



Evolution des couches grenaillées sous sollicitations mécaniques de l'acier TRIP780 - Etude de la relaxation des contraintes et de la durée de vie en fatigue

Clément Mauduit

► To cite this version:

Clément Mauduit. Evolution des couches grenaillées sous sollicitations mécaniques de l'acier TRIP780 - Etude de la relaxation des contraintes et de la durée de vie en fatigue. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018. Français. NNT : 2018ENAM0027 . tel-01950265

HAL Id: tel-01950265

<https://pastel.hal.science/tel-01950265>

Submitted on 10 Dec 2018

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

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

École doctorale n° 432 : Science des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ MECANIQUE ET MATERIAU ”

présentée et soutenue publiquement par

Clément MAUDUIT

le 21 juin 2018

**Evolution des couches grenillées sous sollicitations mécaniques de l'acier
TRIP780 – Etude de la relaxation des contraintes et de la durée de vie en
fatigue**

Directeur de thèse : **Laurent BARRALLIER**

Co-encadrement de la thèse : **Régis KUBLER, Sophie BERVEILLER**

Jury

Mme. Catherine VERDU, Professeur, Mateis, INSA Lyon

M. Jean-Michel BERGHEAU, Professeur, LTDS, ENISE

M. Thierry GLORANT, Professeur, ISCR, INSA Rennes

M. Laurent BARRALLIER, Professeur, MSMP, Arts et Métiers ParisTech

M. Régis KUBLER, Maître de conférences, MSMP, Arts et Métiers ParisTech

Mme. Sophie BERVEILLER, Maître de conférences, LEM3, Arts et Métiers ParisTech

M. Bastien WEBER, Docteur, Arcelor

Mme Célia CAER, Docteur, IRT-M2P

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Invité

Invité

**T
H
È
S
E**

Remerciements

Les travaux présentés dans ce manuscrit ont été réalisés au laboratoire MSMP d'Arts et Métiers d'Aix-en-Provence en partenariat avec le laboratoire LEM3 d'Arts et Métiers Metz. Ces recherches, dans le cadre du projet CONDOR ont été dirigées par l'IRT-M2P en partenariat avec un consortium de partenaires industriels et académiques.

Dans un premier temps, je tiens à remercier sincèrement mes encadrants de thèse pour m'avoir accompagné pendant ces trois années. Je remercie Laurent Barrallier d'avoir accepté de diriger cette thèse et de m'avoir fait profiter de toute son expérience sur le sujet ainsi que celle du laboratoire qu'il dirigeait. Je remercie Régis Kubler pour son expertise en simulation et pour sa rigueur qu'il a réussi à m'inculquer. Je remercie Sophie Berveiller pour ses conseils et ses relectures minutieuses du manuscrit.

Je souhaite remercier Messieurs Jean-Michel Bergheau et Thierry Gloriant d'avoir accepté d'être les rapporteurs de ce manuscrit. Je remercie également Bastien Weber et Célia Caer d'avoir fait partie du jury de thèse. Enfin, je souhaite remercier Madame Catherine Verdu de m'avoir fait l'honneur de présider ce jury.

Je souhaite également remercier Martine Monin et Bastien Weber représentant respectivement les entreprises PSA groupe et ArcelorMittal dans ce projet. Votre implication et vos conseils sont à l'origine de beaucoup de résultats de cette thèse. Je remercie également l'IRT-M2P ainsi que Quentin Puydt pour avoir permis à ce projet d'aboutir. Je remercie aussi les autres partenaires industriels du projet (Areva, Safran et Airbus Helicopters) ainsi que les partenaires académiques (ONERA, UTT) d'avoir partagé leurs regards sur ces travaux lors des séminaires CONDOR.

Je remercie également les autres doctorants de la team CONDOR :

- Romain Guiheux, le doctorant historique à qui j'ai essayé de faire aimer la Provence (sans grand succès).
- Vincent Boyer et Jean-Patrick Goulmy pour les bons moments passés en leur compagnie lors des séminaires et des conférences.
- Maxime Gelineau, de qui je me suis également beaucoup inspiré en termes de rigueur et à qui j'ai, à son tour, essayé de faire aimer la Provence (avec plus de succès).

J'adresse des remerciements particuliers aux deux stagiaires qui m'ont grandement aidés pendant cette thèse : Mohamed Kbibou et Malik Ménard. Ce manuscrit n'aurait pas été aussi complet en termes de résultats expérimentaux du laboratoire.

Je remercie également tout le corps enseignant et administratif du laboratoire pour leur aide et leur disponibilité.

Je remercie chaleureusement tous les doctorants du laboratoire que j'ai pu côtoyer depuis mon stage de fin d'étude jusqu'à ma soutenance de thèse au laboratoire. Vous avez rendu ces années extraordinaires et inoubliables chacun à votre manière : Léonard Antoinat, Guillaume Fallot, Céline Cagna, Hazem Mubarak, Benjamin Guillot, Hadrien Weil, Antonin Sanitas, François Godet, Nicolas Spitz et Saptarshee Mitra ainsi que ceux que j'ai cités précédemment.

Je remercie également tous mes amis de Caen, d'Aix et de Lille pour leur soutien ainsi que pour les moments de détente et de folie passés avec eux durant ces trois années.

Je finis par remercier ma famille et particulièrement mes parents pour leur soutien indéfectible. Enfin, je remercie Julie qui a rendu ces années merveilleuses et qui a eu le courage de me supporter même dans les moments difficiles.

Table des matières

Table des notations	v
Introduction	1
1 État de l’art et démarche suivie	5
1.1 Grenaillage de précontrainte	5
1.1.1 Description du procédé	5
1.1.2 Génération des contraintes résiduelles	6
1.1.3 Les différents paramètres de grenaillage	8
1.1.3.1 Choix des billes	8
1.1.3.2 Paramètres procédés	8
1.1.4 Mesure de contrôle du procédé de grenaillage	10
1.1.4.1 L’intensité Almen	10
1.1.4.2 Le point chaud	11
1.1.5 Modélisation du procédé de grenaillage	12
1.2 Matériaux multiphasés à effet TRIP	13
1.2.1 Transformation de phase et effet TRIP	14
1.2.2 Plasticité de transformation	17
1.2.3 Modèles de comportement mécanique des aciers TRIP	21
1.2.3.1 Cinétique de transformation	21
1.2.3.2 Cinétiques de transformation à température constante	21
1.2.4 Plasticité de transformation	23
1.3 Relaxation des contraintes résiduelles	26
1.3.1 Relaxation statique	26
1.3.2 Relaxation cyclique	28
1.3.2.1 Modèles phénoménologiques	28
1.3.2.2 Modèles analytiques	29
1.3.3 Étude expérimentale de la relaxation des matériaux grenaillés	31
1.4 Analyse et modélisation de la fatigue	36
1.4.1 La fatigue multiaxiale	37
1.4.1.1 Fatigue et chargement	37
1.4.1.2 Régression des courbes de Wohler	39
1.4.1.3 Critère de fatigue multiaxiale	40
1.4.2 Critères globaux ou de type Von Mises	40
1.4.2.1 Critère de Sines [Sines et al., 1959]	40
1.4.2.2 Critère de Crossland	41
1.4.3 Critère de plan critique ou de type Tresca	42
1.4.3.1 Critère de Dang Van	42
1.4.4 Fatigue des aciers TRIP	43
1.4.4.1 Fissuration des aciers TRIP	43
1.4.4.2 Durée de vie en fatigue	44
1.5 Démarche suivie	46

2	Techniques expérimentales mises en oeuvre	49
2.1	L'acier TRIP780	49
2.1.1	Composition chimique et microstructure	49
2.1.2	Propriétés mécaniques en traction	50
2.2	Grenaillage	51
2.2.1	Géométries des éprouvettes	51
2.2.2	Protocole de grenaillage	52
2.3	Sollicitations cycliques	53
2.4	Analyses par diffraction des rayons X	54
2.4.1	Présentation de l'analyse de contraintes par diffraction des rayons X	55
	Dosage de phase par diffraction des rayons X	56
2.4.2	Paramètres et protocole d'analyse en profondeur	57
2.4.3	Calcul de la contrainte macroscopique et correction d'enlèvement de	
	matière	58
2.4.4	Evolution des largeurs intégrales des pics de diffraction	61
2.5	Conclusions sur les techniques expérimentales	62
3	Analyse de la relaxation mécanique des contraintes résiduelles de gre-	
	naillage de l'acier TRIP780	63
3.1	Détermination expérimentale des états mécaniques post-grenaillage	64
3.1.1	Etats mécaniques post-grenaillage	64
3.1.1.1	Echelle mésoscopique	64
3.1.1.2	A l'échelle des phases	66
3.1.1.3	Contraintes résiduelles	66
3.1.2	Evolution des champs mécaniques et de la microstructure lors de la	
	sollicitation cyclique	71
3.1.2.1	Profils de contraintes résiduelles après différents niveaux	
	de chargement	72
3.1.2.2	Évolution des largeurs intégrales des pics de diffraction . .	75
3.1.3	Modélisation phénoménologique de la relaxation	78
3.2	Prédictions de l'état stabilisé par simulation éléments finis avec lois de	
	comportements préimplémentées	83
3.2.1	Générations des contraintes résiduelles par la méthode thermique	
	fictive	83
	Cas du massif semi-infini	83
	Application aux tôles d'épaisseur 2 mm	84
3.2.2	Simulation de la relaxation avec différents états et comportement	
	d'écrouissage	85
3.2.2.1	Présentation du modèle 2D et de l'introduction de l'écrouis-	
	sage	85
3.2.2.2	Influence du type d'écrouissage	88
3.2.2.3	Influence de la valeur d'écrouissage initial	94
3.3	Prévisions de l'état stabilisé à l'échelle des phases	96
3.3.1	Présentation du modèle de comportement par phase à champs moyens	
	implémenté en implicite	97
3.3.1.1	Déformation de transformation instantanée (DTMI)	98

3.3.1.2	Comportement élastoplastique	99
3.3.1.3	Critère de transformation	100
3.3.1.4	Intégration dans une subroutine UMAT (implicite)	101
3.3.2	Validation du modèle en implicite et introduction de l'état mécanique post-grenaillage	102
3.3.3	Évolution cyclique de l'état mécanique par phases	106
3.4	Conclusions sur l'évolution des champs mécaniques post-grenaillage	109
4	Étude en fatigue de l'acier TRIP780 grenaillé	111
4.1	Résultats expérimentaux	111
4.2	Fractographie	115
4.3	Post-traitement par critère de fatigue multiaxiale	119
4.3.1	Calibration du critère de Crossland sur matériau non grenaillé . . .	120
4.3.2	Mise en place du post-traitement en fatigue sur un modèle éléments finis de l'éprouvette de fatigue	121
4.3.3	Prise en compte de l'état de contrainte	124
4.4	Conclusions sur l'étude en fatigue de l'acier TRIP780	130
	Conclusions générales et perspectives	133
	Conclusions	133
	Perspectives	134
A	Observations EBSD	137
A.1	Microstructure à coeur de l'acier TRIP780	137
A.2	Microstructure en surface de l'acier TRIP780 grenaillé G1	142
B	Résultats expérimentaux sur la relaxation	145
B.1	Grenaillage G1	145
B.2	Grenaillage G3	150
C	Méthode thermique fictive pour le cas du massif semi-infini	157
D	Observations complémentaires sur les faciès de rupture	161
D.1	Reconstruction 3D des stries de fatigue	161
D.2	Reconstruction 3D de la jonction des faciès	163
	Bibliographie	165

Table des notations

σ_y	Limite d'élasticité à 0,2% de déformation plastique
$\underline{\underline{\alpha}}$	Tenseur des coefficients de dilatation thermique
$\underline{\underline{\varepsilon}}^e$	Tenseur des déformations plastiques
$\underline{\underline{\varepsilon}}^p$	Tenseur des déformations élastiques
$\underline{\underline{\varepsilon}}^t$	Tenseur des déformations totales
$\underline{\underline{\sigma}}^{res}$	Tenseur des contraintes résiduelles
$\underline{\underline{X}}$	Tenseur des variables d'écrouissage cinématique
C	Pente d'écrouissage cinématique linéaire
$dev(\underline{\underline{\sigma}})$	Déviateur des contraintes
$J_{2,a}$	Second invariant du tenseur des contraintes alternées
N	Nombre de cycles
N_f	Nombre de cycles à rupture
$P_{H,max}$	Pression hydrostatique maximale
S_{11}, S_{22}, S_{33}	Composantes du tenseur des contraintes dans les résultats expérimentaux et de modélisations. 1 est la direction longitudinale, 2 la direction transverse et 3 la profondeur

Introduction

Les contraintes écologiques et environnementales ainsi que le prix important du pétrole poussent les industriels à alléger de plus en plus les structures mécaniques des véhicules. Pour cela, plusieurs axes de recherches sont étudiés. Le premier est la recherche et l'utilisation de matériaux toujours plus performants tout en étant les plus légers possibles. Le deuxième est l'utilisation, adossée à une meilleure compréhension, des traitements de surface augmentant les durées de vie des pièces mécaniques dans les zones les plus sollicitées mécaniquement. C'est dans ce contexte industriel que se situe l'étude présentée ici. Le grenaillage de précontrainte consistant à projeter sur une surface de billes d'acier ou de céramique va permettre d'augmenter les performances en fatigue, entre autres, des pièces mécaniques. Ce traitement de surface, en déformant plastiquement la couche superficielle de la pièce va introduire un écrouissage et des contraintes résiduelles augmentant ainsi la durée de vie de la pièce. Dans cette étude, ce procédé est appliqué à un acier multiphasé à transformation de phase, l'acier TRIP780. Ce matériau possède une phase austénitique résiduelle métastable à température ambiante susceptible de se transformer en martensite sous sollicitations thermo-mécaniques. Ceci en fait un matériau ductile tout en possédant une grande résistance mécanique (Figure 1).

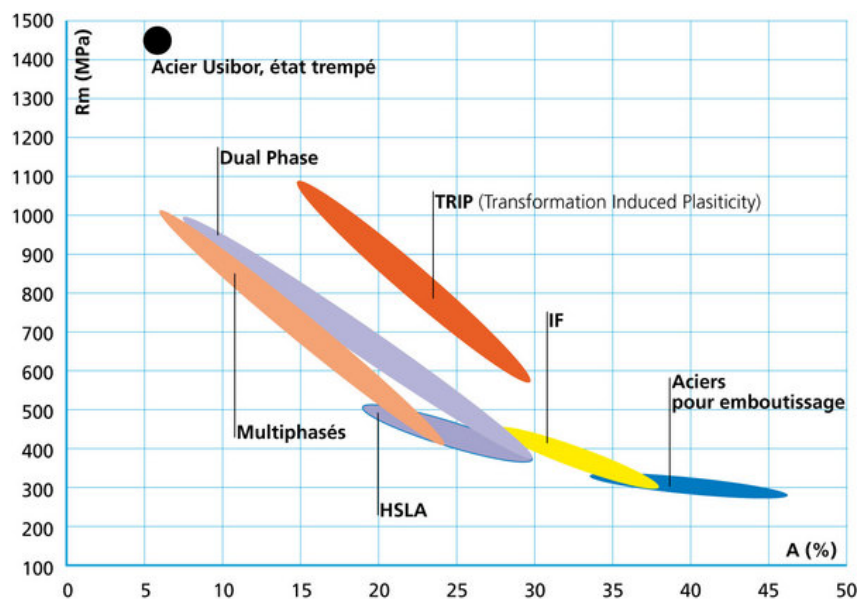


FIGURE 1 – Positionnement des aciers TRIP par rapport aux autres aciers laminés à froid [site ArcelorMittal]

Dans l'industrie automobile, le grenaillage est très souvent utilisé pour les pignons des boîtes de transmission ainsi que sur les liaisons au sol particulièrement dans les zones soudées et les bords des pièces source de défauts. Dans l'industrie aéronautique, ce procédé est également utilisé sur les pièces de transmission mais également sur les ailettes de réacteurs. Actuellement, les effets du procédé de grenaillage sont rarement pris en compte dans la chaîne de dimensionnement dans les bureaux d'étude. Les durées de vie sont calculées sans grenaillage de précontrainte et le procédé est effectué après mise en forme ou usinage pour assurer une marge de sécurité suffisante pour les constructeurs. En effet, si

l'apport bénéfique du grenaillage de précontrainte est connu, il est souvent mal quantifié. C'est suite à cette problématique que le projet CONDOR (Contraintes Dimensionnement Relaxation) porté par l'IRT-M2P a été initié. Ce projet associant plusieurs industriels français (PSA, ArcelorMittal, Safran, Areva, Airbus Helicopter,...) à des laboratoires français (MSMP, LEM3 LAMSIS et ONERA) a pour but de dégager une méthodologie permettant de prendre en compte le grenaillage de précontrainte dans la chaîne de dimensionnement des pièces mécaniques dans les industries automobile, aéronautique et nucléaire. L'objectif n'est pas, dans un premier temps, de développer un outil complet directement utilisable en bureau d'étude mais de proposer un chainage d'opérations (expérimentales ou de modélisation) permettant de prendre en compte plus efficacement le grenaillage. Ce chainage est donc développé, d'abord, sur des géométries simples et/ou représentatives et non sur des pièces réelles. Ce projet est organisé autour de 5 thèses traitant différents aspects du problème allant de la modélisation du procédé de grenaillage, en passant par la relaxation des contraintes et l'étude en fatigue jusqu'à l'intégration de la méthodologie sur des géométries complexes. Le schéma de la figure 2 montre la répartition des différents travaux du projet CONDOR.

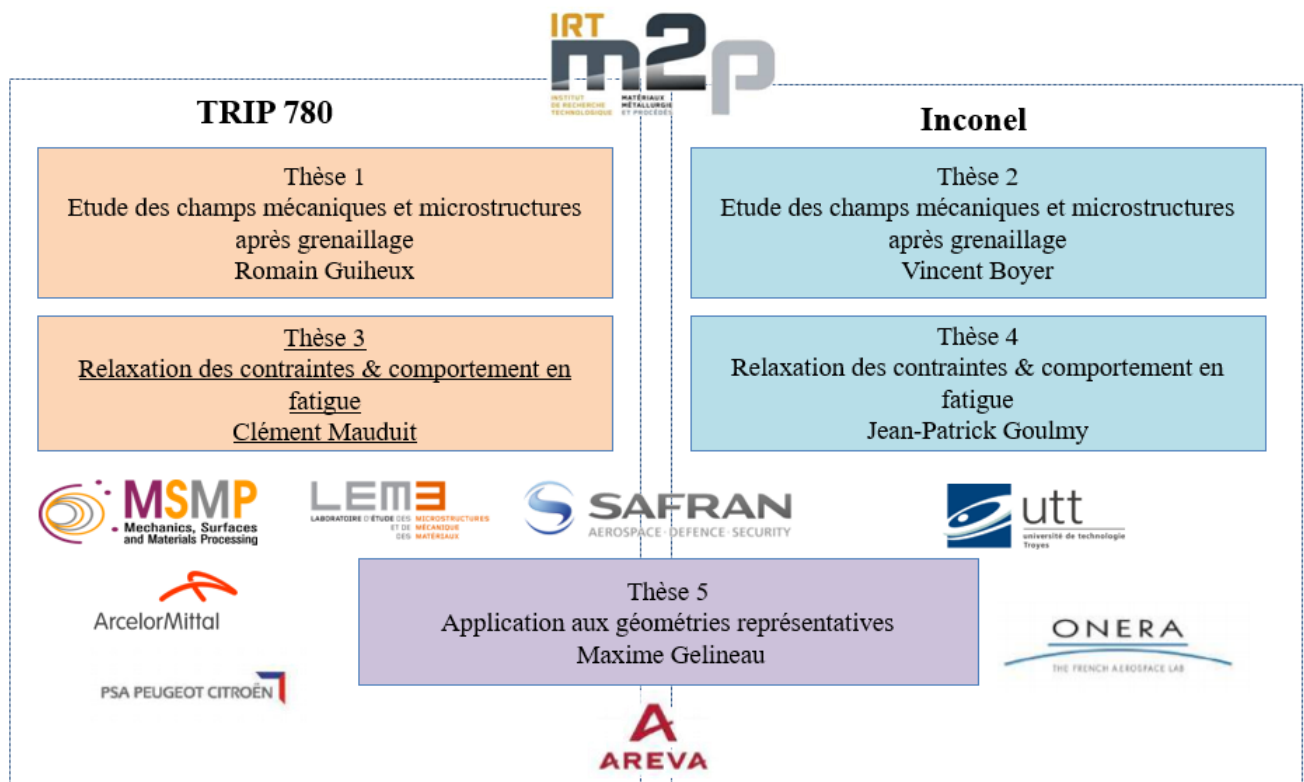


FIGURE 2 – Structure du projet CONDOR et répartition des thèses

Le projet est organisé en trois groupes de travail. Le premier groupe de travail est consacré à la problématique du grenaillage pour les aciers automobiles et en particulier aux aciers à transformation de phase. La première thèse, [Guiheux, 2016], a pour but d'étudier l'impact du grenaillage sur différents aciers à transformation de phases (TRIP780,

23MnCrMo5 cémenté). Le procédé de grenaillage est modélisé par éléments finis à l'aide de lois de comportement multiphasés à transformation de phase. L'objectif est de proposer un modèle pouvant prédire les champs mécaniques et microstructuraux induit par la grenaillage sur ce type d'acier. La deuxième étude, celle présentée ici, a pour but de prédire la relaxation et l'impact en fatigue de ces champs mécaniques. Le deuxième groupe de travail est consacré à l'impact du grenaillage sur des super-alliages nickel pour l'industrie aéronautique. La structure est la même que pour le premier groupe de travail avec une thèse sur la modélisation du grenaillage [Boyer, 2017] et une autre sur la relaxation et la fatigue de ces super-alliages nickels grenailés [Goulmy, 2017]. Enfin, un dernier groupe s'intéresse à l'intégration des champs mécaniques post-grenaillage ainsi que de le traitement de la fatigue sur des géométries complexes représentatives des pièces réelles (cylindre, coin, grenaillage partiel, etc.) [Gelineau, 2018].

L'étude présentée dans ce travail s'intéresse donc à l'évolution des gradients de champs mécaniques et microstructuraux induit par le grenaillage sur l'acier TRIP780. Les supports matériels de l'étude sont des éprouvettes prélevées dans une tôle d'épaisseur 2 mm. Ces éprouvettes, une fois grenailées selon plusieurs modalités, subissent des cycles de sollicitations mécaniques en flexion jusqu'à rupture ou interrompus. Si le gain en fatigue apporté par le grenaillage est connu par les industriels, il est mal quantifié. En effet, si les contraintes résiduelles et autres champs mécaniques à gradients augmentent considérablement la durée de vie (20 à 50%), ceux-ci ne sont pas toujours stables selon le grenaillage ou la sollicitation. L'objectif de la thèse est d'apporter une méthodologie et un formalisme pour décrire quantitativement la relaxation des contraintes et pour prédire la durée de vie en fatigue du matériau de l'étude. Ceci permettrait alors de prendre en compte le grenaillage dans la chaîne de dimensionnement.

Dans l'étude présentée ici sur l'acier TRIP780, s'il est bien connu que les contraintes résiduelles de compression ont des effets bénéfiques sur la durée de vie, d'autres phénomènes interviennent tels que l'écrouissage la rugosité et dans le cas de l'acier TRIP780 l'aspect multiphasé et transformation de phase austénite/martensite. D'un point de vue expérimental, il est alors important d'étudier l'évolution des contraintes résiduelles dans les différentes phases en profondeur et au cours du chargement. Ceci permettra alors de mettre en place un modèle de comportement par phase et de prédire la relaxation dans les différentes phases ou constituants mécaniques présents.

Le manuscrit est structuré de la façon suivante. Dans le chapitre 1, après avoir fait le point sur l'état de l'art de la recherche sur les aciers à transformation de phase, le grenaillage, la relaxation des contraintes résiduelles et la fatigue des aciers TRIP grenailés ou non, la démarche adoptée pour étudier l'impact du grenaillage sur la fatigue de l'acier TRIP780 est présentée en détail. Le chapitre 2 présente les techniques expérimentales et les modalités de grenaillage et de sollicitations cycliques ainsi que les techniques d'analyses des contraintes résiduelles et des autres champs mécaniques. Dans le chapitre 3, une étude approfondie de la relaxation des gradients de contraintes et de la microstructure est proposée d'un point de vue expérimental pour décrire et comprendre précisément l'évolution de ces gradients. De cette étude expérimentale découle la mise en place de modèles numériques par éléments finis ayant pour but de prédire la relaxation des contraintes résiduelles. En effet, dans le contexte industriel, une prédiction numérique de la relaxation des champs mécaniques induits par le grenaillage est un gain de temps important. Différents modèles de comportement sont alors présentés pour décrire la plasticité et relaxation as-

sociée macroscopiquement ou par phase au cours des sollicitations cycliques mécaniques. Dans le chapitre 4, la fatigue post-grenaillage de l'acier TRIP780 est présentée avec des résultats expérimentaux pour différents grenaillage afin de quantifier les gains de durée de vie. A partir de ces résultats expérimentaux de fatigue, un post-traitement par critère de fatigue multiaxiale standard type Crossland est proposé s'appuyant sur les résultats de relaxation des contraintes résiduelles. L'objectif final étant de comprendre dans quels mesures tous ces résultats peuvent prédire l'amélioration de la durée de vie des pièces mécaniques grenaillées

État de l'art et démarche suivie

Le grenaillage de précontrainte est un procédé déformant plastiquement la surface d'un matériau. Ces déformations incompatibles vont engendrer un gradient de contraintes résiduelles de compression augmentant grandement la tenue en service. Dans cette étude, le grenaillage est appliqué à un acier TRIP (TRansformation Induced Plasticity). Cet acier possédant une phase austénitique métastable susceptible de transformer en martensite sous un chargement thermo-mécanique va lui donner des propriétés mécaniques particulières. La combinaison des bénéfices apportés par le procédé et le matériau confère à la structure une tenue en service améliorée. D'abord, le grenaillage en tant que procédé est présenté. L'influence des paramètres de grenaillage sur les profils de contraintes et la génération de ces contraintes résiduelles est également décrit.

La deuxième partie est consacrée aux aciers à effet TRIP de leur élaboration jusqu'à leur comportement mécanique associé à leurs microstructures spécifiques. La transformation de phase et la plasticité induite à l'origine de leur particularité sont présentées. Cette première partie se conclue par une synthèse des différents modèles de comportement pour ces aciers.

La troisième partie de cette synthèse est consacrée à l'étude de la stabilité des contraintes résiduelles. Les modèles de relaxation sont présentés ainsi que de nombreux résultats expérimentaux sur la relaxation des matériaux métalliques grenaillés.

Enfin, la fatigue des aciers grenaillés et/ou à effet TRIP est présentée. Les principaux éléments de la fatigue et les post-traitements par critère de fatigue sont d'abord rappelés. Enfin, une synthèse bibliographique de la fatigue des aciers grenaillés d'une part et des aciers TRIP d'autre part est proposée.

1.1 Grenaillage de précontrainte

Le grenaillage de précontrainte est un traitement mécanique de surface à froid. Ce procédé génère de fortes contraintes résiduelles de compression dans la couche superficielle du matériau, limitant l'initiation et la propagation de fissures en surface. Il a pour but d'augmenter la durée de vie en fatigue des pièces traitées ; son principe est détaillé dans la suite de cette section.

1.1.1 Description du procédé

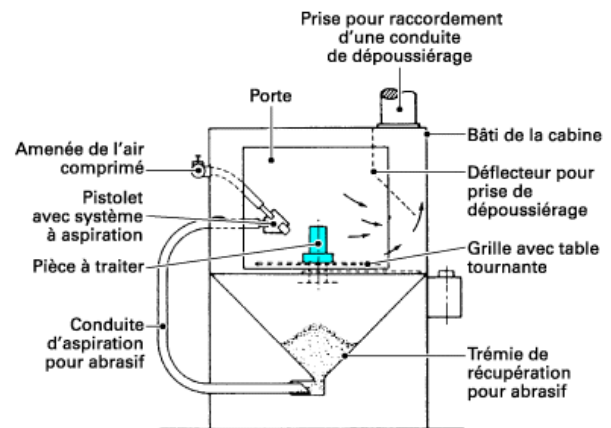
L'opération de grenaillage consiste à projeter sur une surface des média sphériques la plupart du temps. Ces billes sont projetées à grandes vitesses sur la pièce. Elles sont en général en métal, en céramique ou en verre.

Il existe deux principaux moyens de projection de la grenaille :

- **La turbine** : c'est le grenaillage le plus utilisé dans l'industrie (Figure 1.1.a) . Le principe est d'injecter des billes dans une turbine tournant à grande vitesse, les billes sont alors projetées sur la pièce par force centrifuge. Ce moyen de projection est en effet plus simple d'utilisation et plus rapide mais moins précis que la grenailluse à air comprimé. Cette grenailluse permet de traiter des zones plus larges. Un de ses inconvénients est la dispersion importante des trajectoires de billes en sortie de turbine qui rend difficile le contrôle de certains paramètres du grenaillage tel que l'angle d'attaque.



(a)



(b)

FIGURE 1.1 – Grenailluse à turbine (traitementdesurface.com) (a) et Grenailluse à air comprimé [Lu, 2006] (b)

- **Les grenailluses à air comprimé** : dans ce type de grenailluse, les billes sont propulsées avec de l'air comprimé par l'intermédiaire d'une buse. Le jet de grenailles est beaucoup plus étroit que sur une grenailluse à turbine et permet donc d'être plus précis. Cependant, la vitesse d'exécution du traitement est plus faible sur de grandes pièces. Sur des géométries complexes, la grenaille pourra atteindre des zones inaccessibles pour la turbine.

1.1.2 Génération des contraintes résiduelles

L'objectif du grenaillage de précontrainte est de générer des contraintes résiduelles de compression dans la couche superficielle du matériau. Pour cela, le grenaillage implique deux mécanismes physiques : l'effet de martelage et la pression de Hertz (Figure 1.2).

- **Pression de Hertz** : les impacts de grenaille créent un chargement normal sur la pièce traitée. Selon la théorie de Hertz, ce chargement induit un maximum de cisaillement à une certaine profondeur. Si la limite d'écoulement du matériau est dépassée, une déformation plastique a lieu et engendre des contraintes de compression maximales à cette profondeur. Cette profondeur est dépendante de la forme de bille et de l'empreinte qu'elle laisse.

- **Effet de martelage** : le bombardement intense de grenailles va engendrer un étalement plastique de la surface du matériau sous l'action de forces tangentielles. La traction que les couches inférieures vont imposer à la surface va mettre cette dernière en compression.

