

N° Ordre : 41720

UNIVERSITÉ DE LILLE I

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES POUR L'INGÉNIEUR N°72

THÈSE

pour obtenir le titre de

Docteur de l'Université de Lille I

Spécialité : MÉCANIQUE

présentée par

Pierre BAUDOIN

Caractérisation et identification de propriétés de matériaux métalliques à gradients de microstructure

Soutenue le 3 Avril 2015, devant le jury composé de :

<i>Rapporteurs :</i>	Andrei CONSTANTINESCU	-	LMS - École Polytechnique
	Roberto FEDELE	-	Politecnico di Milano
<i>Directeur de thèse :</i>	Éric CHARKALUK	-	École centrale de Lille
<i>Examineurs :</i>	Salima BOUVIER	-	UTC Compiègne
	Samuel FOREST	-	Mines ParisTech
	Ahmed EL BARTALI	-	École centrale de Lille
	Vincent MAGNIER	-	Université Lille I
	Jean-François WITZ	-	CNRS - Laboratoire de mécanique de Lille
<i>Invités :</i>	Philippe DUFRENOY	-	Université Lille 1
	François DEMILLY	-	Valdunes

Remerciements

Je souhaite tout d'abord adresser mes remerciements à mes rapporteurs, M. Andrei Constantinescu, directeur de recherche CNRS au Laboratoire de Mécanique des solides, et M. Roberto Fedele, professeur à l'école Polytechnique de Milan, pour leur relecture attentive et l'intérêt qu'ils ont bien voulu témoigner à mon travail. Je souhaite associer à ces remerciements mes rapporteurs, M^{me} Salima Bouvier, professeur à l'Université des sciences et technologies de Compiègne, et M. Samuel Forest, directeur de recherche CNRS au Centre des Matériaux, pour les échanges que nous avons eu lors de la soutenance, et pour le regard impudique jeté sous le voile d'une partie de mes travaux.

Je souhaite également remercier l'ensemble des acteurs du projet Innovaxle, sans lesquels ce travail n'aurait pas vu le jour. En particulier, je tiens à remercier M. Demilly, de la société Valdunes, et M. Philippe Dufrénoy, professeur à Polytech'Lille, pour la confiance qu'ils m'ont accordé tout au long de ces années de thèse.

Je laisse le lecteur seul juge de la qualité des cent cinquante prochaines pages, mais s'il leur en trouve, elles le doivent en grande partie à l'influence et à la relecture attentive de mon directeur de thèse, Éric Charkaluk, directeur de recherche au CNRS au laboratoire de Mécanique de Lille, et soutien indéfectible durant toute la thèse. Éric, ces raisons m'amènent à elles seules à t'exprimer ma plus profonde reconnaissance, mais si en plus tu as apprécié mon sens de l'humour... Je te suis éternellement ($\approx 10^9$ cycles) redevable !

Parmi mes relecteurs attentifs et guides scientifiques, il me faut aussi compter Jean-François Witz, ingénieur de recherche CNRS, ainsi qu'Ahmed El Bartali et Vincent Magnier, tous deux maîtres de conférences, à l'école Centrale de Lille et Polytech'Lille, respectivement. Sur l'ensemble de la thèse, les jours où je n'ai pas discuté avec l'un d'entre vous au moins se comptent sur les doigts d'une main, à ce titre, je veux vous exprimer ma gratitude pour vos conseils, vos remarques, vos discours d'encouragement, et beaucoup d'autres choses encore. Merci à tous les trois.

Je souhaite également remercier Denis Najjar, professeur à l'école Centrale de Lille, pour ses conseils et les nombreuses discussions qui ont mené au choix d'un matériau pertinent et à l'élaboration des gradients de microstructure.

Je veux aussi remercier ici l'ensemble des personnels que j'ai côtoyé au quotidien durant la thèse ; je n'ai malheureusement pas la place de décrire plus en détail les anecdotes (sympathiques, n'en doutez pas !) que j'associe à chacun de vous, mais si vous lisez votre nom ici, j'espère que vous saurez de vous-même vous remémorer les bons moments passés ensemble. Je souhaite donc remercier François, Laurent, Florent, Anne-Lise, Xavier, Denis, Philippe, Mathias, Yannick, Pauline, Bouaziz, Nathalie, Katia, Amina, Jean-Luc, Arnaud, Haytam, Fabienne, Frank, Romaingue, Anne-Marie, Nathalie, Marie-Christine, Jean-Baptiste, Gregory et enfin Corentin.

Pour leur accueil et leur soutien, je veux aussi remercier les doctorants que j'ai pu côtoyer au laboratoire de Mécanique de Lille : Robi, Emmanuel, Médéric, Martin, Fatima, Paule, Julien, Jérôme, Annie, Zhifan, Cédric, Fatma, Kévin, Davis, Sofiane et Loïc. Je salue tout particulièrement Romain, Rian et Alex', et les remercie ici pour leur amitié.

Je réserve mes derniers remerciements à ma famille : les mots ont toujours une fâcheuse tendance à me fuir lorsqu'il s'agit d'exprimer ce qui me tient à cœur, qu'ils me pardonnent donc la faiblesse sémantique de ces remerciements... Je veux simplement leur rappeler ici mon affection et ma reconnaissance.

Table des matières

1	Fatigue d'essieux ferroviaires forgés	3
1.1	Introduction générale	3
1.1.1	Historique	3
1.1.2	L'essieu-axe	5
1.1.3	Le projet « Innovaxle »	6
1.2	Élaboration et sollicitation d'un essieu ferroviaire	7
1.2.1	Élaboration	7
1.2.2	Propriétés de la nuance d'acier utilisée	8
1.2.3	Sollicitations en service	9
1.2.4	Influence du forgeage sur la fatigue d'essieux ferroviaires	10
1.3	Dimensionnement en fatigue des pièces forgées	11
1.3.1	Prise en compte des contraintes résiduelles	11
1.3.2	Forge et microstructure	18
1.3.3	Anisotropie du comportement en fatigue	23
1.3.4	Synthèse - Spécificité des pièces forgées	25
1.4	Prise en compte de l'effet du gradient de contraintes en fatigue	26
1.4.1	Effet de gradient en fatigue	27
1.4.2	Approches basées sur le coefficient de réduction de la résistance à la fatigue K_f	28
1.4.3	Critères non locaux	29
1.4.4	Théorie de la distance critique	36
1.4.5	Synthèse - Comparaison des différentes approches	39
1.5	Bilan et démarche adoptée	41
1.5.1	Anisotropie	41
1.5.2	Propriétés strictement hétérogènes	42
1.5.3	Gradient de propriétés	43
1.5.4	Conclusion	45
2	Caractérisation du matériau forgé et mise au point d'éprouvettes représentatives	47
2.1	Caractérisation du matériau forgé	47
2.1.1	Essieu plein forgé	47
2.1.2	Démarche de caractérisation	48
2.1.3	Microstructure	49
2.1.4	Essais mécaniques	51
2.1.5	Conclusions sur la caractérisation	54
2.2	Mise au point de microstructures contrôlées	55
2.2.1	Traitements thermiques affectant la taille de grain	55
2.2.2	Recristallisation	56
2.2.3	Choix d'un matériau	59
2.3	Élaboration de gradients de microstructure dans le fer pur	63
2.3.1	Mise en oeuvre du traitement de recristallisation	63
2.3.2	Caractérisation du fer pur	63

2.3.3	Mise au point d'éprouvettes recristallisées	68
2.4	Déformation dans une éprouvette à microstructure hétérogène	72
2.4.1	Introduction	72
2.4.2	L'effet Hall Petch	73
2.4.3	Comportement des éprouvettes recristallisées	75
2.5	Conclusions intermédiaires	81
3	Identification de propriétés hétérogènes sur un gradient de microstructure	83
3.1	Identification de propriétés mécaniques à partir de mesures de champs	83
3.1.1	Introduction	83
3.1.2	Méthodes d'identification	84
3.1.3	Choix d'une méthode d'identification	88
3.2	Mise au point d'un essai synthétique	89
3.2.1	Génération de résultats pseudo-expérimentaux	89
3.2.2	Fonctionnelle et minimisation	91
3.2.3	Résultats d'optimisation	92
3.2.4	Influence de divers paramètres	93
3.3	Identification de paramètres élasto-plastiques pour le fer pur	96
3.3.1	Description de l'essai	96
3.3.2	Résultats de l'identification	98
3.3.3	Synthèse	100
3.4	Identification de paramètres élasto-plastiques hétérogènes	101
3.4.1	Première échelle de modélisation	101
3.4.2	Identification de limites élastiques hétérogènes	105
3.4.3	Conclusions	108
4	Étude numérique de la fatigue des matériaux à gradients de microstructure soumis à des chargements non-uniformes	109
4.1	Introduction	109
4.1.1	Problématique	110
4.1.2	Intérêt des modélisations d'agrégats polycristallins	110
4.1.3	Étude de la fatigue de matériaux à gradient de microstructure soumis à des gradients de chargement	111
4.2	Modèle numérique	112
4.2.1	Géométrie et maillage	112
4.2.2	Modélisation de gradients de microstructure	113
4.2.3	Modélisation du comportement du matériau	115
4.3	Choix des indicateurs de fatigue	119
4.3.1	La déformation plastique cumulée	119
4.3.2	Le critère de Crossland	119
4.3.3	Théorie de la distance critique (T.D.C.)	119
4.4	Configurations simulées	120
4.4.1	Microstructures étudiées	120
4.4.2	Chargement de fatigue	121
4.5	Analyse des distributions de marqueurs de fatigue	122
4.5.1	Critère de Crossland	122

4.5.2	Déformation plastique cumulée	124
4.5.3	Prédictions de la théorie de la distance critique (T.D.C.)	126
4.5.4	Synthèse	127
4.6	Conclusion	128
A	Critères de fatigue multiaxiale	133
A.1	Critères de fatigue multiaxiale	133
A.1.1	Critères basés sur les invariants du tenseur des contraintes	134
A.1.2	Critères basés sur une approche multi-échelles	135
B	Plans des éprouvettes de caractérisation mécanique	141
B.1	Géométrie des éprouvettes de caractérisation de l'EA1N	141
B.1.1	Éprouvettes de traction-compression	141
B.1.2	Éprouvette de traction monotone plane	142
B.2	Géométrie des éprouvettes en fer ARMCO	143
B.2.1	Traction monotone	143
B.2.2	Éprouvettes de recristallisation	143
B.2.3	Éprouvettes recristallisées	144
B.2.4	Éprouvette entaillée utilisée pour la F.E.M.U.	146
C	Recristallisation d'éprouvettes trapézoïdales	147
C.1	Recristallisation d'éprouvettes trapézoïdales	147
C.1.1	Modélisations	147
C.1.2	Déformations prévues par simulation	147
C.1.3	Dispositif expérimental	149
C.1.4	Déformation axiale expérimentale	149
C.1.5	Microstructures recristallisées	151
C.1.6	Bilan pour la géométrie trapézoïdale	152
D	Corrélation d'images numériques	153
D.1	Principe de la corrélation d'images numériques	153
D.1.1	Historique	153
D.1.2	Conservation de la luminance	153
D.1.3	Cadre général et hypothèses	153
D.2	À propos des essais réalisés dans cette thèse	154
D.2.1	Présentation de la plate-forme YADICS	154
D.2.2	Sources d'erreur et précision de la mesure	155
D.2.3	Quantification de l'erreur sur un essai virtuel de référence	156
	Bibliographie	159

Introduction Générale

L'expérience montre que la limite de fatigue en flexion alternée (chargement non-uniforme) des matériaux métalliques est significativement supérieure à leur limite de fatigue en traction alternée (chargement homogène). Il s'agit d'une conséquence de l'« effet de gradient » [Papadopoulos & Panoskaltis 1996], un phénomène bien connu de la fatigue à grand nombre de cycles. Ce terme désigne la capacité des structures à supporter des chargements localement plus importants que leur limite de fatigue lorsqu'elles sont sollicitées de manière non-uniforme. À contrainte nominale équivalente, plus le gradient de chargement est important, et plus l'amélioration de la durée de vie est conséquente. Dans le cas des matériaux métalliques, ce phénomène tient en particulier au nombre plus restreint de cristaux ayant une orientation critique vis à vis du chargement dans les régions les plus sollicitées. De manière générale, la compréhension du phénomène de fatigue passe ainsi par une description toujours plus fine du comportement des microstructures à l'échelle cristalline. Les progrès réalisés ces deux dernières décennies par les simulations numériques en fatigue à grand nombre de cycles dans les agrégats polycristallins [McDowell & Dunne 2010] vont dans ce sens. Du point de vue de la conception des structures mécaniques, il est devenu possible de tirer parti de ces résultats dans une démarche prospective d'élaboration de microstructures adaptées à ces gradients de chargement.

Il arrive que ces gradients de sollicitation s'appliquent à des microstructures spatialement très hétérogènes, dont la réponse ne peut être décrite de manière satisfaisante à l'aide de propriétés homogènes. Lorsque les caractéristiques de la microstructure (taille de grain, texture) varient de manière continue spatialement, on peut parler de « gradients » de microstructure, auxquels sont en général associés des gradients de propriétés, dont la caractérisation demeure un problème ouvert. Ces gradients peuvent être générés volontairement (à l'issue de traitements thermiques, par exemple), résulter de la sollicitation répétée de la pièce considérée (cas des rails ferroviaires), ou encore être une conséquence de la modification d'un procédé d'élaboration. C'est le cas des essieux ferroviaires forgés que la société Valdunes envisage de produire, dans le cadre du projet Innovaxle.

L'étude de l'impact éventuel du procédé de forgeage sur la tenue en fatigue de ces essieux se trouve à la croisée des deux problématiques précédentes. Le procédé est susceptible d'occasionner un gradient de microstructure au sein de l'essieu, lequel sera par la suite sollicité en flexion rotative durant son fonctionnement en service. Proposer une démarche de dimensionnement à la fatigue cohérente de ces essieux impose plusieurs étapes intermédiaires, qui font l'objet de ce travail de thèse. Les objectifs seront alors de mettre au point des gradients de microstructure contrôlés, dans un matériau de référence (le fer ARMCO), puis de caractériser leur comportement mécanique. Ces essais devront permettre d'associer un gradient de propriétés mécaniques à ces microstructures. Cette modélisation devra finalement autoriser une estimation numérique de la réponse de gradients de microstructure à des chargements cycliques non-uniformes, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles. Pour y parvenir, ce travail suit le plan suivant :

Le premier chapitre résume les problématiques liées à l'étude de la tenue en fatigue de composants forgés soumis à des gradients de chargement. Après une brève description du projet Innovaxle et du procédé d'élaboration des essieux forgés, l'impact possible du procédé de forgeage sur la tenue en fatigue est discuté. La principale conséquence attendue du forgeage est une altération de la microstructure initiale, pouvant être à l'origine d'un comportement mécanique hétérogène, éventuellement anisotrope, sur l'ensemble de l'essieu. La question de la prise en compte des con-

traintes résiduelles liées au refroidissement est également abordée. Ces problématiques étant traitées, le mode de sollicitation en service de l'essieu, la flexion rotative, implique une réflexion supplémentaire sur le choix de critères de fatigue adaptés. Une large revue des différentes approches disponibles, allant de critères non-locaux aux approches probabilistes, est réalisée. Les mérites relatifs de ces méthodes sont discutées.

Le second chapitre présente tout d'abord les essais de caractérisation réalisés sur le matériau forgé fourni par la société Valdunes, et l'évolution de la microstructure introduite par le procédé. À l'issue de ces observations, il est constaté que la principale conséquence du forgeage est une variation de la taille de grain dans l'épaisseur des pièces forgées. En conséquence, une procédure d'élaboration d'éprouvettes à gradient de microstructure contrôlé en fer ARMCO est proposée. Cette procédure permet l'obtention de gradients de microstructure localisés au sein de plusieurs éprouvettes de traction, dont la caractérisation est détaillée en conclusion de ce chapitre. Ces essais révèlent le caractère mécanique extrêmement hétérogène de ces éprouvettes, et une modélisation du matériau, basée sur la loi de Hall-Petch ([Hall 1951],[Petch 1953]) est proposée pour associer la taille de grain locale du matériau à un comportement élasto-plastique hétérogène. La validation de cette hypothèse ne peut être réalisée sans tirer parti de la riche information donnée par les mesures de champs cinématiques réalisées sur ces éprouvettes, et dont l'exploitation fait l'objet du troisième chapitre.

Les champs de déplacements obtenus par corrélation d'images numériques permettent de disposer de plusieurs milliers de points de mesures indépendants sur la surface des échantillons caractérisés. De nombreuses méthodes d'identification de paramètres constitutifs se sont donc développées à partir de ces mesures [Grédiac & Hild 2011]. Elles sont présentées succinctement en début de chapitre. La méthode de l'identification par recalage de modèle par calcul éléments finis est ensuite adoptée pour mettre en avant les hétérogénéités de comportement locales des éprouvettes à gradient de microstructure, et pour discuter de la modélisation proposée au chapitre précédent.

Cette modélisation sert de base à l'étude numérique décrite dans le chapitre de conclusion. L'influence qualitative des gradients de microstructure sur le comportement en fatigue des structures entaillées y est étudiée au travers d'un modèle bi-échelle permettant la sollicitation non-uniforme d'agrégats polycristallins. La capacité de différents critères de fatigue à rendre compte des différences de comportement observées entre un agrégat à microstructure homogène et des agrégats à gradients de microstructure est alors discutée.

Fatigue d'essieux ferroviaires forgés

Sommaire

1.1 Introduction générale	3
1.1.1 Historique	3
1.1.2 L'essieu-axe	5
1.1.3 Le projet « Innovaxle »	6
1.2 Élaboration et sollicitation d'un essieu ferroviaire	7
1.2.1 Élaboration	7
1.2.2 Propriétés de la nuance d'acier utilisée	8
1.2.3 Sollicitations en service	9
1.2.4 Influence du forgeage sur la fatigue d'essieux ferroviaires	10
1.3 Dimensionnement en fatigue des pièces forgées	11
1.3.1 Prise en compte des contraintes résiduelles	11
1.3.2 Forge et microstructure	18
1.3.3 Anisotropie du comportement en fatigue	23
1.3.4 Synthèse - Spécificité des pièces forgées	25
1.4 Prise en compte de l'effet du gradient de contraintes en fatigue	26
1.4.1 Effet de gradient en fatigue	27
1.4.2 Approches basées sur le coefficient de réduction de la résistance à la fatigue K_f	28
1.4.3 Critères non locaux	29
1.4.4 Théorie de la distance critique	36
1.4.5 Synthèse - Comparaison des différentes approches	39
1.5 Bilan et démarche adoptée	41
1.5.1 Anisotropie	41
1.5.2 Propriétés strictement hétérogènes	42
1.5.3 Gradient de propriétés	43
1.5.4 Conclusion	45

1.1 Introduction générale

1.1.1 Historique

L'émergence de la fatigue comme champ de recherche à part entière est étroitement liée aux développements technologiques qui accompagnent la « révolution industrielle » du XIX^e siècle. Avec le développement du ferroviaire et les prémices de l'automobile, le domaine de sollicitation des pièces mécaniques courantes évolue, les chargements ont lieu sur des distances et des durées toujours plus importantes. En 1842, la catastrophe ferroviaire de Meudon, en région parisienne,

est l'un des premiers accidents impliquant la rupture d'un essieu par fatigue. Le phénomène est à l'époque inconnu, mais l'ampleur de la catastrophe (55 morts, plusieurs centaines de blessés) pousse les ingénieurs à rechercher une explication. C'est ainsi que Rankine [Rankine 1842], dans les années 1840, et Wöhler [Wöhler 1860], dans les années 1860, sont amenés à mettre en évidence l'affaiblissement de la résistance d'une structure soumise à un chargement cyclique : même chargés en dessous de leur limite élastique théorique, certains matériaux s'endommagent et finissent par rompre.

L'une des découvertes principales de Wöhler est l'existence d'une *limite de fatigue*, charge en dessous de laquelle l'endommagement n'apparaît pas, quel que soit le nombre de cycles. Par suite, la notion de dimensionnement en fatigue fait progressivement son entrée en ingénierie, et progresse tout au long du XX^e siècle. Il devient utile, à la manière de ce qui existe déjà dans le domaine de la résistance des matériaux, de se doter d'outils analytiques permettant le dimensionnement des structures à la fatigue. On parle dans ce cas de *critères de fatigue*. Le but de ces critères est de déterminer si la structure considérée s'endommage ou non par fatigue, pour un chargement mécanique donné. Ces critères sont généralement basés sur des quantités propres au matériau, issues de résultats expérimentaux (limite d'endurance vis à vis d'une sollicitation, limite d'élasticité, etc.). L'annexe 1 présente un résumé des critères de fatigue les plus courants.

Pour la plupart empiriques, ces critères se sont développés et ont évolué au fur et à mesure que la technique permettait une observation et une description des matériaux beaucoup plus fines. En particulier, on note que s'ils portent sur des propriétés matériaux « macroscopiques » au départ (limite élastique et limites d'endurance dans la première moitié du XX^e), les origines microscopiques de la fatigue (formation des bandes de glissement menant à l'amorçage de micro-fissures dans les polycristaux) ne sont introduites dans des critères de fatigue qu'au début des années 70, avec le critère de Dang Van [Dang Van 1973] notamment.

Depuis, le développement continu des outils d'observation fine à l'échelle micro-métrique et l'accroissement considérable des capacités de calculs ont introduit une grande diversification dans les approches disponibles pour l'ingénieur qui étudie la fatigue. On peut citer, entre autres, l'apparition de critères énergétiques, probabilistes, des essais d'auto-échauffements, et de la simulation numérique d'agrégats cristallins sous chargement cyclique. En 2014, les outils permettant le dimensionnement des structures en fatigue sont nombreux, et les résultats expérimentaux du siècle précédent constituent une base d'évaluation solide pour les critères se développant dans la discipline. A l'échelle industrielle, on dispose donc d'outils performants pour dimensionner une large majorité des composants amenés à travailler dans leur domaine d'endurance. Cependant, plusieurs problématiques de recherche demeurent ouvertes, parmi lesquelles on peut citer la fatigue des structures sous sollicitations *multiaxiales complexes*, la fatigue des composants soumis à des *chargements non-uniformes* (gradients de contraintes) ou encore la fatigue de *composants hétérogènes* (en terme de propriétés mécaniques).

Cette thèse se trouve au croisement de ces problématiques, et porte sur une démarche de dimensionnement en fatigue d'essieux ferroviaires forgés. Le comportement en fatigue de l'essieu en tant que structure est bien connu, puisqu'en 1867 déjà, les travaux de Wöhler avaient pour but une meilleure compréhension des ruptures d'essieu par fatigue. En revanche, le comportement en fatigue des pièces forgées est beaucoup moins bien documenté. En pratique, on s'intéresse à la fatigue d'un matériau *a priori* hétérogène mécaniquement (car très hétérogène au niveau de la microstructure), soumis à un chargement non-uniforme (nature de l'essieu). Les sections suivantes détaillent le cadre de l'étude, ainsi que les approches permettant d'aborder le dimensionnement de ce type de composants.

1.1.2 L'essieu-axe

Dans les rames de TGV françaises, les voitures sont supportées par des bogies. Les bogies se situent entre deux voitures successives afin de rigidifier la structure du convoi, et comportent chacune deux essieux-axes. (figure 1.1) Lorsque l'essieu est équipé de ses organes de roulement (roues, disques de frein, boîtes d'essieu) on parle d'*essieu monté*. Traditionnellement, les essieux sont pleins, mais pour certains usages on utilise également des essieux creux, afin de gagner en masse embarquée. Ce type d'essieux équipe le TGV sud-coréen, par exemple.

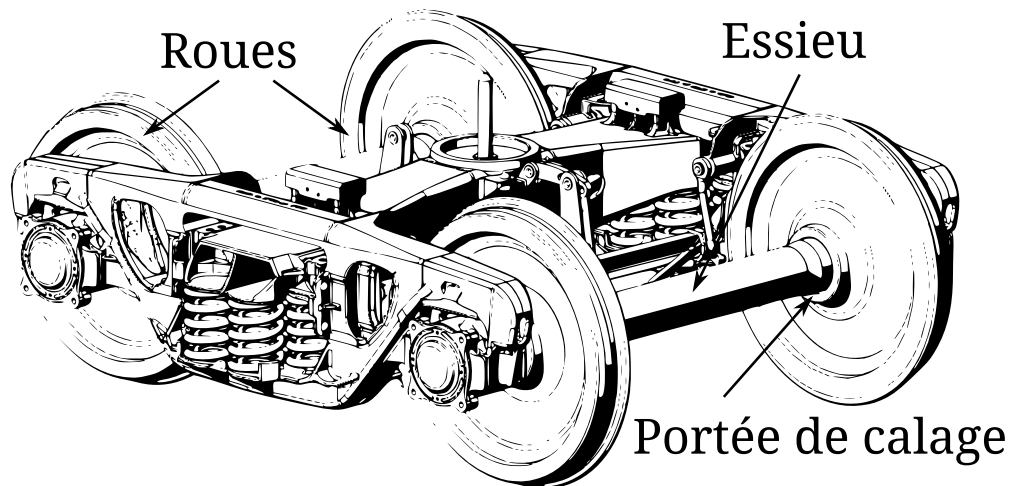


FIGURE 1.1 – Bogie de train

Ce composant est critique vis à vis de la sécurité du convoi : les ruptures d'essieux en service sont rarissimes, mais ont des conséquences désastreuses. Au cours de sa vie, l'essieu parcourt plusieurs millions de kilomètres, et a une durée de vie nettement supérieure à l'ensemble de ses organes de roulement (on change les roues 5 fois sur la vie d'un essieu). S'assurer du bon dimensionnement à la fatigue de ces pièces est donc essentiel, et le cadre imposé est celui de la fatigue à grand nombre de cycles.

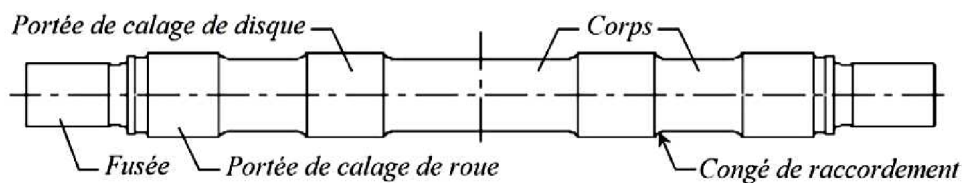


FIGURE 1.2 – Schéma d'un essieu-axe d'après [Yameogo 2004]

La figure 1.2 détaille la géométrie générale des essieux-axes. Les disques de freins et les roues sont accouplés à l'essieu à la presse, par frettage, sur les parties correspondantes. Les bogies reposent sur les fusées. L'amorçage des fissures de fatigue se retrouve soit sous les portées de calage des roues (solicitation de fretting-fatigue) soit dans les congés de raccordement bordant ces portées (flexion-rotative).

La société Valdunes¹ produit les essieux étudiés dans le cadre du projet « Innovaxle ». Elle est

1. Site internet de Valdunes

le premier producteur européen d'essieux-axes pour le ferroviaire.

1.1.3 Le projet « Innovaxle »

A l'heure actuelle, le procédé d'élaboration des essieux creux (détaillé dans la section 1.2.1) diffère peu de celui des essieux pleins, lui ajoutant une étape de forage. Ce forage conduit à un surcoût de production de l'ordre de 30% par rapport aux essieux pleins, ce qui limite l'emploi de ce type d'essieu à une portion très restreinte du marché (grande vitesse, environ 3% de la production annuelle de Valdunes). Le projet Innovaxle réunit des acteurs industriels et universitaires (fig. 1.3) dans le but de développer un essieu creux optimisé, permettant une réduction de masse de l'ordre de 20 à 30 %, et une réduction de la consommation d'acier d'environ 25% par rapport au procédé actuel.



FIGURE 1.3 – Organigramme du projet Innovaxles

Cet objectif impose de modifier en profondeur le procédé d'élaboration des essieux. Le principe retenu est d'utiliser des tubes d'acier pré-forgés au niveau des portées de calage, afin de s'affranchir de l'étape de forage (fig.1.4). La société Barriol & Dallière Industries (BDI²) réalise les opérations de forgeage dans le cadre du projet.

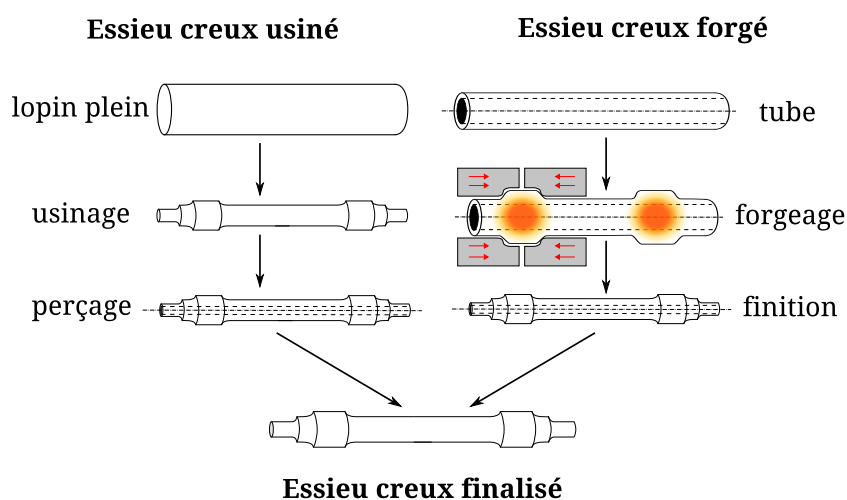


FIGURE 1.4 – Modification du procédé de fabrication

2. Site Internet de BDI

Il est possible que le comportement mécanique des essieux creux soit affecté par le changement de procédé. L'un des objectifs de cette thèse est de caractériser le matériau forgé, dans l'optique du dimensionnement en fatigue des essieux du projet Innovaxle. Deux autres thèses sont menées en parallèle, l'une dans le but de permettre une optimisation multi-critères du procédé de mise en forme [Saad 2015], la seconde dans le but de développer un revêtement adéquat pour protéger l'essieu des impacts et de la corrosion.

1.2 Élaboration et sollicitation d'un essieu ferroviaire

En amont du projet Innovaxle, les thèses de [Gros 1996], [Yameogo 2004], et [Kubiak 2006] ont porté sur la caractérisation du comportement en fretting-fatigue et fretting-wear des essieux-axes, en coopération avec Valdunes. Ces études ont permis une bonne description du matériau utilisé dans la fabrication des essieux, qui est résumée ici.

1.2.1 Élaboration

Le procédé d'élaboration classique des essieux-axes creux est résumé sur la figure 1.5. Il ne diffère de celui des axes pleins que par l'étape de perçage. Les lopins dont sont issus les essieux sont obtenus à partir de lingots laminés à chaud, qui subissent un traitement thermique avant d'être usinés. Les organes de roulement habillant l'essieu-axe sont ensuite calés à la presse sur celui-ci.

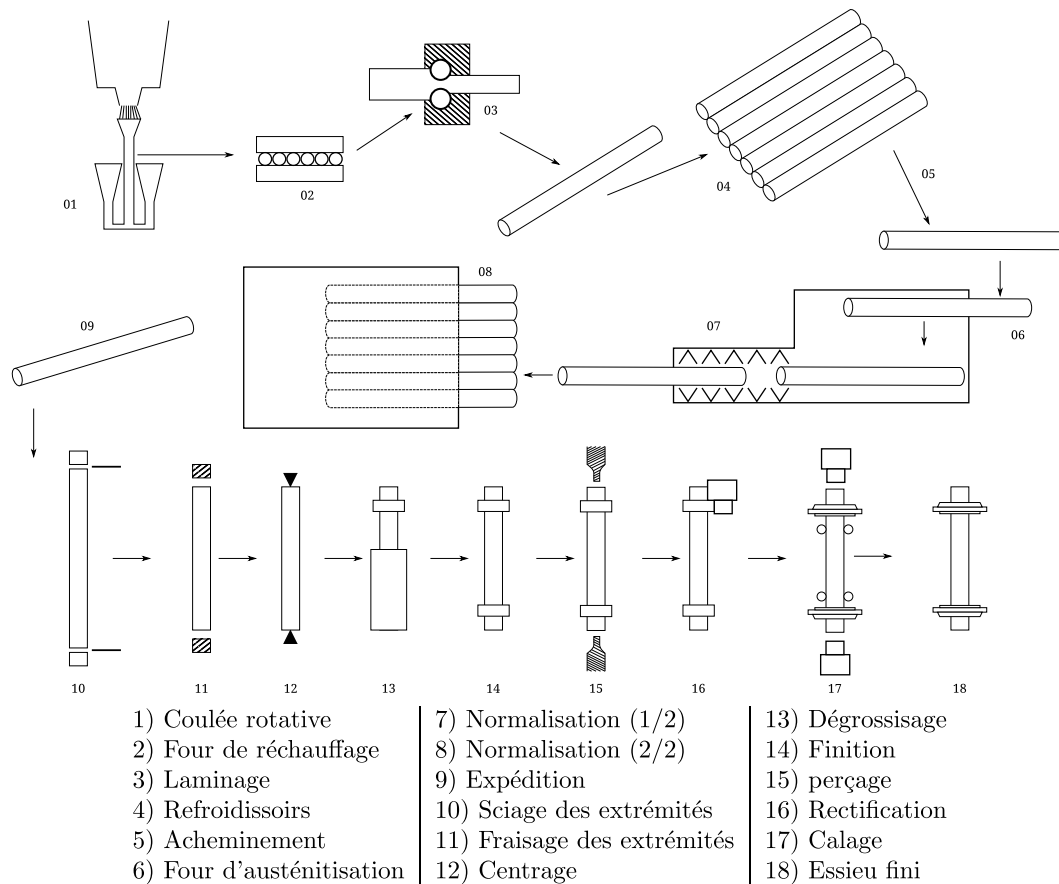


FIGURE 1.5 – Résumé de l'élaboration d'un essieu creux monté d'après [Gros 1996]

Le matériau utilisé est l'EA1N (acier de type XC38, détaillé section 1.2.2). Les caractéristiques mécaniques et métallurgiques de cette nuance sont imposées par deux normes : la norme [NF01-123] en France et [EN-13261] au niveau européen. La lettre « N » de EA1N indique que le matériau subit une double normalisation.

1.2.2 Propriétés de la nuance d'acier utilisée

Microstructure Le matériau EA1N des essieux-axes présente une structure ferrito-perlitique (figure 1.6), où les deux phases se retrouvent en quantité équivalente. A l'issue de la double normalisation, la taille de grain moyenne de cette nuance d'acier est environ de $30 \mu\text{m}$. Au sein même des colonies de perlites, l'espacement inter-lamellaire est de l'ordre d' $1 \mu\text{m}$. Pour un acier ferrito-perlitique, ces deux paramètres déterminent la limite élastique [Grumbach 2008].

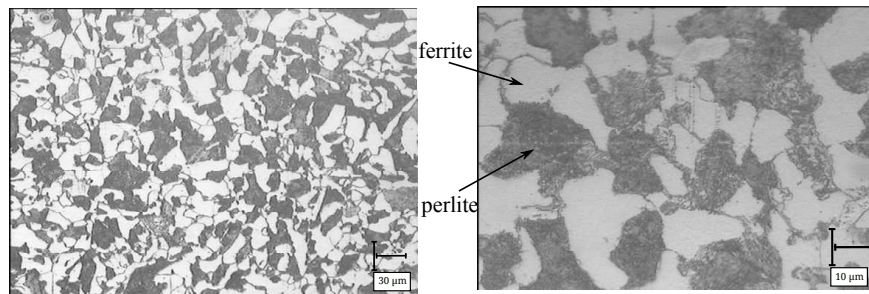


FIGURE 1.6 – Microstructure de l'acier EA1N [Kubiak 2006]

La composition chimique de l'EA1N, typique d'un acier doux, est donnée sur le tableau 1.1.

Éléments	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
% massique (ex.)	0.363	0.297	0.841	0.001	0.005	0.160	0.117	0.040	0.091	0.002
% massique max. [EN 13261]	0.4	0.5	1.20	0.020	0.0020	0.30	0.30	0.08	0.30	0.06

TABLE 1.1 – Composition chimique de l'acier EA1N [Yameogo 2004]

Réponse à la traction monotone La réponse mécanique de l'EA1N à un essai de traction monotone présente les spécificités communes aux aciers bas carbone (fig. 1.7). Le module de Young est de 210 GPa.

La courbe de traction présente un pic à l'issue du domaine élastique, suivi d'un palier correspondant à la formation et à la propagation de bandes de Piobert-Lüders dans la longueur de l'éprouvette. La limite d'élasticité identifiée à partir de cet essai est de l'ordre de 350 MPa.

Modélisation [Yameogo 2004] propose une description du comportement cyclique de l'EA1N par une loi de comportement de type Lemaitre et Chaboche combinant écrouissage isotrope et écrouissage cinématique non linéaire [Lemaître & Chaboche 2001]. Cette loi est résumée par les équations [4.5-1.4] :

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad \text{avec} \quad \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p} \quad (1.1)$$

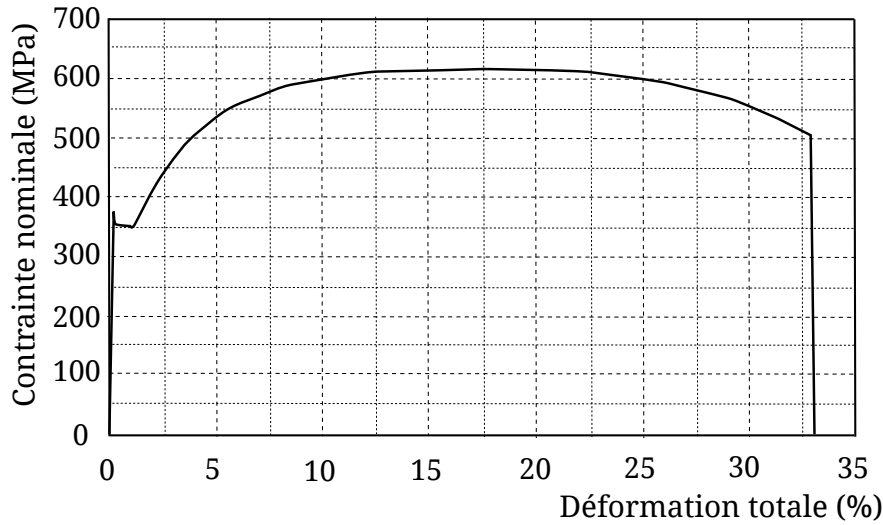


FIGURE 1.7 – Courbe de traction monotone de l'acier EA1N [Yameogo 2004]

$$f = J_2(\sigma - X) - R - \sigma_y \leq 0 \quad (1.2)$$

$$\dot{R} = b(R_\infty - R)\dot{p} \quad (1.3)$$

$$\dot{X} = \frac{2}{3}C\varepsilon^p - \gamma X\dot{p} \quad (1.4)$$

La limite du domaine élastique est régie par les évolutions combinées de l'écroissage isotrope R et de l'écroissage cinématique X . Ces deux paramètres autorisent une translation et une dilatation du domaine élastique initial. σ_y est la limite élastique initiale, R_∞ la valeur asymptotique du coefficient d'écroissage isotrope, et b pilote la vitesse à laquelle R converge vers sa valeur finale. En dehors des coefficients élastiques E et ν , cinq paramètres sont donc nécessaires pour identifier cette loi : $\{\sigma_y, R_\infty, b, C, \gamma\}$. [Yameogo 2004] a identifié ces coefficients à l'aide du logiciel SiDoLo, sur la base d'essais de traction compression cycliques uniaxiaux :

$$\{\sigma_y = 199 \text{ MPa}, R_\infty = 50 \text{ MPa}, b = 50, C = 78750 \text{ MPa}, \gamma = 175\}$$

les coefficients d'élasticité retenus sont :

$$\{E = 210 \text{ GPa}, \nu = 0,3\}$$

1.2.3 Sollicitations en service

Les chargements qui s'appliquent sur l'essieu ferroviaire en service sont résumés figure (1.8). Les charges verticales P_1 et P_2 correspondent à l'action exercée par la voiture sur l'essieu (poids de l'ensemble voiture et passagers). La plupart du temps lorsque le train circule, ces charges ne sont pas identiques à cause des mouvements de roulis. D'après [Yameogo 2004], ces charges peuvent varier de plus ou moins 50% de leur valeur à l'arrêt en circulation. L'effort horizontal H correspond à l'effort exercé par le wagon en mouvement transversal sur l'essieu (passage dans une courbe par

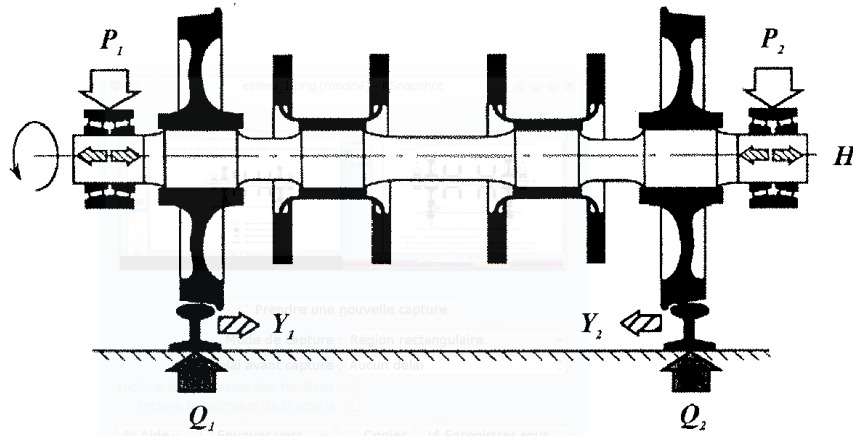


FIGURE 1.8 – Efforts appliqués sur l'essieu en service [Yameogo 2004]

exemple). Enfin, les efforts Q_i et Y_i correspondent à la réaction des rails sur les roues de l'essieu-axe. Les sollicitations extérieures se résument donc à une sollicitation de flexion rotative, parfois combinée à de la torsion.

Au niveau des portées de calage, le contact essieu-roues génère une sollicitation de *fretting-fatigue*, qui peut être la source de l'endommagement par fatigue. Les critères de dimensionnement vis-à-vis de cette sollicitation sont décrits de manière exhaustive dans les travaux de [Gros 1996], [Yameogo 2004] et [Kubiak 2006], et ne sont pas repris ici. L'autre source d'endommagement sur les essieux provient de la concentration de contraintes au niveau des portées de calage des essieux, qui peuvent être à l'origine d'amorçage de fissures.

1.2.4 Influence du forgeage sur la fatigue d'essieux ferroviaires

L'opération de forgeage décrite au §1.1.3 apporte un certain nombre d'inconnues quant à l'altération des propriétés mécaniques de l'acier à essieux. La caractérisation du matériau forgé implique de tenir compte des spécificités induites par le procédé d'élaboration. En outre, le caractère local de l'opération, limitée aux portées de calage, indique que les propriétés mécaniques homogènes des essieux pourraient devenir hétérogènes. Des approches permettant la caractérisation de tels matériaux seront données dans les chapitres suivantes. La suite de ce chapitre d'introduction se focalisera sur le dimensionnement en *fatigue* des matériaux forgés, en vue de l'application à des essieux ferroviaires.

L'étude de la fatigue des matériaux forgés constitue une problématique récente. [Caillet 2007] est l'un des premiers à dresser une liste exhaustive des spécificités des pièces forgées dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles (FGNC). Les travaux de thèse de [Milesi 2009] et de [Pessard 2009] s'inscrivent dans la continuité de cette première étude, en s'intéressant respectivement à l'impact de la microstructure forgée et de l'anisotropie de forge sur le comportement du matériau en FGNC. Ces lectures permettent de dégager trois axes d'investigation pour le cas spécifique d'essieux forgés (fig. 1.9) :

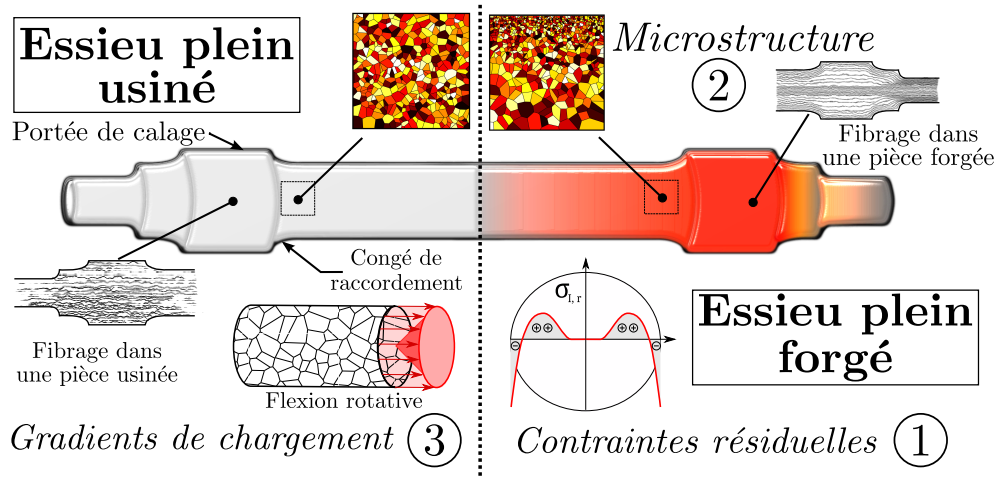


FIGURE 1.9 – Axes d'étude envisagés

1. En premier lieu, les différences de vitesses de refroidissement entre le cœur et la surface de la pièce à l'issue du forgeage sont génératrices de contraintes résiduelles, dont l'impact potentiel sur la durée de vie est détaillé dans la section 1.3.1.
2. La microstructure du matériau à essieux peut être doublement impactée par le procédé : les déformations plastiques hétérogènes à haute température peuvent en modifier *localement* la morphologie, et l'opération peut orienter les défauts initialement présents dans la direction de déformation globale et conférer un caractère *anisotrope* au matériau final. Ces aspects sont développés respectivement dans les sections 1.3.2 et 1.3.3.
3. Le mode de chargement de l'essieu provoque un état de contraintes non uniforme dans la pièce, dont la prise en compte pour le dimensionnement en FGNC demeure un problème ouvert. La section 1.4 expose les approches disponibles pour l'étude des gradients de contraintes en fatigue.

Une approche de dimensionnement à la fatigue devra tenir compte de la superposition éventuelles de ces problématiques. La section suivante s'intéresse aux conséquences potentielles du forgeage sur la tenue en fatigue des essieux.

1.3 Dimensionnement en fatigue des pièces forgées

1.3.1 Prise en compte des contraintes résiduelles

Le procédé de forgeage décrit au §1.1.3 est susceptible d'introduire un champ de contraintes résiduelles dans l'essieu forgé (fig. 1.10). La prise en compte de ces contraintes impacte la démarche de dimensionnement conventionnelle.

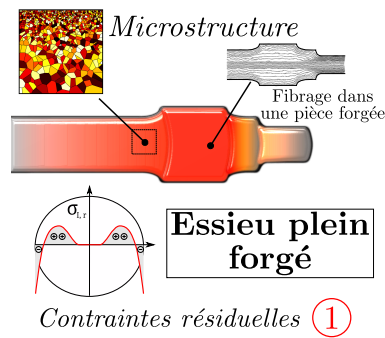


FIGURE 1.10 – Premier axe d'étude : impact des contraintes résiduelles de forge

1.3.1.1 Définitions

Les contraintes résiduelles désignent l'ensemble des contraintes qui subsistent à l'intérieur d'une structure en l'absence de toute sollicitation extérieure. Ces contraintes constituent un champ auto-équilibré, qui est en général lié au procédé d'élaboration du matériau. La classification traditionnelle pour les métaux [Macherauch & Kloss 1986] fait intervenir trois ordres de contraintes, suivant l'échelle considérée (fig. 1.11) :

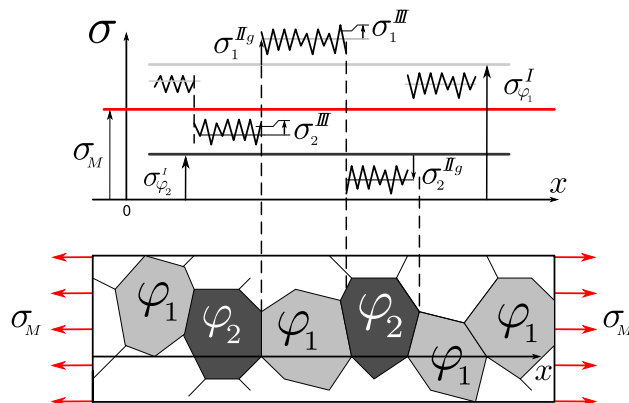


FIGURE 1.11 – Contraintes dans un matériau biphasé d'après [Dakhlaoui 2006]

Les contraintes du *premier ordre* σ^I (macroscopiques) correspondent à la moyenne des contraintes d'ordre inférieur sur un V.E.R., pour une contrainte extérieure σ_M donnée. Pour un matériau biphasé, $\sigma^I \neq \sigma_M$ et ces contraintes sont considérées par phase ($\sigma_{\varphi_1}^I, \sigma_{\varphi_2}^I$). Les contraintes du *second ordre* σ^{II} (mésoscopiques) sont le résultat des différences de propriétés mécaniques (phase, orientation) d'un grain à l'autre dans les matériaux polycristallins. Enfin, les contraintes du *troisième ordre* (intra-granulaires) sont liées aux hétérogénéités (lacunes, dislocations) présentes au sein du grain considéré. C'est la plus petite échelle à laquelle on peut encore parler de contrainte dans le cadre défini par la mécanique des milieux continus. Pour un dimensionnement conventionnel en fatigue, la considération du premier ordre est souvent suffisante, et on effectuera alors l'approximation $\sigma_M = \sigma^I$, que le matériau soit monophasé ou non.

1.3.1.2 Méthodes de mesure

Il existe deux sortes de méthodes de caractérisation des contraintes résiduelles. Les *méthodes destructrices* nécessitent une altération irréversible du matériau testé. Ces méthodes sont parfois préférées car elles sont simples d'application et peu onéreuses. La principale technique destructrice est celle du trou incrémental [Mathars 1934]. Plusieurs trous successifs sont percés sur la surface à caractériser, et une rosette de jauges de déformation disposée à proximité mesure la relaxation de déformation pour chaque profondeur. La méthode de Sachs [Sachs 1929] et la méthode du trépan reposent sur des principes similaires. Outre leur aspect destructif, ces techniques ne sont pas adaptées à la caractérisation des zones à fort gradient de contraintes résiduelles.

La méthode *non destructrice* la plus couramment employée est la diffraction (par rayons X ou neutrons). En raison des efforts s'exerçant sur les différents atomes du réseau cristallin, celui-ci se déforme, et on peut remonter à la contrainte appliquée sur l'échantillon grâce à la mesure de l'écart entre les différentes mailles du réseau. En mesurant la diffraction des rayons (X ou neutrons, fig.1.12) renvoyés par la structure cristalline, on est en mesure de remonter à l'espacement inter-atomique local, au travers de la loi de Bragg (eq. 1.5) :

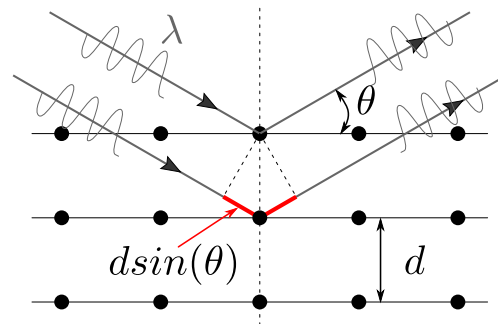


FIGURE 1.12 – Principe de la diffraction

$$2d \sin(\theta) = n\lambda \quad (1.5)$$

et de-là aux contraintes résiduelles.

1.3.1.3 Influence et origine des contraintes résiduelles

L'impact des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue est bien documenté [Lu 2006]. L'expérience montre qu'un champ de contraintes résiduelles compressif a un effet bénéfique sur la durée de vie, l'explication généralement donnée est qu'il va dans le sens de la fermeture de fissures, tandis qu'un champ positif aura l'effet opposé. L'application aux matériaux soudés constitue un pan important des études sur les contraintes résiduelles ([Predan *et al.* 2010],[James *et al.* 2007],[Liljedahl *et al.* 2010] ou encore [Ma *et al.* 2011] pour le soudage par friction), en raison du caractère « fragilisant » du soudage. [Webster & Ezeilo 2001] comparent l'impact de ce procédé au grenailage et aux traitements thermiques (traitement thermique par induction, trempe). Des trois procédés, le plus préoccupant est le soudage, générateur d'un important champ de contraintes résiduelles de tension au centre de la zone affectée thermiquement. En revanche, et comme [Koibuchi *et al.* 1982] avant eux, ils notent l'impact positif des contraintes résiduelles de compression en surface du composant apporté par les trempes et

le grenailage. D'autres auteurs s'intéressent à l'impact des contraintes résiduelles introduites par traitement thermique [Dumas *et al.* 2007], [Koibuchi *et al.* 1982] (fig. 1.13) :

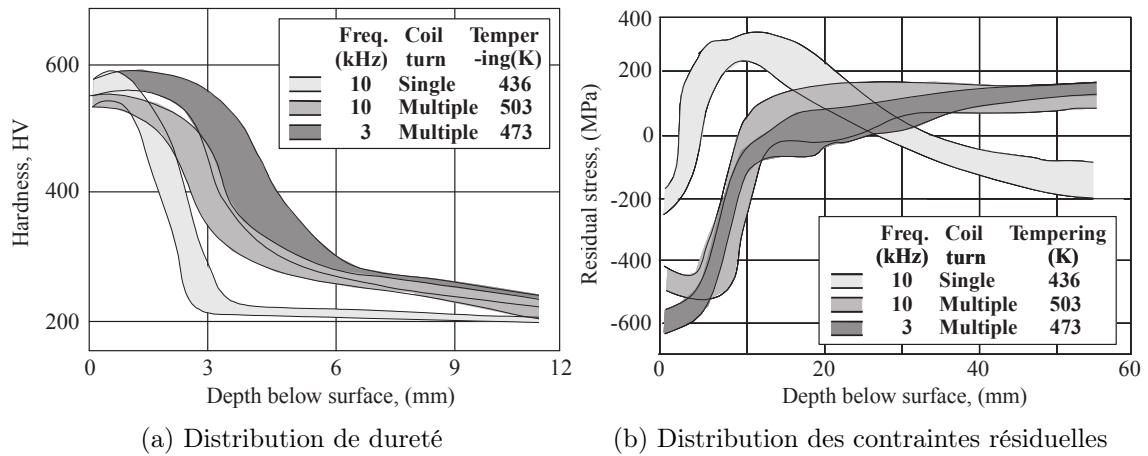


FIGURE 1.13 – Contraintes résiduelles obtenues par traitement thermique [Hirakawa *et al.* 1998]

Selon le traitement utilisé et les profondeurs affectées, l'ordre de grandeur des contraintes résiduelles introduites peut être très important. Dans le cas des essieux forgés, les contraintes résiduelles ont trois origines principales :

1. Les hétérogénéités locales de déformations plastiques lors de la mise en forme (les contraintes sont alors liées aux incompatibilités de déformations d'un grain à l'autre).
2. Les traitements thermiques subis par la pièce à l'issue du forgeage. La différence de vitesse de refroidissement entre le cœur de la pièce et l'extérieur génèrent des contraintes résiduelles, principalement radiales.
3. Les traitements mécaniques ultérieurs (grenailage éventuel, calage à la presse des roues)

L'usinage final lui-même peut être générateur de contraintes résiduelles, mais sur des épaisseurs si faibles ($\leq 10\mu m$) qu'elles seront négligées dans le cadre de cette étude. Les sections suivantes décrivent les approches disponibles pour leur prise en compte en FGNC dans le cas général.

1.3.1.4 Prise en compte des contraintes résiduelles pour les matériaux homogènes

La méthode « naturelle » pour rendre compte des observations précédentes est d'assimiler le champ de contraintes résiduelles à un champ statique, superposable au champ de contrainte engendré par le chargement mécanique (fig. 1.14). [Hoffmann *et al.* 1986] montrent cependant que les contraintes résiduelles peuvent subir une relaxation importante dès les premiers cycles de chargement, et il est très difficile d'évaluer systématiquement les contraintes résiduelles stabilisées avec les méthodes présentées au §1.3.1.2.

[Koibuchi *et al.* 1982] proposent d'intégrer les contraintes résiduelles à travers une relation de type Goodman (eq. 1.6) :

$$\sigma'_w = \sigma_w - m(\sigma_m + \sigma_R) \quad (1.6)$$

dans laquelle :

- σ_m désigne la contrainte moyenne de la sollicitation en fatigue
- σ'_w est la limite de fatigue

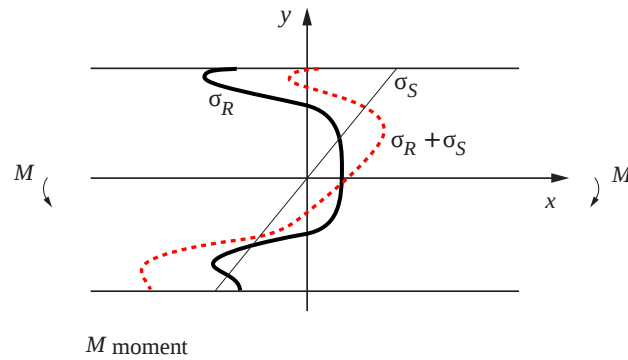
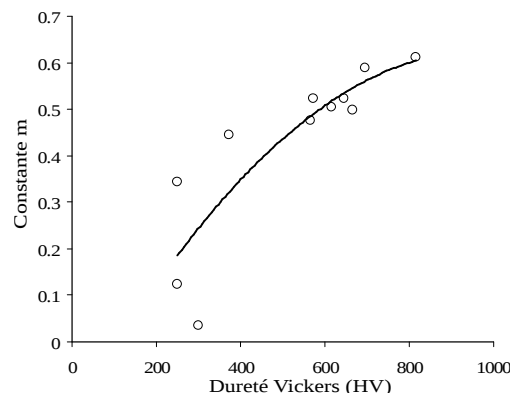


FIGURE 1.14 – Superposition des contraintes pour la flexion, d’après [Lu 2006]

- σ_w est la limite de fatigue pour un chargement de traction purement alterné
- σ_R représente la contrainte résiduelle mesurée dans le sens de la contrainte de service appliquée
- m exprime la résistance à la fatigue au travers du rapport d’endurance (σ_D/R_m , fig.1.15)

FIGURE 1.15 – Variations du coefficient m dans [Koibuchi *et al.* 1982]

Cette proposition est cependant restreinte au cas uniaxial, ce qui est rarement observé pour des structures réelles. Une autre proposition faisant intervenir un tenseur moyen représentatif des contraintes résiduelles σ_R a été formulée par [Webster & Ezeilo 2001] (eq. 1.7), en modifiant la loi de Manson-Coffin ([Manson 1953], [Coffin 1954]) :

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \varepsilon'_f (2N)^c + \frac{\sigma'_f - \sigma_R}{E} (2N)^b \quad (1.7)$$

où :

- $\Delta\varepsilon$ est la plage de variation de déformation à l’initiation de fissure de fatigue
- N le nombre de cycles à rupture
- ε'_f , σ'_f , b et c sont des constantes matériaux
- E le module de Young

Outre les approches directes évoquées ici, plusieurs auteurs proposent de modifier des critères de fatigue multiaxiaux existants.

1.3.1.5 Modifications de critères pour la prise en compte des contraintes résiduelles

Pour [Deperrois 1991], qui caractérise l'influence de traitements superficiels, il importe de prendre en compte l'érouissage superficiel du matériau généré par ces traitements en général. La proposition formulée reprend le critère de Dang Van (§A.1.2.1), dans lequel les contraintes résiduelles affectent la pression hydrostatique P_{max} et l'érouissage entraîne une augmentation du seuil d'écoulement (eq. 1.8) :

$$\tau + \alpha P_{max} \leq \beta_0 \left(\frac{B}{B_0} \right)^n \quad (1.8)$$

Dans cette équation, B et B_0 désignent la largeur des pics de diffraction aux rayons X pour les matériaux d'origine et traité, respectivement. La largeur de pic est directement liée au taux d'érouissage local, qui est ainsi pris en compte au travers de l'expression de la cission mésoscopique maximale. Les paramètres α et β_0 sont ceux du critère de Dang Van traditionnel pour le matériau initial. L'impact des modifications du critère est illustré sur la figure 1.16.

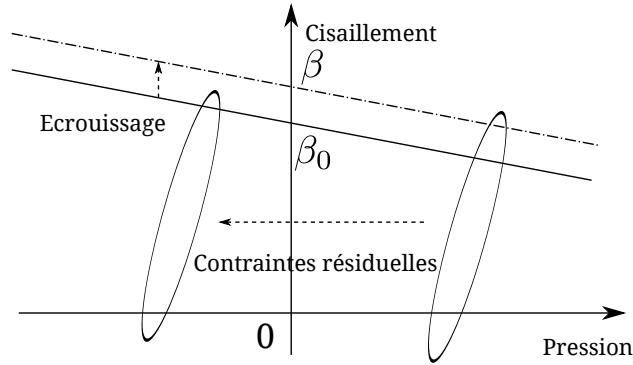


FIGURE 1.16 – Effets d'un traitement superficiel sur un critère de Fatigue d'après [Deperrois 1991]

L'auteur trouve que la valeur de $n = \frac{1}{2}$ décrit bien les résultats de sa campagne expérimentale. Dans une démarche similaire, [Guechichi & Castex 2005] proposent un critère intégrant l'influence des contraintes résiduelles stabilisées à partir du critère de Crossland. Les contraintes résiduelles σ_R sont là encore prises en compte à travers le terme de pression hydrostatique P_H (eq. 1.9) :

$$P_H = tr(\Sigma) \quad \text{avec} \quad \Sigma = \sigma_m + \sigma_a + \sigma_R \quad (1.9)$$

où σ_m et σ_a désignent la moyenne et l'amplitude du chargement. L'érouissage initial du matériau est pris en compte de la même manière que pour le critère de [Deperrois 1991]. En notant $C_w = \frac{B}{B_0}$ et τ_d la limite de fatigue en torsion alternée, le seuil de cission critique se réécrit (eq. 1.10) :

$$\beta = \tau_d \sqrt{C_w} \quad (1.10)$$

La relaxation des contraintes résiduelles est prise en compte en introduisant une dépendance explicite de la pression hydrostatique au cycle de chargement N (eq. 1.11) :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha P_{max}(N) \leq \tau_D \sqrt{C_w} \quad (1.11)$$

L'application de ce critère à des échantillons grenillés et nitrurés donne des résultats satisfaisants.

1.3.1.6 Approche type « matériau hétérogène »

Au-delà de la prise en compte des contraintes résiduelles, les deux approches précédentes tiennent compte du changement de propriétés mécaniques introduit par un traitement superficiel. Une stratégie alternative est de considérer la zone affectée par le traitement comme étant faite d'un matériau différent. Faisant suite aux travaux de [Coupard *et al.* 2008] et [Dumas *et al.* 2007], dans lesquels les auteurs détaillent une méthodologie de simulation et de mesure des contraintes résiduelles stabilisées introduites par un procédé de traitement thermique superficiel par induction, [Palin-Luc *et al.* 2011] proposent une approche de ce type, en appliquant un même critère (Dang Van ou Crossland) à deux profondeurs différentes (fig. 1.17) :

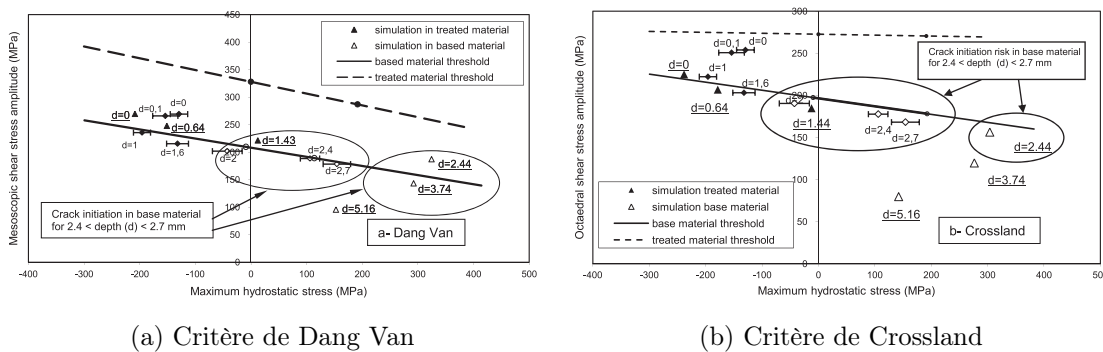


FIGURE 1.17 – Critère de Crossland et critère de Dang Van appliqués à différentes profondeurs d'un échantillon traité par induction [Palin-Luc *et al.* 2011]

L'éprouvette est traitée comme une structure composée de deux matériaux distincts, la martensite en surface, et le matériau initial au cœur de la pièce. Une droite « matériau » est associée à chacune des deux profondeurs, en utilisant des résultats d'essais de fatigue réalisés au préalable pour le matériau à cœur, et en se basant sur une formule empirique du CETIM [Brand *et al.* 1992] faisant intervenir la contrainte ultime de traction pour évaluer la durée de vie de la martensite, dont il a été impossible de constituer une éprouvette. Ils simulent finalement des instants d'endommagement maximal correspondant à différentes profondeurs sous la surface du matériau, en prenant en compte les contraintes résiduelles relaxées simulées (compression en surface, traction à cœur).

À partir d'une certaine profondeur (correspondant au volume sur lequel agit le traitement thermique), l'application du critère de Dang Van avec les paramètres du matériau traité conduirait à des prévisions excessivement conservatives. En revanche, en considérant que cette région est constituée du matériau non-traité, ce critère prévoit un endommagement par fatigue, qui est constaté expérimentalement. Cette approche dite « matériau hétérogène » présente l'intérêt de bien rendre compte des hétérogénéités micro-structurales introduites par le procédé. Elle permet aussi d'expliquer un amorçage sous la surface de la pièce sollicitée.

1.3.1.7 Synthèse

Les méthodes présentées dans cette section permettent de prendre en compte les contraintes résiduelles dans une optique de dimensionnement en endurance. Leur mise en application n'est

cependant pas aisée : elle nécessite la connaissance du tenseur des contraintes résiduelles relaxées, qu'il est difficile d'évaluer expérimentalement. Recourir aux approches numériques est une manière de contourner cette difficulté, puisqu'elles permettent une évaluation convenable du phénomène de relaxation [Saad 2015].

Pour l'essieu ferroviaire forgé, les contraintes résiduelles sont à la fois d'origine thermique (refroidissement à l'issue du forgeage) et mécanique. Les simulations de [Yameogo 2004], sur le matériau d'origine, montrent qu'il existe un très fort gradient de contraintes résiduelles sous portée à l'issue du calage des roues. Les approches présentées à la section précédente sont applicables si ce gradient est bien caractérisé. Elles montrent également qu'il faut prendre en compte le caractère potentiellement hétérogène des propriétés mécaniques dans la pièce considérée (adoucissement ou durcissement lié à une modification de la microstructure).

1.3.2 Forge et microstructure

Comme le montre le développement de l'approche « matériau hétérogène », les contraintes résiduelles vont souvent de pair avec une modification, parfois très localisée, du comportement mécanique du matériau. L'écroutissage local du matériau peut parfois à lui seul expliquer ces différences de propriétés, mais pour la forge à chaud, la microstructure qui subit de très larges déformations à haute température est également significativement affectée (fig. 1.18). Cette section recense les conséquences usuellement attribuées à l'opération.

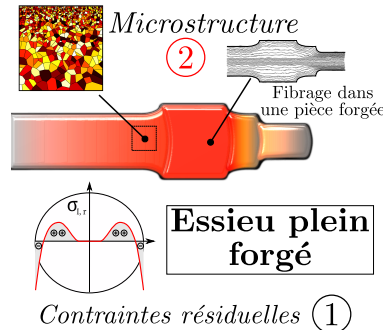


FIGURE 1.18 – Second axe : impact du procédé sur la microstructure

1.3.2.1 Surface des pièces forgées

À partir d'essais d'endurance sur des éprouvettes polies et à la surface brute de forge, [Hankins & Becker 1936] montrent que la limite de fatigue chute de manière dramatique pour les secondes. Ils attribuent ce résultat à la « peau de forge », la surface des pièces brutes de forge, qui présente en général de nombreux défauts géométriques (fissures, replis, bourrelets) qui facilitent l'apparition de fissures même à faible chargement. Pour la forge en température, des modifications métallurgiques peuvent également intervenir sur la surface, principalement à cause de l'oxydation qui provoque la formation d'une couche de calamine (oxyde de Fer). La couche de calamine peut être retirée par grenailage, mais celui-ci affecte alors la rugosité surfacique de la pièce. Il introduit également des contraintes résiduelles de compression sous la surface de la pièce, ce qui renforce

la tenue en fatigue. Dans le cas des essieux forgés, une étape d'usinage est prévue à l'issue de la forge, les surfaces amenées à travailler en fatigue ne présenteront donc pas les défauts géométriques évoqués ici.