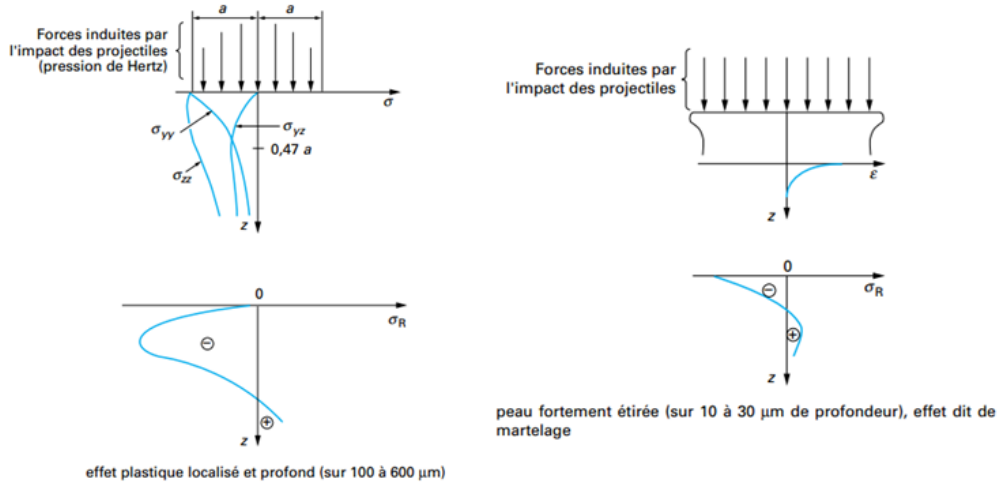


FIGURE 1.2 – Génération des contraintes résiduelles : pression de Hertz (à gauche) et effet de martelage (à droite) [Castex et al., 1999]

L'action combinée de ces deux phénomènes crée un gradient de déformations plastiques hétérogènes dans le matériau et ce sont les incompatibilités entre ces déformations engendrées qui vont permettre la création des contraintes résiduelles. Un profil typique de contraintes résiduelles de grenailage est montré en figure 1.4. Il se caractérise par un maximum de contraintes résiduelles de compression en sous-surface. Le profil tend ensuite vers 0 MPa dans le cas d'une épaisseur de pièce importante devant l'épaisseur mise en compression. Dans le cas d'une tôle fine, le rééquilibrage amène des contraintes de traction à coeur.

Le grenailage va donc faire plastifier fortement la surface et induisant des microgéométries ou une courbure sur les pièces les plus fines. Ceci peut avoir pour effet d'améliorer l'état de surface en atténuant ou en éliminant certains défauts tels que des entailles ou des micro-fissures. Pour cela, il est nécessaire de bien maîtriser l'intensité du grenailage défini par l'intensité Almen (voir section 1.1.4.1). Il peut parfois être utile de faire du multiple grenailage. Comme le montrent [Vielma et al., 2014], le double traitement de grenailage (grenailage à grosses billes puis à billes plus fines) peut permettre d'améliorer la durée de vie du matériau en atténuant la rugosité de surface. Cet article présente aussi l'effet positif d'un polissage mécanique (MG) ou électrolytique (EG) après grenailage (Figure 1.3).

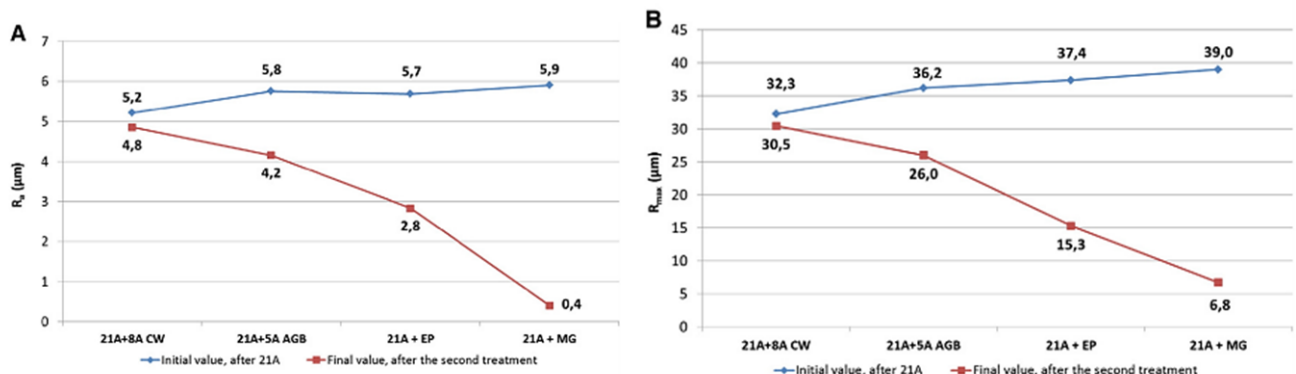


FIGURE 1.3 – Influence du double traitement de grenaillage ou grenaillage+polissage sur les paramètres de rugosité Ra et Rmax pour un acier F1272 [Vielma et al., 2014]

1.1.3 Les différents paramètres de grenaillage

1.1.3.1 Choix des billes

Les billes projetées doivent être choisies en fonction du matériau à grenailler et leurs caractéristiques jouent un rôle dans la génération des contraintes résiduelles. Les paramètres suivants sont à considérer :

- **Masse volumique** : elle détermine, avec le rayon, la masse des billes et donc l'énergie cinétique des billes.
- **Diamètre des billes** : le diamètre des billes a une influence sur la masse des billes et donc sur l'énergie cinétique apportée par la grenaillage au matériau. Un diamètre plus grand va générer des contraintes de compression plus en profondeur comme [Castex et al., 1999] le montre sur la figure 1.4) sur l'acier 16MnCr3. De plus, à l'impact, la bille va déformer plastiquement la surface du matériau. Le diamètre va donc déterminer la rugosité du matériau traité. Cette rugosité peut avoir une influence sur la durée de vie en fatigue du matériau.
- **Dureté** : de manière générale, une dureté de bille égale ou supérieure à la dureté du matériau traité est choisie afin que ce soit bien la surface qui soit déformée et non la bille. La dureté a aussi une influence sur la rugosité du matériau grenaillé. Plus la dureté de la bille est supérieure à celle de la cible, plus une rugosité importante sera engendrée. Le choix d'une bille moins dure avec une intensité plus forte permet de répondre aux exigences de qualité de surface.

1.1.3.2 Paramètres procédés

Ils sont au nombre de cinq : la vitesse de projection, l'angle d'incidence, le débit, la durée d'exposition et le taux de recouvrement (ces paramètres peuvent être liés les uns aux autres).

- **Vitesse de projection** : la vitesse de projection est la dernière composante de l'énergie cinétique apportée par les billes. Elle va donc avoir une forte influence sur la valeur maximale des contraintes résiduelles générées et sur leur profondeur (Figure

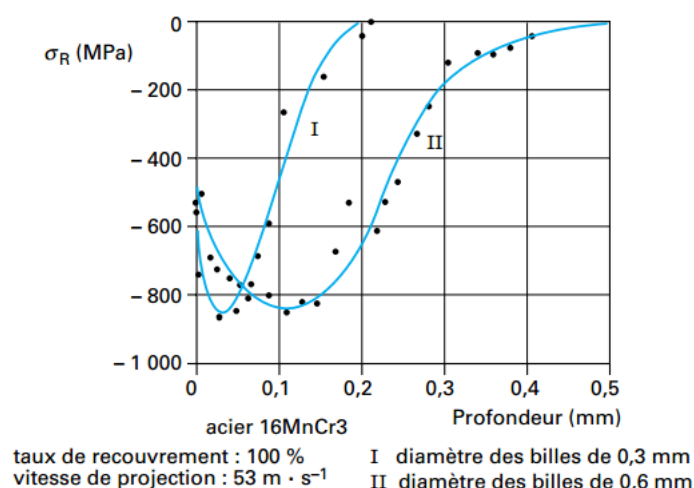


FIGURE 1.4 – Influence du diamètre des billes sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier 16MnCr3 [Castex et al., 1999]

1.5). Plus la vitesse est importante, plus l'épaisseur contrainte en compression sera grande. Le plus souvent, cette valeur est comprise entre 20 et $100 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$.

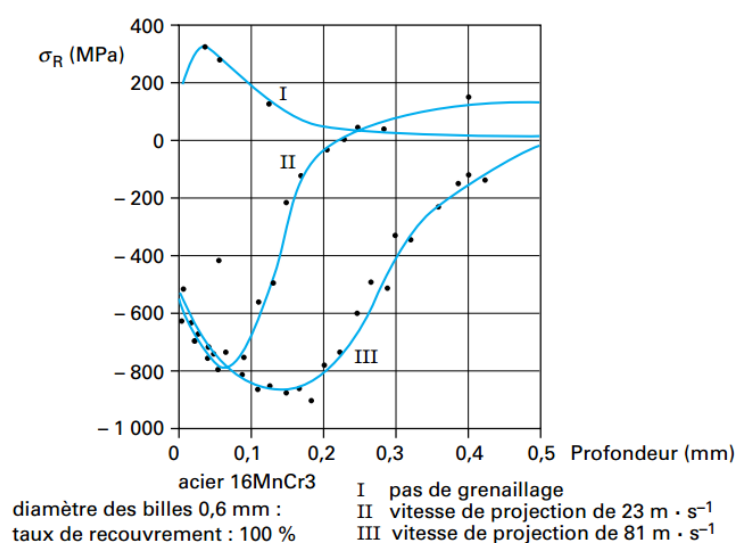


FIGURE 1.5 – Influence de la vitesse des billes sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier 16MnCr3 [Castex et al., 1999]

- **Angle d'incidence des billes** : l'angle d'incidence a une influence sur la distribution des contraintes résiduelles de compression. Pour un angle de 90° , la profondeur affectée par les contraintes résiduelles est maximale. Cependant dans la pratique, un angle droit va engendrer des interactions entre le débit des billes incidentes et réfléchies par la surface. Le plus souvent, un angle de 85° est choisi pour éviter ce phénomène. [Fathallah et al., 1996] ont étudié son influence sur de l'acier UDIMET720, (Figure 1.6).

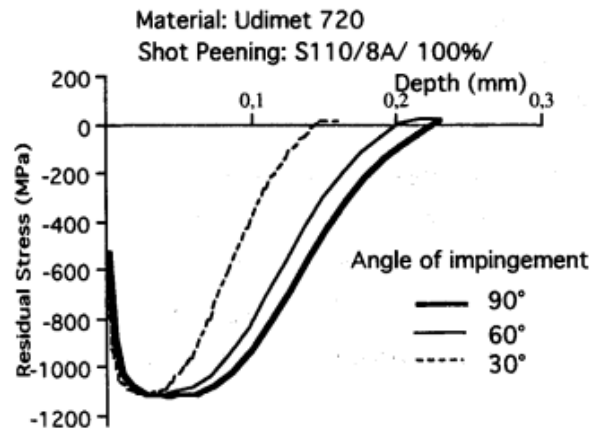


FIGURE 1.6 – Influence de l'angle d'incidence sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier UDIMET 720 [Fathallah et al., 1996]

- **Débit** : C'est la masse de billes par unité de temps. Il dépend principalement du type de grenailluse. Il a une influence forte sur l'intensité Almen du grenaillage. Cependant, un débit trop important entraîne trop d'interactions entre les billes au sein du flux.
- **Durée d'exposition** : elle correspond au temps pendant lequel la surface est grenaillée. De cette durée, dépendront l'état de surface de la pièce et le taux de recouvrement.
- **Le taux de recouvrement** : c'est le rapport entre la surface impactée et la surface à grenailler. C'est un paramètre réduit dépendant directement des autres paramètres du procédé (angle d'incidence, débit, durée d'exposition). Sur la figure 1.7, [Castex et al., 1999] montrent l'influence du taux de recouvrement. Un taux plus important implique une plus grande profondeur affectée, un maximum de contraintes plus élevé et un déplacement en profondeur de celui-ci. Un taux de recouvrement de 100% signifie que toute la surface a été grenaillée. Cependant, dans l'industrie, un taux de recouvrement de 200% est choisi le plus souvent, ce qui signifie que la pièce est grenaillée deux fois le temps pour avoir 100%. L'examen de ce paramètre est visuel.

1.1.4 Mesure de contrôle du procédé de grenaillage

Les paramètres influençant le résultat du grenaillage sont nombreux et rendent difficile de contrôler la qualité et la reproductibilité d'un grenaillage. De plus, un "sur-grenaillage" peut engendrer des défauts dans la pièce tels que des fissures [Desvignes, 1987]. Pour cela, un indicateur de qualité a été défini, appelé intensité Almen.

1.1.4.1 L'intensité Almen

Le premier moyen de contrôle consiste à déterminer la flèche après grenaillage d'une éprouvette normalisée, dite "Almen". Elle a été mise au point par un ingénieur de General Motors du même nom [Almen and Black, 1963]. Elle a ensuite été normalisée selon

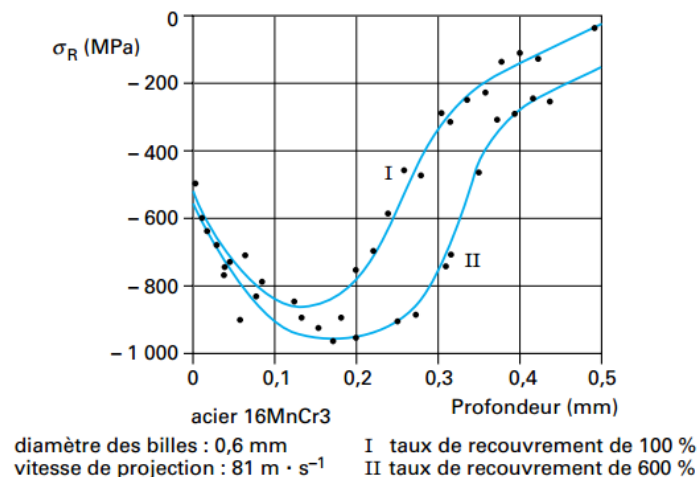


FIGURE 1.7 – Influence du taux de recouvrement sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier 16MnCr3 [Castex et al., 1999]

la norme AFNOR NFL 06-832. Elle est en acier XC65 trempé et revenu. L'éprouvette est bridée puis grenailée. Lorsqu'elle est débridée, l'éprouvette se courbe à cause des contraintes résiduelles de compression. La flèche est mesurée, c'est **la flèche Almen**. Le dispositif est schématisé sur la figure 1.8. On reproduit l'opération pour plusieurs durées d'exposition. Avec ces mesures, on trace une courbe dite de "saturation" qui représente la flèche de l'éprouvette Almen en fonction du temps de grenailage. Selon la norme, le temps de saturation est le temps tel que doublé, la flèche Almen n'évoluera que de 10%.

Il existe plusieurs types d'éprouvette Almen dans la norme. Elles sont décrites dans la figure 1.9. La lettre F en préfixe signifie que la mesure est réalisée selon la norme française (et donc en mm). Par exemple, une intensité Almen F 23A signifie "flèche de 0,23 mm sur une éprouvette de type A". L'essai Almen permet de contrôler la reproductibilité d'un grenailage dans des conditions fixées. Deux valeurs identiques d'intensité ne signifient pas que deux grenailages sont identiques. Cette intensité ne donne aucune information sur le taux de recouvrement ou sur les contraintes résiduelles générées.

1.1.4.2 Le point chaud

Le point chaud correspond au point de la surface grenailée où l'intensité du grenailage a été la plus élevée. Un bloc est exposé durant une durée suffisamment importante pour évaluer ce point. Plus une zone est chaude, plus cela signifie que la zone a été intensément grenailée. Le terme d'échauffement est dû au fait qu'un acier grenailé dégage de la chaleur à cause des chocs billes/surface durant le procédé et de la plasticité créée.

Cela va permettre de détecter les endroits optimaux de la grenailleuse à turbine pour pouvoir ensuite placer judicieusement les pièces à grenailier. Ce contrôle du point chaud se fait à l'aide de thermocouples pour déterminer les zones effectivement plus chaudes de la pièce. Il est aussi possible de faire ce contrôle en disposant plusieurs éprouvettes Almen dans la zone à grenailier.

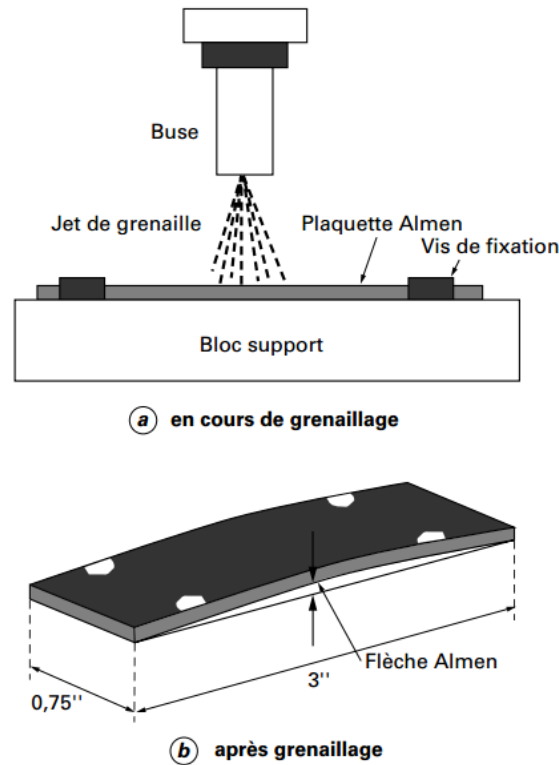
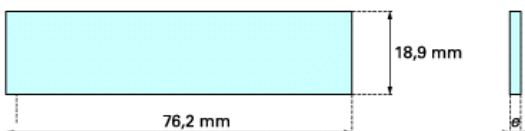


FIGURE 1.8 – Détermination de l'intensité Almen [Castex et al., 1999]



	Type A	Type N	Type C
Épaisseur e	1,29 mm	0,78 mm	2,38 mm
Longueur $\times$ largeur	76,2 mm $\times$ 18,9 mm		
Limite d'utilisation	De F 10 A à F 60 A	Jusqu'à F45 N	Au-dessus de F5 C
Tolérance de planéité	Hauteurs d'arc résiduelles $\pm 0,025$ mm		
Matière	– Acier type SAE 1070 (équivalent XC 65) – Tôle laminée à froid – État : trempe uniforme – Finition : revenu au bleu ou revenu brillant avec maintien sous pression entre plaques (à 427 °C pendant 2 heures) – HRC : 44 à 50 ou équivalent		

FIGURE 1.9 – Epreuve Almen - Norme NF L 06-832

1.1.5 Modélisation du procédé de grenaillage

Plusieurs modèles du procédé de grenaillage ont été développés ces vingt dernières années dans le but de prédire les profils de contrainte résiduelles post-grenaillage. Deux types de modélisation existent :

- Les modèles analytiques s'appuyant sur les travaux de Joseph Zarka sur l'analyse des structures inélastiques [Zarka et al., 1990]. On peut citer [Guechichi, 1986], [Kha-

bou,1989], [Lillamand, 1998] ou encore [?]

— les modèles éléments finis 2D ou 3D.

Dans ce second item, on citera principalement [Guiheux, 2016]. En effet, la particularité de cette étude est qu'elle s'intéresse au grenaillage de l'acier TRIP780 entre autres. Cette thèse ayant été réalisée dans le cadre du projet CONDOR également, les matériaux et les paramètres de grenaillage sont identiques à ceux qui seront utilisés dans le présent manuscrit. La modélisation est un modèle éléments finis 3D. Le massif semi-infini représentant la pièce est impacté par des billes disposées hexagonalement de façon à optimiser le taux de recouvrement. Plusieurs paramètres de grenaillage ont été étudiés. Dans la figure 1.10b, un grenaillage avec des billes de 0,4 mm de diamètre projetées à 60 m.s⁻¹ sur le massif pour un taux de recouvrement de 230 % est présenté. Le modèle est couplé à un modèle de comportement multiphasé à transformation de phase pour le massif. Le modèle est présenté plus tard dans ce document. Sur la figure 1.10, les contraintes résiduelles expérimentales dans la phase majoritaire ferritique sont bien reproduites.

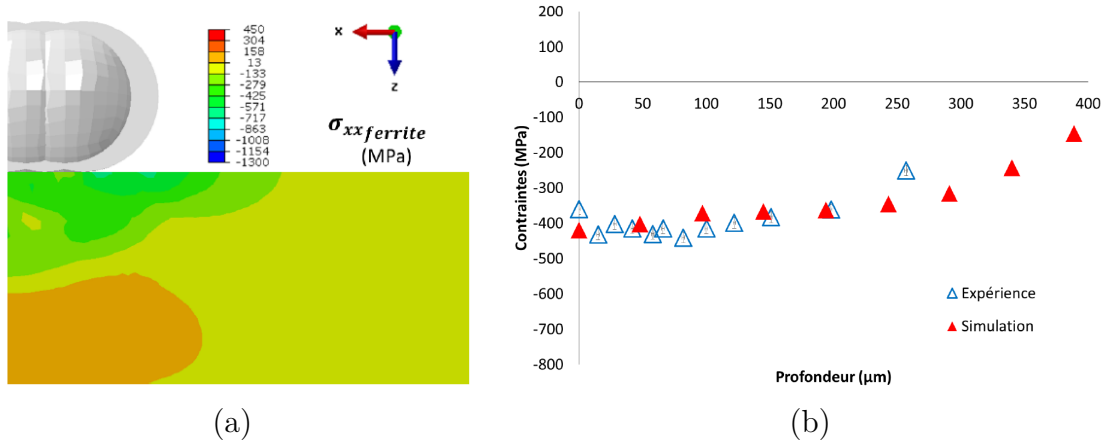


FIGURE 1.10 – Contraintes dans la ferrite (a) et profil de contraintes résiduelles générées en comparaison de la valeur expérimentale

1.2 Matériaux multiphasés à effet TRIP

L'acronyme TRIP signifie "TRansformation Induced Plasticity". Un acier à effet TRIP est un acier contenant de l'austénite résiduelle qui va se transformer en martensite sous l'application d'une sollicitation thermomécanique. De plus, une des propriétés remarquable de ces aciers est la plasticité observée pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité. En effet, la transformation de phase dans le grain d'austénite va induire un changement de volume et parfois de forme. L'accommodation des grains voisins entraîne de la plasticité [Fischer et al., 1996]. Ces mécanismes seront expliqués plus en détail par la suite. Historiquement, le terme TRIP a été introduit pour décrire l'accroissement de la plasticité au cours du refroidissement d'un acier soumis à une contrainte égale ou inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite ([Gerberich et al., 1968], [Berveiller et al., 2004]).

Ce chapitre traite des aciers à effet TRIP. Il débute par la présentation des aciers multiphasés à effet TRIP. Les mécanismes de transformation de phase de l'austénite résiduelle

seront expliquées puis les mécanismes de plasticité induits sont décrits. Enfin, les modèles de comportement des aciers TRIP sont présentés.

1.2.1 Transformation de phase et effet TRIP

Il existe deux grandes familles d'acier à transformation de phase austénite en martensite :

- les aciers fortement alliés qui sont le plus souvent à base de nickel et entièrement austénitiques comme l'AISI 301LN, 301, 304, ...
- les aciers faiblement alliés à base de silicium, de manganèse et/ou d'aluminium comme les aciers TRIP 700, 780, 900, 1000, ...

Dans l'industrie automobile, pour des raisons de coût, la deuxième catégorie est favorisée. En effet, la première catégorie nécessite l'ajout massif d'éléments d'addition coûteux tels que le nickel ou le chrome [Radu and Pineau, 2005].

La transformation martensitique est une transformation displacive sous chargement thermomécanique. Pour des vitesses de refroidissement importantes et à partir d'une certaine température M_s "Martensite Start", l'austénite devient instable et va se transformer en martensite. Le nom vient du métallurgiste allemand Adolf Martens, le premier à l'avoir observée.

Cristallographie de la transformation martensitique

La transformation martensitique est un changement de structure cristalline de la phase austénitique (phase mère) vers une phase martensitique (phase fille). La transformation displacive est un déplacement coordonné des atomes sur quelques distances interatomiques. Cette transformation a lieu à des températures faibles et sur des temps courts. Le carbone ne peut donc pas diffuser. La phase mère et la phase fille ont donc la même composition chimique mais aussi le même ordre et les mêmes défauts. La forme stable de l'acier à haute température ($T > 800^\circ\text{C}$) est l'austénite ; c'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer γ de structure CFC. Plusieurs auteurs ont donné des relations reliant la taille du paramètre de maille à la composition chimique de l'acier et à la température. Elles sont décrites dans le tableau 1.1.

Auteur	Paramètre de maille	
[Onink et al., 1993]	$a_\gamma(\text{nm}) = 0,36308 + 0,00075(\%C)(1 + (24,9 - 0,6[\%C]) \cdot 10^{-6}(T(K) - 1000))$	si
[Onink et al., 1993]	$a_\gamma(\text{nm}) = 0,35895 + 0,000095(\%Mn) + 0,00056(\%Al) + 0,00330(\%C)$	si $T > 773K$
[Liu, 1990]	$a_\gamma(\text{nm}) = 0,3553 + 0,000095(\%Mn) + 0,00056(\%Al) + 0,00006(\%Cr) + 0,000474(\%C)$	
[Roberts, 1953]	$a_\gamma(\text{nm}) = 0,3555 + 0,00440(\%C)$	à $T = 293K$
[Ridley, 1969]	$a_\gamma(\text{nm}) = 0,3573 + 0,00330(\%C)$	

Tableau 1.1 – Paramètres de maille de l'austénite en fonction des éléments d'addition

Si la phase austénitique ne possède qu'une structure cristalline, la martensite peut avoir différentes structures :

- la structure quadratique centrée (QC) caractéristique de la martensite α' (Figure 1.11),

— la structure hexagonale compacte (HC) de la martensite ε .

Dans les aciers Fe-C présentés ici, la martensite possède une structure quadratique centrée.

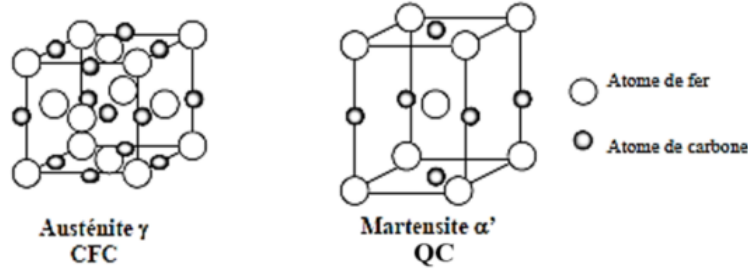


FIGURE 1.11 – Structures cristallines de l'austénite et de la martensite

Lors de la transformation de l'austénite en martensite, le changement local de structure cristallographique s'accompagne d'une déformation homogène du réseau cristallin (déformation de Bain) et d'une déformation à réseau invariant. La transformation martensitique est une transformation par cisaillement homogène entre deux phases distinctes séparées par une interface. Cette dernière est le plan invariant, aussi appelé plan d'habitat. La déformation de Bain incompatible s'accompagne d'une forte énergie élastique qui est relaxée par divers mécanismes inélastiques [Kubler et al., 2004] :

- adaptation de la morphologie créée (plaquettes, aiguilles, lattes, ...),
- arrangements microstructuraux : groupes de variantes auto-accommodant,
- déformation plastique.

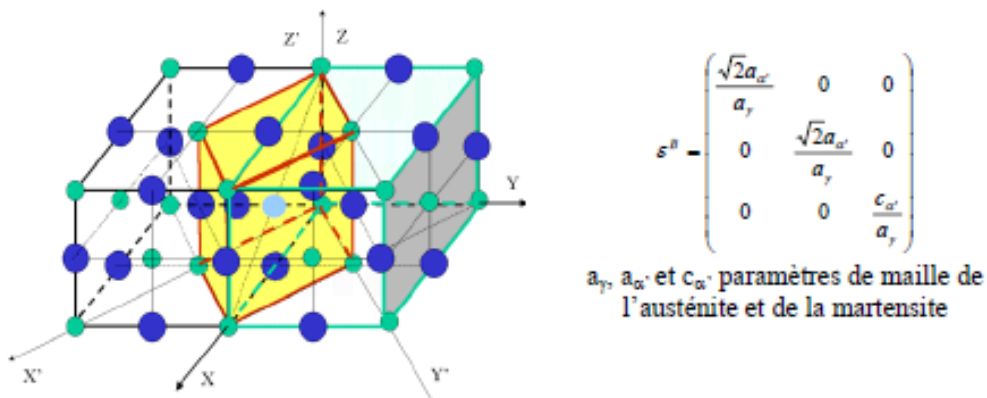


FIGURE 1.12 – Transformation de Bain [Bain, 1939]

La déformation de transformation ε^T se compose donc de la transformation de Bain ε^B et d'une déformation à réseau invariant ε^P nécessaire à accommoder les contraintes :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^T = \underline{\underline{\varepsilon}}^B + \underline{\underline{\varepsilon}}^P \quad (1.1)$$

L'expression matricielle en grande déformation du gradient de la transformation T peut s'écrire :

$$\underline{T} = \underline{R} \underline{P} \underline{B} \quad (1.2)$$

où B est la déformation de Bain (figure 1.13, P la transformation à réseau invariant et l'accommodation inélastique. La figure ?? décrit cette transformation.

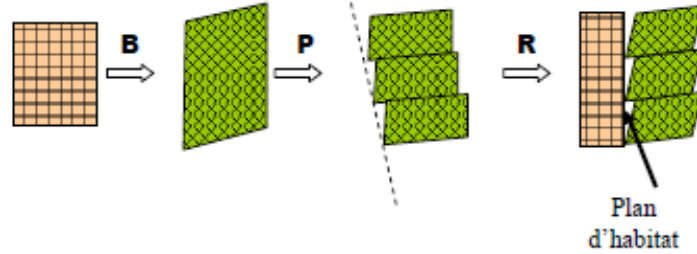


FIGURE 1.13 – Décomposition de la déformation de transformation

La déformation de transformation a aussi été décrite à partir d'observations cristallographiques de la transformation martensitique. [Lieberman et al., 1955] proposent des théories géométriques avec comme hypothèse que la déformation de transformation doit se faire avec le moins de distorsion possible, c'est-à-dire nécessitant une énergie élastique minimale. Il est alors possible de donner une définition canonique de la déformation de transformation :

$$\varepsilon_{ij}^T = \frac{1}{2}g(m_i n_j + m_j n_i) \quad (1.3)$$

où les vecteurs $\vec{n}$ et $\vec{m}$ sont respectivement la direction et la normale de transformation au plan d'habitat et g l'amplitude de la déformation de transformation (soit environ 20 % pour les aciers).

A partir de cette relation, on définit les variantes de martensite comme les plaquettes de martensite ayant la même orientation $\vec{n}$ et $\vec{m}$. Par les possibilité d'orientation de plans d'habitat, il existe 24 variantes de martensite.

De plus, dans les aciers, la déformation de déformation est accompagnée d'une variation volumique de l'ordre de 4%, (figure 1.14).