1.3.2.2 Taille et morphologie de la microstructure

L'état microstructural du matériau forgé dépend fortement de son histoire thermo-mécanique. En fonction de l'importance du corroyage et de la valeur de la température à laquelle l'opération de forge est réalisée, de nombreux phénomènes métallurgiques sont susceptibles d'affecter le matériau. Ces phénomènes sont pilotés par la température, la durée, et le taux d'écroutissage imposé par l'opération. Une conséquence possible de la montée en température peut être la croissance des grains dans la région forgée [Caillet 2007]. Une hétérogénéité de taille de grain dans la structure finale peut alors être à l'origine de propriétés mécaniques non-uniformes dans la pièce.

Pour les chargements monotones, la loi de Hall-Petch ([Hall 1951]-[Petch 1953]) décrit bien la relation entre taille de grain d et limite élastique σ_y dans les aciers ferritiques (eq. 1.12) :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1.12)$$

σ_0 correspond à la limite d'écoulement du monocristal, et k est constant pour un matériau donné. Cette loi modélise convenablement l'accroissement de la limite élastique lorsque la taille de grain diminue, principalement pour les matériaux dont la maille est cubique centrée. De manière comparable, [Di Schino & Kenny 2003] montrent une dépendance de la limite de fatigue sur la taille de grain pour un acier inoxydable (fig. 1.19).

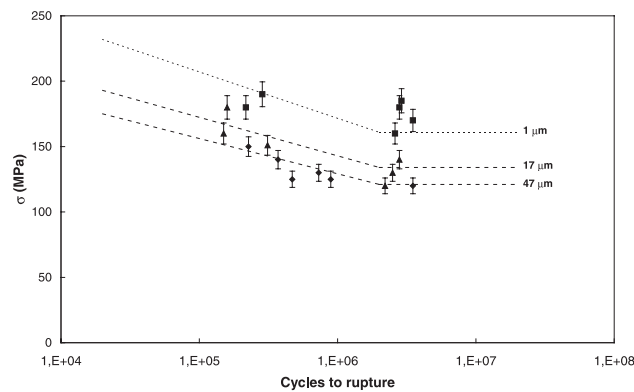


FIGURE 1.19 – Taille de grain et limite de fatigue pour un acier d'après [Di Schino & Kenny 2003]

[Park 2003] propose un modèle d'estimation de la durée de vie pour le fer pur prenant explicitement en compte la taille de grain moyenne du matériau. Cette démarche est étendue par [Park *et al.* 2005] aux aciers bas carbone faiblement alliés. Dans les deux cas, les résultats des campagnes de fatigue montrent une augmentation de la durée de vie pour les faibles tailles de grain. Le mécanisme avancé pour expliquer cette amélioration tient dans le rôle de barrières microstructurales que jouent les joints de grain dans la propagation des microfissures.

En revanche, pour la propagation des fissures de taille plus importante, une diminution de la taille de grain entraîne une diminution du seuil de propagation (fig. 1.20) :

Le phénomène peut s'expliquer par le mécanisme de fermeture de fissure, qui est plus important pour les tailles de grain importantes, en accord avec les prévisions de la formule de Hall-Petch

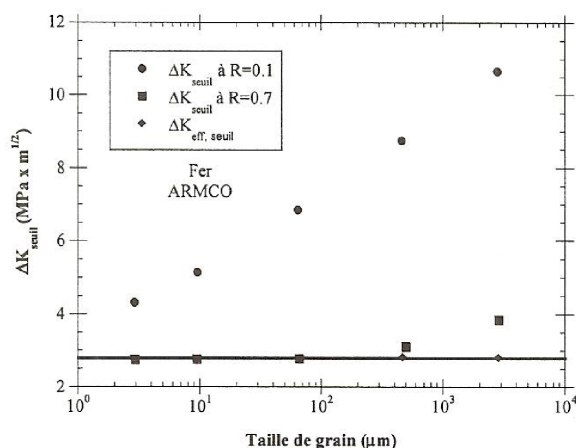


FIGURE 1.20 – Taille de grain et seuil de propagation d'après [Pippan 1991]

qui prévoit des limites d'élasticité plus faibles pour les tailles de grain importantes. Le seuil de propagation dépend également directement du rapport de charge appliqué.

Que la sollicitation soit monotone ou cyclique, la taille caractéristique de la microstructure a un impact sur le comportement mécanique du matériau. Au-delà de la taille moyenne, la géométrie des grains peut aussi être affectée par le corroyage, de manière similaire à ce que l'on peut observer sur les aciers laminés.

1.3.2.3 Le fibrage

Sous l'action de la presse ou de l'estampe, la pièce forgée s'allonge significativement dans une direction. Cet allongement s'applique aussi à l'échelle de la microstructure : pour un acier, les grains mais surtout les inclusions³ non-métalliques s'allongent dans la même direction. En raison de la ressemblance des couches de métal allongées avec les motifs observés sur le bois, on qualifie cet allongement de *fibrage*. On observe bien ce phénomène à l'aide de macrographies, un exemple en est donné sur la figure 1.21.

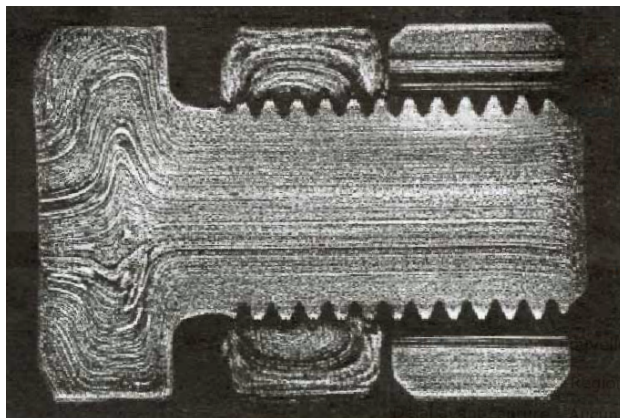


FIGURE 1.21 – Boulon forgé (tête estampée) d'après [Pokorny 1998]

3. « [...] éléments de structure constitués par des combinaisons plus ou moins complexes entre un ou plusieurs métalloïdes et un ou plusieurs métaux ayant une solubilité nulle ou très faible à l'état solide » [Castro 1969]

La conséquence principale du fibrage est l'apparition d'une certaine anisotropie dans le matériau, dont le *taux de corroyage* K_r permet une évaluation qualitative. Ce taux désigne le rapport entre la section initiale S_0 et la section S obtenue après forgeage pour une géométrie cylindrique (eq. 1.13) :

$$K_r = \frac{S_0}{S} \quad (1.13)$$

[Gaucheron 1998] présente l'impact de ce taux sur certaines propriétés mécaniques d'un acier courant XC35 (fig. 1.22) :

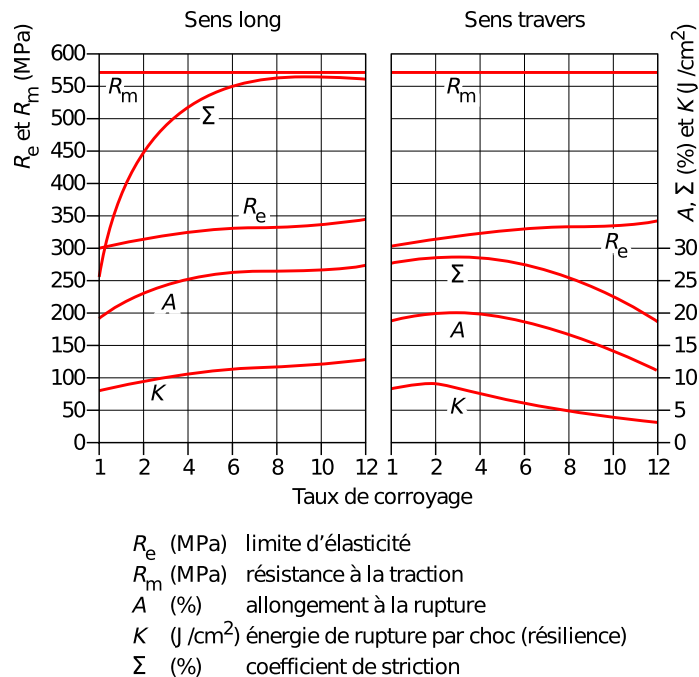


FIGURE 1.22 – Influence du taux de corroyage sur différentes propriétés mécaniques [Gaucheron 1998]

La limite élastique R_e n'est impactée que pour les taux de corroyage importants, et de manière comparable pour les deux directions considérées. En revanche, la ténacité et l'allongement à rupture présentent un caractère anisotrope, et se détériorent dans la direction transverse pour les K_r importants. Le procédé de refoulement utilisé au niveau des portées de calage des essieux forgés donne un taux de corroyage prévisionnel d'environ 1,2. Les évolutions qualitatives prévues pour une sollicitation statique sont donc limitées. En revanche, l'impact de cette anisotropie sur les limites de fatigue vis-à-vis de la direction de sollicitation est à considérer.

[Pessard 2009] montre dans sa thèse, par une campagne expérimentale sur des éprouvettes de fatigue prélevées dans différentes orientations relativement au fibrage, que les limites d'endurance d'un même matériau peuvent varier sensiblement suivant l'orientation du prélèvement (fig. 1.23).

Si les limites de fatigue pour les orientations de 45° et 0° sont sensiblement les mêmes, la limite à 90° est impactée plus négativement. Dans le cas du matériau considéré, des bandes d'inclusions allongées de sulfure de manganèse semblent piloter ce comportement. Plus particulièrement, l'amorçage de fissures de fatigue a lieu dans la matrice pour les prélèvements à 0°, tandis qu'il a lieu à partir des inclusions dans les deux autres cas. [Caillet 2007] met en avant des résultats similaires pour l'acier 42CrMo4, les limites d'endurance dans le sens du fibrage sont entre 30 et 45% plus

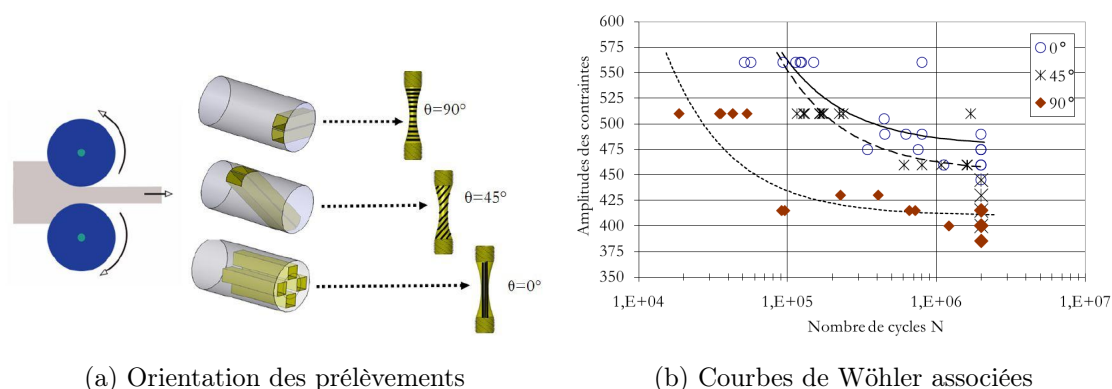


FIGURE 1.23 – Anisotropie du comportement en fatigue liée au fibrage, d'après [Pessard 2009]

élevées que dans la direction transverse, selon le type de sollicitation considéré.

[Mateo *et al.* 2003] réalisent des essais de fatigue en traction alternée sur un acier duplex inoxydable laminé dans une optique similaire. L'amélioration attendue dans la direction de laminage n'est pas observée (fig. 1.24), les limites de fatigue des sens long et transverse sont sensiblement identiques, tandis que la limite d'endurance des prélèvements à 45° est nettement plus basse.

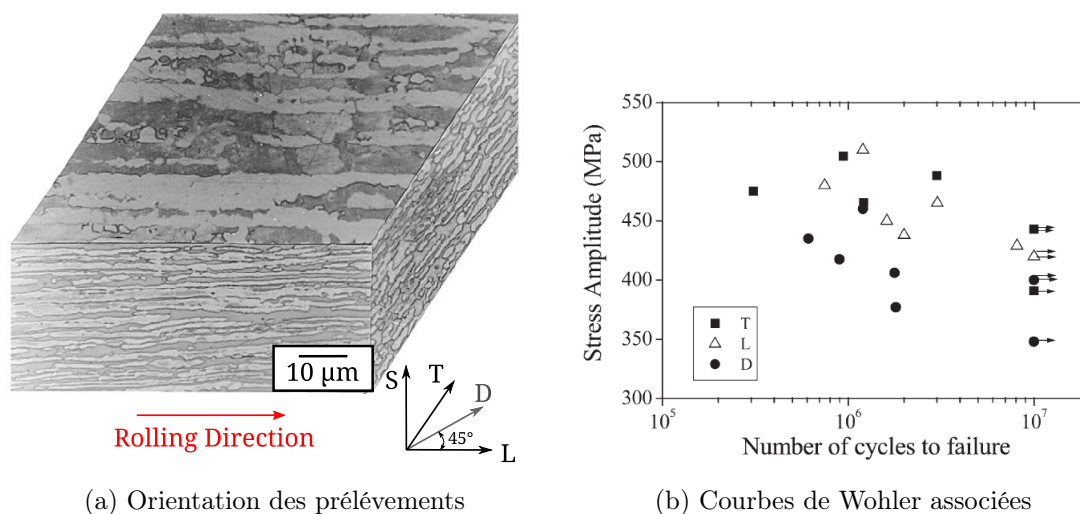


FIGURE 1.24 – Anisotropie microstructurale et limite de fatigue d'après [Mateo *et al.* 2003]

Les auteurs avancent une explication qualitative, qui fait intervenir la spécificité des aciers austénite-ferritiques. La principale barrière microstructurale à la propagation des microfissures est l'interface ferrite(α)-austénite(γ), bien plus significativement que les joints de grains α - α et γ - γ . Pour un chargement en traction-compression, la direction initiale des micro-fissures est orientée à 45° par rapport au chargement, et c'est donc pour la direction de sollicitation D qu'elles peuvent se propager le plus longtemps sans rencontrer une barrière α - γ .

La différence principale entre les résultats observés par [Mateo *et al.* 2003] et [Pessard 2009] tient dans la nature des fibrages considérés. Dans le premier cas, il s'agit seulement d'un allongement morphologique de la microstructure dans la direction de laminage, et le matériau est considéré comme sans inclusion. De surcroît, le caractère anisotrope du matériau laminé est *déjà* apparent

pour les caractéristiques statiques (limite d'élasticité et contrainte ultime). Dans le second cas, le caractère *exogène* des inclusions est primordial : pour une sollicitation dans le sens du fibrage, elles jouent le rôle de barrières empêchant la propagation des fissures. Dans la direction orthogonale, on peut au contraire considérer ces inclusions comme des défauts (rôle sensiblement similaire à celui d'une fissure dans la représentation de [Kitagawa & Takahashi 1976]) à partir desquels les fissures s'amorcent. L'application de critères de fatigue aux matériaux dont le comportement en fatigue est piloté par les inclusions impose donc la considération des critères d'amorçage à partir de défauts, comme ceux proposés par [Murakami & Endo 1994] ou [El Haddad *et al.* 1979]. Ces observations conduisent à distinguer deux types de critères de fatigue selon que l'amorçage se produit à partir de défauts ou dans la matrice. On pourra trouver une liste plus exhaustive des critères pour la prise en compte des défauts dans [Caillet 2007].

1.3.3 Anisotropie du comportement en fatigue

Les exemples donnés dans la section précédente montrent que les mécanismes à l'origine de l'anisotropie observée en fatigue dépendent du matériau étudié. Les propositions de critères de fatigue anisotrope reflètent ces différences, suivant que l'on considère un amorçage à partir d'une matrice polycristalline homogène en terme de constituants, ou de défauts extrinsèques (fig. 1.28).

1.3.3.1 Approches déterministes

La première extension d'un critère de fatigue conventionnel à un cadre anisotrope est celle de [Ekberg & Sotkovszki 2001], qui proposent de modifier le terme de cission critique du critère de Dang Van suivant l'orientation \underline{n} du fibrage dans le matériau considéré (eq. 1.14) :

$$\max_t (\tau(t) + \alpha \Sigma_H(t)) \leq \beta(\underline{n}) \quad (1.14)$$

La surface d'endurance définie par ce critère prend la forme d'un ellipsoïde (fig. 1.25), et la détermination de β se fait alors à partir de la connaissance des limites de fatigue σ_{ex} , σ_{ey} et σ_{ez} du matériau dans trois directions orthogonales (eq. 1.15).

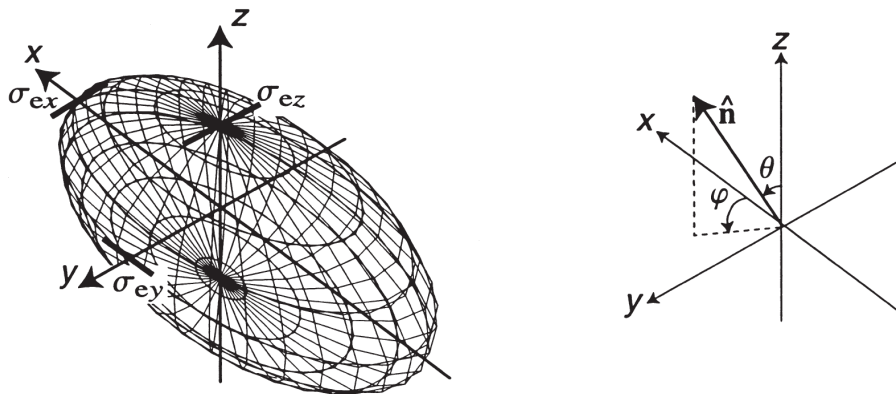


FIGURE 1.25 – Surface d'endurance d'après [Ekberg & Sotkovszki 2001]

$$\beta(\underline{n}) = \beta(\theta, \varphi) = \sqrt{\frac{\sigma_{ex}\sigma_{ey}\sigma_{ez}}{(\sigma_{ex}\sigma_{ey}\cos\theta)^2 + (\sigma_{ex}\sigma_{ey}\sin\theta\sin\varphi)^2 + (\sigma_{ey}\sigma_{ez}\sin\theta\cos\varphi)^2}} \quad (1.15)$$

Dans un cadre plus général, [Cano *et al.* 2004] proposent de retravailler les approches bi-échelles de [Dang Van 1973] et [Papadopoulos 1987] en proposant un critère de plasticité anisotrope à l'échelle mésoscopique (eq. 1.16) :

$$f(\sigma, h\varepsilon^p, \alpha) = \|\sigma - h\varepsilon^p\|_B = [(\sigma - h\varepsilon^p) : B : (\sigma - h\varepsilon^p)]^{\frac{1}{2}} - k(\alpha) < 0 \quad (1.16)$$

La surface-seuil définie par ce critère prend la forme d'un ellipsoïde (fig. 1.26) dont l'orientation est déterminée par le tenseur symétrique défini positif B et la taille par la fonction de la déformation plastique cumulée $k(\alpha)$. h désigne le module d'érouissage.

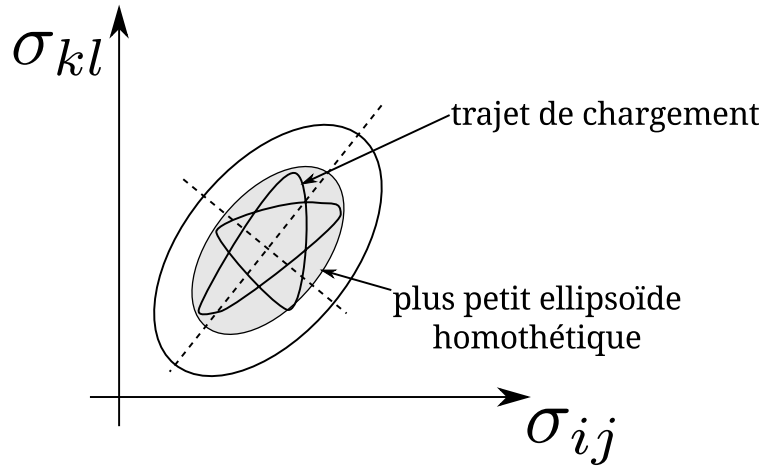


FIGURE 1.26 – Trajet de chargement inscrit dans le plus petit ellipsoïde homothétique donné par le tenseur B , d'après [Cano *et al.* 2004]

Le critère de Dang Van peut ainsi être réécrit comme la double maximisation sur l'ensemble des plans de glissement s et des instants de chargement t de la quantité (eq. 1.17) :

$$\max_s \left\{ \max_t \left\{ (\alpha^s : B : \alpha^s)^{\frac{1}{2}} \tau^s(t) + a\sigma_n^s(t) \right\} \right\} < b \quad (1.17)$$

où σ_n^s et τ_s désignent la contrainte normale mésoscopique et la cission mésoscopique sur le plan de glissement s . Le paramètre $(\alpha^s : B : \alpha^s)$ permet de prendre en compte la criticité de l'orientation du système de glissement s par rapport aux directions d'anisotropie définies dans le critère de mésoplasticité. De même, le critère de Papadopoulos se réécrit (eq. 1.18) :

$$k^* + aP_{max} < b \quad (1.18)$$

où k^* correspond à la dimension du plus petit ellipsoïde circonscrit au trajet de chargement par rapport à la norme $\|\cdot\|_B$. Pour les deux critères, les paramètres a et b sont des constantes matériau.

Ces deux approches proposent un cadre déterministe adapté à l'étude de l'anisotropie en fatigue, à condition de disposer d'essais de fatigue suffisants pour plusieurs directions de sollicitation. La quantité d'essais à réaliser est le principal frein à leur mise en œuvre.

1.3.3.2 Approche probabiliste avec critères couplés

[Pessard *et al.* 2011] proposent un critère probabiliste prenant en compte les différents mécanismes d'amorçage à l'œuvre dans les matériaux forgés. En supposant que la probabilité de rupture à

partir d'un amorçage issu d'une inclusion P_{F2} et la probabilité d'amorçage au sein de la matrice P_{F1} soient indépendantes, la probabilité de rupture de l'ensemble de la structure P_F s'écrit simplement (eq : 1.19) :

$$1 - P_F(f) = (1 - P_{F1})(1 - P_{F2}(f)) \quad (1.19)$$

La probabilité de rupture P_{F1} est déterminée par une loi de Weibull à deux paramètres qui correspond à une application du critère de [Papadopoulos 1987] dans le cadre de la théorie du maillon le plus faible, de la même façon que dans les travaux de [Nguyen 2008]. La probabilité de rupture P_{F2} est également calculée par une hypothèse de non propagation de fissure sur l'ensemble des sous-volumes de la structure. Elle est représentée par une distribution de Weibull à deux paramètres portant sur les seuils de propagation ΔK_{th} . Les inclusions sont assimilées à des défauts cylindriques dont l'orientation f est explicitement prise en compte.

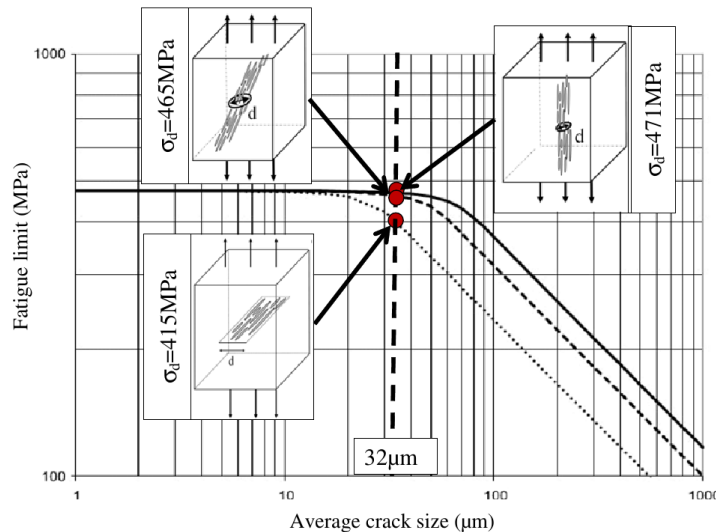


FIGURE 1.27 – Diagrammes de Kitagawa pour différentes orientations de défauts d'après [Pessard *et al.* 2011]

Pour une probabilité de rupture donnée, les prévisions de ce critère peuvent se représenter sur un diagramme de [Kitagawa & Takahashi 1976] (fig. 1.27). L'intérêt de l'approche proposée est de bien mettre en relief la compétition entre les différents mécanismes d'amorçage pour certaines tailles de défauts.

1.3.4 Synthèse - Spécificité des pièces forgées

Les études résumées dans les sections précédentes montrent que les conséquences du forgeage sur les propriétés mécaniques n'ont pas de caractère systématique. En dehors des paramètres définissant le procédé (température, durée, taux de corroyage K_r), le choix du matériau de départ joue un rôle prépondérant. Dans les travaux de [Pessard 2009] et [Caillet 2007], ce sont bien les inclusions allongées *initialement présentes* dans le matériau qui piloteront le comportement du matériau forgé final, et en particulier l'anisotropie de la résistance à la fatigue. Les compositions chimiques des aciers de forge reflètent en général cette spécificité, et la présence d'inclusion est recherchée pour tirer parti de l'anisotropie du matériau final [Gaucheron 1998]. Le cas de l'EA1N est sensiblement

différent, puisque cet acier n'est pas produit spécifiquement pour la forge, et que son élaboration tend à limiter le nombre d'inclusions, qui sont considérées comme des défauts dans son cadre d'utilisation usuel.

Les résultats présentés dans la section 1.3.1 soulignent l'importance que peuvent avoir les contraintes résiduelles dans le comportement en fatigue. En l'état du projet « Innovaxle », les contraintes résiduelles introduites par le forgeage n'ont pas pu être mesurées expérimentalement. Elle ne seront donc pas intégrées à la démarche de caractérisation proposée dans cette étude. Les simulations présentées par [Saad *et al.* 2014] prévoient des champs de contraintes radiaux et axiaux compressifs de faible intensité (inférieurs à 100 MPa) au niveau des portées de calage à l'issue du forgeage. Au vu de ces résultats, le procédé de calage devrait demeurer la principale source de contraintes résiduelles, et il est déjà pris en considération dans la démarche de dimensionnement actuelle.

À ce stade de l'étude, sachant que le taux de corroyage prévu par l'application est relativement faible (1, 2), on peut s'attendre à ce que l'anisotropie introduite par le forgeage sur les essieux ferroviaires soit peu importante. L'impact combiné de la température et de l'écroutissage sur la microstructure est en revanche difficile à prévoir, en l'absence d'observations sur le matériau forgé. Les études présentées dans cette section permettent cependant de dégager les démarches à mettre en œuvre pour caractériser le matériau à l'issue du forgeage. En supposant ces propriétés déterminées (microstructure, anisotropie mécanique éventuelle), le type de chargement appliqué à l'essieu en service est aussi à prendre en compte pour le dimensionnement en fatigue.

1.4 Prise en compte de l'effet du gradient de contraintes en fatigue

L'expérience permet de constater que les fissures de fatigue sur les essieux ferroviaires ont deux sites d'amorçage privilégiés : les portées de calage, et les congés de raccordement. Les mécanismes mis en jeu dans les deux cas sont sensiblement différents. En raison du manque de recul sur l'influence du calage sur le matériau forgé, on s'intéressera uniquement à l'amorçage sous congés de raccordement. Le chargement dans ces parties de l'essieu n'est pas uniforme : le gradient de contraintes introduit par la sollicitation en flexion rotative y est superposé à une concentration de contraintes locale (fig. 1.28). La section suivante détaille les approches disponibles pour l'étude de ce cas de figure.

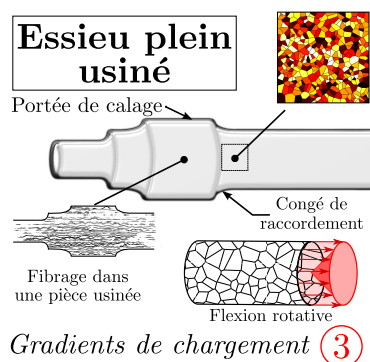


FIGURE 1.28 – Troisième axe d'étude : comportement des structures sous gradient de chargement

1.4.1 Effet de gradient en fatigue

L'un des domaines de recherche ouverts en fatigue est celui des composants soumis à des chargements non uniformes. Expérimentalement, on constate que pour une amplitude de chargement maximal équivalente, la durée de vie augmente avec l'intensité du gradient de contraintes ressenti par la structure. [Moore & Morkovin 1944] en donne un exemple sur trois types d'acier sollicités en flexion rotative. La limite de fatigue décroît rapidement lorsque le rayon des échantillons augmente. On distingue cependant *effet de gradient* et *effet de taille*, qui agissent de manière concurrente dans ce cas. L'effet de taille désigne la baisse de limite d'endurance observée lorsque la taille des échantillons augmente, indépendamment du type de sollicitation. L'explication en est simple : plus le volume sollicité est important, plus la probabilité qu'il contienne un défaut susceptible de provoquer l'amorçage des fissures de fatigue devient importante. Distinguer l'influence de la taille de celle du gradient n'est pas simple, mais [Papadopoulos & Panoskaltis 1996] proposent une comparaison en s'appuyant sur des résultats d'essais de fatigue en flexion 4 points (fig. 1.29).

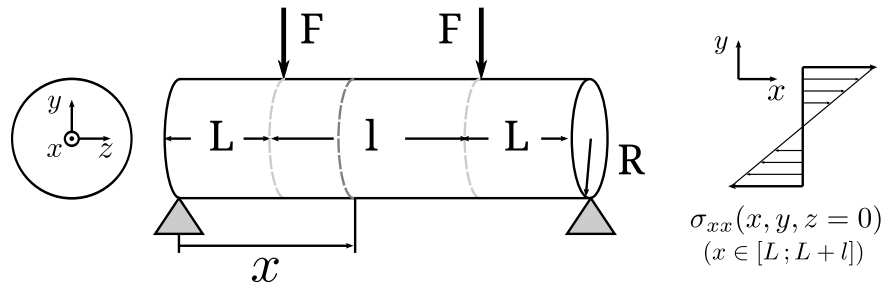


FIGURE 1.29 – Gradients de contraintes dans une éprouvette cylindrique en flexion 4 points

Dans le cas d'un cylindre chargé en flexion 4 points (rotative ou simple), les sections les plus sollicitées se situent entre les deux appuis et la contrainte longitudinale peut s'y écrire (eq. 1.20) :

$$\sigma_{xx}(x, y) = \frac{FL}{I_{gz}}y \quad \text{et} \quad \sigma_{xx, max} = \frac{FL}{I_{gz}}R \quad (1.20)$$

Ce type de chargement a l'avantage (contrairement à la flexion simple) d'engendrer un gradient de contraintes normales unidirectionnel (eq. 1.21) :

$$\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} = 0 \quad , \quad \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial y} = \frac{FL}{I_{gz}} = \frac{\sigma_{xx, max}}{R} \quad \text{et} \quad \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial z} = 0 \quad (1.21)$$

Pour un tel chargement, la limite de fatigue ne dépend donc *a priori* de la longueur de l'échantillon. Pourtant, expérimentalement, on observe une chute de la limite d'endurance avec l'augmentation de la taille des éprouvettes (fig. 1.30a) :

Pour évaluer l'influence relative du gradient de contraintes, il faut cette fois faire varier le rayon des éprouvettes, à longueur constante (fig. 1.30b). Dans ce cas en revanche, les effets de taille et de gradient sont combinés, car le volume total de l'éprouvette augmente avec le rayon.

Les tendances linéaires données sur 1.30a et 1.30b montrent bien que les variations sur la limite de fatigue sont nettement plus sensibles lorsque le rayon des éprouvettes diminue (pente 20 fois plus importante). [Papadopoulos & Panoskaltis 1996] considèrent donc que l'effet de gradient est nettement prépondérant sur l'effet de taille. On peut cependant noter que la comparaison directe de ces pentes n'est pas suffisante, puisque le volume augmente plus vite avec le rayon qu'avec la longueur, et que l'effet de taille est donc plus important sur le second cas.

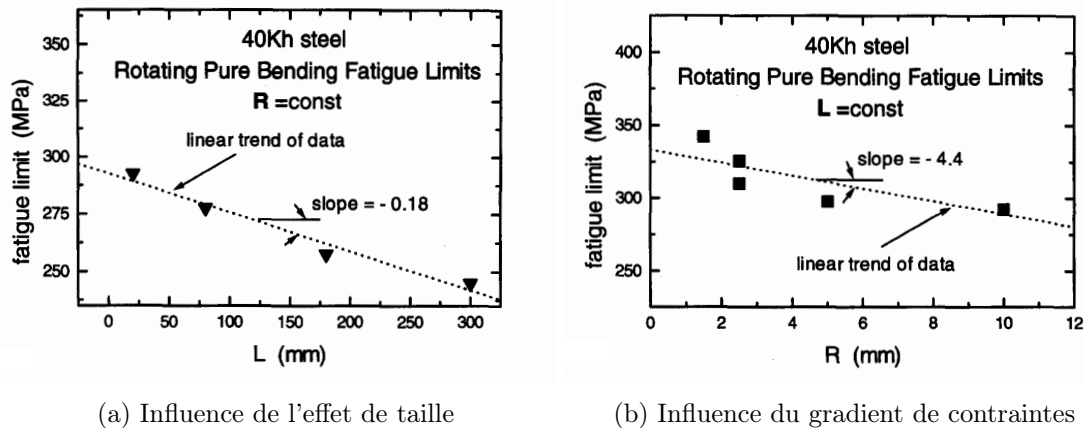


FIGURE 1.30 – Influences comparées de l'effet de gradient et effet de taille d'après [Papadopoulos & Panoskaltis 1996]

Sur les pièces mécaniques industrielles, les sources de gradients de contraintes sont souvent des singularités géométriques (congés de raccordement, chanfreins, alésages). Au voisinage de ces singularités, les concentrations de contraintes peuvent être très importantes (fig. 1.31), quelle que soit l'uniformité du chargement extérieur. On parle d'*effet d'entaille* pour désigner l'effet de gradient appliqué à de tels composants. Paradoxalement, on dira qu'un matériau est plus sensible à l'effet d'entaille si l'augmentation de la limite de fatigue est faible.

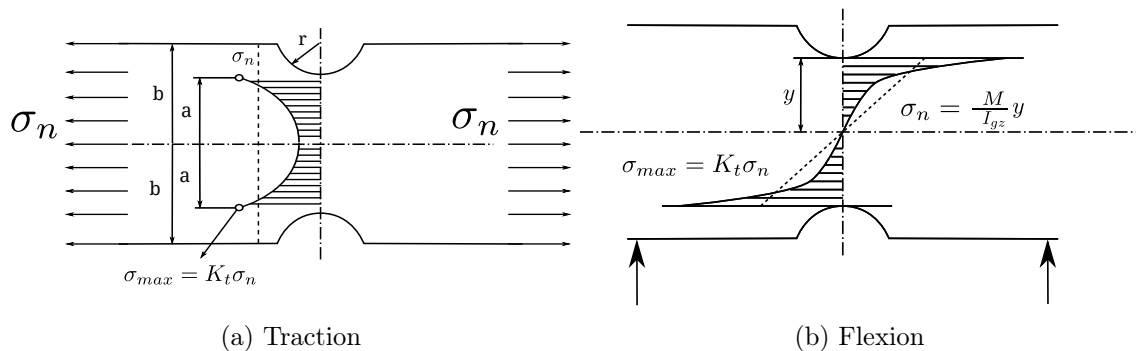


FIGURE 1.31 – Effet d'entaille pour différentes sollicitations, d'après [Bathias & Pineau 2009]

La sensibilité à l'*effet de gradient* varie d'un matériau à l'autre, et les prédictions des critères de fatigue multiaxiale les plus courants (cf Annexe A) ne sont généralement pas en accord avec les résultats expérimentaux. Ces critères tendent à sous évaluer la limite de fatigue réelle, sans parvenir à décrire l'effet positif du gradient de contrainte sur la limite d'endurance. Plusieurs approches ont cependant été développées pour permettre le dimensionnement en FGNC de tels composants.

1.4.2 Approches basées sur le coefficient de réduction de la résistance à la fatigue K_f

Dans le cadre de l'élasticité, l'outil classique de la résistance des matériaux pour évaluer les contraintes à fond d'entaille est l'usage des coefficients de concentration de contraintes K_t (traction, eq.1.22) et K_{ts} (torsion, eq. 1.23) :

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (\text{contrainte normale}) \quad (1.22)$$

$$K_{ts} = \frac{\tau_{max}}{\tau_{nom}} \quad (\text{cisaillement}) \quad (1.23)$$

De manière similaire, on cherche à caractériser l'effet d'entaille, qui se mesure, à diamètre constant, par le rapport des limites de fatigue d'une éprouvette entaillée $\sigma_{D, notch}$ et de la même éprouvette lisse σ_D (eq. 1.24) :

$$K_f = \frac{\sigma_D}{\sigma_{D, notch}} \quad (1.24)$$

K_f dépend du matériau mais aussi de la géométrie et du chargement de la pièce considérée. On définit également la sensibilité à l'effet d'entaille q (eq. 1.25) :

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (1.25)$$

q varie entre 0 (peu sensible) et 1, et permet d'évaluer rapidement si le matériau est sensible ou non à l'effet d'entaille. Pour les essieux ferroviaires, [Révillon & Leluan 1975] rapportent que ce paramètre a permis d'écarter des aciers spéciaux (30NC11 et 25CD4) *a priori* plus intéressants que l'EA1N car ils étaient plus sensibles à l'effet d'entaille.

1.4.2.1 Méthodes d'évaluation de K_f basées sur le coefficient de Neuber

Plusieurs propositions ont été faites afin d'estimer le coefficient de sensibilité à l'effet d'entaille, qui une fois connu permet de remonter à une estimation de la limite d'endurance du matériau vis-à-vis d'une sollicitation donnée. A partir des années 1930, Neuber et Peterson s'intéressent en parallèle à la fatigue de composants entaillés, et sont les premiers à proposer des formules permettant d'estimer K_f pour des composants entaillés (eq. 1.26 et eq. 1.27) :

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a_p}{\rho}} \quad [\text{Peterson 1953}] \quad (1.26)$$

où a_p est une longueur constante dépendant du matériau, ρ le rayon à fond d'entaille.

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a_N}{\rho}} \quad [\text{Neuber 1946}] \quad (1.27)$$

où $a_N = f(R_m)$ est une longueur dépendant de la limite de résistance à la traction.

Ces deux formules se basent sur d'importantes campagnes expérimentales sur une vaste gamme de métaux, mais demeurent empiriques. Plusieurs autres auteurs proposent des formules donnant K_f de façon similaire, [Qylafku *et al.* 1999] en proposent une liste plus exhaustive.

1.4.3 Critères non locaux

Les formules simplifiées présentées dans la section précédente conviennent bien pour les géométries et les cas simples, mais sont parfois difficiles à mettre en œuvre dans le cadre d'applications industrielles. Les formulations proposées ci-après proposent un cadre plus général pour

l'étude en fatigue de composants soumis à des chargements non uniformes. L'idée de départ de ces critères est de ne plus se limiter à la prise en compte de l'état de chargement du point le plus sollicité, mais d'intégrer son voisinage dans le dimensionnement en fatigue de la pièce.

1.4.3.1 Critère de Papadopoulos & Panoskaltis (1996)

Une première démarche pour rendre compte de l'effet positif du gradient de chargement sur la limite d'endurance est de faire intervenir directement une « norme » de ce gradient dans les critères de fatigue multiaxiale courants. Ces critères mettent la plupart du temps en jeu une évaluation de la cission et de la contrainte hydrostatique maximale sur un cycle de chargement. Expérimentalement, [Sines 1959] indique qu'il n'y a pas d'influence du gradient de cisaillement sur la limite de fatigue (limite en torsion constante quel que soit le diamètre des éprouvettes considérées). Papadopoulos et Panoskaltis [Papadopoulos & Panoskaltis 1996] proposent en conséquence de modifier le critère de Crossland, en faisant intervenir uniquement le gradient de la pression hydrostatique (eq. 1.28) :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha P_{H,max} \left(1 - \beta \left\langle \frac{G}{P_{H,max}} \right\rangle^n \right) \leq \gamma \quad (1.28)$$

où $J_{2,a}$ désigne l'amplitude de la cission équivalente au sens de Crossland (eq. 1.29) :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{1}{2\sqrt{2}} \max_{t_1} \left\{ \max_{t_2} \sqrt{[s(t_2) - s(t_1)] : [s(t_2) - s(t_1)]} \right\} \quad (1.29)$$

et G la norme du gradient de pression maximale (eq. 1.30) :

$$G = \sqrt{\left(\frac{\partial P_{H,max}}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial P_{H,max}}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial P_{H,max}}{\partial z} \right)^2} \quad (1.30)$$

Par ailleurs, $P_{H,max}$ désigne la pression hydrostatique maximale atteinte au cours du cycle de chargement, et permet de normaliser la valeur du gradient G (eq. 1.31) :

$$P_{H,max} = \max_t P_H, \text{ avec } P_H = \frac{Tr(\sigma)}{3} \quad (1.31)$$

β et n sont des paramètres dépendants du matériau. La norme du gradient de pression hydrostatique est complétée par la définition (eq. 1.32) :

$$\left\langle \frac{G}{P_{H,max}} \right\rangle = 0 \text{ si } P_{H,max} \leq 0 \text{ et } \left\langle \frac{G}{P_{H,max}} \right\rangle = \frac{G}{P_{H,max}} \text{ sinon} \quad (1.32)$$

afin d'éviter des valeurs aberrantes dans le cas d'un gradient de pression hydrostatique non nul à pression maximale nulle.

La mise en œuvre de ce critère requiert en pratique l'identification des 4 coefficients α, γ, β , et n . Le critère est conçu comme une extension du critère du Crossland (ils sont identiques lorsque $G = 0$), et les coefficients α et γ sont donc les mêmes que pour ce critère. Les auteurs proposent de s'appuyer sur un ensemble d'essais en flexion 4 points pour identifier les deux paramètres restants. Dans le cas d'une éprouvette cylindrique de rayon R sous un tel chargement, on peut faire le lien entre les limites de fatigue en flexion et en traction compression (f et s , respectivement) et les paramètres n et β (eq. 1.33) :

$$f = \frac{s}{1 - \frac{\kappa}{R^n}} \text{ avec } \kappa = \beta \left(1 - \frac{s}{\sqrt{3}t} \right) \quad (1.33)$$

Les auteurs montrent que les prédictions du critère pour $n = \frac{1}{2}$ sont en bon accord avec un grand nombre d'essais de fatigue en flexion rotative, en flexion simple et flexion 4 points. Un des défauts de ce critère, cependant, est qu'il ne prévoit pas de différence dans la durée de vie d'un spécimen soumis à de la flexion alternée et flexion rotative, alors que l'on sait qu'expérimentalement elle est supérieure pour la flexion plane. La principale différence entre ces deux types de sollicitation réside dans le volume de matériau qui est réellement sollicité, et plusieurs propositions ont été formulées par la suite pour en tenir compte.

1.4.3.2 Critère de Palin-Luc & Lasserre

La remarque précédente amène [Palin-Luc & Lasserre 1998] à formuler une proposition de critère portant sur un volume sollicité au-delà d'un niveau critique. Cette approche est étendue dans [Banvillet *et al.* 2003] à une plus vaste gamme de types de chargement. Le critère de la densité d'énergie de déformation sur un cycle de chargement W_g (eq. 1.34) est retenu pour définir ce volume :

$$W_g(M) = \sum_i \sum_j \int_T \langle \sigma_{ij}(M, t) \varepsilon_{ij}^e(M, t) \rangle dt \quad (1.34)$$

Les auteurs partent du constat qu'en-deçà d'un certain niveau de contrainte, noté σ^* et correspondant à un travail W_g^* , aucun endommagement n'est observable à l'échelle micrométrique dans le matériau. Pour un chargement compris entre σ^* et σ_D , un micro-endommagement apparaît sous la forme de micro-fissures *non propagantes*. Il découle de ces remarques qu'il existe un volume V^* défini autour du point le plus sollicité de la structure C_i dans lequel tous les mécanismes de fatigue sont amenés à se produire (eq. 1.35) :

$$V^*(C_i) = \{M(x, y, z) \text{ à proximité de } C_i \text{ tels que } W_g(M) \geq W_g^*\} \quad (1.35)$$

La figure 1.32 donne une représentation de ce volume pour trois types de sollicitations courantes.

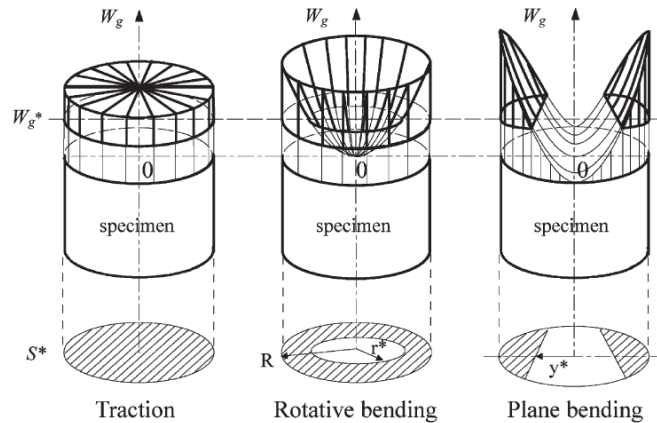


FIGURE 1.32 – Distribution de la densité volumique du travail de déformation W_g donné par cycle dans la section d'une éprouvette cylindrique en fonction de différents chargements appliqués [Palin-Luc & Lasserre 1998]

Le critère défini alors par [Banvillet *et al.* 2003] porte sur la moyenne de la partie endommageante du travail de déformation W_g sur V^* , notée ϖ (eq. 1.36) :

$$\varpi_g(C_i) = \frac{1}{V^*(C_i)} \int_{V^*(C_i)} [W_g(M) - W_g^*] dv \quad (1.36)$$

Le critère doit ensuite simplement vérifier que la moyenne de la partie endommageante du travail de déformation ϖ correspondant à un chargement donné ne dépasse pas la valeur obtenue pour un chargement à la limite d'endurance ϖ_g^D (eq. 1.37) :

$$\varpi_g(C_i) \leq \varpi_g^D(C_i) \quad (1.37)$$

A partir d'une vaste base de donnée expérimentale, les auteurs comparent les capacités prédictives de ce critère vis-à-vis d'autres critères de fatigue à grand nombre de cycles (fig. 1.33). L'erreur relative est définie par (eq. 1.38) :

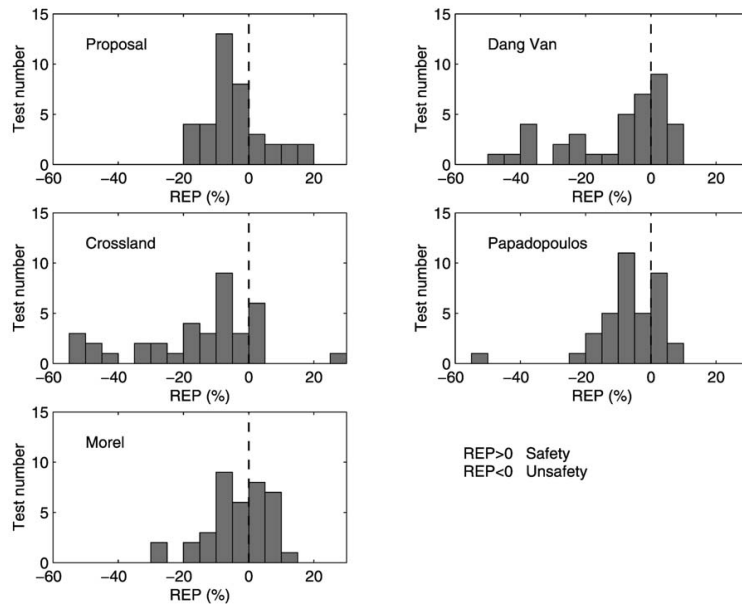


FIGURE 1.33 – Comparaison d'erreurs relatives de prédiction pour différents critères [Banvillet *et al.* 2003]

$$\text{REP}\% = \frac{\sigma_{a,exp}^D - \sigma_{a,pred}^D}{\sigma_{a,exp}^D} \times 100 \quad (1.38)$$

Les résultats présentés montrent une estimation des limites de fatigue plus fidèle et plus conservative que celle des critères de Dang Van (§A.1.2.1) et Crossland (§A.1.1.2), avec une précision comparable à celle des approches de Papadopoulos (§A.1.2.2) et Morel ([Morel 1998]).

1.4.3.3 Approches du volume le plus contraint

[Yao 1993] et [Shang *et al.* 2001] suivent un raisonnement analogue à celui du paragraphe précédent et proposent un critère portant sur un volume d'endommagement localisé autour du point de sollicitation maximum, pour étudier la fatigue d'éprouvettes entaillées. Ils définissent une déformation (eq. 1.39) et une contrainte (eq. 1.40) équivalentes sur ce volume :

$$\varepsilon_{FI} = \frac{1}{V} \int_{\Omega} f(\varepsilon_{ij}) \varphi(\vec{r}) dv \quad (1.39)$$

$$\sigma_{FI} = \frac{1}{V} \int_{\Omega} f(\sigma_{ij}) \varphi(\vec{r}) dv \quad (1.40)$$

Ω désigne le domaine critique de volume V dans lequel se produit l'endommagement. La fonction f est une norme permettant de définir une contrainte ou une déformation équivalente (von Mises). Enfin, $\varphi(\vec{r})$ est une fonction qui permet de pondérer les contributions des différents points de V en fonction de leur distance au fond d'entaille (fig. 1.34), et vérifie $\varphi(\vec{r}) = 1$ pour les éprouvettes lisses.

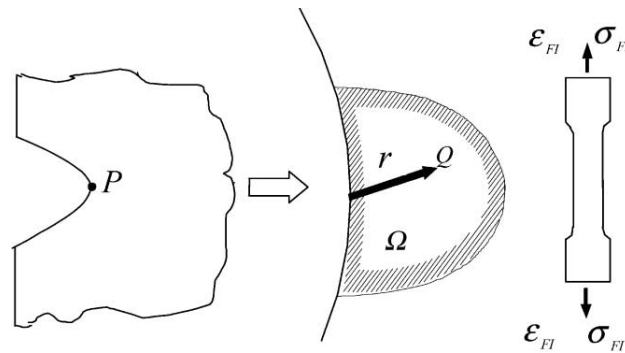


FIGURE 1.34 – Schéma des intensités des champs de contraintes et déformations au voisinage d'une entaille [Shang *et al.* 2001]

La définition du volume d'endommagement proposée est faite grâce à la connaissance, pour une géométrie donnée, de la limite de fatigue $\sigma_{D, notch}$ de l'éprouvette entaillée et de la limite correspondante sur éprouvette lisse σ_D . Lorsque l'éprouvette entaillée est sollicitée à sa limite de fatigue (*i.e.* $\sigma = \sigma_{D, notch}$), V est le volume qui donne à la contrainte équivalente à fond d'entaille σ_{FI} la valeur de la limite de fatigue σ_D de l'éprouvette lisse ($\sigma_{FI}(V) = \sigma_D$). Cette définition contraint à employer des calculs par éléments finis en considérant un comportement élasto-plastique pour déterminer V . Le critère initialement retenu par [Yao 1993] était simplement (eq. 1.41) :

$$\sigma_{FI} \leq \sigma_D \quad (1.41)$$

L'introduction de la déformation équivalente ε_{FI} par [Shang *et al.* 2001] permet l'utilisation de modèles d'endommagement du type Manson-Coffin ([Manson 1953], [Coffin 1954]), ou Smith-Watson-Topper [Smith *et al.* 1970]. La mise en œuvre de ce critère demeure ardue pour une structure quelconque, en particulier à cause de la définition du volume V et des fonctions de pondération φ . Les auteurs montrent cependant qu'il existe, pour le groupe d'éprouvettes testées, une relation linéaire entre le coefficient de concentration de contraintes K_t et le volume V , ce qui pourrait permettre de dépasser en partie cette difficulté.

En parallèle des approches de Palin-Luc et Yao, [Sonsino *et al.* 1997] proposent une définition empirique du volume critique. Suite à une importante campagne d'essais, ils le définissent comme le volume chargé au dessus de 90 % d'une contrainte équivalente maximale présente dans la structure. Le critère de fatigue proposé prend la forme suivante (eq. 1.42) :

$$\sigma_{eq} = \sigma_{eq, exp} \left(\frac{V^{90\%}}{V_{exp}^{90\%}} \right)^a \quad (1.42)$$

dans laquelle :

- σ_{eq} est la contrainte équivalente maximale admissible dans la structure
- $\sigma_{eq, exp}$ est la contrainte équivalente maximale expérimentale
- $V^{90\%}$ et $V_{exp}^{90\%}$ les volumes sollicités au dessus de 90% de σ_{eq} et $\sigma_{eq, exp}$, respectivement
- a est un paramètre matériau

Les auteurs notent que cette relation n'est valable que pour de faibles volumes ($\leq 30 \text{ mm}^3$), la limite de fatigue ne dépendant plus du volume le plus contraint lorsque celui-ci devient trop important.

1.4.3.4 Approches probabilistes - « le maillon le plus faible »

L'hypothèse de toutes les approches volumiques est que plus le volume sollicité est grand, plus la probabilité d'y rencontrer un « défaut » **critique** (grain orienté, très forte densité de dislocation locale, micro-fissure, inclusion) est importante. Les approches probabilistes traditionnelles se basent sur la même hypothèse, et permettent en outre de rendre compte de la dispersion inhérente aux résultats de fatigue. Historiquement, leur application est l'effet de taille, et l'extension naturelle à l'effet de gradient s'est faite plus récemment.

[Peirce 1926], en s'intéressant aux paramètres influençant la résistance de fils de coton, constate que la résistance de ceux-ci baisse lorsque leur longueur augmente. Il s'agit d'une manifestation de l'effet de taille (introduit au §1.4.1) dans un cadre statique, qui l'amène à formuler le concept de maillon le plus faible : « *It is a truism, of which the mathematical implications are of no little interest, that the strength of a chain is that of its weakest link* »⁴. Moyennant certaines hypothèses, Weibull ([Weibull 1939b], [Weibull 1939a]) montre que cette loi peut se généraliser à l'étude de la rupture des matériaux fragiles, puis il étend cette approche à la fatigue [Weibull 1951].

Si on décompose le volume V amené à fatiguer en n sous-volumes $\{V_i, i \in [1, n]\}$, les approches développées par Weibull supposent que l'on peut considérer V comme une chaîne dont les différents maillons sont les V_i , avec en outre les deux hypothèses suivantes :

1. Les probabilités de rupture de chacun des éléments de volume V_i sont modélisées par des variables aléatoires *indépendantes* (σ_i). Le comportement aléatoire des variables génère la dispersion, et l'hypothèse d'indépendance sous-tend que les mécanismes d'endommagement de chacun des sous-volumes n'interagissent pas.
2. La rupture du volume le plus faible entraîne systématiquement la rupture de la structure.

Si l'on note $P_{F,V_i}(\sigma) = P_{F,V_i}(\sigma_i \leq \sigma)$ la probabilité que le volume V_i rompe sous la contrainte σ , il est simple de remonter à la probabilité de rupture par fatigue $P_{F,V}(\sigma)$ du volume V (eq.1.43) :

$$1 - P_{F,V}(\sigma) = \prod_{i=1}^n (1 - P_{F,V_i}(\sigma)) \quad (1.43)$$

Weibull propose d'assigner à chaque sous volume une probabilité de rupture sous contrainte σ de la forme (eq. 1.44), afin de faire dépendre explicitement la limite de fatigue locale de la taille V_i de chaque sous volume :

4. « Une évidence, dont les implications mathématiques ne sont pas négligeables, est que la résistance d'une chaîne est celle de son maillon le plus faible. »

$$P_{F,V_i}(\sigma) = 1 - \exp\left(-\frac{V_i}{V_0} \left(\frac{\langle\sigma - \sigma_u\rangle}{\sigma_0}\right)^m\right) \quad (1.44)$$

Le module de Weibull m sert à quantifier la dispersion, et la contrainte σ_u correspond à un seuil d'activation pour lequel aucun mécanisme d'endommagement ne survient. Les crochets $\langle.\rangle$ désignent la partie positive. Les paramètres σ_0 et V_0 ne sont en fait pas indépendants, et peuvent être regroupés sous la variable $\sigma_V = \sigma_0 V_0^{\frac{1}{m}}$ qui désigne le *facteur d'échelle* de la distribution. V_0 correspond à un volume de référence pour l'étude, et σ_0 à une contrainte d'activation moyenne. L'influence de ces différents paramètres est illustrée sur la figure 1.35, en fixant σ_u pour plus de lisibilité.⁵

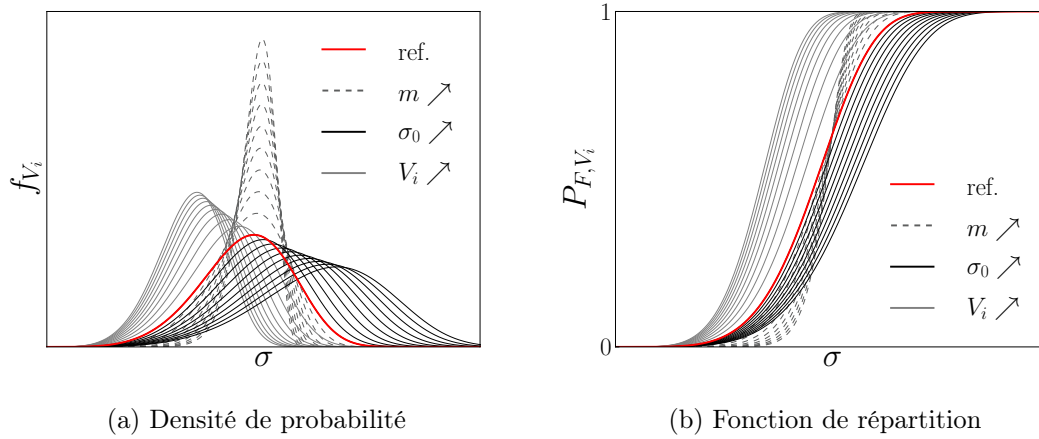


FIGURE 1.35 – Distributions de Weibull à trois paramètres m , σ_0 , σ_u

Dans le cas où la contrainte appliquée σ est homogène dans V , la probabilité de rupture pour la totalité du volume V se déduit facilement (eq. 1.45) :

$$P_F(V, \sigma) = 1 - \exp\left(-\frac{\sum_{i=1}^n V_i}{V_0} \left(\frac{\langle\sigma - \sigma_u\rangle}{\sigma_0}\right)^m\right) = 1 - \exp\left(-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\langle\sigma - \sigma_u\rangle}{\sigma_0}\right)^m\right) \quad (1.45)$$

Cette expression se généralise au cas où σ n'est pas uniforme dans V par (eq. 1.46) :

$$P_F(V, \sigma) = 1 - \exp\left(-\frac{1}{V_0} \int_V \left(\frac{\langle\sigma - \sigma_u\rangle}{\sigma_0}\right)^m dV\right) \quad (1.46)$$

Avec ces définitions, [Weibull 1939b] fait l'hypothèse que les deux paramètres (m , σ_0) sont caractéristiques du matériau, mais il est important de souligner que son approche initiale est purement heuristique : ces paramètres sont choisis pour rendre compte d'une dispersion, mais leur signification physique n'est pas immédiate. [Hild 1992] montre qu'on peut considérer le module de Weibull m comme une mesure de la dispersion des défauts au sein du volume considéré. Un module faible correspond à un matériau avec des défauts très localisés, pour lequel on observera une forte dispersion sur la contrainte de fatigue. Un module élevé sera associé à un matériau dans lequel la distribution de défauts est homogène.

5. Une modification de σ_u entraîne simplement une translation horizontale des courbes présentées.

De nombreux auteurs appliquent cette démarche [Härkegard & Halleraker 2010], le plus souvent en remplaçant la contrainte σ de la distribution initialement proposée par Weibull par une contrainte équivalente, éventuellement donnée par un critère de fatigue usuel [Norberg & Olsson 2007]. [Delahay & Palin-Luc 2006] reprennent aussi le critère détaillé au §1.4.3.2 dans un cadre probabiliste. Les prédictions données par ces approches sont *par construction* en excellent accord avec les observations expérimentales, et sont donc intéressantes dans une optique de dimensionnement. En revanche, le caractère empirique de l'expression de la probabilité de rupture par fatigue à chacune des échelles considérées « masque » une partie des mécanismes physiques à l'œuvre en fatigue à grand nombre de cycles. Plus récemment, [Nguyen 2008] a proposé une approche probabiliste à deux échelles qui permet de compenser cette limitation. L'hypothèse du maillon le plus faible est appliquée une première fois à l'échelle du V.E.R., en considérant chacun des systèmes de glissement comme un maillon élémentaire. La probabilité de rupture finale est ensuite calculée en appliquant la théorie une seconde fois à l'échelle de la structure.

1.4.4 Théorie de la distance critique

De nombreux auteurs considèrent qu'il est capital de prendre en compte le caractère confiné de l'endommagement pour les composants soumis à des gradients de chargement en fatigue. La difficulté principale est toujours la définition d'un volume d'endommagement pertinent. En parallèle des approches volumiques, [Taylor 1999] propose avec la théorie de la distance critique une autre définition de cette région d'endommagement.

1.4.4.1 Formulation de la théorie de la distance critique

L'un des intérêts de la théorie de la distance critique (TDC) est d'établir une jonction entre la mécanique de la rupture et les problématiques de fatigue plus traditionnelles. Les approches classiques en fatigue se divisent en deux catégories (fig. 1.36, d'après [Kitagawa & Takahashi 1976]), selon la taille de défaut initialement présent dans le matériau. Si ce défaut est suffisamment petit, le mécanisme d'endommagement procède en deux phases successives : nucléation puis propagation d'une micro-fissure jusqu'à la rupture finale. La phase de nucléation peut dans ce cas occuper la majeure partie de la durée de vie, les critères associés portent donc en général sur la non-apparition de fissures à l'échelle microscopique. En revanche, lorsque la taille de défaut présente initialement est suffisamment importante, l'intégralité de la durée de vie de la structure sera pilotée par la propagation de fissure à partir de défauts. L'étude se place alors dans le cadre de la mécanique de la rupture, et les critères portent sur le contrôle de la propagation de la fissure.

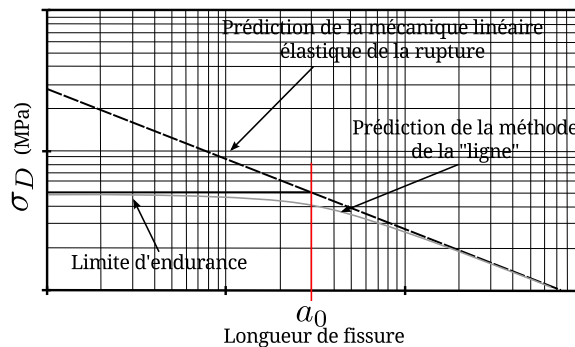


FIGURE 1.36 – Positionnement de la TDC

Le cas des composants entaillés se trouve à la frontière de ces deux problématiques : un rayon à fond d'entaille infiniment petit correspond à une fissure. En s'intéressant à la fatigue de tels composants, [Taylor 1999] remarque que [Neuber 1946], qui s'intéresse plutôt à l'amorçage, et [El Haddad *et al.* 1979], qui travaille dans le cadre de la mécanique de la rupture, font intervenir une longueur d'amplitude comparable dans leurs équations. Pour Neuber, il s'agit de la longueur a_N (eq. 1.47), qui dépend de la contrainte ultime du matériau :

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a_N}{\rho}} \quad [\text{Neuber 1946}] \quad (1.47)$$

Neuber remarque déjà que la valeur de la contrainte sous entaille à une profondeur a_N dans une éprouvette entaillée soumise à son chargement limite $\sigma_{D,notch}$ est proche de la limite d'endurance σ_D pour la même sollicitation. [El Haddad *et al.* 1979], en s'intéressant à la propagation des fissures courtes, propose une équation de la forme (eq. 1.48)⁶ :

$$\Delta\sigma_{oc} = \frac{\Delta K_{th}}{(\pi[a_c + a_0])^{\frac{1}{2}}} \quad \text{avec} \quad a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (1.48)$$

où :

- $\Delta\sigma_{oc}$ est l'amplitude limite du chargement sur la plaque fissurée
- $\Delta\sigma_0$ est l'amplitude limite sur éprouvette lisse
- a_c désigne la longueur de fissure
- K_{th} est le seuil de variation de facteur d'intensité de contraintes à partir duquel la propagation de fissure a lieu

Le paramètre a_0 correspond à une longueur de fissure « fictive », et permet d'étendre le champ d'application de la mécanique de la rupture aux très courtes fissures (cf prédictions sur la figure 1.36). En s'appuyant sur l'équation empirique de [Westergaard 1939], [Taylor 1999] constate que pour le chargement limite (*i.e.* lorsque $\Delta K = \Delta K_{th}$) la variation de contrainte à une distance $\frac{a_0}{2}$ de la pointe de fissure (fig. 1.37) correspond à la limite d'endurance $\Delta\sigma_0$.

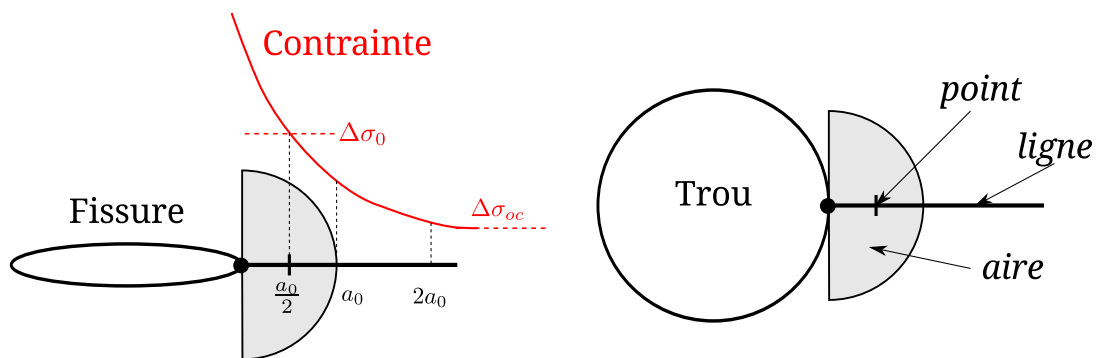


FIGURE 1.37 – Principe de la distance critique

6. Cette équation n'est valable que dans le cas d'une fissure horizontale de largeur a_c au milieu d'une plaque sollicitée en traction, l'application à d'autres configurations fait intervenir un facteur géométrique F et dans le cas général : $a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{F\Delta\sigma_0} \right)^2$. Cette distinction est essentielle, car contrairement à la distance critique définie par Taylor, la distance d'El Haddad n'est pas constante pour un matériau donné.

La *théorie de la distance critique* (TDC) désigne l'extension par [Taylor 1999] de cette méthodologie à l'étude des composants entaillés. En nommant L cette distance (eq. 1.49) :

$$L = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (1.49)$$

Une démarche de dimensionnement en fatigue consiste à comparer la valeur de la contrainte (obtenue par calcul élément fini supposant un comportement élastique) située à L sous entaille à la limite d'endurance : c'est la *méthode du point* (eq. 1.50) :

$$\sigma(L) \leq \sigma_D \quad (1.50)$$

De manière similaire, on peut comparer la limite d'endurance à une contrainte moyenne évaluée grâce cette distance critique, les équations de [Westergaard 1939] montrent qu'il faut alors intégrer sur la distance $4L$, il s'agit de la *méthode de la ligne* (eq. 1.51) :

$$\frac{1}{4L} \int_0^{4L} \sigma(r) dr \leq \sigma_D \quad (1.51)$$

La *méthode de l'aire* utilise la moyenne de la contrainte sur une aire à fond d'entaille (fig. 1.37). Les trois méthodes donnent des prédictions similaires.

Dans [Taylor 2005], Taylor applique cette méthode avec succès à un cas industriel, démontrant que l'importance du gradient de contrainte à fond d'entaille était plus importante que la valeur de la contrainte à fond d'entaille pour améliorer la résistance de la structure à la fatigue. [Taylor 2007] détaille l'application de la TDC, sous ses trois formes, à une vaste gamme de matériaux et de sollicitations. Les prédictions données sont en accord avec les résultats expérimentaux présentés.

La TDC semble donc être un moyen commode et peu coûteux pour dimensionner les composants soumis à des gradients de sollicitation en fatigue. Cependant, son caractère empirique empêche d'assigner une signification physique simple à la distance caractéristique L . Dans le cas des métaux, il est tentant de rapprocher cette valeur de la taille de grain moyenne d , et beaucoup d'auteurs constatent que la distance critique est souvent du même ordre. Taylor lui-même [Taylor 2007] réfute cette affirmation⁷, mais suggère que la comparaison de L et d pourrait renseigner sur les mécanismes de fatigue en jeu dans les métaux. Si L et d sont du même ordre de grandeur, alors c'est effectivement la microstructure, par le biais des joints de grain, qui pilote la croissance d'une fissure éventuelle. Si en revanche L est d'un ordre de grandeur supérieur, cela pourrait refléter un mécanisme de renforcement du matériau à l'échelle de la microstructure lors de la propagation de fissure (problématique de la fermeture de fissure). La longueur de fissure *critique* est alors nettement supérieure à la taille de grain.

1.4.4.2 Autres définitions de la TDC

La simplicité et les bonnes capacités prédictives de l'approche proposée par [Taylor 1999] ont mené à d'autres tentatives de définition pour la distance critique. Dans [Lanning *et al.* 2005a] et [Lanning *et al.* 2005b], les auteurs mènent une vaste campagne d'essais en se proposant d'appliquer différentes définitions de distances critiques à des éprouvettes entaillées en Ti-6Al-4V sollicitées en fatigue à grand nombre de cycles. Les auteurs proposaient une définition simple de cette distance critique d :

7. [Taylor 2007] : pp 270-271

$$d = x \text{ tel que } \Delta\sigma_{notch}(x) = \Delta\sigma_{D, smooth} \quad (1.52)$$

où x est la distance à l'entaille vers l'intérieur du matériau, et $\Delta\sigma$ désigne l'amplitude du chargement. C'est finalement ce critère qui correspondait le mieux aux essais réalisés. Pour un même matériau, des chargements différents et des géométries différentes entraînent des valeurs de distance critique différente (fig. 1.38), et d ainsi définie perd son caractère de constante matériau.

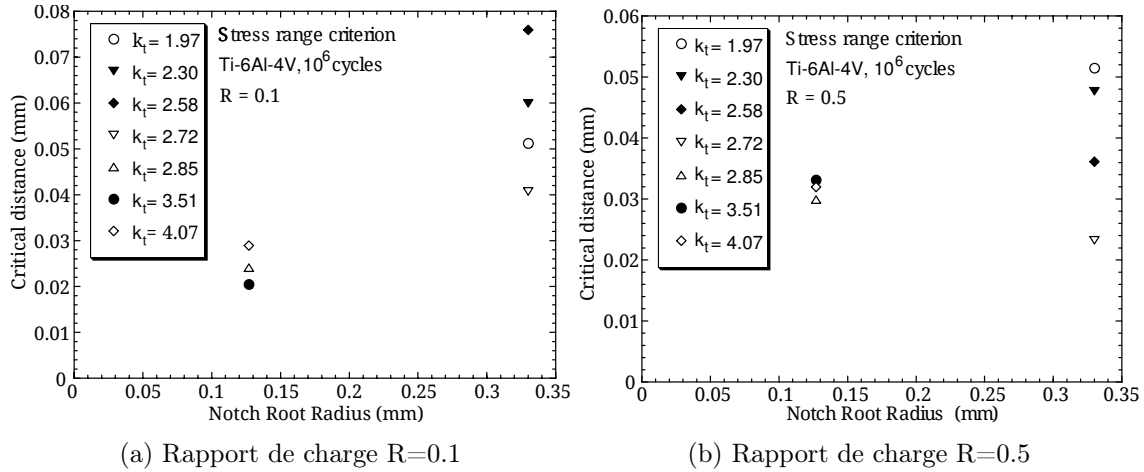


FIGURE 1.38 – Valeurs de distances critiques pour différentes géométries et rapports de charge [Lanning *et al.* 2005b]

Ces résultats montrent cependant que la définition de la TCD donnée par [Taylor 1999] ne donne pas nécessairement la meilleure prédiction.

[Qylafku *et al.* 1999] introduisent une approche différente, prenant en compte le comportement élasto-plastique du matériau. Les auteurs remarquent que la fonction χ (eq. 1.53) :

$$\chi : x \rightarrow \frac{1}{\sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial x} \quad (1.53)$$

admet dans ce cas un minimum local sous la surface de l'éprouvette (fig. 1.39), à une profondeur notée X_{eff} .

Le critère proposé est semblable à la « méthode de la ligne » de [Taylor 1999], on compare la limite d'endurance à une moyenne de la contrainte σ_{FI}^* sur la longueur X_{eff} (eq. 1.54) :

$$\sigma_{FI}^* = \frac{1}{X_{eff}} \int_0^{X_{eff}} \sigma_{yy}(1 - \chi x) dx \quad (1.54)$$

Ce modèle permet également de retrouver des limites de fatigue expérimentales comparables aux prédictions, mais la distance critique X_{eff} définie dépend aussi explicitement de la géométrie du matériau.

1.4.5 Synthèse - Comparaison des différentes approches

[Norberg & Olsson 2007] entreprennent une comparaison des capacités prédictives des critères courants (Crossland[§A.1.1.2] et Dang Van[§A.1.2.1], en particulier) en présence de gradients de contraintes. Les critères sont tous de la forme (eq. 1.55) :

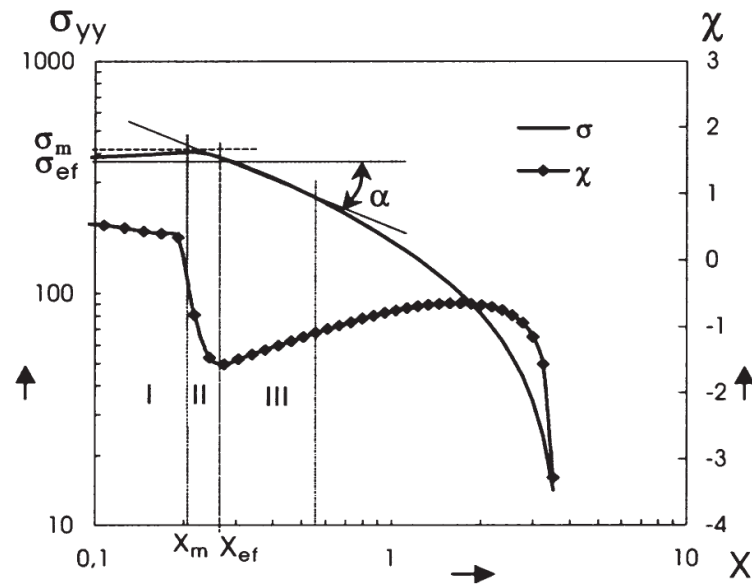


FIGURE 1.39 – Diagramme bi-logarithmique de la distribution de contraintes élasto-plastiques σ_{yy} et du gradient relatif en fonction de la distance au fond d'entaille X [Qylafku *et al.* 1999]

$$f(\tau) + g(P_{h,max}) = \beta \leq \beta_{crit} \quad (1.55)$$

où f est une fonction d'évaluation du cisaillement, g fait intervenir la pression hydrostatique maximale, et β est une contrainte équivalente qui ne doit pas dépasser une valeur critique β_{crit} . Les auteurs proposent différentes méthodes d'évaluation de ces critères :

1. Méthode du point : évaluation du critère sur le point le plus critique de la structure $\beta \leq \beta_{crit}$.
2. Méthode du gradient : la contrainte équivalente β est ajustée par le gradient de sa valeur au point critique, de façon similaire à ce que proposent [Papadopoulos & Panoskaltis 1996] pour la pression hydrostatique.
3. Méthode volumique : la contrainte équivalente β est utilisée comme variable aléatoire dans une approche probabiliste dans le cadre de la théorie du maillon le plus faible (§1.4.3.4), et la limite de fatigue est déterminée par une probabilité de rupture de 50%.

La base expérimentale servant de référence comprend les 15 éprouvettes entaillées et/ou percées des expériences réalisées par [Nishida *et al.* 2003]. Deux conclusions principales se détachent de [Norberg & Olsson 2007], à l'issue des comparaisons : pour chacune des trois variantes, les prédictions des critères de fatigue considérés sont similaires. En revanche, le passage à la méthode du gradient puis à l'approche probabiliste fait significativement baisser l'erreur de prédiction. Ces observations sont en accord avec les résultats de la littérature présentés dans les paragraphes précédents.

[Härkegard & Halleraker 2010] comparent les prédictions données par les approches basées sur le coefficient K_f (§1.4.2), la distance critique (§1.4.2), la théorie du maillon le plus faible (§1.4.3.4) et l'approche du volume le plus contraint de [Sonsino *et al.* 1997], pour des éprouvettes entaillées. Les prédictions les plus précises sont obtenues par la méthode probabiliste et la méthode du volume le plus contraint.

La prise en compte des chargements non-uniformes suppose le plus souvent la définition d'un volume critique, au sein duquel est circonscrit l'endommagement. Les méthodes volumiques et les méthodes basées sur la théorie du maillon le plus faible permettent des prédictions précises dans une optique de dimensionnement à la fatigue à grand nombre de cycles. Toutefois les réserves énoncées plus haut demeurent : l'inconvénient de ces méthodes est de masquer les phénomènes physiques à l'origine de l'amorçage. Une approche complémentaire, sur laquelle le chapitre 4 reviendra en détail, est la simulation explicite des V.E.R. soumis à des gradients de contraintes par un calcul éléments finis. Cette approche permet de concilier la prise en compte explicite des phénomènes en jeu à l'échelle de la microstructure, et la considération de la dispersion inhérente à la fatigue.

1.5 Bilan et démarche adoptée

Ce premier chapitre a permis de définir le cadre de l'étude : on s'intéresse aux conséquences d'une opération de forgeage sur le comportement en fatigue d'un acier servant à fabriquer les essieux ferroviaires. Un rapide bilan des connaissances accumulées sur l'acier utilisé a été présenté dans la section 1.2, rappelant que l'endommagement en fretting-fatigue et l'influence des contraintes résiduelles de calage ont été décrits dans des études antérieures. Les éléments bibliographiques donnés dans la section 1.3 montrent qu'il existe des approches permettant de prendre en compte les trois principales conséquences des opérations de forgeage :

1. Contraintes résiduelles
2. Anisotropie
3. Évolution des propriétés mécaniques de la zone forgée

La complexité des phénomènes en jeu rend cependant difficile l'utilisation d'une approche unifiée pour l'étude des portées de calage forgées, qui sont soumises à un gradient de chargement (section 1.4) résultant de leur géométrie et de la sollicitation de l'essieu en flexion rotative. Ne sachant pas *a priori* si toutes les conséquences prévues du forgeage seront observées dans l'essieu creux forgé, on peut, en guise de conclusion à ce premier chapitre, proposer des pistes de réflexion en raisonnant par superpositions successives des problèmes attendus. Pour les raisons expliquées plus haut, on laisse de côté la considération des contraintes résiduelles, qui justifierait à elle seule l'intégralité du manuscrit. La plupart des approches proposées ci-après demeurerait cependant applicables en considérant ce champ, dans son état stabilisé supposé connu, comme un champ statique se superposant à la sollicitation mécanique.

1.5.1 Anisotropie

La première conséquence attendue du forgeage est une anisotropie de comportement, résultant de l'aplatissement de la microstructure dans le sens du corroyage. [Pessard 2009] donne l'exemple d'une telle microstructure pour un acier ferrito-perlitique (fig. 1.40).

Si l'on s'intéresse à la combinaison de cette anisotropie avec le chargement non-uniforme imposé à l'essieu (fig. 1.41), les pistes permettant d'adapter les approches exposées plus haut sont nombreuses.

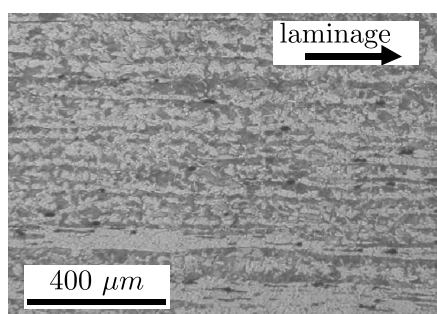


FIGURE 1.40 – Structures en bandes dans un acier ferrito-perlitique d'après [Pessard 2009]

Les approches de [Ekberg & Sotkovszki 2001] ou [Cano *et al.* 2004] sont compatibles avec une formulation non-locale telle que celle proposée par [Papadopoulos & Panoskaltis 1996]. De façon similaire, on peut redéfinir les contraintes équivalentes de [Yao 1993] et [Sonsino *et al.* 1997] de manière à refléter l'anisotropie du comportement (pondération de certaines orientations dans une contrainte équivalente type von Mises, par exemple). On peut également redéfinir la géométrie du volume critique défini par [Taylor 1999] (demi-ellipsoïde et non plus demi-cercle à fond d'entaille pour la méthode de l'aire). Quant aux critères probabilistes, [Pessard 2009] a montré que leur extension à la modélisation des comportements anisotropes se généralisait convenablement quand les mécanismes d'endommagement sont bien définis pour les différentes directions de sollicitation. La prise en compte de l'anisotropie ne nécessite donc qu'une adaptation des approches existantes, la difficulté principale étant la validation expérimentale des comportements prévus.

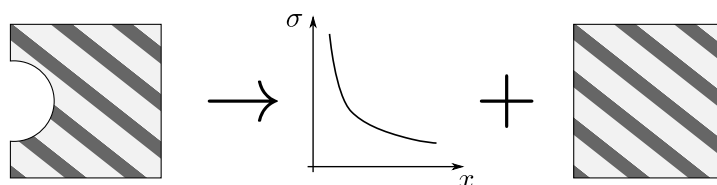


FIGURE 1.41 – Superposition d'un gradient de chargement et d'une anisotropie matériau

1.5.2 Propriétés strictement hétérogènes

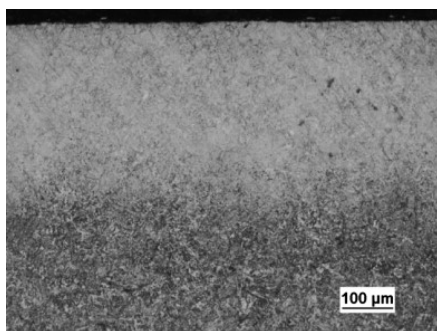


FIGURE 1.42 – Microstructure en sous-surface d'un acier trempé, d'après [Atraszkiewicz *et al.* 2012]

L'impact du forgeage doit également porter sur une modification des propriétés mécaniques au sein de la section forgée. Les paramètres susceptibles de modifier le comportement mécanique (température, taux d'écroutissage) étant distribués de manière axisymétrique durant le forgeage, l'évolution attendue des propriétés mécaniques dans les portées de calage doit être radiale, avec des propriétés à cœur et en surface différentes. Dans l'hypothèse limite d'un refroidissement très rapide, la microstructure forgée peut se présenter sous forme de strates, comme dans le cas des composants trempés (fig. 1.42).

Dans ce cas, à l'exception de la TCD, la plupart des approches proposées au paragraphe précédent pour intégrer l'impact du gradient de chargement peuvent s'appliquer dans un formalisme de type « matériau hétérogène » (§1.3.1.6) : la surface et le cœur de la pièce sont considérés comme deux matériaux distincts, soumis séparément à un chargement, et auxquels sont appliqués un même critère de fatigue (fig. 1.43). Cette démarche impose d'être en mesure de caractériser le comportement anisotrope en fatigue des deux couches considérées, ce qui n'est pas toujours réalisable et multiplie significativement le nombre d'essais à réaliser. En outre, la méthode s'étend mal lorsque le nombre de « couches » sur lesquelles les propriétés du matériau peuvent être considérées comme homogènes augmente.

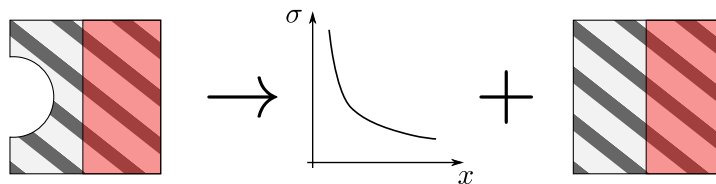


FIGURE 1.43 – Superposition d'un gradient de chargement et d'une anisotropie sur un bi-matériau

1.5.3 Gradient de propriétés

Pour le cas le plus général, il faut envisager un refroidissement moins brutal de la portée de calage forgée. Sur les prototypes réalisés pour le projet « Innovaxle », le refroidissement se fait à l'air, ce qui est relativement lent pour l'acier considéré. Le plus probable est donc d'observer une évolution continue de la morphologie de la microstructure dans l'épaisseur de la portée, éventuellement associée à un « gradient » de propriétés. La figure 1.44 donne un exemple de ce type de microstructure. Dans ce cas, l'hétérogénéité du comportement mécanique complexifie significativement l'utilisation des critères évoqués précédemment.

En particulier, le prolongement de la philosophie « matériau hétérogène » pose problème. Il faudrait diviser le matériau en un nombre fini de sous-couches à propriétés homogènes, sur chacune desquelles serait défini et calculé un critère de fatigue.⁸ Plusieurs questions se posent alors :

- Comment décomposer le matériau ? Quelles sont les conséquences d'une non-unicité éventuelle de la décomposition ?
- Comment caractériser chacune des régions élémentaires ?
- Comment tenir compte des effets d'interface ?

En supposant qu'on parvienne à une décomposition pertinente du matériau, le prélèvement et la caractérisation de chacune des différentes régions avec des moyens conventionnels est irréalisable en pratique. De plus, le sous-entendu de cette approche serait qu'à un gradient de propriétés observées correspondrait un gradient de limites de fatigue, dans l'épaisseur de la pièce. Or, aux échelles

8. On s'approche alors de la démarche générale des critères probabilistes présentés au §1.4.3.4.

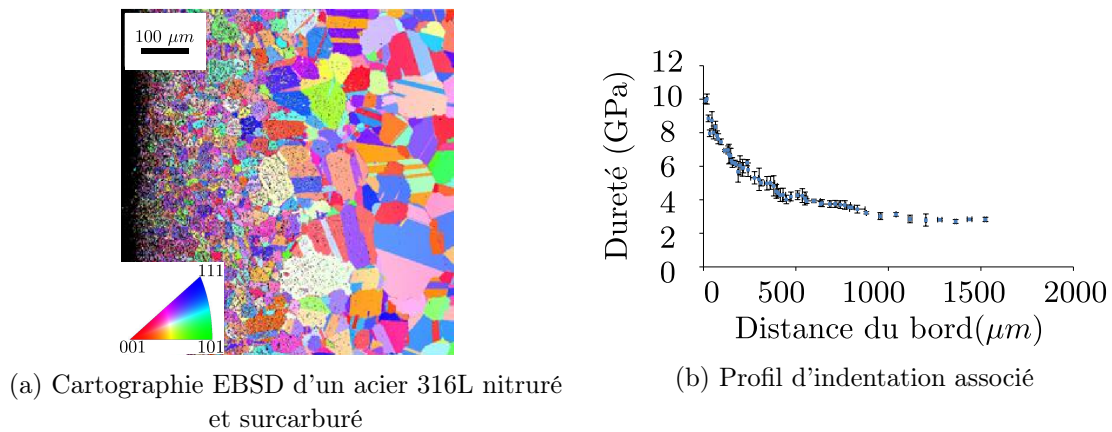


FIGURE 1.44 – Microstructure d'un acier nitruré et surcarburé et gradient de dureté associé, d'après [Marteau 2013]

considérées, parler de limite de fatigue n'est sans doute pas pertinent. Pour parvenir à une démarche réaliste, il faut décomposer le problème de départ (fatigue + gradients de propriétés, fig. 1.45), en deux sous-problèmes successifs :

1. Que désigne-t-on précisément par « gradient de propriétés » ? Comment le caractériser ?
2. Quelles sont les conséquences de ce gradient sur le comportement en fatigue ?

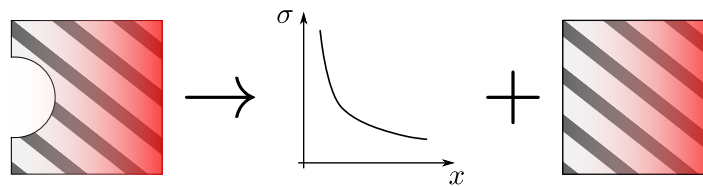


FIGURE 1.45 – Cas général : superposition d'un gradient de chargement et d'une anisotropie sur un matériau à gradient de propriétés

Définition

L'emploi du terme « gradient » suppose une évolution continue des propriétés mécaniques, vis à vis d'une ou plusieurs directions de l'espace. Or, les propriétés mécaniques sous-entendues ici (anisotropie ou isotropie, notamment) n'ont de sens qu'à l'échelle d'un volume élémentaire représentatif (V.E.R.). Si l'on considère que caractériser ce type de matériaux revient à proposer une loi d'évolution spatiale pour une propriété donnée, la remarque précédente a deux conséquences principales :

1. L'utilisation d'une fonction continue donnant l'évolution d'une propriété mécanique choisie par rapport à une direction de l'espace peut être un outil commode pour représenter le « gradient » de propriété, mais sa valeur en chaque point est nécessairement approximative ; par exemple, associer une limite élastique à un point matériel ne fait pas sens puisque les phénomènes de durcissement ou d'adoucissement observés dans les polycristaux résultent le plus souvent de mécanismes d'interaction au sein d'un grand nombre de grains. Une telle

fonction définit donc au mieux, en chaque point, une approximation de la réponse mécanique d'un V.E.R. centré autour de ce point.

2. Expérimentalement, il existe une limite de résolution spatiale (la taille du V.E.R., pour les matériaux polycristallins, typiquement quelques dizaines de grains) en dessous de laquelle rechercher une correspondance entre le modèle d'évolution proposé pour une propriété mécanique donnée et la réponse du matériau n'a plus de sens physique. En d'autres termes, l'échelle d'observation choisie pour capturer les variations de propriétés doit être suffisamment fine pour capter les variations de comportements locales, mais suffisamment importante vis à vis du V.E.R. pour que les propriétés observées conservent leur sens.

Caractérisation

Comme noté plus haut, la mesure d'une évolution de propriétés par prélèvement d'éprouvettes au sein du matériau n'est pas matériellement réalisable. En revanche, des essais sur l'intégralité de la zone à gradients sont envisageables. Dans ce cas, si le matériau est soumis à une contrainte homogène, mais qu'on est en mesure d'évaluer les variations de déformation résultant de ses propriétés hétérogènes, il doit être possible de remonter à la distribution de propriétés dans le matériau. En pratique, trois dispositifs expérimentaux permettent de remonter à des informations surfaciques ou volumiques sur l'état de déformation : la diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD), la diffraction à rayons X ou neutrons, et la corrélation d'images numériques.

[Wilkinson *et al.* 2006] montrent en particulier que la détection de faibles variations dans les motifs EBSD permet de déterminer le tenseur de déformations en surface d'un polycristal, avec une très forte résolution spatiale (de l'ordre du dixième de micron), et avec une forte sensibilité (approximativement 0.01 %). Cependant l'échelle de caractérisation utilisée dans ces travaux est bien inférieure à celle du V.E.R., et cette approche n'est donc pas applicable. Les mesures de diffractions par rayons X et neutrons s'appliquent à la bonne échelle, mais la mise en œuvre d'un dispositif d'essai in-situ est délicate. Pour ces raisons, et pour sa simplicité d'utilisation, la corrélation d'images numériques est le dispositif le plus raisonnable pour estimer les champs de déformation en surface des matériaux dont il est question ici. La démarche de caractérisation proposée consiste à comparer le champ de déformation prédit par un calcul élément fini prenant en compte les propriétés hétérogènes du matériau et le champ de déformation estimé par la corrélation.

Gradient de propriétés en fatigue

Considérant la difficulté de l'extension du formalisme « matériau hétérogène » à l'étude des matériaux à gradients de propriétés, l'approche adoptée pour évaluer la tenue en fatigue s'appuie sur les résultats de la caractérisation. En accord avec les observations expérimentales, un modèle numérique intégrant les variations de propriétés est utilisé pour étudier le développement de la micro-plasticité dans le matériau forgé sous gradients de chargement.

1.5.4 Conclusion

La considération de l'intégralité des conséquences du procédé de forgeage pose de nombreuses questions. Parmi celles-ci, la suite du manuscrit s'attachera à proposer des réponses aux trois suivantes :

1. *Quelles sont les conséquences du forgeage de la portée de calage sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'acier considéré ? Plus précisément, le forgeage a-t-il donné*

un caractère anisotrope au matériau, et existe-il un gradient de propriétés quantifiable dans l'épaisseur de la portée de calage ? Les observations réalisées sur le matériau forgé sont décrites dans le chapitre 2. Une démarche de mise au point d'éprouvettes représentatives à partir d'un matériau de référence est également présentée.

2. *À partir des informations rassemblées jusqu'ici, est-il possible de proposer une démarche de caractérisation simple et rapide pour les matériaux à gradients de microstructure ?* Le nombre d'essais dissuasif est en effet un frein à la caractérisation des matériaux à propriétés hétérogènes. La richesse des informations obtenues par les méthodes de mesure de champs (cinématique et thermique) permet d'envisager une caractérisation plus simple. Le chapitre 3 décrit une approche couplant mesures expérimentales et calculs éléments finis pour la caractérisation des matériaux à gradients de propriétés.
3. *Comment évaluer le comportement en fatigue de composants possédant une microstructure semblable à celle de l'acier forgé ?* Le chapitre 4 se propose, à partir d'un modèle numérique bi-échelle prenant en compte la spécificité de la microstructure, d'évaluer qualitativement le comportement en fatigue de ce type de structure.

Caractérisation du matériau forgé et mise au point d'éprouvettes représentatives

Sommaire

2.1	Caractérisation du matériau forgé	47
2.1.1	Essieu plein forgé	47
2.1.2	Démarche de caractérisation	48
2.1.3	Microstructure	49
2.1.4	Essais mécaniques	51
2.1.5	Conclusions sur la caractérisation	54
2.2	Mise au point de microstructures contrôlées	55
2.2.1	Traitements thermiques affectant la taille de grain	55
2.2.2	Recristallisation	56
2.2.3	Choix d'un matériau	59
2.3	Élaboration de gradients de microstructure dans le fer pur	63
2.3.1	Mise en oeuvre du traitement de recristallisation	63
2.3.2	Caractérisation du fer pur	63
2.3.3	Mise au point d'éprouvettes recristallisées	68
2.4	Déformation dans une éprouvette à microstructure hétérogène	72
2.4.1	Introduction	72
2.4.2	L'effet Hall Petch	73
2.4.3	Comportement des éprouvettes recristallisées	75
2.5	Conclusions intermédiaires	81

2.1 Caractérisation du matériau forgé

2.1.1 Essieu plein forgé

L'objectif du projet « Innovaxle » (présenté au §1.1.3) est d'obtenir des essieux creux forgés préservant la tenue en fatigue obtenue par le procédé classique. Le forgeage de pièces creuses de cette dimension présente cependant des difficultés de mise en oeuvre, notamment en raison de la géométrie interne du tube difficile à contrôler pendant l'opération. En guise d'étape intermédiaire, un prototype d'essieu plein forgé a été obtenu par un procédé de refoulement au niveau des portées de calage. Le matériau caractérisé dans cette thèse provient de ce prototype. La figure 2.1 montre la géométrie de la portée de calage forgée (traits pleins) et la section finale de l'essieu (pointillés).

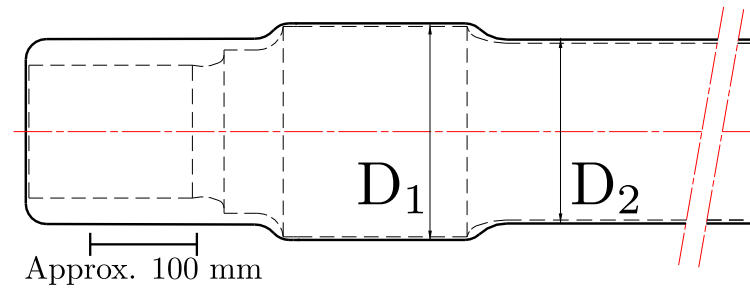


FIGURE 2.1 – Géométrie de la portée de calage forgée

Le procédé de mise en œuvre est proche de celui retenu pour les essieux creux. Les extrémités d'un lopin cylindrique de diamètre D_2 , obtenu par forgeage ou laminage, sont chauffées à une température d'environ 1250°C avant d'être refoulées à chaud. Le but de l'opération est d'obtenir une géométrie ne différant de la forme finale que par une faible sur-épaisseur.

Les différences géométriques entre essieux creux et pleins ont cependant plusieurs conséquences qui doivent faire relativiser les observations de cette section. D'abord, les gradients thermiques lors du refroidissement seront différents, car l'intérieur des tubes forgés sera exposé à la température ambiante. En conséquence, la distribution des contraintes résiduelles dans la pièce à l'issue du forgeage varie (cf. simulations de [Saad 2015]). Ensuite, le matériau caractérisé ici est « brut de forge ». Dans une démarche de production industrielle, des traitements de normalisation et de grenage sont envisageables à l'issue du procédé, et peuvent fortement impacter la microstructure et la relaxation des contraintes résiduelles de forge.

2.1.2 Démarche de caractérisation

Le premier chapitre a mis en avant plusieurs conséquences attendues du forgeage. Les contraintes résiduelles étant mises à part, l'impact du procédé sur la microstructure peut être générateur d'anisotropie ou de comportement hétérogène dans la pièce. L'opération de refoulement portant uniquement sur les portées de calage, la démarche retenue est le prélèvement d'éprouvettes de caractérisation du comportement mécanique du matériau dans différentes directions et à différentes profondeurs, à la recherche de comportements hétérogènes (fig. 2.2).

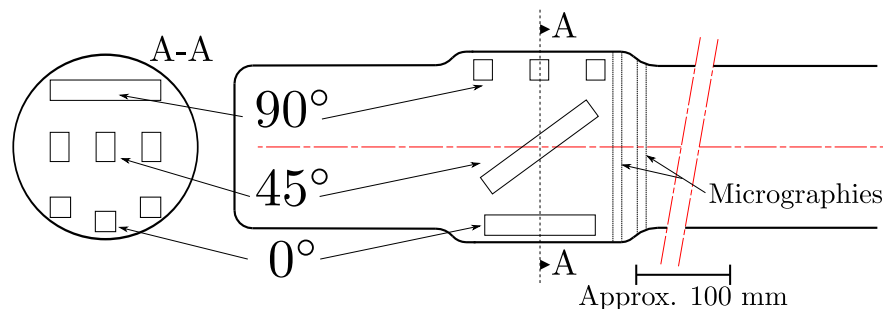


FIGURE 2.2 – Localisation et orientation des prélèvements

Afin d'orienter ces prélèvements, la direction de laminage initiale de l'acier EA1N est prise comme référence (0°). Cette direction est bien visible sur les micrographies (fig. 2.3), où le laminage est responsable de la formation de bandes de perlite, visibles uniquement dans les coupes réalisées

parallèlement à la direction de laminage. Ces bandes n'entraînent pas initialement d'anisotropie du comportement mécanique.

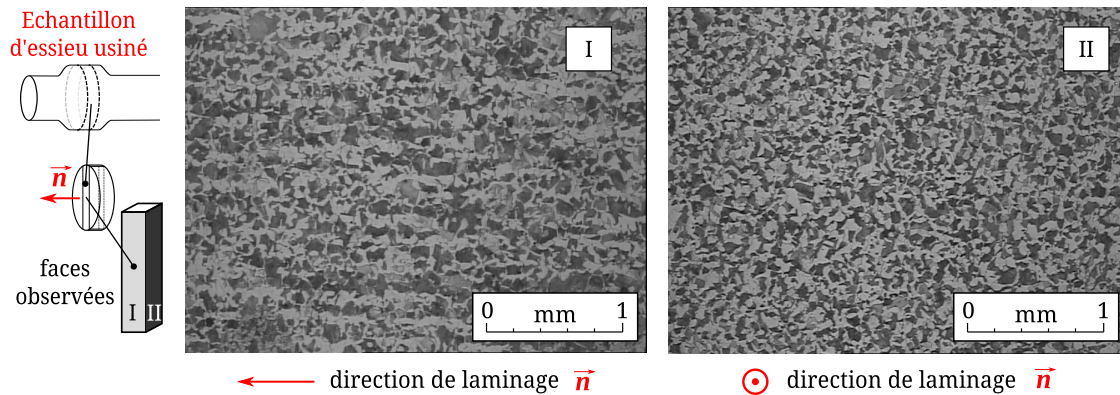


FIGURE 2.3 – Anisotropie de la microstructure de l'EA1N, état laminé

La première portée de calage sert au prélèvement d'éprouvettes de traction cylindriques, permettant la réalisation d'essais de caractérisation monotone et cyclique (le plan d'éprouvettes est disponible à l'annexe B, fig. B.1). Les éprouvettes sont prélevées avec différentes orientations vis à vis du laminage, pour rechercher une anisotropie éventuelle. La seconde portée de calage est quant à elle découpée en rondelles successives destinées à la réalisation de micrographies permettant de suivre l'évolution de la microstructure dans son épaisseur et dans sa longueur.

2.1.3 Microstructure

L'observation micrographique des différentes tranches de la portée de calage forgée permet d'emblée les constatations suivantes :

1. Les observations réalisées sont similaires le long de la portée de calage. La microstructure est formée de deux constituants : la ferrite proeutectoïde et la perlite.
2. Contrairement à l'état laminé, la microstructure ne présente plus d'orientation morphologique particulière. À une profondeur donnée, les observations réalisées ne dépendent plus de l'orientation de la coupe réalisée.
3. La taille de grain varie entre la surface et le cœur de la pièce.

On peut en conséquence synthétiser l'impact du forgeage sur la microstructure en considérant uniquement une tranche et une facette de prélèvement (figure 2.4).

2.1.3.1 Taille de grain

Immédiatement sous la surface, la taille de grain moyenne est de l'ordre de $100 \mu\text{m}$, significativement plus importante que sur le matériau original ($30\text{-}50 \mu\text{m}$). La taille de grain moyenne croît très progressivement avec la profondeur dans l'échantillon, et les plus gros grains de perlite peuvent atteindre $500 \mu\text{m}$ au milieu de la pièce. À cette profondeur, la géométrie de la phase ferritique souligne bien les anciens joints de grains d'austénite (à 1250°C , la microstructure est intégralement austénitique). Quelle que soit l'orientation du prélèvement, la microstructure n'est pas équi-axe.

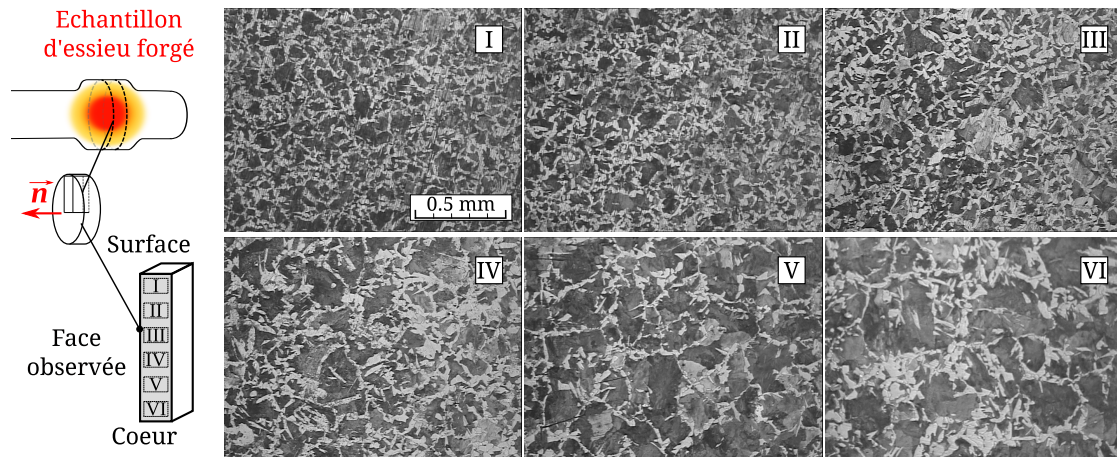


FIGURE 2.4 – Microstructure de l'EA1N à différentes profondeurs, état forgé

2.1.3.2 Répartition des constituants ferritique et perlitique

Un seuillage par rapport à la moyenne des niveaux de gris sur les images prises à différentes profondeurs permet d'estimer grossièrement le pourcentage de perlite et de ferrite proeutectoïde dans la microstructure forgée. Ces deux constituants sont présents en quantité équivalente en sous-surface, mais dans le centre de la portée la perlite semble devenir pré-dominante (60-70%). L'espacement inter-lamellaire au sein du constituant perlitique est délicat à estimer au moyen des micrographies optiques, mais il est de l'ordre du micron, comme sur l'EA1N laminé, quelle que soit la profondeur du prélèvement.

2.1.3.3 Mesures de dureté

À l'issue de ces observations, la principale conséquence du forgeage est un gradient de taille de grain dans l'épaisseur de la portée de calage forgée. L'augmentation de taille constatée semble plus sensible pour le constituant perlitique. En complément de ces observations, des essais de dureté Vickers sont effectués à différentes profondeurs dans le matériau forgé (figure 2.5).

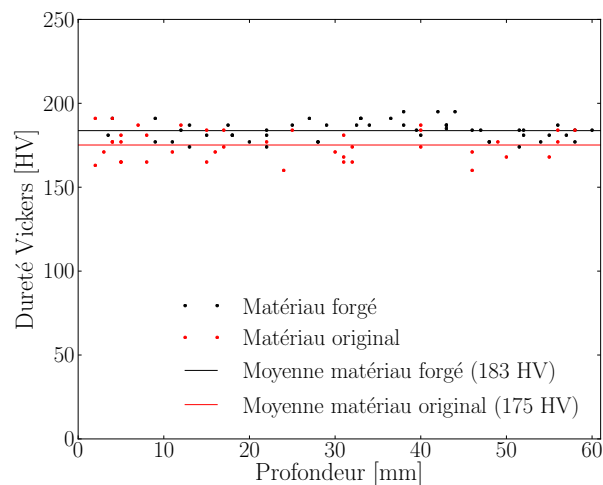


FIGURE 2.5 – Mesures de dureté comparées : matériau forgé et matériau d'origine

La dureté apparaît constante dans l'épaisseur de la pièce, et pratiquement identique à la dureté du matériau initial. L'évolution éventuelle de propriété mécanique associée au gradient de microstructure n'est pas mesurable par ce biais. Des essais de micro-dureté réalisés sur plusieurs prélèvements confirment ce résultat.

2.1.4 Essais mécaniques

2.1.4.1 Dispositif d'essai

Les observations de la section précédente laissent peu de doute quant à l'existence d'une éventuelle anisotropie du comportement mécanique dans la section forgée. Plus que l'orientation des prélèvements, c'est leur profondeur qui doit jouer un rôle sur l'évolution éventuelle du comportement mécanique. Comme présenté figure 2.2, les prélèvements à 0° et 90° sont réalisés en surface, et les prélèvements à 45° à cœur. Les essais de caractérisation sont réalisés sur une machine de traction-compression Instron hydraulique de capacité 100kN. La mesure de la déformation est réalisée par un extensomètre (figure 2.6), également utilisé pour l'asservissement lors des essais cycliques pilotés en déformation. La contrainte vraie σ et la déformation vraie ε sont calculées et utilisées pour le post-traitement des essais (eqs. 2.1-2.2) :

$$\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_n) \quad (2.1)$$

$$\sigma = \sigma_n(1 + \varepsilon_n) \quad \text{avec} \quad \sigma_n = \frac{F}{S_n} \quad \text{et} \quad \varepsilon_n = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.2)$$

où F est l'effort mesuré par la machine, ε_n la déformation donnée par l'extensomètre, et S_n la section utile initiale de l'échantillon.

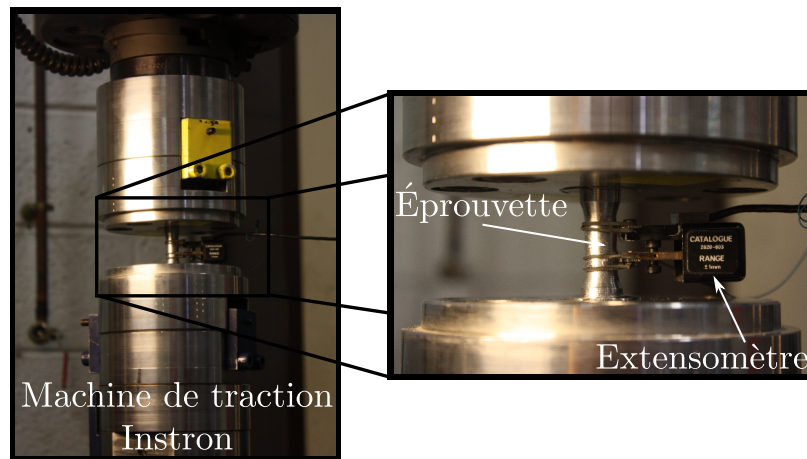


FIGURE 2.6 – Dispositif de caractérisation utilisé

2.1.4.2 Caractérisation monotone

Dans un premier temps, un essai de traction monotone est réalisé dans chacune des trois directions de prélèvement (fig. 2.7). Ces essais sont pilotés en déplacement ($\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$). Une décharge élastique est programmée à 3 % de déformation, pour évaluer le module de Young, estimé ici à 210 GPa pour les trois directions.

De manière générale, il est difficile de distinguer le comportement des trois prélèvements sur cet essai. Les prélèvements à 0° et 90° (associés à une taille de grain plus fine) présentent une limite élastique supérieure de 320 MPa, suivie d'un palier de traction. L'allure non-linéaire de la charge élastique pour ce dernier essai provient d'une erreur de mesure, ce comportement n'est plus observé par la suite (§2.1.4.3 et §2.2.3.2). Pour le prélèvement à 45°, au sein duquel la taille de grain est plus importante, la limite élastique apparente est de 300 MPa, et le palier de traction beaucoup plus restreint. La variation de limite élastique observée est en accord qualitatif avec la loi Hall-Petch (§1.3.2.2), même si l'impact de l'augmentation de la taille de grain est peu marqué. Dans les trois cas, l'allongement à rupture (non représenté) est de l'ordre de 30 %.

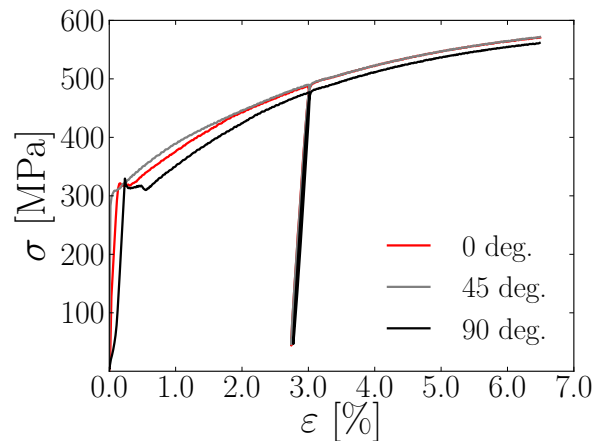


FIGURE 2.7 – Résultats d'un essai de traction uniaxiale pour trois directions de prélèvement

2.1.4.3 Caractérisation cyclique

Pour approfondir les observations précédentes, des essais de traction-compression cyclique sont effectués par paliers de déformation successifs. La machine de traction est asservie en déformation, et impose des paliers de 50 cycles d'amplitude croissante, par incréments de 0.1% de déformation totale ($\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} s^{-1}$). Des différences dans les mécanismes de durcissement ou d'adoucissement cyclique du matériau forgé sont recherchées pour les différentes orientations de prélèvement. Les courbes d'hystérésis (fig. 2.8) sont extrêmement semblables pour les trois prélèvements, et ne permettent pas de conclusion immédiate.

Pour mieux visualiser les écarts de comportement, la figure 2.9 présente les courbes de consolidation cycliques condensées sur le même graphique. L'évolution de l'amplitude de chargement pour chaque cycle (figure 2.9a) met également en évidence des écarts très faibles pour les trois prélèvements (quelques MPa sur les derniers cycles). La courbe d'écroutissage cyclique comparée à la courbe de traction du prélèvement à 0° (figure 2.9b), arbitrairement définie comme référence, permet d'observer un durcissement des éprouvettes sous chargement cyclique.

Si l'on compare ces résultats avec la modélisation proposé par [Yameogo 2004] (fig. 2.10) en choisissant à nouveau le prélèvement à 0° comme référence, on voit que les comportements cycliques du matériau forgé et laminé sont très proches, même si les paramètres identifiés à l'époque ne sont pas optimaux. L'écart de comportement demeure faible, et le type de loi utilisé semble également adapté à la description du comportement cyclique pour les prélèvements forgés.

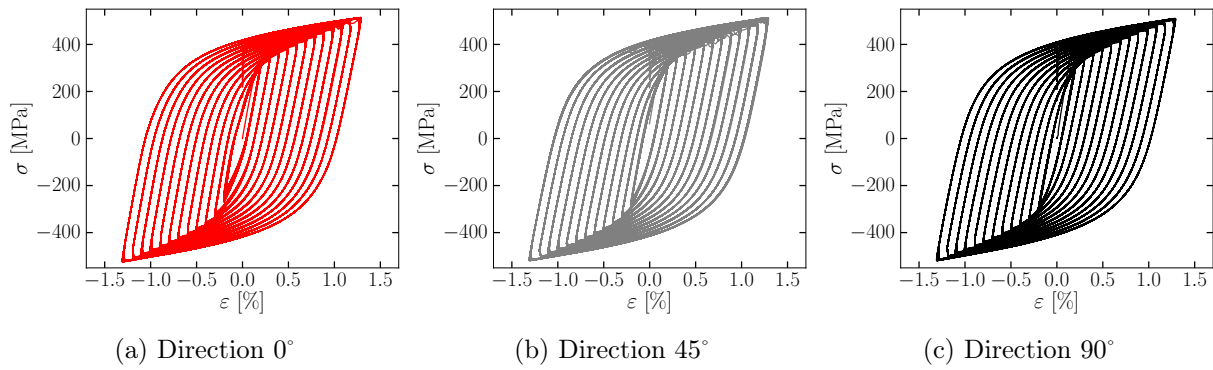


FIGURE 2.8 – Comportement cyclique pour différentes directions de sollicitation

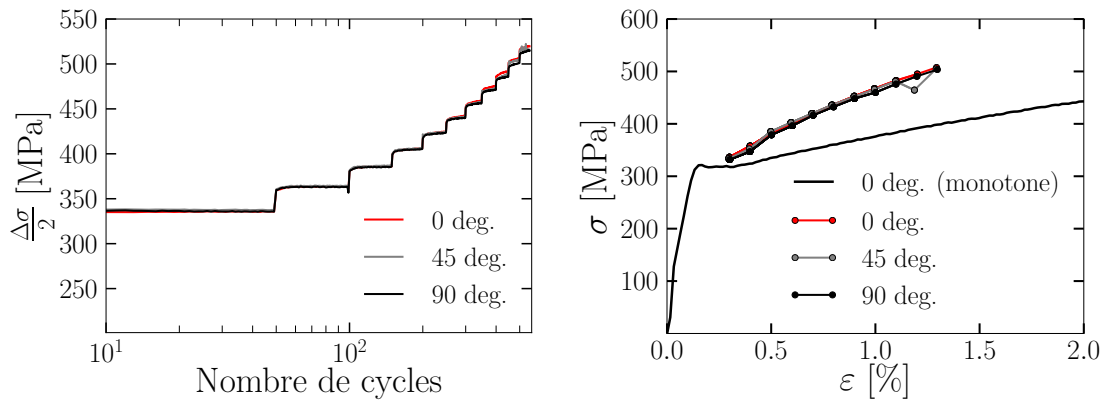


FIGURE 2.9 – Évolution de l'érouissage pour les trois directions de prélèvement

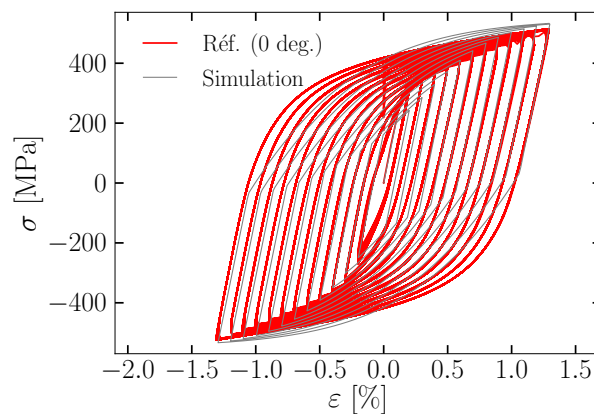


FIGURE 2.10 – Comparaison des résultats avec le modèle de [Yameogo 2004]

2.1.5 Conclusions sur la caractérisation

2.1.5.1 Bilan

Les essais présentés permettent de synthétiser l'impact observé du forgeage :

1. Un gradient de microstructure lié au refroidissement est présent dans l'épaisseur des portées de calage.
2. Les observations micrographiques et les essais mécaniques sur le matériau forgé ne révèlent pas de caractère anisotrope.
3. Les essais réalisés ne permettent pas de distinguer singulièrement le comportement des prélèvements forgés de celui de l'acier de départ. Seuls les essais de traction monotone montrent une légère baisse de la limite élastique sur le matériau forgé (300-320 MPa contre 350 MPa pour l'EA1N), et des disparités suivant les prélèvements.

2.1.5.2 Discussion

Après examen du matériau, le seul impact quantifiable du procédé porte sur la taille de grain observable par micrographie. Les essais de caractérisation à différentes profondeurs et les profils de dureté réalisés n'ont pas permis de mettre en avant une évolution de propriété associée à ce changement de taille de grain. Pourtant, certains résultats présentés au premier chapitre montrent que ce paramètre peut avoir une influence sur la tenue en fatigue du matériau (§1.3.2.2). Dans le cas de l'EA1N, cette absence d'évolution peut s'expliquer par plusieurs phénomènes qui agissent de manière antagoniste. Tout d'abord, les mécanismes qui régissent le durcissement de la perlite et de la ferrite pro-eutectoïde sont différents. La dureté de la phase ferritique est principalement pilotée par la taille de grain, tandis que c'est l'espacement inter-lamellaire au sein des grains de perlite qui représente le principal frein à la propagation de défauts. Or, l'évolution de taille constatée porte surtout sur les grains perlitiques, alors que l'espacement des lamelles de cémentite ne semble pas affecté par le procédé de forgeage. Ces mécanismes peuvent expliquer les duretés similaires et les faibles variations observées sur les limites élastiques.

2.1.5.3 Besoin d'éprouvettes à gradient de microstructure

La question du comportement en fatigue à grand nombre de cycles reste posée. La taille de grain de ce matériau influencera-t-elle la durée de vie ? Les essais présentés plus haut ne permettent pas de conclure, mais les faibles écarts de comportement observés ne vont pas dans ce sens. Ensuite, la conclusion du premier chapitre a montré qu'une caractérisation de plusieurs éprouvettes de taille de grain homogène (et donc de comportement en fatigue *a priori* homogène) ne suffirait pas à montrer l'impact du *gradient* de taille de grain sur la durée de vie.

En l'état actuel des choses, il faudrait pouvoir réaliser des essais de fatigue en flexion rotative sur les portées de calage forgées pour vérifier l'impact du traitement, ce qui est irréalisable avec des moyens de caractérisation conventionnels. L'importante longueur caractéristique (90 mm) sur laquelle s'étend le gradient observé complique aussi l'extraction d'éprouvettes de flexion 3 ou 4 points. Pour rendre compte au mieux de l'impact du mode de chargement réel sur un gradient de taille de grain, l'idéal serait de disposer d'éprouvettes dans lesquelles ce gradient est maîtrisé, et localisé dans une région à gradient de chargement, une entaille par exemple.

Certains traitements thermiques permettent de faire évoluer la taille de grain de manière différenciée au sein d'un même matériau. L'application de ces traitements à un matériau industriel

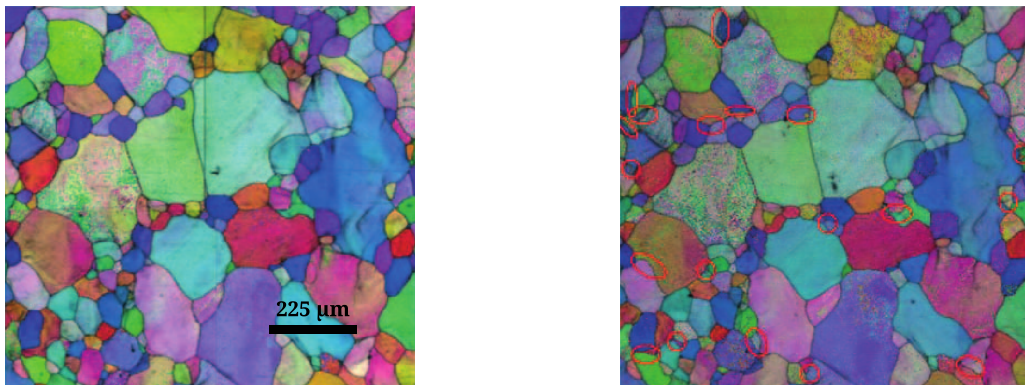
comme l'EA1N peut cependant poser problème, puisque la littérature ne permet pas alors de guider leur réalisation. Pour contourner cette difficulté, la démarche proposée ici est de chercher à produire un gradient de taille de grain contrôlé au sein d'une éprouvette produite à partir d'un matériau académique.¹ L'utilisation de techniques de mesures de champs (cinématiques et thermiques) à l'échelle du gradient de microstructure pour un ensemble de sollicitations doit ensuite permettre d'évaluer son impact sur la réponse du matériau.

2.2 Mise au point de microstructures contrôlées

La principale caractéristique de l'opération de forgeage a été l'introduction d'un gradient de taille de grain dans l'épaisseur de la portée forgée. Afin de mieux comprendre l'impact de cette spécificité sur le comportement du matériau, une démarche d'élaboration d'éprouvettes à microstructure contrôlée est proposée dans cette section.

2.2.1 Traitements thermiques affectant la taille de grain

Pour un acier donné, plusieurs traitements thermiques permettent de faire évoluer la taille de grain. La plupart consistent en des recuits, éventuellement précédés d'un écrouissage et suivis d'une trempe et d'un revenu. Ils se distinguent par leurs températures. Pour les températures les plus basses (500-600°C), on parle de *restauration*. L'énergie apportée par la chaleur permet un relâchement des contraintes accumulées par la structure. Pour des températures un peu supérieures (700-900°C), et si le métal a subi une déformation préalable, on parle de *recristallisation*. La chaleur apportée est alors suffisante pour permettre la création par germination et croissance de nouveaux grains dans les zones les plus écrouies. Les joints de grains deviennent un lieu privilégié de germination (fig. 2.11).



(a) Polycristal de fer après une déformation de 10%

(b) Après recuit d'une minute à 880°C

FIGURE 2.11 – Mise en évidence de la germination de nouveaux grains dans un polycristal de Fer par EBSD, d'après [Baudin 2011]

Aux plus hautes températures, les traitements d'*homogénéisation* et de *normalisation* permettent, pour des temps de recuit bien choisis, d'homogénéiser la microstructure et d'affiner la taille de grain moyenne. Dans la perspective de générer une microstructure à gradient de taille de grain, la recristallisation est un choix naturel, car la germination de la microstructure recristallisée dépend

1. c'est à dire dont la réponse à ces traitements thermiques est bien documentée

directement de l'état d'écroutissage local, avant recuit. La section suivante présente plus en détail les spécificités de ce traitement.

2.2.2 Recristallisation

2.2.2.1 Principe

Lorsqu'un métal est écroui, une certaine partie de l'énergie mécanique qui lui est fournie est stockée dans le matériau, ce qui se traduit par une augmentation de la densité de dislocations, et plus généralement des défauts au niveau atomique. Le traitement de restauration permet le relâchement d'une fraction de cette énergie, en favorisant la montée des dislocations par une élévation de la température. La microstructure se réorganise au niveau des joints de grains, afin de minimiser l'énergie stockée. La géométrie de la microstructure évolue, mais la structure primaire est conservée.

Lors de la recristallisation, l'énergie apportée par la chaleur est suffisamment importante pour générer les germes de nouveaux grains vierges de défauts, aux endroits où l'énergie de déformation stockée est la plus importante (joints de grains notamment). Ces nouveaux grains croissent de manière d'autant plus rapide que la température est importante, et que l'écroutissage initial était fort. Ces deux paramètres pilotent la germination et la croissance des grains, qui ont lieu de manière concomitante, et qui détermineront l'aspect final de la microstructure.

Deux sortes de recristallisation sont distinguées dans la littérature. La *recristallisation primaire* correspond à la germination et à la croissance de nouveaux grains au sein de la structure écrouie. La *recristallisation secondaire* se produit si l'on poursuit le recuit alors que la microstructure est intégralement recristallisée : certains grains (les plus gros) vont alors croître de manière très importante en absorbant leur voisins. On parle alors aussi de *phase de croissance anormale des grains*. Dans la mise en pratique du traitement, ces deux phénomènes peuvent survenir de manière concurrente si l'état de déformation est hétérogène dans le matériau écroui. Par abus de langage, le terme « recristallisation » désigne habituellement la recristallisation primaire.

2.2.2.2 « Lois de recristallisation »

À l'issue d'une importante campagne expérimentale, [Burke & Turnbull 1952] définissent un ensemble de « lois » empiriques, régissant le déroulement de la recristallisation :

1. Il existe un taux d'écroutissage minimum $\varepsilon_{p,crit}$, nécessaire pour que la recristallisation ait lieu. Ce seuil d'écroutissage correspond à un seuil énergétique, en dessous duquel aucun germe n'est créé, et où l'énergie nécessaire à la croissance des grains n'est pas apportée.
2. Plus le taux d'écroutissage est faible, plus la température nécessaire à la recristallisation augmente.
3. Une augmentation du temps de recuit permet l'utilisation d'une température moindre.
4. La taille des grains recristallisés dépend principalement du taux de déformation, les grains les plus fins étant obtenus pour les déformations importantes. Le nombre de germes présents en début de recuit est en effet principalement déterminé par la déformation.
5. Pour un écroutissage fixé, la température du recuit sera augmentée par une taille de grain initiale plus importante, car les joints de grains sont des sites favorisés pour la nucléation des germes.

6. Pour un écrouissage fixé, la température du recuit sera augmentée par une déformation effectuée en température. Un phénomène de restauration dynamique peut intervenir dans ce cas, réduisant l'énergie stockée par l'éprouvette.

Ces lois sont très générales, et ont été établies sur des métaux purs, déformés de manière uniforme (traction, laminage, estampage). Elles ont depuis été complétées par les observations permises par les moyens modernes d'observation de la microstructure (MEB, EBSD, diffraction rayons X,...); et l'influence de paramètres tels que la texture du matériau, la présence de plusieurs phases, et le mode de déformation sont mieux compris. [Humphreys & Hatherly 2004] en proposent un résumé plus détaillé, mais dans une optique de contrôle de la taille de grain, les notions évoquées plus haut sont suffisantes.

2.2.2.3 Cinétique de recristallisation

La durée du traitement est déterminée par les vitesses de germination et de croissance des grains, dont la détermination fait encore l'objet de publications récentes ([Muramatsu *et al.* 2014],[Zurob *et al.* 2006]). La plupart des expérimentateurs ([Cahn 1996],[Humphreys & Hatherly 2004]) s'entendent cependant pour dire que la cinétique globale de la recristallisation peut se mettre sous la forme suivante (eq. 2.3), pour un recuit de recristallisation isotherme :

$$X_v = 1 - \exp(-Bt^k) \quad (2.3)$$

X_v désigne la fraction de métal recristallisé, t la durée du recuit, et B et k deux constantes dépendant de l'état initial du matériau. En particulier, ces paramètres dépendent de l'état d'écrouissage initial (fig. 2.12).

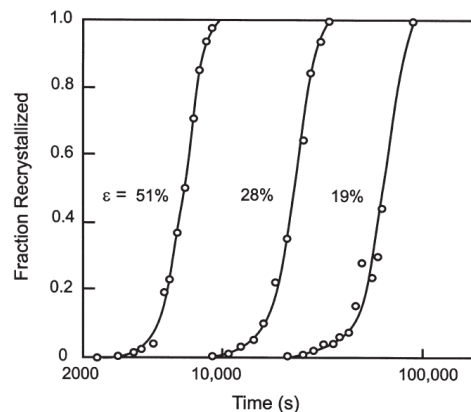


FIGURE 2.12 – Influence du taux d'écrouissage initial sur la durée de la recristallisation de l'aluminium recuit à 350°C, d'après [Anderson & Mehl 1945]

Ce modèle permet de décrire l'accélération rapide de la fraction recristallisée associée à la germination en début de traitement, et son ralentissement en fin de recuit, associé à la rencontre des grains recristallisés en croissance.

2.2.2.4 Diagrammes de recristallisation

Dans la pratique, trois paramètres permettent d'influer sur la taille de grain obtenue à l'issue du traitement : sa durée t_0 , sa température T_r et le taux d'écroissage local ε_p dans le matériau. Pour le cas du fer pur, [Burgers 1941] propose un « diagramme de recristallisation » (fig. 2.13) qui permet de résumer l'influence des paramètres ε_p et T_r sur la taille de grain finale, le temps de recuit étant fixé à une heure.

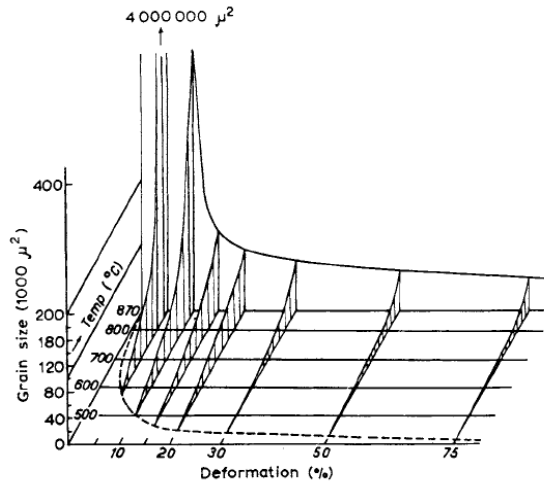


FIGURE 2.13 – Diagramme de recristallisation pour du fer obtenu par affinage électrolytique, recuit pendant 1h, d'après [Burgers 1941]

Ce diagramme souligne bien les importantes disparités dans les tailles de grain obtenues par le traitement, notamment dans les régions proches du taux d'écroissage critique. Dans la pratique, l'établissement de tels diagrammes est coûteux et la littérature en compte peu. En outre, pour rendre compte de paramètres tels que la taille de grain initiale et la durée de recuit, il faut établir plusieurs de ces diagrammes pour un même matériau, ce qui est difficilement envisageable expérimentalement.

2.2.2.5 Application à la génération d'éprouvettes à gradient de microstructure

Lors du traitement de recristallisation, le paramètre qui influence le plus la taille de grain finale est donc le taux d'écroissage dans la pièce. Si cet écroissage n'est pas uniforme, il est envisageable de tirer profit de cette remarque pour générer un gradient de taille de grain dans l'épaisseur d'une éprouvette de dimension conventionnelle. Ce type de microstructure a déjà été observé (fig. 2.14), à la suite d'un essai d'indentation Brinell [Cahn 1996].

Les grains recristallisés les plus fins se situent en surface, là où la déformation engendrée par l'indenteur Brinell était la plus importante. Cet exemple illustre également bien le principe d'écroissage critique : la frontière entre les plus gros grains et le cœur de la pièce correspond à la zone où l'écroissage passe sous la valeur critique $\varepsilon_{p,crit}$. Générer un gradient de taille de grain sur une faible longueur caractéristique est donc parfaitement réalisable, à condition de disposer des données matériau permettant la réalisation du traitement.

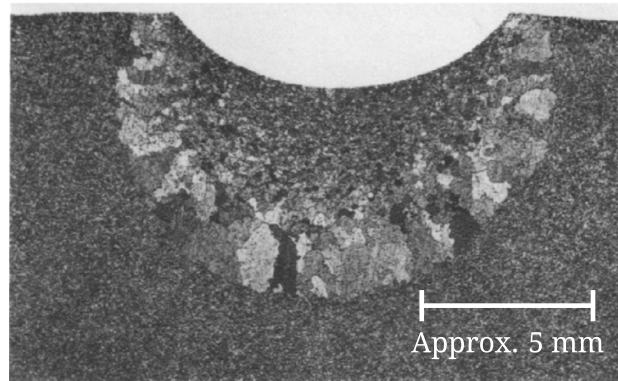


FIGURE 2.14 – Acier doux bas carbone recristallisé après avoir été pressé avec un indenteur Brinell, d'après [Cahn 1996]

2.2.3 Choix d'un matériau

2.2.3.1 Données sur la recristallisation

La réalisation du traitement de recristallisation sur une éprouvette écrouie de manière hétérogène ne pose pas de difficulté technique particulière, mais la connaissance de plusieurs paramètres est nécessaire pour qu'il se déroule dans de bonnes conditions. Si l'on peut fixer arbitrairement la durée et la température du recuit au sein des plages de données glanées dans la littérature, la connaissance du taux d'écrouissage critique $\varepsilon_{p,crit}$ associé à ce couple de paramètres est nécessaire pour générer une distribution de déformation pertinente dans l'éprouvette à traiter.

En raison des nombreux paramètres pouvant influencer sur le procédé (§2.2.2.2), la plupart des données accessibles portent sur des matériaux académiques et principalement les métaux purs. Parmi ceux-ci, le fer pur est particulièrement bien documenté. Les résultats de [Jaoul 1961] donnent une bonne approximation de l'évolution du paramètre $\varepsilon_{p,crit}$ en fonction de la température (fig. 2.15).

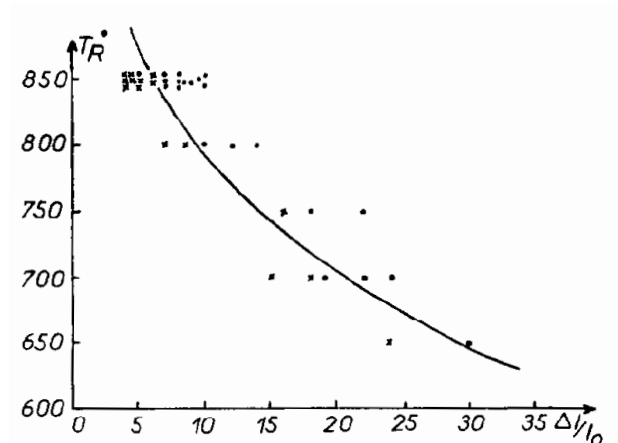


FIGURE 2.15 – Évolution du taux d'écrouissage critique de recristallisation en fonction de la température pour le fer (× non recristallisé, • recristallisé), d'après [Jaoul 1961]

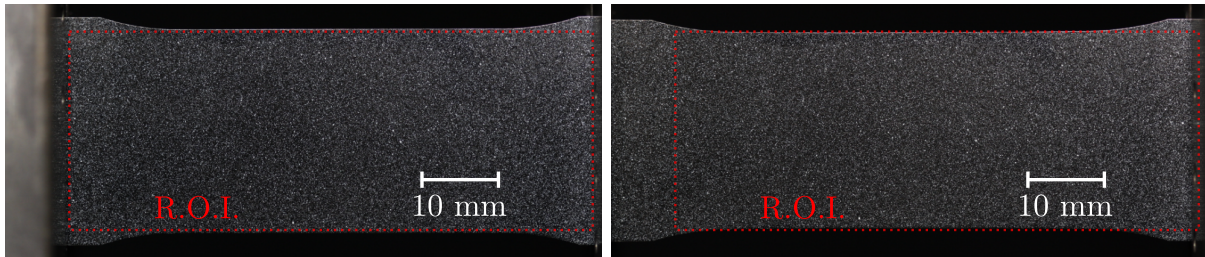
Le diagramme de [Burgers 1941] présenté plus haut donne les tailles de grain correspondantes

pour un recuit d'une heure. Le fer pur, qui possède une structure cubique centrée (CC) à température ambiante, est donc un candidat intéressant pour l'application recherchée. En effet, de la ferrite proeutectoïde peu chargée en carbone et de structure CC est présente à hauteur de 50% dans l'EA1N. Pour cette fraction conséquente, ce constituant assimilable à du fer pur conditionne singulièrement le comportement mécanique de l'acier.

2.2.3.2 Plasticité dans l'EA1N

Ce paragraphe présente un essai de traction uniaxiale monotone, réalisé sur une éprouvette plate² prélevée en sous-surface de l'acier forgé. L'instrumentation de cet essai par corrélation d'images numériques (C.I.N., dont le principe est décrit à l'annexe §D) permet de mettre en évidence la formation et la propagation de bandes de Piobert-Lüders (décrites par [Piobert 1842] puis [Lüders 1860]) sur le matériau forgé. La C.I.N. est réalisée par le biais de la plate-forme YADICS³, développée au laboratoire de mécanique de Lille.

Dispositif d'essai



(a) Image initiale

(b) Éprouvette déformée

FIGURE 2.16 – Photos de l'éprouvette en début et en fin d'essai

Pour cet essai, un appareil photo reflex de résolution 12 mégapixels est utilisé pour capturer à intervalles réguliers (0,5Hz) des images de l'éprouvette se déformant. Le mouchetis permettant de suivre les déplacement en surface de l'éprouvette est réalisé à l'aide d'un aérographe, qui permet l'obtention d'un motif très fin (figs. 2.16a et 2.16b). La grille de corrélation associée à ces images est donnée figure 2.17, sur un détail du mouchetis. L'essai est réalisé à une vitesse de déplacement très lente ($\dot{\epsilon} = 0.5 \times 10^{-3} s^{-1}$), pour faciliter la prise de vue à l'appareil photo.