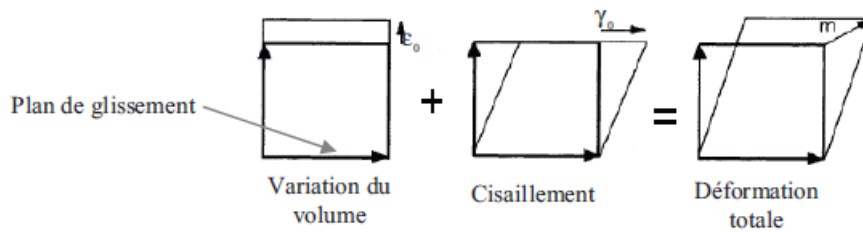


FIGURE 1.14 – Représentation schématique des composantes du tenseur des déformations de la transformation martensitique

Thermodynamique de la transformation martensitique

Soient $G_c^A(T)$ et $G_c^M(T)$ les enthalpies libres respectivement de l'austénite et de la martensite. C'est la différence d'enthalpie libre des deux phases qui va régir la transformation martensitique selon la température :

$$\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T) = G_c^M(T) - G_c^A(T) \quad (1.4)$$

Quand cette différence est positive, l'austénite est la phase la plus stable, la transformation est donc favorisée vers l'austénite, et inversement. A partir de T_0 , température d'équilibre, lors du refroidissement (Figure 1.15), c'est la phase martensitique qui est la phase la plus stable thermodynamiquement. Cependant, la différence doit être assez importante pour que la transformation ait lieu. Cette valeur est atteinte, sans contrainte appliquée, à la température M_s . A cette température M_s , la transformation martensitique peut débuter par germination puis croissance de la phase martensitique. Pour des températures comprises entre T_0 et M_s , la force motrice est insuffisante pour que la transformation ait lieu, l'austénite est donc métastable. Ceci peut s'expliquer par le fait que des phénomènes d'élasticité et de dissipation ont lieu à l'interface entre l'austénite et la martensite et que ceux-ci s'opposent à la transformation. Enfin, l'effet d'une contrainte lors de la transformation peut compenser ces phénomènes et donc faire démarrer la transformation martensitique à une température plus grande que M_s (T_1 sur la figure 1.15). Plus cette contrainte sera grande, plus la transformation martensitique pourra avoir lieu à des températures plus élevées.

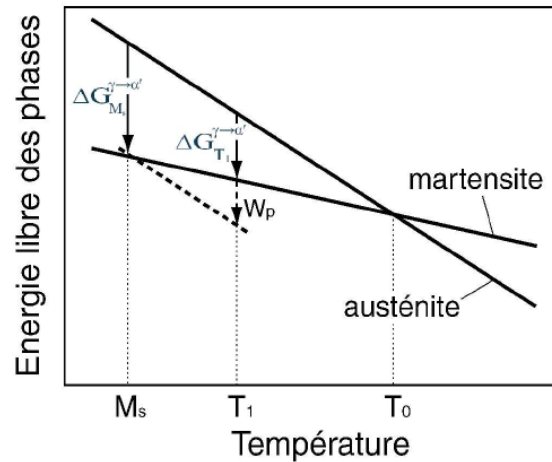


FIGURE 1.15 – Thermodynamique de la transformation martensitique et application d'un travail mécanique [Bleck, 2002]

1.2.2 Plasticité de transformation

La transformation martensitique s'accompagne d'une plasticité induite dans le matériau, c'est la plasticité de transformation. D'après [Mitter, 1987], elle se caractérise par un accroissement significatif de la plasticité lors de la transformation de phase. Pour une contrainte appliquée inférieure à la limite d'élasticité du matériau, de la plasticité est observée. Sur la figure 1.16, [Gautier et al., 1995] ont mesuré l'évolution de la plasticité de

transformation au cours d'un refroidissement en fonction de la fraction martensitique sous différents chargements mécaniques.

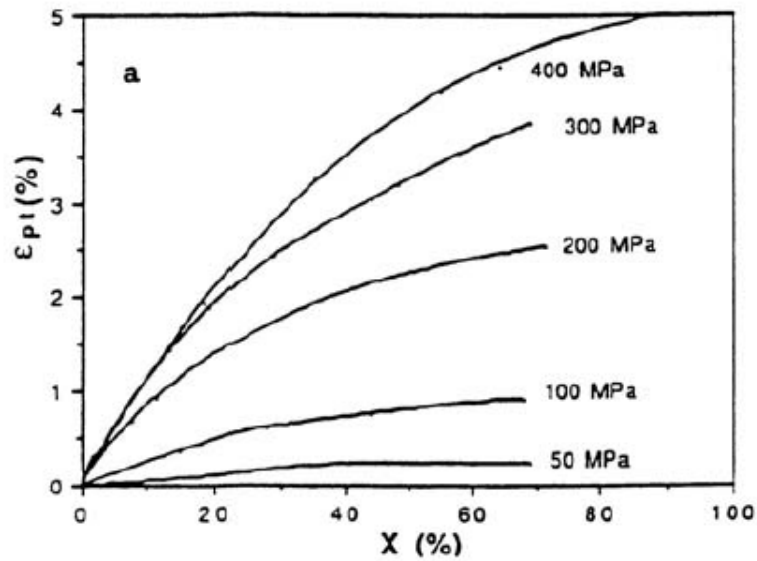


FIGURE 1.16 – Évolution de la plasticité de transformation au cours d'un refroidissement sous contraintes en fonction de la fraction de phase produite [Gautier et al., 1995]

Effet d'une prédéformation sur la transformation martensitique

Il existe une température M_s^σ au-dessus de laquelle l'écoulement plastique de l'austénite a lieu avant la transformation martensitique. La figure 1.17 montre trois zones de température caractéristiques de la plasticité de transformation [Haidemenopoulos and Vasilakos, 1996] :

- $M_s - M_s^\sigma$: dans cette zone, la transformation est dite assistée par la contrainte. Elle débute avant l'écoulement plastique de l'austénite. Plus la température augmente, plus la contrainte nécessaire à la transformation est importante. A M_s^σ , la contrainte nécessaire pour démarrer la transformation en martensite est égale à limite d'élasticité de l'austénite.
- $M_s^\sigma - M_d$: dans cette zone, l'écoulement plastique de l'austénite a lieu avant la transformation. La transformation est induite par la déformation. La martensite va se former à l'intersection des bandes de glissement induites par la déformation [Cooman, 2004].
- $T > M_d$: la transformation martensitique n'a plus lieu.

Mécanismes de la plasticité de transformation [Fischer et al., 1996] expliquent que la plasticité de transformation est liée à l'accommodation plastique des déformations internes créées par les incompatibilités de la transformation dans le grain ou la phase où elle a lieu. L'application d'une contrainte externe pendant la transformation engendre une orientation favorable de ces déformations. La somme des déformations plastiques microscopiques crée une déformation irréversible à l'échelle macroscopique : c'est la plasticité de transformation. Deux phénomènes sont connus pour expliquer cette plasticité de transformation :

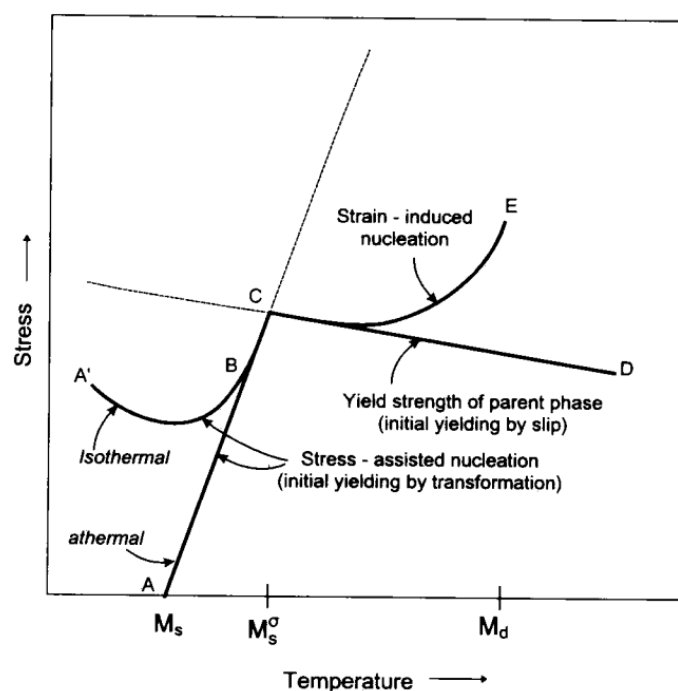


FIGURE 1.17 – Représentation schématique du phénomène TRIP [Haidemenopoulos and Vasilakos, 1996]

- L'effet Greenwood-Johnson [Greenwood and Johnson, 1965] (Figure 1.18) : cet effet décrit l'accommodation inélastique de la déformation de Bain dans les deux phases. Dans [Leblond et al., 1989], les auteurs décrivent ce phénomène comme la plasticité induite par les contraintes microscopiques internes dues aux différences de volume entre les deux phases présentes. Cette plasticité a lieu dans la phase ayant la plus faible limite d'élasticité même en l'absence de contraintes macroscopiques appliquées. Cela engendre une déformation plastique à l'échelle macroscopique dans la direction de sollicitation.

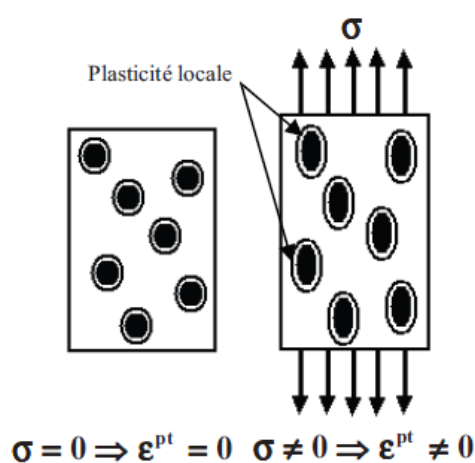


FIGURE 1.18 – Effet Greenwood-Johnson [Greenwood and Johnson, 1965]

- L'effet Magee [Magee and Paxton, 1968] (figure 1.19) : il correspond à la sélection d'orientation des variantes de martensite. Ce phénomène peut être à l'origine de la plasticité de transformation. Lors de la formation des plaquettes de martensite, une orientation de formation est privilégiée par rapport à la direction de la sollicitation externe.

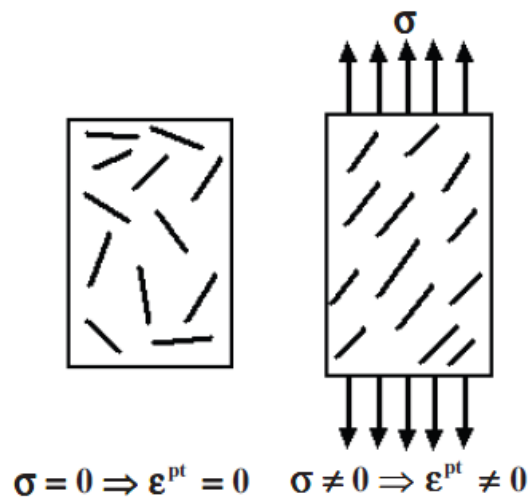


FIGURE 1.19 – Effet Magee

La déformation inélastique supplémentaire ainsi créée confère aux aciers TRIP une ductilité améliorée, ainsi qu'un durcissement important lié à la formation de la martensite. La figure 1.20 montre la courbe de traction de l'acier AISI301 ainsi que la transformation de phase au cours de la traction [Hausild et al., 2010]. Le point d'inflexion caractéristique d'un fort durcissement est dû à la plasticité de transformation austénite/martensite.

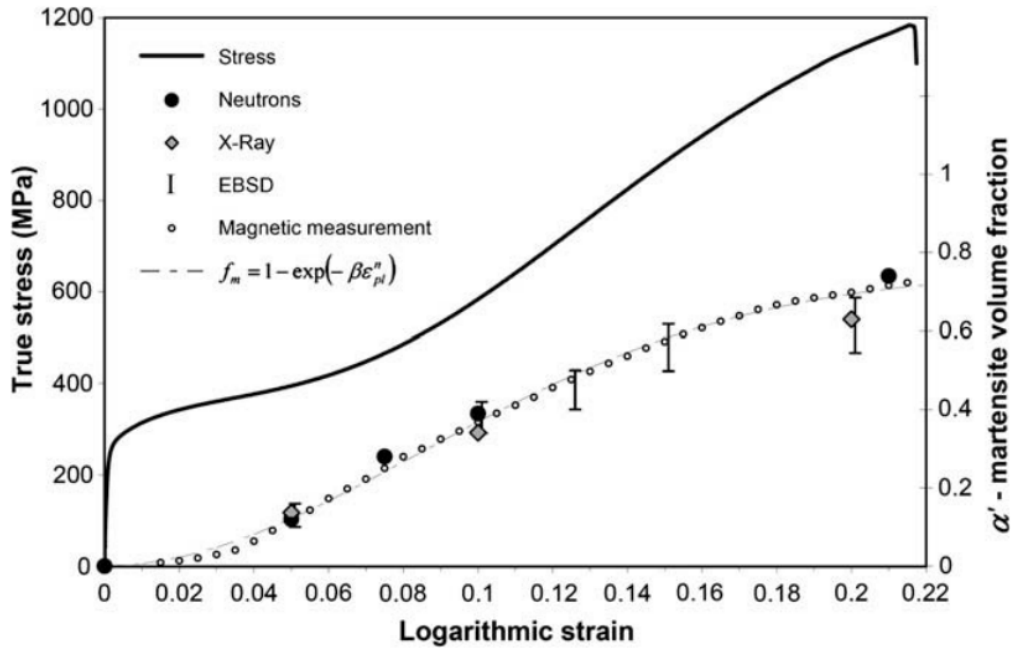


FIGURE 1.20 – Courbe de traction et transformation de phase dans l’acier AISI301 [Hausild et al., 2010]

1.2.3 Modèles de comportement mécanique des aciers TRIP

Ils existent de nombreux modèles de comportement des aciers TRIP. Ceux-ci sont soit complètement phénoménologiques soit une combinaison entre la thermodynamique de la transformation martensitique donnant l’évolution de la microstructure et les outils de mécanique classique permettant de décrire la plasticité de transformation, l’écrouissage et/ou le durcissement de l’acier. Il est possible de diviser la description du comportement TRIP en trois grands domaines :

- la cinétique de transformation permettant de décrire l’évolution de la fraction martensitique en fonction des sollicitations thermomécaniques,
- la plasticité de transformation, i.e. la plasticité due à la transformation de phase martensitique,
- les modèles de loi de comportement des aciers à effet TRIP.

1.2.3.1 Cinétique de transformation

Les modèles de cinétiques de transformation ont pour but de décrire l’évolution de la fraction de martensite formée dans l’austénite pendant un refroidissement ou pendant l’application d’une sollicitation thermomécanique. Ces modèles peuvent être de nature phénoménologique ou analytique.

Cinétique de transformation lors d’un refroidissement

[Koistinen and Marburger, 1959] ont proposé une loi d’évolution de la fraction martensitique en fonction de M_s (température *Martensite start*) et la température. $H()$ est fonction

d'Heaveside :

$$f = (1 - \exp[-b(Ms - T)])H(Ms - T) \quad (1.5)$$

[Prantil et al., 2003] rendent l'équation de Koistinen Marburger dépendante de la concentration en carbone dans l'austénite par l'intermédiaire des coefficients α , β et ν :

$$\dot{f} = \nu_M(C)f^{\alpha(C)}(1 - f)^{\beta(C)}H(Ms - T)\dot{T} \quad (1.6)$$

Enfin, [Inoue et al., 1992] rendent dépendante la transformation de la sollicitation mécanique subie par le matériau au cours du refroidissement :

$$f = 1 - \exp[\Phi(T - Ms) - A\sigma_m - BJ_2^{\frac{1}{2}}] \quad (1.7)$$

1.2.3.2 Cinétiques de transformation à température constante

Modèles empiriques

Ces modèles de cinétique sont des fonctions de régression permettant de décrire les courbes obtenues expérimentalement. Ils donnent l'évolution de la fraction martensitique pour des chargements et aciers spécifiques. Ils sont peu flexibles. La première loi est donnée par [Angel, 1954] pour un essai de traction sur un acier inoxydable AISI304 :

$$f = A_1 \varepsilon^B (1 - f) \quad (1.8)$$

[Abrassart, 1972] a obtenu pour des aciers de type FeNiCrC :

$$f = A \varepsilon^n \quad (1.9)$$

Dans le modèle de [Guimaraes, 1972], K et Z sont déterminés expérimentalement :

$$f = 1 - \exp(-K \varepsilon^Z) \quad (1.10)$$

Le modèle de [Matsumura et al., 1987] est donné en fonction de la fraction volumique d'austénite V_γ et de la fraction volumique initiale $V_{\gamma 0}$:

$$V_\gamma = \frac{V_{\gamma 0}}{1 + (k/q)V_{\gamma 0}(\varepsilon^p)^q} \quad (1.11)$$

Modèle d'Olson-Cohen et améliorations

[Olson and Cohen, 1975] sont les premiers à proposer un modèle universel de cinétique de transformation martensitique par déformation plastique. Celui-ci est basé sur l'évolution de la fraction volumique de bande de cisaillement dans l'austénite. Il a été proposé suite à l'observation de la germination des aiguilles de martensite α' à l'intersection des bande de cisaillement. Ce taux de fraction volumique de bandes cisaillement, f^{sb} dans l'austénite peut s'exprimer en fonction du taux de déformation plastique selon la relation suivante :

$$\dot{f}^{sb} = (1 - f^{sb})\alpha \dot{\varepsilon}^p \quad (1.12)$$

où α est une constante liée à l'énergie de faute d'empilement.

On définit le nombre de bandes de cisaillement par unité de volume dans l'austénite comme le rapport entre f^{sb} et le volume moyen d'une bande de cisaillement, $\bar{v}^{sb}$

$$N^{sb} = \frac{f^{sb}}{\bar{v}^{sb}} \quad (1.13)$$

Le taux de formation de martensite α' peut être exprimé en fonction du nombre de sites de germination de la martensite par unité de volume N_α et le volume moyen d'une latte de martensite, $\bar{v}^{\alpha'}$.

$$\dot{f} = (1 - f)\bar{v}^{\alpha'}\dot{N}_\alpha \quad (1.14)$$

On définit P la probabilité qu'une intersection de bande de cisaillement engendre une germination de martensite. On a alors N^I le nombre d'intersection des bandes de cisaillement.

$$N_{\alpha'} = PN^I \quad (1.15)$$

Le nombre d'intersection des bandes de cisaillement par unité volume est relié par une loi puissance au nombre de bandes de cisaillement par unité de volume N^{sb} :

$$N^I = C(N^{sb})^n \quad (1.16)$$

où C est une constante géométrique et n un coefficient.

Par intégration des équations, on obtient la loi d'évolution de la fraction de martensite en fonction des déformations plastiques dans l'austénite :

$$f = 1 - \exp(-\beta[1 - \exp(-\alpha.\varepsilon^p)]^n) \text{ où } \beta = C.P.\frac{\bar{v}^{\alpha'}}{(\bar{v}^{sb})^n} \quad (1.17)$$

Les paramètres α , β , et n sont donc des paramètres matériaux. Ils ont été identifiés par [Bargui et al., 2000] pour l'acier inoxydable AISI304 à des températures variables en traction uniaxiale.

Ce modèle de cinétique de transformation a été amélioré par différents auteurs.

[Stringfellow et al., 1992] ont amélioré le modèle de façon à ce qu'il prenne en compte la triaxialité des contraintes dans le matériau. Le modèle s'exprime alors de la façon suivante :

$$\dot{f} = (1 - f)[A_f\dot{\varepsilon}^p + B_f\dot{\Sigma}] \quad (1.18)$$

$$\text{où } A_f = \alpha P n \nu (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad (1.19)$$

où $\dot{\Sigma}$ représente le taux de triaxialité des contraintes, B_f est fonction de f^{sb} et Σ . Les auteurs montrent que plus la triaxialité est importante, plus la transformation est aisée.

[Tomita and Iwamoto, 1995] expriment la dépendance du coefficient α par rapport à la température sous forme polynomiale ainsi que sa dépendance au taux de déformation plastique dans l'austénite $\dot{\varepsilon}^{pA}$.

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3) \left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pA}}{\dot{\varepsilon}_{ref}} \right)^M \quad (1.20)$$

où M représente la sensibilité à la vitesse, $\dot{\varepsilon}_{ref}$ est la vitesse de déformation et les α_i , des coefficients.

[Iwamoto et al., 1998] expriment ensuite la dépendance de ce coefficient au taux de triaxialité :

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma) \left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_y} \right)^M \quad (1.21)$$

où Σ est le taux de triaxialité des contraintes

Enfin [Iwamoto and Tsuta, 2000] modifient la probabilité P de la formation de martensite aux intersections des bandes de glissement pour la rendre dépendante à la taille de grain austénitique :

$$P' = \left(\frac{d}{d_0} \right)^2 P \quad (1.22)$$

Les résultats de modélisation montrent alors que plus les grains sont gros plus la formation de martensite est favorisée.

1.2.4 Plasticité de transformation

Dans cette partie, les modèles permettant de décrire la plasticité due à la transformation de martensite induite par des sollicitations mécaniques vont être présentés.

[Greenwood and Johnson, 1965] ont développé un modèle basé sur l'hypothèse d'une sphère croissant dans un milieu isotrope et parfaitement plastique. Il repose sur la variation relative du volume $\frac{\Delta V}{V}$ de la sphère. Ce modèle est valide dans le cas où la contrainte extérieure est petite devant la limite élastique de la phase la plus molle. On nommera ε^{pt} , la plasticité de transformation dans toute la suite de cette partie. Ce modèle est uniaxial. L'expression de la plasticité de transformation est la suivante :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt} = K \frac{\sigma}{\sigma_e} \phi(f) \frac{\Delta V}{V} \quad (1.23)$$

σ_e est la limite d'élasticité de l'austénite, K est une constante, $\phi(f)$ est une fonction croissante où f est la fraction volumique de martensite et σ est la contrainte appliquée. Pour une transformation totale, on obtient :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt} = \frac{5}{6} \frac{\sigma}{\sigma_e} \frac{\Delta V}{V} \quad (1.24)$$

[Abrassart, 1972] a donné une expression du modèle en précisant le terme $K\phi(f)$:

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt} = \frac{3}{4} \frac{\sigma}{\sigma_e} \frac{\Delta V}{V} \left(f - \frac{2}{3} f^{3/2} \right) \quad (1.25)$$

Ce calcul de la plasticité de transformation est valable dans le cas où la sollicitation extérieure est constante et uniaxiale. L'expression d'Abrassart sous-estime fortement la valeur de la plasticité dans le cas d'une transformation totale ($f=1$).

[Franitza, 1972] donne un modèle de taux de plasticité de transformation dépendant du déviateur des contraintes $dev(\underline{\underline{\sigma}})$:

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pt} = \frac{1}{3} \dot{\beta} \frac{dev(\underline{\underline{\sigma}})}{\sigma_e} \left(1 - \frac{\delta}{\delta_{total}} \right) \quad (1.26)$$

Dans cette formulation, δ représente la variation de volume actuelle et δ_{total} la variation de volume pour une transformation totale. β est une constante déterminée expérimentalement.

Enfin, [Prantil et al., 2003] donnent une expression de la partie déviatorique du taux de déformation de transformation où $dev(\underline{\sigma})$ est le déviateur des contraintes appliquées.

$$dev(\underline{\varepsilon})^{pt} = \frac{Am}{B} \left(\frac{f}{B}\right)^{m-1} \exp\left(-\left(\frac{f}{B}\right)^m\right) \dot{f} dev(\underline{\sigma}) \quad (1.27)$$

Cette expression est une fonction de Weibull, elle permet d'obtenir une évolution de la plasticité de transformation proche de l'expérimentale après identification des paramètres du modèle. Les paramètres A, B et m sont identifiés expérimentalement à partir de courbes de dilatométrie.

Les expressions précédentes sont des modèles phénoménologiques qui permettent de décrire la plasticité de transformation après identification de certains paramètres expérimentalement. Ils existent des modèles permettant de décrire plus généralement la plasticité de transformation.

Le modèle de [Giusti, 1981] et [Leblond et al., 1989] est une formule généralisée du taux de plasticité de transformation. Ce modèle est incrémental et adapté aux simulations numériques par éléments finis sous chargements multiaxiaux. L'expression du taux de déformation de transformation est dépendante du déviateur des contraintes extérieures. En effet, les auteurs font l'hypothèse que la plasticité de transformation n'induit pas de variation de volume. Le modèle a l'expression suivante :

$$\underline{\varepsilon}^{pt} = \frac{3}{2} K dev(\underline{\sigma}) \phi'(f) \dot{f} \quad (1.28)$$

où K est une constante et ϕ est une fonction de la fraction volumique de martensite f .

[Fischer et al., 1996] proposent un modèle analytique simplifié reposant sur plusieurs hypothèses :

- les déformations élastiques sont négligées,
- le modèle est à isodéformation (hypothèse de "Taylor-Lin"),
- toute l'austénite est transformée instantanément en martensite,
- le modèle prend en compte l'orientation spatiale des variantes de martensite.

Dans le cas d'une distribution isotrope des variantes, la déformation plastique de transformation a l'expression suivante :

$$\underline{\varepsilon}^{pt} = \frac{5}{4} \frac{(\delta^2 + 3/4\gamma^2)^{1/2}}{\sigma_e^*} dev(\underline{\sigma}) \quad (1.29)$$

γ est le module de cisaillement et σ_e^* est la limite d'élasticité macroscopique et est donnée par l'expression suivante :

$$\sigma_e^* = \sigma_e^M \frac{1 - \frac{\sigma_e^A}{\sigma_e^M}}{\ln\left(\frac{\sigma_e^M}{\sigma_e^A}\right)} \quad (1.30)$$

où σ_e^A et σ_e^M sont les limites d'élasticité respectivement de l'austénite et de la martensite. Cette expression correspond au modèle de Greenwood-Johnson dans le cas d'une sollicitation uniaxiale.

[Diani et al., 1995] proposent une expression basée sur une approche micromécanique. Ils calculent l'incrément de déformation de plasticité de transformation en utilisant le tenseur de Green. Ce modèle repose sur l'hypothèse d'un matériau isotrope incompressible et sur une approximation autocohérente :

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = \frac{5\mu_m}{3\mu_e + 2\mu_m} \dot{f} \bar{\varepsilon}^B \quad (1.31)$$

où $\bar{\varepsilon}^B$ est la déformation de Bain. μ_e et μ_m sont respectivement les modules de cisaillement effectif (obtenus par homogénéisation autocohérente en considérant les inclusions sphériques) et de la martensite.

[Videau et al., 1994] proposent une expression pour décrire la plasticité de transformation dans un matériau multiphasé. Dans le cas d'un matériau biphasé austénite et martensite, l'expression du modèle est la suivante :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pt} = K_{AM}(1 - f) \dot{f} (dev(\underline{\underline{\sigma}}) - \underline{\underline{X}}^{pt}) \quad (1.32)$$

où X^{pt} est le tenseur d'écrouissage cinématique induit par la plasticité de transformation et K_{AM} caractérise la plasticité induite par transformation.

Le modèle de [Azzouz et al., 2000] est une fonction de charge associée au mécanisme de plasticité de transformation. La fonction de charge est définie de la façon suivante :

$$f^{pt} = (1 - \alpha) J^2 (\sigma - X^{pt}) + \alpha I_1^2 (\sigma - X^{pt}) + \beta I_1 - R^{pt} \quad (1.33)$$

où R^{pt} est la contrainte seuil d'activation de la plasticité de transformation ; I_1 et J sont des invariants du tenseur $\underline{\underline{\sigma}}$. L'expression du taux de déformation de transformation macroscopique est alors donné par :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pt} = K(1 - f) \dot{f} < f^{pt} > \frac{3}{2J} \underline{\underline{s}} \quad (1.34)$$

Cette section a permis d'expliciter les mécanismes liés à la transformation martensitique et la plasticité induite par cette transformation de l'austénite. L'influence de ces mécanismes sur les aciers TRIP a été montrée. Ensuite, une liste de modèle de comportement décrivant la cinétique de transformation ainsi que la plasticité de transformation a été présentée. Ces mécanismes de transformation martensite sous l'influence d'un chargement thermomécanique peuvent être, entre autre, déclenchés par le procédé de grenaillage de précontrainte.

1.3 Relaxation des contraintes résiduelles

La relaxation mécanique des contraintes résiduelles peut être divisée en trois phases. La relaxation statique a lieu dans les premiers cycles de vie par dépassement macroscopique de la limite d'élasticité. La relaxation cyclique a lieu au cours de la vie des matériaux et a pour cause principale la microplasticité. Enfin, la dernière phase de relaxation est due à l'amorce et la propagation des fissures dans le matériau. Cette dernière relaxation n'est pas traitée dans cette étude. Dans une dernière partie, une attention particulière est donnée aux résultats expérimentaux de la relaxation cyclique des matériaux grenailés.

1.3.1 Relaxation statique

On appelle relaxation statique l'évolution des contraintes résiduelles dans une pièce durant un chargement de un ou quelques cycles. Cette relaxation est principalement due aux évolutions mécaniques de la couche affectée par les contraintes résiduelles. En effet, lors du premier chargement en traction puis en compression, un dépassement de la limite d'élasticité macroscopique du matériau peut être observé. Ce dépassement est dû le plus souvent à la superposition de la contrainte de chargement et des contraintes résiduelles. [Lieurade, 1987] illustre ce dépassement au travers du critère de plasticité de Von Mises par l'équation suivante :

$$[(\sigma_{11}^{max} + \sigma_{11}^{res})^2 - 2(\sigma_{11}^{max} + \sigma_{11}^{res})\sigma_{22}^{res} + (\sigma_{22}^{res})^2]^{\frac{1}{2}} = \sigma_y \quad (1.35)$$

L'évolution des contraintes résiduelles est intimement liée à l'état de surface induit par le procédé de traitement de surface à l'origine de celles-ci. Cette évolution de la surface peut-être étudiée par analyse des largeurs de pics en diffraction des rayons X ou en étudiant la structure des dislocations [Schulze, 2006]. Après le traitement de surface, deux zones sont à distinguer dans le matériau : la surface et le coeur. Ces deux couches vont avoir des comportements différents et la superposition du chargement va induire de la plasticité et donc une relaxation différente dans les deux couches.

[Hirsch, 1983] et [Vohringer, 1987] ont développé un modèle permettant de décrire quantitativement l'évolution des contraintes résiduelles lors d'un chargement quasi-statique. Ils reposent sur l'hypothèse que le matériau possède deux couches aux propriétés mécaniques différentes après traitement de surface. L'aire totale de la section est notée A_0 et l'aire des deux couches surface et coeur, A_{surf} et A_{coeur} . Dans le cas d'une sollicitation uniaxiale, on suppose que les deux couches voient la même déformation totale. $\sigma_{surf}(\varepsilon_t)$ et $\sigma_{coeur}(\varepsilon_t)$ correspondent aux courbes d'écrouissage des deux couches. Le chargement σ^{charg} peut alors s'écrire de la façon suivante :

$$\sigma^{charg}(\varepsilon_t) = \frac{A_{surf}}{A_0} \sigma_{surf}(\varepsilon_t) + \frac{A_{coeur}}{A_0} \sigma_{coeur}(\varepsilon_t) \quad (1.36)$$

Il est alors possible de quantifier l'évolution des contraintes résiduelles :

$$\begin{aligned} \sigma_{surf}^{res} &= \sigma_{surf} - \sigma^{charg}(\varepsilon_t) \\ \sigma_{coeur}^{res} &= \sigma_{coeur} - \sigma^{charg}(\varepsilon_t) \end{aligned} \quad (1.37)$$

La figure 1.21 proposée par [Scholtes, 1990] est une représentation schématique du modèle dans quatre cas différents. Dans le cas (a), pour un comportement élastoplastique parfait sans écrouissage supplémentaire de la surface, les contraintes résiduelles se relaxent complètement. Quand la limite d'élasticité a été augmentée (b), les contraintes résiduelles de compression en surface et celles de traction à coeur vont respectivement changer de signe quand la sollicitation est une traction. En compression, une légère relaxation est observée. Dans le cas où la limite d'élasticité a diminué (c), on observe l'effet opposé. Enfin, le cas (d) présente le cas d'un comportement d'écrouissage linéaire. Suivant le comportement choisi, les contraintes résiduelles vont plus ou moins se décaler de la compression à la traction suivant la déformation imposée.