Déformation et contrainte en cours d'essai

Les résultats de l'essai en terme de déformation axiale sont présentés sur la figure 2.18. Ces déformations sont calculées par dérivation des champs de déplacement obtenus par C.I.N. La courbe de traction associée est tracée en utilisant la contrainte vraie définie plus haut, et la déformation axiale moyenne dans la zone utile.

Au cours des 150 premières secondes de l'essai, l'intégralité de la déformation est élastique. Une régression linéaire sur les points de la courbe permet de retrouver un module de Young de 220 GPa, proche de la valeur déterminée lors des décharges élastiques au §2.1.4.2 (210 GPa). Puis, la

2. Le plan de cette éprouvette est consultable dans l'annexe B, fig. B.2

3. Disponible au téléchargement à l'adresse <http://yadics.univ-lille1.fr/wordpress/>, voir l'annexe D pour plus de précisions

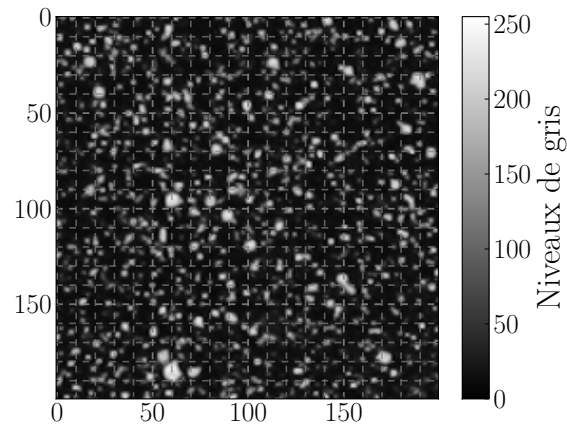


FIGURE 2.17 – Mouchetis et grille de corrélation associée (10×10 px, $1\text{px} \simeq 17\mu\text{m}$)

limite élastique macroscopique est atteinte (fig. 2.18a), et les champs de déformation révèlent une localisation de la plasticité dans une bande originaire d'un congé de raccordement. Rapidement, cette bande s'élargit et la déformation axiale en son sein s'établit à environ 1% (fig. 2.18b). En parallèle de la première, une seconde bande issue d'un second congé commence à se propager (fig. 2.18c). L'essentiel du palier de traction est occupé par la propagation de ces deux bandes de déformation. Quelques secondes plus tard, des bandes secondaires se forment symétriquement aux deux premières (fig. 2.18d), et leur extension au reste de la zone utile marque la fin du palier de traction (fig. 2.18e). La longueur du palier de traction est la même que l'intensité des déformations dans les bandes. Par suite, la déformation au sein de la zone utile demeure homogène (fig. 2.18f).

Interprétation

Ces observations sont en accord avec les travaux de [Jaoul 1961] sur les paliers de traction dans les aciers ferritiques. L'hypothèse habituellement retenue pour expliquer le phénomène est le rôle joué par les éléments interstitiels en solution (le plus souvent les atomes de carbone) dans le blocage des dislocations. D'après [Cottrell 1963], ces atomes constituent un frein à la propagation des dislocations initialement présentes dans le matériau. Pour franchir cette barrière, une énergie supplémentaire doit être apportée au matériau lors de l'essai. Une fois ce seuil atteint, la contrainte nécessaire à la propagation des dislocations « libérées » peut être moins importante. C'est ce qui explique les limites élastiques inférieures et supérieures observées sur certaines courbes de traction, et le palier qui leur succède. Ces phénomènes sont surtout observables sur les structures cubiques centrées, comme sur le fer, à cause du plus grand espace disponible pour les interstitiels.

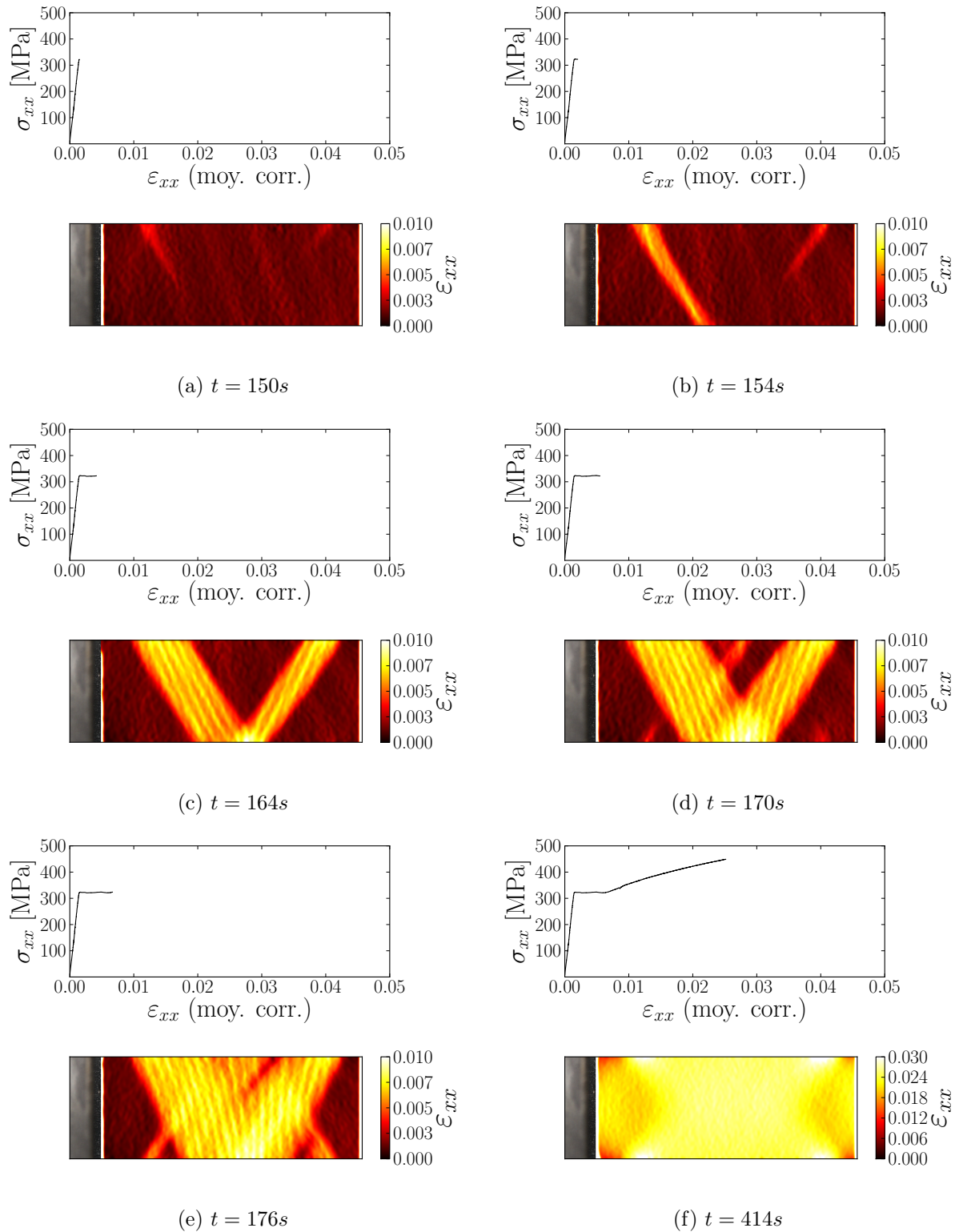


FIGURE 2.18 – Mise en évidence des bandes de Piobert-Lüders à travers le champ de déformations axiales lors d'un essai de traction sur le matériau forgé (prélèvement à 90°)

2.2.3.3 Choix d'un matériau pour les éprouvettes représentatives

La propagation de bandes de Lüders lorsque l'éprouvette plastifie est avant tout liée au comportement de la phase ferritique du matériau. L'essai précédent montre que pour un prélèvement effectué plusieurs millimètres sous la surface, alors que les constituants ferritique et perlitique sont présents en quantités équivalentes, le constituant ferritique pilote la distribution de la déformation lors de l'entrée dans le domaine plastique. Les mécanismes de micro-plasticité à l'œuvre en régime de fatigue sont sensiblement différents de ceux observés sur ce type d'essai, mais il est admis que la distribution de déformation au sein de l'éprouvette joue un rôle prépondérant sur sa durée de vie.

En regard de ces remarques, la mise au point d'éprouvettes de fer pur recristallisé présente plusieurs avantages. Ce matériau est fréquemment employé dans des traitements de recristallisation, les plages de température et d'érouissage permettant la réalisation du traitement sont bien documentées. En outre, le constituant ferritique semble jouer un rôle important dans l'entrée en plasticité de l'EA1N. L'étude expérimentale du comportement de gradients de microstructure présentée par la suite portera donc sur le fer pur.

2.3 Élaboration de gradients de microstructure dans le fer pur

2.3.1 Mise en oeuvre du traitement de recristallisation

Le principe d'obtention d'un gradient de microstructure par recristallisation, présenté au §2.2.2.5, est simple : au delà du seuil d'érouissage critique $\varepsilon_{p,crit}$, associé à un couple durée-température $(\Delta t_0, T_0)$, la présence d'un gradient de déformation dans l'éprouvette à l'issue de la phase d'érouissage garantit un gradient de taille de grain après recuit. Le diagramme réalisé par [Burgers 1941] (fig. 2.13) indique que la variation de taille de grain obtenue est particulièrement importante pour les niveaux de déformation légèrement supérieurs au taux d'érouissage critique.

La première étape de l'élaboration d'éprouvettes recristallisées a en conséquence porté sur la recherche du taux d'érouissage critique du fer pur, pour des paramètres de recuit issus de la littérature. Sur les microstructures recristallisées, le dépassement de ce seuil correspond à une brusque variation de la taille de grain (cf. fig. 2.14). Ce taux d'érouissage peut donc être retrouvé à partir de la microstructure d'une éprouvette ayant au préalable subi un vaste gradient de déformation, si ce gradient de déformation est enregistré, par corrélation d'images numériques par exemple.

Afin de mettre au point des géométries d'éprouvettes permettant l'obtention de larges gradients de déformation, la section suivante propose une brève description du fer employé pour ces essais, et lui associe un modèle de comportement élasto-plastique. Ce modèle est ensuite utilisé dans des calculs éléments finis permettant d'estimer les gradients de déformation attendus pour différentes géométries.

2.3.2 Caractérisation du fer pur

2.3.2.1 Microstructure

Le fer utilisé pour mettre au point les éprouvettes recristallisées est le fer ARMCO, pur à 99,99%. Sa composition chimique est donnée dans le tableau 2.1. Les éprouvettes sont extraites dans une tôle de 3 mm d'épaisseur.

En accord avec cette composition, la microstructure du fer ARMCO est entièrement ferritique (fig. 2.19). Les grains de ferrite sont équi-axes, et la taille de grain moyenne est de 30 μm . La

Éléments	C	Mn	P	S	Cu	N	Si	Al	Cr	Mo	Ni	Sn
% massique	0.001	0.050	0.003	0.003	0.009	0.0035	0.004	0.005	0.015	0.002	0.014	0.002

TABLE 2.1 – Composition chimique du Fer ARMCO

microstructure observée est la même indépendamment de l'orientation du prélèvement.

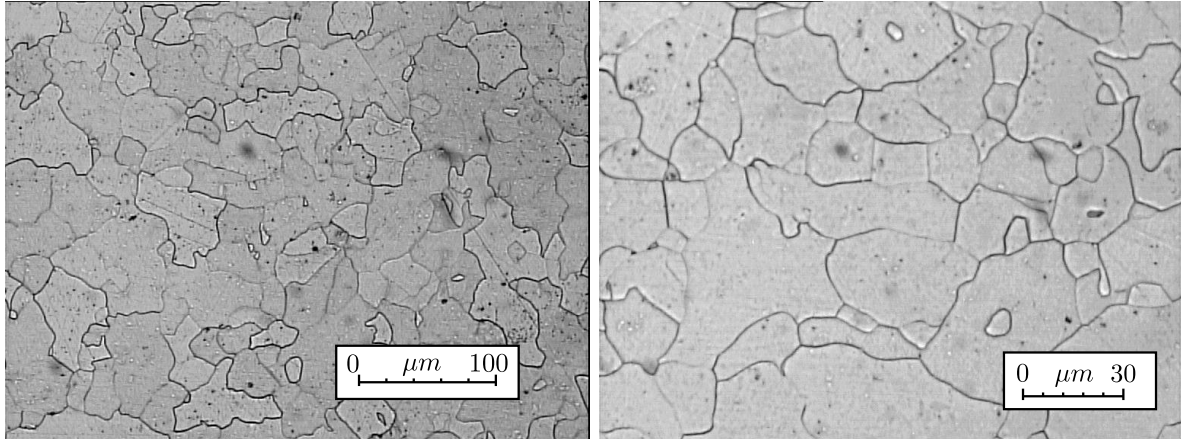


FIGURE 2.19 – Microstructure du fer ARMCO utilisé à différents grossissements

2.3.2.2 Essai de traction uniaxiale

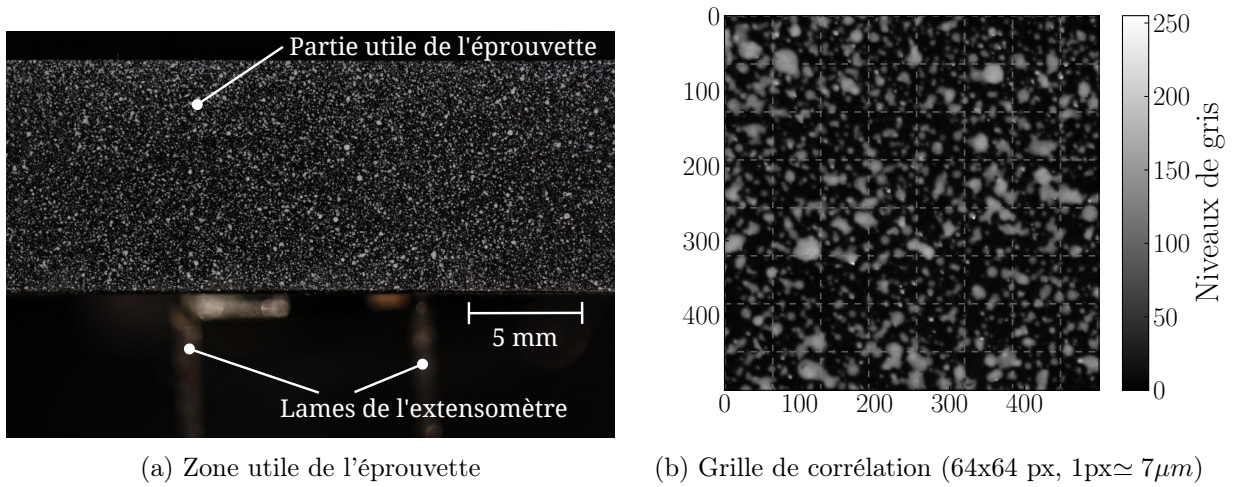
Afin d'arrêter un modèle de comportement pour décrire la réponse du fer pur, cette section présente un essai de traction réalisé sur une éprouvette prélevée dans la tôle dont sont issues les micrographies précédentes. La géométrie de l'éprouvette utilisée est disponible à l'annexe B (fig. B.3).

Pour cet essai, l'instrumentation est réalisée à la fois à l'aide de mesures de champs et d'un extensomètre (fig 2.20). L'extensomètre donne une mesure moyenne de la déformation, suffisante pour établir la loi de comportement recherchée pour modéliser le comportement du matériau. La mesure de champs permet quant à elle de révéler des hétérogénéités dans la déformation de la zone utile. Enfin, la comparaison des deux mesures a permis de valider l'évaluation des déformations réalisées à partir de la C.I.N. (annexe D), l'extensomètre étant pris comme référence.

Le pilotage est effectué en déplacement, à vitesse très lente ($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-5} s^{-1}$) afin de faciliter la prise de vue à l'appareil photo (0.5 Hz). La figure 2.20b présente un détail du mouchetis servant de marqueur pour la corrélation.

2.3.2.3 Modélisation

La courbe de traction issue de l'essai précédent est présentée figure 2.21, la déformation utilisée étant celle donnée par l'extensomètre. L'objectif dans cette phase de modélisation est d'approximer grossièrement la réponse du matériau, afin d'évaluer numériquement l'allure de la déformation dans une série d'éprouvettes sollicitées de manière monotone en traction uni-axiale. En première



(a) Zone utile de l'éprouvette

(b) Grille de corrélation (64x64 px, 1px \simeq 7 μ m)

FIGURE 2.20 – Instrumentation de l'essai de traction sur le fer ARMCO

approche, une loi élasto-plastique à écrouissage isotrope linéaire est satisfaisante. En plus des coefficients élastiques, ce modèle est simplement déterminé par deux paramètres : la limite élastique σ_y et le module plastique H (eqs. [2.4-2.6]) :

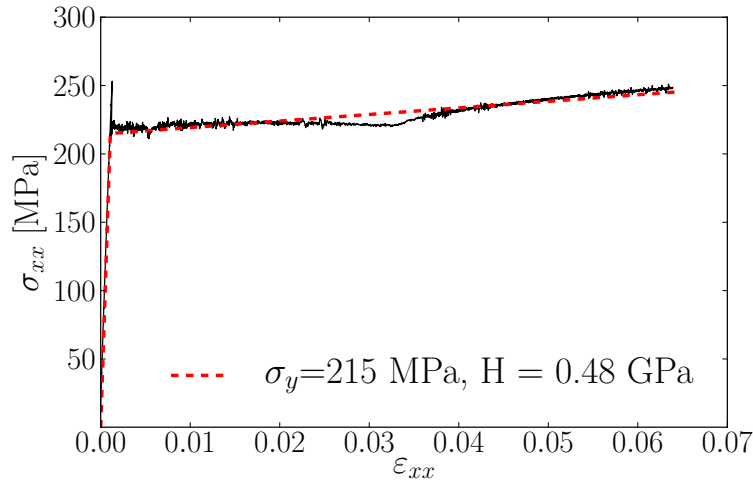


FIGURE 2.21 – Modèle d'écrouissage linéaire associé à l'essai

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_{eq}^p \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (2.4)$$

$$f = J_2(\sigma) - R \leq 0 \quad (2.5)$$

$$R(p) = \sigma_y + Hp \quad (2.6)$$

Ces deux paramètres sont simplement déterminés par une régression linéaire sur la partie plastique de la courbe. Le jeu de paramètres $\{\sigma_y = 215\text{MPa}, H = 0.48\text{GPa}\}$ donne une approximation

convenable de ce comportement (le coefficient de régression linéaire associé r vaut 0.957). Les coefficients élastiques sont fixés à $\{E = 200\text{GPa}, \nu = 0.3\}$, en accord avec la littérature et la charge élastique observée sur la figure précédente.

Le paragraphe suivant s'attache à décrire l'évolution du champ de déformation au sein de l'éprouvette au cours de cet essai. En effet, si le comportement moyen est convenablement approximé par la loi de comportement choisie, il est important de souligner l'évolution locale des déformations lors du palier de traction.

2.3.2.4 Domaine de validité de la modélisation

Le comportement du fer ARMCO lors de l'entrée dans le régime plastique (fig. 2.22) est comparable à celui de l'EA1N, présenté plus haut. Au cours de la charge élastique (non représentée), l'état de déformation est globalement homogène dans la zone utile de l'éprouvette. La limite élastique correspond à l'apparition d'une première bande de localisation (fig. 2.22a), sur la gauche de l'éprouvette. L'intensité de la déformation axiale dans cette bande est de l'ordre de 3%. La propagation des bandes de Piobert-Lüders s'étend ensuite au reste de la section utile (figs. 2.22b-2.22d). La déformation n'est pas homogène au sein des bandes, ce qui peut être lié à un léger désalignement vertical de l'éprouvette. La fin du palier macroscopique (d'une longueur de 3 % environ) correspond bien à la jonction des deux bandes au centre de l'éprouvette (fig. 2.22e).

Cette distribution extrêmement hétérogène de la déformation lors du palier de traction montre bien qu'un modèle simple comme celui du paragraphe précédent ne permettra pas de décrire convenablement l'état de déformation pour les faibles déformations plastiques ($\leq 3\%$). En revanche, une fois le palier franchi (fig. 2.22f), la déformation dans la section utile tend à s'homogénéiser, même si des hétérogénéités demeurent. Le modèle redevient alors plus pertinent.

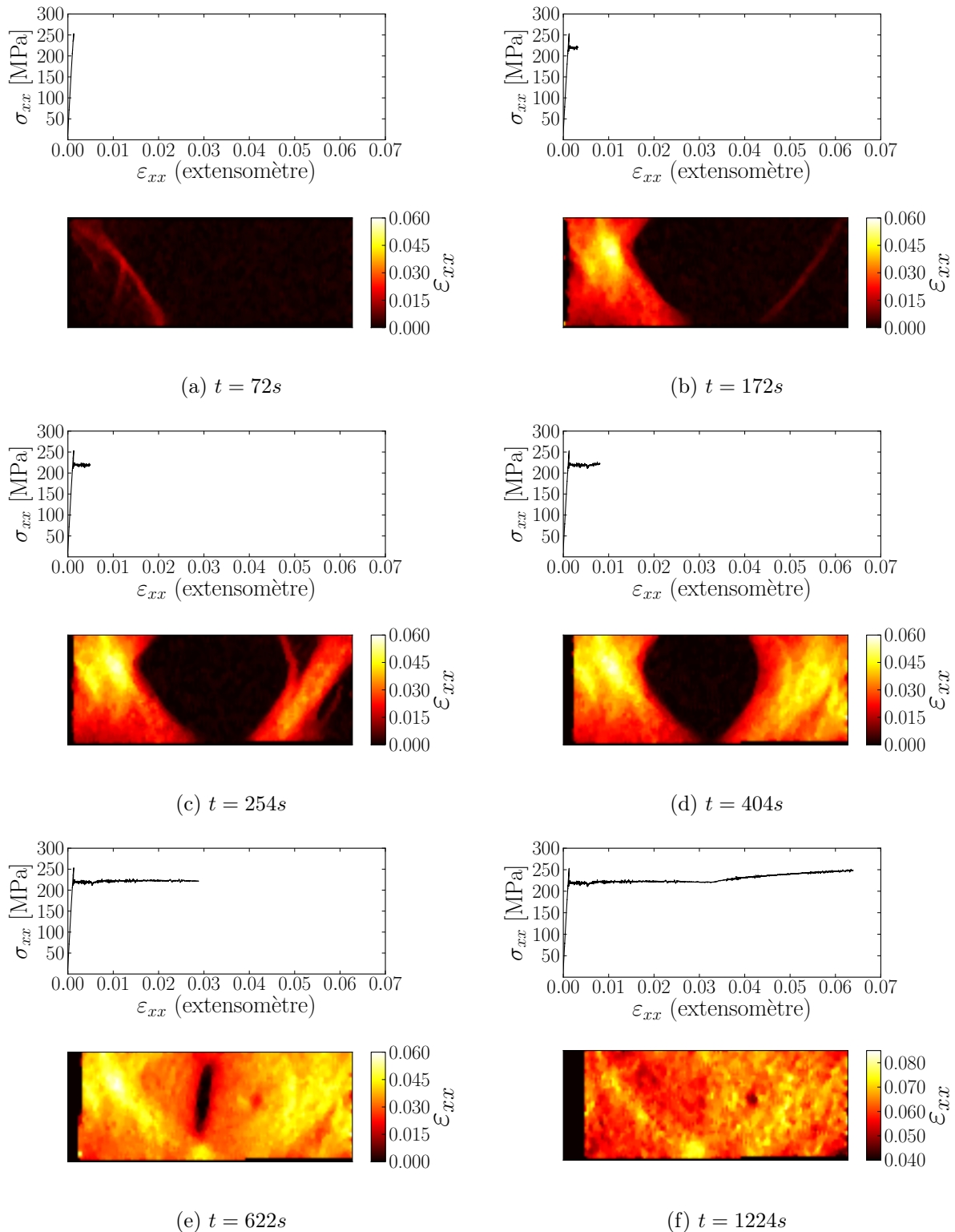


FIGURE 2.22 – Mise en évidence des bandes de Piobert-Lüders à travers le champ de déformations axiales lors d'un essai de traction dans le cas du fer ARMCO

2.3.3 Mise au point d'éprouvettes recristallisées

2.3.3.1 Détermination du seuil d'écrouissage critique

Le modèle élasto-plastique de la section précédente a permis de réaliser des simulations sur un ensemble de géométries d'éprouvettes permettant l'obtention d'un large gradient de déformation après traction. Une géométrie trapézoïdale (fig. B.4, en annexe B) semblait particulièrement prometteuse. Le gradient de déformation obtenu expérimentalement est cependant, dans ce cas, affecté de manière trop importante par les localisations accompagnant l'entrée de l'éprouvette dans le domaine plastique pour conclure de manière définitive sur la valeur exacte du seuil d'écrouissage pour les conditions de recuit choisies. L'ensemble des essais réalisés sur cette première géométrie, présentés en annexe C, a cependant permis d'établir que pour un recuit d'1h à 800°C, le taux d'écrouissage critique était inférieur à 6% pour le fer ARMCO.

La deuxième géométrie proposée dans ce manuscrit est celle d'une éprouvette entaillée, qui est présentée plus en détail dans les sections suivantes. Ce type d'éprouvette a permis non seulement une estimation plus précise du taux d'écrouissage critique pour les conditions de recuit choisies, mais il a également permis l'élaboration du gradient de microstructure recherché.

2.3.3.2 Géométrie des éprouvettes recristallisées

L'adoption d'une géométrie d'éprouvette entaillée⁴ (fig. 2.23) présente deux avantages dans l'optique de produire un gradient de microstructure « contrôlé » :

1. Elle limite et impose la zone dans laquelle la déformation est localisée.
2. Elle génère un double gradient de déformation axiale : vertical et horizontal.

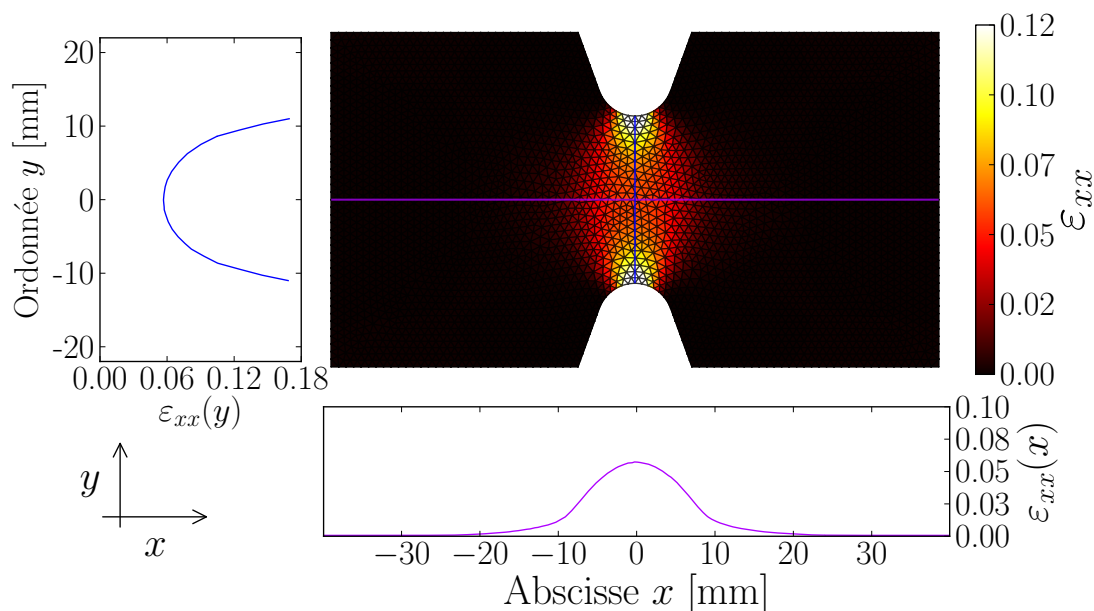


FIGURE 2.23 – Allure des déformations prévues par le calcul pour un déplacement imposé d'1 mm sur la face droite

4. Le plan est consultable à l'annexe B, fig. B.5

La localisation du gradient de déformation entre les deux entailles sert à la fois à limiter les localisations (type bande de Lüders) dans cette zone, et permet l'obtention d'un gradient de microstructure de faible étendue. La comparaison du champ de déformation expérimental et de la microstructure recristallisée est ainsi simplifiée. La valeur des déformations estimées sur la figure 2.23 est choisie de façon à remplir le double objectif fixé plus haut. Pour un déplacement de la traverse d'1mm, les simulations réalisées à l'aide du modèle identifié au §2.3.2.3 sous une hypothèse de contraintes planes prévoient un gradient vertical de déformation s'étalant entre 6 et 15 %, au delà du seuil d'écrouissage critique, tandis que sur une ligne horizontale les déformations varient entre 0 et 6 %, de manière plus douce.

Ce type de géométrie permet donc de générer à coup sûr un gradient de taille de grain « vertical » dans la zone déformée, et la variation de taille de grain sur l'horizontale doit permettre quant à elle une estimation plus fine du taux critique d'écrouissage.

2.3.3.3 Déformations expérimentales

Les éprouvettes sont découpées par électro-érosion dans la tôle de fer ARMCO. Le suivi de la déformation est réalisé dans les mêmes conditions que les autres essais présentés dans ce chapitre, la prise d'images est réalisée à l'appareil photo, à faible vitesse de déformation. Le mouchetis réalisé sur une de ces éprouvettes est présenté sur la figure 2.24.

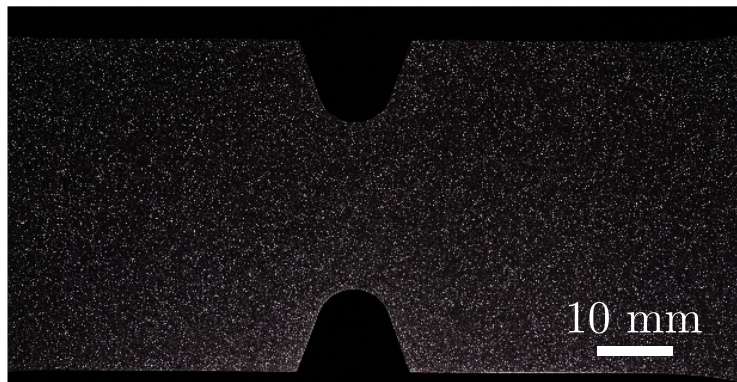


FIGURE 2.24 – Éprouvette et mouchetis utilisés

À l'issue de l'essai, la manipulation de l'éprouvette révèle un amincissement marqué de l'épaisseur de la section utile. Le champ de déformation axial obtenu sur cet essai est présenté figure 2.25. Les déformations estimées par simulation dans les sections horizontale et verticale de l'éprouvette sont également tracées pour servir de base de comparaison.

Sur l'état final de déformation représenté ici, l'écart entre les simulations et les champs expérimentaux estimés par dérivation des champs de déplacements mesurés par corrélation d'images numériques est faible. Les gradients expérimentalement mesurés sont malgré tout plus brutaux que ceux prévus par la simulation, ce qui est étroitement lié aux localisations de la déformation lors du franchissement de la limite élastique. Sur cet essai, les bandes de localisations observées sur les instants précédents ont une intensité d'environ 4%, ce qui explique que les zones dans lesquelles la déformation varie entre 0% et 4 % soient peu étendues. La totalité de la plage de déformations désirée est cependant couverte sur cet essai.

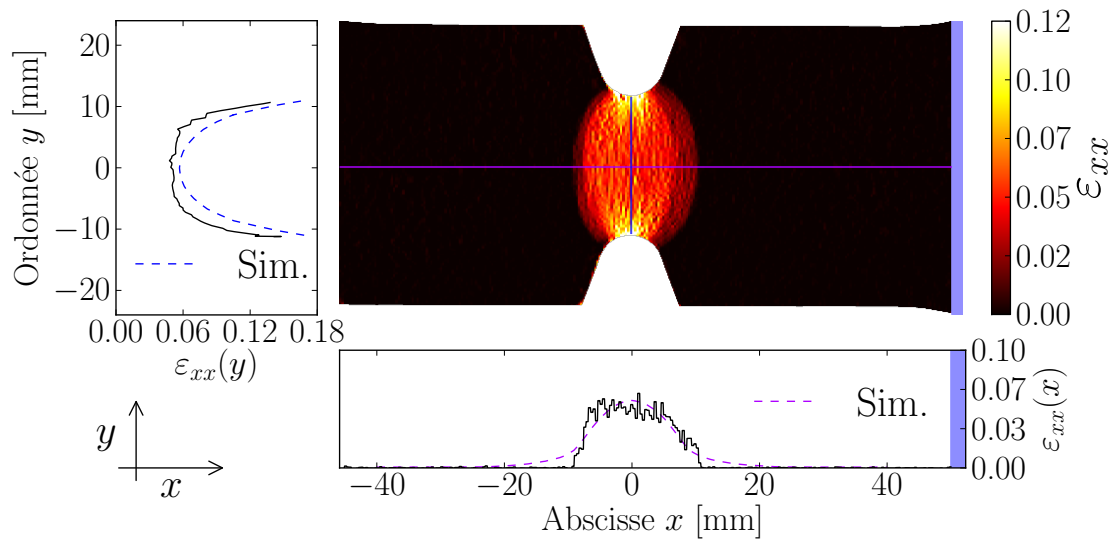


FIGURE 2.25 – Allure des déformations obtenues

2.3.3.4 Microstructure recristallisée

La figure 2.26 présente la microstructure obtenue pour un recuit d'une heure à 800°C sur l'éprouvette dont les déformations ont été présentées dans le paragraphe précédent.



FIGURE 2.26 – Microstructure recristallisée

La taille de grain a fortement évolué dans la section utile. Certains des grains bordant la zone déformée sont millimétriques. En revanche, les grains appartenant aux régions non déformées de l'éprouvette ont conservé leur taille initiale (l'observation au microscope donne une taille moyenne de 30 μm dans ces régions). Au sein même de la zone centrale, l'évolution de la taille de grain est cohérente avec l'évolution de l'écroutissage. Les grains les plus fins sont observés à fond d'entaille,

dans les régions les plus déformées. Aux gradients horizontal et vertical d'écroissage correspondent bien des gradients de taille de grain dans les mêmes directions.

La comparaison des champs de déformation estimés au paragraphe précédent avec la microstructure recristallisée (fig. 2.27) permet en outre d'estimer plus précisément le taux d'écroissage critique de recristallisation associé à un traitement d'une heure à 800°C.

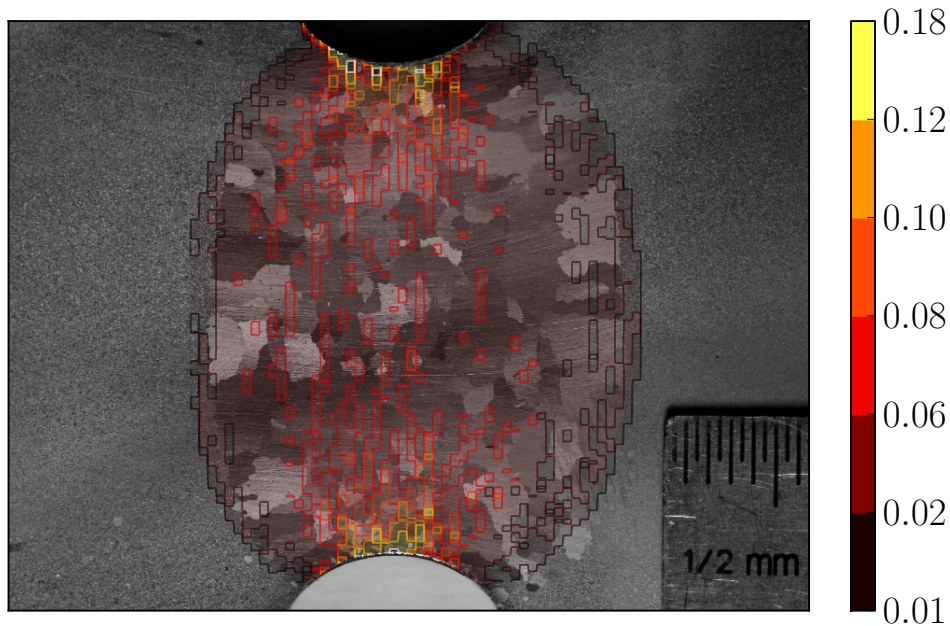


FIGURE 2.27 – Déformations et microstructure recristallisée

Cette superposition permet de voir que la quasi intégralité des régions effectivement déformées pendant l'essai a été recristallisée. La frontière entre les plus gros grains et les grains non recristallisés correspond à une déformation critique comprise entre 1 et 2 %, ce qui est en accord avec les observations effectuées sur les éprouvettes trapézoïdales (annexe C).

2.3.3.5 Bilan sur la recristallisation et essais envisagés

Afin de reproduire les gradients de microstructure observés dans le matériau forgé sur une échelle plus aisément caractérisable en laboratoire, une démarche de conception d'éprouvettes en fer pur s'appuyant sur un traitement de recristallisation a été présentée. Les paramètres de recristallisation pour une durée d'une heure ont été évalués grâce à la corrélation d'images numériques pour plusieurs températures (tableau 2.2).

Les éprouvettes entaillées utilisées ont permis l'obtention d'un gradient de microstructure, localisé sur une faible étendue. Dans les perspectives de ce travail, plusieurs pistes peuvent être envisagées pour affiner la taille de grain recristallisée, ou accroître la sévérité du gradient généré. Un recuit un peu plus court ou une déformation plus importante dans la zone centrale iraient dans

Géométrie	Température	Recristallisation	Déformation $\varepsilon_{p,crit}$	Durée
Trapézoïdale	860°C	oui	×	1h
Trapézoïdale	860°C	oui	0-6%	1h
Entaillée	750°C	non	×	1h
Entaillée	800°C	oui	1%	1h

TABLE 2.2 – Tableau récapitulatif des traitements réalisés

le bon sens. La principale limitation provient de l'amincissement important de la zone utile pour les plus hautes déformations, qui limite en pratique l'écroissage transmissible à cette région.

La question de la caractérisation des variations de comportement introduites par le gradient de microstructure se pose à présent. La section suivante propose plusieurs hypothèses pour rendre compte de ces variations de comportement. Des essais de caractérisations monotones sur des éprouvettes prélevées autour des microstructures recristallisées sont également présentés.

2.4 Déformation dans une éprouvette à microstructure hétérogène

2.4.1 Introduction

La section précédente a présenté une méthodologie de mise au point d'éprouvettes à microstructure hétérogène. Sa conclusion s'est attardée sur les microstructures recristallisées, obtenues à partir d'éprouvettes entaillées. Ces microstructures présentent des hétérogénéités à deux échelles. À l'échelle macroscopique, la taille de grain est beaucoup plus importante dans la zone centrale de l'éprouvette que dans le reste de l'éprouvette (grains de 0.5 à 3 mm contre 30 μ m en moyenne alentours, soit un facteur 100). Ensuite, au sein même de la région recristallisée, la taille de grain est également fortement hétérogène, à l'échelle mésoscopique cette fois.

Pour reproduire le chargement de l'essieu forgé à partir des microstructures obtenues expérimentalement, l'idéal serait de soumettre le gradient de microstructure obtenu à cette seconde échelle à différents gradients de chargement, en régime cyclique. En tant qu'étape intermédiaire, la mise en évidence de variations de propriétés au sein de ces éprouvettes par un essai monotone est d'abord envisagée.

Le choix du fer pur présente dans ce cas l'avantage que la variation de propriété attendue dans l'éprouvette est aisément quantifiable en fonction de la taille de grain. La maille cristallographique de ce matériau étant cubique centrée, il est particulièrement sensible à l'effet Hall-Petch ([Hall 1951]-[Petch 1953]), sur lequel nous reviendrons un peu plus loin. L'application stricte de cette loi à la zone centrale et aux régions à grains fins, qu'on peut considérer suffisamment étendues (plusieurs centaines de grains pour la première, beaucoup plus pour les secondes) pour leur supposer des comportements homogènes, conduit à leur associer deux limites élastiques distinctes (fig. 2.28, premier cas). Les essais présentés dans ce chapitre appuient cette hypothèse.

Au delà de cette première échelle, les microstructures obtenues doivent permettre de tester les limites de la loi Hall-Petch. Nommément : on a vérifié sur des éprouvettes de traction à taille de grain homogène que la limite élastique était directement impactée par la taille de grain. En présence d'un gradient de microstructure, jusqu'à quelle échelle peut-on descendre pour que cette loi demeure valable ? Dit autrement, peut-on subdiviser la zone recristallisée en un nombre suffisant de V.E.R.,

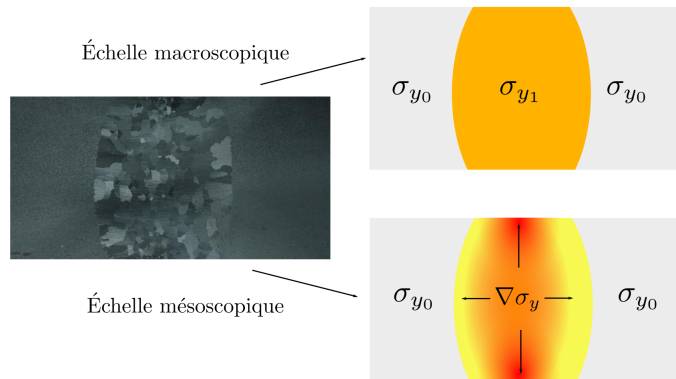


FIGURE 2.28 – Modélisations envisagées

vérifiant à leur niveau la loi de Hall-Petch, et ainsi remonter à une évaluation de la variation de limite élastique dans cette zone (fig. 2.28, second cas) ? Les essais présentés dans la section suivante apportent des éléments de réponse.

2.4.2 L'effet Hall Petch

La loi de Hall Petch ([Hall 1951] puis [Petch 1953]) est une relation empirique liant taille de grain moyenne d et limite élastique macroscopique σ_y (eq. 2.7) :

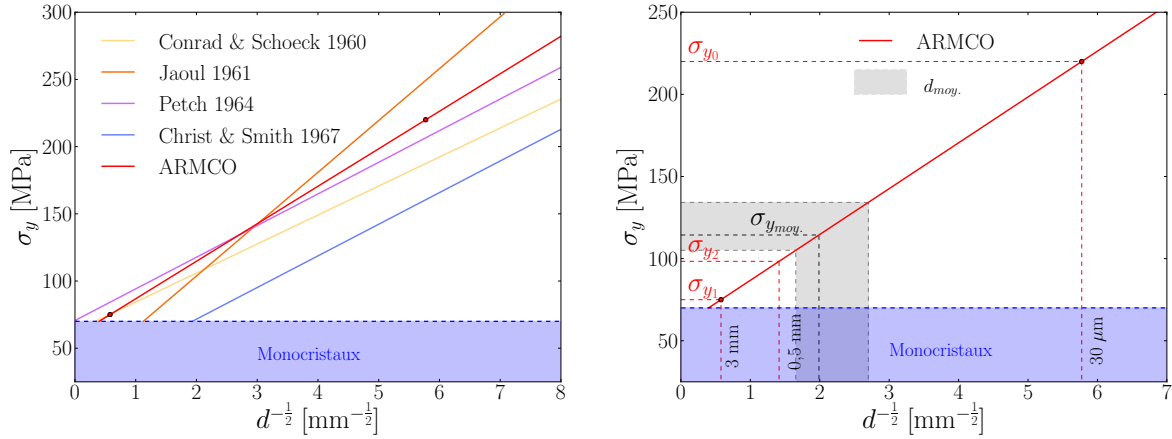
$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.7)$$

où σ_0 représente la limite d'écoulement du monocristal, et k une constante associée à un matériau. Le caractère empirique de cette relation fait que les paramètres trouvés dans la littérature pour un matériau donné peuvent varier significativement. Pour illustrer cette affirmation sur le cas du fer pur, plusieurs couples de paramètres trouvés dans la littérature pour des aciers très bas carbone sont représentés sur la figure 2.29a.

Pour le fer ARMCO, les points correspondants à deux essais de traction à taille de grain homogène réalisés dans le cadre de cette thèse (respectivement $30\mu\text{m}$ et 3mm) sont reportés sur ce graphique, et permettent de constater que les observations effectuées se situent dans la moyenne haute de la littérature, à proximité des résultats de [Petch 1964].

La loi de Hall-Petch repose sur le rôle de barrière microstructurale joué par les joints de grains à la propagation des dislocations. Plus ces joints sont nombreux, et plus les désorientations de grain à grain sont importantes, et plus la contrainte à fournir pour franchir ces joints est importante. Ce mécanisme repose donc sur un effet de groupe, c'est à dire qu'il reflète l'interaction d'un certain nombre de grains entre eux. Pour une éprouvette à taille de grain homogène, la quantification de ce phénomène ne pose pas problème. En revanche, dans le cas d'une taille de grain variable dans l'éprouvette (gradient de taille de grain), l'interprétation des conséquences de l'effet Hall-Petch n'est pas immédiate. Il devient alors important de préciser l'échelle à laquelle on observe ces effets :

- À l'échelle macroscopique, la loi Hall-Petch prévoit toujours une limite élastique fonction de la taille de grain moyenne dans l'éprouvette. En conséquence, pour un gradient de microstructure



(a) Comparaison avec les données de la littérature

(b) Limites élastiques mesurables

FIGURE 2.29 – Limites élastiques σ_y en fonction de la taille de grain moyenne d , pour les paramètres de [Conrad & Schoeck 1960], [Jaoul 1961], [Petch 1964] et [Christ & Smith 1967]

donné, la limite élastique moyenne doit être comprise entre les limites élastiques extrêmes prévues pour les zones à gros grains et les zones aux grains les plus fins.

- À l'échelle mésoscopique, s'il est possible d'isoler au sein du gradient de microstructure des agrégats à taille de grain homogène contenant un nombre de grains suffisamment important, l'extension du principe de Hall-Petch à ces sous-régions impliquerait qu'il puisse exister *localement* des limites élastiques hétérogènes.

Cette deuxième échelle est clairement en dehors de l'application traditionnelle de la loi Hall-Petch. Afin d'évaluer les résultats donnés par l'application de la loi à cette échelle, on a reporté en rouge sur la figure 2.29b les estimations de limite élastique « locales » données pour trois régions de l'éprouvette recristallisée, sur lesquelles on peut considérer la taille de grain comme homogène. Ces régions divisent l'éprouvette en trois : la région non-recristallisée dans laquelle la taille de grain est d'environ $30 \mu\text{m}$ ($\sigma_{y0} = 220 \text{ MPa}$), les bords de la zone centrale où les grains sont les plus gros ($d \simeq 3 \text{ mm}$, $\sigma_{y1} \simeq 75 \text{ MPa}$) et enfin le centre de la zone centrale où ils sont légèrement plus fins ($d \simeq 0.5 \text{ mm}$, $\sigma_{y2} \simeq 100 \text{ MPa}$). La loi de Hall-Petch appliquée prévoit donc un écart très important entre le comportement de la zone recristallisée et le reste de l'éprouvette ($\sigma_{y0} \gg \sigma_{y1}$ et σ_{y2}), tandis que les variations *locales* de limite élastique prévues dans la zone recristallisée sont beaucoup plus modérées (environ 25 MPa).

Sur la figure 2.29b l'estimation de la limite élastique macroscopique σ_{ymoy} de l'éprouvette recristallisée a également été reportée, en considérant la taille de grain moyenne d_{moy} sur l'intégralité de la zone utile (grains fins et grains recristallisés). Cette limite élastique est évaluée à 115 MPa (en comptant le nombre de grains recristallisés sur les micrographies), et est encadrée en considérant deux estimations extrêmes de la taille de grain sur la zone recristallisée ($d_{centre} = 0.5 \text{ mm}$, estimation limite basse et $d_{centre} = 1.5 \text{ mm}$ estimation limite haute).

Les essais de traction réalisés sur les éprouvettes recristallisées et présentés dans les sections suivantes ont pour but de tester la validité de l'application de la loi de Hall-Petch aux deux échelles considérées, en répondant en particulier à ces deux questions :

- À l'échelle macroscopique, la limite élastique de 115 MPa obtenue par homogénéisation grossière décrit-elle convenablement la réponse de l'éprouvette recristallisée ?

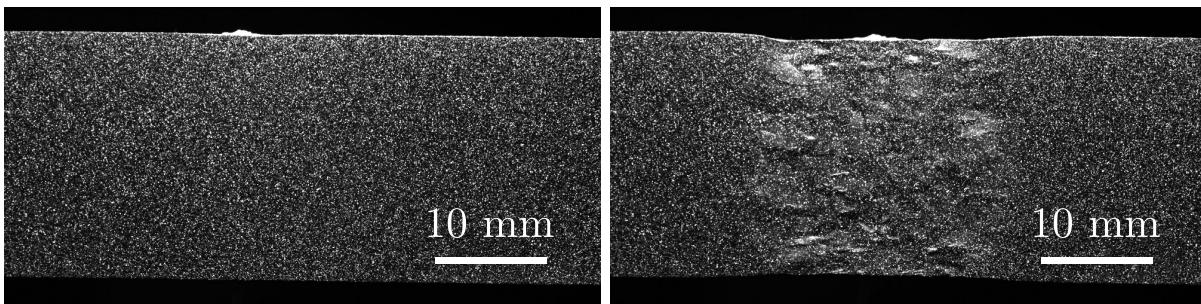
- Au sein de la zone recristallisée, les déformations observées sont-elles compatibles avec une variation locale de la limite élastique ?

2.4.3 Comportement des éprouvettes recristallisées

2.4.3.1 Dispositif d'essai

Cette section résume les résultats d'essais de traction réalisés sur deux éprouvettes recristallisées, dont les plans sont disponibles à l'annexe B (figs. B.6 et B.7). Le premier s'intéressait aux variations de comportement à l'échelle macroscopique, et le second aux variations observables au sein même de la zone recristallisée. L'objectif est de mettre en évidence les évolutions de comportement élasto-plastique locales, en étendant le cadre d'application de la loi Hall-Petch à l'échelle mésoscopique, c'est à dire en supposant que la principale conséquence des hétérogénéités dans les tailles de grains sera une hétérogénéité équivalente sur les limites élastiques des différentes régions de l'éprouvette. Afin de mettre ces hétérogénéités en évidence, on se propose de mettre à profit les informations cinématiques et thermiques mesurables sur l'éprouvette.

Les mesures cinématiques par corrélation d'images numériques doivent permettre de mettre en évidence les hétérogénéités de déformation dans l'éprouvette. Les images prises à cette fin sont présentées figure 2.30 pour le second essai. Pour limiter les problèmes de diffusion thermique, l'essai est réalisé à une importante vitesse de déformation ($\dot{\epsilon} = 2,5 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$), et les images prises à l'aide d'une caméra CMOS à une fréquence de 90Hz.



(a) Image initiale

(b) Éprouvette déformée

FIGURE 2.30 – Mouchetis de l'éprouvette en début et en fin d'essai

La localisation de déformation à l'issue de l'essai est immédiatement visible sur ces photos, où la zone centrale est clairement plus déformée et amincie. Des déplacements hors-plan importants interviennent en fin d'essai, et rendent impossible la corrélation d'images numériques pour les instants les plus avancés. L'étude des résidus montre cependant que les déplacements calculés jusqu'à 5% de déformation ne sont pas significativement impactés par ces mouvements.

Afin de compléter les mesures cinématiques par une information sur la température, on leur adjoint des mesures thermiques par le biais de thermocouples fixés à la surface des éprouvettes (fig. 2.31). Les thermocouples T_i^* sont collés sur la première éprouvette, les T_i sur la seconde, leur emplacement étant dans ce cas choisi en fonction de la taille de grain locale ($\simeq 3$ mm pour T_1 et T_3 , $\simeq 0.5$ mm pour T_2).

L'intérêt de la mesure de température est de fournir une information (indépendante de la déformation) sur l'apparition de la plasticité au sein de l'éprouvette. [Quinney & Taylor 1937] ont mis en évidence un profil d'évolution de température caractéristique lors d'un essai de traction. Lors de

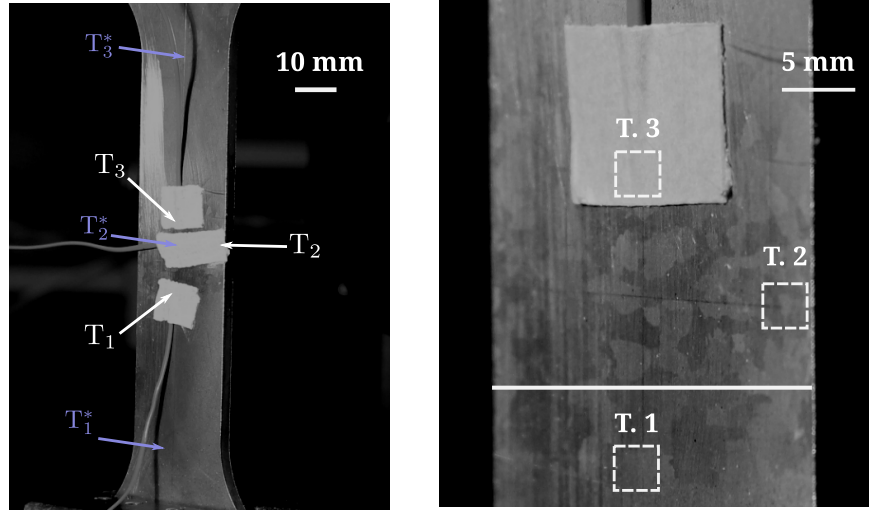


FIGURE 2.31 – Positionnement des thermocouples

la déformation du métal, le couplage thermo-élastique entraîne dans un premier temps une baisse de température. Dans l'hypothèse d'une transformation adiabatique, cette baisse est proportionnelle à la déformation subie, et la loi de Kelvin permet de suivre l'évolution de la température relative $\theta = T - T_0$ (T_0 désigne la température initiale du matériau), en fonction de la contrainte macroscopique Σ appliquée :

$$\theta = \frac{-\alpha T_0}{\rho C_v} \Sigma = -k E \varepsilon \quad \text{avec } k = \text{constante} \quad (2.8)$$

où α désigne le coefficient de dilatation thermique, C_v la capacité thermique massique à volume constant du matériau, ρ sa masse volumique. Les valeurs de ces paramètres pour le fer pur dans les conditions d'essai sont donnés dans le tableau 2.3.

Paramètre	Valeur	Unité
α	$11,8 \cdot 10^{-6}$	K^{-1}
T_0	300	K
ρ	$7,87 \cdot 10^3$	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$
C_v	449	$\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$

TABLE 2.3 – Paramètres de la loi de Kelvin pour le fer pur

Si l'on poursuit l'essai, la chute de température se fait moins rapide et celle-ci atteint un minimum. Ce ralentissement correspond à l'apparition de phénomènes de micro-plasticité dissipatifs : quand ces mécanismes se généralisent à l'ensemble de la section de l'éprouvette, la diffusion domine et la température remonte. L'éprouvette est alors dans un régime de plasticité macroscopique.

Ces constatations générales ont été vérifiées à de nombreuses reprises ([Lee & Chen 1991],[Bodelot 2008]), dans le cas d'éprouvettes à microstructure homogène sous chargement de traction. La relation 2.8 en particulier suppose un comportement homogène dans la zone utile de l'éprouvette, mécaniquement et thermiquement. Les essais présentés ici permettent de mettre en valeur les hétérogénéités de comportement élasto-plastique, notamment en s'appuyant sur les écarts à ce modèle aux différentes échelles.

2.4.3.2 Mesures thermiques

Le résumé de l'évolution de température enregistrée à l'aide des thermocouples en cours d'essai est donnée figure 2.32. Les températures enregistrées sur ces graphiques proviennent de deux essais distincts, réalisés dans les mêmes conditions (vitesse et durée du déplacement imposés). Lors de ces deux essais, les thermocouples T_2^* et T_2 sont situés dans la même zone de l'éprouvette : le centre de la zone recristallisée (fig. 2.31). La figure 2.32a permet de se rendre compte que les mesures de ces thermocouples, réalisées indépendamment, sont très similaires, ce qui implique une bonne répétabilité de l'essai. En s'appuyant sur cette remarque, et pour simplifier l'étude des résultats, on s'intéressera dans ce qui suit principalement aux observations faites sur la seconde éprouvette, en considérant que les baisses de températures T_1^* et T_3^* lui sont également applicables.

L'évolution des températures mesurées est cohérente : une courte baisse de la température est enregistrée (coïncidant avec le début de l'essai), suivie d'une importante montée en température dans la zone centrale de l'éprouvette (thermocouples T_1, T_2, T_3 et T_2^*). En revanche, dans les régions à grains fins situées près des têtes (T_1^* et T_3^*), la chute de température se poursuit bien après la montée en température de la zone centrale (fig. 2.32b), appuyant l'hypothèse que ces régions demeurent dans le domaine élastique. La fin de l'essai est marquée par une chute brutale de la température (refroidissement à l'air libre) dans le centre de l'éprouvette.

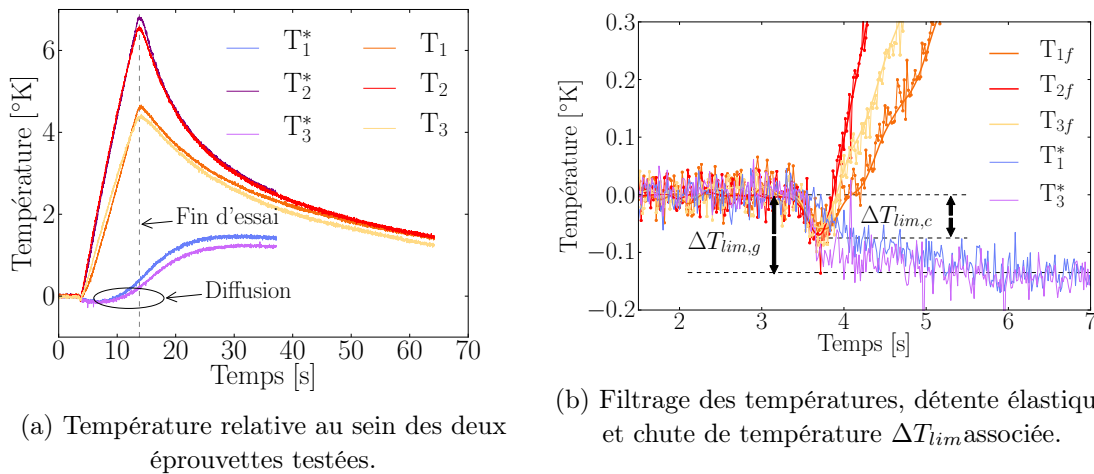


FIGURE 2.32 – Évolution de la température relative dans les éprouvettes à microstructure hétérogène

Ces informations très parcellaires sur la température surfacique de l'éprouvette nous renseignent déjà sur les zones d'apparition et d'évolution de la plasticité. En particulier, on peut se demander si les évolutions de température seules ne permettent pas d'évaluer la pertinence de la première modélisation (§2.4.1). L'application de la loi de Kelvin (2.8) à la limite du domaine élastique permet, dans le cas d'une éprouvette homogène, d'évaluer la limite élastique macroscopique Σ_y à partir de la chute de température maximale enregistrée ΔT_{lim} (eq. 2.9) :

$$\Delta T_{lim} = \frac{-\alpha T_0}{\rho C_v} \Sigma_y \quad (2.9)$$

Sur la figure 2.32b, on a relevé à partir des signaux bruts les chutes de températures mesurées

dans les deux régions de l'éprouvette (notées $\Delta T_{lim,g}$ pour les extrémités de la zone utile et $\Delta T_{lim,c}$ dans la zone centrale). L'incertitude de la mesure est évaluée à l'aide de l'écart type de la mesure de température initiale (0.02K). En négligeant toute interaction thermique entre ces deux régions (hypothèse fautive, nous y reviendrons), ces deux variations doivent donner une estimation de leurs limites élastiques respectives. Les limites élastiques obtenues sont reportées dans le tableau 2.4. Une mesure indépendante réalisée lors d'un essai de traction sur le matériau d'origine est également intégrée, comme référence. Les limites élastiques obtenues lors d'essais de traction sur éprouvettes homogènes (notées $\sigma_{y,Traction}$) à taille de grains comparables sont également reportées dans la dernière colonne du tableau.

	ΔT_{lim}	$\Sigma_y(\Delta T_{lim})$	$\sigma_{y,Traction}$
Réf. ($d = 30\mu m$)	-0.27K (± 0.02 K)	270 MPa (± 20 MPa)	250 MPa
Régions à grains fins	-0.135 K (± 0.02 K)	134 MPa (± 20 MPa)	250 MPa
Région centrale	-0.075 K (± 0.02 K)	75 MPa (± 20 MPa)	80 MPa

TABLE 2.4 – Limites élastiques estimées par la loi de Kelvin sur le fer pur

Considérons d'abord le cas de la zone centrale. La limite élastique estimée à 75 MPa est en fait la même que celle mesurée lors d'un essai sur éprouvette à gros grains ($d \simeq 3mm$), ce qui est cohérent avec la taille de grain moyenne de cette région. Pour les régions à grains fins, la contrainte évaluée est nettement inférieure à la limite élastique d'éprouvettes homogènes à microstructures similaires. En réalité, les phénomènes de diffusion dans l'éprouvette (fig. 2.32a) ne peuvent être négligés et expliquent ce résultat. Il est vraisemblable que la déformation demeure élastique dans cette région (ce que les champs de déformation confirment, voir §2.4.3.3), et que l'augmentation de température observée en fin d'essai soit le résultat de la diffusion de chaleur de la zone centrale. La contrainte estimée n'est donc pas directement assimilable à la limite élastique de ces régions.

Ces estimations sont à considérer avec précaution. La loi de Kelvin n'est strictement valable que dans le cas d'une transformation adiabatique, ce qui n'était pas réalisé car l'éprouvette n'était pas isolée thermiquement. En gardant ces considérations à l'esprit, la comparaison de ces limites élastiques avec la courbe de traction de l'essai et la loi de Hall-Petch indique une certaine cohérence.

Enfin, comme représenté sur la figure 2.32b, le bruit affectant les signaux de température est assez important, notamment par rapport aux variations dans le domaine élastique. Afin de pouvoir comparer l'évolution de température dans la zone recristallisée à la distribution de la déformation dans la zone utile sur le second essai, les températures T_i sont filtrées au moyen d'une moyenne mobile, effectuée sur 5 points glissants. Cette moyenne approxime convenablement les signaux en régime stationnaire.

2.4.3.3 Courbes de traction

Les mesures d'effort de la machine de traction et les déformations estimées à partir de la C.I.N. permettent de tracer la courbe de traction de l'éprouvette recristallisée, en parallèle de l'évolution de la température. Les résultats présentés ici sont ceux du second essai, car ils permettent de mettre en relief les hétérogénéités de température dans la zone recristallisée et les localisations de la déformation. Les courbes obtenues pour les deux essais sont quasi-identiques (fig. 2.33).

Les images prises jusqu'au franchissement de la limite élastique macroscopique de l'essai révèlent un champ de déformation axiale homogène dans la surface utile de l'éprouvette. Cette limite

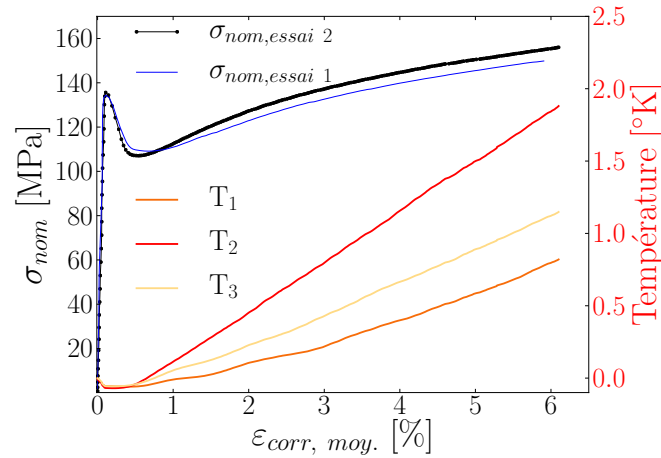


FIGURE 2.33 – Courbes de traction monotone

intervient pour une contrainte nominale de 135 MPa, pour les deux essais. Une fois cette limite élastique franchie, la déformation axiale se localise sur les contours de la zone recristallisées (fig. 2.34), c'est à dire dans les plus gros grains, ce qui est qualitativement en accord avec la loi Hall-Petch. L'emplacement des trois thermocouples est signalé sur le champ de déformation.

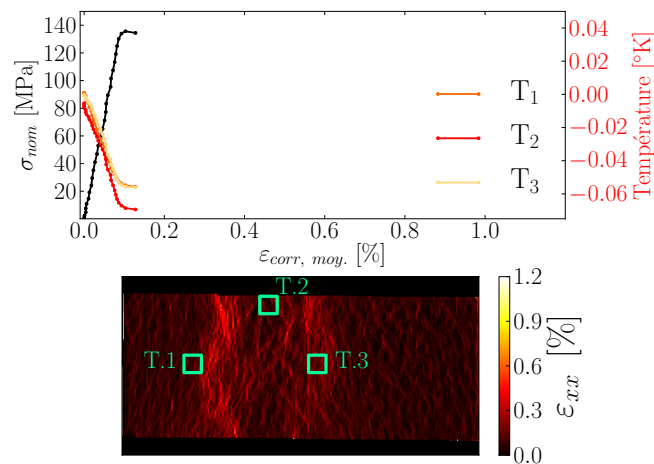


FIGURE 2.34 – Courbe de traction, peu après la limite élastique supérieure

En accord avec la loi de Kelvin, la température évolue linéairement avec la déformation dans toute la période de déformation élastique. L'essai réalisé ne permet pas de vérifier si l'un des thermocouples a mesuré son minimum avant les autres. Plusieurs autres mécanismes peuvent en revanche être soulignés lors de l'entrée dans le domaine de plasticité de cette éprouvette à microstructure hétérogène (fig. 2.35).

Une difficulté classique, lors d'un essai de traction, est la définition de la limite élastique d'un matériau. Les travaux de [Bodelot 2008] et [Seghir 2012] ont montré que l'emploi de mesures cinématiques et thermiques couplées apporte des informations supplémentaires sur cette quantité. En particulier, la perte de linéarité de la mesure thermique vis-à-vis de la déformation est un mar-

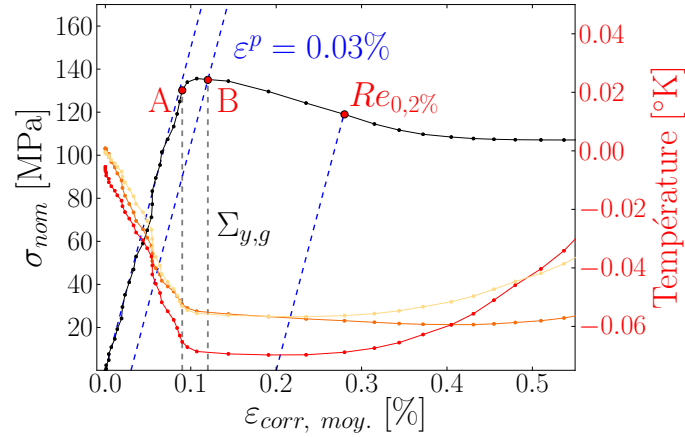


FIGURE 2.35 – Courbe de traction - Domaine élastique

queur de l'apparition de mécanismes de micro-plasticités irréversibles, et l'atteinte du minimum de température correspond à la généralisation de la plasticité à une échelle macroscopique. Ces constatations sont répétables ([Lee & Chen 1991] présentaient déjà des résultats allant en ce sens), et permettent de proposer une définition plus physiquement fondée de la limite élastique que le conventionnel seuil à 0,2% de déformation utilisé en ingénierie.

Cette définition demeure en effet valable pour différents matériaux (A316L pour [Seghir 2012] et ASTM W1 8 pour [Lee & Chen 1991]), et les résultats présentés ici appuient sa validité pour le fer pur, qui présente en plus la spécificité de présenter deux limites élastiques (supérieure et inférieure) dans la désignation conventionnelle. La perte de linéarité du signal thermique est détectée au point A, et correspond à l'apparition des premières localisations sur les bords de la zone recristallisée. À ce stade, l'intensité de déformation augmente brutalement dans la section recristallisée, et la température atteint son minimum dans la phase de baisse de la contrainte (franchissement des obstacles interstitiels par les dislocations).

La contrainte à 0.03% de déformation permanente a été reportée sur ce graphique (point B), car [Lee & Chen 1991] et [Seghir 2012] constataient tous deux que ce seuil de déformation correspondait au minimum de température, en dépit des différences de matériaux de ces deux études. Dans notre cas, l'augmentation rapide de la déformation moyenne une fois le pic de traction franchi empêche d'être aussi catégorique, car le minimum de température est difficile à relier à une valeur précise de déformation. Toutefois, pour 0.03% de déformation plastique, le minimum est quasiment atteint, ce qui ne remet pas en cause l'association par les deux auteurs pré-cités de ce seuil de déformation à une quantité intrinsèque liée à la limite élastique.

Les images prises après le franchissement de la limite élastique confirment la localisation de la déformation (fig. 2.36) au sein de la zone recristallisée, et plus particulièrement dans les gros grains situés sur la gauche de cette région. Les localisations observées sont assez différentes des bandes de Lüders du matériau original, en témoigne l'absence de véritable palier de traction. Si l'on compare ces localisations aux mesures thermiques, la vitesse d'augmentation des températures ne semble pas directement liée à l'intensité de déformation au niveau du thermocouple : le signal de T₂ remonte en effet plus vite que celui de T₃, alors que celui-ci se trouve dans une zone plus déformée. En revanche, la remontée plus lente du signal T₁ est en accord avec son emplacement.

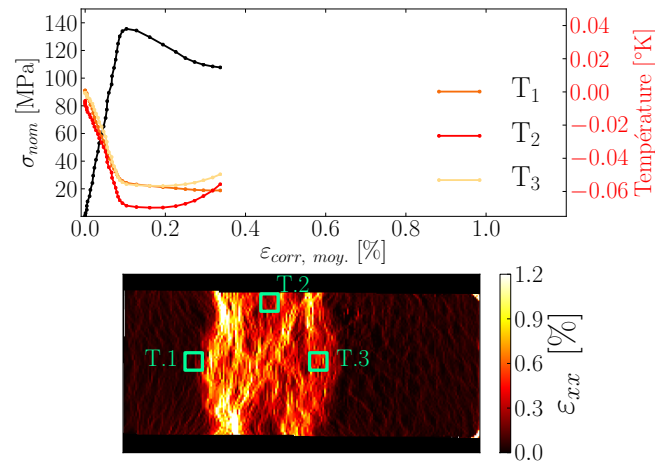


FIGURE 2.36 – Courbe de traction, limite élastique inférieure

Enfin, une fois dans le régime plastique, la déformation tend à s'homogénéiser dans la région recristallisée (fig.2.37). L'évolution des températures est conforme à la tendance observée précédemment : les écarts de température mesurés entre T_1 et T_3 ne semblent pas liés aux phénomènes dissipatifs associés à la plasticité, les déformations calculées au niveau des deux thermocouples sont identiques. Cet écart est plutôt imputable à un effet de structure : les têtes de l'éprouvette, étant serrées dans les mors, jouent le rôle de sources froides et il est logique que la zone la plus chaude de l'éprouvette se situe en son centre, c'est à dire au niveau de T_2 .

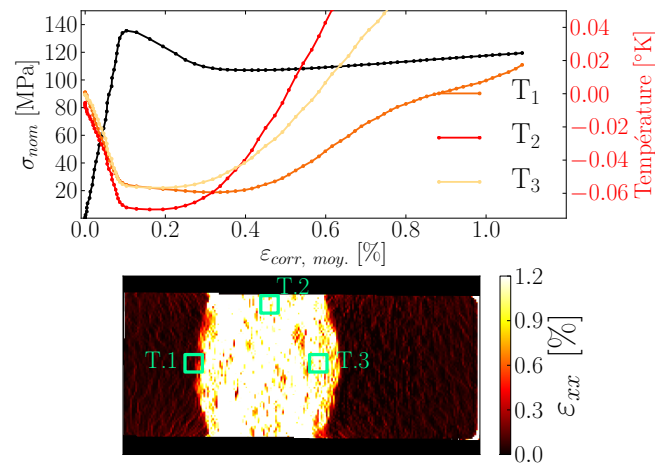


FIGURE 2.37 – Courbe de traction, après écrouissage

2.5 Conclusions intermédiaires

Ces essais complémentaires apportent plusieurs éléments de réponse à la problématique de cette fin de chapitre. La limite élastique prévue par une loi de Hall-Petch sur la taille de grain moyenne dans toute la section utile est sensiblement la même que la limite élastique inférieure effectivement mesurée. En revanche, une telle modélisation, qui ne prend pas en compte des hétérogénéités locales

de comportement, est incapable d'anticiper les localisations de déformation effectivement observées.

La modélisation du comportement par deux limites élastiques distinctes semble plus prometteuse. Les mesures de température en particulier vont dans ce sens : elles indiquent que les régions à grains fins demeurent élastiques, et qu'on peut évaluer la limite élastique de la région centrale homogénéisée à environ 75 MPa, ce qui est proche de la limite de Hall-Petch estimée pour les plus gros grains recristallisés. Les mesures des déformations dans la section utile permettent d'aller plus loin. Elles démontrent également que la déformation est très hétérogène dans la région centrale lors de l'entrée en plasticité (fig. 2.34). Il semble en outre qu'elle se localise dans les plus gros grains, ce qui est qualitativement en accord avec la loi Hall-Petch, et appuie l'hypothèse de limites élastiques hétérogènes au sein même de la zone recristallisée (seconde modélisation).

Deux limitations pèsent cependant sur cet essai : la taille de grain globalement trop importante dans la zone recristallisée, qui limite le nombre de régions qu'on peut considérer comme « homogènes », et la faible précision des thermocouples qui ne permet pas de distinguer les hétérogénéités thermiques aux échelles les plus intéressantes. Pour y remédier, ce chapitre a proposé des pistes pour obtenir une taille de grain recristallisé plus fine, et l'instrumentation d'un essai similaire à l'aide d'une caméra thermique fait partie des perspectives de ce travail.

Au vu des résultats de cette section, il paraît naturel de vouloir approximer le comportement d'une telle éprouvette en « distribuant » les lois de comportement. Comment s'assurer cependant de l'adéquation d'une telle modélisation aux phénomènes effectivement observés, et en particulier aux localisations de déformation ? Plusieurs méthodes de couplages expérimentaux et numériques, s'appuyant notamment sur les modélisations par éléments finis, permettent d'apporter une réponse à cette question et sont maintenant abordées dans le chapitre suivant.

Identification de propriétés hétérogènes sur un gradient de microstructure

Sommaire

3.1	Identification de propriétés mécaniques à partir de mesures de champs . . .	83
3.1.1	Introduction	83
3.1.2	Méthodes d'identification	84
3.1.3	Choix d'une méthode d'identification	88
3.2	Mise au point d'un essai synthétique	89
3.2.1	Génération de résultats pseudo-expérimentaux	89
3.2.2	Fonctionnelle et minimisation	91
3.2.3	Résultats d'optimisation	92
3.2.4	Influence de divers paramètres	93
3.3	Identification de paramètres élasto-plastiques pour le fer pur	96
3.3.1	Description de l'essai	96
3.3.2	Résultats de l'identification	98
3.3.3	Synthèse	100
3.4	Identification de paramètres élasto-plastiques hétérogènes	101
3.4.1	Première échelle de modélisation	101
3.4.2	Identification de limites élastiques hétérogènes	105
3.4.3	Conclusions	108

3.1 Identification de propriétés mécaniques à partir de mesures de champs

3.1.1 Introduction

À l'issue des essais de traction sur les éprouvettes recristallisées présentées en fin de chapitre précédent, plusieurs questions restent posées. Les mesures cinématiques et thermiques ont permis de mettre en avant deux résultats : d'une part le comportement de la zone recristallisée est indiscutablement différent de celui du reste de l'éprouvette, et d'autre part, il semble qu'on peut quantifier cette variation de propriétés par l'attribution de limites élastiques distinctes, fonction de la taille de grain locale et obtenues par la loi de Hall-Petch. Pour rendre compte des hétérogénéités de déformation observées, il semble nécessaire d'en définir au moins deux, l'une sur la zone recristallisée et la seconde sur le reste de l'éprouvette. L'application de la loi de Hall-Petch à des sous-régions de la zone recristallisée sous-entend cependant qu'une distribution de limites élastiques plus nombreuses permettrait une meilleure description du problème.

Pour vérifier la validité de ces hypothèses, il faut être en mesure d'identifier des limites d'élasticité hétérogènes sur l'éprouvette utilisée au chapitre précédent. L'usage croissant de la corrélation d'images numériques en mécanique des solides a permis la mise au point d'un certain nombre de méthodes exploitant la richesse des mesures de champs pour permettre l'identification de propriétés hétérogènes. Toutes ces méthodes supposent cependant qu'un modèle (défini par un nombre fini de paramètres constitutifs) ait été choisi pour décrire le comportement du matériau. Jusqu'ici, le comportement élasto-plastique du fer pur a été modélisé par une loi élasto-plastique à écrouissage linéaire isotrope (§2.3.2.3). Il faut s'assurer que cette loi convient à l'étude du problème considéré.

Afin de répondre à ces interrogations, ce chapitre propose tout d'abord un résumé sommaire des méthodes d'identification basées sur les mesures de champs, dans l'optique de déterminer une distribution hétérogène de paramètres élasto-plastiques. La méthode d'identification retenue est ensuite présentée sur un essai synthétique de référence, avant d'être appliquée à un essai de validation sur une éprouvette entaillée en fer ARMCO. Enfin, la méthodologie retenue est appliquée à l'éprouvette recristallisée décrite en fin de chapitre précédent, dans l'optique de questionner les domaines d'application possibles de la loi Hall-Petch.

3.1.2 Méthodes d'identification

Le développement et la démocratisation des moyens d'acquisition d'images numériques a vu se développer de nombreuses méthodes d'exploitation des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images numériques (C.I.N.). Cette section propose un bref résumé des différentes méthodes disponibles.

3.1.2.1 Problème direct et notations

En mécanique des solides, le problème direct consiste à déterminer les champs de déplacements u , les déformations ε et contraintes σ au sein d'une géométrie donnée (occupant le domaine Ω de normale sortante n), pour un jeu de paramètres constitutifs θ donnés, à partir de conditions aux limites (\bar{T}, \bar{u}) connues. Ces quantités doivent alors satisfaire à trois groupes d'équations :

Les équations d'équilibre (eq. 3.1) :

$$\begin{cases} \operatorname{div} \sigma + f = 0, & \text{dans } \Omega \\ \sigma \cdot n = \bar{T}, & \text{sur } S_f \end{cases} \quad (3.1)$$

Les équations de compatibilité cinématique (eq. 3.2) :

$$\begin{cases} \varepsilon = \frac{1}{2}(\nabla u + \nabla^t u), & \text{dans } \Omega \\ u = \bar{u}, & \text{sur } S_u \end{cases} \quad (3.2)$$

et enfin la loi de comportement, donnée par exemple dans le cas de l'élasticité par (eq. 3.3) :

$$\sigma = C(\theta) : \varepsilon \quad (3.3)$$

Les surfaces S_f et S_u sont telles que $S_u \cup S_f = S$ et $S_u \cap S_f = \emptyset$, de façon à avoir un problème bien posé en terme de conditions aux limites. On désigne également par \mathcal{S} et \mathcal{C} les espaces des champs de contraintes statiquement admissibles et des champs de déplacements cinématiquement admissibles (eqs. 3.4).

$$\begin{cases} \mathcal{S}(\bar{T}) = \{\tau \in V_\sigma, \text{ tel que } \operatorname{div}\tau = 0 \text{ dans } \Omega \text{ et } \tau.n = \bar{T} \text{ sur } S_f\} \\ \mathcal{C}(\bar{u}) = \{v \in V_u, v = \bar{u}, \text{ sur } S_u\} \end{cases} \quad (3.4)$$

Ce problème peut être ré-écrit à travers une formulation éléments finis. En l'absence d'efforts volumiques, le principe des travaux virtuels s'écrit (eq. 3.5), pour tout champ de déplacement virtuel $u^* \in \mathcal{C}$:

$$W^* = \int_{\Omega} \varepsilon^* : \sigma dV + \int_{\Omega} u^* . \rho . \ddot{u} dV - \int_{\partial\Omega} u^* . \sigma . n dS = 0 \quad (3.5)$$

où ε^* désigne le tenseur des déformations virtuelles associées au champ de déplacement virtuel u^* . La discrétisation du domaine Ω en sous domaines de dimensions finies donne (eq. 3.6) :

$$W^* = U^{*T} F_{int} + U^{*T} M \ddot{U} - U^{*T} F_{ext} = 0 \quad (3.6)$$

Dans cette équation, F_{int} est le vecteur des efforts internes, M la matrice de masse globale du système mécanique. F_{ext} est le vecteur des efforts nodaux généralisés, U regroupe les degrés de libertés introduits par la discrétisation. Lorsque l'inertie peut être négligée, cet équilibre se résume à (eq. 3.7) :

$$K(\theta).U = F_{ext} \quad (3.7)$$

où K désigne une matrice de raideur sécante, dépendant des paramètres constitutifs θ .

3.1.2.2 Méthodes d'identification

La résolution du problème direct présenté dans le paragraphe précédent suppose la connaissance du jeu de paramètres θ . Dans le cas du problème inverse, celui de l'identification de θ , des données surabondantes sont nécessaires en plus des conditions aux limites du problème direct. Les mesures de champs cinématiques peuvent fournir ces données.

[Avril *et al.* 2008b] recense l'ensemble des formulations permettant la résolution de ce problème inverse, à partir de mesures de champs cinématiques. Ces méthodes, décrites plus explicitement dans les sections suivantes, peuvent être regroupées en trois catégories :

1. Les méthodes s'appuyant sur le respect des équations d'équilibre (eq. 3.1) : c'est le cas de la méthode de l'écart à l'équilibre (§3.1.2.3), des champs virtuels (§3.1.2.4), et de l'écart à la réciprocité (§3.1.2.5).
2. La méthode s'appuyant sur le respect de la relation de comportement (eq. 3.3) . Il s'agit de l'écart en relation de comportement (§3.1.2.6).
3. Les méthodes tirant profit de la formulation du problème sous la forme des éléments finis (eq. 3.7) afin de minimiser l'écart entre les quantités simulées et les champs expérimentaux correspondants. Ces méthodes sont regroupées sous l'appellation F.E.M.U. (Finite Element Model Updating, §3.1.2.7).

3.1.2.3 Méthode de l'écart à l'équilibre

Cette méthode repose sur la vérification d'une relation d'équilibre en tout point du solide Ω (eq. 3.8) :

$$\mathcal{E}_{EE} = \int_{\Omega} \|\operatorname{div}(\sigma) + f\|^2 dV = 0 \quad (3.8)$$

soit dans le cas où le modèle recherché est le tenseur d'élasticité C , éventuellement hétérogène :

$$\mathcal{E}_{EE} = \int_{\Omega} \|\operatorname{div}(C(x) : \varepsilon) + f\|^2 dV = 0 \quad (3.9)$$

Cette méthode a initialement été utilisée pour identifier le champs d'endommagement d'un matériau isotrope [Claire *et al.* 2004], dans lequel le tenseur d'élasticité vérifie la relation :

$$C(x) = ((1 - D(x)) C_0 \quad (3.10)$$

où C_0 correspond au comportement du matériau non-endommagé. Si l'on suppose à présent disposer des champs de déplacements sur une grille régulière, à laquelle on peut associer les nœuds d'un maillage éléments-finis, alors l'écriture de l'équation 3.9 se réécrit pour un nœud m appartenant à un élément E_e donné :

$$\sum_{e|m \in E_e} (1 - D_e) \{e_m\}^T [K_{e0}] \{u_e\} = 0 \quad (3.11)$$

Dans cette équation, D_e est la variable d'endommagement recherchée, e_m est le vecteur unité d'indice m , $\{u_e\}$ est le vecteur contenant les déplacements associés à l'élément E_e et $[K_{e0}]$ la matrice de raideur associée à l'élément non-endommagé. Le système obtenu par assemblage sur l'ensemble du maillage est en général sur-déterminé, et résolu au sens des moindres carrés.

3.1.2.4 Méthode des champs virtuels

La méthode des champs virtuels (MCV) formulée par [Grédiac 1989] s'appuie sur une réécriture du principe des travaux virtuels (eq. 3.12) :

$$\int_{\Omega} \sigma : \varepsilon[u^*] dV = \int_{\partial\Omega} T \cdot u^* dS - \int_{\Omega} f \cdot u^* dV \quad (3.12)$$

L'identification repose sur le fait que cette égalité est valable quel que soit le champ de déplacement $u^* \in \mathcal{C}$ choisi. Si le modèle contient M paramètres à identifier, il est possible de ré-écrire cette équation M fois avec autant de champs virtuels u_i^* différents, afin de parvenir à un système linéaire qu'il faut alors inverser pour retrouver les propriétés recherchées.

La mise en œuvre de la méthode nécessite la détermination des champs virtuels appropriés. [Grédiac *et al.* 2002] proposent des méthodes pour la détermination des champs virtuels optimaux dans le cas de l'élasticité orthotrope homogène. La méthode a depuis été étendue à l'identification de paramètres élasto-plastiques par [Grédiac & Pierron 2006] et [Avril *et al.* 2008a].

3.1.2.5 Méthode de l'écart à la réciprocité

La méthode de l'écart à la réciprocité [Andrieux & Abda 1993] peut être considérée comme une variante de la méthode des champs virtuels pour laquelle les champs expérimentaux \bar{u} et \bar{T} ne sont connus que sur la frontière $\partial\Omega$. On appelle « état adjoint » la géométrie Ω , dont le comportement est décrit par un tenseur d'élasticité test C^* , et sur laquelle un champs d'effort T^* est appliqué, résultant en une distribution de déplacements u^* . Le principe de réciprocité de Maxwell-Betti appliqué à l'état expérimental et à l'état adjoint permet alors d'écrire (eq. 3.13) :

$$\int_{\Omega} \varepsilon[u] : [C - C^*] : \varepsilon[u^*] dV = \int_{\partial\Omega} (\bar{T}u^* - T^*\bar{u}) dS \equiv \mathcal{R}(C^*, u, u^*) \quad (3.13)$$

Si C^* correspond au tenseur C à identifier, alors quel que soit le champs u^* considéré (eq. 3.14) :

$$\mathcal{R}(C^*, u, u^*) = 0 \quad (3.14)$$

Comme pour la méthode des champs virtuels, le choix d'un champ u^* pertinent permet d'accéder à une équation scalaire apportant une information sur C^* .

3.1.2.6 Méthode de l'erreur en relation de comportement

La méthode de l'erreur en relation de comportement (ERC), initialement introduite par [Ladevèze & Leguillon 1983] comme indicateur d'erreur dans les calculs éléments finis, mesure l'écart entre une contrainte statiquement admissible τ et la contrainte obtenue par l'application d'une relation de comportement à un champ de déplacement u . Dans le cas de l'élasticité linéaire, en notant C le tenseur d'élasticité (éventuellement hétérogène), cet écart est défini par (eq. 3.15) :

$$\mathcal{E}(u, t, C) = \frac{1}{2} \int_{\Omega} (\tau - C : \varepsilon[u]) : C^{-1} : (\tau - C : \varepsilon[u]) d\Omega \quad (3.15)$$

L'emploi du tenseur de souplesse C^{-1} dans l'intégrale rend cette quantité homogène à une énergie. Si l'on suppose à présent que C est indéterminé mais que le champ de déplacement v est connu sur la surface de Ω , le tenseur recherché peut être retrouvé en effectuant une double minimisation de l'écart (eq. 3.16)

$$C = \arg \min_{C^*} E(C^*) \quad \text{avec} \quad E(C^*) = \min_{(v, \tau) \in \mathcal{C} \times \mathcal{S}} \mathcal{E}(v, \tau, C^*) \quad (3.16)$$

Ces deux minimisations successives caractérisent la méthode. L'avantage est le sens physique simple donné à la fonctionnelle, et le caractère additif par rapport à la structure, qui permet une estimation locale de l'erreur sur un ensemble de sous-structures. Une application de cette méthode à l'identification de paramètres élasto-plastiques est donnée dans [Latourte *et al.* 2008], pour l'identification d'une loi d'érouissage cinématique linéaire de Prager.

3.1.2.7 La méthode « F.E.M.U. » (Finite Element Model Updating)

Le principe du recalage par éléments finis est d'identifier des paramètres constitutifs en minimisant l'écart entre les résultats d'un calcul éléments finis et les champs expérimentaux (fig. 3.1). Cet écart est généralement exprimé sous la forme d'une fonctionnelle, notée ici $J(\theta)$. Il existe de nombreuses façons de construire la fonctionnelle à minimiser dans le problème F.E.M.U.

La méthode historique de [Kavanagh & Clough 1971] tire avantage de la formulation d'un problème sous la forme spécifique aux éléments finis. Cette méthode présuppose la connaissance de la distribution des déplacements \hat{U} et des efforts extérieurs \hat{F} sur l'ensemble du domaine considéré. L'égalité 3.7 est alors inversée pour déterminer les paramètres constitutifs recherchés. Cette méthode présente l'avantage de ne nécessiter aucune résolution du problème direct, mais elle est particulièrement sensible au bruit sur les déplacements mesurés.

[Collins *et al.* 1974] proposent de minimiser l'écart entre les déplacements calculés par la méthode des éléments finis et les mesures cinématiques, en utilisant les efforts comme conditions aux limites (eq.3.17). Cette méthode procède par itération de calculs successifs.

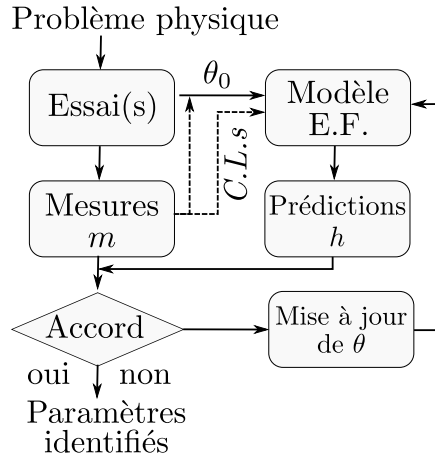


FIGURE 3.1 – Principe du recalage par éléments finis, d’après [Grédiac & Hild 2011]

$$J(\theta) = U(\theta) - U_{mes} \quad (3.17)$$

De manière similaire, [Lecompte *et al.* 2007] proposent de faire porter la norme de l’écart sur les déformations (eq. 3.18).

$$J(\theta) = (\varepsilon(\theta) - \varepsilon_{mes}) \quad (3.18)$$

Cette façon de procéder a l’avantage de ne pas nécessiter la connaissance du champ de déplacements en tout point de Ω , puisque l’analyse peut porter sur un sous-maillage limité aux régions d’intérêt. Cette formulation du problème inverse la rend de plus aisément applicable aux simulations non-linéaires. [Meuwissen *et al.* 1998] comparent par exemple l’adéquation de différents modèles élasto-plastiques à la description d’un essai de traction sur éprouvette entaillée, à l’aide d’une minimisation faisant intervenir à la fois les déplacements mesurés et la résultante des efforts appliqués.

La limitation principale de ces méthodes réside dans l’application des conditions aux limites, qui peuvent être bruitées (Dirichlet) ou mal connues (Neumann). Pour contourner ce problème, [Réthoré 2010] recourt à la corrélation intégrée, identifiant simultanément le champ de déplacements et les paramètres constitutifs. L’écart « optique » portant sur les niveaux de gris des images considérées est régularisé à l’aide d’un terme de pénalité mécanique, donné par l’écart à l’équilibre (§3.1.2.3). Cette méthode est étendue à l’identification de paramètres élasto-plastiques dans [Réthoré *et al.* 2013].

3.1.3 Choix d’une méthode d’identification

Les sections précédentes ont présenté un bref résumé des méthodes disponibles pour la résolution du problème posé.¹ Parmi les solutions présentées, le recalage par éléments finis (F.E.M.U.) a l’avantage d’une grande simplicité formelle, et d’être extensible à un vaste panel de comportements mécaniques, en particulier non-linéaires. Cette méthode semble donc indiquée pour la recherche d’hétérogénéités dans le comportement élasto-plastique du matériau à gradient de microstructure présenté dans le chapitre précédent.

1. On peut se référer à [Avril *et al.* 2008b] et [Grédiac & Hild 2011] pour un panorama plus complet.

Dans un premier temps, cette procédure est appliquée à un essai synthétique, afin d'évaluer l'adéquation de la méthode F.E.M.U. à l'identification de la loi recherchée. Un essai similaire est ensuite reproduit sur une éprouvette de fer ARMCO, pour tenter de quantifier l'écart entre la modélisation retenue et le comportement réel. En particulier, le comportement élasto-plastique choisi au §2.3.2.3 ne rendra pas compte des fortes localisations de déformation à l'entrée dans le régime plastique, ce qui peut perturber l'identification de la limite élastique. Les essais de traction sur éprouvettes recristallisées présentés à la fin du chapitre précédent seront finalement analysés à la lueur de ces observations.

3.2 Mise au point d'un essai synthétique

La mise au point d'un essai synthétique de référence pour valider la méthode d'identification retenue présente plusieurs avantages. L'essai virtuel généré est d'abord un moyen commode d'évaluer l'erreur de mesure introduite par la corrélation d'images numériques (voir annexe D). Cette étape préliminaire permet aussi de s'assurer du bon fonctionnement de la méthode de minimisation retenue. Enfin, l'erreur obtenue sur cet essai de référence ne dépend pas de la modélisation choisie, ce qui en fait une bonne référence pour quantifier l'approximation introduite par la modélisation sur un essai réel.

3.2.1 Génération de résultats pseudo-expérimentaux

3.2.1.1 Principe

Afin d'évaluer la procédure d'optimisation pour des champs réalistes, la procédure décrite par [Réthoré *et al.* 2013] est adaptée afin de générer un essai synthétique de référence. Le principe de cet essai est résumé sur la figure 3.2. En associant un maillage éléments finis à une image de référence (ici une texture réelle issue d'un essai de recristallisation), les déplacements obtenus sur ce maillage à l'issue d'un calcul basé sur une loi de comportement élasto-plastique sont utilisés pour déformer cette image. Les champs de déplacements pseudo-expérimentaux sont ensuite obtenus par C.I.N. sur le couple d'images considérées.

En notant f l'image de départ et g l'image déformée, le principe de conservation de la luminance impose (eq. 3.19) :

$$f(x_p) = g(x_p + u(x_p)) \quad (3.19)$$

En pratique, pour générer l'image déformée g , il faut connaître la valeur de ses niveaux de gris pour chaque pixel entier X_p , ce qui nécessite d'inverser la relation (eq. 3.21) :

$$\varphi : x_p \rightarrow x_p + u(x_p) = X \quad (3.20)$$

où X est en général non entier, pour trouver (eq. 3.21) :

$$\varphi^{-1} : X_p \rightarrow x \mid x + u(x) = X_p \quad (3.21)$$

Dans notre étude, la transformation φ^{-1} est obtenue par interpolation bi-cubique sur une grille régulière (correspondant aux pixels de g) des déplacements projetés sur le maillage déformé. g est ensuite déterminée par une interpolation bi-cubique des niveaux de gris sub-pixel de f .

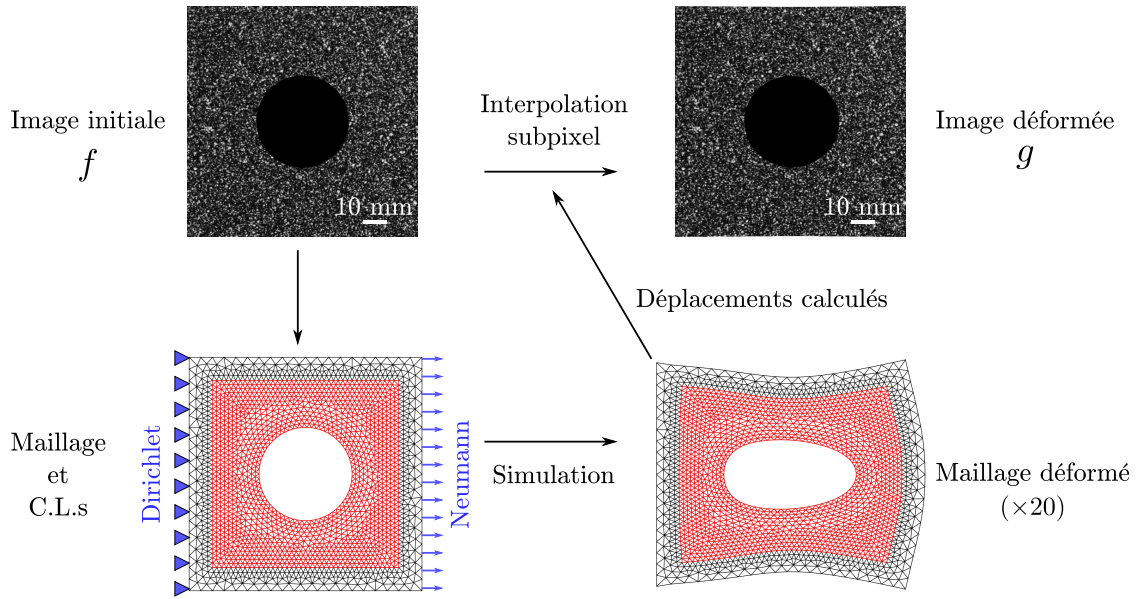


FIGURE 3.2 – Principe de l’essai synthétique

3.2.1.2 Application pour une loi à écrouissage linéaire isotrope

Les déplacements évalués par la simulation dépendent directement du modèle de comportement et des conditions aux limites appliqués sur la simulation. Le comportement du matériau virtuel choisi ici reprend celui du fer ARMCO (cf. §2.3.2.3), ses paramètres sont résumés dans le tableau 3.1. La valeur du module d’écrouissage H est cependant choisie un ordre de grandeur au dessus de σ_y , afin de vérifier la stabilité de l’algorithme d’optimisation dans ce cas de figure.

Paramètre	Valeur	Unité
E	200	GPa
ν	0.3	
σ_y	250	MPa
H	30	GPa

TABLE 3.1 – Paramètres retenus pour simuler l’essai synthétique

Pour la modélisation d’un cas idéal, une image de référence d’une taille de 1000×1000 pixels est extraite de la texture d’un essai de recristallisation. La taille physique du pixel est ensuite arbitrairement fixée à $100 \mu\text{m}$. Un trou de 400 pixels de diamètre est ensuite généré numériquement au centre de cette image, cette géométrie étant plus sensible à l’identification de paramètres élasto-plastiques. Le maillage de cette géométrie est ensuite effectué. Un sous maillage (indiqué en rouge sur la figure 3.2), est prévu pour effectuer l’identification en excluant les régions sur lesquelles les conditions aux limites sont appliquées. La réponse d’une simulation pilotée uniquement en déplacement étant très peu sensible aux variations de paramètres élasto-plastiques, des conditions aux limites mixtes sont adoptées (fig. 3.2). La simulation est ensuite réalisée dans l’hypothèse des

contraintes planes, l'effort appliqué étant suffisamment important pour assurer la plastification² d'une partie de la géométrie. Les déplacements obtenus sont finalement utilisés pour déformer l'image de référence et générer une dizaine d'images déformées correspondant à autant de niveaux de chargement.

3.2.2 Fonctionnelle et minimisation

3.2.2.1 Choix de la fonctionnelle à minimiser

Deux informations peuvent être déduites directement de la corrélation d'images numériques : le champ de déplacement corrélé, et le champ de déformation, obtenu par dérivation. En conséquence, deux formulations principales ont été traitées. La première porte sur la minimisation des déplacements axiaux (suivant x) sur l'ensemble des n nœuds du sous-maillage, au sens des moindres carrés (eq. 3.22) :

$$\theta = \arg \min \sum_{i=1}^n (U_{x_i,mes} - U_{x_i,calc}(\theta))^2 = \arg \min J_{dep}(\theta) \quad (3.22)$$

où $U_{x_i,calc}$ et $U_{x_i,mes}$ désignent respectivement les déplacements nodaux axiaux calculés et obtenus par projection des résultats de C.I.N. sur le maillage élément finis. De manière similaire, on définit par J_{def} la fonctionnelle portant sur les déformations, pour laquelle la minimisation s'écrit (eq. 3.23) :

$$\theta = \arg \min \sum_{i=1}^n (\varepsilon_{xx_i,mes} - \varepsilon_{xx_i,calc}(\theta))^2 = \arg \min J_{def}(\theta) \quad (3.23)$$

La restriction des fonctionnelles aux champs axiaux doit être discutée ici. En effet, pour les modélisations choisies, ces composantes axiales sont dominées par la condition aux limites en effort appliquée sur l'éprouvette, et le champ transverse est celui qui travaille le plus de par l'action du matériau. Une formulation incluant les composantes axiales et transverses des champs semble donc plus indiquée, et dans le cas de l'essai virtuel présenté dans cette section, ce choix conduirait en effet à de meilleurs résultats d'identification.

Le choix de cette restriction procède d'un constat empirique, issu du traitement des essais présentés aux paragraphes 3.4 et 3.3. Ces essais présentaient tous deux une très faible sensibilité des paramètres identifiés aux champs de déplacements (et déformations) transverses, et la prise en compte de ces champs perturbait significativement l'identification. Dans le cas d'essais « réels », le problème est l'écart trop important entre la loi de comportement retenue pour modéliser le comportement du matériau (écrouissage isotrope linéaire, simple) et le comportement réel (propice aux phénomènes de localisation). Plus que l'identification d'une loi décrivant précisément ce comportement réel, l'objectif principal de ce chapitre est de démontrer la plausibilité d'une distribution hétérogène de limites élastiques sur le matériau recristallisé, en accord avec les prévisions de la loi Hall-Petch. Dans ce cadre, une adéquation principalement uniaxiale de la loi de comportement est suffisante, et les résultats des essais présentés plus loin (§3.2.3, 3.4 et §3.3) indiquent que la seule considération des champs axiaux est suffisante.

Par souci de cohérence, et afin de permettre des comparaisons entre les différents essais, les formulations présentées dans ce chapitre sont donc toutes limitées aux composantes axiales des champs expérimentaux.

2. Voir figure 3.5

3.2.2.2 Algorithme de minimisation

Dans un cadre général, afin de minimiser la somme des carrés de $e(\theta) = [m_1 - h_1(\theta), \dots, m_n - h_n(\theta)]$ (où les m_i désignent les mesures expérimentales et h_i les résultats éléments finis correspondants sur les n noeuds de maillage considérés), il faut déterminer la direction de minimisation $d\theta$ de telle sorte que $e(\theta + d\theta) = 0$. Dans le cas de l'algorithme de Gauss-Newton, ceci se traduit à chaque itération par (eq. 3.24) :

$$e(\theta + d\theta) = e(\theta) + J_e d\theta \simeq 0 \quad (3.24)$$

où J_e désigne la jacobienne, qui est donnée pour le cas général de l'identification de $\theta = [\theta_1, \dots, \theta_p]$, en notant e_i l'écart au nœud i , par (eq. 3.25) :

$$J_e = \begin{pmatrix} \frac{\partial e_1}{\partial \theta_1} & \dots & \frac{\partial e_1}{\partial \theta_p} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ \frac{\partial e_n}{\partial \theta_1} & \dots & \frac{\partial e_n}{\partial \theta_p} \end{pmatrix} \quad (3.25)$$

La fonctionnelle $J(\theta)$ n'étant pas définie de manière analytique, le calcul exact de ses dérivées partielles est impossible, et la jacobienne ne peut être déterminée qu'approximativement, par un schéma aux différences finies. Numériquement, il faut pour cela définir un pas de dérivation noté $\delta\theta_j, j \in \{1, \dots, p\}$. On peut ainsi approximer les dérivées partielles de e_i (eq. 3.26) :

$$\frac{\partial e_i}{\partial \theta_j} \simeq \frac{e_i(\theta_1, \dots, \theta_j + \delta\theta_j, \dots, e_n) - e_i(\theta_1, \dots, \theta_j, \dots, e_n)}{\delta\theta_j} \quad (3.26)$$

L'équation 3.24 amène alors (eq. 3.27) :

$$J_e^T J_e d\theta \simeq -J_e^T e(\theta) \quad (3.27)$$

l'inversion de ce système permet de déterminer $d\theta$. L'algorithme de Levenberg-Marquardt est très proche de celui de Gauss-Newton, mais il fait intervenir un facteur d'amortissement λ dans l'équation 3.27 :

$$(J_e^T J_e + \lambda I_d) d\theta \simeq -J_e^T e(\theta) \quad (3.28)$$

Ce facteur λ est actualisé à chaque itération. Si la fonctionnelle diminue rapidement, alors λ est fixé à une valeur plus faible et l'algorithme se rapproche de celui de Gauss-Newton. Si au contraire cette fonctionnelle n'a pas diminué à l'étape précédente, λ est augmenté pour élargir la recherche de la solution, et l'algorithme se rapproche alors de celui du gradient. Cet algorithme, développé par [Messio 2014], est utilisé pour minimiser les fonctionnelles définies au paragraphe précédent.

3.2.3 Résultats d'optimisation

Tout d'abord, il faut noter que les paramètres de corrélation optimaux pour les deux fonctionnelles envisagées ne sont pas équivalents. Une taille de grille réduite permet une détermination plus fine du déplacement local, mais complique significativement la dérivation du champ de déplacement obtenu. En conséquence, les champs de déformation sont obtenus par dérivation des champs de déplacement donnés par la plate-forme YADICS³ sur une taille de grille importante (64×64 pixels).

3. Voir l'annexe D pour plus de précisions

La minimisation de l'écart en déplacements se fait à l'aide des résultats obtenus sur une taille plus restreinte (10×10 pixels).

La figure 3.3 présente le parcours de l'algorithme de Levenberg-Marcquardt utilisé, dans le cadre de l'identification simultanée de H et σ_y , pour différentes estimations initiales. Seuls les déplacements ou les déformations obtenus à partir de la dernière image sont considérés, et les conditions aux limites apposées sur le modèle éléments finis sont les conditions idéales utilisées lors de la génération des images déformées.

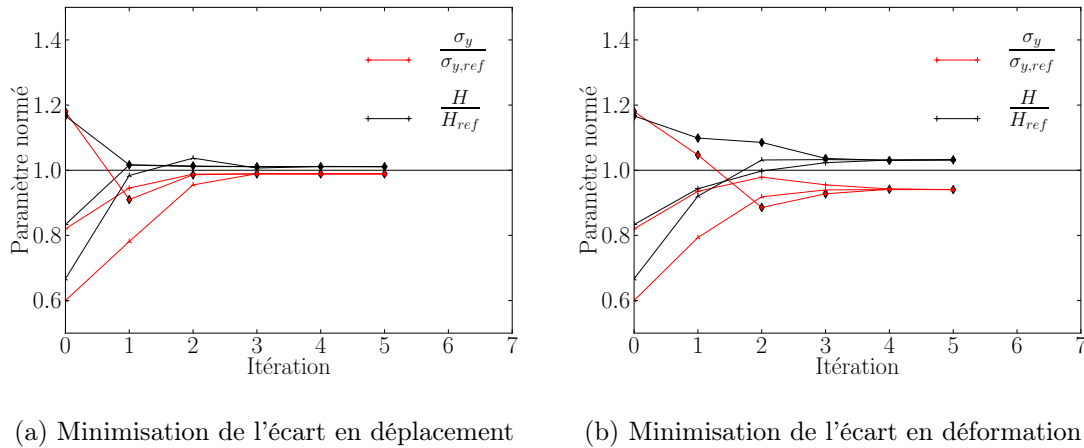


FIGURE 3.3 – Paramètres identifiés pour les deux fonctionnelles proposées

L'algorithme de Levenberg-Marcquardt est peu sensible à l'estimation initiale, en revanche le résultat de l'identification est très différent suivant la fonctionnelle utilisée. L'écart entre les paramètres identifiés et réels est de 1.1 % (pour H et σ_y) à l'issue de l'identification à partir des déplacements, tandis qu'il est respectivement de 3.18% pour H et 6% pour σ_y si les déformations sont considérées.

Observer une erreur plus importante pour les déformations est cohérent, car elles sont obtenues par dérivation, ce qui amplifie l'erreur présente sur les déplacements. Le tracé des résidus pour les paramètres optimaux de ces deux formulations (fig. 3.4) permet de visualiser plus précisément la localisation de ces erreurs en fonction des champs « idéaux » (fig. 3.5).

Dans les deux cas, l'erreur se localise aux alentours du trou central, à l'endroit où les erreurs de corrélation sont les plus importantes. Cette erreur est cependant beaucoup plus importante pour les déformations (localement jusqu'à 0.6% d'erreur, pour une déformation moyenne de 1%).

3.2.4 Influence de divers paramètres

3.2.4.1 Choix des images pour le recalage

Une solution possible pour améliorer le recalage est d'utiliser les données récoltées sur plusieurs images pour effectuer la minimisation. La figure 3.6 présente les résultats de l'optimisation en considérant les trois dernières images de l'essai synthétique, pour la minimisation en déplacement.

Le résultat de l'identification est sensiblement amélioré par rapport à la configuration précédente (fig. 3.5a). Les écarts entre paramètres identifiés et originaux sont de l'ordre de 0,1% pour la dernière itération. Le bruit présent sur les déformations entraîne en revanche la divergence de l'algorithme

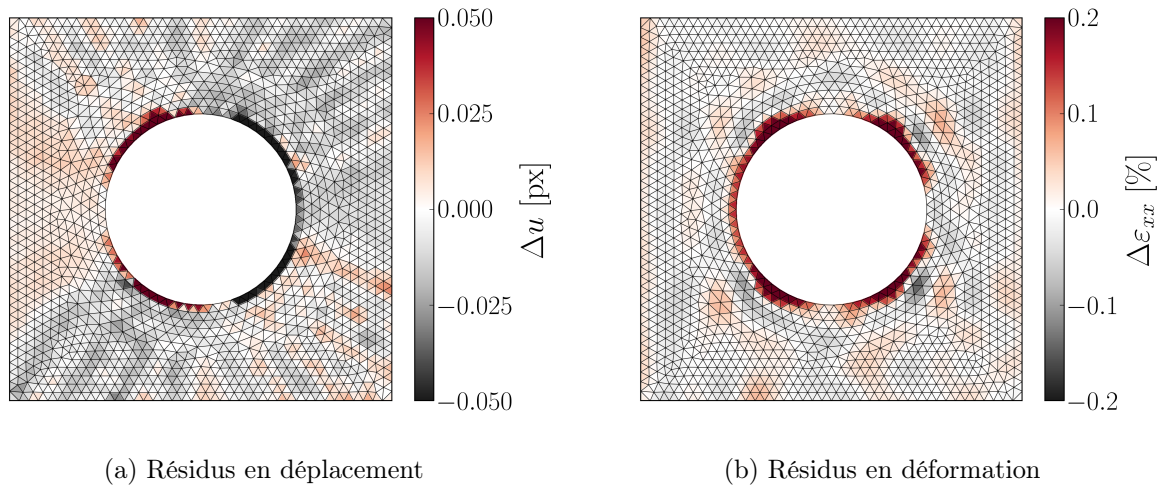


FIGURE 3.4 – Résidus obtenus pour les paramètres optimaux des essais synthétiques

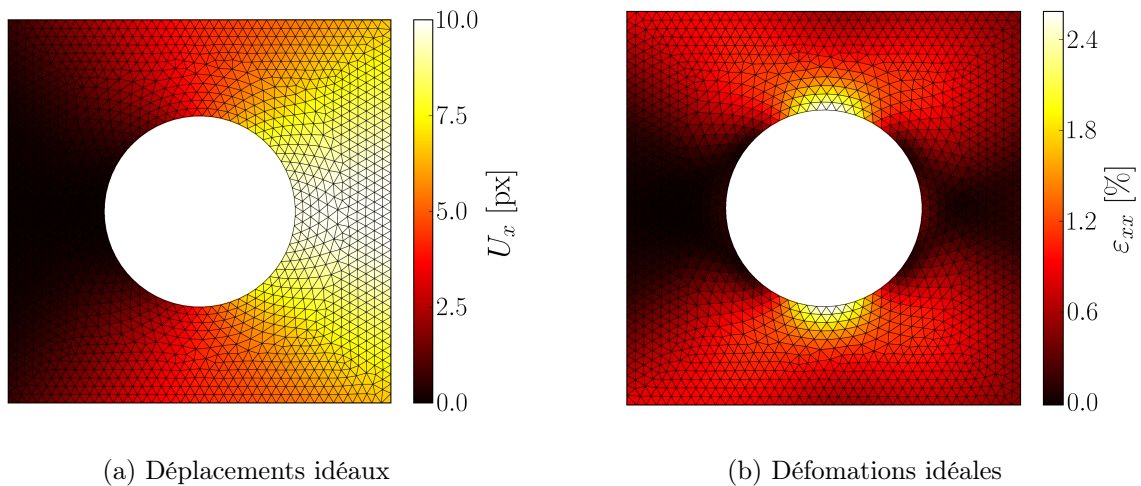


FIGURE 3.5 – Déplacements imposés

(non représenté), pour des essais réels il conviendrait de ne pas considérer les points présents sur le bord de la structure.

3.2.4.2 Influence des conditions aux limites

La principale source d'incertitude pour les essais à venir porte sur la mesure de l'effort. Les parcours suivant (fig. 3.7) sont tracés en supposant une variation de 5 % sur celui-ci, les formulations en déplacement sur les trois dernières images étant toujours considérées.

L'identification est alors significativement impactée, l'erreur sur les paramètres identifiés est de 5% pour H et de 6% pour σ_y .

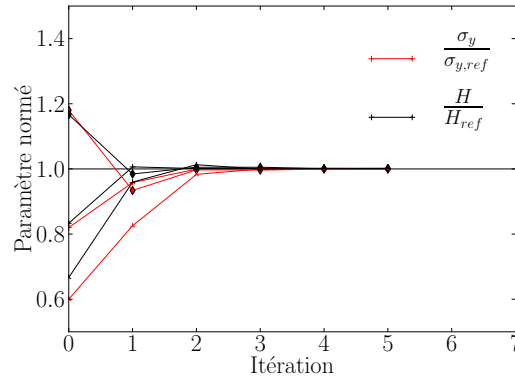
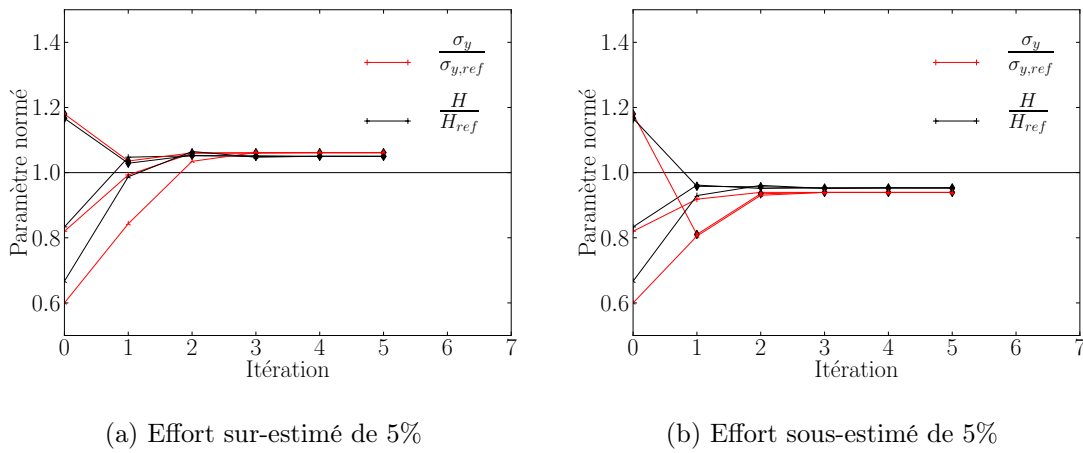


FIGURE 3.6 – Recalage prenant en compte une série d'images



(a) Effort sur-estimé de 5%

(b) Effort sous-estimé de 5%

FIGURE 3.7 – Influence des conditions aux limites (Neumann)

3.2.4.3 Conclusions

Pour les différentes configurations testées dans cette section, l'algorithme d'optimisation a fourni une estimation convenable des paramètres constitutifs recherchés. La sensibilité de la méthode aux conditions aux limites appliquées a été soulignée, l'erreur d'évaluation de l'effort se répercutant dans des proportions similaires sur les paramètres à identifier. Des méthodes permettant de s'affranchir de cette erreur existent [Réthoré *et al.* 2013], mais nécessitent des développements conséquents sur le code de corrélation employé. Les essais présentés dans la section suivante montrent cependant que la méthode d'identification développée sur l'essai virtuel produit des résultats cohérents pour des éprouvettes de fer ARMCO à taille de grain homogène.

3.3 Identification de paramètres élasto-plastiques pour le fer pur

L'essai de traction sur le fer ARMCO présenté dans le chapitre précédent a relevé l'inadéquation de la loi de comportement employée dans le domaine des faibles déformations plastiques (§2.3.2.3). Cette inadéquation peut se révéler problématique pour l'identification d'une quantité comme la limite élastique. Avant d'envisager l'application de la loi de Hall-Petch à l'échelle mésoscopique, un essai de référence est présenté dans cette section pour souligner la capacité de la méthode F.E.M.U. choisie à retrouver les caractéristiques identifiées sur l'essai de traction uniaxial (limite élastique et module d'écroutissage).

3.3.1 Description de l'essai

Pour réaliser l'identification de la loi élasto-plastique associée au fer ARMCO au §2.3.2.3, une éprouvette de traction entaillée est retenue (fig. 3.8, le plan de l'éprouvette est consultable à l'annexe B). Cette géométrie permet de confiner les phénomènes de localisation à la section utile de l'éprouvette.

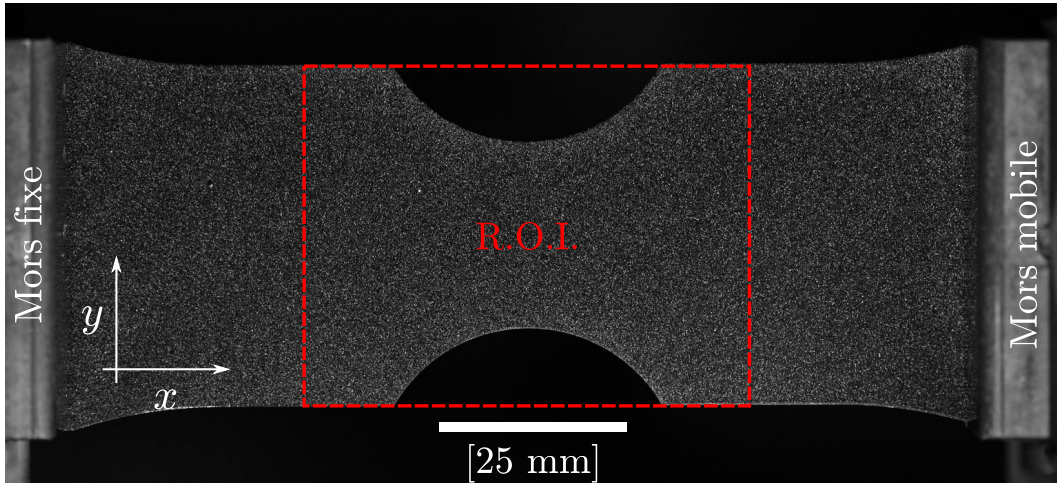


FIGURE 3.8 – Éprouvette entaillée et mouchetis utilisé pour la C.I.N.

3.3.1.1 Résultats de l'essai

L'essai de traction est réalisé dans des conditions comparables à celles de la caractérisation du fer ARMCO sur un essai uniaxial présenté dans le chapitre précédent (§2.3.2.2). La vitesse de déplacement est cependant plus importante (0.5mm/min., soit environ 1%/min.). Sur les photographies, la taille physique d'un pixel est de 32 μm . La prise d'images est réalisée à l'appareil photo (0.5 Hz). La figure 3.9 synthétise les résultats de cet essai. Cette courbe présente l'évolution de la déformation dans la section utile de l'éprouvette pour différents instants de l'essai. La contrainte nominale dans cette section est approximée grossièrement (eq. 3.29) :

$$\sigma_{xx,nom} = \frac{F}{S_{min}} \quad (3.29)$$

où S_{min} désigne la section la plus faible de la zone utile. La déformation considérée est moyennée sur l'ensemble de la région centrale. Le champ de déformation axiale estimé à partir des mesures

de corrélation est donnée pour plusieurs instants de l'essai.

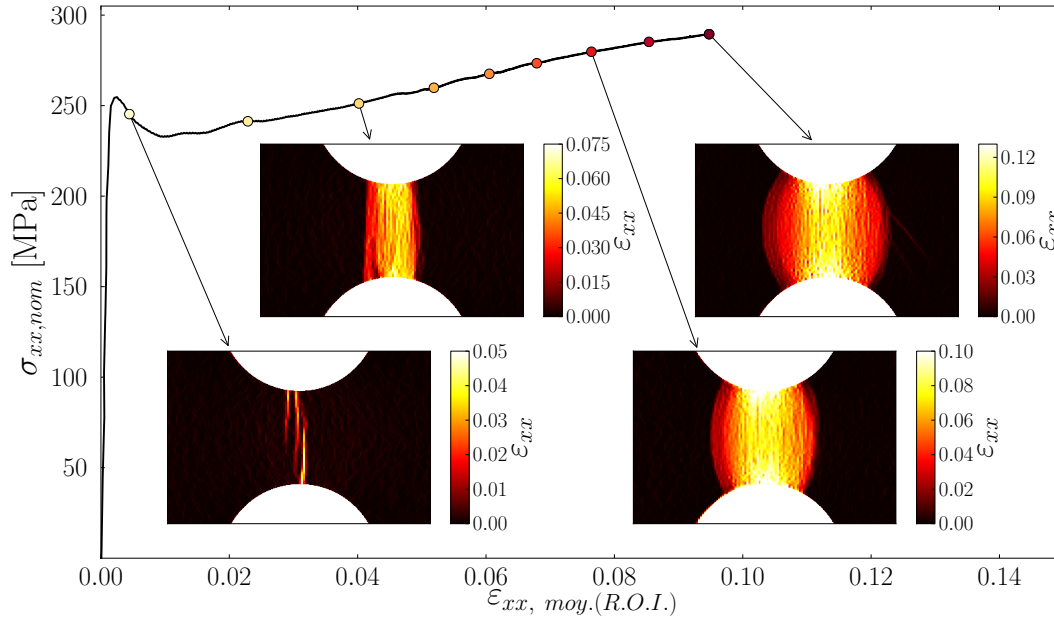


FIGURE 3.9 – Résultats de l'essai de traction et instants retenus pour l'identification

Sur les instants succédant immédiatement au franchissement de la limite élastique, la déformation est extrêmement hétérogène dans la section utile. Des bandes de localisation dans laquelle la déformation s'établit à quelques pour cents se propagent. Comme dans le cas uniaxial, une fois la déformation moyenne dans la zone utile établie à une valeur équivalente, la déformation tend à s'homogénéiser dans la zone utile. En fin d'essai, quand elle atteint une dizaine de pour cents, de nouvelles bandes de localisation apparaissent à la périphérie de la région déformée, et se propagent hors de la zone entaillée.

On se propose de tester la procédure de recalage sur un ensemble d'instant de l'essai. Ces neuf instants sont indiqués par des points colorés sur la figure 3.9. Les trois premiers points sont situés volontairement dans un intervalle où la déformation est très hétérogène dans la section utile. Afin d'étudier la dépendance des paramètres identifiés sur les instants choisis pour le recalage, le code couleur adopté ici (premier instant clair, dernier foncé) est conservé dans les sections suivantes.

3.3.1.2 Modélisation

Le maillage et les conditions aux limites utilisés pour la simulation sont présentés sur la figure 3.10. Ces conditions aux limites correspondent à celles utilisées pour l'essai synthétique de la section précédente. Les déplacements au niveau du mors fixe de l'éprouvette, obtenus par corrélation, sont appliqués sur la face gauche du maillage. L'effort enregistré par la machine de traction est quant à lui appliqué au niveau du mors mobile. Il est considéré comme homogène et parfaitement horizontal.

Le maillage est divisé en deux sous-maillages. Un premier sous-maillage grossier au niveau des têtes de l'éprouvette permet l'application des conditions aux limites. Le second sous-maillage, plus fin, couvre la section utile, et c'est sur ses éléments que porte l'identification. Compte-tenu des remarques faites sur l'essai synthétique, les nœuds correspondants aux bords libres de l'éprouvette

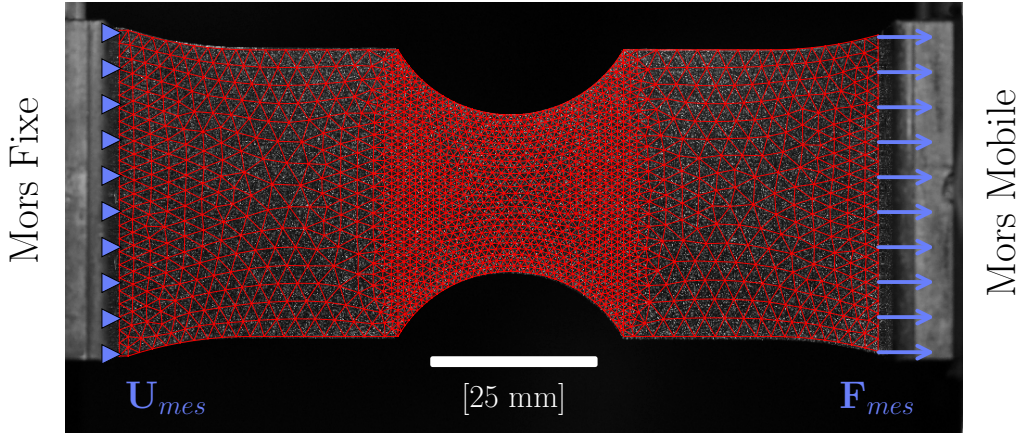


FIGURE 3.10 – Modélisations et conditions aux limites adoptées

sont écartés lors du calcul des fonctionnelles. Les paramètres élastiques du matériau E et ν sont fixés aux valeurs identifiées lors de l’essai de caractérisation uniaxial $\{E = 200\text{GPa}, \nu = 0.3\}$.

3.3.2 Résultats de l’identification

3.3.2.1 Identification de la limite élastique seule

Afin de déterminer les instants optimaux pour le recalage, une étude paramétrique a été réalisée pour tester la sensibilité des fonctionnelles J_{dep} et J_{def} à l’instant choisi, en ne faisant varier dans un premier temps que la limite élastique, le module d’écroissage étant fixé à sa valeur de référence $H_{ref} = 480$ MPa. L’évaluation de ces fonctionnelles est réalisée sur une plage de variation de σ_y autour de la valeur de référence déterminé lors de l’essai de traction (fig. 3.11). Pour les deux fonctionnelles, les couleurs des différentes courbes correspondent à celles des instants sélectionnés sur la figure 3.9.

Cette méthode d’évaluation directe permet de constater que les minima des deux fonctionnelles considérées sont les mêmes pour tous les instants sélectionnés, à l’exception du premier. Ceci est en accord avec l’incapacité du modèle de comportement choisi à rendre compte de la chute de contrainte qui succède au franchissement de la limite d’élasticité. Cet instant est donc exclu des optimisations ultérieures.

Pour les autres instants, la limite élastique optimale estimée par cette méthode vaut 210 MPa, ce qui est très proche de la valeur estimée sur l’essai de traction de référence (215 MPa). Cette représentation permet également de remarquer que certains choix de valeur initiale peuvent provoquer la non convergence de l’algorithme : pour les limites élastiques élevées, l’écart entre le modèle et la simulation devient constant. Ceci s’explique simplement : au delà d’une certaine valeur, la simulation est intégralement élastique, et l’écart n’évolue donc plus.

Sous réserve de choisir l’estimation initiale en tenant compte de cette remarque, la limite élastique identifiée pour ce modèle par l’algorithme décrit plus haut est de 210 MPa, pour les deux fonctionnelles considérées. La convergence est légèrement plus lente pour la formulation en déformation (5 itérations contre 3 en déplacement).

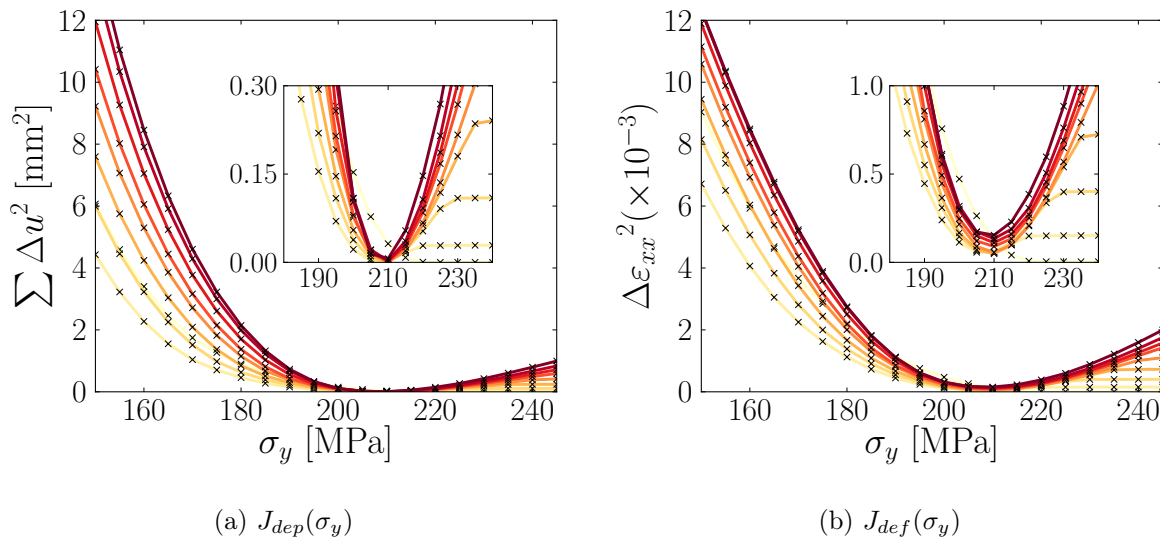


FIGURE 3.11 – Études paramétriques pour les différents instants retenus

3.3.2.2 Identification simultanée de la limite élastique et du module d'écrouissage

Les résultats présentés dans la section précédente montrent qu'à l'exception du premier, les instants sélectionnés plus haut apparaissent tous équivalents du point de vue de l'identification. Trois sont sélectionnés (n°3-5-7) pour effectuer l'identification simultanée de la limite élastique et du module d'écrouissage. Pour présenter le déroulement de l'optimisation, la figure 3.12 présente l'évolution des paramètres identifiés pour les deux formulations. Ces paramètres sont normés avec la valeur de référence obtenue sur l'essai de traction uniaxiale. Cette valeur est également choisie comme estimation initiale pour la figure 3.12. Les valeurs identifiées ne sont pas sensibles à l'initialisation choisie.

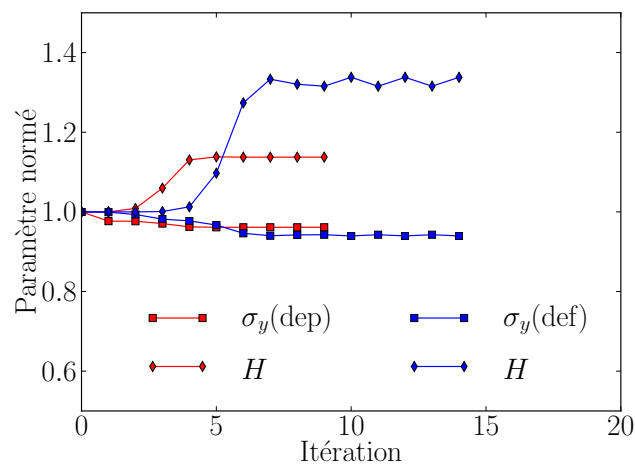


FIGURE 3.12 – Évolution des paramètres identifiés pour une identification simultanée de la limite élastique et du module d'écrouissage, pour les deux fonctionnelles

Comme pour les essais virtuels, l'optimisation basée sur les déplacements est plus stable, et

les valeurs identifiées par ce biais sont cohérentes avec celles de l'essai uniaxial. La convergence de la formulation en déformation est moins bonne, et si l'estimation de la limite élastique demeure acceptable, la fonctionnelle est trop peu sensible aux variations du module d'écroissage pour en donner une estimation fiable.

3.3.3 Synthèse

Le tableau 3.2 synthétise les résultats présentés dans cette section. Afin de comparer les erreurs obtenues sur les essais synthétiques de référence et sur les essais réels, on introduit une erreur normalisée pour les deux formulations, la valeur minimale des fonctionnelles J_{dep} et J_{def} étant ramenée à un instant, un nœud, et normée par le déplacement (ou la déformation) maximal.

	Réf.	$J_{dep}(H = H_{ref})$	$J_{def}(H = H_{ref})$	J_{dep}	J_{def}
σ_y	214 MPa	210 MPa	210 MPa	206 MPa	202 MPa
H	480 MPa			545 MPa	635 MPa
Err. norm. (U_x)	10^{-6} mm	2×10^{-4} mm		10^{-4} mm	
Err. norm. (ε_{xx})	4×10^{-6}		2.5×10^{-4}		1.7×10^{-4}

TABLE 3.2 – Paramètres élasto-plastiques identifiés et référence

Comparée à celle de l'essai synthétique, cette erreur normalisée est deux ordres de grandeur supérieure pour l'essai présenté dans cette section. Dans cette erreur interviennent bien sûr des composantes liées à la réalisation de l'essai (variation de luminance, mesure de l'effort), mais il est vraisemblable que la plus grande part de cette erreur provienne de l'inadéquation de la loi de comportement choisie à rendre compte finement du comportement du fer ARMCO, et en particulier des localisations. Cette loi est cependant suffisante pour accéder à la détermination d'une limite élastique cohérente avec les observations réalisées sur l'essai uniaxial.

3.4 Identification de paramètres élasto-plastiques hétérogènes

Les sections précédentes ont montré la capacité de la méthode F.E.M.U. à retrouver la limite élastique du fer ARMCO sur un essai instrumenté par mesures de champs. Une modélisation possible pour rendre compte des hétérogénéités de déformations observées sur les éprouvettes recristallisées au chapitre précédent est de décrire le comportement de ces éprouvettes au travers de limites élastiques distribuées localement. La question des échelles de distribution possibles est explorée dans cette section.

3.4.1 Première échelle de modélisation

3.4.1.1 Hypothèses

Les essais de traction présentés sur les éprouvettes recristallisées montraient une déformation répartie de manière singulièrement hétérogène, suivant la taille de grain de la région considérée. Il s'ensuit qu'il n'est pas possible de décrire fidèlement cette réponse en supposant un comportement élasto-plastique homogène sur l'ensemble de la surface utile de ces éprouvettes. Au vu de la microstructure effectivement obtenue à l'issue de la recristallisation, deux échelles de modélisation paraissent envisageables (présentées au chapitre précédent, fig. 2.28). Considérons tout d'abord la première (fig. 3.13).

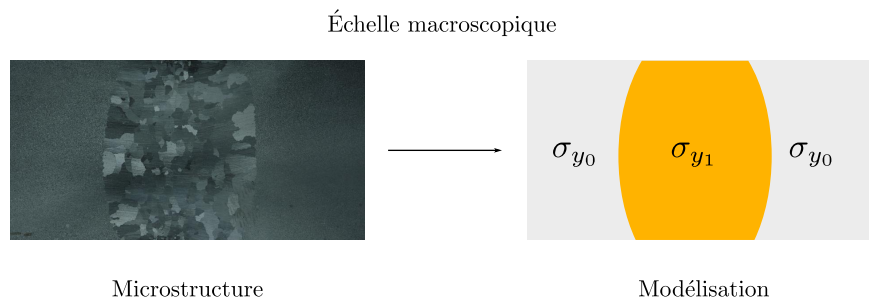


FIGURE 3.13 – Première échelle de modélisation envisagée

La première implique de considérer la région recristallisée comme homogène, et de négliger les variations de taille de grains qui s'y trouvent. Assigner une unique limite élastique à cette région devient alors suffisant. Évaluée par la relation de Hall-Petch obtenue au chapitre précédent pour le fer ARMCO, cette limite élastique (notée σ_{y1}) vaut 86 MPa. La limite élastique macroscopique inférieure sur cet essai valait quant à elle environ 110 MPa. Il est intéressant de comparer la limite élastique identifiée dans le cadre de cette hypothèse à ces deux valeurs.

3.4.1.2 Paramètres du recalage

Les instants retenus pour effectuer la comparaison entre les champs expérimentaux et les simulations sont présentés sur la figure 3.14.

Comme pour l'essai précédent, le code couleur des instants retenus est conservé dans la section suivante. La plage de variation de la déformation moyenne dans la zone centrale est comprise entre 1 et 5 % pour cet essai, les résidus de corrélation devenant trop importants par la suite. Cette plage est plus restreinte que pour l'essai précédent, mais les hétérogénéités locales de déformations sont significativement plus importantes. Par endroits, la déformation locale peut dépasser 12% à 5% de déformation moyenne.