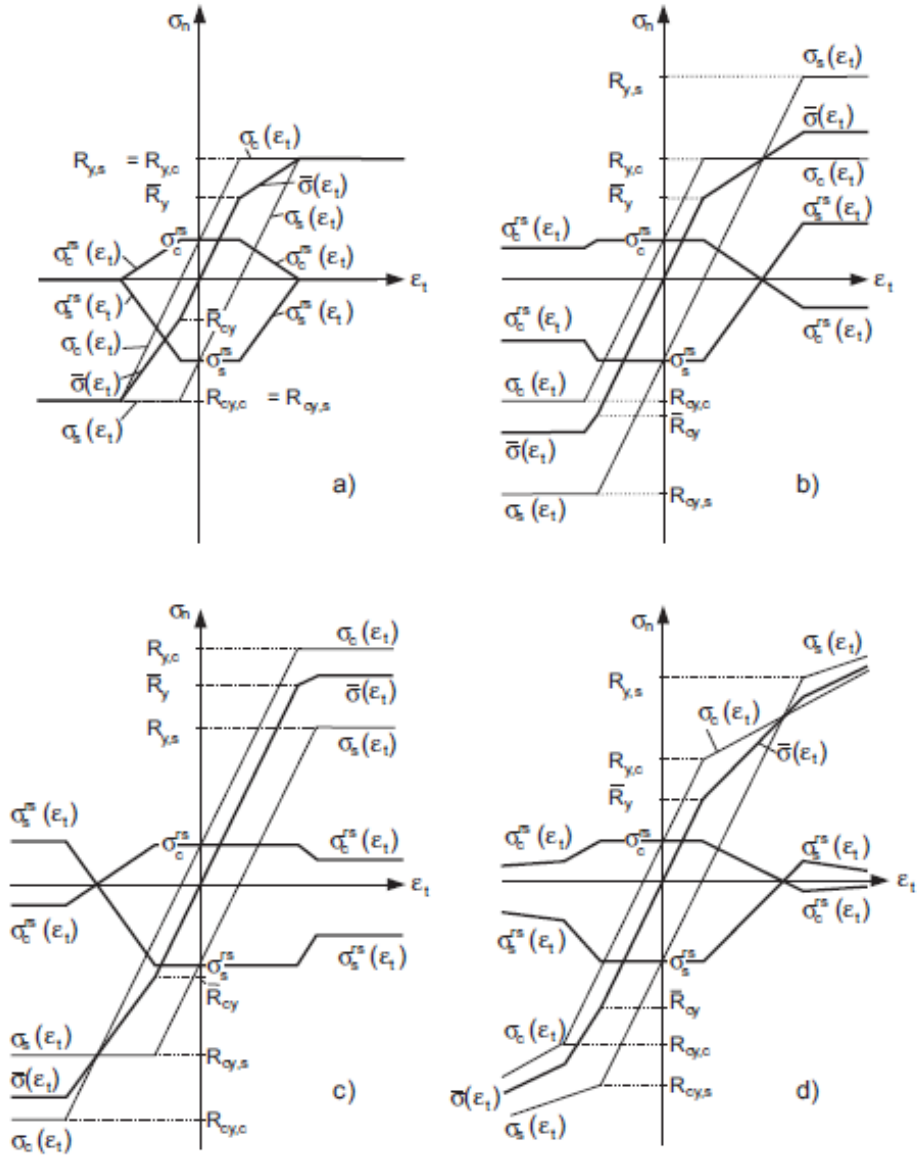


FIGURE 1.21 – Différents cas de relaxation : sans écrouissage surfacique (a), avec augmentation de la limite d'élasticité, avec diminution de la limite d'élasticité (c) et avec écrouissage linéaire (d) [Scholtes, 1990].

1.3.2 Relaxation cyclique

La relaxation cyclique est définie par l'évolution du profil de contraintes résiduelles à grand nombre de cycles. Les principaux modèles sont détaillés.

1.3.2.1 Modèles phénoménologiques

La première grande famille de modèles pour décrire la relaxation est celle des modèles phénoménologiques. Ils ont pour but de décrire l'évolution des contraintes résiduelles en fonction du nombre de cycles (cycles d'amplitude constante). La plupart du temps, ils sont utilisés pour décrire l'évolution cyclique des contraintes résiduelles surfaciques.

[Schulze, 2006] a défini trois classes suivant la fonction mathématique utilisée (Figure 1.22).

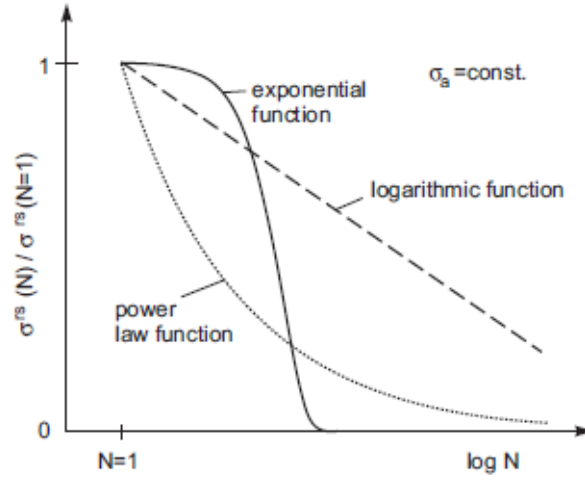


FIGURE 1.22 – Modèles mathématiques pour décrire l'évolution des contraintes résiduelles en fonction du nombre de cycles [Schulze, 2006]

La forme exponentielle a été proposée en premier par [Valluri, 1963] qui estimait que la relaxation pouvait être similaire au processus de fluage. D'autres auteurs l'ont ensuite appliqué à l'évolution de la contrainte résiduelle lors de sollicitations cycliques pour lui donner sa forme finale. Cette forme décrit une relaxation faible dans les premiers cycles de vie puis forte en milieu de vie.

$$\sigma^{res}(N) = \sigma_{N=1}^{res} e^{-kN} \quad (1.38)$$

[Jhansale and Topper, 1971] ont proposé une évolution des contraintes résiduelles en loi puissance. Celle-ci décrit une forte relaxation dans les premiers cycles de vie.

$$\sigma^{res}(N) = \sigma_{N=1}^{res} N^{-b} \quad (1.39)$$

Le modèle le plus répandu a été proposé par [Jhansale and Topper, 1971]. Il possède une forme logarithmique. Il décrit une relaxation constante du point de vue du logarithme du cyclage. Ce modèle a d'abord été utilisé pour décrire l'évolution de la contrainte moyenne mais [Rotvel, 1972] et [Kodama, 1972] l'ont adapté pour la relaxation des contraintes résiduelles tel que dans l'équation suivante :

$$\sigma^{res}(N) = \sigma_{N=1}^{res} - \mu \log(N) \quad (1.40)$$

La pente de cette loi peut-être corrélée à la contrainte alternée σ_a imposée lors de l'essai :

$$\mu = a\sigma_{alt} - b \quad (1.41)$$

1.3.2.2 Modèles analytiques

Dans cette partie, seuls les principaux modèles de calcul de relaxation analytiques sont décrits.

Méthode de Zarka

La méthode de [Zarka et al., 1990] dite "Méthode d'analyse simplifiée des structures inélastiques" consiste à calculer l'état stabilisé des contraintes en connaissant le chargement élastique de la structure. La méthode est basée sur le calcul d'écoulement plastique de type Von Mises tel que dans l'équation 1.42.

$$\frac{3}{2}(\text{dev}(\underline{\underline{\sigma}}) - \underline{\underline{X}})^T(\text{dev}(\underline{\underline{\sigma}}) - \underline{\underline{X}}) \leq \sigma_y^2 \quad (1.42)$$

où σ_y est la limite d'élasticité

Zarka propose de nouvelles surfaces d'écoulement dans un repère particulier. Il définit un nouvel espace de variable $\underline{\underline{y}}$ d'équation 1.43.

$$\underline{\underline{y}} = \underline{\underline{X}} - \text{dev}(\underline{\underline{\sigma}}^{res}) = C\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \text{dev}(\underline{\underline{\sigma}}^{res}) \quad (1.43)$$

Dans cet espace, le critère de plasticité s'écrit de la façon suivante :

$$\frac{3}{2}(\underline{\underline{S}}^{el} - \underline{\underline{y}})^T(\underline{\underline{S}}^{el} - \underline{\underline{y}}) \leq \sigma_y^2 \quad (1.44)$$

De ce fait, les surfaces d'écoulement (Figure 1.23) n'évoluent pas avec les contraintes résiduelles. C'est le point de chargement qui va se déplacer dans ce nouveau repère. Seul l'écroutissage cinématique peut faire évoluer l'aire de la surface d'écoulement. Par projection orthogonale sur la surface de charge, on peut calculer le point final $\underline{\underline{y}}$. Il est alors possible de remonter à la contrainte résiduelle finale en calculant la déformation plastique correspondante.

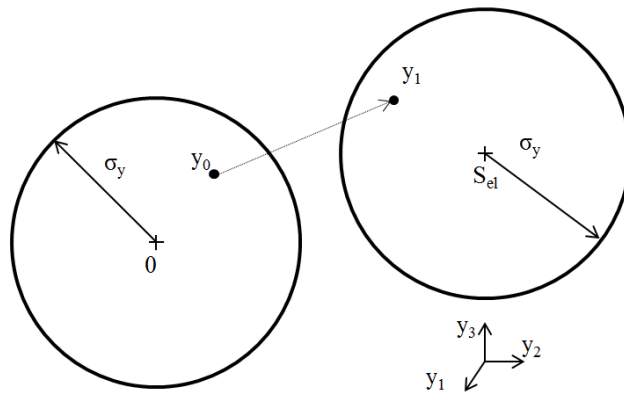


FIGURE 1.23 – Charge statique dans le repère de Zarka : y_0 est le point initial et y_1 est le point après chargement

Dans le cas d'un chargement cyclique tel que celui des sollicitations de fatigue, on définit deux surfaces de charge de centre $\underline{\underline{S}}_{el,min}$ et $\underline{\underline{S}}_{el,max}$ correspondant aux minimum et

maximum de chargement. A partir de ces deux surfaces, il est alors possible de distinguer plusieurs cas. Si les deux convexes possèdent une intersection et que le point de charge initiale est hors de celle-ci, il y aura adaptation de la structure (voir Figure 1.24). Le point de chargement stabilisé est la projection orthogonale du point initial sur la surface de charge. Le point initial est dans l'intersection, le comportement cyclique est purement élastique. Si les sphères de chargement maximal et minimal ne possèdent pas d'intersection, il y aura accommodation de la structure (Figure 1.25). Dans ce cas, l'écrouissage cinématique linéaire agrandira la surface d'écoulement jusqu'à trouver une intersection et donc un point de chargement stabilisé.

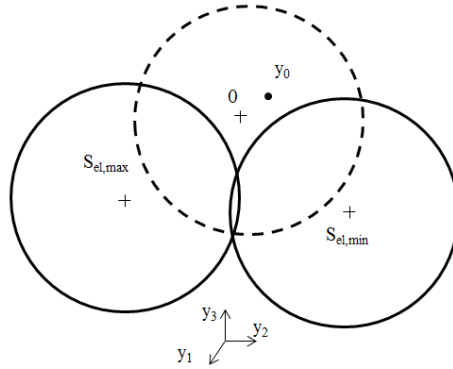


FIGURE 1.24 – Adaptation dans le repère de Zarka

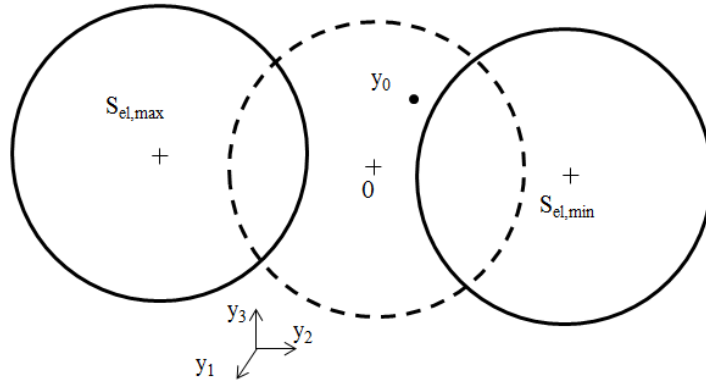


FIGURE 1.25 – Accommodation cyclique dans le repère de Zarka

Méthode de saut de cycle

Cette méthode développée par [Savalle and Culié, 1978], [Lesne and Savalle, 1989] et [Kruch, 1992] consiste à extrapoler l'évolution d'une variable interne en "sautant" certains cycles. On nomme $\underline{Y}$ le vecteur de variables internes dépendant du nombre de cycles et $\underline{y}$ est le vecteur des mêmes variables exprimées en fonction du temps. Si T est la période du cycle et τ un instant du cycle, on en déduit l'équation suivante :

$$\underline{Y}(N) = \underline{y}((N - 1)T + \tau) \quad (1.45)$$

Après un développement de Taylor d'ordre 2, on peut exprimer le vecteur $\underline{Y}$ en fonction de ses dérivées sur un intervalle ΔN plus ou moins étroit.

$$\underline{Y}(N + \Delta N) = \underline{Y}(N) + \underline{Y}'(N)\Delta N + \underline{Y}''(N)\frac{(\Delta N)^2}{2} \quad (1.46)$$

La détermination de l'incrément de saut de cycle se fait sous l'hypothèse que le terme d'ordre 2 est négligeable devant le terme d'ordre 1 tel que dans l'équation suivante :

$$\Delta N \ll \frac{2\underline{Y}'(N)}{\underline{Y}''(N)} \quad (1.47)$$

Pour respecter cette condition, un facteur de précision η est introduit tel que le saut de cycle s'écrit pour chaque composante du vecteur $\underline{Y}$ de la façon suivante :

$$\Delta N_i = 2\eta \frac{\underline{Y}'_i(N)}{\underline{Y}''_i(N)} \quad (1.48)$$

Dans la pratique, on choisit le ΔN_i le plus petit.

Méthode Neuber

La méthode basée sur la règle de Neuber [Neuber, 1961], effectue un calcul de chargement en fond d'entaille. En faisant l'hypothèse d'un comportement purement élastique, il est trivial de calculer le chargement σ_e et la déformation élastique ε_e . Le postulat de Neuber consiste à dire que le produit de la déformation et la contrainte élastiques est égal au produit de la déformation et la contrainte réelles (soit la densité d'énergie élastique). Cette hypothèse est illustré sur la figure 1.26(a) et par l'équation :

$$\sigma^e \varepsilon^e = \sigma \varepsilon \quad (1.49)$$

Géométriquement, le postulat prédit que les aires des rectangles à point de chargement donné purement élastique et réelle sont identiques.

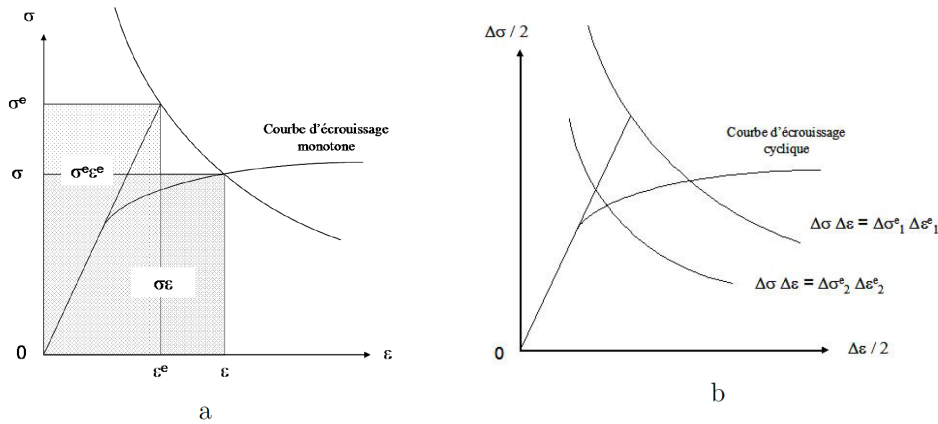


FIGURE 1.26 – Illustration de la règle de Neuber pour un cas statique (a) et un cas cyclique (b)

La méthode peut être appliquée à un chargement cyclique en modifiant l'équation de la façon suivante (Figure 1.26.b) :

$$(\sigma_i^e - \sigma_{i-1}^e)(\varepsilon_i^e - \varepsilon_{i-1}^e) = (\sigma_i - \sigma_{i-1})(\varepsilon_i - \varepsilon_{i-1}) \quad (1.50)$$

1.3.3 Étude expérimentale de la relaxation des matériaux grenailés

Dans cette partie, les résultats expérimentaux de la relaxation cyclique des matériaux grenailés sont présentés. Il existe de nombreux articles étudiant la stabilité des contraintes résiduelles de grenailage. En 2007, [McCLUNG, 2007] en recensait plus de 65. Les principaux matériaux étudiés sont les alliages de titane, superalliages de nickel, alliages d'aluminium et de nombreux aciers. Les études les plus anciennes ont été effectuées sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V. [Leverant et al., 1979] ont décorrélé la relaxation thermique à 598 K de la relaxation mécanique en traction-compression. Ils montrent que la relaxation augmente quand la déformation imposée augmente également. De plus, la compression amène plus de relaxation des contraintes résiduelles que la traction (figure 1.27). [Vohringer et al., 1985] montrent que la relaxation a lieu dans les premiers cycles de vie et peu sur le reste de la durée de vie pour des sollicitations de l'ordre de la limite en fatigue. Beaucoup d'auteurs ont également étudié la stabilité des contraintes sous chargement cyclique à haute température ([Altenberger et al., 2002],[Noster et al., 2002],[Nalla et al., 2003],[Lee and Mall, 2004]). Ces études incluent aussi la relaxation des contraintes résiduelles dues au laminage et au grenailage par choc laser.

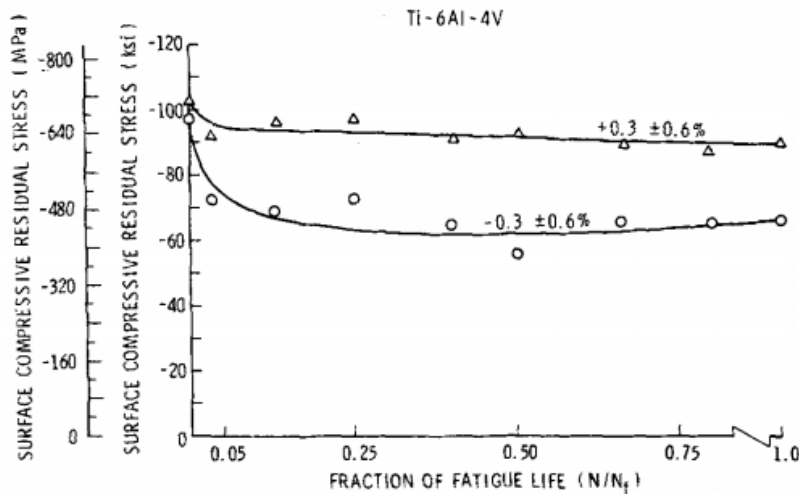


FIGURE 1.27 – Relaxation de la contrainte de surface en compression et en traction lors d'essais en traction/compression sur le titane Ti-6Al-4V [Leverant et al., 1979]

Pour les superalliages base nickel, [Cao et al., 1994] ont montré que la relaxation mécanique à $R=0$ (rapport de charge cyclique nulle) est très faible devant la relaxation thermique seule à 923 K sur l'alliage Astroloy. [Boggs and Byrne, 1973] ont étudié la stabilité des contraintes résiduelles de grenailage sur deux alliages nickel-cobalt. Ils notent peu ou pas de relaxation.

Pour l'aluminium, la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage est faible. [Seppi, 1975] note une relaxation de 20% au cours d'un test de fatigue en traction de l'aluminium 7075-T6. [Potter and Millard, 1977], [Hammond and Meguid, 1990] n'observent pas de relaxation en traction à $R=-1$ et $R=0,5$ ni en flexion rotative dans le même alliage d'aluminium. [Rasouli Yazdi and Lu, 1999] observent un peu de relaxation à différentes amplitudes de fatigue, cependant la relaxation a lieu majoritairement dans le premier cycle. [Zinn and Scholtes, 1999] ont sollicité cinq alliages d'aluminium différents en flexion alternée. Ils observent 30 à 40 % de relaxation à la fin de la fatigue mais la majorité de la relaxation a lieu durant le premier cycle. [Bathias et al., 1988] mesurent 10 à 40% de relaxation en fatigue HCF et LCF durant les 20 premiers cycles. Les contraintes sont ensuite stables jusqu'à la fin de la durée de vie où des micro-fissures apparaissent. [Benedetti et al., 2009] en flexion $R=-1$ à des niveaux proches de la limite d'endurance (150-200 MPa) n'observent pas de relaxation pour l'aluminium 7075-T651 de limite d'élasticité supérieure à 500 MPa (figure 1.28). [Zarog et al., 2011] observent 40 à 60 % de relaxation en fatigue LCF dans l'aluminium 2024-T351.

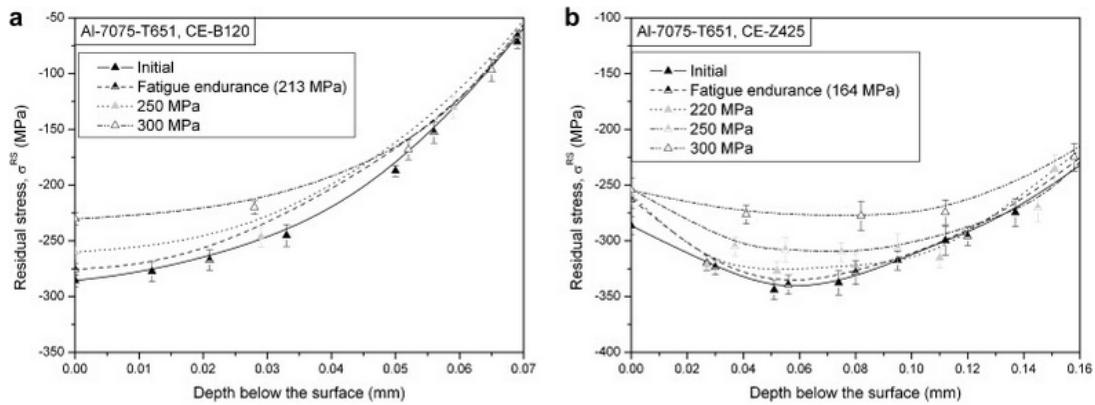


FIGURE 1.28 – Relaxation des contraintes dans le 7075-T651 pour deux modalités de grenaillage [Benedetti et al., 2009]

Les résultats sur les aciers sont plus nombreux que pour les matériaux cités précédemment. Dans une recherche de synthèse, les principaux résultats sont résumés dans le tableau 1.2. Pour la lecture, SP désigne le grenaillage conventionnel ; LSP, le grenaillage par choc laser ; WP, le warm peening et DP le deep-rolling. L'acier 35CrMo4 a été étudié par [Desvignes, 1987], [Cao, 1989] et [Cao et al., 1994] après grenaillage conventionnel. La relaxation est étudiée en flexion rotative et répétée. Les auteurs se sont intéressés principalement au côté en compression et notent une relaxation significative de 20% après 100 cycles en flexion répétée $R=0$. [Bergstrom and Ericsson, 1986] sont les premiers des nombreux auteurs de l'université de Karlsruhe à avoir étudié les propriétés de relaxation de l'acier AISI4140. De très nombreux articles ont été publiés par différents auteurs de cette université sur cet acier. On peut citer [Vohringer, 1987], [Schulze et al., 1996], [Holzapfel et al., 1996], [Wick et al., 2000] ou [Menig et al., 2002]. De manière générale, les auteurs ont étudié la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage conventionnel, de warm-peening ou de deep-rolling. Au cours de ces études, ils ont pu faire varier de nombreux paramètres tels que le type d'essai, le contrôle en déformation ou en contraintes

ainsi que leurs valeurs, la température ou le nombre de cycles. Il ressort de ces études que la relaxation est guidée principalement par la valeur de la contrainte ou de la déformation imposée. [Schulze et al., 1996] montrent la corrélation entre la contrainte imposée et la déformation plastique résultante sur la relaxation des contraintes résiduelles de surface (figure 1.29). La relaxation semble quasi-élastique jusqu'à un nombre de cycles donné où la déformation plastique augmente fortement.

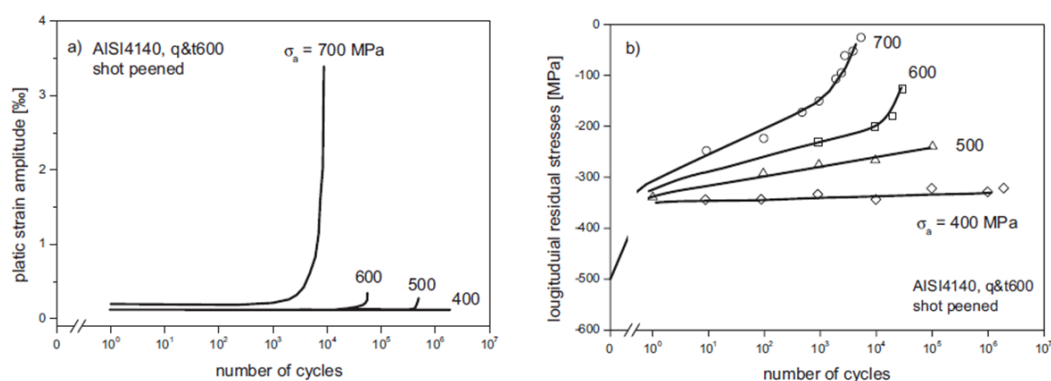


FIGURE 1.29 – Relaxation des contraintes de grenaillage dans l'acier AISI4140 en fonction de la déformation ou de la contrainte [Schulze, 2006]

[Farrahi et al., 1995] s'intéressent à la relaxation dans les aciers utilisés pour la fabrication des ressorts. Ils suivent l'évolution des contraintes et des microdéformations en surface au cours d'essais de torsion. Ils notent que la relaxation est proportionnelle à la contrainte imposée et à la profondeur de la zone plastifiée par le grenaillage. [Iida and Hirose, 1999] lors d'essai sur un acier cémenté ne notent pas de relaxation particulière en flexion. [Torres, 2002] ont effectué des essais de flexions rotatives alternées en $R=-1$ sur l'acier AISI4340. Il a étudié la relaxation pour différents grenaillages et différents niveaux de sollicitations en flexion rotative et a observé jusqu'à 100% de relaxation dans les cas extrêmes. [Capello et al., 2004] ont étudié les aciers C45 et 39NiCrMo3 sous traction $R=-1$ à une contrainte imposée égale à 70% de la limite en fatigue des matériaux. Jusqu'à 50% de relaxation est observée. [Nikitin et al., 2004] ont étudié la relaxation des contraintes résiduelles après grenaillage par choc laser et deep-rolling de l'acier AISI304. Ils notent une certaine stabilité de la largeur des pics de diffraction en surface contrairement à la contrainte résiduelle macroscopique. Quels que soient les traitements, les contraintes résiduelles se relaxent avec la température à partir de 673 K. [Soady et al., 2011] ont étudié la relaxation de l'acier FV448 grenaillé, en flexion trois points sur des éprouvettes entaillées. La relaxation est étudiée dans le sens longitudinal à la sollicitation mais aussi dans le sens transverse. Ils observent une relaxation statique dans le sens transverse mais pas de relaxation dans le sens longitudinal. [Dalaei et al., 2011], pour des aciers perlitiques en traction $R=-1$, observent des relaxations faibles en surface mais plus importantes à coeur pour des déformations imposées faibles et une relaxation totale pour des déformations imposées de l'ordre de 1% (figure 1.30). Enfin, [Kim et al., 2013], dans l'acier AISI1045, en flexion alternée $R=-1$ quatre points, notent que la relaxation des contraintes augmente fortement quand la contrainte imposée dépasse la limite d'élasticité.

Auteurs	Acier	Traitement	Sollicitation	Relaxation observé
[Desvignes, 1987]	35crmo4	SP	Flexion rotative	Relaxation sur toute la fatigue
[Bergstrom and Ericsson, 1986]	AISI4140	SP	Poli et entaillé, R=0 et R=-1	Relaxation augmente avec la contrainte
[Cao et al., 1994]	35crmo4	SP	Flexion plane	20 % en statique peu de relaxation ensuite
[Farrahi et al., 1995]	60SC7	SP	Torsion, R=-1	Relaxation cyclique
[Schulze et al., 1996]	AISI4140	SP	cContrainte vs. Déformation imposé	
[Holzapfel et al., 1996]	AISI4140	SP	Flexion	Relaxation sur toute la fatigue
[Iida and Hirose, 1999]	0.45% C carburized	SP	Flexion alternée	Pas de relaxation à faibles contraintes
[Wick et al., 2000]	AISI4140	WP	Flexion	Existence d'une contrainte critique en statique et en cyclique
[Torres, 2002]	AISI4340	SP	Flexion rotative	40 à 100 % suivant la sollicitation et le ratio
[Menig et al., 2002]	AISI4140	WP, SP	Torsion	40 % de relaxation cyclique s
[Capello et al., 2004]	C45, 39NiCrMo3	SP	Traction compression R=-1	Contraintes plus stable après WP que SP
[Nikitin et al., 2004]	AISI304	LSP, DP	Traction compression en température	La relaxation augmente avec la température
[Soady et al., 2011]	FV448	SP	Flexion 3 points, LCF	Peu de relaxation et principalement statique
[Dalaei et al., 2011]	acier perlitique	SP	Traction compression R=-1	Relaxation de totale au premier cycle ou à Nf/2 suivant la déformation imposée
[Kim et al., 2013]	AISI1045	SP	Flexion 4 points	20 à 40 % en statique, 24 à 90 % en cyclique

Tableau 1.2 – Relaxation des contraintes de grenaillage

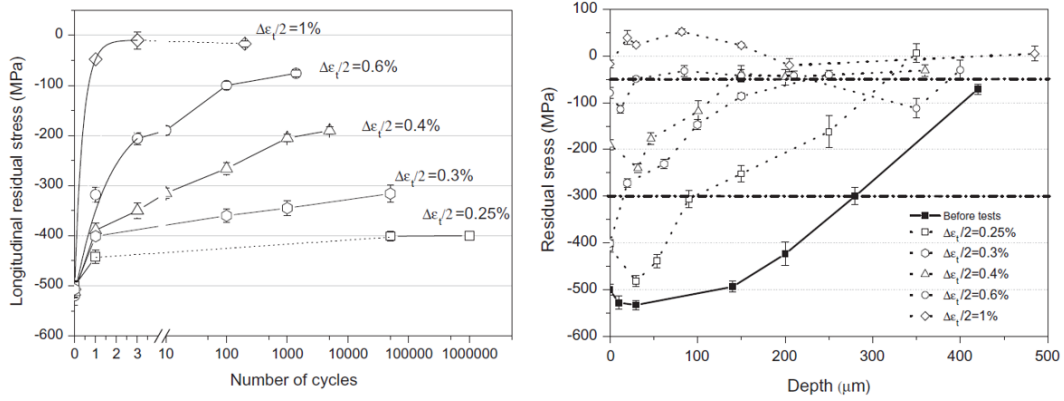


FIGURE 1.30 – Relaxation des contraintes de grenaillage dans l'AISI4140 en fonction de la déformation ou de la contrainte [Schulze, 2006]

[Fu et al., 2013], [Fu and Jiang, 2014] se sont intéressés à la relaxation sur un acier à effet TRIP. Les auteurs ont étudié l'évolution des contraintes résiduelles de grenaillage dans les différentes phases de l'acier 18CrNiMo7-6 après grenaillage et après relaxation thermique. La figure 1.31 montre les profils de contraintes dans les deux phases après de multiples grenaillages. Le triple grenaillage est retenu i.e trois grenaillages successifs d'intensité décroissante. La relaxation thermique pour différentes températures est montrée (figure 1.32). Les auteurs se sont uniquement intéressés à la relaxation thermique de cet acier TRIP où une relaxation importante en sous-couche est relevée. Dans notre étude, on s'intéressera plutôt à la relaxation mécanique.