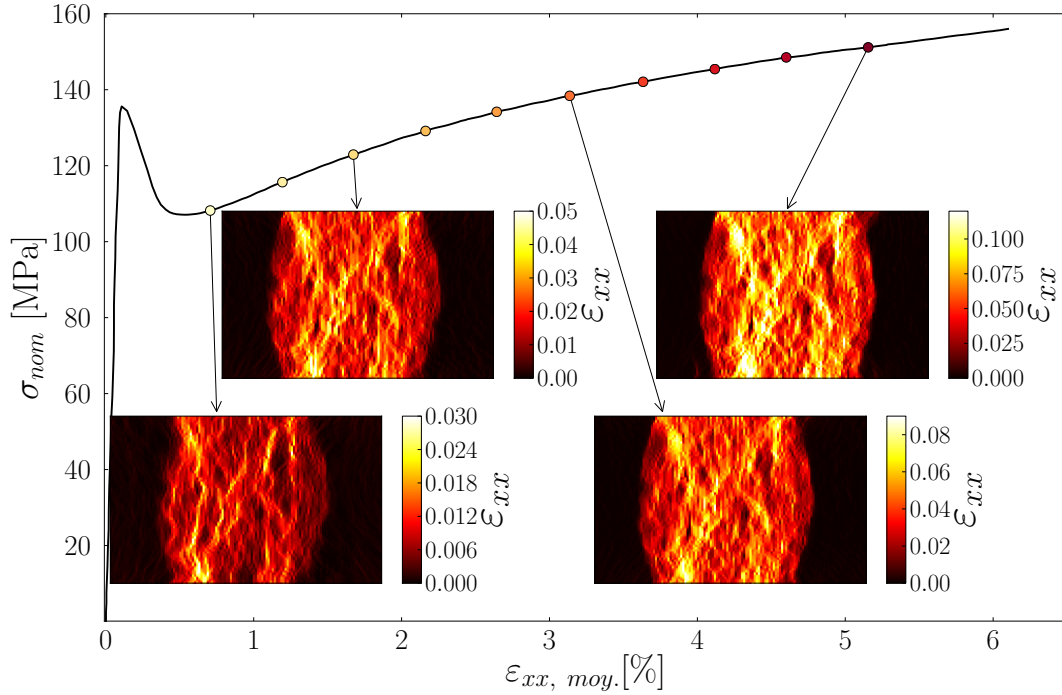


FIGURE 3.14 – Instants retenus pour la comparaison numérique/ expérimentale

3.4.1.3 Modélisation

La figure 3.15 présente le maillage et les conditions aux limites retenues pour la première modélisation envisagée. Un comportement élasto-plastique est associé aux deux régions, utilisant la même loi de comportement que dans la section précédente. Le tableau 3.3 résume ces paramètres.

Paramètre	Valeur	Unité
E	200	GPa
ν	0.3	
H	480	MPa
σ_{y_0}	250	MPa

TABLE 3.3 – Paramètres retenus pour la première échelle de modélisation

Dans cette première étape, un module d'érouissage H identique est assigné aux deux régions. Cette modélisation est en accord avec les constatations de [Jaoul 1961], qui observe que les courbes de tractions d'éprouvettes de fer pur à différentes tailles de grains se traduisent simplement sur l'axe des contraintes. La limite élastique σ_{y_0} est ensuite fixée à 250 MPa, ce qui correspond à la limite élastique supérieure déterminée lors de l'essai de traction sur le fer ARMCO. Cette région demeure élastique pour le groupe d'instantanés sélectionnés. Le paramètre recherché est la limite élastique σ_{y_1} . L'identification est effectuée sur l'intégralité du maillage (donc sur les deux régions modélisées), en excluant les déplacements (déformations) sur les bords de l'éprouvette, où les erreurs de corrélation sont les plus importantes.

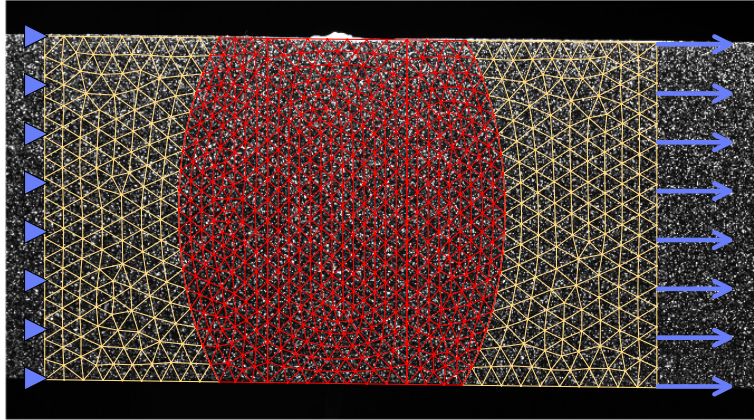


FIGURE 3.15 – Maillage et sous-maillages pour la modélisation à trois régions σ_{y0} , σ_{y1} et conditions aux limites (\rightarrow Neumann, \triangleright Dirichlet)

3.4.1.4 Identification de la limite élastique de la zone recristallisée homogénéisée

Comme pour l'éprouvette entaillée présentée dans la section 3.3, σ_{y1} est dans une première étape approximée à l'aide d'une étude paramétrique, afin de vérifier la sensibilité des différents instants retenus au problème posé (fig. 3.16).

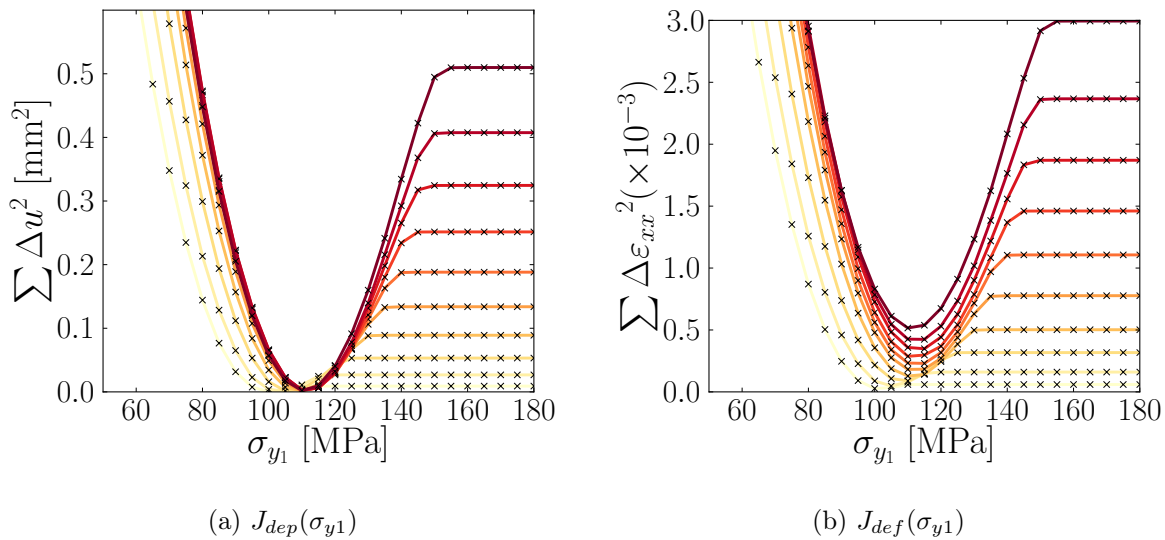


FIGURE 3.16 – Études paramétriques sur chacun des instants retenus pour l'identification

Les courbes obtenues ont la même allure que dans la section précédente, mais il existe cette fois des différences notables pour les différents instants considérés, les instants choisis pour l'identification auront donc une influence. Le choix de ces instants est problématique. Le traitement de l'essai présenté dans la section 3.3 a montré que pour la configuration de l'éprouvette entaillée, les points de comparaison à faible déformation pouvaient poser problème, et qu'il vaudrait mieux privilégier les déformations importantes ($\simeq 4\%$), car la déformation était alors globalement homogène dans la zone utile. L'identification était ainsi moins perturbée par les localisations. Dans le cas présent, la

taille importante des grains recristallisés peut occasionner des mouvements hors-plan, ce qui impose de questionner la fiabilité de la mesure de déplacement pour les déformations les plus importantes.

Pour les premiers instants, la déformation est fortement hétérogène dans la région recristallisée. Le modèle de comportement choisi ne pourra pas rendre compte « finement » de ces hétérogénéités. En revanche, les résidus de corrélation sont très faibles, ce qui permet d'accorder une confiance importante à la mesure cinématique. Pour les derniers instants, le problème inverse se pose : la déformation est moins hétérogène, mais les résidus de corrélation sont plus importants, et la confiance accordée à la mesure cinématique est moindre.

3.4.1.5 Analyse

Les limites élastiques identifiées dépendent donc des instants choisis pour effectuer le recalage. Ces limites sont cependant très proches, et valent entre 100 et 105 MPa pour les trois premiers instants, et convergent vers 110 pour les 7 derniers (formulation en déplacements). Ces limites élastiques correspondent approximativement à la limite élastique macroscopique inférieure enregistrée lors de l'essai, ce qui est en accord avec le fait que seule la région recristallisée se déforme plastiquement.

Pour chacun des instants de l'essai, l'allure des résidus de déformation pour la limite d'élasticité optimale est similaire. Ces résidus sont définis en tout point par (eq. 3.30) :

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_{xx,mes} - \varepsilon_{xx,calc} \quad (3.30)$$

La figure 3.17 présente ces résidus pour le 6^{eme} point de comparaison. Elle permet de voir que l'erreur peut prendre localement des valeurs très importantes, de l'ordre de grandeur de la déformation moyenne dans la zone recristallisée.

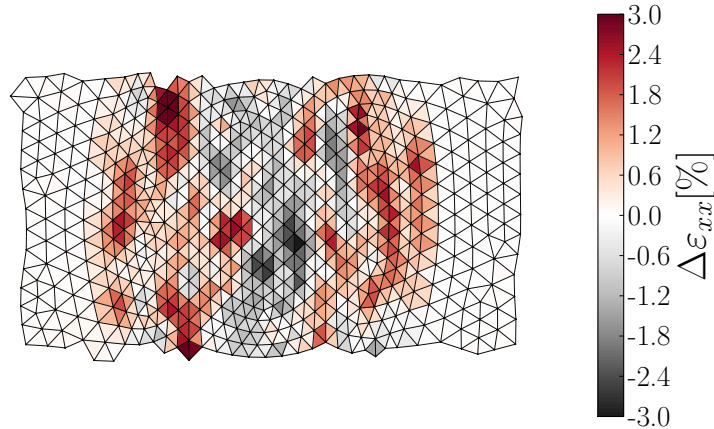
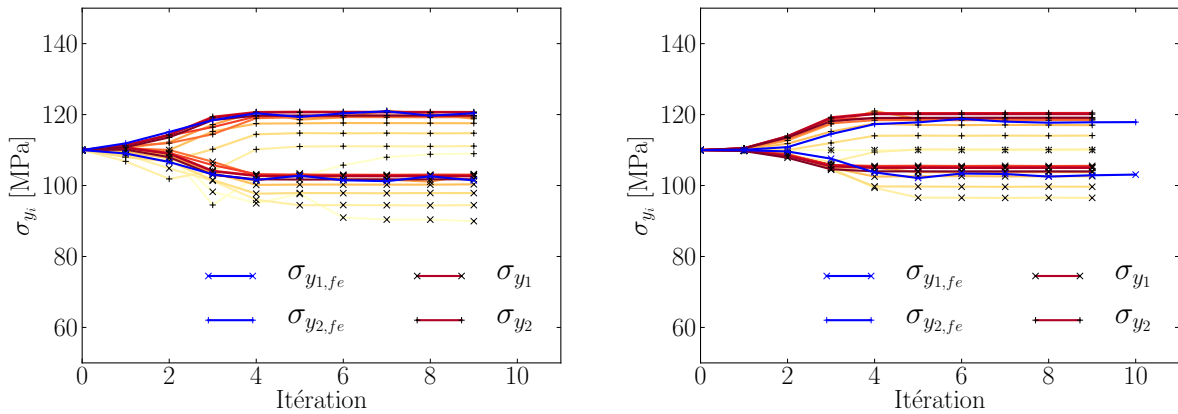


FIGURE 3.17 – Résidus en déformation pour un instant intermédiaire

Ces erreurs sont conséquentes, mais les essais synthétiques ont montré que même dans des conditions « idéales » elles pouvaient prendre des valeurs importantes pour la formulation en déformation. Ici, la taille de grain est très importante, ce qui peut être à l'origine de mouvements hors-plan qui perturbent la corrélation. Enfin, le matériau est propice à la formation de bandes de localisations, que le modèle retenu ne peut pas prévoir, et qui sont visibles sur ces résidus. Ces limitations étant

3.4.2.2 Résultats

Au vu des remarques faites sur le choix des instants pour le recalage, une identification est dans un premier temps réalisée pour chacun des instants retenus plus haut. Les résultats de ces identifications sont présentés sur la figure 3.20, pour les deux formulations considérées. Le code couleur de la figure 3.14 est ici encore employé pour distinguer les instants entre eux. Lors de l'étape d'initialisation, les limites d'élasticité σ_{y_1} et σ_{y_2} sont considérées identiques et fixées à 110 MPa, valeur moyenne obtenue pour la modélisation précédente. Des essais complémentaires ont montré que les paramètres identifiés n'étaient pas sensibles au choix de cette initialisation.



(a) Parcours de l'algorithme d'optimisation (déplacements)

(b) Parcours de l'algorithme d'optimisation (déformations)

FIGURE 3.20 – Paramètres identifiés pour les différents instants de comparaison

Les résultats de l'identification varient suivant l'instant retenu. C'est particulièrement le cas pour les trois premiers instants, l'écart entre les paramètres identifiés s'amenuisant par la suite. En s'appuyant sur cette remarque, le parcours d'optimisation obtenu en considérant les résultats des six derniers instants de l'essai est reporté en bleu sur ces deux figures. Les limites élastiques associées sont notées $\sigma_{y_{1,fe}}$ et $\sigma_{y_{2,fe}}$, l'indice fe désignant la fin de l'essai.

Les écarts observés selon les instants retenus empêchent une interprétation quantitative des résultats obtenus. En revanche, ils sont qualitativement en accord avec le postulat d'une application de la loi de Hall-Petch à l'échelle mésoscopique. Quel que soit l'instant considéré, la limite élastique associée à la région à grains les plus fins (σ_{y_2}) est systématiquement supérieure à celle associée aux plus gros grains (σ_{y_1}). L'écart entre ces deux limites est toujours compris entre 15 et 20 MPa, contre 23 MPa estimés par la droite de Hall-Petch tracée au chapitre précédent (fig. 2.29). Ensuite, l'emploi de la seconde modélisation conduit toujours à un écart moindre entre les simulations et les références expérimentales. La figure 3.21 présente les résidus de déformation obtenus pour les paramètres optimaux du 6^{ème} instant, pour les deux modélisations.

Cette représentation permet de mesurer l'apport d'une modélisation hétérogène dans la région recristallisée. Si l'erreur dans la région centrale demeure sensiblement la même, elle diminue notablement pour les régions à gros grains. Pour les instants testés, l'erreur est généralement divisée par deux avec cette seconde modélisation.

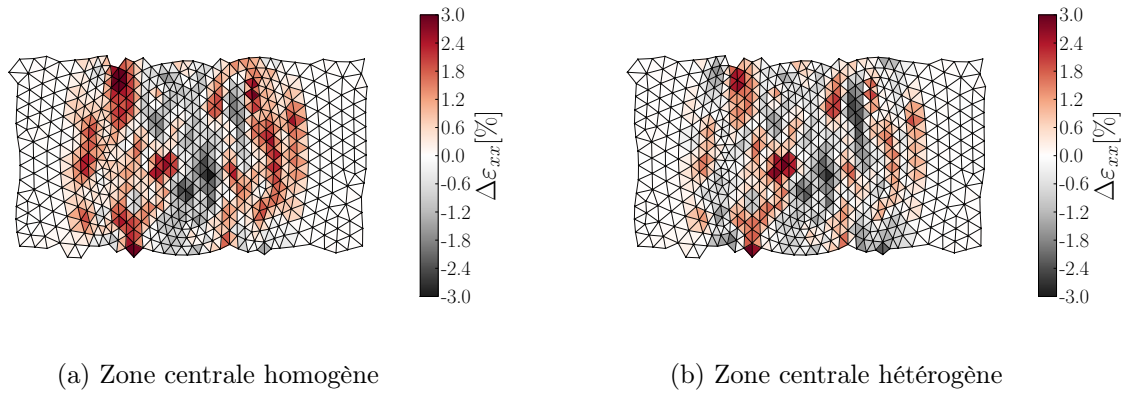


FIGURE 3.21 – Cartographies des résidus en déformation, pour les deux types de modélisations

3.4.2.3 Comparaison avec les prédictions de la loi Hall-Petch

Afin de comparer les limites d'élasticité obtenues par le recalage pour la seconde modélisation, la figure 3.22 les présente accompagnées de la droite de Hall-Petch obtenue au chapitre précédent, pour la formulation en déplacement. La droite obtenue par [Petch 1964] est également donnée comme référence.

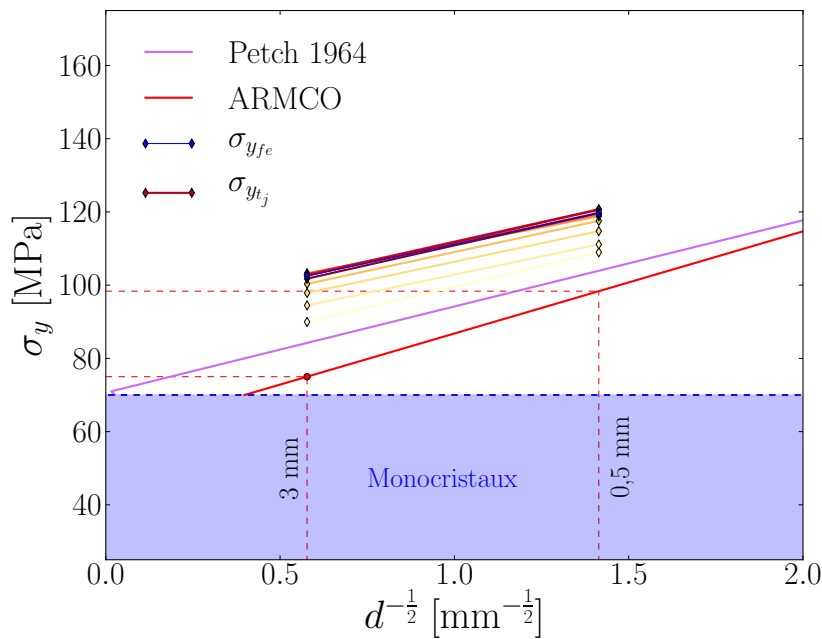


FIGURE 3.22 – Comparaison des limites identifiées avec la loi de Hall-Petch

Cette superposition souligne la proximité plus importante des limites identifiées en début d'essai avec celles prévues par la loi de Hall-Petch, dans notre cas. L'écart entre les limites identifiées et les limites théoriques est compris entre 20 et 30%. La « pente » de Hall-Petch identifiée est cependant en meilleur accord avec les droites de référence. Pour des tailles de grains millimétriques, il faut aussi préciser qu'il existe une dispersion très importante sur les limites d'élasticité obtenues, ce qui

doit faire relativiser l'écart aux courbes de référence.

3.4.3 Conclusions

Ce chapitre a présenté différentes façons d'aborder la caractérisation d'un matériau à réponse hétérogène. Une procédure d'identification de paramètres élasto-plastiques, adaptée à l'identification de propriétés hétérogènes et basée sur la méthode F.E.M.U., a été détaillée. Elle a d'abord été appliquée à un essai synthétique de référence, puis à deux essais réalisés sur le fer ARMCO. Le premier essai a permis de valider les paramètres estimés par cette méthode en les comparant à des résultats obtenus sur un essai de référence. Le second essai a apporté de nouveaux éléments de réponse concernant les domaines d'application possibles de la loi de Hall-Petch. Il a en particulier été souligné qu'en présence de gradients de microstructure, une modélisation homogène de la région recristallisée menait à une erreur plus importante que si des propriétés locales basées sur cette loi étaient appliquées.

Certaines réserves, évoquées au chapitre précédent, doivent malgré tout être apportées à ces constatations. La principale porte sur la taille de grain dans la zone recristallisée, qui implique des localisations non modélisables par des lois isotropes, et la possibilité de mouvements hors plan perturbant la mesure des déplacements par corrélation d'images numériques. Par ailleurs, des formulations F.E.M.U. moins sensibles aux conditions aux limites existent ([Réthoré *et al.* 2013] notamment), mais nécessitent des développements significatifs sur le code de corrélation employé pour être mises en place.

Les résultats présentés montrent cependant une adéquation qualitative de la loi de Hall-Petch appliquée à l'échelle mésoscopique, et ce en dépit des limitations précédentes. Parmi les perspectives envisageables, il serait intéressant de pouvoir tester la validité de cette modélisation sur des gradients de microstructure à grains plus fins. Il peut également être intéressant de considérer l'impact d'une telle hypothèse sur le comportement en régime cyclique de ces gradients de microstructure. C'est ce que propose d'aborder le chapitre suivant.

Étude numérique de la fatigue des matériaux à gradients de microstructure soumis à des chargements non-uniformes

Sommaire

4.1	Introduction	109
4.1.1	Problématique	110
4.1.2	Intérêt des modélisations d'agrégats polycristallins	110
4.1.3	Étude de la fatigue de matériaux à gradient de microstructure soumis à des gradients de chargement	111
4.2	Modèle numérique	112
4.2.1	Géométrie et maillage	112
4.2.2	Modélisation de gradients de microstructure	113
4.2.3	Modélisation du comportement du matériau	115
4.3	Choix des indicateurs de fatigue	119
4.3.1	La déformation plastique cumulée	119
4.3.2	Le critère de Crossland	119
4.3.3	Théorie de la distance critique (T.D.C.)	119
4.4	Configurations simulées	120
4.4.1	Microstructures étudiées	120
4.4.2	Chargement de fatigue	121
4.5	Analyse des distributions de marqueurs de fatigue	122
4.5.1	Critère de Crossland	122
4.5.2	Déformation plastique cumulée	124
4.5.3	Prédictions de la théorie de la distance critique (T.D.C.)	126
4.5.4	Synthèse	127
4.6	Conclusion	128

4.1 Introduction

Les chapitres précédents ont mis en avant plusieurs résultats qui nous renseignent d'une part sur la microstructure forgée, et d'autre part sur le comportement de matériaux à gradient de microstructure sous sollicitation uniaxiale. La question de la fatigue en présence de gradients combinés de microstructure et de sollicitation (rencontrée dans le cas d'essieux forgés) demeure entièrement posée, et fait l'objet de ce dernier chapitre au travers d'une étude numérique.

4.1.1 Problématique

Les deux chapitres précédents ont permis de mettre en avant le caractère hétérogène de la réponse mécanique des gradients de microstructure, sous sollicitation uniaxiale et monotone. Une hypothèse de modélisation de leur comportement par un gradient de propriétés élasto-plastiques a également été formulée. L'étude bibliographique réalisée dans le premier chapitre s'est conclue par un ensemble de méthodes pouvant s'appliquer à l'étude de la fatigue en grand nombre de cycles, en présence de gradients de propriétés et de chargements simultanés. Leurs avantages et inconvénients respectifs ont été discutés. L'accent a été mis sur la difficulté d'assigner une signification physique aux méthodes ayant les meilleures capacités prédictives (i.e., les méthodes probabilistes).

Une nouvelle catégorie de méthode s'est développée ces dernières années, s'appuyant sur le progrès des capacités de calcul pour modéliser explicitement le comportement des agrégats polycristallins sous divers chargements. Ces méthodes sont particulièrement intéressantes pour l'étude de la fatigue à grand nombre de cycles, car elles permettent de simuler le comportement de la matière à l'échelle où sont faites les hypothèses majeures des critères de fatigue multi-échelles (Dang Van [Dang Van 1973] et Papadopoulos [Papadopoulos 1987], par exemple). Cette modélisation permet *de facto* une prise en compte explicite des spécificités microstructurales. La section suivante présente un bref résumé des travaux publiés dans ce cadre de la fatigue multiaxiale.

4.1.2 Intérêt des modélisations d'agrégats polycristallins

Un avantage spécifique des méthodes de simulation d'agrégats polycristallins en fatigue est qu'elles permettent de combler l'écart entre les prédictions de critères déterministes (fondés sur des hypothèses) et les critères probabilistes, pour lesquels les sources de dispersion ne sont pas toujours explicitées. En fatigue à grand nombre de cycles, il n'est pas toujours possible de définir un V.E.R. statistique, car les événements intéressants sont aussi les plus rares. L'intérêt principal de ces modélisations est de pouvoir accéder à la distribution (spatiale *et* fréquentielle) de paramètres marqueurs d'endommagement par fatigue, au sein d'agrégats simulés en nombre conséquent, et d'ainsi parvenir à des données statistiques liant certaines spécificités de la microstructure et le phénomène de fatigue. Dans une revue bibliographique publiée en 2010, [McDowell & Dunne 2010] synthétisent les intérêts applicatifs de ces modélisations (fig. 4.1).

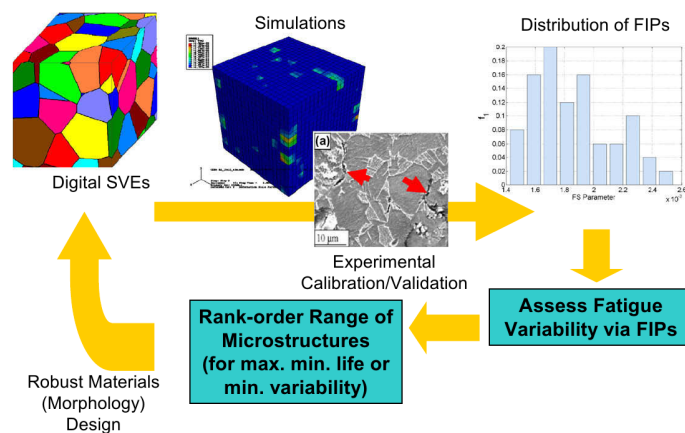


FIGURE 4.1 – Principe de l'analyse en fatigue à partir de modélisations d'agrégats polycristallins d'après [McDowell & Dunne 2010]

Les premières applications de cette méthodologie se sont concentrées sur la définition de paramètres discriminants, permettant la détermination de l'amorçage de fissures de fatigue [Bennett & McDowell 2003]. Ces quantités, appelés « paramètres indicateurs de fatigue » (F.I.P.) sont : l'amplitude de glissement maximale (normalisée par la variation de déformation plastique globale dans l'agrégat), une déformation équivalente inspirée du critère de Fatemi et Socie [Fatemi & Socie 1988] et une contrainte équivalente basée sur le critère de Dang Van. L'intérêt prédictif de ces différents facteurs est alors discuté en comparant leurs distributions respectives sur les agrégats simulés et des distributions de fissures de fatigue observées expérimentalement.

En reprenant ces FIP, [Guilhem *et al.* 2010] montrent que l'orientation du cristal vis-à-vis du chargement n'est pas le seul paramètre à prendre en compte, mais qu'il est impératif de considérer la localisation du grain (surface libre ou à cœur) ainsi que son environnement direct. [Robert *et al.* 2012] montrent l'influence primordiale de l'anisotropie élastique dans la distribution des FIP sur des agrégats uniformes. L'intérêt de la prise en compte de la plasticité cristalline est discutée dans [Guerschais *et al.* 2014], pour le cas où un défaut d'une taille comparable à celle de la microstructure est présent.

Ces approches ont également apporté des informations sur la prise en compte des gradients de chargement. [Bertolino *et al.* 2007], à partir d'une modélisation multi-échelle simplifiée, mettent en exergue l'incapacité du critère de Dang Van à prendre en compte l'effet positif du gradient de contraintes sur la durée de vie. Pour ce critère, l'hypothèse sous-jacente étant qu'un V.E.R. de matériau est soumis au chargement potentiellement endommageant, il doit nécessairement s'y trouver au moins un grain qui soit orienté de la façon la plus néfaste vis à vis du chargement macroscopique. Pour les gradients importants devant la taille de la microstructure, les simulations réalisées montrent que cette supposition ne tient plus. [Owolabi *et al.* 2010] proposent un cadre probabiliste pour l'étude de composants soumis à des gradients de contraintes, à travers une évaluation probabiliste des facteurs K_f (voir §1.4.2). Enfin, [Sweeney *et al.* 2013] comparent les prévisions de calculs cycliques modélisant des oligo-cristaux de fer pur à partir d'éprouvettes de flexion avec les sites d'amorçages effectivement observés expérimentalement. Il apparaît que la densité de dislocations géométriquement nécessaires obtenues par simulation peut être corrélée avec les sites d'amorçages.

Plus récemment, des travaux basés sur les statistiques des valeurs extrêmes ont été réalisés ([Przybyla & McDowell 2012], [Hor *et al.* 2014]), pour mieux caractériser les événements très rares associés aux distributions précédentes.

4.1.3 Étude de la fatigue de matériaux à gradient de microstructure soumis à des gradients de chargement

Dans le cas d'un essieu forgé, trois sources de dispersion sur les résultats de fatigue sont à prendre en compte :

- La sollicitation en flexion rotative qui impose un gradient de chargement au matériau sur l'ensemble de sa durée de vie.
- Les concentrations de contraintes liées aux congés de raccordement bordant les portées de calage, qui génèrent *localement* un gradient de sollicitation plus marqué.
- Le gradient de taille de grain existant entre la surface et le cœur de la pièce.

Par manque de disponibilité de la matière, il n'a pas été possible de caractériser le matériau forgé final. En conséquence, seules quelques conjectures peuvent être faites quant à son comportement. Ce chapitre final va porter sur l'étude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de gradients de microstructure, constitués d'un acier doux « typique », qu'on supposera sensible à

l'effet Hall-Petch et dont les caractéristiques seront choisies proches de celles de l'EA1N initial. La réponse de ces gradients à un chargement non-uniforme sera étudiée en terme de distributions de facteurs indicateurs de fatigue dans ces agrégats.

4.2 Modèle numérique

4.2.1 Géométrie et maillage

Afin d'évaluer qualitativement la réponse des gradients de microstructure sous chargement macroscopiquement non-uniforme, une solution simple est d'insérer ces gradients au sein d'une éprouvette entaillée. Comme dans le cas idéal d'un essieu ferroviaire forgé, le gradient de microstructure et le gradient de chargement s'étalent ainsi sur la même longueur caractéristique. Le modèle lui-même est constitué d'un patch de $1\text{mm} \times 1\text{mm}$ inséré à la base de l'entaille (fig. 4.2). Pour être cohérent avec les tailles de grain couramment rencontrées dans les aciers, la taille de la microstructure est de l'ordre de $25\mu\text{m}$, ce qui correspond à plusieurs milliers de grains dans le cas de référence.

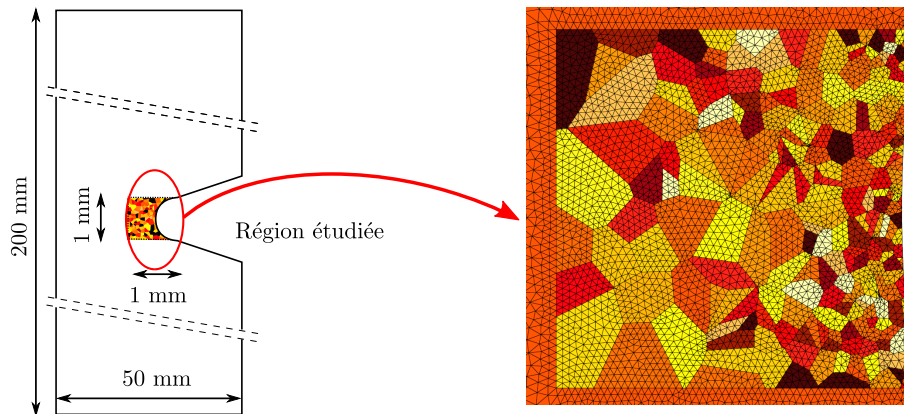


FIGURE 4.2 – Modélisation multi-échelle proposée

La géométrie de l'éprouvette et du polycristal est générée à l'aide du logiciel SALOME Meca, la géométrie de l'agrégat ayant au préalable été obtenue grâce au logiciel NEPER [Quey *et al.* 2011]. Cette géométrie est ensuite maillée à l'aide de l'algorithme netgen. Un exemple de maillage fourni par cette procédure est donné figure 4.2, pour un agrégat présentant un faible nombre de grains (≈ 200). Le maillage est constitué d'éléments T3 linéaires, et les simulations sont réalisées dans l'hypothèse des déformations planes. Pour une microstructure réaliste (≈ 2000 grains), le maillage contient environ 150 000 éléments.

Des agrégats bi-dimensionnels présentent des limitations dans leur capacité à refléter le comportement de microstructures réelles (à l'exception des films minces, par exemple), parce qu'en règle générale l'interaction entre les grains placés en sous surface et les grains situés sur les bords libres ne peut pas être négligée. En revanche, les simulations réalisées en trois dimensions sont beaucoup plus exigeantes en temps de calcul, et l'interprétation des résultats est plus complexe. Le but de ce chapitre est de tirer quelques règles simples de la superposition d'un gradient de chargement macroscopique et d'un gradient de microstructure, dans un cadre purement qualitatif. Une telle modélisation est alors suffisante. La section suivante décrit la procédure de modélisation des agrégats à gradient de microstructure insérés à fond d'entaille sur cette géométrie.

4.2.2 Modélisation de gradients de microstructure

4.2.2.1 Génération de microstructures virtuelles

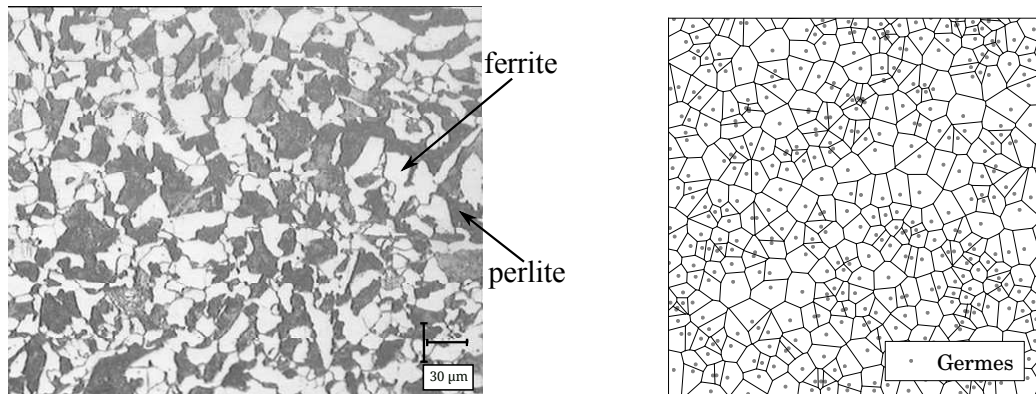
La littérature propose un large panel de moyens permettant d'approcher les microstructures rencontrées dans les matériaux métalliques. Elles peuvent se classer en deux catégories : soit entièrement synthétiques [Bennett & McDowell 2003],[Guilhem *et al.* 2010], ou générées à partir de mesures expérimentales, comme la caractérisation EBSD [Heripre 2006],[Seghir 2012]. On peut se référer à [Guerchais 2014] pour une description plus complète des méthodes disponibles.

Parmi les méthodes synthétiques, les agrégats basés sur les polygones de Voronoi sont particulièrement répandus. En considérant $E = \{G_i(x_i)\}$, un ensemble de points inclus dans un domaine de l'espace $D \in \mathbb{R}^n$ et $d(\bullet, \bullet)$ une norme, on peut associer à chaque point G_i un polygone de Voronoi vérifiant (eq. 4.1) :

$$C_i = \{P(\underline{x}) \in D | d(P, G_i) < d(P, G_j) \quad \forall j \neq i\} \quad (4.1)$$

c'est à dire qu'une cellule de Voronoi C_i associée au site $G_i(x_i)$ est l'ensemble des points de l'espace situés plus proche du site G_i que de tout autre point de E , vis-à-vis de la norme d . Cette définition assure l'unicité du pavage de Voronoi associé à un groupe de points donnés. Cette tessellation remplit intégralement l'espace (il ne reste pas de région en dehors des cellules C_i), sans recouvrement entre les cellules, comme pour les microstructures métalliques.

On parle de tessellation de Poisson-Voronoi lorsque la tessellation est associée à un ensemble de points répartis aléatoirement. Un exemple de ce pavage, réalisé en deux dimensions à l'aide de la norme euclidienne, est présenté sur la figure 4.3.



(a) Microstructure de l'EA1N, issue de [Yameogo 2004]

(b) Polygones de Voronoi pour un nombre de cristaux équivalent

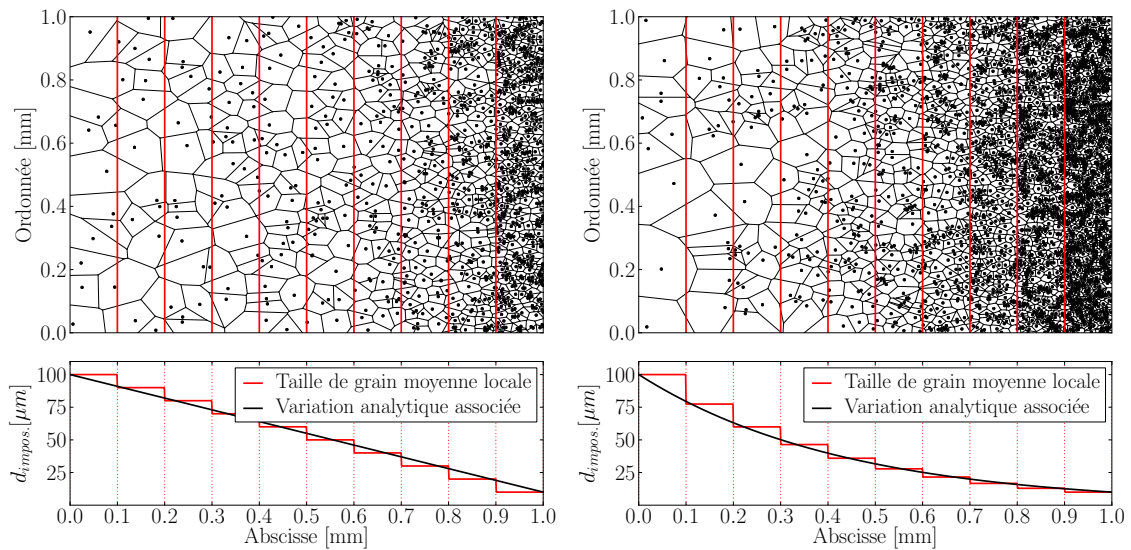
FIGURE 4.3 – Approximation d'une microstructure par un pavage de Voronoi

4.2.2.2 Modélisation de gradients de microstructure

Une tessellation de Voronoi est entièrement déterminée par la distribution d'un groupe de points dans l'espace. Cette propriété fait qu'il est très simple de générer des gradients de microstructure en jouant sur la distribution des germes des cellules. Si le polycristal est défini sur une région de l'espace, il suffit de la subdiviser en un certain nombre de sous-régions (sur lesquelles la taille de

grain sera globalement homogène), puis d’assigner à ces sous-régions une densité variable de germes (c’est à dire un certain nombre de germes par unité de surface ou volume). Cette façon de faire permet de contrôler assez simplement la sévérité d’un gradient de microstructure tout en conservant le caractère aléatoire des géométries obtenues sur chacune des sous-régions.

Pour le cas du fer pur recristallisé (chapitre 2), le phénomène physique à l’origine de la variation de taille de grain est bien connu. Dans ce cas, le diagramme de [Burgers 1941] présenté sur la figure 2.13 permet d’évaluer l’allure théorique du gradient de taille de grain à partir du gradient de déformation initiale. Si ce gradient est constant (i.e. déformation variant linéairement dans une section du matériau, cas limite *a priori* non rencontré expérimentalement), alors la taille de grain décroît de manière exponentielle avec l’écroutissage critique. En première approche, on considère deux cas limites : une variation linéaire de la taille de grain dans l’épaisseur (fig. 4.4a) une décroissance exponentielle de la taille de grain dans l’épaisseur (fig. 4.4b).



(a) Évolution linéaire de la taille de grain dans l’épaisseur ($\chi_d = \text{cste}$) (b) Évolution exponentielle de la taille de grain dans l’épaisseur ($\chi_d = f(x)$)

FIGURE 4.4 – Génération de gradients de microstructure numériques

Ces agrégats (fig. 4.4) sont générés en trois étapes successives :

1. Le patch contenant l’agrégat a été subdivisé en dix bandes verticales d’égale longueur, sur lesquelles la taille de grain sera homogène. Pour un patch de $1\text{mm} \times 1\text{mm}$, ces régions font $100\ \mu\text{m}$ de large, ce qui est suffisamment large pour les gammes de grain moyennes visées ($10\text{-}100\ \mu\text{m}$). Les régions à gros grains sont à la limite de cette hypothèse.
2. Une densité de germe est assignée à chaque région.
3. Les germes sont distribués aléatoirement (loi gaussienne) dans chaque région, en fonction de cette densité.

Les résultats présentés dans le chapitre 3 sur les éprouvettes recristallisées montrent que même pour la taille importante de microstructure testée (et le faible nombre de grains présents sur les différentes régions de la seconde modélisation), l’hypothèse d’une limite élastique *mésoscopique* fonction de la taille de grain sur ces bandes pouvait être raisonnable. Nous nous appuyons sur cette remarque pour modéliser le comportement de ces agrégats polycristallins.

4.2.3 Modélisation du comportement du matériau

La modélisation du problème par l'insertion d'un gradient de microstructure dans une éprouvette entaillée fait intervenir deux échelles : l'échelle macroscopique de la matrice homogène, à laquelle sont appliquées les conditions aux limites, et l'échelle mésoscopique de l'agrégat polycristallin. La distribution des lois de comportement à ces deux échelles est détaillée dans les parties suivantes.

4.2.3.1 Échelle macroscopique

Un des intérêts de la modélisation bi-échelle décrite au paragraphe §4.2.1 est de pouvoir imposer simplement des conditions aux limites réalistes au niveau de l'agrégat, à partir de chargements macroscopiques globaux. Un comportement élastique isotrope est assigné à cette fin à la région homogène de l'éprouvette $\{E=210 \text{ GPa}, \nu=0.3\}$.

4.2.3.2 Modélisation du gradient de propriétés sur la microstructure

Afin de rendre compte des hétérogénéités de comportement à l'échelle de la microstructure, on suppose qu'il est possible, en première approximation, d'assigner à chaque grain une limite d'élasticité $\sigma_{y,g}$ fonction de sa taille d_g par l'intermédiaire d'une formulation type Hall-Petch (eq. 4.2) :

$$\sigma_{y,g} = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d_g}} \quad (4.2)$$

où σ_0 et k_y sont fixés pour l'ensemble du matériau. Dans l'optique d'une étude générale de l'impact des gradients de taille de grain, il est difficile de déterminer deux paramètres « génériques » correspondant à un acier type. D'après [Lim *et al.* 2011], la pente de Hall-Petch k_y varie entre 0.14 et 1.58, pour les aciers ayant une taille de grain comparable à celle de l'EA1N. On fixe alors k_y à 0.8 ce qui correspond à la pente de Hall-Petch d'un acier doux et se situe dans la moyenne des valeurs relevées.

La limite de fatigue de l'acier à essieux pour la flexion rotative est de 270 MPa. En conséquence, σ_0 est déterminée de telle sorte que pour une distribution de grains de tailles représentatives, la valeur moyenne des limites élastiques associées soit 270 MPa. Les paramètres obtenus sont alors $\{\sigma_0=100 \text{ MPa et } k_y=0.8 \text{ MPa}\}$.

4.2.3.3 Modélisation de l'orientation cristalline

Pour les microstructures réelles, l'orientation du grain par rapport à la direction du chargement est un paramètre déterminant dans sa capacité de résistance à la fatigue. Pour refléter cette réalité, la limite élastique déterminée à l'étape précédente est insuffisante. Afin de modéliser des variations d'orientation pour chaque grain, on se propose de venir modifier les limites élastiques précédemment déterminées par un tirage semi-aléatoire. Ces étapes sont résumées sur la figure 4.5.

Pour chaque grain, la limite élastique finale est obtenue autour de la limite déterminée par la loi de Hall Petch ($\sigma_{y,g}$), par un tirage aléatoire dans la distribution gaussienne de valeur moyenne $\sigma_{y,g}$ et d'un écart-type μ qu'il faut déterminer, et qui servira à modéliser la désorientation des grains. En première approximation, on fixe μ à 30 MPa, ce qui correspond à l'écart-type de la distribution produite par la loi de Hall-Petch pour une taille de grain représentative.

Pour un agrégat de 2000 grains à taille homogène généré par une tessellation de Voronoi, l'évolution des distributions de paramètres considérés est décrite sur la figure 4.6. La figure 4.6a donne la

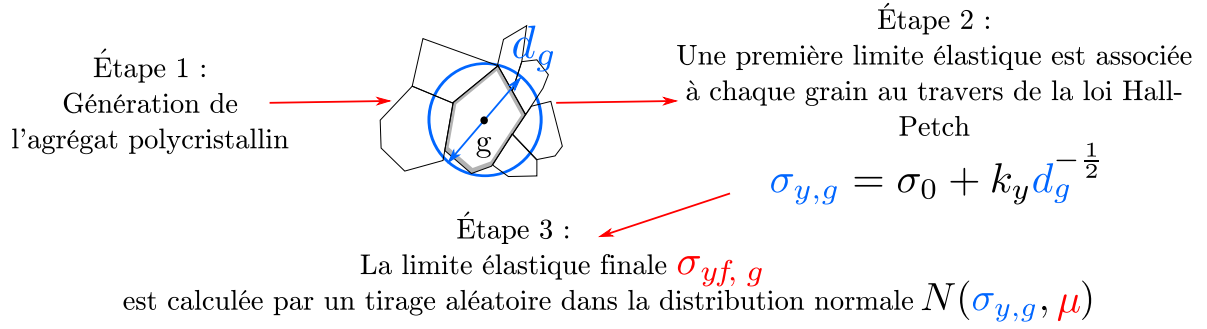


FIGURE 4.5 – Étapes de distribution des lois de comportement à l'échelle mésoscopique

distribution de taille de grain associée. La figure 4.6b présente la distribution des limites élastiques $\sigma_{y,g}$ obtenues par l'application de la loi de Hall Petch sur cet agrégat, et la figure 4.6c donne la distribution finale après tirage aléatoire pour chaque grain.

La distribution de limites élastiques finale possède une allure de distribution gaussienne, ce qui est en accord avec les résultats de [Seghir *et al.* 2012], bien que l'écart-type soit plus important ici. Il faut noter que le choix de μ affecte surtout les distributions des limites élastiques des agrégats homogènes, pour les agrégats à taille de grain variable ce choix influe peu sur l'écart-type de la distribution obtenue.

4.2.3.4 Affectation des lois de comportement mésoscopiques

Une fois les limites élastiques de chaque grain déterminées, la loi de comportement de l'acier à essieux présentée au premier chapitre leur est assignée. Il s'agit d'une loi élasto-plastique à écrouissage mixte, utilisée notamment par [Gros 1996] et [Yameogo 2004], et résumée par les équations [4.3-4.6] :

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_{eq}^p \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (4.3)$$

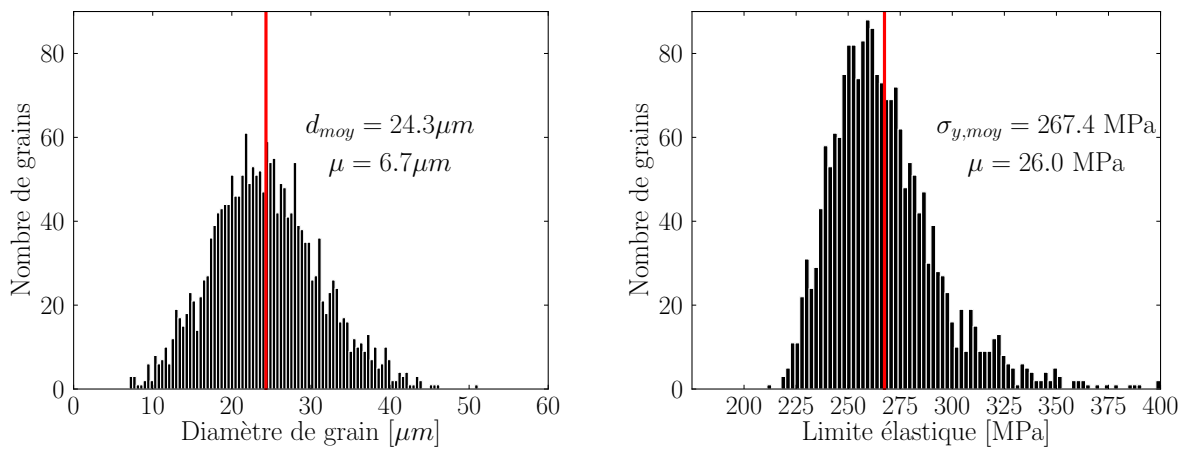
$$f = J_2(\sigma - X) - R - \sigma_y \leq 0 \quad (4.4)$$

$$\dot{R} = b(R_\infty - R)\dot{p} \quad (4.5)$$

$$\dot{X} = \frac{2}{3}C\dot{\varepsilon}^p - \gamma X\dot{p} \quad (4.6)$$

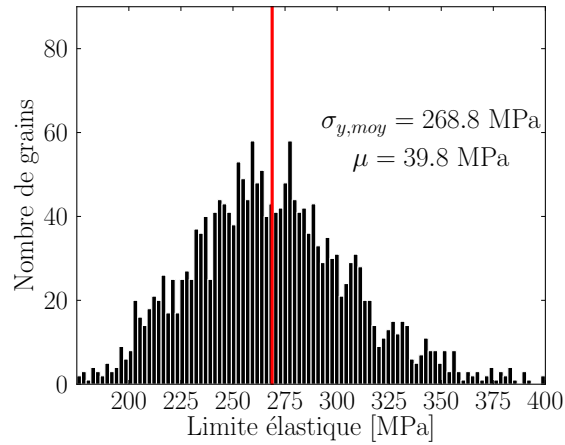
Cette loi de comportement, décrite plus en détail dans le chapitre 1 (§1.2.2), est finalement affectée à chaque grain avec les paramètres suivants (eq. 4.7) :

$$\sigma_y = \sigma_{y,fg}, R_\infty = 50 \text{ MPa}, b = 50, C = 78750 \text{ MPa}, \gamma = 175 \quad (4.7)$$



(a) Distribution de taille de grains

(b) Distribution des limites élastiques obtenues par application de la loi de Hall-Petch grain à grain



(c) Limites élastiques finales, après tirage aléatoire sur chaque grain pour modéliser une désorientation

FIGURE 4.6 – Étapes de distribution des propriétés mécaniques sur un agrégat

4.2.3.5 Validation du modèle

La distribution des lois de comportement décrite dans les paragraphes précédents procède de la supposition que la réponse moyenne d'un agrégat dont les grains ont une limite élastique moyenne de 270 MPa est semblable à un comportement homogène de même limite élastique. Il s'agit d'une condition nécessaire pour que la distribution du comportement à l'échelle mésoscopique décrive convenablement le comportement macroscopique.

Pour valider cette hypothèse, le comportement d'un agrégat polycristallin sur lequel les lois de comportement ont été distribuées directement à l'aide des paramètres de la distribution présentée fig. 4.6 est comparé avec le comportement de référence, c'est à dire celui dont les paramètres sont décrits au paragraphe précédent, et dont la limite élastique est fixée à 270 MPa. Un agrégat d'environ 200 grains est inséré dans une matrice élasto-plastique possédant ce comportement de référence, et l'ensemble est soumis à un chargement de traction (fig. 4.7). La simulation est réalisée en deux dimensions, sous l'hypothèse des déformations planes, comme le seront plus tard les simulations sur l'éprouvette entaillée. La réponse moyenne sur l'agrégat est ensuite comparée à la réponse du matériau homogène pour les mêmes conditions de chargement. Les résultats de cette simulation sont présentés figure 4.7.

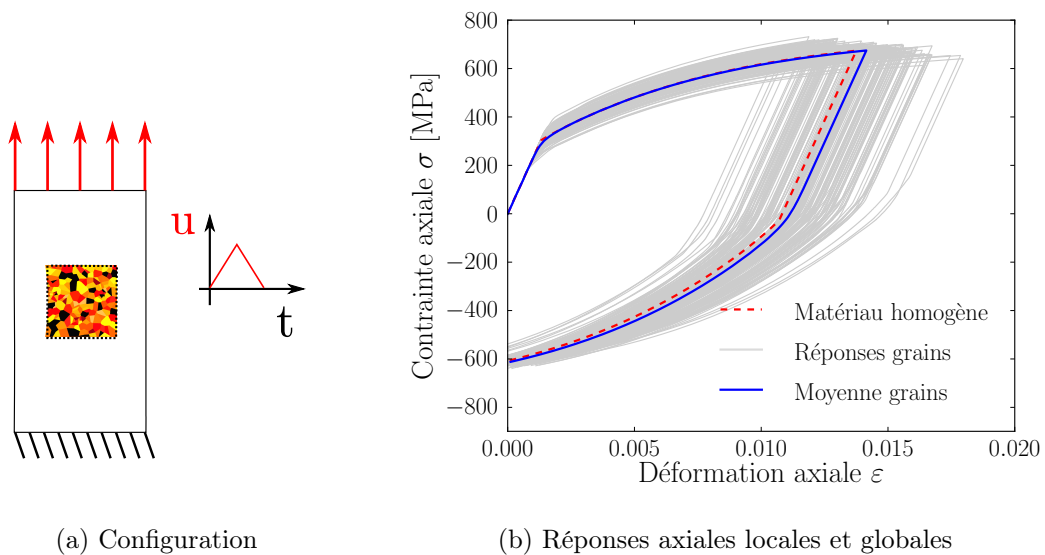


FIGURE 4.7 – Comportement de chaque grain comparé au comportement uniaxial d'une éprouvette homogène pour un même chargement

Il apparaît clairement que le comportement moyen de l'agrégat est alors très similaire à la réponse macroscopique du matériau homogène. La dispersion significative sur les contraintes observées lors du franchissement de la limite élastique montre que le comportement choisi permet de représenter certaines hétérogénéités liées à l'orientation des grains. Cette simulation appuie donc la modélisation précédente.

4.3 Choix des indicateurs de fatigue

Comme dans l'étude de [Bennett & McDowell 2003], on se propose d'étudier la sensibilité d'agrégats polycristallins à la fatigue à l'aide d'un ensemble de marqueurs de l'endommagement mésoscopique. Ces critères sont détaillés dans les sections suivantes.

4.3.1 La déformation plastique cumulée

La déformation plastique cumulée p définie par (eq. 4.8) est choisie comme référence.

$$p = \int_0^t \dot{p} dt \quad \text{avec} \quad \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p} \quad (4.8)$$

[Guilhem *et al.* 2010] montrent que cette variable reflète certains résultats bien connus comme la probabilité d'amorçage plus élevée des grains situés sur les bords libres. En outre, avec le modèle simplifié décrit plus haut, cette déformation est le principal marqueur de la plasticité dans les agrégats.

4.3.2 Le critère de Crossland

Le critère de Crossland est choisi comme indicateur de la sévérité des contraintes du cycle stabilisé. Ce critère est basé sur la combinaison de l'amplitude de cission équivalente $\sqrt{J_{2a}}$ et du maximum de la pression hydrostatique $P_{h,max}$ sur un cycle de chargement (eq. 4.9) :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha P_{h,max} \leq \beta \quad (4.9)$$

L'amplitude de cission équivalente $\sqrt{J_{2a}}$ est donnée par :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{1}{2\sqrt{2}} \max_{t_1} \left\{ \max_{t_2} \sqrt{[s(t_2) - s(t_1)] : [s(t_2) - s(t_1)]} \right\} \quad (4.10)$$

Les deux coefficients α et β sont normalement obtenus à partir d'essais de traction et de torsion alternée, en notant t_{-1} et f_{-1} les limites de fatigue associées :

$$\alpha = \frac{t_{-1} - \frac{f_{-1}}{\sqrt{3}}}{\frac{f_{-1}}{3}}, \quad \beta = t_{-1} \quad (4.11)$$

Dans le cas de ces simulations, la limite de torsion alternée associée au matériau virtuel n'est pas connue. Il est cependant toujours possible d'interpréter les résultats en terme de distribution de pression hydrostatique et de cission équivalente, le point critique étant toujours situé sur les grains maximisant simultanément ces deux quantités.

4.3.3 Théorie de la distance critique (T.D.C.)

Dans [Taylor 1999], Taylor propose d'utiliser des valeurs non-locales de la distribution de contraintes dans les composants entaillés afin d'estimer leurs limites de fatigue. Il propose trois méthodes d'application de sa démarche (fig. 4.8), qui diffèrent suivant la façon de moyenniser la contrainte¹.

1. Cette approche est détaillée au §1.4.4

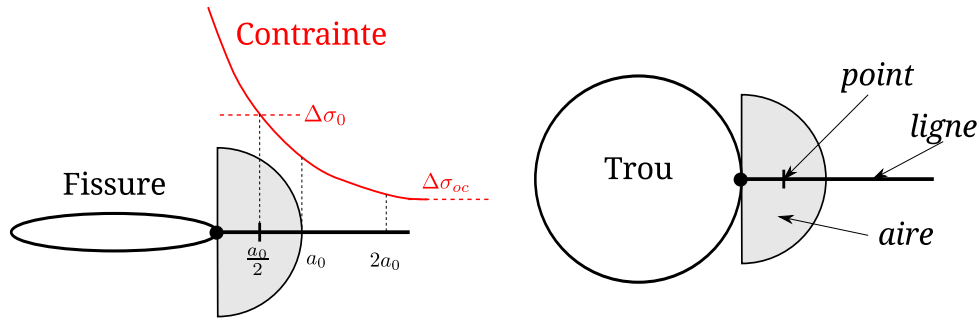


FIGURE 4.8 – Application de la théorie de la distance critique

L'application de la méthode du point, à laquelle on se limitera, revient simplement à relever la valeur d'une contrainte équivalente à une certaine profondeur sous entaille et à la comparer à une valeur de référence. Ici, la contrainte équivalente de von Mises sera comparée à la limite élastique locale des agrégats considérés.

Les valeurs de distance critique trouvées dans la littérature varient significativement suivant les matériaux considérés, il est donc difficile de considérer une valeur par défaut. Cette distance (notée a_0) est cependant définie de manière analytique par l'expression (eq. 4.12) :

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \quad (4.12)$$

où K_{th} est le seuil de variation de facteur d'intensité de contraintes à partir duquel la propagation de fissure a lieu, et $\Delta\sigma_0$ l'amplitude limite de chargement obtenue sur une éprouvette lisse. Pour un acier comme l'EA1N, cette distance vaut approximativement 0.25mm.

4.4 Configurations simulées

Afin de vérifier l'impact de gradients de microstructure sur les distributions des indicateurs de fatigue décrits dans les sections précédentes, trois agrégats de microstructure sont générés, puis insérés dans l'éprouvette entaillée présentée au §4.2. Les sections suivantes décrivent ces agrégats et le chargement qui leur est appliqué.

4.4.1 Microstructures étudiées

Les trois microstructures étudiées dans les sections suivantes sont présentées sur la figure 4.9. Ces agrégats sont notés A_1 , A_2 et A_3 dans les figures précédentes. Le premier agrégat est un agrégat à taille de grain homogène, et sert de cas de référence. Les deux autres possèdent des tailles de grain variant linéairement (A_2) et exponentiellement (A_3).

Les principales caractéristiques des trois agrégats sont résumées dans le tableau 4.1. Les moyennes des grandeurs caractéristiques peuvent être caractérisées de deux façons distinctes : par grain, ou en fonction de la surface effectivement occupée par la quantité considérée. Les valeurs peuvent alors varier significativement. La chute des limites élastiques est par exemple directement liée à la modélisation, puisque les plus gros grains (limites élastiques faibles) occupent un volume plus important. Nous reviendrons sur cette distinction car elle impacte la façon de considérer les distributions des indicateurs de fatigue.

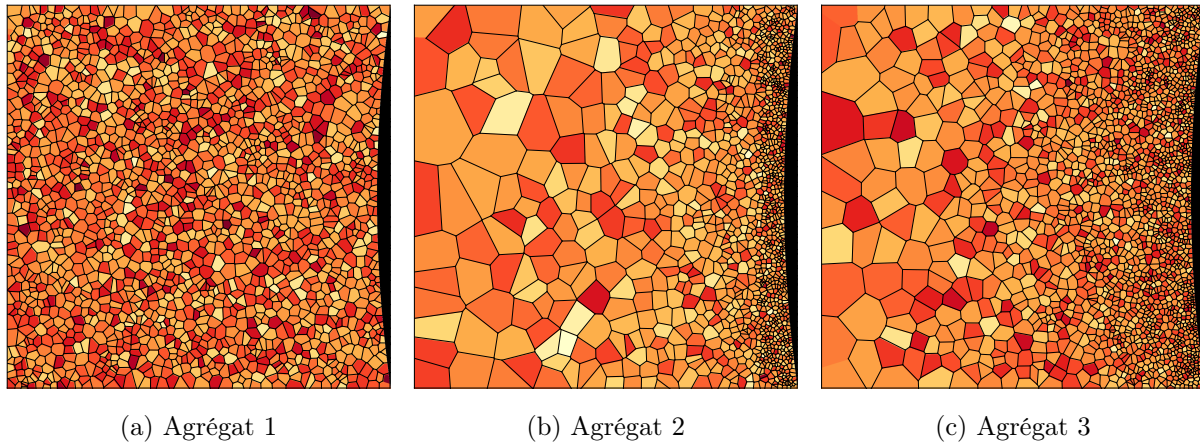


FIGURE 4.9 – Agrégats modélisés

	Agrégat 1	Agrégat 2	Agrégat 3
Nombre de grains	1974	1385	2118
d_{moy} [μm]	24	21	20
μ_d [μm]	6.8	21	15
$\sigma_{y,moy}$ [MPa] (par grain)	270	310	310
μ_{σ_y} [MPa] (par grain)	45	110	120
$\sigma_{y,moy}$ [MPa] (par unité de surface)	236	195	219
μ_{σ_y} [MPa] (par unité de surface)	6	50	51

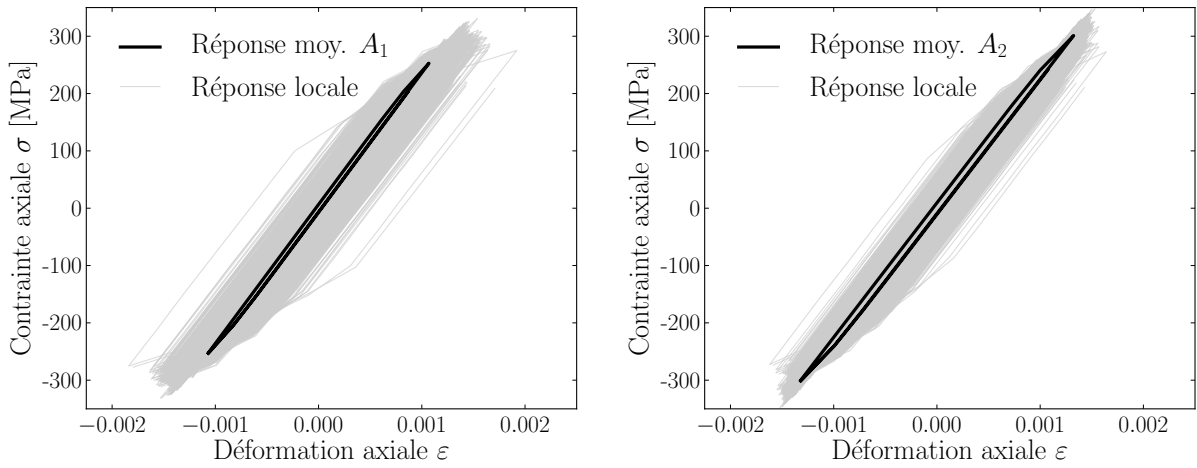
TABLE 4.1 – Caractéristiques des différents agrégats

4.4.2 Chargement de fatigue

L'amplitude du chargement est déterminée à partir d'une simulation sur une éprouvette de géométrie identique (même maillage), mais intégralement élastique. Sur cette éprouvette, on cherche à obtenir une contrainte moyenne de 270 MPa dans le patch sous-entaille, ce qui correspond à la moyenne de la distribution de limites élastiques pour un agrégat de 2000 grains. Cette limite est considérée comme la limite de fatigue de l'agrégat.

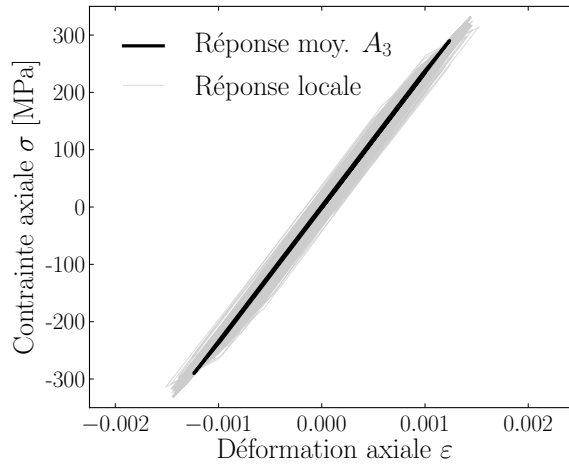
Dix cycles sont ainsi simulés. Les réponses des trois agrégats décrits au paragraphe précédent sont présentées sur la figure 4.10, en terme de contraintes et déformations axiales sur le dernier cycle de chargement, pour lequel la réponse est stabilisée. Des différences dans le comportement des trois agrégats sont déjà notables avec cette représentation. La réponse moyenne de l'agrégat A_3 est parfaitement élastique, tandis que les comportements stabilisés des agrégats A_1 et A_2 sont à la limite de l'accommodation, A_2 étant le plus critique.

Ces courbes donnent une idée des variations relatives des distributions de contraintes et de déformations au sein des agrégats. Par rapport aux hypothèses retenues pour modéliser le gradient de propriété, elles sont cependant insuffisantes pour discriminer la criticité des microstructures vis-à-vis du chargement. Pour répondre à cette question, les sections suivantes présentent les distributions de marqueurs de fatigue retenus dans ces trois agrégats.



(a) Agrégat 1

(b) Agrégat 2



(c) Agrégat 3

FIGURE 4.10 – Cycles stabilisés sur les trois agrégats

4.5 Analyse des distributions de marqueurs de fatigue

4.5.1 Critère de Crossland

La figure 4.11 présente les distributions du critère de Crossland pour chacun des trois agrégats. Comme mentionné précédemment, les droites de durée de vie infinie ne sont pas représentées, mais le point le plus critique pour l'agrégat A_1 (taille de grain homogène) est indiqué sur chacune de ces figures (point A_1). Ceci permet de constater que la valeur critique de ce critère varie peu pour les trois simulations, ce qui est cohérent avec le comportement moyen quasi-élastique observé sur les cycles stabilisés. Cependant, les points les plus critiques sont obtenus pour les deux agrégats à gradient de microstructure.

Les distributions de cission équivalente et de pression hydrostatique maximale par grain sont également très différentes selon les agrégats. Pour la plupart des grains des agrégats A_2 et A_3 (gradients de microstructure), ces deux grandeurs prennent des valeurs proches de la valeur maximale, ce qui les désigne comme critiques au regard du critère de Crossland. En revanche, les distributions

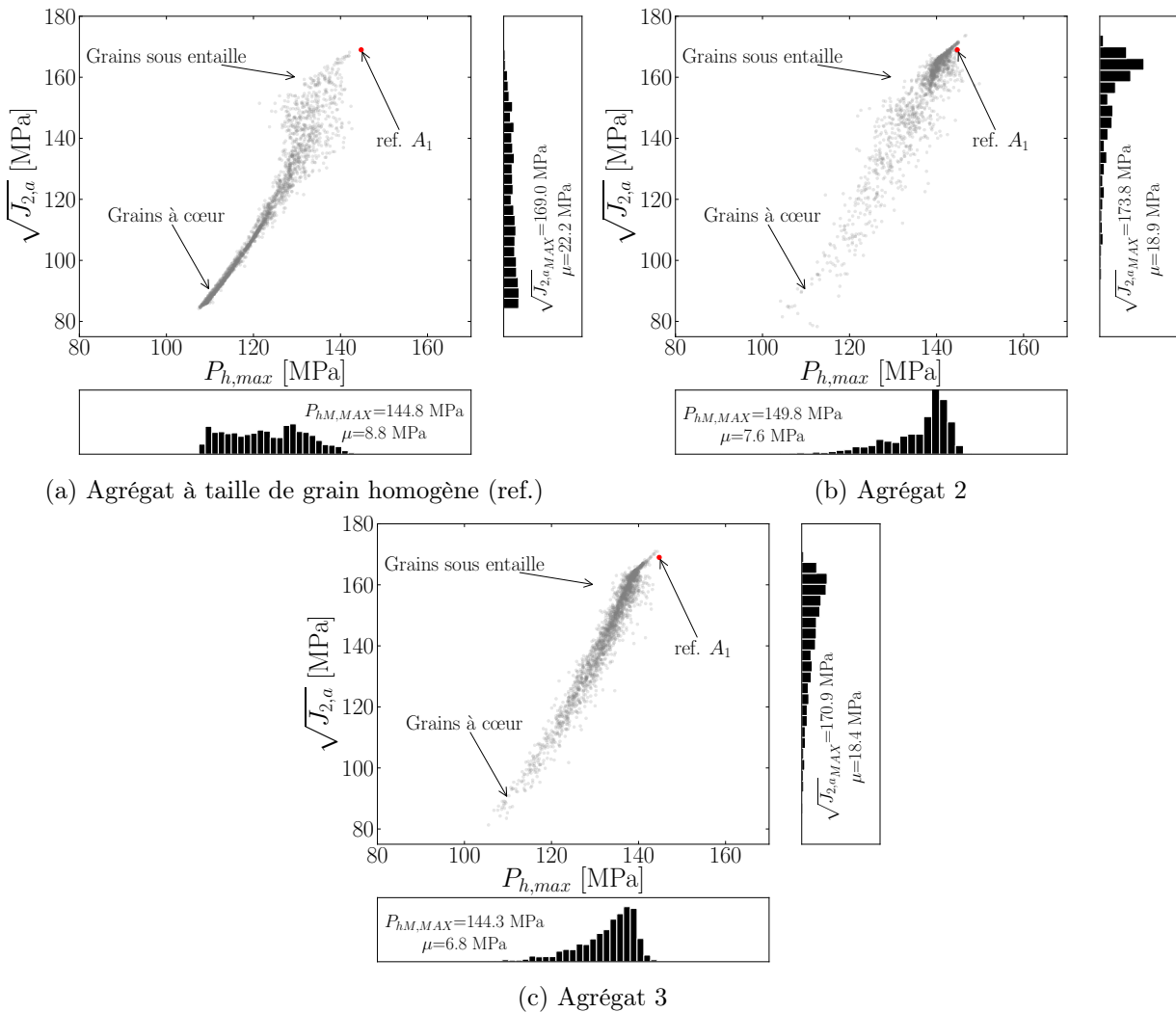


FIGURE 4.11 – Critère de Crossland évalué pour chaque grain sur le dernier cycle de chargement

retrouvées sur l'agrégat A_1 montrent qu'un faible nombre de grains est effectivement soumis aux chargements les plus critiques en regard de ce même critère.