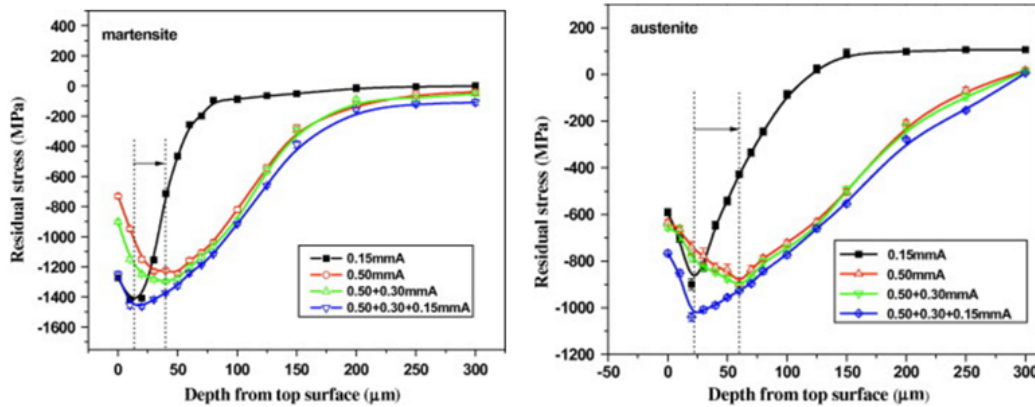


FIGURE 1.31 – Profil de contraintes résiduelles par phases après grenaillage [Fu et al., 2013]

1.4 Analyse et modélisation de la fatigue

Cette dernière partie bibliographique est consacrée à l'étude en fatigue des matériaux TRIP ou grenaillés.

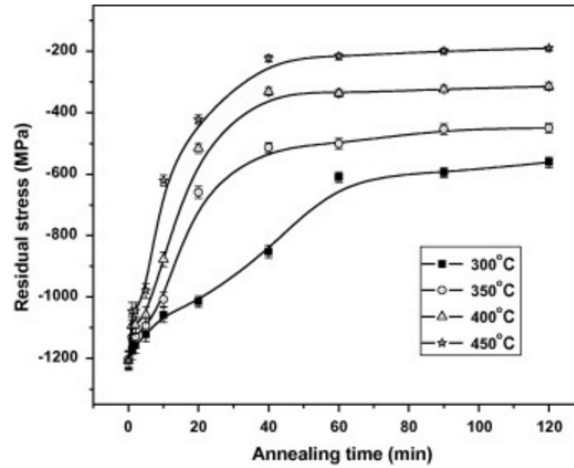


FIGURE 1.32 – Relaxation thermique des contraintes pour le triple grenailage dans la phase martensitique [Fu and Jiang, 2014]

1.4.1 La fatigue multiaxiale

1.4.1.1 Fatigue et chargement

Un essai de fatigue est basé sur un chargement cyclique comportant plusieurs caractéristiques de l'analyse de durée de vie (1.33). Les deux grandeurs primordiales sont σ_a , la contrainte alternée et σ_m la contrainte moyenne. De même, la fréquence des cycles de fatigue est un paramètre important.

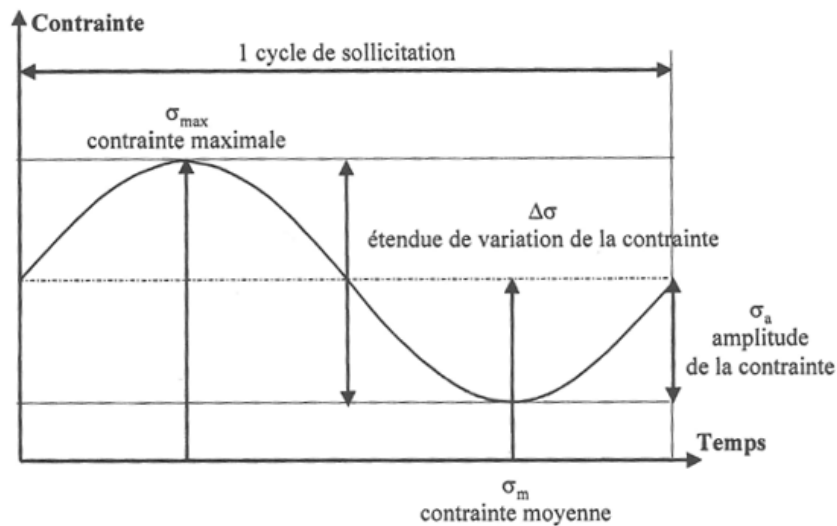


FIGURE 1.33 – Définition du chargement en fatigue [Hénaff and Morel, 2005]

On définit aussi le rapport de charge :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (1.51)$$

où σ_{min} et σ_{max} sont les contraintes minimales et maximale du chargement au cours d'un cycle.

- $R=-1$ est un chargement en contraintes alternées symétriques ;
- $R=0,1$ est un chargement en contraintes ondulées assez répandu dans l'industrie ;
- $R=0$ est un chargement en contraintes répétées.

Durant des essais de fatigue, les couples nombre de cycle/contrainte alternée pour lesquels l'éprouvette rompt sont relevés. Les résultats sont reportés dans un diagramme logarithmique. La régression modélisant la probabilité de rupture à 50% est alors tracée. C'est la courbe de Wohler (Figure 1.34).

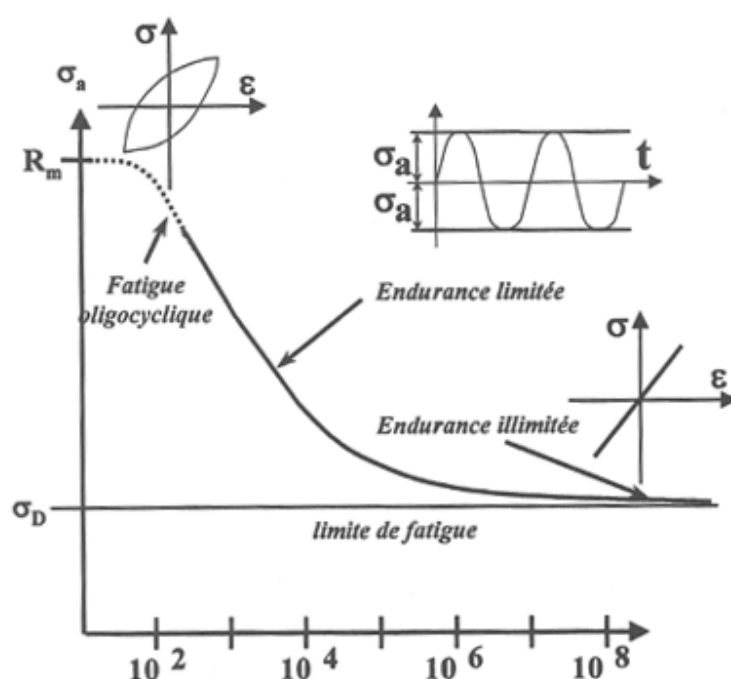


FIGURE 1.34 – Courbe de Wohler [Hénaff and Morel, 2005]

Sur ce diagramme on peut distinguer trois zones de fatigue :

- **La fatigue oligocyclique** : ce domaine se situe pour des durées de vie inférieures à 10^4 - 10^5 cycles. Il correspond à des contraintes alternées élevées, en général supérieures à la limite élastique du matériau. Cette fatigue entraîne une déformation plastique macroscopique de l'éprouvette. Il est délimité en borne supérieure par la charge de rupture statique R_m du matériau. L'écrouissage est important dans ce domaine, un durcissement ou un adoucissement notable est observé.
- **Le domaine d'endurance limitée** : la rupture survient entre 10^5 et 10^7 cycles. Peu de déformations plastiques macroscopiques sont observées. L'éprouvette est donc dans son domaine purement élastique ou adapté (devenu élastique suite à la stabilisation cyclique). Le nombre de cycles à la rupture croît quand la contrainte décroît.

- **Le domaine d'endurance illimitée** : il correspond à des contraintes faibles et de grands nombres de cycles. Dans cette zone, on dit que la durée de vie est illimitée. La courbe tend alors vers une asymptote $\sigma_a = \sigma_D$. C'est la limite de fatigue. Cette valeur n'existe pas dans tous les cas, en particulier pour les alliages non ferreux. Dans ce cas, une limite conventionnelle de fatigue est donnée, c'est la probabilité de rupture à 50% pour un nombre de cycles donné (entre 10^6 et 10^7).

Il est à noter qu'il existe aussi la fatigue gigacyclique pour l'étude de l'effet de la fatigue sur des matériaux au-delà de 10^7 cycles [Bathias and Paris, 2004].

1.4.1.2 Régression des courbes de Wohler

Il existe de nombreuses expressions mathématiques pour modéliser la courbe d'endurance. Elles sont plus ou moins complexes et décrivent tout ou partie de la courbe de Wohler. Ces régressions peuvent être linéaires ou non. Ci-après se trouve une liste des principaux modèles :

- [Wohler, 1870] : Wohler a proposé un modèle linéaire simple. Il décrit bien la zone d'endurance limitée.

$$\ln(N) = a - b\sigma_a \text{ où } a \text{ et } b \text{ sont des paramètres} \quad (1.52)$$

- [Basquin, 1910] : le modèle de Basquin reste une régression linéaire en prenant le logarithme des cycles et celui de la contrainte alternée. Cependant ce modèle apporte une amélioration qui est de représenter le coude inférieur de la zone d'endurance limitée :

$$\sigma_a = \frac{A}{N^\gamma} \text{ où } A \text{ et } \gamma \text{ sont des paramètres} \quad (1.53)$$

- [Stromeyer, 1914] : à partir de celui de Stromeyer, les modèles de régression ne sont plus linéaires. La formulation de Stromeyer prend en compte la limite d'endurance qui est notée par la suite E.

$$\sigma_a = E + \frac{A}{N^\gamma} \quad (1.54)$$

- [Palmgren, 1924] : le modèle de Palmgren permet de représenter le coude entre la fatigue oligo-cyclique et le domaine d'endurance limitée.

$$\sigma_a = E + \frac{A}{(N + B)^\gamma} \text{ où } B, E \text{ et } A \text{ sont des paramètres} \quad (1.55)$$

- [Weibull et al., 1949] : le modèle de Weibull est proche de celui de Palmgren. Ce modèle demande un paramètre supplémentaire qui est la contrainte statique ultime pour l'essai étudié.

$$\sigma_a = E + (\sigma_D - E)e^{-b(\ln(N))^c} \text{ où } b \text{ et } c \text{ sont des paramètres} \quad (1.56)$$

- [Bastenaire, 1971] : enfin le modèle de Bastenaire permet une inflexion de la courbe sur la transition LCF/HCF et a pour asymptote la limite d'endurance. Il est plus compliqué à mettre en oeuvre car il nécessite jusqu'à quatre paramètres à identifier.

$$N = \frac{Ae^{-(\frac{\sigma_a - E}{B})^c}}{\sigma_a - E} \quad (1.57)$$

1.4.1.3 Critère de fatigue multiaxiale

Un critère de fatigue permet de savoir si la limite de fatigue à N cycles du matériau est atteinte pour un chargement multiaxial. Les variables définissant le critère évoluent au cours du ou des cycles. Il met en relation des grandeurs liées au chargement telles que une contrainte alternée et/ou la contrainte moyenne de différentes natures (normale, de cisaillement) aux limites d'endurance (flexion alternée symétrique, torsion alternée symétrique, traction répétée, etc.). Il permet donc de situer le chargement par rapport à une ou plusieurs limites d'endurance ou limite de fatigue à N cycles. Quand le critère est atteint, il prévoit l'amorçage de fissure. L'analogie peut être faite avec les critères de plasticité.

Il existe trois grandes classes de critère multiaxiaux :

- **Les critères empiriques** : ils sont issus d'observations expérimentales d'essais sur des matériaux et des chargements donnés.
- **Les critères globaux ou de type Von Mises** : ils font intervenir les invariants du tenseur et du déviateur des contraintes. Ces quantités permettent une représentation globale de l'état de l'ensemble des contraintes. Certains critères définissent des grandeurs liées à l'ensemble des plans physiques possibles passant par le point où l'étude en fatigue est conduite pour ensuite en faire une moyenne, quadratique en général [Weber, 1999]. Les critères énergétiques rentrent dans cette catégorie.
- **Les critères de plans critiques ou de types Tresca** : ces critères sont basés sur la recherche du plan physique critique. L'endommagement du matériau en fatigue est lié à l'action des contraintes sur le plan critique.

La figure 1.35 récapitule l'ensemble des critères de fatigues multiaxiaux en 1999. Ils sont classés dans les trois catégories et subdivisés en catégories plus précises. Cette liste n'est pas exhaustive mais permet d'avoir une vision globale des critères les plus utilisés. L'auteur propose également une classification de ces critères.

1.4.2 Critères globaux ou de type Von Mises

Ces critères peuvent être basés sur le second invariant des contraintes ou de son déviateur ou sur d'autres indicateurs qui permettent de décrire globalement ce qui se passe dans le matériau. Deux critères sont cités et explicités ci-dessous : le critère de Crossland et le critère de Sines. Ce sont les plus couramment utilisés parmi cette famille

1.4.2.1 Critère de Sines [Sines et al., 1959]

Ce critère est connu en fatigue à grand nombre de cycles. Il s'exprime de la façon suivante :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha \sigma_{H,m} \leq \beta \quad (1.58)$$

où $J_{2,a}$ est le second invariant du déviateur des contraintes proportionnelles à la contrainte équivalente de Von Mises et $\sigma_{H,m}$ est la pression hydrostatique moyenne. Les coefficients α et β peuvent être exprimés en fonction de la limite d'endurance en torsion alternée et

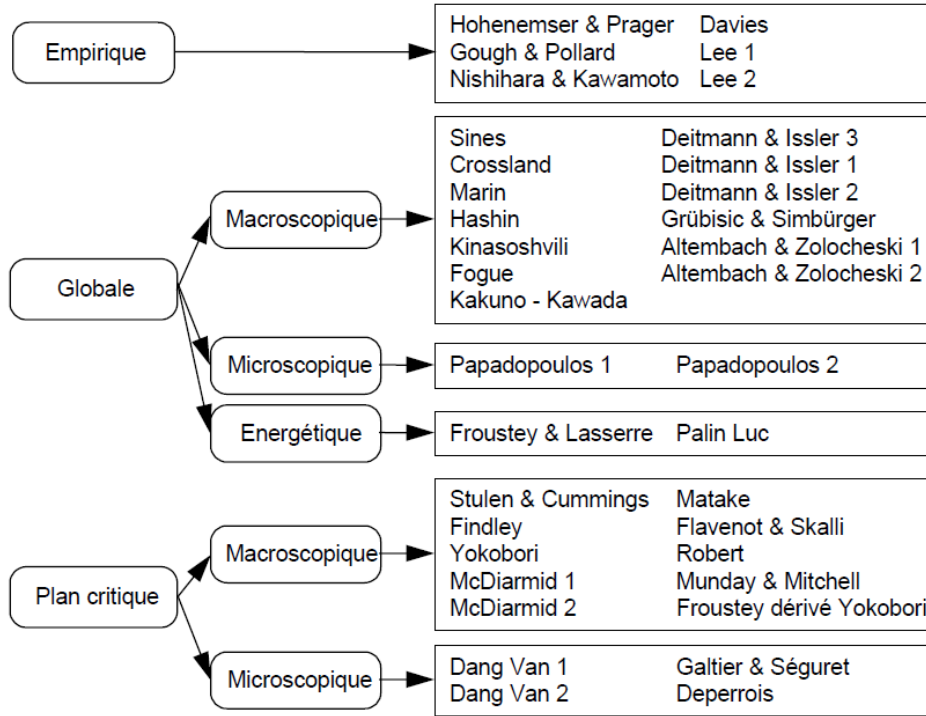


FIGURE 1.35 – Ensemble des critères de fatigue multiaxiaux [Weber, 1999]

flexion répétée :

$$\alpha = \frac{\sigma_{D_{-1}}^{to} - \frac{\sigma_{D_0}^f}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D_0}^f}{3}}, \beta = \sigma_{D_{-1}}^{to} \quad (1.59)$$

$\sigma_{D_{-1}}^{to}$ et $\sigma_{D_0}^f$ sont les limites de fatigue en torsion au rapport de charge $R=-1$ et de flexion au rapport de charge $R=0$ respectivement.

Dans le cas de l'application du critère pour un essai de flexion purement alternée, on a l'égalité suivante :

$$\frac{\sigma_{D_{-1}}^{to}}{\sigma_{D_{-1}}^f} = \frac{1}{\sqrt{3}} \quad (1.60)$$

Ceci traduit au sens du critère que le rapport entre ces deux limites d'endurance est constant quel que soit le matériau. En fait, ce rapport vaut entre 0,5 pour les matériaux ductiles et 1 pour les matériaux fragiles.

1.4.2.2 Critère de Crossland

Le critère de [Crossland, 1956] est un des plus répandus. A la différence de Sines, il prend en compte la pression hydrostatique maximale $\sigma_{H,max}$. Il s'exprime de la façon suivante :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha \sigma_{H,max} \leq \beta \quad (1.61)$$

Les coefficients α et β peuvent être exprimés en fonction des limites d'endurance en torsion et flexion alternées :

$$\alpha = \frac{\sigma_{D-1}^{to} - \frac{\sigma_{D-1}^f}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D-1}^f}{3}}, \beta = \sigma_{D-1}^{to} \quad (1.62)$$

σ_{D-1}^{to} et σ_{D-1}^f sont les limites de fatigue en torsion et en flexion au rapport de charge $R=-1$ respectivement.

Ce critère exprime bien l'influence d'une cission moyenne et d'une contrainte normale moyenne sur la limite d'endurance. Enfin, la pression hydrostatique permet de traduire l'effet de la contrainte moyenne multiaxial : plus la contrainte moyenne est élevée moins la contrainte alternée sera importante. α doit rester strictement positif. Ceci conduit à l'égalité :

$$\frac{\sigma_{D-1}^f}{\sigma_{D-1}^{to}} \leq \sqrt{3} \quad (1.63)$$

1.4.3 Critère de plan critique ou de type Tresca

1.4.3.1 Critère de Dang Van

Le critère de plan critique de [Van, 1973] est le premier critère à avoir été introduit dans l'industrie française (PSA). Il s'exprime de la façon suivante :

$$\max_h (\max_t (\tau_{h,a} + \alpha \sigma_h(t))) \leq \beta \quad (1.64)$$

σ_h et $\tau_{h,a}$ sont des grandeurs mésoscopiques. Ils représentent respectivement la pression hydrostatique mésoscopique et l'amplitude de la contrainte tangentielle (figure ??). h est la normale au plan critique défini par l'hyperplan où la combinaison de la contrainte normale et de l'amplitude de la contrainte de cisaillement sera maximale au cours du chargement.

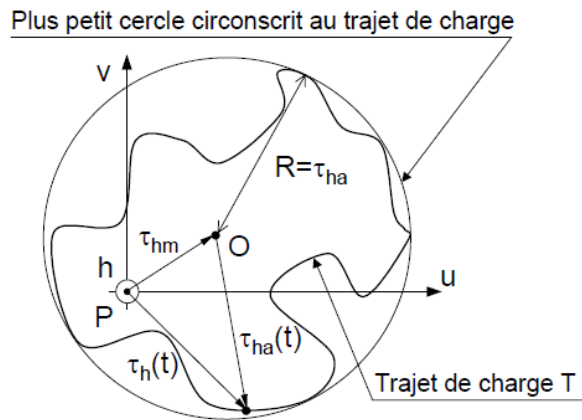


FIGURE 1.36 – Définition des termes relatifs à la contrainte moyenne [Weber, 1999]

1.4.4 Fatigue des aciers TRIP

Dans cette partie sont présentés les résultats sur la fatigue des aciers à effet TRIP.

1.4.4.1 Fissuration des aciers TRIP

[Jacques et al., 2001] ont étudié l'influence de la transformation martensitique sur la fissuration d'aciers TRIP bainitique. Ils ont choisi deux nuances : l'une contenant 16% d'austénite résiduelles avec une concentration massique en carbone de 0,95% et l'autre 6% d'austénite résiduelle avec une concentration de 0,73%. Des éprouvettes à entaille des deux nuances ont été soumises à un essai de traction monotone. Les deux principaux endommagements observés sont la fissuration de la martensite formée et un décollement des grains de ferrite et de martensite à plus haute déformation (figure 1.37). Les autres sites d'endommagement sont des initiations de fissures dans la ferrite ou la bainite. De ce point de vue, les auteurs concluent que malgré la ductilité apportée par l'austénite résiduelle dans les aciers TRIP, une trop grande proportion d'austénite engendre un réseau de martensite fragile favorisant l'initiation de fissure.

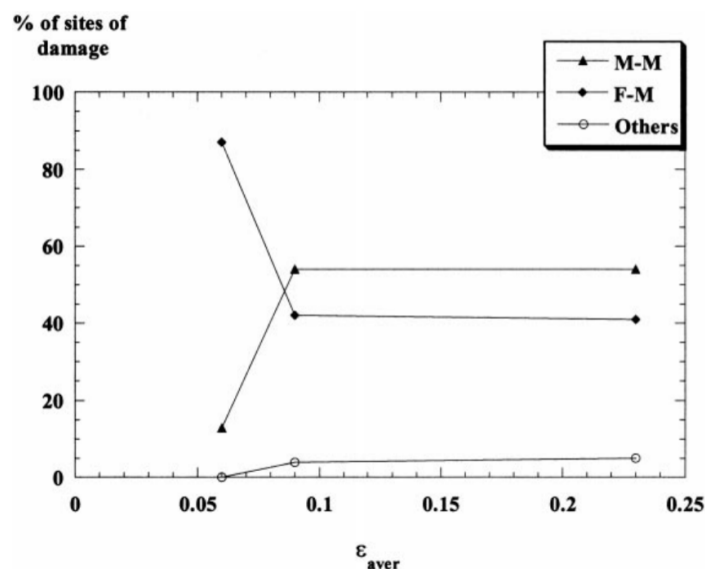


FIGURE 1.37 – Evolution des différents types d'amorçages selon la déformation moyenne : M-M, fissure intra-martensite; F-M décollement ferrite-martensite; Others, autres site d'endommagement [Jacques et al., 2001]

[Lacroix et al., 2008], ont proposé des observations de ces fissurations sur différentes nuances d'aciers TRIP et une explication plus précise de la fissuration. Sur la figure 1.38, on peut observer d'abord le chemin de fissuration au MEB dans un acier TRIP. Les autres clichés montrent la décohésion entre deux grains de martensite α' , entre un grain de ferrite et de martensite, ou le clivage d'un grain de martensite α' . Sur la figure 1.39, les auteurs montrent que la fissure se propage par des vides formés près de la martensite après sa formation. Ceci renforce la conclusion que trop d'austénite résiduelle augmente la probabilité de rupture dans les aciers TRIP.

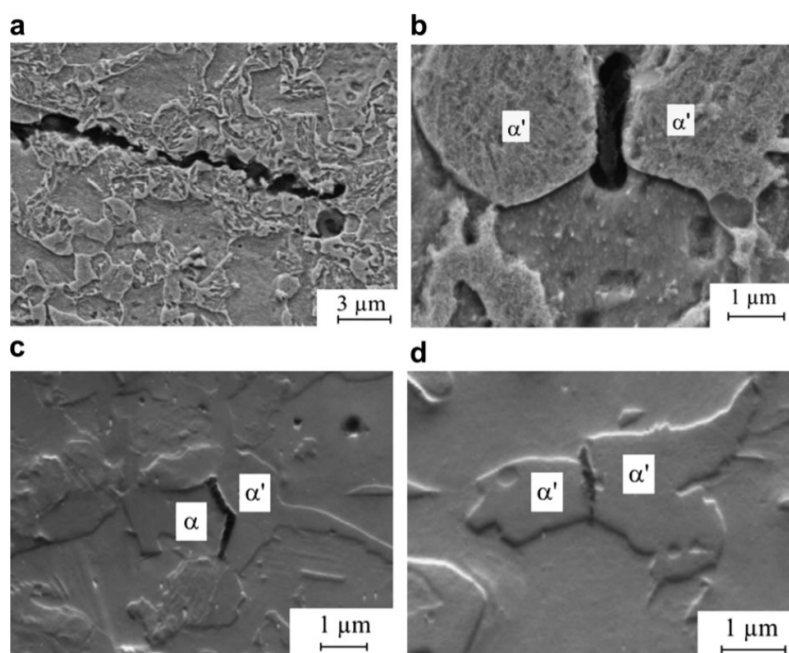


FIGURE 1.38 – Micrographie MEB de fissuration dans un acier TRIP [Lacroix et al., 2008]

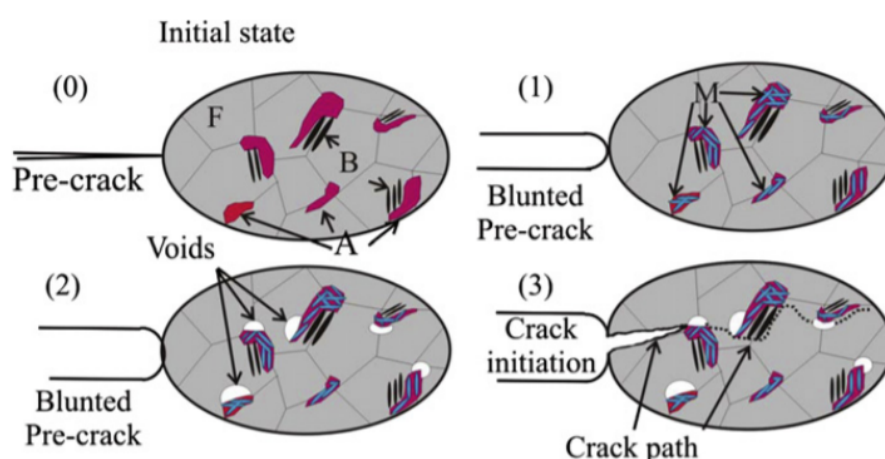


FIGURE 1.39 – Illustration schématique des mécanismes de fissuration dans un acier TRIP [Lacroix et al., 2008]

1.4.4.2 Durée de vie en fatigue

[Sugimoto et al., 1993] ont étudié la morphologie de la matrice environnant l'austénite résiduelle sur les propriétés en traction puis en fatigue LCF [Sugimoto et al., 2001] et HCF [Song et al., 2001] d'aciers dit AHSS ("Advanced High Strength Steel").

Dans le cadre de la fatigue HCF, [Song et al., 2001] ont obtenu trois microstructures différentes par traitement thermique autour de l'austénite : de la ferrite polygonale, de la bainite et de la martensite, et de la martensite revenue. Les essais de fatigue sont réalisés en traction après pré-déformation de 0, 2,5, 5 et 10%. Sur la figure 1.40, les courbes S-N

pour deux nuances sont présentées. Les auteurs observent une différence de l'influence de la pré-déformation. En comparant les augmentations de limite d'élasticité et de fatigue après pré-déformation, ils montrent que l'augmentation de limite d'écoulement plastique n'explique pas à elle seule l'augmentation de la durée de vie. En étudiant la largeur des pics de diffraction des rayons X et la proportion d'austénite, les auteurs concluent que dans la matrice de ferrite polygonale, de grandes contraintes résiduelles sont présentes après pré-déformation ce qui augmente la durée de vie de ces éprouvettes. Dans la matrice bainitique plus dure, la faible augmentation est due aux déformations induites par l'écrouissage de la martensite.

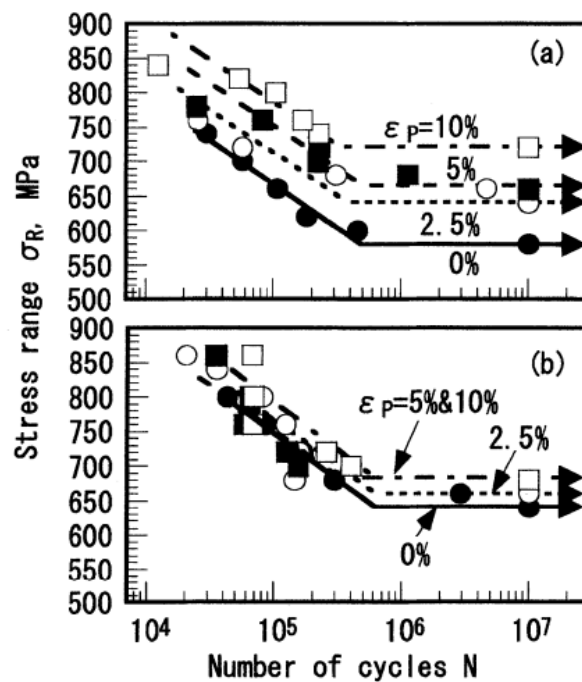


FIGURE 1.40 – Courbe de fatigue pour la matrice ferritique (a) et la matrice bainitique (b) [Song et al., 2001]

D'autres auteurs ont étudié l'effet de l'évolution de la fraction d'austénite et de la pré-déformation sur la fatigue LCF des aciers TRIP. [Robertson et al., 2008] ont étudié l'effet d'une pré-déformation et du bake-hardening sur l'acier TRIP780 et ont également montré une augmentation de la durée de vie après pré-déformation en LCF. La différence est plus forte à haute déformation imposée. Les auteurs estiment que l'augmentation de la limite d'élasticité réduit la plasticité lors de l'essai qui est la principale source d'endommagement en LCF. [Glage et al., 2010] se sont intéressés à l'effet de la stabilité de l'austénite dans des aciers TRIP de type CrMnSi sur la fatigue à faible et à grand nombre de cycles. Ils concluent que la stabilité de l'austénite a un effet bénéfique à faible nombre de cycles tandis que la transformation martensitique a un effet bénéfique en HCF lié aux déplacements difficiles des dislocations dans ces zones. [Hilditch et al., 2012] se sont intéressés au rôle de la microstructure dans la fatigue LCF des aciers TRIP. Contrairement à [Sugimoto et al., 2001], ils montrent que l'écrouissage cyclique de l'acier TRIP780 n'est pas si important (30-40 MPa) et qu'un adoucissement peut être observé durant les

premiers cycles de chargement. Ils estiment qu'il y a compétition entre l'adoucissement dû aux mouvements des dislocations dans la matrice de ferrite et l'écrouissage dû à la transformation martensitique. Ils concluent également que la stabilité de l'austénite a un impact positif sur la fatigue LCF.

1.5 Démarche suivie

Dans cette partie la démarche scientifique adoptée est décrite. L'objectif final de l'étude est d'étudier et modéliser la durée de vie de l'acier TRIP780 soumis à un grenaillage de précontrainte à l'échelle des phases. La méthodologie se découpe alors en plusieurs étapes. La méthodologie est décrite de façon schématique dans la figure 1.41. Dans un premier temps, l'état initial de l'étude, c'est-à-dire l'état post-grenaillage, est décrit en précision. Un accent particulier est porté sur les profils de contraintes résiduelles de compression induits par le grenaillage qui ont un rôle prépondérant dans l'amélioration de la durée de vie due au grenaillage. Cependant, d'autres champs post-grenaillage ont un rôle dans la prédiction de la durée de vie. L'écrouissage va par exemple modifier les propriétés élasto-plastiques du matériau et donc changer son comportement cyclique. Étant difficile de déterminer directement la valeur de l'écrouissage, nous nous appuyons sur d'autres grandeurs pouvant donner des indications sur l'écrouissage (dureté, largeur intégrale des pics de diffractions, désorientations locales). Enfin, la micro-géométrie et, en particulier, la rugosité est mesurée. L'aspect microstructural est également observé.

Dans un second temps, les contraintes résiduelles de grenaillage ont un effet bénéfique sur la fatigue si et seulement si celles-ci sont stables pendant la sollicitation cyclique et c'est cet état stabilisé qui doit être pris en compte dans les critères de fatigue pour prévoir la durée de vie. A partir d'ici, deux approches sont possibles et réalisées dans cet étude. La première, expérimentale, consiste à analyser par diffraction des rayons X les profils de contraintes résiduelles après un certain nombre de cycles pour observer l'existence ou non d'un profil stabilisé. La seconde approche, par modélisation éléments finis, consiste à simuler grâce à des lois élastoplastiques plus ou moins complexes l'état stabilisé. Cette approche est importante d'un point de vue industriel pour des raisons de coût, de temps et de flexibilité.

Dans un dernier temps, après avoir fait un choix d'état stabilisé de contraintes, la prévision de la durée de vie de l'acier TRIP780 grenaillé peut alors être prédite à l'aide d'un critère de fatigue multiaxiale. Dans le cadre de l'étude sur éprouvettes, l'aspect multiaxial n'est pas essentiel mais nécessaire pour que la méthodologie soit adaptable à des pièces réelles dans le futur. La méthodologie consiste alors à identifier le critère choisi à partir de courbes réalisées sur le matériau non grenaillé et prendre en compte l'état stabilisé du matériau grenaillé dans le post-traitement à travers le chargement. Le critère et le chargement peuvent être également adaptés pour prendre en compte les aspects microgéométrie et écrouissage.

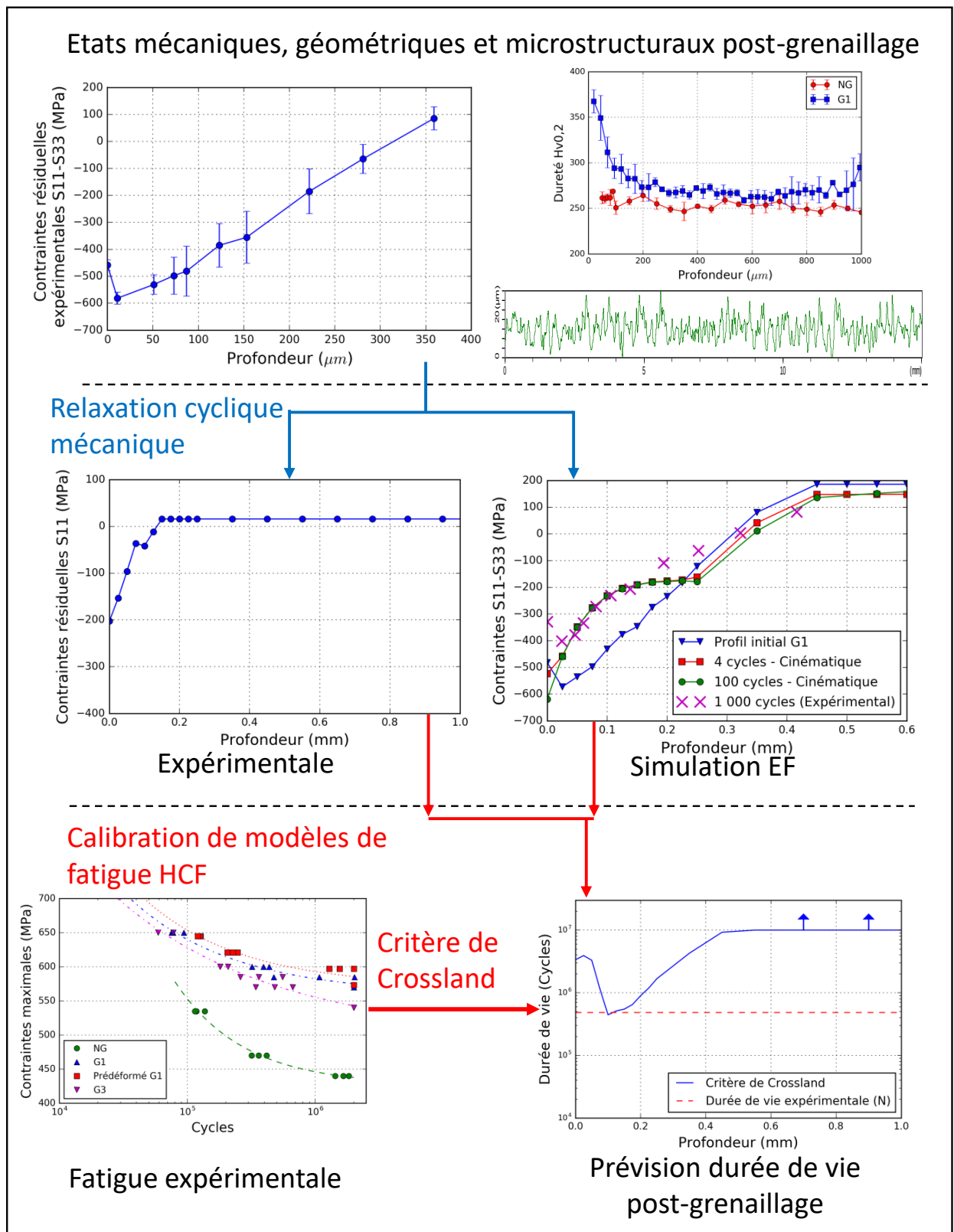


FIGURE 1.41 – Méthodologie de la prédiction de durée de vie d'un matériau grenaillé

Techniques expérimentales mises en oeuvre

Dans ce chapitre, les techniques expérimentales utilisées pour caractériser la relaxation des contraintes de grenaillage et la fatigue des matériaux grenailés sont présentées. Après la description du matériau de l'étude, le protocole de grenaillage utilisé ainsi que les méthodes de sollicitations cycliques sont présentés. Enfin, l'analyse des éprouvettes grenailées et/ou sollicitées a été effectuée par diffraction des rayons X. La méthodologie de détermination des contraintes et des pourcentages de phases est détaillée.

2.1 L'acier TRIP780

2.1.1 Composition chimique et microstructure

Le matériau de l'étude est l'acier TRIP780 fourni par ArcelorMittal. C'est un acier faiblement allié utilisé dans l'industrie automobile entre autre pour les pièces de liaisons au sol. La composition chimique et la répartition des phases sont détaillées dans le tableau 2.1.

% massique			Fraction de phase estimée %			
C	Si	Mn	Austénite γ	Ferrite α	Bainite	Martensite α'
0,209	1,61	1,64	17	70-73	10-13	0

Tableau 2.1 – Composition chimique et de phases de l'acier TRIP780 (Données Arcelor-Mittal)

Après laminage à froid et traitement thermique, les tôles de 2 mm d'épaisseur possèdent trois constituants : ferrite, bainite et austénite. C'est l'austénite résiduelle qui donne à cet acier son effet TRIP. Cette phase est métastable et susceptible de se transformer en martensite sous chargements mécaniques. Après élaboration, les tôles ont été skin passées pour améliorer l'état de surface.

La microstructure de l'acier TRIP780 a été observée en microscopie optique après une attaque chimique LePera. Cette attaque permet de contraster les ilots d'austénite de la matrice ferritique. Sur la figure 2.1, ils sont de couleurs claires et ont une taille de quelques micromètres. La bainite se distingue par des formes allongées et fines de couleur bleue. La ferrite est la matrice ocre. Ces observations ont été complétées par des analyses en microscopie électronique à balayage (MEB). Sur la figure 2.2, deux microstructures observées au MEB sont présentées après attaque au Nital. A gauche, la photo a été prise en électrons secondaires. La matrice ferritique se distingue en gris foncé. Il est difficile

de distinguer la bainite de l'austénite. La photo de la figure 2.1(b) est prise en contraste de composition à partir des électrons rétrodiffusés. L'austénite se distingue par les taches blanches de forme plus arrondies tandis que les grains de bainite ont des formes d'aiguilles. Des observations EBSD ont également été réalisées. Celles-ci sont visibles en annexe A.

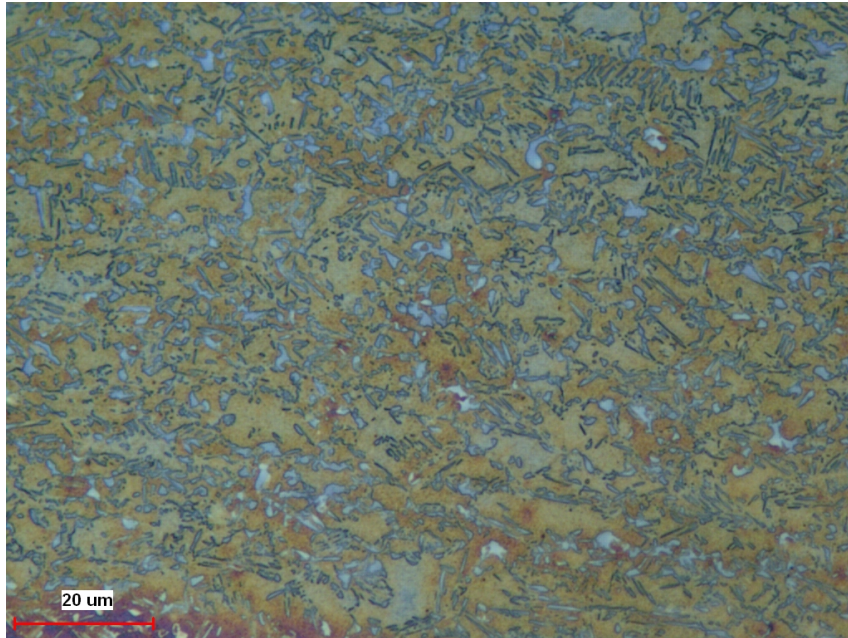


FIGURE 2.1 – Micrographie optique après attaque LePera de l'acier TRIP780.

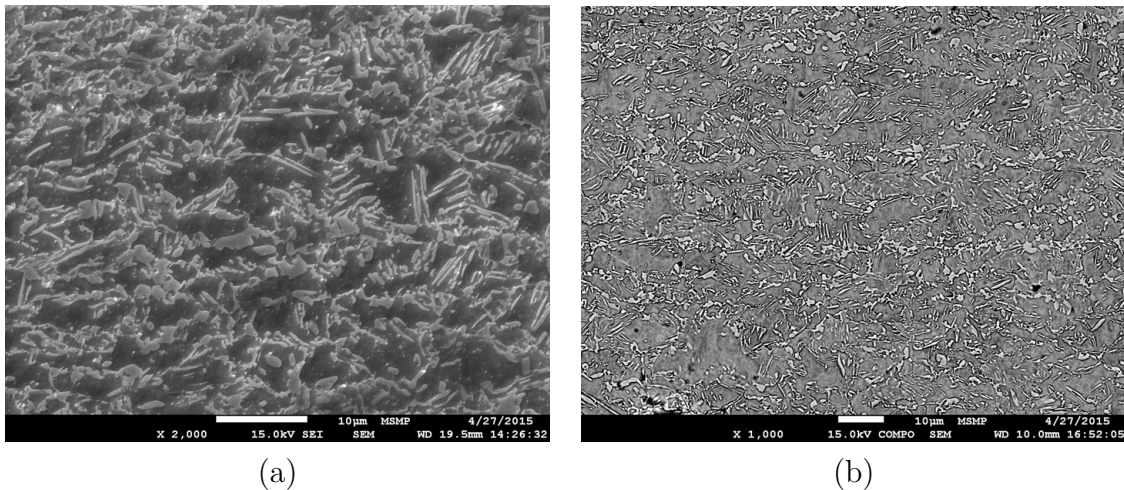


FIGURE 2.2 – Micrographies MEB en électrons secondaires (a) et rétrodiffusés (b) de l'acier TRIP780.

2.1.2 Propriétés mécaniques en traction

Les propriétés mécaniques en traction de l'acier TRIP780 ont été déterminées par ArcelorMittal dans le cadre du projet CONDOR. Des essais ont été réalisés dans trois

directions DL (Direction de Laminage), DT (Direction Transverse au laminage) et à 45°. Dans le cadre de l'étude, les éprouvettes ont été sollicitées dans la direction DT. Les propriétés mécaniques présentées ici sont celles déterminées dans cette direction. Sur la figure 2.3, la courbe de traction conventionnelle de l'acier TRIP780 dans la direction DT est tracée. On note une légère inflexion après 600 MPa. Celui-ci est caractéristique de la transformation de phase et de la plasticité de transformation induite dans les aciers TRIP.

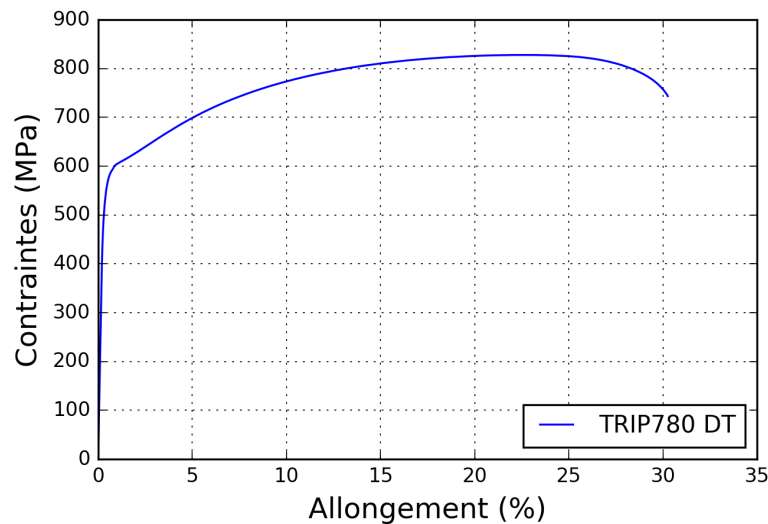


FIGURE 2.3 – Courbe conventionnelle de traction de l'acier TRIP780 dans la direction DT [ArcelorMittal]

Le tableau 2.2 résume les principales caractéristiques mécaniques issues de ces tests. A noter qu'une légère anisotropie est observable ainsi qu'une plus grande dispersion des résultats (trois essais ont été réalisés dans chaque direction).

Direction	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	A80 (%)
DT	562	829	22,1	29,7
DL	541-551	826-850	23,4-24,1	31

Tableau 2.2 – Propriétés mécaniques de l'acier TRIP780 dans les direction DT et DL en traction

2.2 Grenailage

2.2.1 Géométries des éprouvettes

Pour l'étude en fatigue et relaxation à grands nombres de cycles, des éprouvettes "diabolos" planes ont été usinées dans la direction transverse (figure 2.4). La réduction de section permet de contrôler la zone d'amorçage de fissure lors de l'essai de fatigue. La largeur au centre est de 10 mm. Un arrondi de rayon 1 mm a été réalisé sur les arêtes dans la zone utile pour éviter de former un bourrelet sur le bord lors du grenailage. En

effet, le grenaillage a tendance à induire un bourrelet de matière sur les bords. Celui-ci peut engendrer des concentrations de contraintes importantes et fausser l'essai de fatigue.

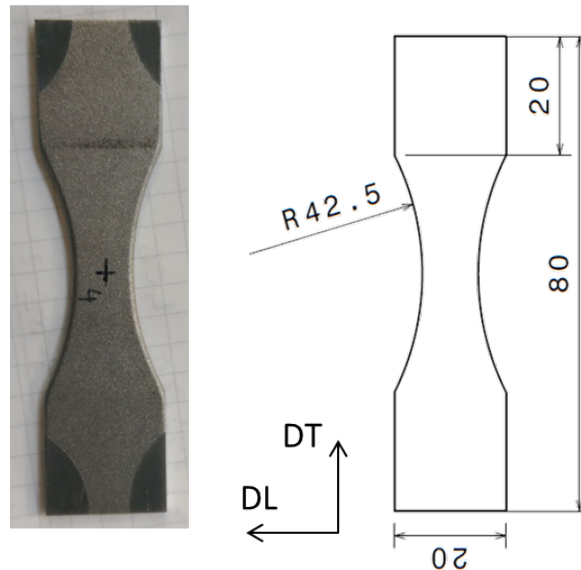


FIGURE 2.4 – Éprouvette de fatigue grenaillée (à gauche) et plan de l'éprouvette (à droite) (épaisseur de 2mm)

2.2.2 Protocole de grenaillage

Le grenaillage de précontrainte des éprouvettes a été effectué à l'IRT-M2P sur une grenailluse industrielle à turbine Wheelabrator. Les billes utilisées peuvent être de différents types : billes d'acier, de céramique ou sous forme de fils coupés. C'est ce dernier type de grenailles qui a été utilisé pour l'étude. Les fils coupés possèdent une géométrie quasi-sphérique après rodage. Les éprouvettes sont fixées sur un porte-échantillon et maintenues par des rondelles serrées aux quatre coins (figure 2.5). Le support se trouve à 850 mm de la sortie de la turbine. Chaque grenaillage est qualifié par une intensité Almen.

Le grenaillage a été réalisé sur les deux faces. Chaque face a été grenaillée pendant 16 secondes. Ce temps a été déterminé à partir d'une courbe de saturation réalisée avec des paramètres de billes et de turbine identiques qui ont servi à définir l'intensité Almen des deux grenaillages. Les paramètres de grenaillage sont résumés dans le tableau 2.3. Les deux grenaillages étudiés ne diffèrent que par la vitesse de turbine. Les intensités Almen varient alors du simple au double entre les grenaillages G3 et G1.

1. Le grenaillage G2 était un grenaillage plus intense encore que le G1 (F29A). Il a été exclu de l'étude car la microgéométrie très accidentée créée gênait l'étude en fatigue.



FIGURE 2.5 – Epreuve sur son support de grenaillage

Grenaillage	Grenaille (diamètre, dureté)	Vitesse turbine (tr/min)	Intensité Almen	Taux de recouvrement (%)
G1	0,4 mm 700 HV	2500	F19,7A	230
G3 ¹	0,4 mm 700 HV	1500	F9,8A	230

Tableau 2.3 – Paramètres de grenaillage

2.3 Sollicitations cycliques

Un montage a été conçu dans le cadre du projet CONDOR pour la réalisation des essais de fatigue interrompus pour étudier la relaxation et de fatigue jusqu'à rupture en flexion pure (figure 2.6). Le montage est placé sur une machine de traction cyclique classique. Les éprouvettes sont serrées entre les deux parties du bâti du montage. Chaque partie du montage, haut et basse, est reliée à la machine selon des axes décalés. Les liaisons pivots des axes sont montées sur des lames flexibles ajustables selon la charge imposée. En effectuant une traction, le décalage des axes des liaisons pivots engendre une excentricité qui va imposer une courbure aux éprouvettes placées au centre du montage. Deux éprouvettes sont placées en parallèle dans le montage. Une représentation schématique du montage est visible en figure 2.7. Le déplacement horizontal des extrémités de l'éprouvette, U_x , permet donc d'imposer un couple pur à l'éprouvette. C'est un montage à déplacement imposé et plus exactement à courbure imposée. La fréquence de sollicitation est limitée à 10Hz.

Le montage a été calibré à partir d'éprouvettes possédant une haute limite d'élasticité instrumentées par des jauges de déformation. Le déplacement des vérins nécessaire pour obtenir la contrainte maximale en surface durant la flexion est ainsi déterminé. Les éprouvettes sont ensuite testées deux par deux. Dans le cadre des essais de fatigue, quand une chute d'effort de 10 % est détectée dans la cellule d'effort, l'essai est interrompu. Cela signifie qu'une des éprouvettes a perdu de son intégrité, c'est-à-dire a fissuré. Quand une chute d'effort est détectée, l'éprouvette rompue est remplacée par une nouvelle. Ainsi, pour n essais à rupture pour un niveau de contrainte, $n+1$ éprouvettes sont nécessaires.

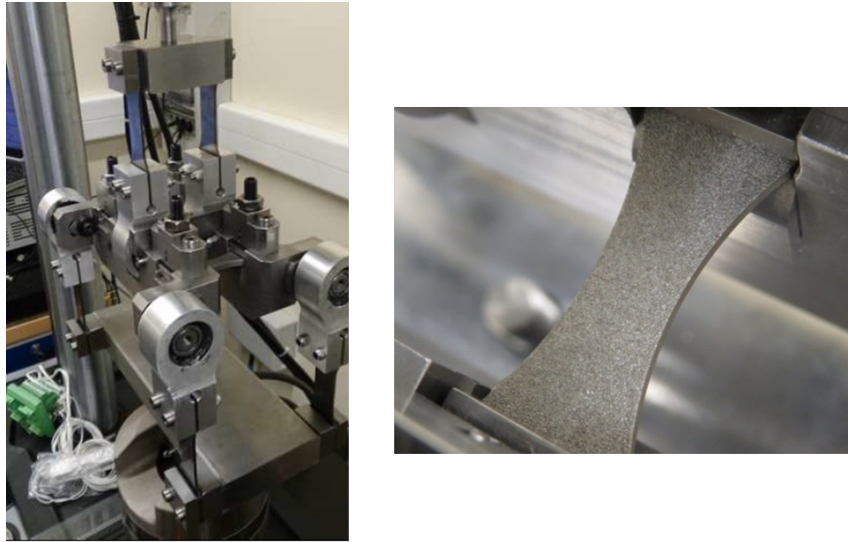


FIGURE 2.6 – Montage de flexion (à gauche) et éprouvette prise dans les mors (à droite)

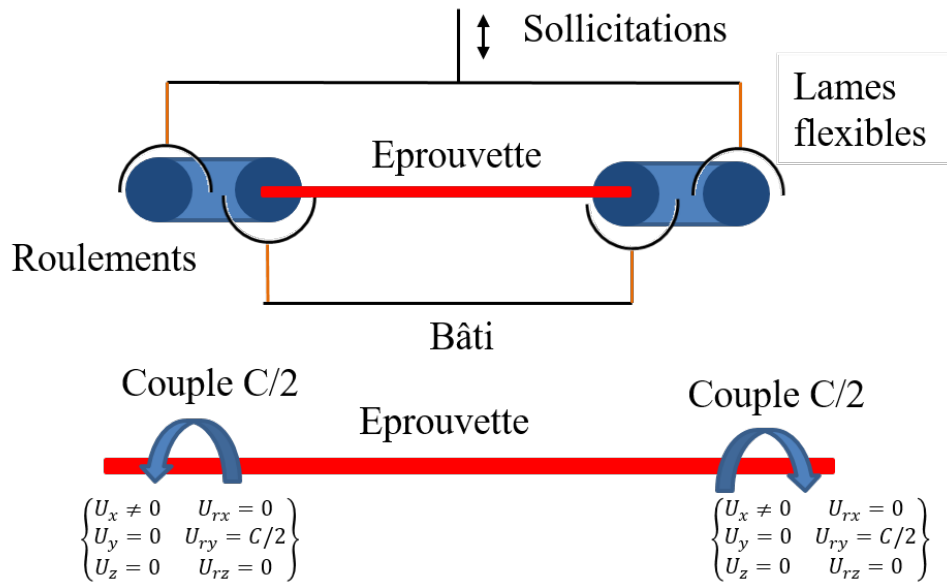


FIGURE 2.7 – Schéma du montage (en haut) et déplacements de l'éprouvette (en bas)

Dans le cadre de l'étude, des essais de flexion interrompus ont été réalisés pour différents nombres de cycles allant de 1 000 à 500 000. Des essais à différents rapports de charge ont été réalisés avec ce montage. L'éprouvette est placée dans le montage de façon à ce que la première face grenillée soit toujours vers le haut.

2.4 Analyses par diffraction des rayons X

Après sollicitations cycliques, les contraintes sont analysées par diffraction des rayons X dans les différents constituants du matériau. Bien que ceux-ci soient au nombre de quatre, seules deux phases sont considérées du point de vue de la diffraction : les constituants

ferritiques (ferrite bainite et martensite) et la phase austénitique. Les pics de diffraction des trois constituants ferritiques étant trop proche, il n'est pas possible de les discerner sur les diffractogrammes. Le dosage de la phase austénitique est également réalisé par diffraction des rayons X. Enfin, la contrainte macroscopique ainsi que la correction d'enlèvement de matière sont calculées.

2.4.1 Présentation de l'analyse de contraintes par diffraction des rayons X

Le protocole de détermination des contraintes décrit ici suit la norme européenne sur le sujet ([EN, 2009]).

La méthode de détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est une méthode non destructive mais avec une faible profondeur de mesure ($5,8 \mu m$ pour les aciers ferritiques). Elle est basée sur la mesure de la variation de la distance inter-réticulaire d'une famille de plans cristallographiques $\{hkl\}$. Un matériau métallique est en général un polycristal formé d'une multitude de grains constitués de monocristaux c'est-à-dire un empilement régulier d'atomes métalliques. Cet empilement d'atomes peut être décrit par des familles de plans définies par une distance interatomique d_{hkl} en fonction des indices dits de Miller. Cette distance est mesurable par diffraction des rayons X avec la loi de Bragg si le faisceau est monochromatique au premier ordre de diffraction :

$$2d_{hkl}\sin(\theta) = \lambda \quad (2.1)$$

Avec λ la longueur d'onde des rayons X et θ l'angle de diffraction. Sous l'effet d'une contrainte, cette distance interréticulaire varie et on observe un décalage du pic de diffraction. La position du pic est donc directement liée à la déformation élastique ε . Les variations de d sont liées aux déformations élastiques induites par la présence de contraintes et se traduisent par une variation de θ (figure 2.8).

$$2\frac{\delta d}{d} = \frac{-\cotan(\theta)}{2}\delta 2\theta \quad (2.2)$$

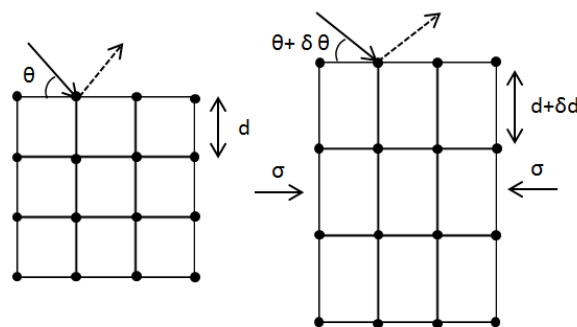


FIGURE 2.8 – Principe de la diffraction des rayons X - Variation de la distance inter-réticulaire avec la contrainte

Si le matériau est considéré comme un milieu continu, la relation entre les contraintes et les déformations élastiques est donnée par la loi de Hooke. La composante du tenseur

des déformations mesurée est donnée selon une direction de l'espace décrite par les angles ϕ et ψ :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (2.3)$$

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2}S_2(\sigma_\phi - \sigma_{33})\sin^2\psi + \frac{1}{2}S_2\tau_\phi\sin 2\psi + \frac{1}{2}S_2\sigma_{33} + S_1\text{Tr}(\sigma) \quad (2.4)$$

où ψ est l'angle d'inclinaison entre la direction de mesure de déformation $\varepsilon_{\psi\phi}$ et la normale n_3 à la surface de la pièce. ϕ est l'angle entre la direction de détermination des contraintes (σ_ϕ et τ_ϕ) et une direction de référence n_1 ; celle-ci est choisie dans le plan de la surface. Les constantes S_1 et S_2 sont reliées au module de Young et coefficient de Poisson par les relations suivantes dans le cas d'un matériau homogène et isotrope :

$$\frac{1}{2}S_2 = \frac{1+\nu}{E} \text{ et } S_1 = -\frac{\nu}{E} \quad (2.5)$$

Les contraintes utilisées dans l'expression de la composante $\varepsilon_{\phi\psi}$ sont données par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \sigma_\phi &= \sigma_{11}\cos^2\phi + \sigma_{12}\sin 2\phi + \sigma_{22}\sin^2\phi \\ \tau_\phi &= \sigma_{13}\cos\phi + \sigma_{23}\sin\phi \\ \text{Tr}(\sigma) &= \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \end{cases} \quad (2.6)$$

La contrainte dans la direction normale à la surface σ_{33} est souvent faible. Cette contrainte peut être considérée comme nulle dans le cas d'un matériau monphasé. L'expression de la déformation devient alors :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2}S_2\sigma_\phi\sin^2\psi + \frac{1}{2}S_2\tau_\phi\sin 2\psi + \frac{1}{2}S_2\sigma_{33} + S_1(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.7)$$

La méthode des $\sin^2\psi$ consiste à mesurer la position du pic de diffraction pour différentes valeurs de ψ . L'évolution de la valeur de la déformation $\varepsilon_{\phi\psi}$ est tracée en fonction de la valeur $\sin^2\psi$. Il est possible de déduire de cette courbe des $\sin^2\psi$ la valeur de $\frac{1}{2}(\sigma_\phi - \sigma_{33})\sin^2\psi$ par régression. La courbe est une droite en l'absence des termes de cisaillement σ_{13}, σ_{23} et elliptique sinon (la valeur du demi petit axe est la contrainte proportionnelle à la valeur du cisaillement). La norme recommande de mesurer 7 angles ψ différents. Dans le cadre de l'étude, 13 angles sont mesurés. La régression des pics est effectué par une courbe pseudo-Voigt avec une élimination du bruit de fond linéaire. La profondeur de pénétration des X est 5,8 micromètres pour l'anode chrome dans les phases ferritiques et 7,2 micromètres pour l'anode manganèse dans l'austénite.