Il est également intéressant d'étudier la répartition de la dispersion observée sur ces trois graphiques. Le modèle choisi étant isotrope, les importantes variations locales obtenues sur les valeurs du critère sont nécessairement liées à la plasticité. Pour l'agrégat A_1 , la dispersion est très faible pour les grains situés à cœur, associés à des contraintes moins importantes, et elle devient plus importante pour les grains situés en sous-surface. Pour les deux autres, la tendance est inversée : ceci est une conséquence directe de la taille de grain plus fine en surface et de la modélisation choisie.

Ce cas de figure illustre bien qu'un indicateur de fatigue basé uniquement sur des mesures de contraintes ne permet pas de distinguer convenablement les régions critiques de l'agrégat. La distribution de déformation plastique cumulée, présentée dans la section suivante, semble être un indicateur plus pertinent.

4.5.2 Déformation plastique cumulée

Les distributions de déformation plastique cumulée présentées sur la figure 4.12 confirment bien les localisations de plasticité déduites des diagrammes de Crossland, qui varient de manière très nette selon la microstructure considérée.

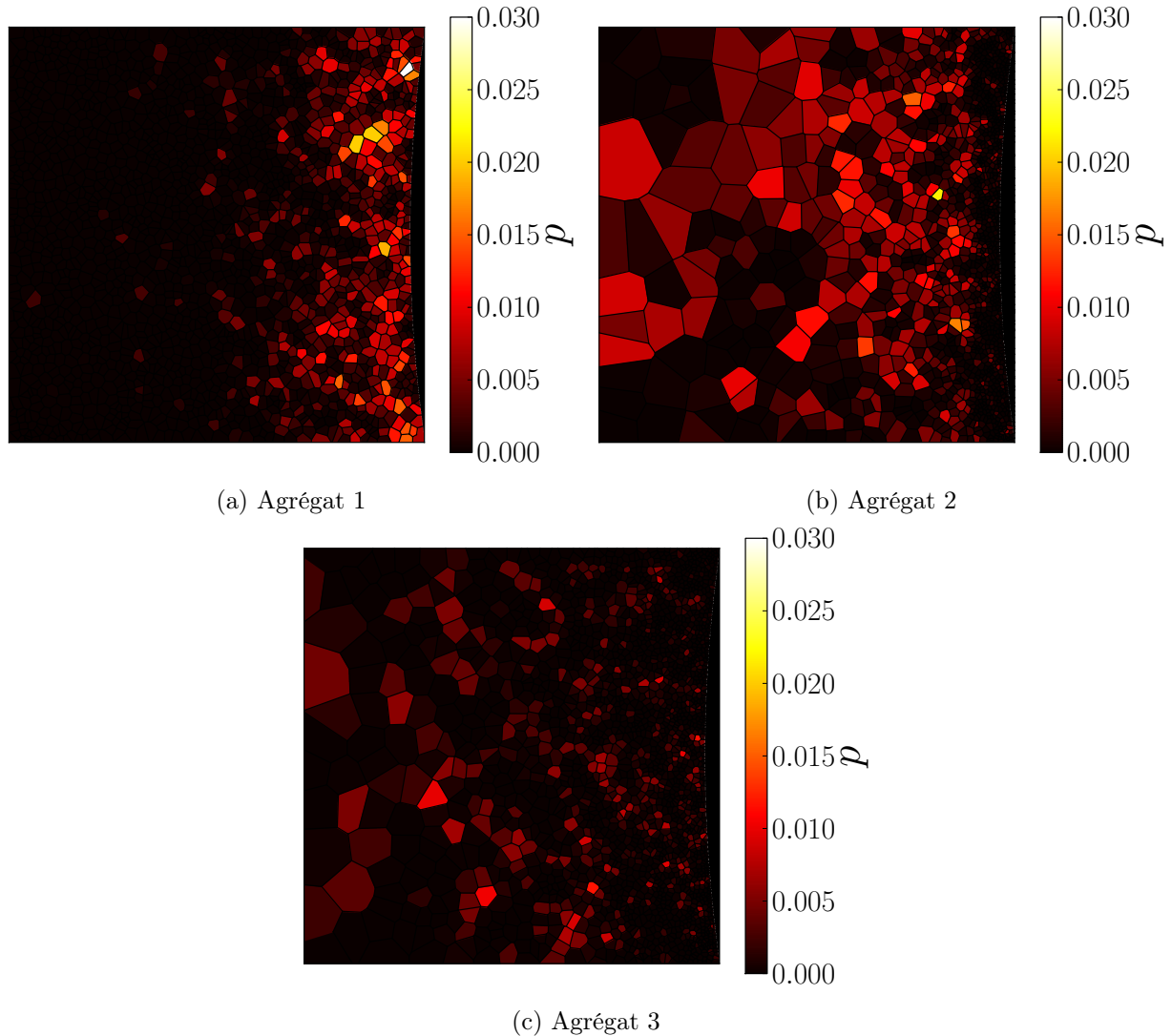


FIGURE 4.12 – Déformation plastique cumulée p (moyennée par grain) dans les agrégats à l'issue de 10 cycles de chargement

Cette représentation met particulièrement en valeur les différences importantes des volumes plastifiés dans les trois cas, qui n'apparaissent pas clairement si les marqueurs sont moyennés par grain. Les distributions de plasticité cumulée p volumiques et moyennées par grain sont à cette fin illustrées sur la figure 4.13.

Pour l'agrégat A_1 , sur lequel la taille de grain est homogène, il n'y a pas de différence significative entre les distributions de p en terme volumique ou en terme de fraction de microstructure. Cette distribution est donc choisie comme base de comparaison pour les deux autres agrégats. Pour ceux-ci, les différences observées entre ces deux types de distribution montrent bien que la seule

considération de la distribution cumulée par grain sous-estime l'amplitude spatiale de l'endommagement. Pour les faibles valeurs de p , les fractions volumiques de l'agrégat 2 soumises à de faibles plages de déformation cumulée p ($0.0 \leq p \leq 0.01$) sont plus importantes que sur l'agrégat A_1 . En revanche, les intensités de p les plus importantes ne sont observées que sur l'agrégat à taille de grain homogène.

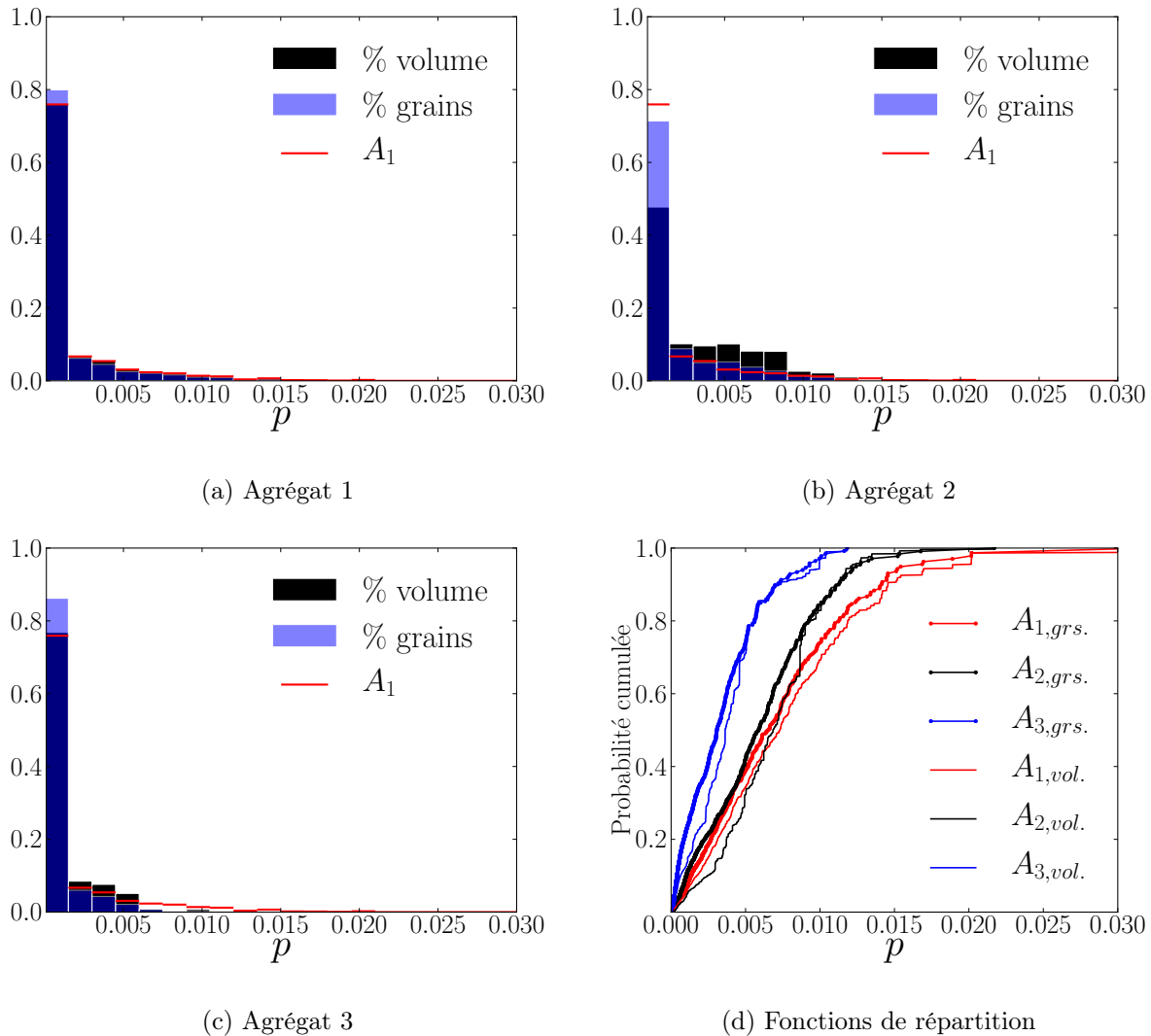


FIGURE 4.13 – Distributions de déformation plastique cumulée dans le volume et en fraction du nombre de grains dans l'agrégat

Afin d'évaluer les distributions de p près de ses valeurs maximales pour les trois agrégats, les fonctions de répartition associées sont tracées sur la figure 4.13d. Cette figure confirme les observations précédentes, et elle permet d'apprécier l'effet positif du gradient de microstructure vis à vis de l'amplitude de déformation plastique maximale retrouvée dans les trois agrégats. Le tableau 4.2 récapitule les données recueillies vis-à-vis de la déformation plastique cumulée.

Quelle que soit la variable considérée, il est clair que l'agrégat A_3 présente la réponse la moins critique. En revanche, il est plus délicat de départager les deux agrégats restants. Le volume plastifié est plus important sur l'agrégat 2, mais la déformation plastique y est globalement très faible.

	Agrégat 1	Agrégat 2	Agrégat 3
p_{max}	0.03213	0.02171	0.01183
$p_{moy,g}$	0.00124	0.001721	0.00071
$p_{moy,vol}$	0.00153	0.00325	0.00110
Grains plastifiés (%)	25	35	17
Volume plastifié (%)	28.91	59.27	29.30

TABLE 4.2 – Répartition de la plasticité sur les trois agrégats

Pour l'agrégat 1, le volume plastifié demeure modéré, mais les déformations plastiques qui y sont effectivement atteintes sont plus importantes. En l'absence de résultats expérimentaux, il paraît difficile de départager ces cas de figure.

4.5.3 Prédictions de la théorie de la distance critique (T.D.C.)

Afin d'estimer l'état de chargement à la profondeur du « point » ($\frac{a_0}{2}=0.25\text{mm}$) dans les différents agrégats, la variation de la contrainte de von Mises dans la largeur des agrégats est présentée sur la figure 4.14. La limite élastique moyenne à une abscisse donnée pour les trois agrégats est également tracée.

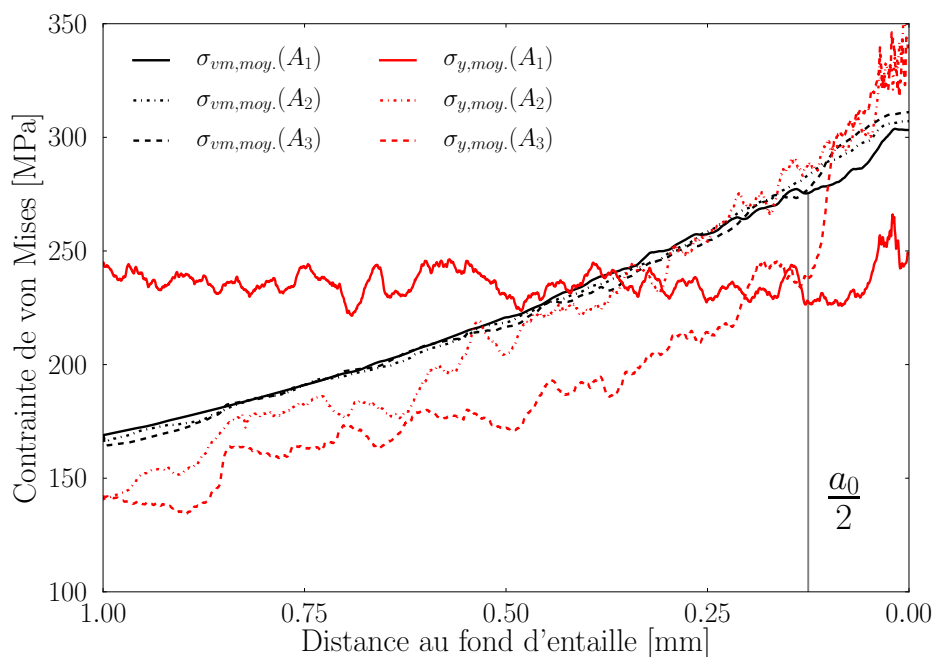


FIGURE 4.14 – Contrainte de von Mises et limites d'élasticité locales dans les agrégats

Pour les trois agrégats, la contrainte macroscopique appliquée est très similaire, indépendamment de la microstructure, et la contrainte relevée par la méthode du « point » est de 275 MPa. Si l'on compare cette contrainte avec les limites élastiques locales des trois agrégats, on se rend compte que les prédictions qualitatives de cette méthode sont en bon accord avec les observations

faites sur les distributions de déformation plastique. Pour l'agrégat A_3 , la limite élastique locale est plus élevée que la contrainte macroscopique appliquée. Dans ce cas, la TDC indique que l'agrégat est sollicité sous sa limite de fatigue, ce que confirment les cycles stabilisés et la distribution de plasticité. Pour les deux autres agrégats, en revanche, la limite élastique locale en $\frac{a_0}{2}$ est inférieure à la contrainte macroscopique appliquée, et A_1 et A_2 sont sollicités au-delà de leurs limites de fatigue, ce que les autres indicateurs confirment. En outre, il est intéressant de noter que les limites élastiques locales de ces deux agrégats au niveau du point de comparaison sont très proches (environ 235 MPa), et qu'en effet du point de vue de la distribution de la plasticité cumulée (voir tableau 4.2 et figure 4.13), il est difficile de distinguer le plus critique des deux.

Sur l'ensemble de la largeur des agrégats, il est intéressant de comparer ce gradient de chargement aux variations de limites d'élasticité locales introduites par la modélisation, car cela fournit un outil simple pour déterminer les régions les plus susceptibles d'être déformées plastiquement. La mise en regard de ces courbes avec les distributions de déformation plastique cumulée observées sur la figure 4.12 appuie cette hypothèse. Cette comparaison est également intéressante car elle met en valeur un mécanisme de « compétition » entre le gradient de propriété et le gradient de chargement. Ceci explique notamment :

1. Les différences de localisation de la plasticité dans les trois agrégats, puisque le premier plastifie principalement en surface et les deux seconds à cœur
2. La valeur de déformation cumulée maximale plus importante rencontrée sur le premier agrégat comme conséquence directe de la remarque précédente
3. Le caractère quasi « idéal » de l'agrégat A_3 par rapport à la sollicitation extérieure.

4.5.4 Synthèse

Dans le cadre de la modélisation choisie, les trois critères précédents apportent une information sur le comportement en fatigue des trois agrégats retenus. Pour le critère de Crossland, il faut noter que l'interprétation des résultats aurait été bien plus complexe si les lois de comportement employées n'étaient pas isotropes. Dans le cas d'une modélisation de l'élasticité anisotrope, par exemple, plusieurs auteurs ont montré [Robert *et al.* 2012],[Guerchais *et al.* 2014] qu'elle pouvait être la principale source de dispersion sur les valeurs de critères en contraintes. Il n'est alors plus possible d'utiliser cette représentation pour discriminer les régions ayant effectivement plastifié des autres.

De manière générale, les informations les plus riches sont obtenues par l'étude de la distribution de la plasticité cumulée dans les agrégats. Pour le cas de tailles de grain variant significativement dans l'épaisseur, les sections précédentes ont montré que des statistiques basées uniquement sur le nombre de grains pouvaient conduire à une sous-estimation du volume effectivement plastifié.

Pour les agrégats A_2 et A_3 , le caractère positif du gradient de microstructure a été souligné, puisque dans le cadre de la modélisation proposée les régions les plus sévèrement sollicitées sont aussi celles qui possèdent les limites d'élasticité les plus élevées. Dans ce cas de figure, l'hypothèse d'un amorçage privilégié de fissures de fatigue en sous-surface est tout à fait envisageable.

Enfin, les conclusions présentées ici reposent toutes sur l'hypothèse que l'évolution des propriétés des agrégats à l'échelle mésoscopique peut se quantifier par le biais d'une loi type Hall-Petch. Cette hypothèse est très discutable et reste à confirmer par l'expérience. Les essais de caractérisation du fer pur recristallisé présentés dans les chapitres 2 et 3 montrent cependant qu'elle est au moins

en partie applicable aux chargements monotones, et qu'il serait très intéressant de voir ce genre d'essais reproduits pour une sollicitation cyclique.

4.6 Conclusion

Cette étude qualitative de la réponse de gradients de microstructure à des chargements cycliques non-uniformes a permis de mettre en avant plusieurs résultats. Comme cela a été relevé pour d'autres études ([Bennett & McDowell 2003],[Guilhem *et al.* 2010]), les marqueurs de fatigue basés uniquement sur des contraintes ne sont pas les plus adaptés pour juger de la criticité d'un chargement. Dans le cadre de calcul d'agrégats, la déformation plastique cumulée semble plus pertinente pour identifier à la fois le degré de nocivité d'un chargement, et la localisation spatiale du risque d'amorçage.

Sous l'hypothèse que la variation de taille de grain pouvait être associée à une variation de limite d'élasticité *locale* donnée par une loi de Hall-Petch, ce chapitre prévoit un impact potentiellement bénéfique des gradients de microstructure sur la tenue en fatigue des composants entaillés. L'élaboration de matériaux présentant des gradients de microstructure dimensionnés en vue de gradients de sollicitation attendus en service est une perspective possible du travail présenté ici.

Conclusion générale

La problématique initiale de ce travail de thèse se résumait simplement : déterminer les conséquences possibles d'une modification du procédé d'élaboration d'essieux ferroviaires sur leur tenue à la fatigue. Les conséquences de l'introduction d'une opération de forgeage, dans le cadre d'une optimisation du procédé de production visant à limiter l'utilisation de matière première, sont en effet potentiellement nombreuses. Parmi celles-ci, les questions de l'introduction d'un champ de contraintes résiduelles et d'un gradient de microstructure liés au refroidissement de l'essieu à l'issue du forgeage ont été discutées dans le premier chapitre. Différentes méthodologies de prise en compte d'une anisotropie du comportement en fatigue ont également été détaillées. La prise en compte isolée de chacune de ces problématiques requiert des modèles complexes, et des campagnes expérimentales de validation conséquentes. Leur prise en compte simultanée, couplée à l'influence d'un gradient de sollicitation macroscopique auquel l'essieu est soumis en service, semble devoir passer par des compromis sur la finesse de la modélisation, ou bien par des hypothèses simplificatrices dans la représentation des phénomènes observés. Plusieurs pistes prospectives sont proposées en ce sens à l'issue du premier chapitre.

Afin de mettre en avant les conséquences effectivement observées du procédé de forgeage, le second chapitre a tout d'abord présenté les essais de caractérisation cycliques et monotones réalisés sur le matériau forgé, issu d'un prototype non définitif. Ces essais ne révèlent pas de caractère anisotrope du matériau, la principale conséquence du forgeage est une évolution de la taille de grain dans l'épaisseur des essieux. La caractérisation de ce gradient de microstructure est délicate : la variation de taille de grain s'étale sur une longueur caractéristique importante (90 mm), ce qui complique l'extraction d'éprouvettes représentatives, et les mécanismes de durcissement dissimilables des constituants ferritique et perlitique de la microstructure compliquent l'évaluation du gradient de propriété associé. Pour permettre une étude plus concrète de l'impact d'un gradient de microstructure sur le comportement mécanique, une méthodologie d'élaboration d'éprouvettes à microstructures contrôlées dans un matériau de référence est présentée. Ce matériau, le fer ARMCO, a un comportement qu'on peut rapprocher de celui du constituant ferritique de l'acier à essieu, notamment en ce qui concerne les localisations de déformations associées à l'apparition de plasticité. Une méthode d'élaboration de gradients de microstructure basée sur des traitements thermiques de recristallisation et des mesures de champs cinématiques est détaillée. Cette méthode permet la production d'éprouvettes de traction monotone à microstructure très hétérogène, dont la caractérisation est détaillée. Les essais ont permis de montrer que les déformations observées sur ces éprouvettes par corrélation d'images numériques excluent qu'on puisse représenter leur comportement par une loi de comportement homogène : une hypothèse de modélisation, basée sur une application de la loi de Hall-Petch à l'échelle mésoscopique, est d'associer les gradients de taille de grain observés à des gradients de propriétés élasto-plastiques. Il est en particulier postulé qu'une distribution hétérogène de limites élastiques sur la microstructure recristallisée peut être à même de rendre compte convenablement des hétérogénéités de comportement observées.

Le troisième chapitre s'attache à valider cette modélisation. Une brève présentation des méthodes d'identification de paramètres constitutifs à partir de mesures de champs cinématiques est présentée, l'accent étant mis sur l'identification de lois élasto-plastiques. Une méthode itérative basée sur la comparaison des champs de déplacements et de déformations issus de la corrélation d'images numériques avec les résultats d'un calcul éléments finis est présentée. Cette méthode

est dans un premier temps validée sur un essai synthétique, avant d'être confrontée à l'identification de paramètres élasto-plastiques homogènes sur une éprouvette entaillée en fer ARMCO. Ces deux étapes intermédiaires permettent une estimation de l'erreur introduite par la modélisation du comportement du matériau au travers d'une loi élasto-plastique à écrouissage isotrope linéaire, qui paraît suffisamment adéquate pour remonter à des quantités telles que la limite d'élasticité. L'application de cette méthodologie d'identification à des éprouvettes recristallisées à gradient de microstructure confirme qu'une modélisation homogène d'une zone à gradient de microstructure n'est pas adaptée à la description de son comportement. Au contraire, une distribution hétérogène de limites élastiques sur l'éprouvette est en meilleur accord avec les résultats expérimentaux. Ce résultat original ouvre des perspectives de modélisation intéressantes pour le comportement de gradients de microstructure en fatigue à grand nombre de cycles.

Dans un retour vers la problématique de fatigue initiale, le dernier chapitre s'appuie sur cette hypothèse pour modéliser le comportement en fatigue d'agrégats de microstructure soumis à des chargements non-uniformes, ce qui serait le cas de la microstructure de l'essieu forgé. Une modélisation bi-échelle est proposée pour rendre compte de l'influence des gradients de microstructure dans la tenue à la fatigue d'une éprouvette entaillée. En suivant les conclusions du chapitre précédent, la modélisation du comportement du matériau est effectuée en réalisant une distribution des lois de comportement à l'échelle mésoscopique basée sur la loi de Hall-Petch, rendant ainsi qualitativement compte des mécanismes de durcissement à cette échelle. Sous cette hypothèse, la capacité d'indicateurs de fatigue « classiques » - comme le critère de Crossland ou la déformation plastique cumulée - à rendre compte des différentes manifestations de l'endommagement par fatigue au sein de microstructures hétérogènes est discutée. Pour les configurations testées, le rôle positif des gradients de microstructure est souligné, et le modèle permet certaines considérations qualitatives sur l'élaboration de microstructures dimensionnées « sur mesure » en vue de gradients de sollicitation subis en service.

L'élaboration de ce type de microstructure est l'une des perspectives de ce travail de thèse. La méthodologie d'élaboration présentée au second chapitre, couplant mesures de champs cinématiques et traitement thermique de recristallisation paraît extensible à une vaste gamme de matériaux métalliques. Il serait en particulier extrêmement intéressant de pouvoir reproduire les gradients de taille de grains élaborés dans le cadre de ce travail de thèse à des échelles moindres, afin de vérifier l'adéquation des modélisations proposées ici pour une plus large gamme de tailles de grain.

De manière générale, le dimensionnement à la fatigue d'essieux ferroviaires forgés nécessite la prise en compte de l'intégralité du processus de production, de la phase de forgeage, jusqu'à la phase de calage des roues sur les essieux, qui n'a pas été abordée dans le cadre de ce travail de thèse. Cette opération de calage est génératrice d'un champ de contraintes résiduelles, décrit par [Yameogo 2004], champ qui viendrait se superposer aux contraintes résiduelles issues du forgeage. La redistribution de ces contraintes résiduelles au cours de la vie de l'essieu est assurément à considérer dans une démarche de dimensionnement, et des travaux [Saad 2015] sont entrepris en ce sens.

Dans le cadre de l'identification de propriétés mécaniques hétérogènes, la procédure d'identification présentée dans le chapitre 3 s'est concentrée sur l'identification d'un gradient de propriétés. Une perspective directe de ce travail est l'identification de lois de comportement plus adaptées à la description fine du comportement du matériau, et en particulier des phénomènes de localisation tels que les bandes de Piobert Lüders, dont l'influence a été minimisée par les géométries choisies dans le cadre de ce travail. Une autre approche envisageable est la prise en compte explicite de

la microstructure des éprouvettes recristallisées au sein-même de la procédure d'identification : il semble tout à fait possible de modéliser finement le comportement cristallin de ces éprouvettes à partir de cartographies EBSD. Des modèles tels que celui de [Lim *et al.* 2011], permettant de rendre compte d'effets de durcissement liés à la taille de grain pour les chargements monotones, pourraient alors être confrontés plus directement à des résultats expérimentaux, sous réserve de modéliser l'écroutissage cinématique.

Enfin, un débouché de ce travail de thèse réside sans doute dans la confrontation à l'expérience, en régime cyclique, des prédictions qualitatives issues du modèle numérique présenté au 4^{eme} chapitre, qui sont basées sur des résultats obtenus pour des essais monotones. L'observation des localisations de l'amorçage de fissures de fatigue dans ce type de microstructure serait particulièrement instructive, et l'introduction de données quantitatives sur l'endommagement empiriquement constaté pourrait considérablement enrichir les modèles à venir.

Critères de fatigue multiaxiale

A.1 Critères de fatigue multiaxiale

Phénomène d'adaptation Plusieurs types de réponse peuvent apparaître lorsque l'on sollicite une structure métallique de façon cyclique, en fonction de l'intensité et de la multiaxialité du chargement, et des propriétés du matériau.

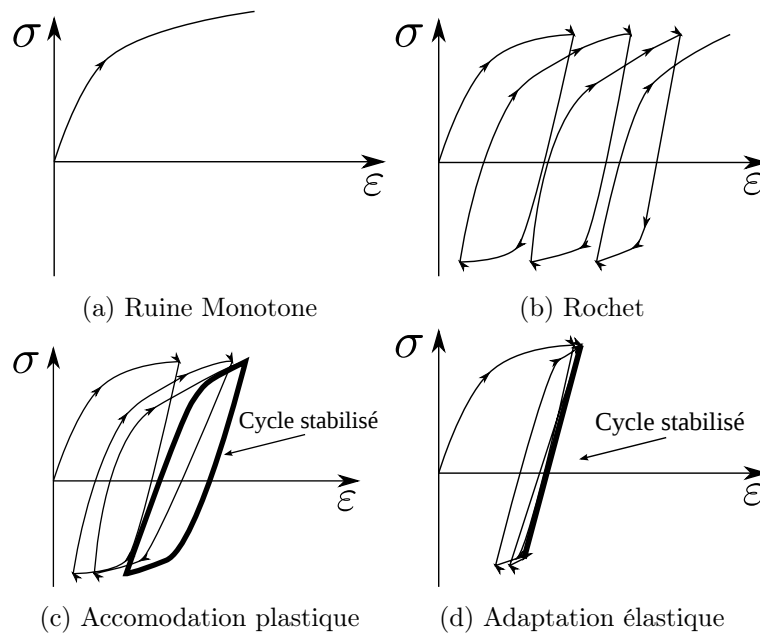


FIGURE A.1 – Réponses d'une structure à un chargement cyclique

Le premier cas, le plus simple, est celui de la ruine monotone (fig. A.1a) : le matériau rompt dès le premier cycle de chargement, dont l'intensité était trop importante. Un autre cas de figure est celui du rochet (fig. A.1b) : la déformation ne cesse d'augmenter après chaque cycle, menant à la ruine de la structure après un faible nombre de cycles. Le troisième cas est celui de l'accommodation (fig. A.1c), les cycles de chargement se stabilisent autour d'une déformation plastique non nulle, mais la structure accumule de la déformation plastique cumulée cycle après cycle. C'est typiquement le domaine de la fatigue oligocyclique, à faible nombre de cycles. Le dernier cas (fig. A.1d) est celui de l'adaptation : au bout d'un certain nombre de cycles, la structure adopte un comportement parfaitement élastique, autour d'une déformation plastique non nulle. Ce cas de figure est celui de la fatigue à grand nombre de cycles.

Le but des critères de fatigue multiaxiaux conventionnels est de distinguer, pour un matériau donné, les chargements qui mèneront ou non à l'adaptation de la structure. Ces critères font généralement intervenir l'état de contrainte du matériau obtenu aux cycles stabilisés, ainsi que les limites de fatigue du matériau vis à vis de sollicitations particulières.

A.1.1 Critères basés sur les invariants du tenseur des contraintes

A.1.1.1 Critère de Sines (1979)

Ce critère est l'un des plus célèbres en fatigue à grand nombre de cycles. Il fait intervenir le second invariant du déviateur des contraintes $J_{2,a}$ et la pression hydrostatique moyenne sur un cycle $\Sigma_{H,m}$ (eq. A.1) :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha \Sigma_{H,m} \leq \beta \quad (\text{A.1})$$

Les paramètres α et β sont deux paramètres matériaux que l'on détermine à l'aide des limites de fatigue en torsion alternée t et en flexion répétée f_0 (eq. A.2) :

$$\alpha = \frac{t - \frac{f_0}{\sqrt{3}}}{\frac{f_0}{3}}, \beta = t \quad (\text{A.2})$$

Ce critère rend bien compte de l'influence de la contrainte normale au cours d'un cycle de chargement sur les limites d'endurance du matériau. Il présente cependant l'inconvénient de n'être utilisable que pour les matériaux dont les limites d'endurance respectent l'égalité suivante : $\frac{f_{-1}}{t} = \sqrt{3}$, où f_{-1} désigne la limite de fatigue en flexion alternée (application du critère dans le cas d'une sollicitation en flexion alternée). Ceci est cependant approximativement le cas pour bon nombre d'aciers ductiles.

A.1.1.2 Critère de Crossland (1956)

Le critère de Crossland [Crossland 1956] fait intervenir la pression hydrostatique maximale $\Sigma_{H,max}$ vue au cours du cycle de chargement en lieu et place de la pression hydrostatique moyenne du critère de Sines (eq. A.3) :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha \Sigma_{H,max} \leq \beta \quad (\text{A.3})$$

On obtient également les coefficients α et β à l'aide d'essais de flexion alternée et de torsion alternée (eq. A.4) :

$$\alpha = \frac{t - \frac{f_{-1}}{\sqrt{3}}}{\frac{f_{-1}}{3}}, \beta = t \quad (\text{A.4})$$

Comme pour le critère de Sines, le critère de Crossland rend bien compte de l'influence des contraintes normales moyennes. Il impose aussi au matériau étudié de vérifier la condition (eq. A.5) :

$$\frac{f_{-1}}{t} \leq \sqrt{3} \quad (\text{A.5})$$

La constante α doit demeurer positive pour rendre compte de l'effet positif d'une pression hydrostatique négative sur la limite d'endurance.

A.1.2 Critères basés sur une approche multi-échelles

A.1.2.1 Critère de Dang Van

Hypothèses Dans sa thèse de doctorat, [Dang Van 1973] adopte une approche radicalement différente de celles présentées précédemment, qui raisonnent uniquement à partir de grandeurs macroscopiques. Par construction, ces critères s'appliquent à un matériau considéré comme homogène. En particulier, cette hypothèse suppose que se retrouve dans la structure étudiée un nombre de grains suffisamment important pour qu'on puisse considérer que toutes les orientations cristallographiques sont présentes, ce qui n'est pas le cas pour toutes les structures (cas des monocristaux, ou des matériaux faisant intervenir de très grosses tailles de grain).

Dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles, le comportement macroscopique de la structure demeure élastique, et il est admis que l'amorçage de fissures trouve sa cause à l'échelle de la microstructure : les fissures peuvent se propager à partir d'un défaut pré-existant (inclusion, micro-fissure liée à l'élaboration...), ou bien par l'apparition de bandes de glissement dans les grains les plus défavorablement orientés vis à vis du chargement.

C'est le point de départ de Dang Van lorsqu'il propose un critère de fatigue basé sur la non violation d'un critère d'adaptation à l'échelle microscopique (échelle du grain). Ses hypothèses sont les suivantes :

1. Un seul système de glissement est actif par grain
2. On suppose que localement, le grain doit s'adapter pour qu'il n'y ait pas fatigue.

Lien entre les différentes échelles L'application du critère de Dang Van dans un contexte industriel suppose que l'on est capable de faire le lien entre les quantités macroscopiques que l'on est en mesure d'évaluer en bureau d'études, et les quantités microscopiques qui sont inaccessibles pour l'expérimentateur (fig. A.2). Une relation d'homogénéisation de la forme suivante doit être établie (eq. A.6) :

$$\sigma(m, t) = \mathbb{A}(M, m)\Sigma(M, t) + \rho(m, t) \quad (\text{A.6})$$

- (Σ, E) désignent les contraintes et déformations macroscopiques, respectivement
- (σ, ε) désignent les contraintes et déformations microscopiques, respectivement
- ρ désigne le champ de contraintes résiduelles microscopiques
- \mathbb{A} désigne le tenseur de localisation, d'ordre 4

Pour écrire cette relation, on se place dans le cadre du modèle de Lin-Taylor :

1. On considère le grain comme une inclusion plastique dans une matrice parfaitement élastique
2. La matrice impose sa déformation au grain
3. La matrice et le grain sont isotropes et possèdent les mêmes propriétés élastiques : $\mathbb{L} = l$

Sous ces hypothèses, et en introduisant le fait qu'en fatigue à grand nombre de cycles la matrice demeure globalement élastique, on peut écrire (eq. A.7) :

$$E = \varepsilon^e + \varepsilon^p = E^e \quad (\text{A.7})$$

En introduisant cette équation dans l'expression de Σ , il vient (eq. A.8) :

$$\Sigma = \mathbb{L}E = \mathbb{L}(\varepsilon^e + \varepsilon^p) \quad (\text{A.8})$$

et puisque $l = \mathbb{L}$, ceci se réécrit (eq. A.9) :

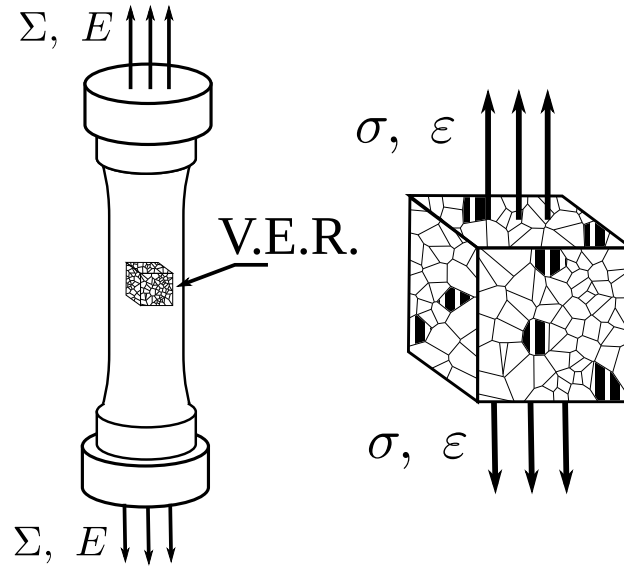


FIGURE A.2 – Échelles en jeu

$$\Sigma = \sigma + \mathbb{L}.\varepsilon^p \quad (\text{A.9})$$

Le tenseur ε^p étant déviatorique, l'équation peut être simplifiée et le tenseur des contraintes mésoscopiques peut être décrit en fonction du tenseur des contraintes macroscopiques et d'un tenseur des contraintes résiduelles mésoscopiques ρ (eq. A.10) :

$$\sigma = \Sigma - 2\mu.\varepsilon^p = \Sigma + \rho \quad (\text{A.10})$$

Le tenseur de localisation utilisé est alors le tenseur identité d'ordre 4 \mathbb{I} .

Écriture de l'adaptation locale du grain Si localement le grain s'adapte avant de fatiguer, la relation précédente se réécrit (eq. A.11) :

$$\sigma(M, t) = \Sigma(M, t) + \rho^* \quad (\text{A.11})$$

et le champ des contraintes résiduelles microscopiques ρ^* devient alors indépendant du temps. De même, la cission mésoscopique stabilisée peut se mettre sous la forme (eq. A.12) :

$$\tau(\underline{n}, t) = C(\underline{n}, t) + \tau^*(\underline{n}) \quad (\text{A.12})$$

Condition d'endurance illimitée Dang Van [Dang Van *et al.* 1989] exprime alors le critère de non amorçage de fissure de fatigue comme un seuil portant sur une combinaison de l'intensité admissible pour la cission mésoscopique et d'un terme faisant intervenir la pression hydrostatique, dont l'influence sur la fatigue est bien documentée (eq. A.13) :

$$\max_{\underline{n}} \left\{ \max_t \{ \tau(\underline{n}, t) + ap(t) \} \right\} \leq b \quad (\text{A.13})$$

où \underline{n} désigne la normale à la facette concernée, et a et b sont des paramètres matériaux. La double maximisation étant très coûteuse en temps de calcul, on peut s'affranchir de maximisation

sur la facette en considérant la cission microscopique maximale donnée par la plus grande des demi-différences des valeurs principales du déviateur des contraintes microscopiques [Charkaluk 2010] (eq. A.14) :

$$\max_t \{ \tau(t) + ap(t) \} \leq b \quad (\text{A.14})$$

Les deux constantes du critère s'obtiennent par des essais en flexion alternée et en torsion alternée (eq. A.15) :

$$a = \frac{t - \frac{f_{-1}}{2}}{\frac{f_{-1}}{3}}, \quad b = t \quad (\text{A.15})$$

Représentation du critère de Dang Van On représente traditionnellement la nocivité d'un chargement dans un diagramme (P_h, τ) , le trajet de chargement est considéré comme endommageant s'il ne demeure pas dans le demi-plan délimité par la droite limite (fig. A.3).

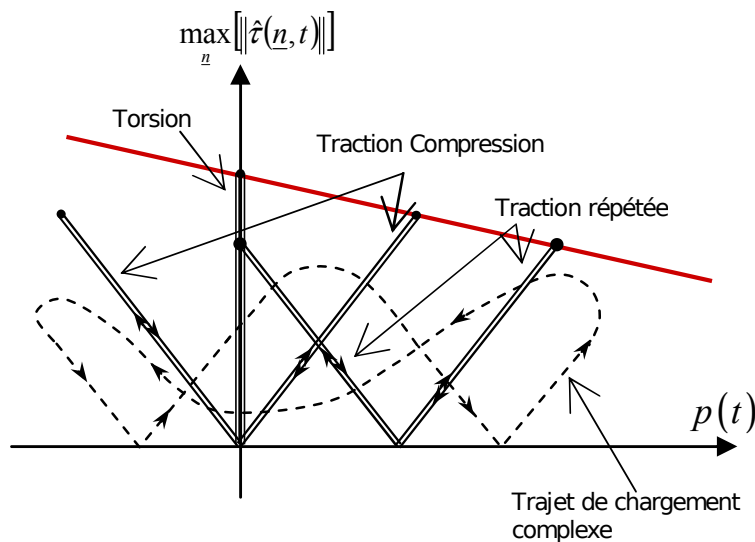


FIGURE A.3 – Représentation de trajets de chargement usuels [Nguyen 2008]

A.1.2.2 Critère de Papadopoulos

Ce critère reprend le cadre théorique proposé par Dang Van, mais en cherchant à faciliter sa mise en oeuvre d'un point de vue numérique. En outre, le comportement cyclique du cristal étudié est décomposé en trois phases, résumées sur la figure A.4 :

- . Stade I : Durcissement
- . Stade II : Saturation
- . Stade III : Adoucissement

Expérimentalement, on constate que s'il y a adaptation du monocristal, la déformation plastique cumulée Γ tend vers une valeur asymptotique Γ_∞ , ce qui constitue une condition nécessaire d'adaptation. Papadopoulos [Papadopoulos 1987] propose donc de faire porter son critère sur la

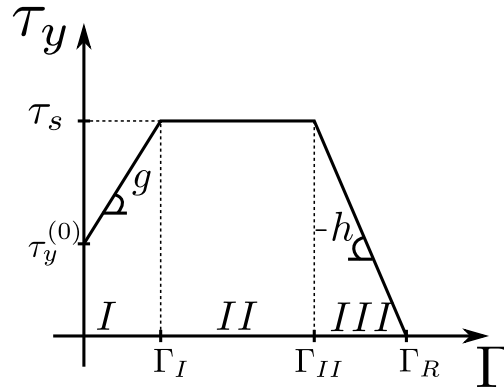


FIGURE A.4 – Évolution de la limite élastique mésoscopique en fonction de la déformation plastique mésoscopique cumulée Γ

quantité de déformation plastique mésoscopique cumulée. Le critère de plasticité retenu est celui de Schmid (eq. A.16) :

$$f(\underline{\tau}, \underline{b}, \tau_y) = (\underline{\tau} - \underline{b}) \cdot (\underline{\tau} - \underline{b}) - \tau_y^2 < 0 \quad (\text{A.16})$$

où :

- τ_y est la limite d'écoulement du cristal
- \underline{b} est un paramètre d'écrouissage cinématique ($\underline{b} = c\underline{\gamma}^p$, c étant le module d'écrouissage cinématique)
- $\underline{\tau}$ est la cission mésoscopique agissant sur un système de glissement considéré.

Le glissement plastique mésoscopique et la déformation plastique accumulée par un nombre de cycles infini sont déduits par application de la règle de normalité associée à f (eqs. [A.17-A.18]) :

$$\underline{\dot{\gamma}}^p = \frac{\underline{\dot{\tau}}}{c + g} = \frac{\underline{\dot{\mathbf{T}}}}{c + g + \mu} \quad (\text{A.17})$$

$$\dot{\Gamma} = \sqrt{\underline{\dot{\gamma}}^p \cdot \underline{\dot{\gamma}}^p} \Rightarrow \Gamma_\infty = \frac{T_a - \tau_y^0}{g} \quad (\text{A.18})$$

où :

- T_a est l'amplitude de cission résolue macroscopique
- τ_y^0 est la limite d'écoulement initiale
- g est le module d'écrouissage isotrope

La conclusion importante à ce stade est que, si elle existe, la valeur asymptotique de la déformation plastique cumulée Γ_∞ ne dépend que de la cission résolue macroscopique T_a et de grandeurs caractéristiques du monocristal (τ_y^0 et g), donc caractéristiques du matériau. Ceci indique que faire porter la condition d'adaptation du monocristal par la non-violation d'un critère de plasticité par τ_y revient à faire porter une condition similaire sur la cission résolue macroscopique.

Afin d'appliquer ce principe à l'échelle du polycristal tout entier, Papadopoulos propose de faire intervenir la moyenne quadratique de la cission macroscopique résolue sur le V.E.R. Il distingue pour cela deux catégories de métaux, qu'il classe en fonction de leurs réponses comparées pour certaines sollicitations en fatigue. Le rôle très important de la pression hydrostatique étant bien connu en fatigue, Papadopoulos l'intègre à son critère. Il propose deux façons de l'appliquer, suivant le type de métal considéré.

Dans le cas des métaux « doux » ($0,5 \leq \frac{t_{-1}}{\sigma_D} \leq 0,6$), Papadopoulos propose de faire intervenir T_σ , la moyenne quadratique de la cission macroscopique résolue suivant toutes les directions d'un plan matériel, plan critique qui est choisi par maximisation sur l'ensemble des plans du V.E.R. (eq. A.19) :

$$T_\sigma(\theta, \varphi) = \sqrt{\int_{\chi=0}^{2\pi} T_a^2(\theta, \varphi, \chi) d\chi} \quad (\text{A.19})$$

Le critère s'écrit alors sous la forme suivante (eq. A.20) :

$$\max_{\varphi, \theta} [T_a^2(\theta, \varphi, \chi)] + \alpha_1 P_{max} \leq \beta_1 \quad (\text{A.20})$$

où les paramètres matériaux α_1 et β_1 sont déterminés à l'aide d'essais de fatigue traditionnels, par exemple en connaissant les limites d'endurance en traction et en torsion alternée :

$$\alpha_1 = \frac{t_{-1} - \frac{\sigma_D}{2}}{\frac{\sigma_D}{3}} \text{ et } \beta_1 = t_{-1}.$$

Dans le cas des métaux « durs » ($0,6 \leq \frac{t_{-1}}{\sigma_D} \leq 0,8$), T_σ est remplacé par M_σ , qui désigne la moyenne quadratique de la cission résolue sur tous les plans matériels (eq. A.21) :

$$M_\sigma = \sqrt{5} \left[\frac{1}{8\pi^2} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\chi=0}^{2\pi} (T_a(\varphi, \theta, \psi))^2 \sin \theta d\chi d\theta d\varphi \right]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{A.21})$$

dans ce cas, le critère prend la forme (eq. A.22) :

$$M_\sigma + \alpha_2 P_{max} \leq \beta_2 \quad (\text{A.22})$$

où les paramètres matériaux α_2 et β_2 sont également déterminés à l'aide d'essais de fatigue. La connaissance des limites d'endurance en traction et en torsion alternée donne :

$$\alpha_2 = \frac{t_{-1} - \frac{\sigma_D}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_D}{\sqrt{3}}} \text{ et } \beta_2 = t_{-1}$$

Plans des éprouvettes de caractérisation mécanique

B.1 Géométrie des éprouvettes de caractérisation de l'EA1N

B.1.1 Éprouvettes de traction-compression

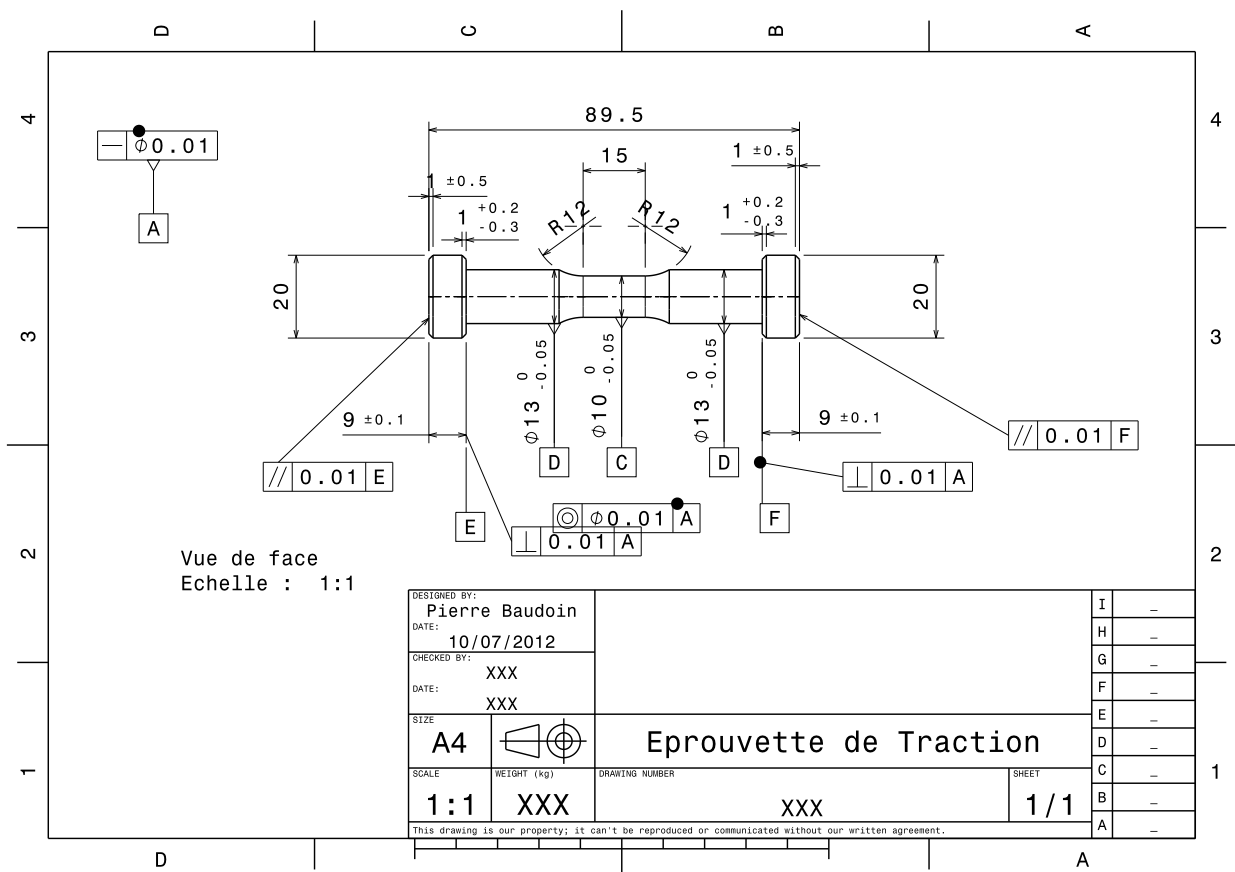


FIGURE B.1 – Éprouvettes de traction-compression utilisées pour la caractérisation monotone et cyclique de l'EA1N

B.1.2 Éprouvette de traction monotone plane

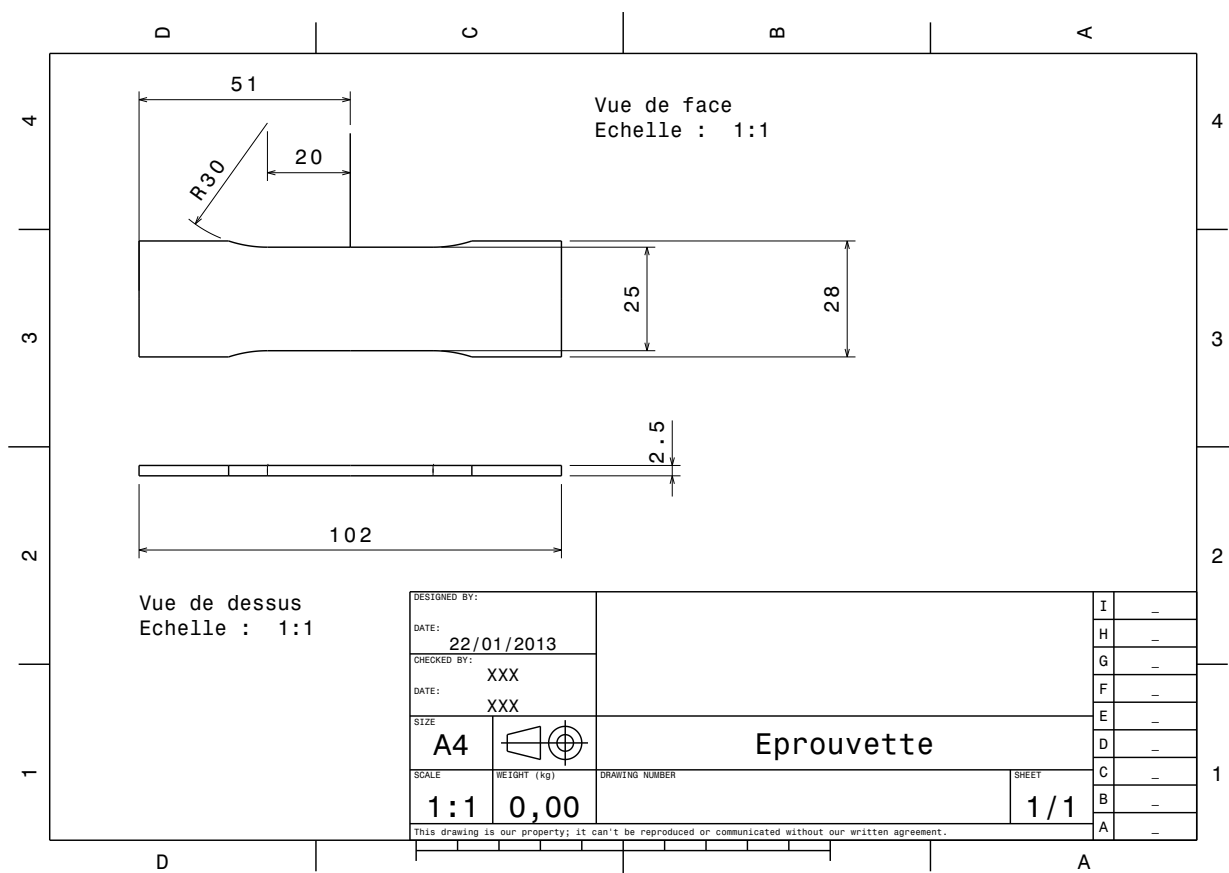


FIGURE B.2 – Éprouvette utilisée pour l'observation des bandes de Lüders sur l'EA1N

B.2 Géométrie des éprouvettes en fer ARMCO

B.2.1 Traction monotone

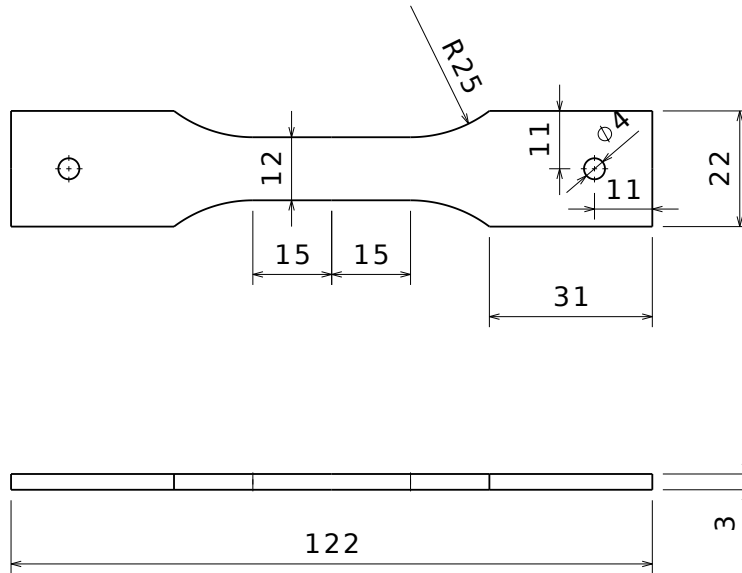


FIGURE B.3 – Éprouvette de traction prélevée dans la tôle de fer ARMCO

B.2.2 Éprouvettes de recristallisation

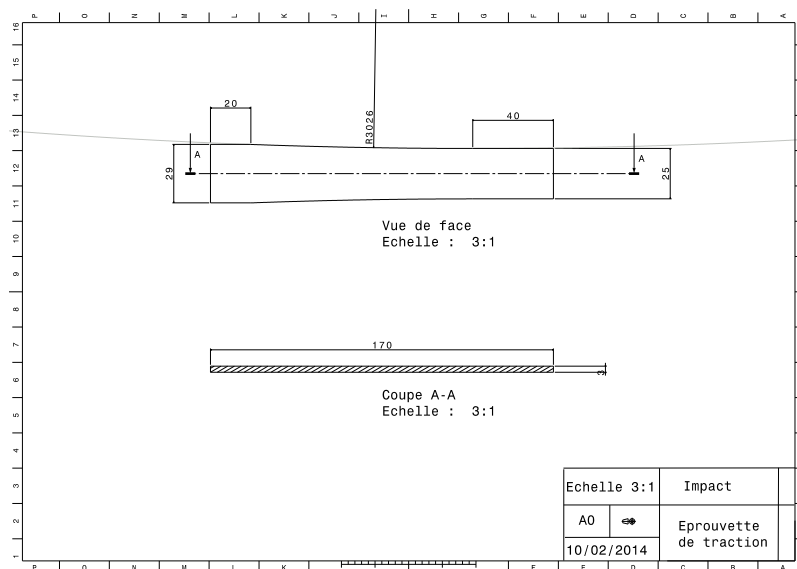


FIGURE B.4 – Éprouvette de recristallisation trapézoïdale

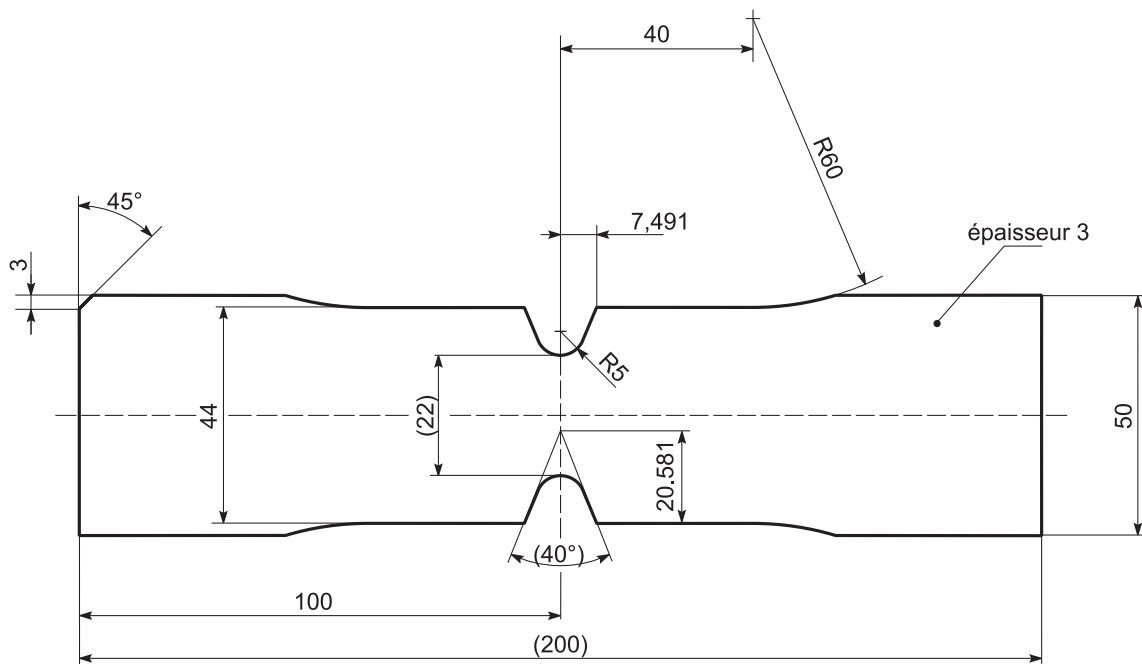


FIGURE B.5 – Éprouvette de recristallisation entaillée

B.2.3 Éprouvettes recristallisées

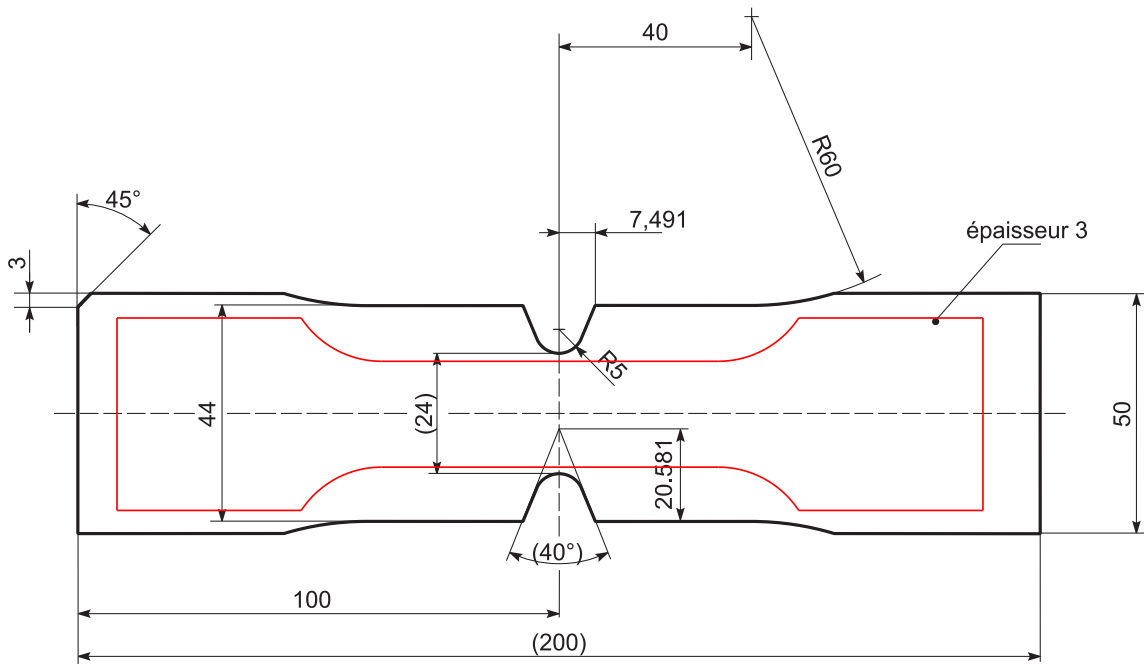


FIGURE B.6 – Plan de prélèvement des éprouvettes à gradient de microstructure

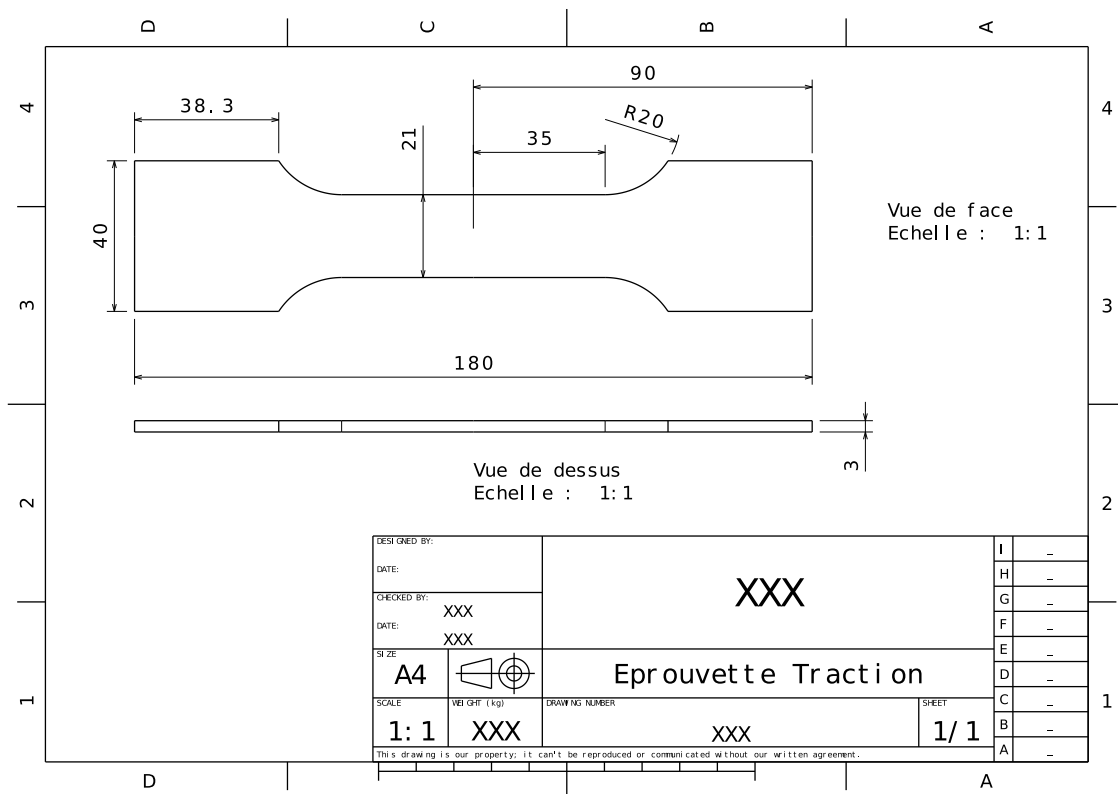


FIGURE B.7 – Éprouvette de traction monotone prélevée dans l'éprouvette recristallisée

Recristallisation d'éprouvettes trapézoïdales

C.1 Recristallisation d'éprouvettes trapézoïdales

C.1.1 Modélisations

L'essai de traction réalisé sur le fer ARMCO a permis la détermination d'une loi de comportement simple qui approxime convenablement sa réponse monotone (§2.3.2.3). Il est possible d'utiliser ce modèle pour estimer la réponse du matériau en terme de déformation sur une large gamme de géométries, afin de générer le gradient de déformation permettant de retrouver le taux d'écroûissage critique. Le choix est fait de se limiter à une sollicitation globale de traction simple, par commodité. Dans ces conditions, la forme la plus simple permettant de produire le gradient recherché fait intervenir une variation linéaire de la largeur de l'éprouvette sur sa longueur : il s'agit d'une éprouvette dont la section utile est trapézoïdale.

Plusieurs géométries basées sur cette zone utile sont maillées puis intégrées à un calcul élément fini s'appuyant sur le comportement élasto-plastique déterminé pour le fer ARMCO. La tôle étant peu épaisse (3mm), une modélisation en contraintes planes est adoptée pour limiter le temps de calcul. Les maillages sont réalisés à l'aide d'éléments linéaires.

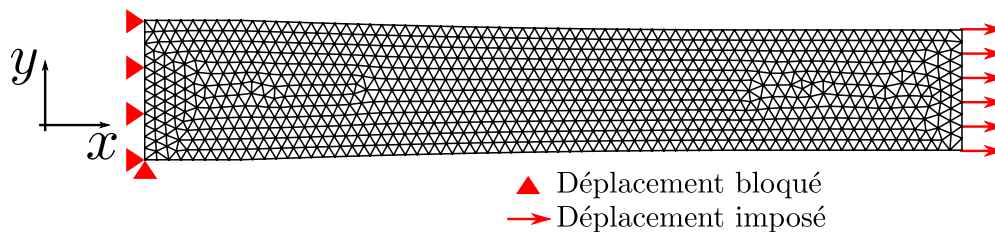


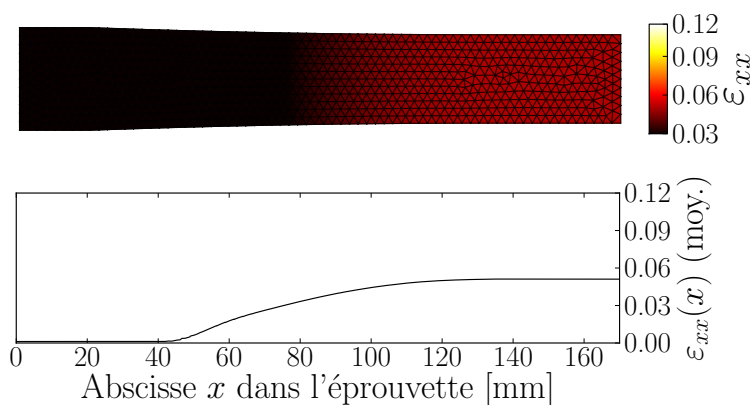
FIGURE C.1 – Maillage et conditions aux limites imposés pour les simulations

La géométrie retenue à l'issue de ce procédé est donnée figure C.1, ainsi que les conditions aux limites du modèle éléments finis¹. La forme trapézoïdale intuitée est retenue, mais l'amincissement est réalisé à l'aide de congés de raccordement étendus, qui permettent de limiter les concentrations de contraintes entre la section utile et la tête la plus fine.