Dosage de phase par diffraction des rayons X Le dosage de l'austénite résiduelles est réalisé également par diffraction des rayons X sur un goniomètre Siemens D500 avec un tube de chrome. La méthode de dosage de l'austénite résiduelle suit le protocole recommandé par la norme américaine ([ASTM, 2013]). L'intensité des pics de diffraction est proportionnelle au volume de la phase diffractante. De ce fait, en comparant l'intensité des pics de diffraction des différents phases en présence, il est alors possible de déterminer leurs proportions. Dans les cas d'une microstructure biphasée, ferritique et austénite, cette

relation est donnée par l'équation 2.8. Dans notre cas, la phase ferritique est composée de ferrite, bainite et parfois de martensite. En effet après grenaillage et /ou sollicitations mécaniques une certaine proportion de l'austénite peut avoir été transformée en martensite. Sur le diffractogramme d'une éprouvette d'acier TRIP780 non grenaillée en figure 2.9, les différents pics des constituants ferritiques (α) et de l'austénite (γ) sont visibles. Dans le cadre de l'étude, seuls les deux premiers pics de chacune des phases ont été utilisés pour le calcul ($(111)_\gamma$ et $(200)_\gamma$ pour l'austénite et, $(110)_\alpha$ et $(200)_\alpha$ pour les constituants ferritiques).

$$V_\gamma = \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma,j}}{R_{\gamma,j}} \right) / \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma,j}}{R_{\gamma,j}} + \frac{1}{P} \sum_{i=1}^P \frac{I_{\alpha,i}}{R_{\alpha,i}} \right) \quad (2.8)$$

où q et p sont les nombres de pics de diffraction utilisés pour l'austénite et pour les constituants ferritiques respectivement. I est l'intensité mesurée des pics de chacune des phases et R est l'intensité théorique calculée.

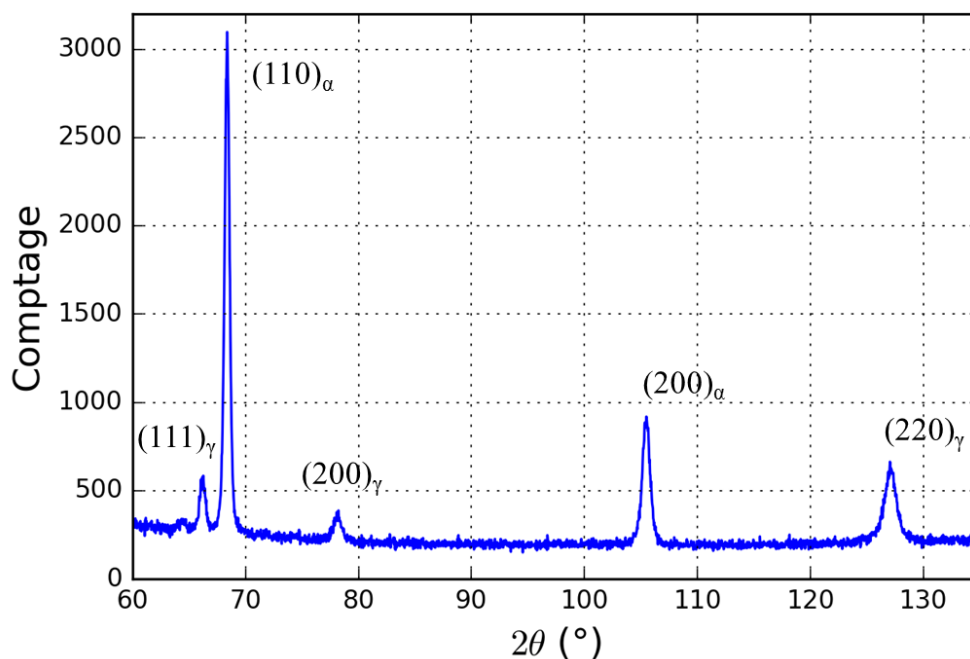


FIGURE 2.9 – Diffractogramme de l'acier TRIP780 non grenaillé

2.4.2 Paramètres et protocole d'analyse en profondeur

L'analyse des contraintes résiduelles a été effectuée dans deux groupes de constituants : austénitique et ferritique (ferrite, bainite et martensite). Pour l'analyse multiphasée, deux appareils ont donc été utilisés. Les contraintes dans les phases cubiques centrées et/ou quadratiques centrées ont été analysées à l'aide d'un goniomètre Siemens D500 avec une radiation de chrome et la phase cubique à faces centrées a été analysée sur un goniomètre Elphyse Set-X avec une radiation de manganèse. Les paramètres utilisés sont résumés dans

le tableau 2.4. On notera que le temps d'analyse est plus élevé dans l'austénite car celle-ci est en quantité faible dans le matériau.

Paramètres	CC	CFC
Plan	211	311
$\frac{1}{2}S_2$	$5,832 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$	$6,410 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$
S_1	$-1,272 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$	$-1,470 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$
Angle de Bragg θ_0	$156,41^\circ$	151°
Radiation	Cr 30mA 40kV	Mn 16kV 45mA
Filtre	V	Cr
Collimateur	Diamètre 1mm	Diamètre 1mm
Nombre d'angles ψ	13	13
Temps d'acquisition	60s	300s

Tableau 2.4 – Paramètres d'analyse en DRX pour l'analyse des contraintes

Les profils de contraintes et de phases ont été réalisés au centre des éprouvettes. Ils sont toujours réalisés sur la face des éprouvettes correspondant à la première face grenillée et positionnée vers le haut dans le montage de flexion. Pour l'analyse des profils en profondeur, les enlèvements de matière sont effectués par électro-polissage localisé sur une machine Struer. Les paramètres sont résumés dans le tableau 2.5. Le temps de maintien dépend essentiellement de la profondeur analysée.

Voltage	Ampérage	solution	taille du spot	Temps
85 V	16 mA	Struer A	6 mm	10 à 30 sec

Tableau 2.5 – Paramètres d'enlèvement de matière par électropolissage

Pour chaque profondeur, les contraintes dans les constituants ferritiques ont été analysées dans les deux directions, longitudinale (S11) et transverse (S22). De même, le dosage de phase a été effectué à chaque profondeur. Les contraintes dans l'austénite sont analysées quand plus de 5% d'austénite est détectée. Les profondeurs enlevées sont de l'ordre de 15 à 20 μm dans les 150 premiers micromètres pour bien décrire le pic de contraintes résiduelles de compression caractéristique des profils de grenailage et pour pouvoir analyser les contraintes résiduelles dans l'austénite le plus précisément possible. Ensuite, les enlèvements de matière sont plus importants (25 à 50 μm). Les profils sont arrêtés quand des contraintes de traction sont détectées dans l'éprouvette.

2.4.3 Calcul de la contrainte macroscopique et correction d'enlèvement de matière

La contrainte macroscopique des différents profils est systématiquement calculée. L'austénite résiduelle n'étant pas ou peu présente dans les premières dizaines micromètres, il est nécessaire d'extrapoler les profils de contraintes résiduelles et de dosage de phase pour calculer la contrainte macroscopique dans cette zone. Pour cela, deux extrapolations sont

calculées. Premièrement, on considère que l'austénite est totalement transformée en surface par le grenaillage. Cette hypothèse est confirmée par le fait qu'aucun pic de diffraction de l'austénite n'est visible sur les diffractogrammes en surface. Le profil est alors interpolé linéairement entre 0% en surface et la première valeur mesurée (figure 2.10a). Pour les contraintes résiduelles, la première valeur déterminée est extrapolée jusqu'à la surface (figure 2.10b). Un exemple de ces extrapolations est donné en figure 2.10. Il correspond au profil de grenaillage G1 sur une éprouvette de fatigue. Nous reviendrons plus en détails sur ce profil dans le manuscrit. Les traits en pointillés correspondent à la partie extrapolée du profil.

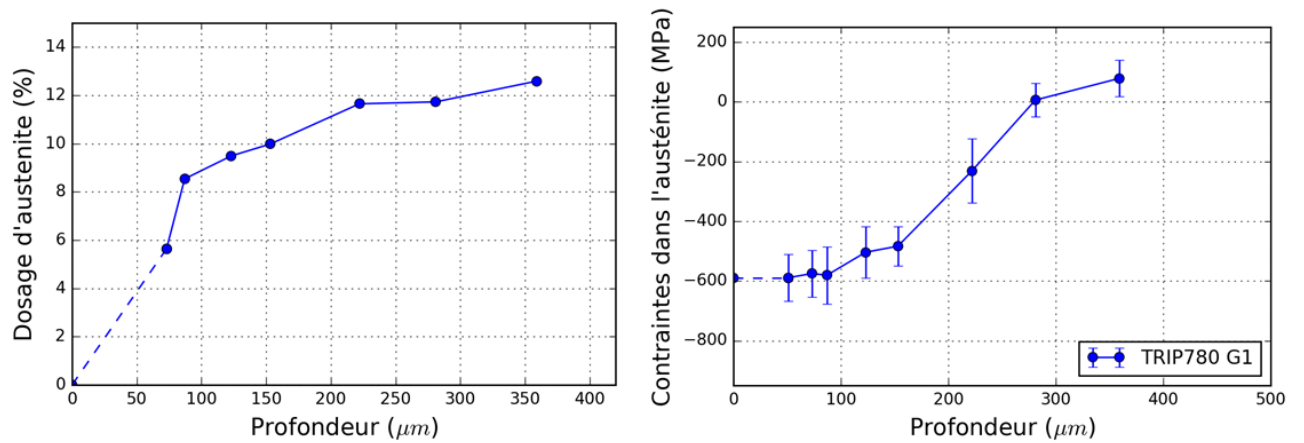


FIGURE 2.10 – Extrapolation des profils de dosage de phase (à gauche) et de contraintes résiduelles dans l'austénite (à droite).

A partir de ces profils, il est alors possible de calculer la contrainte macroscopique. Le calcul s'effectue par une loi des mélanges donnée par l'équation 2.9. Dans cette équation $i=1$ correspond à la direction DT, et $i=2$, à la direction DL. Les contraintes résiduelles étant déterminées à la composante normale près, σ_{33} , la contrainte macroscopique l'est également.

$$\sigma_{ii}^{mac} - \sigma_{33}^{mac} = f^{aust}(\sigma_{ii}^{aust} - \sigma_{33}^{aust}) + (1 - f^{aust}) * (\sigma_{ii}^{fer} - \sigma_{fer,33}) \quad (2.9)$$

où les exposants mac, aust et fer désigne respectivement les composantes macroscopiques, austénitiques et ferritiques. f^{aust} est la fraction d'austénite résiduelle.

Une fois la contrainte macroscopique calculée, il est alors possible d'effectuer la correction d'enlèvement de matière sur celle-ci. La méthode de correction adoptée dans cette thèse est celle de Moore-Evans([Moore and Evans, 1958]) modifiée par ([Castex et al., 1999]). La modification consiste à prendre en compte le fait que l'enlèvement de matière se fait sous la forme d'une tâche et non pas sur toute la surface (figure 2.11) : l'épaisseur dh enlevée va engendrer une redistribution des contraintes afin que l'équilibre statique soit assuré dans la pièce. L'objectif du calcul est de quantifier ce rééquilibrage pour pouvoir corriger la contrainte obtenue expérimentalement.

Pour la méthode d'enlèvement modifiée par [Castex, 1984], on définit un facteur α lié

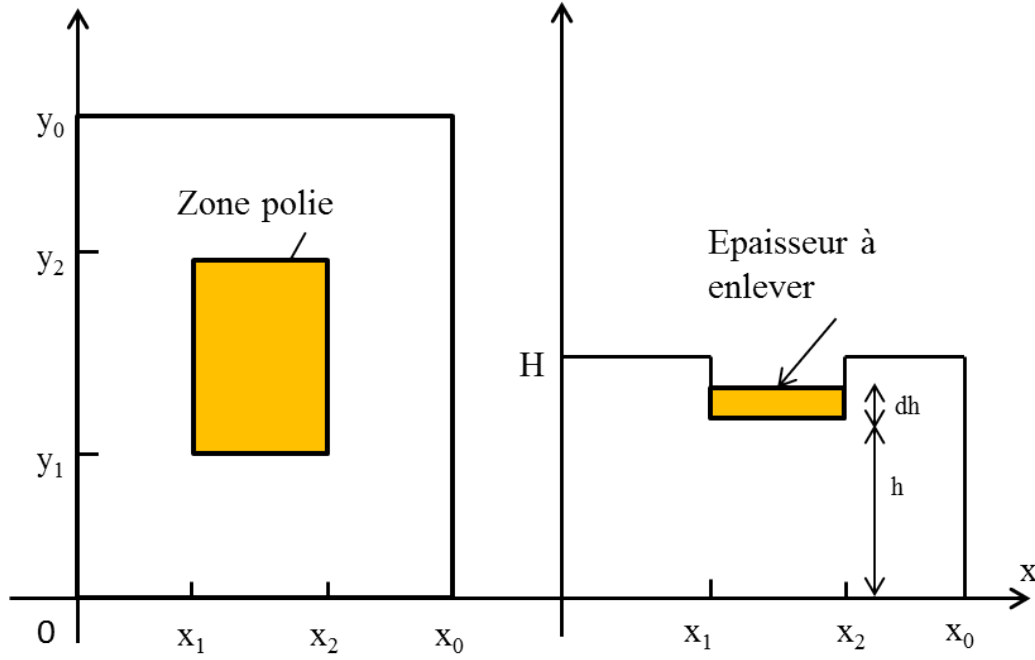


FIGURE 2.11 – Schéma de l'enlèvement de matière selon [Castex, 1984]

à la taille de la tâche d'enlèvement :

$$\alpha = \frac{y_0}{y_2 - y_1} \quad (2.10)$$

où y_0 , y_1 et y_2 sont définis figure 2.11. La relaxation est calculée en considérant l'équilibre des efforts normaux et des efforts tranchants. Il peut s'écrire de la façon suivante :

$$(\alpha - 1) \int_0^H \sigma_x(z) dz + \int_0^{h+dh} \sigma_x(z) dz = 0 \quad (2.11)$$

L'équation précédente est modifiée de la façon suivante après enlèvement de matière :

$$(\alpha - 1) \int_0^H [\sigma_x(z) + d\sigma_x(z)] dz + \int_0^h [\sigma_x(z) + d\sigma_x(z)] dz = 0 \quad (2.12)$$

On considère que l'expression du rééquilibrage de contrainte après enlèvement, est de forme linéaire et peut s'écrire :

$$d\sigma_x(z) = az + b \quad (2.13)$$

L'objectif est alors d'identifier ces deux paramètres a et b . En égalisant les équations 2.11 et 2.12, on obtient l'expression suivante :

$$\frac{1}{2}a(H^2(\alpha - 1) + h^2) + b(H(\alpha - 1) + h) = \sigma_x(h).dh \quad (2.14)$$

Un calcul similaire sur l'équilibre des moments fléchissant permet d'identifier le paramètre a :

$$a = \frac{6\sigma_x(h)(h + dh)dh}{H^3(\alpha - 1) + h^3} \quad (2.15)$$

On peut alors déduire b de l'équation 2.14.

L'expression de $d\sigma_x(z)$ est alors connue. Cependant, dans la plupart des cas, il est difficile de connaître l'expression analytique de l'évolution des contraintes dans la profondeur. La résolution doit être numérique et l'expression de $d\sigma_x(z)$ suivante est donc considérée :

$$d\sigma_x(z) = 6z \int_{h_0}^H \frac{\sigma_x(h)(h + dh)}{H^3(\alpha - 1) + h^3} dh + \int_{h_0}^H \frac{\sigma_x(h)dh}{H(\alpha - 1) + h} - 3 \int_{h_0}^H \frac{\sigma_x(h)(H^2(\alpha - 1) + h^2)dh}{(H^3(\alpha - 1) + h^3)(H(\alpha - 1) + h)} \quad (2.16)$$

Cette expression étant linéaire selon $\sigma_x(h)$, elle peut être appliquée par phase puis calculée macroscopiquement. Toutes ces opérations (calcul de contrainte macroscopique et correction d'enlèvement de matière) sont effectuées par un script en Python qui a été développé dans le cadre de cette thèse.

2.4.4 Evolution des largeurs intégrales des pics de diffraction

Lors de l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X, les largeurs intégrales des pics de diffraction de l'austénite et des constituants ferritiques ont également relevées. Ces largeurs de pics sont caractéristiques de l'état de déformation plastique du matériau grenailé. Cette grandeur contient deux informations : la taille des domaines cohérents de diffraction, appelée D , et la moyenne quadratique de la distorsion de ces domaines $\langle \varepsilon_L^2 \rangle$. Les domaines cohérents sont, à petite échelle, les cristallites composant le métal déformé plastiquement [Maeder et al., 1981]. On considère que ces domaines sont constitués de colonnes de mailles. Ces colonnes de longueur L peuvent être déformées. La distorsion est défini par : $\varepsilon_L = \frac{\Delta L}{L}$. Il est possible de décorréler ces deux grandeurs par la méthode de Warren-Averbach modifiée. Différents défauts microstructuraux peuvent être à l'origine de la distorsion des cristallites et ont des effets variés sur la forme des pics de diffraction. [Ungár, 2004] les résume sous forme d'un tableau visible sur la figure 2.12. Dans le cas du grenailage, l'élargissement des pics est principalement du à l'écrouissage induisant une augmentation de la densité de dislocation, des fautes d'empilements et parfois d'un raffinement de la microstructure en surface.

Sources of strain	Peak aberrations				
	Peak shift	Peak broadening	Peak asymmetry	Anisotropic peak broadening	Peak shape
Dislocations		+	+	+	+
Stacking faults	+	+	+	+	+
Twining	+	+	+	+	+
Microstresses		+			
Long-range internal stresses	+		+		
Grain boundaries	+	+			
Sub-boundaries	+	+			
Internal stresses	+				
Coherency strains	+	+	+		
Chemical heterogeneities	+	+	+		
Point defects					+
Precipitates and inclusions			+		+
Crystallite smallness		+		+	+

FIGURE 2.12 – Effets des sources de déformations sur la forme des pics de diffraction

2.5 Conclusions sur les techniques expérimentales

Dans ce chapitre, le matériau de l'étude, l'acier TRIP780, a été présenté. C'est un matériau multiphasé à microstructure fine possédant de l'austénite résiduelle. Dans l'étude, les éprouvette de ce matériau sont issues de tôles minces de 2 mm d'épaisseur. Ces éprouvettes sont grenaillées selon plusieurs intensités Almen pour étudier la stabilité des champs mécaniques selon cette grandeur. Elles sont ensuite sollicitées à différents nombres de cycles pour étudier l'évolution des champs mécaniques mais également jusqu'à fissuration pour quantifier les gains de durées de vie obtenus après grenaillage. La particularité de l'étude est l'observation de la relaxation des contraintes résiduelles macroscopiques mais également par constituant microstructural en fonction de la profondeur.

Analyse de la relaxation mécanique des contraintes résiduelles de grenaillage de l'acier TRIP780

Ce chapitre présente l'étude de l'évolution des champs mécaniques dans les couches grenaillées de l'acier TRIP 780 et plus particulièrement de l'évolution du profil de contraintes résiduelles, celles-ci jouant un rôle très important dans le comportement en fatigue. Pour prévoir la relaxation, il est nécessaire de comprendre les mécanismes et en particulier, l'évolution de l'écrouissage selon la profondeur à différents nombres de cycles et chargements. La simulation par éléments finis avec une loi de comportement adaptée est alors un bon outil pour comprendre l'évolution des gradients post-grenaillage sous un chargement de flexion où la contrainte est progressive à la position dans l'épaisseur.

La relaxation des contraintes résiduelles est d'abord étudiée de manière expérimentale pour deux conditions de grenaillages et différents niveaux de chargements de flexion. L'analyse expérimentale a été réalisée à l'échelle des phases en suivant l'évolution des contraintes est suivie par phase ainsi que leur proportion au cours du cyclage. Trois cas sont à chaque fois présentés : 1 000 cycles, correspondant à l'état après relaxation cyclique, 10 000 cycles correspondant à une valeur intermédiaire et $\frac{N_f}{2}$ ¹ correspondant à la relaxation cyclique stabilisée. L'objectif des essais à 1 000 et 10 000 cycles est d'avoir une valeur comparable entre tous les niveaux de chargement. Les essais à $\frac{N_f}{2}$ cycles permettent d'étudier un état avancé de la relaxation des contraintes résiduelles dans la vie de l'éprouvette. Une attention particulière est donnée à l'évolution des largeurs de pics significatives de l'écrouissage et de l'état de la microstructure.

Pour mieux comprendre l'essai cyclique en flexion et la relaxation d'un point de vue macroscopique, un modèle éléments finis de flexion cyclique est développé sous Abaqus. La loi de comportement est une loi macroscopique élastoplastique à écrouissage. Dans un premier temps, l'évolution des contraintes résiduelles sur quelques cycles est étudiée en les comparant aux mesures expérimentales. L'influence de l'écrouissage est étudiée en observant l'évolution de différentes grandeurs de la plasticité. L'objectif est de montrer que ce type de simulation peut être un moyen de détermination de l'état relaxé dans certains cas.

Enfin, des simulations cycliques de flexion sont effectuées avec une loi de comportement par phase. L'objectif est d'étudier l'évolution des champs mécaniques à l'échelle des phases. La loi utilisée est implémentée dans une sous-routine. C'est un modèle de comportement à champs moyens développé initialement par [Kubler et al., 2004] pour les aciers TRIP et adapté par [Guiheux, 2016] pour la simulation du grenaillage de l'acier TRIP 780.

1. N_f : Nombre de cycle à la rupture calculé à partir des régressions de courbe de fatigue, voir chapitre

3.1 Détermination expérimentale des états mécaniques post-grenaillage

3.1.1 Etats mécaniques post-grenaillage

Deux modalités de grenaillage ont été étudiées : Le grenaillage G1 pour la mise au point des modèles de relaxation analytique et de modélisation.. Le grenaillage G3 permet de les vérifier.

3.1.1.1 Echelle mésoscopique

La rugosité selon la modalité grenaillage a été mesurée le long de trois lignes moyennées pour chaque échantillon. Les paramètres de rugosité 2D sont présentés dans les tableaux 3.1 et 3.2 pour les grenaillages G1 et G3 respectivement. Malgré une intensité deux fois plus forte, le grenaillage G1 introduit une rugosité seulement de 30 à 50 % plus importante que le grenaillage G3. Des cartographies 3D de la rugosité sur une zone de 2,5x2,5 mm² située au centre de l'éprouvette sont présentées respectivement en figure D.4 et en figure 3.2 suite au grenaillage G1 et G3.

Tableau 3.1 – Paramètres de rugosité 2D des éprouvettes grenaillées G1

	Direction 1		Direction 2	
	Moyenne (μm)	Ecart-type	Moyenne (μm)	Ecart-type
Ra	2,13	0,37	2,75	0,38
Rt	13,86	0,87	16,21	1,21
Rz	9,35	1,42	11,06	1,85
Rq	2,60	0,43	3,29	0,44
Rsk	0,15	0,17	0,77	0,30

Une première mesure donnant des indications physiques sur l'impact du grenaillage est la mesure de la dureté en profondeur. Sur la figure 3.3, les profils de dureté Vickers HV0,2 post-grenaillage G1 et G3 sont comparés à la dureté d'un échantillon d'acier TRIP780 non grenaillé. On remarque que la dureté post-grenaillage G3 est seulement légèrement plus élevée en proche surface (280 contre 250 pour le non grenaillé). Pour le grenaillage G1, la dureté est bien plus élevée en surface, s'élevant jusqu'à 370. Le profil de dureté a une forme exponentielle. Ceci montre que le grenaillage G1 a un impact plus fort sur le matériau et est à l'origine de plus d'écrouissage et de contraintes résiduelles que le

Tableau 3.2 – Paramètres de rugosité 2D des éprouvettes grenaillées G3

	Direction 1		Direction 2	
	Moyenne (μm)	Ecart-type	Moyenne (μm)	Ecart-type
Ra	1,46	0,05	1,42	0,28
Rt	10,27	1,63	11,31	2,00
Rz	6,55	0,33	8,07	2,87
Rq	1,77	0,060	1,78	0,36
Rsk	0,12	0,14	0,14	0,12

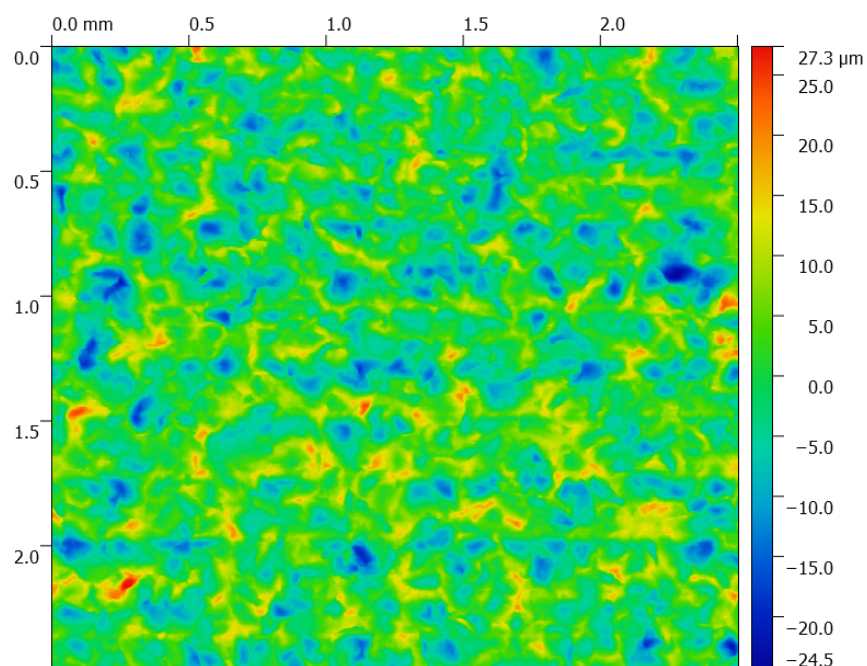


FIGURE 3.1 – Cartographie 3D de la microgéométrie post-grenaillage G1 (F19,7A - 230%)

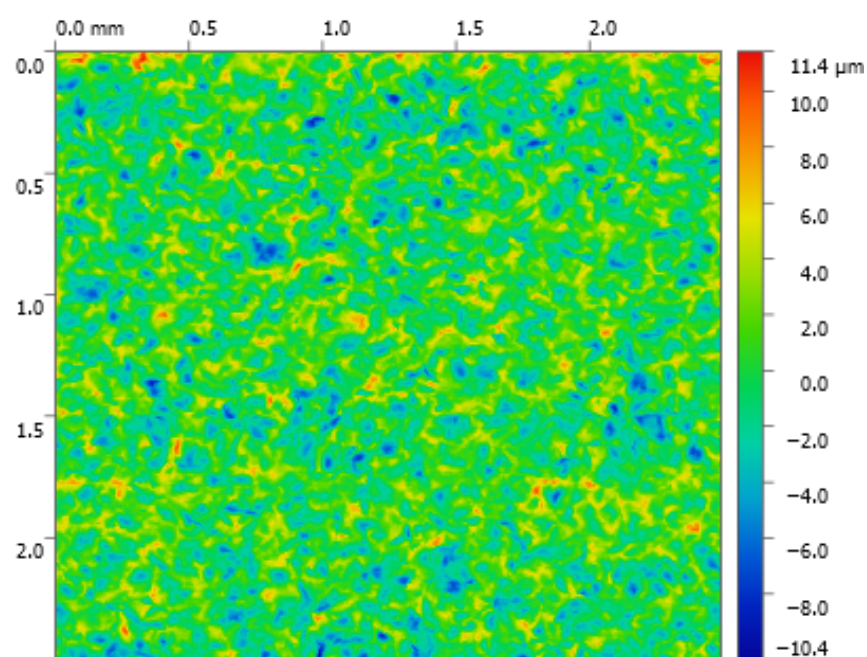


FIGURE 3.2 – Cartographie 3D de la microgéométrie du grenaillage G3 (F9,8A - 230%)

grenaillage G3. Cependant, la microdureté ne peut pas être mesurée en proche surface donc ne peut donner aucune indication sur l'impact du grenaillage en surface.

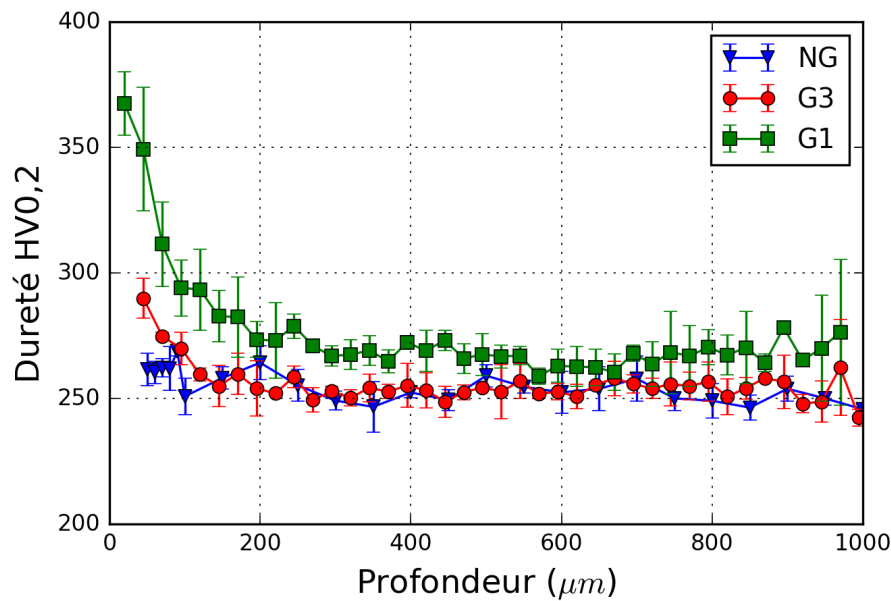


FIGURE 3.3 – Dureté HV0,2 de l'acier TRIP780 non grenaillé et post-grenaillage G1 et G3

3.1.1.2 A l'échelle des phases

Les échantillons ont été caractérisés par EBSD. Sur la figure 3.4, les désorientations des pixels indexés lors de l'analyse EBSD sont présentées pour un cliché à coeur (a) et en surface (b). Les désorientations sont calculées, ici, à l'ordre 3, c'est-à-dire que la désorientation est calculée par rapport au carré de 7x7 pixels environnants. Sur la surface grenaillée, le taux d'indexation est plus faible au cours de l'analyse EBSD. Certains pixels de surface apparaissent non désorientés car ils n'ont aucun voisin indexé à l'ordre 3.

Cette valeur de désorientation, appelée KAM (Kernel Average Misorientation), a ensuite été moyennée sur tout le cliché à coeur et sur des lignes correspondant à une profondeur donnée sur le cliché en surface. Sur la figure 3.5, le profil de KAM d'ordre 3 est tracé pour la surface grenaillée et comparé à la valeur à coeur. On note que la courbe est fortement bruitée en surface à cause de la mauvaise indexation des pixels dans les 50 premiers micromètres. Cependant, le profil semble légèrement croître dans les 30 premiers micromètres. Ceci est en contradiction avec les profils de largeur de pics présentés par la suite qui suivent une forme exponentielle décroissante en fonction de la profondeur.