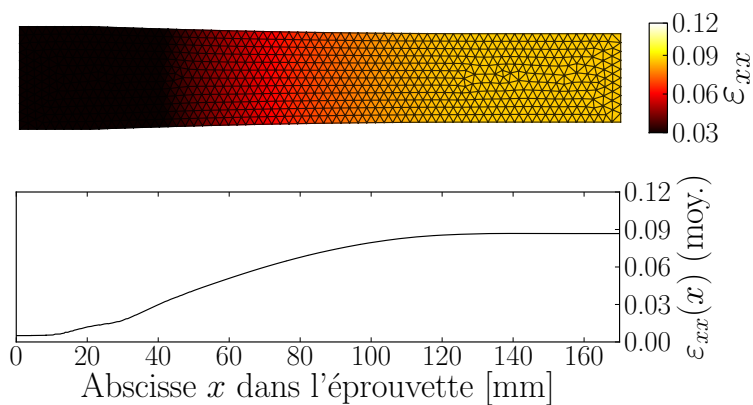
C.1.2 Déformations prévues par simulation

Les déformations axiales simulées pour différents déplacements imposés sont données sur la figure C.2. Pour un déplacement imposé de 14 mm, la variation moyenne de ces déformations dans la longueur utile de l'éprouvette correspond bien à la plage de variation retenue (5-12%).

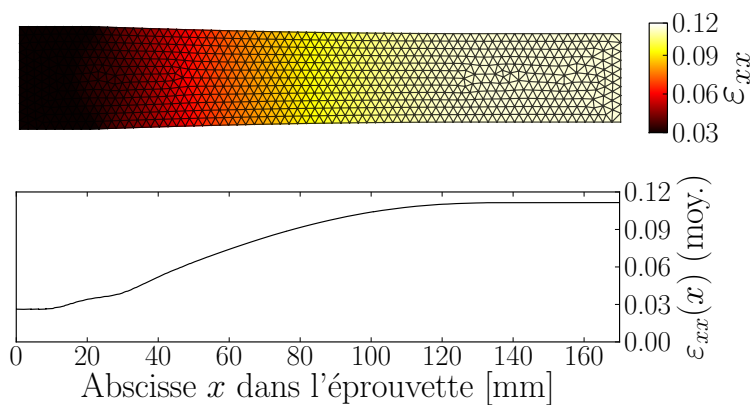
1. Le plan de l'éprouvette est disponible à l'annexe B, fig. B.4



(a) Déplacement de 5 mm



(b) Déplacement de 10 mm



(c) Déplacement de 14 mm

FIGURE C.2 – Champs de déplacements axiaux simulés pour différents déplacements imposés

C.1.3 Dispositif expérimental

Plusieurs éprouvettes de la géométrie déterminée au paragraphe précédent sont prélevées dans la tôle par électro-érosion. Un premier essai de déformation est réalisé, en imposant un déplacement de 14 mm sur la face droite de l'éprouvette présentée figure C.3. Le mouchetis est de nouveau réalisé à l'aérogaphe et les photographies sont prises à l'aide du reflex de 12 megapixels utilisé jusque-là. La dimension physique d'un pixel sur ces images est de $30 \mu\text{m}$.

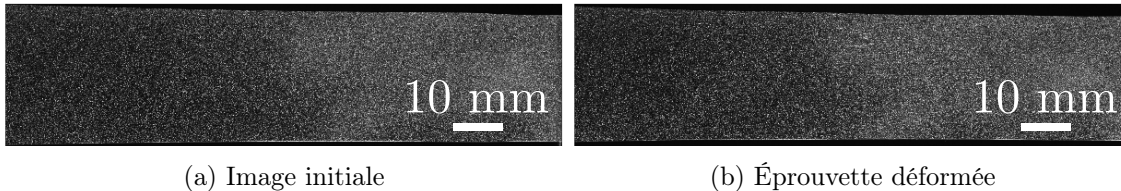


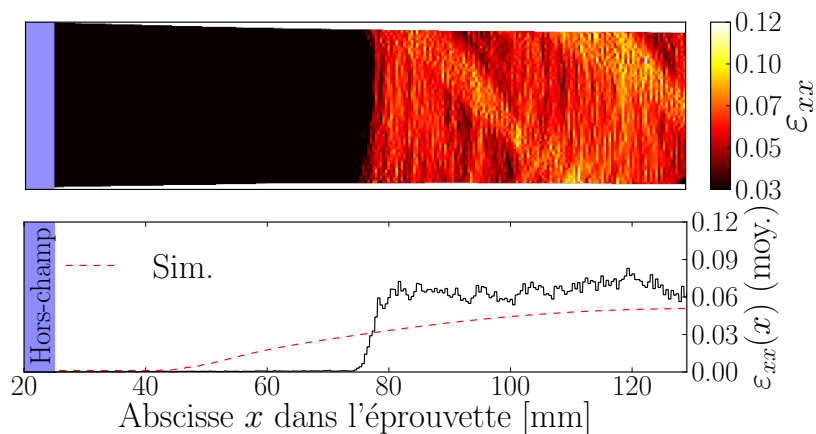
FIGURE C.3 – Éprouvette et mouchetis utilisés

C.1.4 Déformation axiale expérimentale

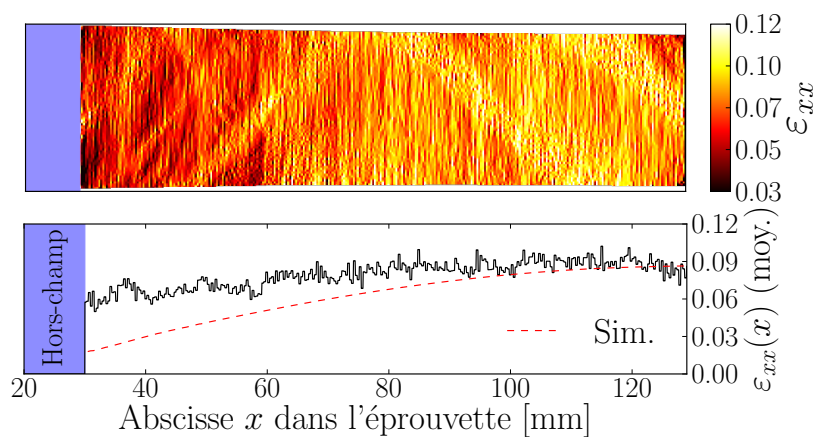
Les résultats de l'essai sont présentés sur la figure C.4, pour les mêmes incréments de déplacement que ceux simulés plus haut (fig. C.2). La moitié supérieure des figures présente les champs de déformation axiale expérimentaux, calculés à partir des champs de déplacements estimés par corrélation. La moitié inférieure permet une comparaison de l'évolution moyenne de ces déformations entre les simulations et l'expérience. La déformation axiale expérimentale est à cette fin moyennée dans la largeur de l'éprouvette. Une partie de la zone utile est sortie du champ de l'appareil photo en cours d'essai, elle est signalée en bleu sur la figure.

L'évolution de la déformation en cours d'essai est perturbée par des bandes de localisation de type Piobert-Lüders. Les écarts entre le comportement simulé et la réponse réelle est particulièrement important pour le premier incrément de déplacement : la bande de localisation n'est alors limitée qu'à une moitié de l'éprouvette. À mesure que sa propagation s'étend au reste de la section utile, l'écart entre la simulation et l'expérience s'amenuise cependant. Ceci est cohérent car le modèle retenu ne rend pas compte des phénomènes de localisation qui succèdent au franchissement de la limite élastique dans l'éprouvette.

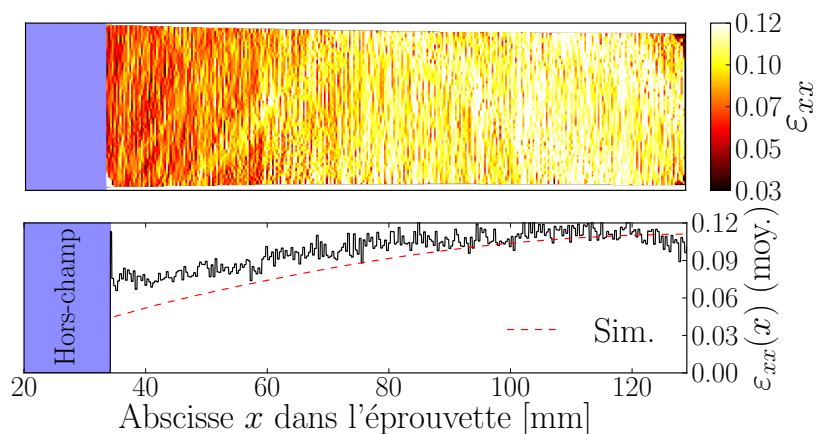
Un gradient de déformation est bien présent dans l'éprouvette à l'issue de l'essai, mais il est d'une intensité plus faible que celle obtenue par simulation. La variation de déformation dans la longueur de l'éprouvette est de l'ordre de 4%, contre 7% simulés. De plus, les déformations obtenues sont fortement hétérogènes, et comme pour l'essai de traction uniaxiale, les localisations introduites par les premières bandes demeurent présentes en fin d'essai.



(a) Déplacement de 5 mm



(b) Déplacement de 10 mm



(c) Déplacement de 14 mm

FIGURE C.4 – Champs de déformation axiale ε_{xx} mesurés pour différents déplacements

C.1.5 Microstructures recristallisées

L'éprouvette dont la déformation est décrite dans le paragraphe précédent est recuite pendant une heure à 860°C. Elle est ensuite polie puis attaquée chimiquement pour en révéler la microstructure (fig.C.5).

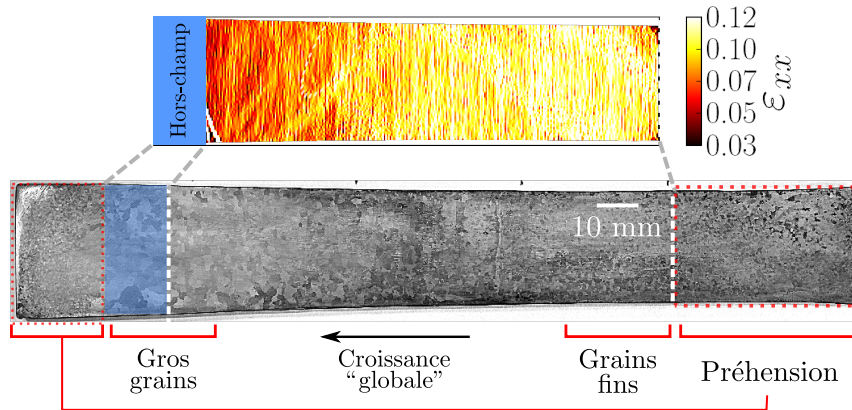


FIGURE C.5 – Microstructure recristallisée et champs de déformation axiale après un recuit d'1h à 860°C pour un déplacement imposé de 14 mm

La taille de grain dans l'éprouvette est de manière générale beaucoup plus importante qu'initialement : l'intégralité de la microstructure est discernable à l'œil nu, et certains grains font plusieurs millimètres. Ce grossissement général peut être le résultat d'une température de recuit trop élevée. Plusieurs zones se distinguent ensuite : dans les têtes de l'éprouvette, qui sont très fortement écrouies lors du serrage, le grain est beaucoup plus fin. Dans la section utile de l'éprouvette, l'évolution générale de la taille de grain est cohérente avec le diagramme de [Burgers 1941] (fig. 2.13) : les grains les plus fins se retrouvent dans la plus petite section (la plus écrouie), et les grains situés immédiatement à côté du second mors sont en revanche millimétriques. Cependant, le changement brutal de taille de grain associé au franchissement du taux d'écrouissage critique n'est pas observé dans la section utile. Cette transition a lieu à proximité du mors de gauche et laisse penser que le taux d'écrouissage était trop important dans l'éprouvette pour que certaines régions ne recristallisent pas.

Un second essai est réalisé en conséquence, en limitant le déplacement imposé à 6 mm. Le champ de déformation axiale correspondant, obtenu dans les mêmes conditions qu'à l'essai précédent, est présenté figure C.6, en vis-à-vis de la microstructure recristallisée. En raison d'une déformation trop importante du mouchetis dans l'extrémité droite de l'éprouvette, le champ de déformation exact à cet endroit n'a pas pu être déterminé. L'allure générale est cependant similaire à celle observée sur l'essai précédent, pour lequel la déformation n'évolue pas beaucoup dans cette région.

Comme sur l'essai précédent, on distingue bien dans la microstructure les zones serrées pendant l'essai : ce sont celles où le grain est le plus fin. Globalement, la taille de grain est plus importante sur cette éprouvette que sur la précédente, ce qui correspond bien à un écrouissage moyen plus faible. Le changement brusque de l'intensité des déformations correspondant aux bords de la bande de localisation se retrouve bien sur la microstructure : une bande de très gros grains, d'orientation similaire à celle de la déformation, se retrouve bien juxtaposée à des grains plus fins. Au sein même de la partie déformée de l'éprouvette, on distingue également une faible évolution de la

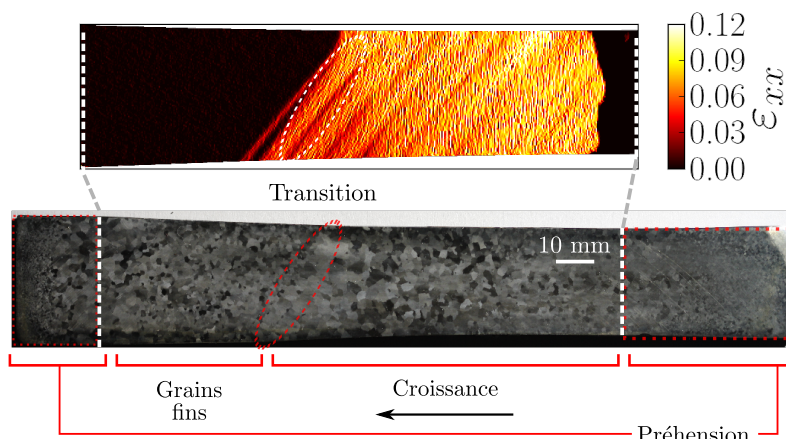


FIGURE C.6 – Microstructure recrystallisée et champs de déformation axiale après un recuit d'1h à 860°C pour un déplacement imposé de 6 mm

taille de grain, avec des grains plus fins dans la région la plus écrouie. Cependant, le gradient de déformation étant faible (déformation quasi-homogène dans la région déformée) la variation de taille de la microstructure est également limitée. Enfin, un résultat un peu surprenant est la taille de grain importante observée dans une partie de la tête de gauche de l'éprouvette. Cette observation peut s'expliquer par un glissement de l'éprouvette pendant l'essai : les mors étant auto-serrants, l'extrémité gauche de l'éprouvette a été sur-écrouie mais une partie de la tête a pu glisser en début d'essai et n'a été alors que brièvement écrouie lors du serrage initial, et peut-être suffisamment pour dépasser le seuil d'écrouissage critique.

C.1.6 Bilan pour la géométrie trapézoïdale

Plusieurs essais ont été réalisés sur la géométrie trapézoïdale présentée dans les sections précédentes, pour différents déplacements imposés. Les bandes de Lüders ont systématiquement perturbé les essais, et il n'a pas été possible d'obtenir un gradient de déformation suffisamment lisse pour déterminer précisément le taux d'écrouissage critique du fer pur dans la gamme de températures considérées.

Ces essais ont cependant permis deux constatations importantes. D'une part, la température de 860°C est trop importante pour un recuit d'une heure, puisque certaines régions non-écrouies ont vu leur taille de grain croître à l'issue du traitement. Ensuite, sur la seconde éprouvette présentée ici, il existe une correspondance très nette entre la transition de taille de grain dans la zone utile et les bandes de Lüders, dans lesquelles l'intensité de déformation est de l'ordre de 6%. Ceci indique qu'à cette température, le taux d'écrouissage critique recherché est nécessairement inférieur à 6%.

C'est en s'appuyant sur ces remarques que la géométrie d'éprouvette présentée au paragraphe §2.3.3.2 a été déterminée.

Corrélation d'images numériques

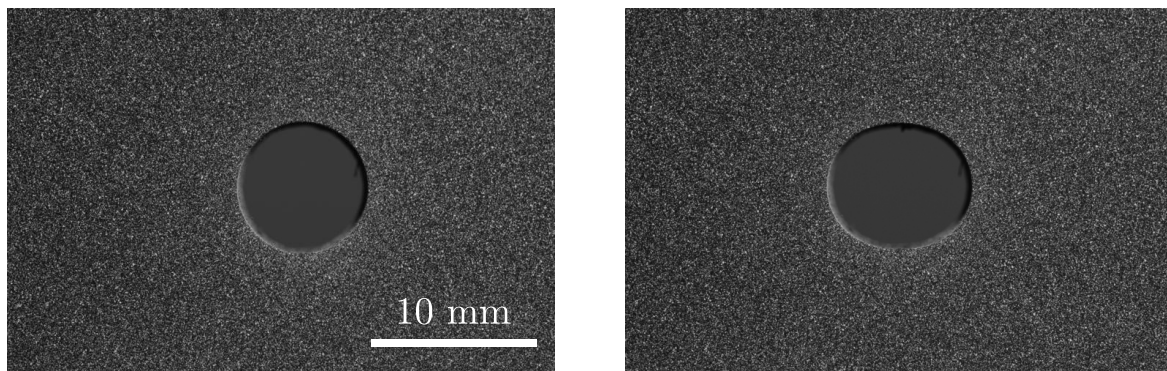
D.1 Principe de la corrélation d'images numériques

D.1.1 Historique

Le principe de la corrélation d'images numériques (C.I.N.) est de mesurer un champ de déplacement, à la surface (ou dans le volume) d'une structure sollicitée mécaniquement, à partir d'images de cette structure prises à différents instants de chargement. Cette méthode a fait son apparition dans les années 1980 [Lucas *et al.* 1981], [Sutton *et al.* 1983] et a depuis été appliquée à de nombreux domaines, de la caractérisation de comportements mécaniques à l'imagerie médicale. Cette annexe ambitionne simplement de présenter le cadre général de la C.I.N., la méthode est présentée plus en détail dans [Sutton *et al.* 2009] ou [Grédiac & Hild 2011].

D.1.2 Conservation de la luminance

Pour estimer le champ de déplacement à partir d'images numériques, les algorithmes de corrélation recherchent des correspondances entre l'image de départ et l'image déformée. Ces images doivent donc être texturées, afin de pouvoir retrouver des « motifs » communs d'une image sur l'autre. Cette texture peut être naturelle (microstructure pour un métal, grains de sable) ou simplement peinte sur la surface (comme par exemple le mouchetis réalisé à l'aérographe sur la figure D.1). La méthode de détermination des déplacements se fonde ensuite sur l'hypothèse de la conservation des niveaux de gris entre les deux images [Nakayama & Loomis 1974].



(a) Image de référence $[f]$

(b) Image déformée $[g]$

FIGURE D.1 – Déformation d'une texture peinte sur une plaque trouée lors d'un essai de traction

D.1.3 Cadre général et hypothèses

Numériquement, les images à traiter sont des tableaux de niveaux de gris dont les dimensions dépendent du capteur d'acquisition (notés $[f]$ pour l'image de départ et $[g]$ pour l'image déformée).

Ces images sont donc des quantités *discrètes*. Afin d'évaluer des déplacements sub-pixels, il est nécessaire de pouvoir évaluer ces niveaux de gris pour tout point x des images considérées. On désigne alors par f et g les fonctions continues interpolant $[f]$ et $[g]$ sur l'intégralité du domaine recouvert par l'image, noté Ω .

En notant T la transformation apparente permettant de passer de la première image à la seconde, la conservation des niveaux de gris énoncée plus haut s'écrit (eq. D.1) :

$$\forall x \in \Omega, \quad g(T(x)) = f(x) \quad (\text{D.1})$$

Ce problème est mal posé car l'information disponible (les niveaux de gris) ne permet pas de déterminer de manière unique un champ de déplacement solution en chaque pixel. Il est donc nécessaire de diminuer la dimension du problème en discrétisant les images considérées en imagettes de dimension moindre, appelées R.O.I.s et notées R . L'estimation des déplacements pixel à pixel passe ensuite par l'utilisation d'une catégorie de transformations particulières T_α , α étant un vecteur d'inconnues à identifier sur chaque R.O.I. Le problème se reformule alors comme une minimisation (eq. D.2) :

$$\hat{\alpha} = \arg \min_{\alpha} \mathcal{C}(T_\alpha, f, g, R) \quad (\text{D.2})$$

Dans cette dernière équation, \mathcal{C} est un scalaire mesurant la *similarité* de l'image f transformée par T_α avec l'image g sur la R.O.I. R . Dans ce cadre très général, la détermination de la transformation T recherchée nécessite plusieurs choix systématiques, quel que soit le logiciel de corrélation utilisé :

1. La norme \mathcal{C} (somme des moindres carrés, par exemple)
2. L'échantillonneur d'images, qui détermine les régions sur lesquelles la similarité est évaluée
3. La transformation T_α qui précise le type de déplacements recherchés
4. L'interpolateur permettant d'évaluer $[f]$ et $[g]$ à des coordonnées sub-pixel
5. La méthode d'optimisation retenue pour minimiser \mathcal{C}

Pour l'expérimentateur, la difficulté réside dans le choix de la bonne combinaison des paramètres de corrélation pour un essai donné. Un moyen commode d'évaluer la qualité de la corrélation est d'utiliser les résidus r , définis sur chaque R.O.I. R par (D.3) :

$$\forall x \in R, r(x) = f(x) - g(T_{\hat{\alpha}}(x)) \quad (\text{D.3})$$

Dans le cas d'une transformation T « parfaite », r ne contient que du bruit d'image.

D.2 À propos des essais réalisés dans cette thèse

D.2.1 Présentation de la plate-forme YADICS

Sauf mention explicite du contraire, l'intégralité des essais instrumentés par corrélation d'images numériques présentés dans ce manuscrit a été réalisée par l'intermédiaire de la plate-forme YADICS¹, développée au laboratoire de mécanique de Lille. Cette plate-forme, codée en C++ pour optimiser le temps de calcul, est adaptée à la C.I.N. pour de larges groupes d'images et

1. La plate-forme est disponible au téléchargement à cette adresse : <http://yadics.univ-lille1.fr/wordpress/>

permet l'utilisation d'un panel de transformations conséquent. Elles peuvent être *locales* (InterCorrelation, corrélation intégrée locale par blocs,) ou *globales* (corrélation intégrée, base éléments-finis Q4). Pour les essais présentés dans les chapitres précédents, une résolution multi-échelles est systématiquement adoptée pour rechercher les déplacements les plus importants. Des transformations indépendantes peuvent être associées à chacune de ces échelles. Pour la dernière échelle de résolution, les déplacements calculés dans cette thèse ont toujours été déterminés sur une base éléments finis Q4-P1. Les champs de déformation présentés sont obtenus par dérivation de ces champs de déplacement, évalués sur chaque pixel de l'image par les fonctions de forme définies sur chaque R.O.I.

D.2.2 Sources d'erreur et précision de la mesure

La première source d'erreur lors d'un essai instrumenté par mesure de champs n'est pas intrinsèque à la C.I.N., mais résulte de la chaîne d'acquisition (de la variation d'éclairement de l'éprouvette à l'électronique du capteur). Cette source d'erreur est difficilement quantifiable. Pour la corrélation elle-même, l'erreur provient principalement de la transformation choisie pour approximer les champs de déplacement recherchés sur les différentes R.O.I. Le choix de la taille de grille choisie pour la corrélation joue donc un rôle majeur dans l'évolution de cette erreur. Une seconde source d'approximation provient de l'interpolation sub-pixel des niveaux de gris des images $[f]$ et $[g]$.

Les sources d'erreur sont donc nombreuses. Plusieurs moyens permettent cependant d'estimer la conformité des déplacements mesurés. En premier lieu, pour les essais de recristallisation (§2.3.3.2 et §C.1.4), les champs de déformation évalués à partir des résultats de C.I.N. ont systématiquement été comparés aux résultats de calculs éléments finis, eux-mêmes paramétrés par les résultats d'un essai de traction uniaxiale conventionnel. Les faibles écarts constatés entre le modèle et les déformations expérimentales plaident pour une précision satisfaisante. Enfin, sur deux essais distincts détaillés dans les sections suivantes, la mesure de déplacement corrélée est comparée à une valeur de référence obtenue par un moyen indépendant, pour des conditions proches des essais réalisés.

D.2.2.1 Comparaison du déplacement corrélé à une mesure de référence

Pour l'essai de traction sur le fer ARMCO présenté au §2.3.2.2, la comparaison sur la charge élastique de la mesure de déformation donnée par l'extensomètre avec la déformation calculée à partir de C.I.N. permet de valider qualitativement la précision de cette dernière (fig. D.2). Si l'on se contente de comparer la moyenne des déformations calculées dans la zone utile (notée $\varepsilon_{moy. corr.}$) avec la mesure de l'extensomètre, on constate des écarts significatifs ($\geq 15\%$) lors de la charge. Ces écarts peuvent s'expliquer par les variations locales de déformation, auxquelles la mesure de champ est sensible mais que l'extensomètre ne peut pas détecter directement. Pour valider cette intuition, une seconde évaluation de la déformation à partir de la mesure des déplacements par corrélation est proposée, reflétant le principe de fonctionnement de l'extensomètre. On pose (eq. D.4) :

$$\varepsilon_{dep. corr.} = \frac{U_{l_1} - U_{l_2}}{L_0} \quad (D.4)$$

où l_1 et l_2 désignent la position (sur l'image de référence) de chacune des lames de l'extensomètre, et L_0 l'écartement initial des lames. U_{l_1} et U_{l_2} désignent alors la moyenne des déplacements aux abscisses l_1 et l_2 , respectivement.

L'écart entre $\varepsilon_{dep. corr.}$ et la mesure de l'extensomètre est significativement plus faible ($\leq 5\%$, en dehors des premiers instants). Ce résultat permet de valider le calcul des déplacement effectué

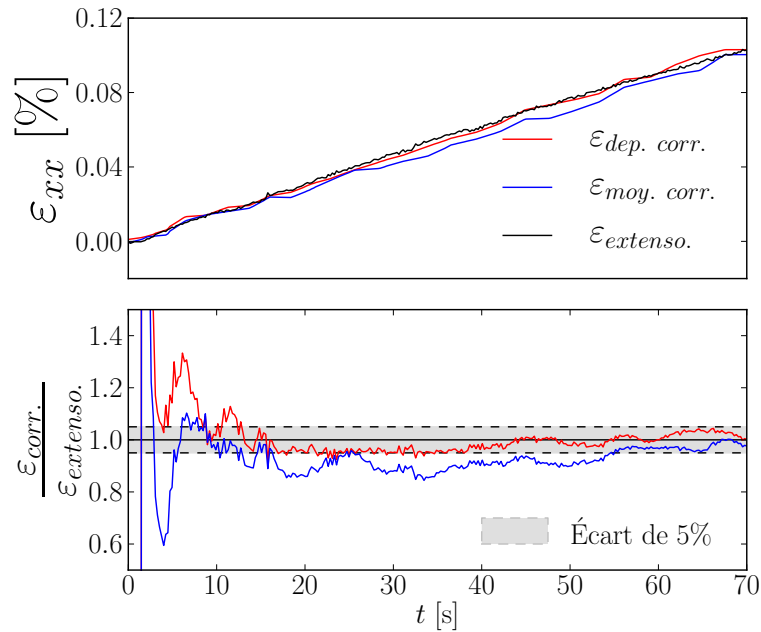


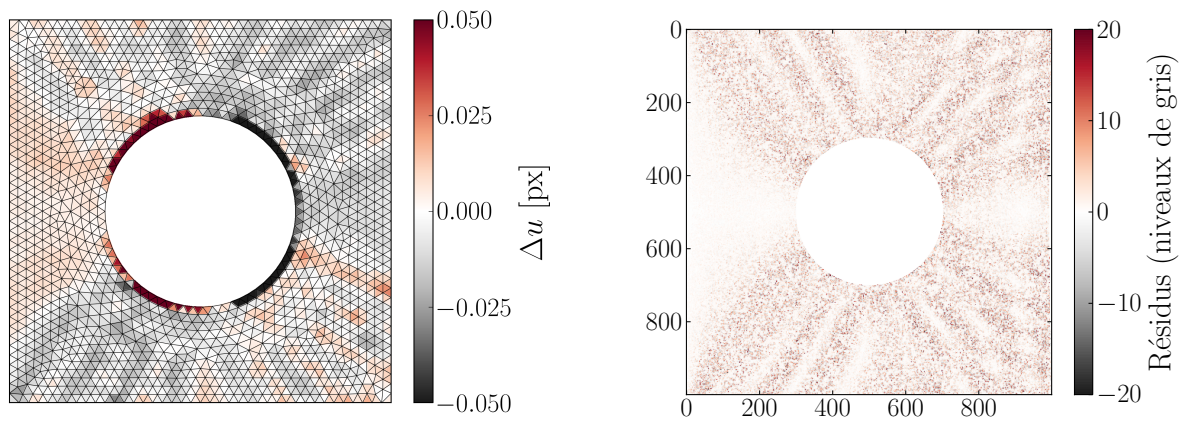
FIGURE D.2 – Validation de la mesure de déplacements par corrélation

à partir de la mesure de champs, et met en relief l'hétérogénéité de la déformation sur cet essai.

D.2.3 Quantification de l'erreur sur un essai virtuel de référence

Une façon de valider la mesure de corrélation est de générer des images déformées numériquement pour évaluer la sensibilité de l'erreur de corrélation à différents paramètres [Bornert *et al.* 2009]. L'essai synthétique présenté dans le troisième chapitre (§3.2), initialement conçu pour valider la méthode F.E.M.U. pour une modélisation élasto-plastique, permet une estimation approximative de l'erreur en déplacement pour les paramètres de corrélation utilisés. La figure D.3a présente l'écart entre les déplacements obtenus à partir de la projection des résultats de la corrélation sur le maillage élément finis et les déplacements du calcul de référence (suivant la direction horizontale). La figure D.3b présente les résidus de corrélation (en niveaux de gris).

La correspondance des motifs observés sur ces deux images indique que l'erreur observée sur la première figure provient bien principalement de la corrélation (le reste étant dû à une erreur de projection sur le maillage). À l'exception du pourtour du trou central, l'écart entre les déplacements réels et les déplacements corrélés est donc de l'ordre de 10^{-2} pixel, ce qui est satisfaisant. L'erreur est plus importante à proximité du trou car l'échantillonneur d'images utilisé discrétise l'image sur une grille régulière, ce qui entraîne des erreurs d'évaluation à proximité des bords de la géométrie.



(a) Résidus en déplacement pour l'essai virtuel

(b) Résidus de corrélation

FIGURE D.3 – Résidus de corrélation et résidus en déplacement pour un essai synthétique

Bibliographie

- [Anderson & Mehl 1945] W. Anderson et R. Mehl. *Recrystallization of Al in terms of the rate of nucleation and growth*. Trans. AIME, no. 161, page 140, 1945. (Cité en page 57.)
- [Andrieux & Abda 1993] S Andrieux et A Ben Abda. *The reciprocity gap : a general concept for flaws identification problems*. Mechanics research communications, vol. 20, no. 5, pages 415–420, 1993. (Cité en page 86.)
- [Atraszkiewicz *et al.* 2012] R. Atraszkiewicz, B. Januszewicz, L. Kaczmarek, W. Stachurski, K. Dybowski et A. Rzepkowski. *High pressure gas quenching : Distortion analysis in gears after heat treatment*. Materials Science and Engineering : A, vol. 558, pages 550 – 557, 2012. (Cité en page 42.)
- [Avril *et al.* 2008a] S. Avril, F. Pierron, Y. Pannier et R. Rotinat. *Stress reconstruction and constitutive parameter identification in plane-stress elastoplastic problems using surface measurements of deformation fields*. Experimental Mechanics, no. 48, pages 403–419, 2008. (Cité en page 86.)
- [Avril *et al.* 2008b] Stéphane Avril, Marc Bonnet, Anne-Sophie Bretelle, Michel Grediac, François Hild, Patrick Ienny, Felix Latourte, Didier Lemosse, Stéphane Pagano, Emmanuel Pagnacco *et al.* *Overview of identification methods of mechanical parameters based on full-field measurements*. Experimental Mechanics, vol. 48, no. 4, pages 381–402, 2008. (Cité en pages 85 et 88.)
- [Banvillet *et al.* 2003] A. Banvillet, T. Palin-Luc et S. Lasserre. *A volumetric energy based high cycle multiaxial fatigue criterion*. International Journal of Fatigue, no. 25, pages 755–769, 2003. (Cité en pages 31 et 32.)
- [Bathias & Pineau 2009] Claude Bathias et André Pineau. *Fatigue des matériaux et des structures*. Hermes, 2009. (Cité en page 28.)
- [Baudin 2011] Thierry Baudin. *Analyse EBSD–Déformation et recristallisation des matériaux métalliques*. Techniques de l’ingénieur, no. Ref. M4139, 2011. (Cité en page 55.)
- [Bennett & McDowell 2003] VP Bennett et DL McDowell. *Polycrystal orientation distribution effects on microslip in high cycle fatigue*. International Journal of Fatigue, vol. 25, no. 1, pages 27–39, 2003. (Cité en pages 111, 113, 119 et 128.)
- [Bertolino *et al.* 2007] G. Bertolino, A. Constantinescu, M. Ferjani et P. Treiber. *A multiscale approach of fatigue and shakedown for notched structures*. Theoretical and applied fracture mechanics, no. 48, pages 140–151, 2007. (Cité en page 111.)
- [Bodelot 2008] Laurence Bodelot. *Étude couplée des champs cinématiques et thermiques à l’échelle de la microstructure des matériaux métalliques*. PhD thesis, École centrale de Lille, 2008. (Cité en pages 76 et 79.)
- [Bornert *et al.* 2009] Michel Bornert, Fabrice Brémand, Pascal Doumalin, J-C Dupré, Marina Fazzini, M Grédiac, François Hild, Sebastien Mistou, Jérôme Molimard, J-J Orteu *et al.* *Assessment of digital image correlation measurement errors : methodology and results*. Experimental mechanics, vol. 49, no. 3, pages 353–370, 2009. (Cité en page 156.)
- [Brand *et al.* 1992] A. Brand, J-F. Flavenot, R. Grégoire et C. Tournier. *Recueil de données technologiques sur la fatigue*. CETIM, 1992. (Cité en page 17.)

- [Burgers 1941] W.G. Burgers. Rekrystallisation, verformter zustand und erholung (recrystallisation, état déformé et restauration). Akademische Verlag, Leipzig, 1941. (Cité en pages 58, 59, 63, 114 et 151.)
- [Burke & Turnbull 1952] J.E. Burke et D. Turnbull. *Recrystallization and grain growth*. Progress in Metal Physics, no. 3, pages 220–244, 1952. (Cité en page 56.)
- [Cahn 1996] R.W. Cahn. Recovery and recrystallization. Elsevier Science BV, 1996. (Cité en pages 57, 58 et 59.)
- [Caillet 2007] Nicolas Caillet. *Prise en compte des spécificités des pièces forgées en fatigue illimitée*. PhD thesis, École nationale supérieure des mines de Paris, 2007. (Cité en pages 10, 19, 21, 23 et 25.)
- [Cano *et al.* 2004] F. Cano, A. Constantinescu et H. Maitournam. *Critère de fatigue polycyclique pour des matériaux anisotropes : application aux monocristaux*. C.R. Mécanique, no. 332, pages 115–121, 2004. (Cité en pages 24 et 42.)
- [Castro 1969] R. Castro. Les inclusions non-métalliques dans l'acier. Cours du CESSID Metz, 1969. (Cité en page 20.)
- [Charkaluk 2010] Éric Charkaluk. Fatigue des structures. Cours de l'École centrale de Lille, 2010. (Cité en page 137.)
- [Christ & Smith 1967] B.W. Christ et V.G. Smith. *Comparison of the Hall-Petch parameters of zone-refined iron determined by the grain size and extrapolation methods*. Acta Metallurgica, vol. 15, pages 809–816, 1967. (Cité en page 74.)
- [Claire *et al.* 2004] D. Claire, F. Hild et S. Roux. *A finite element formulation to identify damage fields : the equilibrium gap method*. International Journal for Numerical Methods in Engineering, vol. 61(2), pages 189–208, 2004. (Cité en page 86.)
- [Coffin 1954] L.F. Coffin. *A study of the effect of cyclic thermal stresses on a ductile metal*. Trans Am Soc Mech Eng, no. 76, pages 931–950, 1954. (Cité en pages 15 et 33.)
- [Collins *et al.* 1974] J. Collins, G. Hart et B. Kennedy. *Statistical identification of structures*. AIAA Journal, no. 12, pages 185–190, 1974. (Cité en page 87.)
- [Conrad & Schoeck 1960] H. Conrad et G. Schoeck. Acta Metallurgica, vol. 8, page 791, 1960. (Cité en page 74.)
- [Cottrell 1963] A.H. Cottrell. In Discontinuous Yielding, pages 3–26, 1963. (Cité en page 61.)
- [Coupard *et al.* 2008] Dominique Coupard, Thierry Palin-luc, Philippe Bristiel, Vincent Ji et Christian Dumas. *Residual stresses in surface induction hardening of steels : Comparison between experiment and simulation*. Materials Science and Engineering A, no. 487, pages 328–339, 2008. (Cité en page 17.)
- [Crossland 1956] B. Crossland. *Effect of large hydrostatic pressures on the tensional fatigue strength of alloy steel*. In Proceedings of the International Conference on Fatigue of metals, pages 138–149, 1956. (Cité en page 134.)
- [Dakhlaoui 2006] Rim Dakhlaoui. *Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage polycristallin multiphasé par diffraction des rayons X et neutroniques*. PhD thesis, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2006. (Cité en page 12.)
- [Dang Van *et al.* 1989] K. Dang Van, G. Cailletaud, J-F. Flavenot, L. Douaron et H-P. Lieurade. *Criterion for high-cycle fatigue failure under multiaxial loading*. Biaxial and multiaxial fatigue, no. ?, pages 459–478, 1989. (Cité en page 136.)

- [Dang Van 1973] K. Dang Van. *Sur la résistance à la fatigue des métaux*. PhD thesis, In Sciences et Techniques de l'Armement, 1973. (Cité en pages 4, 24, 110 et 135.)
- [Delahay & Palin-Luc 2006] T. Delahay et T. Palin-Luc. *Estimation of the fatigue strength distribution in high-cycle multiaxial fatigue taking into account the stress-strain gradient effect*. International Journal of fatigue, no. 28, pages 474–484, 2006. (Cité en page 36.)
- [Deperrois 1991] Andre Deperrois. *Sur le calcul de limites d'endurance des aciers*. PhD thesis, École Polytechnique, 1991. (Cité en page 16.)
- [Di Schino & Kenny 2003] A. Di Schino et M.J. Kenny. *Grain size dependence of the fatigue behaviour of a ultrafine-grained AISI 304 stainless steel*. Material letters, no. 57, pages 3182–3185, 2003. (Cité en page 19.)
- [Dumas *et al.* 2007] C. Dumas, T. Palin-Luc, D. Coupard, P. Bristiel et V. Ji. *Fatigue strength assessment of components treated by surface induction hardening*. In METAL 2007, Hradec nad Moravici, 2007. (Cité en pages 14 et 17.)
- [Ekberg & Sotkovszki 2001] Anders Ekberg et Peter Sotkovszki. *Anisotropy and rolling contact fatigue of railway wheels*. International Journal of Fatigue, no. 23, pages 29–43, 2001. (Cité en pages 23 et 42.)
- [El Haddad *et al.* 1979] M. El Haddad, T. Topper et K. Smith. *Prediction of non-propagating cracks*. Eng. Fract. Mech., no. 11, pages 573–584, 1979. (Cité en pages 23 et 37.)
- [Fatemi & Socie 1988] Ali Fatemi et Darrell F Socie. *A Critical Plane Approach to Multiaxial Fatigue Damage Including out-of-Phase Loading*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol. 11, no. 3, pages 149–165, 1988. (Cité en page 111.)
- [Gaucheron 1998] M. Gaucheron. *Mise en forme de l'acier par estampage*. Techniques de l'ingénieur, no. Ref. M3200, pages 1–27, 1998. (Cité en pages 21 et 25.)
- [Gros 1996] Valérie Gros. *Étude de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue dans les essieux-axes ferroviaires*. PhD thesis, École Centrale Paris, 1996. (Cité en pages 7, 10 et 116.)
- [Grumbach 2008] Marc Grumbach. *Aciers d'usage général - Calcul des caractéristiques mécaniques*. Techniques de l'ingénieur, no. Ref. M4518, page 6, 2008. (Cité en page 8.)
- [Grédiac & Hild 2011] Michel Grédiac et François Hild. *Mesures de champs et identification en mécanique des solides*. Hermes, 2011. (Cité en pages 2, 88 et 153.)
- [Grédiac & Pierron 2006] M. Grédiac et F. Pierron. *Applying the virtual fields method to the identification of elasto-plastic constitutive parameters*. International Journal of Plasticity, no. 22, pages 602–627, 2006. (Cité en page 86.)
- [Grédiac *et al.* 2002] M. Grédiac, E. Toussaint et F. Pierron. *Special virtual fields for the direct determination of material parameters with the virtual fields method. 2-Application to in-plane properties*. International Journal of Solids and Structures, no. 39, pages 2707–2730, 2002. (Cité en page 86.)
- [Grédiac 1989] M. Grédiac. *Principe des travaux virtuels et identification*. Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, 1989. (Cité en page 86.)
- [Guechichi & Castex 2005] H. Guechichi et L. Castex. *Fatigue limits prediction of surface treated materials*. Journal of Materials Processing Technology, no. 172, pages 381–387, 2005. (Cité en page 16.)

- [Guerchais *et al.* 2014] Raphaël Guerchais, Nicolas Saintier, Franck Morel et Camille Robert. *Micromechanical investigation of the influence of defects in high cycle fatigue*. International Journal of Fatigue, vol. 67, pages 159–172, 2014. (Cité en pages 111 et 127.)
- [Guerchais 2014] Raphaël Guerchais. *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*. PhD thesis, Paris, ENSAM, 2014. (Cité en page 113.)
- [Guilhem *et al.* 2010] Yoann Guilhem, Stéphanie Basseville, Francois Curtit, Jean-Michel Stephan et Georges Cailletaud. *Investigation of the effect of grain clusters on fatigue crack initiation in polycrystals*. International Journal of Fatigue, vol. 32, no. 11, pages 1748–1763, 2010. (Cité en pages 111, 113, 119 et 128.)
- [Hall 1951] E. O. Hall. *The Deformation and Ageing of Mild Steel*. Proc. Phys. Soc. Lond., no. 64, pages 747–753, 1951. (Cité en pages 2, 19, 72 et 73.)
- [Hankins & Becker 1936] Hankins et Becker. *Further experiments on the effect of surface condition on the fatigue resistance of steels*. J. Iron Steel Institute, no. 133, pages 399–425, 1936. (Cité en page 18.)
- [Heripre 2006] Eva Heripre. *Méthode de couplage multi-échelles entre simulations numériques polycristallines et mesures de champs pour l'identification des paramètres de lois de comportement et de fissuration des matériaux métalliques*. PhD thesis, École Polytechnique, 2006. (Cité en page 113.)
- [Hild 1992] François Hild. *De la rupture des matériaux à comportement fragile*. PhD thesis, Université Paris VI, 1992. (Cité en page 35.)
- [Hirakawa *et al.* 1998] K. Hirakawa, K. Toyama et M. Kubot. *The analysis and prevention of failure in railway axles*. International Journal of Fatigue, no. 20, pages 135–144, 1998. (Cité en page 14.)
- [Hoffmann *et al.* 1986] J.E. Hoffmann, D. Löhe et E. Macherauch. In Influence of machining residual stresses on the bending fatigue behaviour of notched specimens of Ck 45 in different heat treating states, 1986. (Cité en page 14.)
- [Hor *et al.* 2014] Anis Hor, Nicolas Saintier, Camille Robert, Thierry Palin-Luc et Franck Morel. *Statistical assessment of multiaxial HCF criteria at the grain scale*. International Journal of Fatigue, vol. 67, pages 151–158, 2014. (Cité en page 111.)
- [Humphreys & Hatherly 2004] F.J. Humphreys et M. Hatherly. *Recrystallization and related annealing phenomena* (second edition). Elsevier, 2004. (Cité en page 57.)
- [Härkegard & Halleraker 2010] G. Härkegard et G. Halleraker. *Assessment of methods for prediction of notch size effects at the fatigue limit based on test data by Böhm and Magin*. International Journal of Fatigue, no. 32, pages 1701–1709, 2010. (Cité en pages 36 et 40.)
- [James *et al.* 2007] M.N. James, D.J. Hughes, Z. Chen, H. Lombard, D.G. Hattingh, D. Asquith, J.R. Yates et P.J. Webster. *Residual stresses and fatigue performance*. Engineering Failure Analysis, no. 14, pages 384–195, 2007. (Cité en page 13.)
- [Jaoul 1961] B. Jaoul. *Consolidation des polycristaux de fer et hypothèses sur l'origine du palier des courbes de traction*. J. Mech. Phys. Solids, no. 9, pages 69–90, 1961. (Cité en pages 59, 61, 74 et 102.)
- [Kavanagh & Clough 1971] K. Kavanagh et R. Clough. *Finite element applications in the characterization of elastic solids*. International Journal of Solids and Structures, no. 7, pages 11–23, 1971. (Cité en page 87.)

- [Kitagawa & Takahashi 1976] H. Kitagawa et S. Takahashi. *Applicability of fracture mechanics to very small cracks*. In Proceedings of the second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, pages 627–631, 1976. (Cité en pages 23, 25 et 36.)
- [Koibuchi *et al.* 1982] K. Koibuchi, T. Hayama et S. Kawai. *Residual stress and fatigue strength of surface hardened components*. Mechanical Engineering Res. Lab., Hitachi Ltd., Tsuchiura, Ibaraki, Japan, 1982. (Cité en pages 13, 14 et 15.)
- [Kubiak 2006] Krzysztof Kubiak. *Quantification de la fissuration d'un contact soumis à des sollicitations complexes en fretting wear et en fretting fatigue*. PhD thesis, École centrale de Lyon, 2006. (Cité en pages 7, 8 et 10.)
- [Ladevèze & Leguillon 1983] P. Ladevèze et D. Leguillon. *Error estimate procedure in the finite element method and applications*. SIAM Journal on Numerical Analysis, vol. 20, pages 485–509, 1983. (Cité en page 87.)
- [Lanning *et al.* 2005a] David B. Lanning, Theodore Nicholas et George K. Haritos. *On the use of critical distance theories for the prediction of the high cycle fatigue limit stress in notched Ti-6Al-4V*. International Journal of Fatigue, no. 27, pages 45–57, 2005. (Cité en page 38.)
- [Lanning *et al.* 2005b] David B. Lanning, Theodore Nicholas et Anthony Palazotto. *The effect of notch geometry on critical distance high cycle fatigue predictions*. International Journal of Fatigue, no. 27, pages 1623–1627, 2005. (Cité en pages 38 et 39.)
- [Latourte *et al.* 2008] F. Latourte, A. Chrysochoos, S. Pagano et B. Wattrisse. *Elastoplastic behavior identification for heterogeneous loadings and materials*. Experimental Mechanics, vol. 48, pages 435–449, 2008. (Cité en page 87.)
- [Lecompte *et al.* 2007] David Lecompte, Arwen Smits, Hugo Sol, John Vantomme et Danny Van Hemelrijck. *Mixed numerical and experimental technique for orthotropic parameter identification using biaxial tensile tests on cruciform specimens*. International Journal of Solids and Structures, no. 44, pages 1643–1656, 2007. (Cité en page 88.)
- [Lee & Chen 1991] H.T. Lee et J.C. Chen. *Temperature effect induced by uniaxial tensile loading*. Journal of Materials Science, vol. 26, no. 21, pages 5685–5692, 1991. (Cité en pages 76 et 80.)
- [Lemaître & Chaboche 2001] J. Lemaître et J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 2001. (Cité en page 8.)
- [Liljedahl *et al.* 2010] C.D.M. Liljedahl, O. Zanellato, M.E. Fitzpatrick, J. Lin et L. Edwards. *The effect of weld residual stresses and their re-distribution with crack growth during fatigue under constant amplitude loading*. International Journal of fatigue, no. 32, pages 735–743, 2010. (Cité en page 13.)
- [Lim *et al.* 2011] H Lim, MG Lee, JH Kim, BL Adams et RH Wagoner. *Simulation of polycrystal deformation with grain and grain boundary effects*. International Journal of Plasticity, vol. 27, no. 9, pages 1328–1354, 2011. (Cité en pages 115 et 131.)
- [Lu 2006] Jian Lu. *Traitements de surface mécaniques, Effets sur les matériaux*. Techniques de l'ingénieur, no. Ref. M1191, pages 1050–1056, 2006. (Cité en pages 13 et 15.)
- [Lucas *et al.* 1981] Bruce D Lucas, Takeo Kanade *et al.* *An iterative image registration technique with an application to stereo vision*. In IJCAI, volume 81, pages 674–679, 1981. (Cité en page 153.)

- [Lüders 1860] W. Lüders. *Dinglers' Polytechnisches*, no. 155, page 18, 1860. (Cité en page 60.)
- [Ma *et al.* 2011] Yu E. Ma, P. Staron, T. Fischer et P.E. Irving. *Size effects on residual stress and fatigue crack growth in friction stir welded 2195-T8 aluminium*. *International Journal of Fatigue*, no. 33, pages 1426–1434, 2011. (Cité en page 13.)
- [Macherauch & Kloss 1986] E. Macherauch et K.H. Kloss. In *Proceedings of the Int. Conf. on residual stress*, pages 3–26, 1986. (Cité en page 12.)
- [Manson 1953] S.S. Manson. *Behavior of materials under conditions of thermal stress*. NACA Report 1170, 1953. (Cité en pages 15 et 33.)
- [Marteau 2013] Julie Marteau. *Caractérisation multi-échelle et analyse par essai d'indentation instrumentée de matériaux à gradient générés par procédés mécaniques et thermochimiques de traitement de surface*. PhD thesis, Université Technologique de Compiègne, 2013. (Cité en page 44.)
- [Mateo *et al.* 2003] A. Mateo, L. Llanes, N. Akdut, J. Stolarz et M. Anglada. *Anisotropy effects on the fatigue behaviour of rolled duplex stainless steels*. *International Journal of Fatigue*, no. 25, pages 481–488, 2003. (Cité en page 22.)
- [Mathars 1934] J. Mathars. *Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled holes*. *Trans. ASME*, no. 56, page 249, 1934. (Cité en page 13.)
- [McDowell & Dunne 2010] DL McDowell et FPE Dunne. *Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation*. *International Journal of Fatigue*, vol. 32, no. 9, pages 1521–1542, 2010. (Cité en pages 1 et 110.)
- [Messio 2014] Élisabeth Messio. *Étude de la plasticité en présence de gradients*. Rapport de stage de recherche, *École Polytechnique*, 2014. (Cité en page 92.)
- [Meuwissen *et al.* 1998] M.H.H. Meuwissen, C.W.J. Oomens, F.P.T. Baaijens, R. Petterson et J.D. Janssen. *Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method*. *Journal of Materials Processing technology*, no. 75, pages 204–211, 1998. (Cité en page 88.)
- [Milesi 2009] Marc Milesi. *Impact des caractéristiques microstructurales des pièces forgées sur leur tenue en fatigue à grand nombre de cycles*. PhD thesis, *École nationale supérieure des mines de Paris*, 2009. (Cité en page 10.)
- [Moore & Morkovin 1944] H.F. Moore et D. Morkovin. *Third progress report on the effect of size of specimen on fatigue strength of three types of steel*. In *Proc. ASTM*, volume 44, pages 137–158, 1944. (Cité en page 27.)
- [Morel 1998] F. Morel. *A fatigue life prediction method based on a mesoscopic approach in constant amplitude multiaxial loading*. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, no. 21, pages 241–256, 1998. (Cité en page 32.)
- [Murakami & Endo 1994] Y. Murakami et M. Endo. *Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength*. *International Journal of Fatigue*, no. 16, pages 163–182, 1994. (Cité en page 23.)
- [Muramatsu *et al.* 2014] M. Muramatsu, Y. Aoyagi, Y. Tadano et K. Shizawa. *Phase-field simulation of static recrystallization considering nucleation from subgrains and nucleus growth with incubation period*. *Computational Materials Science*, vol. 87, pages 112 – 122, 2014. (Cité en page 57.)

- [Nakayama & Loomis 1974] K Nakayama et JM Loomis. *Optical velocity patterns, velocity-sensitive neurons, and space perception : a hypothesis*. Perception, vol. 3, no. 1, pages 63–80, 1974. (Cité en page 153.)
- [Neuber 1946] H. Neuber. Kerbspannungslehre (*Theory of Notch Stresses*. Ann Arbor (MI), J.W. Edwards Co, 1946. (Cité en pages 29 et 37.)
- [Nguyen 2008] Huyen Thi Thu Nguyen. *Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles*. PhD thesis, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2008. (Cité en pages 25, 36 et 137.)
- [Nishida *et al.* 2003] S. Nishida, N. Hattori et Y. Takaoka. *Evaluation of strength of double notched specimens*. Key Eng Mater, no. 251-252, pages 19–24, 2003. (Cité en page 40.)
- [Norberg & Olsson 2007] S. Norberg et M. Olsson. *The effect of loaded volume and stress gradient on the fatigue limit*. International Journal of Fatigue, no. 29, pages 2259–2272, 2007. (Cité en pages 36, 39 et 40.)
- [Owolabi *et al.* 2010] GM Owolabi, R Prasannavenkatesan et DL McDowell. *Probabilistic framework for a microstructure-sensitive fatigue notch factor*. International Journal of Fatigue, vol. 32, no. 8, pages 1378–1388, 2010. (Cité en page 111.)
- [Palin-Luc & Lasserre 1998] Thierry Palin-Luc et Serge Lasserre. *An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue*. European Journal of mechanics, A/SOLIDS, vol. 17, no. 2, pages 237–251, 1998. (Cité en page 31.)
- [Palin-Luc *et al.* 2011] T. Palin-Luc, D. Coupard, C. Dumas et P. Bristiel. *Simulation of multiaxial fatigue strength of steel component treated by surface induction hardening and comparison with experimental results*. International Journal of Fatigue, no. 33, pages 1040–1047, 2011. (Cité en page 17.)
- [Papadopoulos & Panoskaltis 1996] Ioannis V. Papadopoulos et Vassilis S. Panoskaltis. *Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion*. Engineering fracture mechanics, no. 55, pages 513–528, 1996. (Cité en pages 1, 27, 28, 30, 40 et 42.)
- [Papadopoulos 1987] I.V. Papadopoulos. *Fatigue polycyclique des métaux : une nouvelle approche*. PhD thesis, ENPC, 1987. (Cité en pages 24, 25, 110 et 137.)
- [Park *et al.* 2005] J.S. Park, S.J. Kim, K.H. Kim, S.H. Park et C.S. Lee. *A microstructural model for predicting high cycle fatigue life of steels*. International Journal of Fatigue, no. 27, pages 1115–1123, 2005. (Cité en page 19.)
- [Park 2003] J.S. Park. *A microstructural model for the prediction of high cycle fatigue life based on the small crack theory*. PhD thesis, POSTECH, Pohang Korea, 2003. (Cité en page 19.)
- [Peirce 1926] F. T. Peirce. *Tensile tests for cotton yarns 'The weakest link-Theorems on the strength of long and of composite specimens'*. J. Tex. Inst., no. 17, 1926. (Cité en page 34.)
- [Pessard *et al.* 2011] E. Pessard, F. Morel et D. Bellett. *Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel*. International Journal of Fatigue, no. 33, pages 568–577, 2011. (Cité en pages 24 et 25.)
- [Pessard 2009] Étienne Pessard. *Comportement anisotrope en fatigue des composants mécaniques forgés*. PhD thesis, Université d'Angers, 2009. (Cité en pages 10, 21, 22, 25, 41 et 42.)
- [Petch 1953] N.J. Petch. *The cleavage strength of polycrystals*. Journal of the Iron and Steel Institute, no. 5, pages 25–28, 1953. (Cité en pages 2, 19, 72 et 73.)

- [Petch 1964] N.J. Petch. *Acta Metallurgica*, vol. 12, page 59, 1964. (Cité en pages 73, 74 et 107.)
- [Peterson 1953] R.E. Peterson. *Stress concentration design factors*. John Wiley & Sons, ISBN 978-0471683766, 1953. (Cité en page 29.)
- [Piobert 1842] A. Piobert. *Mém. de l'Artillerie*, no. 5, page 525, 1842. (Cité en page 60.)
- [Pippan 1991] Reinhard Pippan. *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*, no. 138, pages 1–13, 1991. (Cité en page 20.)
- [Pokorny 1998] Annick et Jean Pokorny. *Action du corroyage sur la structure de coulée des aciers*. *Techniques de l'ingénieur*, no. Ref. M610, pages 1–32, 1998. (Cité en page 20.)
- [Predan *et al.* 2010] Jozef Predan, Reinhard Pippan et Nenad Gubelj. *Fatigue crack propagation in threshold regime under residual stresses*. *International Journal of Fatigue*, no. 32, pages 1050–1056, 2010. (Cité en page 13.)
- [Przybyla & McDowell 2012] CP Przybyla et DL McDowell. *Microstructure-sensitive extreme-value probabilities of high-cycle fatigue for surface vs. subsurface crack formation in duplex Ti-6Al-4V*. *Acta Materialia*, vol. 60, no. 1, pages 293–305, 2012. (Cité en page 111.)
- [Quey *et al.* 2011] R. Quey, P.R. Dawson et F. Barbe. *Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method : Generation, meshing and remeshing*. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, no. 200, pages 1729–1745, 2011. (Cité en page 112.)
- [Quinney & Taylor 1937] H. Quinney et G.I. Taylor. *The emission of latent energy due to previous cold working when a metal is heated*. 1937. (Cité en page 75.)
- [Qylafku *et al.* 1999] G. Qylafku, Z. Azari, N. Kadi, M. Gjonaj et G. Pluinage. *Application of a new model proposal for fatigue life prediction on notches and key-seats*. *International Journal of Fatigue*, no. 21, pages 753–760, 1999. (Cité en pages 29, 39 et 40.)
- [Rankine 1842] W.J.M. Rankine. *On the causes of the unexpected breakage of the journals of railway axles, and on the means of preventing such accidents by observing the law of continuity in their construction*. In *Institution of Civil Engineers, Minutes of Proceedings*, pages 105–108, 1842. (Cité en page 4.)
- [Robert *et al.* 2012] Camille Robert, Nicolas Saintier, Thierry Palin-Luc et Franck Morel. *Micro-mechanical modelling of high cycle fatigue behaviour of metals under multiaxial loads*. *Mechanics of Materials*, vol. 55, pages 112–129, 2012. (Cité en pages 111 et 127.)
- [Réthoré *et al.* 2013] Julien Réthoré, Muhibullah, Thomas Elguedj, Michel Coret, Philippe Chaudet et Alain Combescure. *Robust identification of elasto-plastic constitutive law parameters from digital images using 3D kinematics*. *International Journal of Solids and Structures*, no. 50, pages 73–85, 2013. (Cité en pages 88, 89, 95 et 108.)
- [Réthoré 2010] Julien Réthoré. *A fully integrated noise robust strategy for the identification of constitutive laws from digital images*. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 84, no. 6, pages 631–660, 2010. (Cité en page 88.)
- [Révillon & Leluan 1975] A. Révillon et A. Leluan. *Recherches sur l'optimisation des essieux-axes de la SNCF*. Rapport technique, SNCF, 1975. (Cité en page 29.)
- [Saad *et al.* 2014] S. Saad, V. Magnier, E. Charkaluk, P. Dufrenoy et F. Demilly. *Development of a numerical chain to optimize railway axles with respect to fatigue damage*. *Key Eng. Mat.*, no. 611-612, pages 1683–1693, 2014. (Cité en page 26.)

- [Saad 2015] Sofiane Saad. *Modélisation et optimisation multi-critères de fatigue pour des essieux ferroviaires innovants*. PhD thesis, Université Lille 1, 2015. (Cité en pages 7, 18, 48 et 130.)
- [Sachs 1929] G. Sachs. « *Evidence of residual stresses in rods and tubes* ». *Zeitschrift für metallkunde*, no. 19, pages 352–359, 1929. (Cité en page 13.)
- [Seghir *et al.* 2012] Rian Seghir, Laurence Bodelot, Eric Charkaluk et Philippe Dufrénoy. *Numerical and experimental estimation of thermomechanical fields heterogeneity at the grain scale of 316L stainless steel*. *Computational Materials Science*, vol. 53, no. 1, pages 464–473, 2012. (Cité en page 116.)
- [Seghir 2012] Rian Seghir. *Experimental and numerical investigation of thermomechanical couplings and energy balance in metallic polycrystals*. PhD thesis, École centrale de Lille, 2012. (Cité en pages 79, 80 et 113.)
- [Shang *et al.* 2001] De-Guang Shang, Da-Kang Wang, Ming Li et Wei-Xing Yao. *Local stress-strain field intensity approach to fatigue life prediction under random cyclic loading*. *International Journal of Fatigue*, no. 23, pages 903–910, 2001. (Cité en pages 32 et 33.)
- [Sines 1959] G. Sines. *Behaviour of metals under complex static and alternating stresses*. *Metal fatigue*, pages 145–169, 1959. (Cité en page 30.)
- [Smith *et al.* 1970] K.N. Smith, P. Watson et T.H. Topper. *A stress-strain function for the fatigue metals*. *J Mater JMSLA*, no. 5, pages 767–778, 1970. (Cité en page 33.)
- [Sonsino *et al.* 1997] Sonsino, Kaufmann et Grubisic. *Transferability of material data for the example of a randomly loaded forged truck stub axle*. *SAE Tech. paper Series*, no. 970708, pages 1–22, 1997. (Cité en pages 33, 40 et 42.)
- [Sutton *et al.* 1983] MA Sutton, WJ Wolters, WH Peters, WF Ranson et SR McNeill. *Determination of displacements using an improved digital correlation method*. *Image and vision computing*, vol. 1, no. 3, pages 133–139, 1983. (Cité en page 153.)
- [Sutton *et al.* 2009] Michael A Sutton, Jean Jose Orteu et Hubert Schreier. *Image correlation for shape, motion and deformation measurements : basic concepts, theory and applications*. Springer Science & Business Media, 2009. (Cité en page 153.)
- [Sweeney *et al.* 2013] CA Sweeney, W Vorster, SB Leen, E Sakurada, PE McHugh et FPE Dunne. *The role of elastic anisotropy, length scale and crystallographic slip in fatigue crack nucleation*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 61, no. 5, pages 1224–1240, 2013. (Cité en page 111.)
- [Taylor 1999] David Taylor. *Geometrical effects in fatigue : a unifying theoretical model*. *International Journal of Fatigue*, no. 21, pages 413–420, 1999. (Cité en pages 36, 37, 38, 39, 42 et 119.)
- [Taylor 2005] David Taylor. *Analysis of fatigue failures in components using the theory of critical distances*. *Engineering Failure Analysis*, no. 12, pages 906–914, 2005. (Cité en page 38.)
- [Taylor 2007] David Taylor. *The theory of critical distances : a new perspective in fracture mechanics*. Elsevier, 2007. (Cité en page 38.)
- [Webster & Ezeilo 2001] G.A. Webster et A.N. Ezeilo. *Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes*. *International Journal of Fatigue*, no. 23, pages 375–383, 2001. (Cité en pages 13 et 15.)
- [Weibull 1939a] W. Weibull. *The phenomenon of Rupture in Solids*. The Royal Swedish Institute for Engineering Research, no. 153, pages 1–54, 1939. (Cité en page 34.)

- [Weibull 1939b] W. Weibull. *Statistical theory of the strength of materials*. The Royal Swedish Institute for Engineering Research, no. 151, pages 1–45, 1939. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Weibull 1951] W. Weibull. *A Statistical Distribution of Wide Applicability*. ASME Journal of Applied Mechanics, pages 293–297, 1951. (Cité en page 34.)
- [Westergaard 1939] H. M. Westergaard. *Bearing pressure and cracks*. J. Appl Mech A, no. 61, pages 49–53, 1939. (Cité en pages 37 et 38.)
- [Wilkinson *et al.* 2006] A.J. Wilkinson, G. Meaden et D.J. Dingley. *High-resolution elastic strain measurement from electron backscatter diffraction patterns : New levels of sensitivity*. Ultramicroscopy, no. 106, pages 307–313, 2006. (Cité en page 45.)
- [Wöhler 1860] A. Wöhler. *Versuche über die Festigkeit der Eisenbahnwagenachsen (Étude sur la résistance d'essieux ferroviaires)*. Zeitschrift für Bauwesen, no. 10, 1860. (Cité en page 4.)
- [Yameogo 2004] Arsène Yameogo. *Étude expérimentale et numérique de l'amorçage et de la propagation de fissures de fretting dans un assemblage roue/essieu ferroviaire*. PhD thesis, École centrale Paris, 2004. (Cité en pages 5, 7, 8, 9, 10, 18, 52, 53, 113, 116 et 130.)
- [Yao 1993] Weixing Yao. *Stress Intensity approach for predicting fatigue life*. International Journal of Fatigue, no. 15, pages 243–246, 1993. (Cité en pages 32, 33 et 42.)
- [Zurob *et al.* 2006] H.S. Zurob, Y. Bréchet et J. Dunlop. *Quantitative criterion for recrystallization nucleation in single-phase alloys : Prediction of critical strains and incubation times*. Acta Materialia, vol. 54, no. 15, pages 3983 – 3990, 2006. (Cité en page 57.)

Caractérisation et identification de propriétés de matériaux métalliques à gradients de microstructure

Résumé : L'objectif de ces travaux de thèse est de proposer une démarche de caractérisation et de simulation de matériaux métalliques à gradients de microstructure. Ces résultats doivent permettre de modéliser l'impact du procédé de forgeage sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles d'essieux ferroviaires, produits dans le cadre du projet Innovaxle par la société Valdunes.

Des essais de caractérisation réalisés sur un essieu forgé mettent en évidence un gradient de taille de grain entre le cœur et la surface de la pièce. Ce gradient est reproduit à une échelle plus fine sur des éprouvettes recristallisées en fer ARMCO, dont la caractérisation révèle un comportement élasto-plastique fortement hétérogène. Ce comportement est caractérisé par l'intermédiaire de la méthode F.E.M.U. (Finite Element Model Updating), qui appuie une hypothèse de modélisation basée sur l'application de la loi Hall-Petch à l'échelle mésoscopique.

Cette modélisation sert de base à des simulations en fatigue décrivant la réponse à des sollicitations non-uniformes d'agrégats polycristallins à gradient de microstructure. L'intérêt de microstructures conçues en prévision de chargements spécifiques est mise en avant par ces simulations.

Les calculs éléments finis présentés dans ces travaux sont réalisés avec le logiciel Code Aster, et le logiciel libre YADICS est utilisé pour la corrélation d'images numériques.

Mots-clés : gradients de propriétés, gradients de microstructure, mesures de champs, F.E.M.U., recristallisation, fatigue

Constitutive law identification and characterization of microstructure gradients in metals

Abstract : The main objective of this thesis is to design a consistent methodology for the characterization and simulation of microstructure gradients. This approach will allow the assessment of the high cycle fatigue response of forged railway axles produced by Valdunes, in the context of the Innovaxle project.

The tests conducted on the forged material reveal a very heterogeneous microstructure, whose grain size varies in the width of the axle. A procedure based on recrystallisation is designed to reproduce this grain size gradient on a smaller scale, on a reference material (ARMCO iron). The characterization of the obtained microstructural gradient shows heterogeneities in the local elasto-plastic response of the specimen. This behaviour is tentatively described by a heterogeneously distributed elasto-plastic law over the microstructure, the local yield strength being obtained from the local grain size through a Hall-Petch formulation.

This model is used to simulate the response of microstructure gradients under heterogeneous loadings in the high cycle fatigue regime. The practical interests of such microstructures are outlined by these simulations.

The finite element simulations run in this work make use of the Code Aster software, and the digital image correlation program YADICS is used for image registration purposes.

Keywords : graded microstructure, heterogeneous material properties identification, full field measurements, F.E.M.U., recrystallization