3.1.1.3 Contraintes résiduelles

Comme décrit dans la section 2.4, les profils de contraintes résiduelles post-grenaillage ont été déterminés dans l'austénite et dans l'ensemble des constituants ferritiques. Dans ce chapitre, les valeurs des contraintes sont données dans les directions 1 (longitudinale) et 2 (transverse) à la valeur dans la direction 3 (profondeur) près. Sur la figure 3.6, on observe le profil de contrainte dans les constituants ferritiques après grenaillage G1 d'une éprouvette de fatigue sur la première face grenaillée. Une non axisymétrie des profils est visible. La contrainte dans la direction longitudinale (S11-S33) est plus faible par rapport

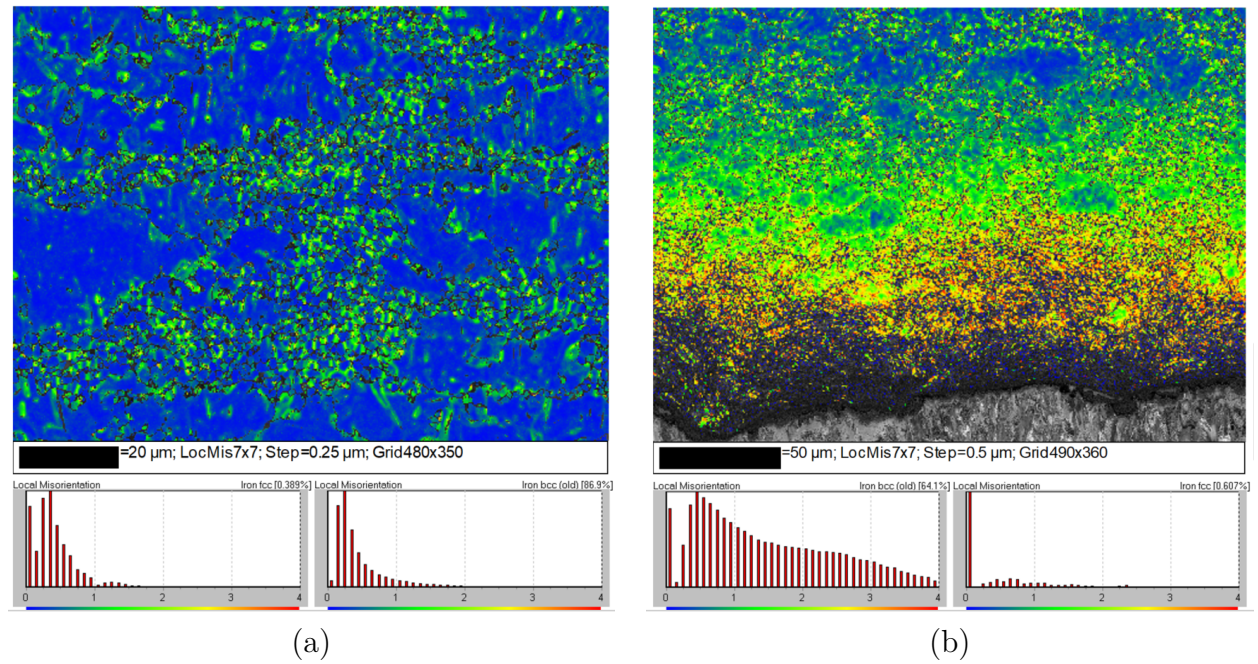


FIGURE 3.4 – Désorientations locales d'ordre 3 à coeur (a) et en proche surface (b) pour un acier TRIP grenaillé G1 non sollicité

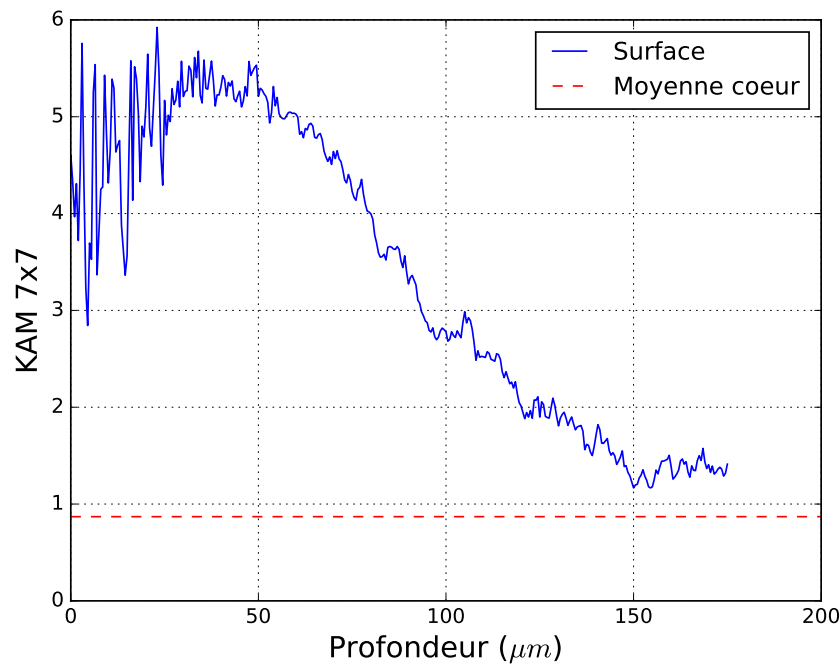


FIGURE 3.5 – Profil du paramètre KAM de la surface grenaillée (G1) en comparaison à la valeur à coeur dans les deux phases

à la contrainte transverse (S22-S33). Ceci peut s'expliquer par une plastification lors du rebridage de l'éprouvette pour le grenaillage de la deuxième face. Le profil de contraintes résiduelles a une forme assez classique pour le grenaillage avec un maximum de contraintes résiduelles en sous-couche autour de -600 MPa.

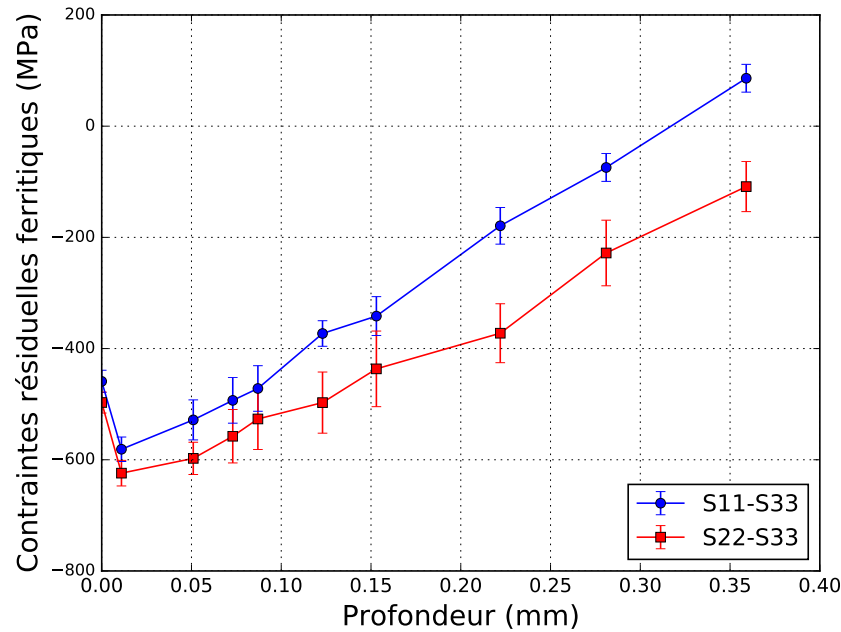


FIGURE 3.6 – Profil de contraintes dans les constituants ferritiques post-grenaillage G1

Les constituants ferritiques sont majoritaires dans l'acier TRIP780, de 87% à presque 100% selon la proportion d'austénite transformée lors du grenaillage. Dans le cadre de l'étude par phase de la relaxation cyclique et de la fatigue, le profil de contraintes résiduelles dans l'austénite ainsi que son dosage ont également été déterminés. Cependant, la faible présence d'austénite en surface après grenaillage et l'obligation d'avoir le profil complet pour la correction d'enlèvement de matière afin de calculer la contrainte macroscopique, il est nécessaire d'extrapoler le profil dans l'austénite en surface. Sur la figure 3.7, la partie en pointillé correspond à la partie extrapolée. On remarque que les contraintes déterminées sont plus grandes dans l'austénite à 100 μm que dans les constituants ferritiques. La dissymétrie des contraintes dans les directions 1 et 2 est également présente. La figure 3.7 donne le profil de dosage de phase de l'austénite après grenaillage G1. Le taux d'austénite avant grenaillage est d'environ 13%. La partie en pointillé est extrapolée. L'écart-type sur ces mesures est de 4 à 5 %. On en déduit que l'austénite est transformée par le procédé de grenaillage jusqu'à 200 μm de profondeur.

Sur la figure 3.9, le profil de contraintes macroscopiques calculées par la loi des mélanges est présenté. On remarque que ce dernier est assez proche des profils de contraintes dans les constituants ferritiques. En effet, l'austénite étant faiblement présente en proche surface et les contraintes dans celle-ci étant proches de celles dans les phases CC, les profils sont presque identiques. Par la suite, l'étude expérimentale de la relaxation s'appuiera donc principalement sur ces contraintes macroscopiques.

Le grenaillage G3 est presque deux fois moins intense que le grenaillage G1. Sur les profils de contraintes résiduelles macroscopiques sont présentés figure 3.10. Le niveau de contrainte en surface est assez proche pour les deux grenaillages. Cependant, la profondeur affectée est bien plus faible dans le cas du grenaillage G3. A 170 μm de profondeur, les contraintes résiduelles sont proches de 0 dans le cas du grenaillage G3 alors que le retour à une contrainte nulle n'a lieu qu'entre 300 et 350 μm dans le cas du grenaillage G1. Les

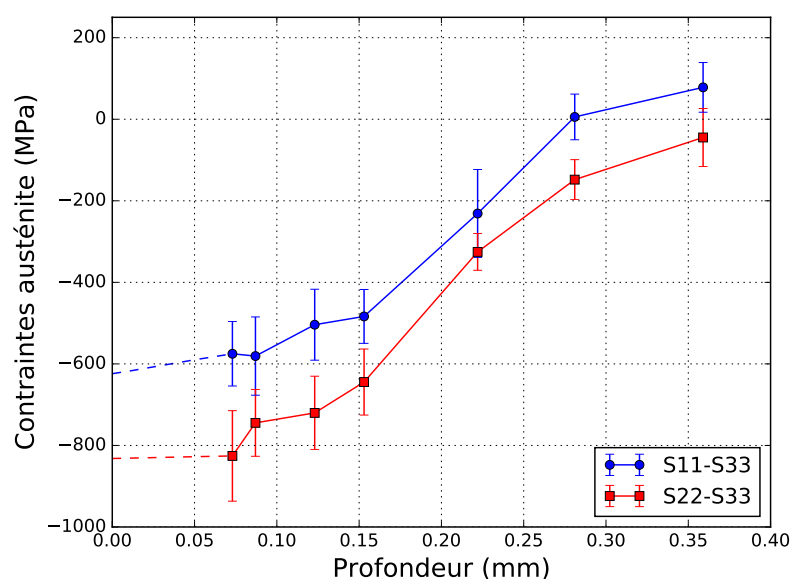


FIGURE 3.7 – Profil de contraintes dans l'austénite post-grenaillage G1

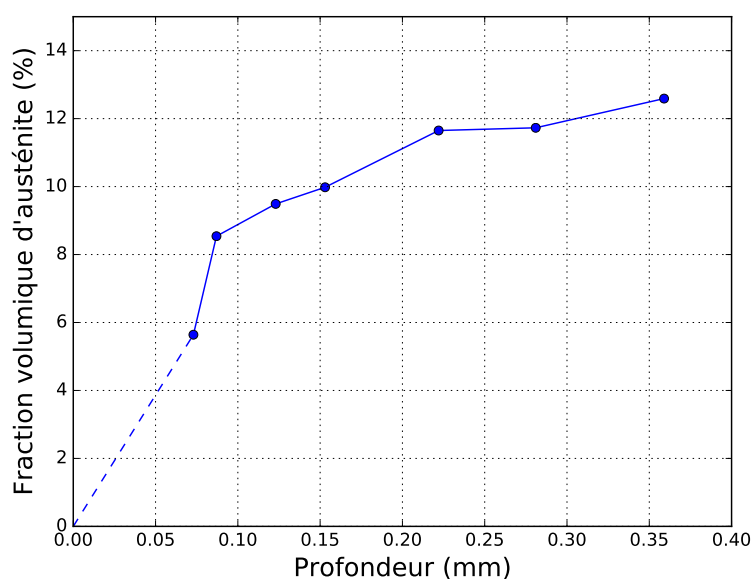


FIGURE 3.8 – Profil de dosage de l'austénite après grenaillage G1

contraintes dans les deux directions sont plus proches dans le cas du grenaillage G3. On notera également l'absence d'un maximum de contraintes résiduelles en sous-couche pour le grenaillage G3.

Sur la figure 3.11, les profils de largeurs intégrales des pics de diffraction pour les deux grenaillages sont comparés. Ils sont représentatifs notamment de l'état d'écrouissage du matériau. Le profil a une forme exponentielle décroissante contrairement aux profils de contraintes résiduelles qui présentent un maximum en sous surface. De plus, bien que la

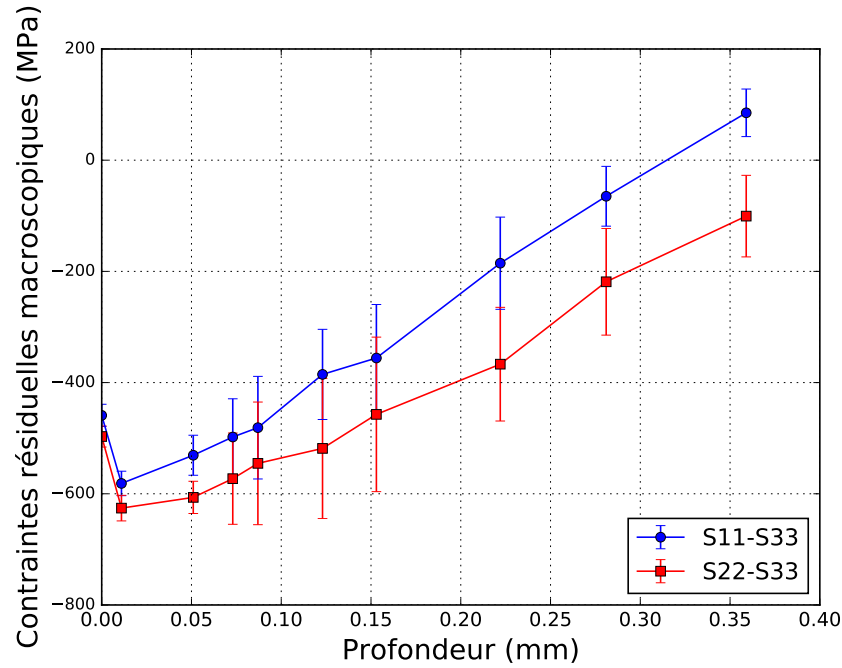


FIGURE 3.9 – Profil de contraintes résiduelles macroscopiques pour le grenaillage G1

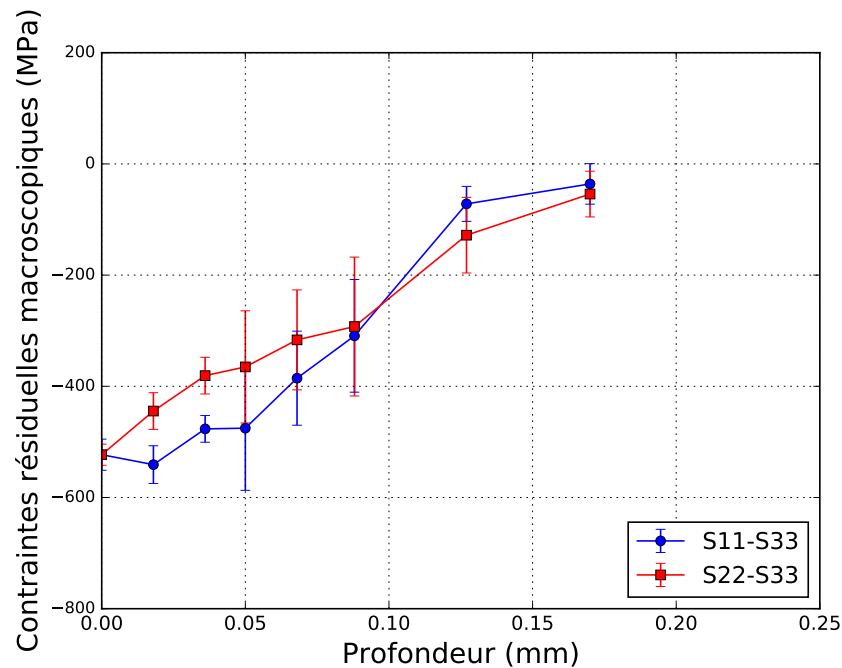


FIGURE 3.10 – Profil de contraintes résiduelles macroscopiques post-grenaillage G3

valeur en surface soit proche, la décroissance est plus importante dans le cas du grenaillage G3 que G1. Les profondeurs de retour à un palier pré-grenaillage se situe à environ $130\ \mu\text{m}$ pour le grenaillage G3, ce qui est un peu plus faible que pour les contraintes résiduelles, et au-delà de $350\ \mu\text{m}$ pour le grenaillage G1.

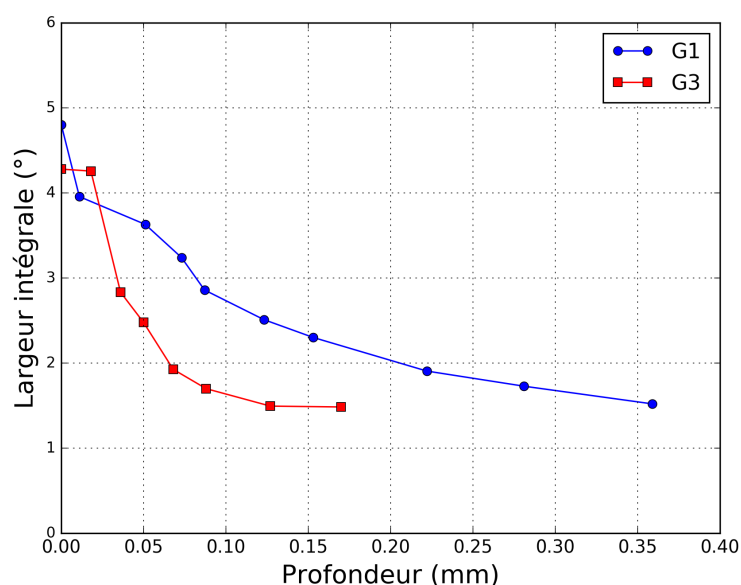


FIGURE 3.11 – Demi-largeur intégrale des pics de diffraction ferritique post-grenaillage G1 et G3

3.1.2 Evolution des champs mécaniques et de la microstructure lors de la sollicitation cyclique

Les éprouvettes grenaillées ont été sollicitées en flexion à différents niveaux de contraintes pour décrire la fatigue à grand nombre de cycles. Pour chaque niveau de contrainte et chaque grenaillage, des essais interrompus ont également été réalisés. Pour le grenaillage G1, trois nombres de cycles sont étudiés : 1 000, 10 000 et $\frac{N_f}{2}$ cycles. Pour le grenaillage G3, seul le cas 1 000 et un cas à plus grand nombre de cycles sont étudiés. Le tableau 3.3 récapitule les différents cas de relaxation étudiés avec les niveaux de chargement correspondants. La valeur indiquée correspond à la contrainte maximale appliquée en surface lors du cycle de flexion sans contraintes résiduelle déterminée lors de la calibration avec une éprouvette à haute limite d'élasticité ($>1\,000$ MPa). Pour chaque cas, le profil des contraintes est analysé dans les deux pseudo-phases et les deux directions ; un dosage de phase de l'austénite est également réalisé. En tout, plus de 600 points d'analyse ont été réalisés pour obtenir une vision globale de la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage au cours d'essais cycliques jusqu'à $\frac{N_f}{2}$ cycles en flexion dans l'acier TRIP780.

Tableau 3.3 – Récapitulatif des cas de flexion cycliques étudiés

Chargement (MPa)	Grenaillage	Cycles
650	G1	1 000, 10 000, 50 000 ($N_f/2$)
600	G1	1 000, 10 000, 200 000 ($N_f/2$)
585	G1	1 000, 10 000, 500 000 ($N_f/2$)
650	G3	1 000, 35 000
600	G3	1 000, 50 000
570	G3	1 000, 80 000

Dans ce paragraphe, seuls quelques profils sont détaillés ; l'ensemble des analyses est disponible en annexe B

Les profils de phase ont été déterminés à mi-durée de vie des éprouvettes grenaillées ($\frac{N_f}{2}$). Sur la figure 3.12, aucune évolution notable de la fraction de phase austénitique n'est observable au vu des barres d'erreur sur la mesure. Il ne semble pas y avoir de transformation de phase austénite-martensite au cours de la sollicitation mécanique cyclique. Aussi, dans les analyses, seules les évolutions de contraintes sont présentées, les fractions de phases étant considérées égales à leur valeur initiale post-grenaillage.

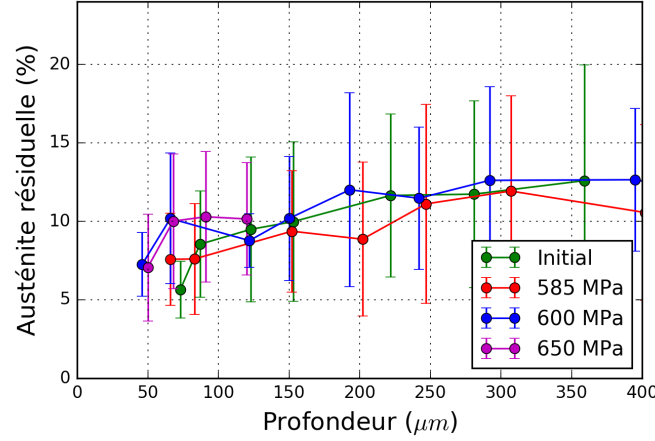


FIGURE 3.12 – Profil de dosage de l'austénite après grenaillage G1 et après cyclage à $\frac{N_f}{2}$

3.1.2.1 Profils de contraintes résiduelles après différents niveaux de chargement

Le premier cas présenté est le cas des éprouvettes grenaillées G1 ayant subi différents nombres de cycles sous un chargement de 650 MPa. Ce chargement est le plus sévère subi par ces éprouvettes de fatigue. La figure 3.13 montre les profils de contraintes résiduelles macroscopiques corrigés dans les directions 1 et 2. La relaxation des contraintes résiduelles a lieu dans les deux directions : celle du chargement (direction 1) et la direction transverse (direction 2). On remarque ensuite que la relaxation a lieu de manière très importante dans les 1 000 premiers cycles et qu'elle est assez faible par la suite jusqu'à la demi-vie de l'éprouvette. Le pic de contrainte en sous-surface caractéristique du grenaillage a tendance à s'effacer après 1 000 cycles. Dans la direction de sollicitation 1, on passe d'un maximum de contraintes résiduelles de -580 MPa à environ 10 μm à un maximum de -330 MPa à 1 000 cycles. La relaxation continue encore légèrement entre 1 000 et 10 000 cycles pour finalement atteindre un maximum en surface de -210 MPa à 50 000 cycles ; 64 % des contraintes résiduelles de compression se sont alors relaxées.

Pour un chargement à 600 MPa, une relaxation moins importante est observée (figure 3.14). Elle semble assez homogène au cours de la demi-vie de l'éprouvette. Dans ce cas, la relaxation en surface n'a lieu quasiment que pendant les 1000 premiers cycles tandis qu'elle se poursuit jusqu'à la demi-vie en sous couche. Le comportement de relaxation semble différent en surface bien que ce soit la zone subissant le plus de chargement du fait

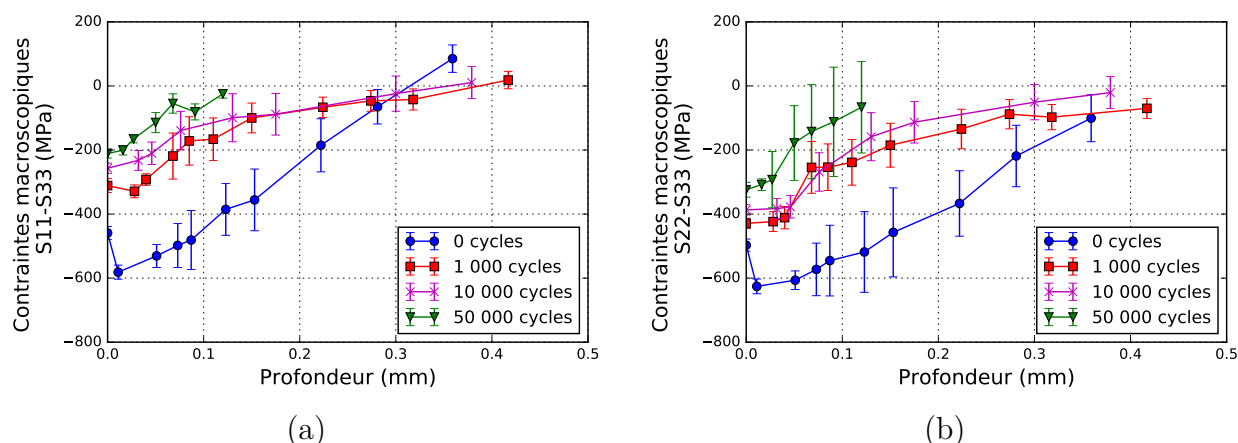


FIGURE 3.13 – Profils de contraintes résiduelles macroscopiques dans les directions 1 (a) et 2 (b) de l'acier grenailé G1 après un chargement cyclique de 650 MPa à $R=-1$

de la flexion et de la microgéométrie de surface (rugosité) agissant comme concentrateurs de surface. On peut supposer que le fort écrouissage de surface s'oppose au mouvement des dislocations lors de l'essai cyclique amenant à une relaxation plus faible. Ce comportement est également observé dans la direction perpendiculaire au chargement avec une relaxation très faible en surface : de -490 MPa initialement à -395 MPa à la demi-vie.

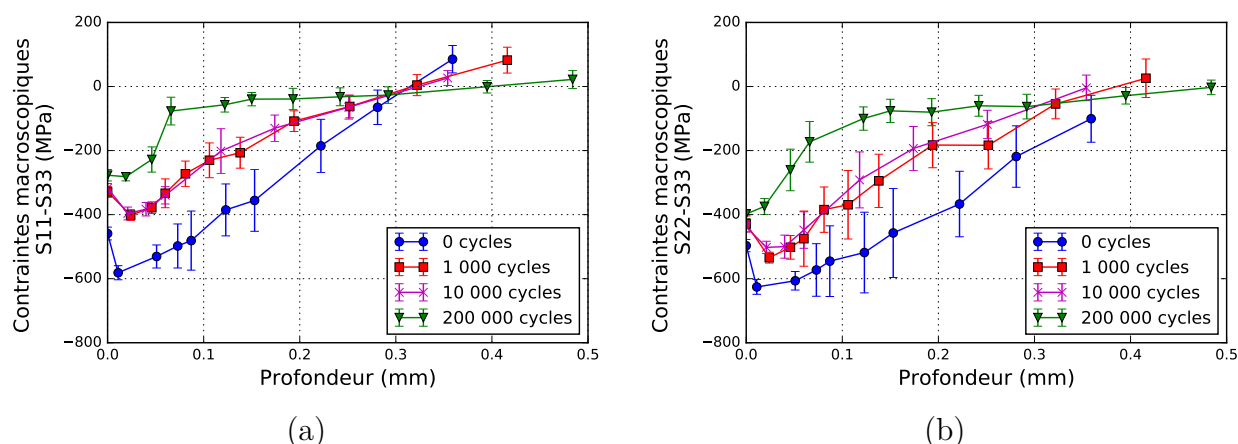


FIGURE 3.14 – Profils de contraintes résiduelles dans les directions 1 (a) et 2 (b) de l'acier grenailé G1 après un chargement cyclique de 600 MPa à $R=-1$

Les résultats après un chargement à 585 MPa sont assez proches de ceux à 600 MPa. Une relaxation faible est observée en surface et plus importante en sous-couche. Comme pour le cas à 600 MPa, l'écrouissage de surface semble jouer un rôle dans la stabilité des contraintes résiduelles. Dans la direction 2, la relaxation est très faible en surface. On observe que, dans ce cas, le pic de contraintes résiduelles en sous-surface est conservé.

La figure 3.16 montre les profils de contraintes résiduelles dans l'austénite pour deux chargements (650 et 585 MPa) dans la direction de sollicitation. Pour rappel, la partie en pointillé est l'extrapolation nécessaire au calcul macroscopique et à la correction d'enlèvement de matière. Si on ne peut tirer de conclusions sur la relaxation de surface, la relaxation en sous-couche est assez différente pour ces deux cas. Dans le cas du plus fort

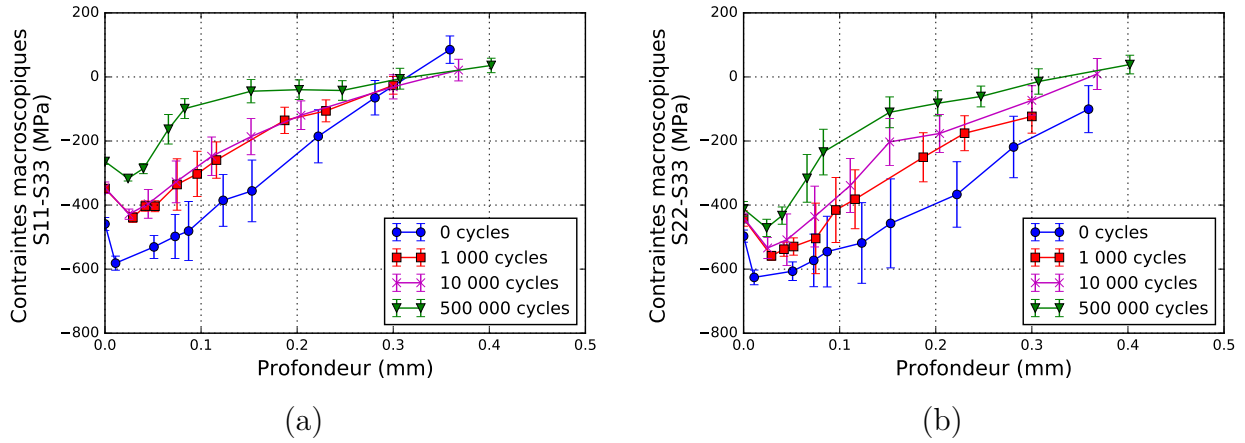


FIGURE 3.15 – Profils de contraintes résiduelles macroscopiques dans les directions 1 (a) et 2 (b) de l'acier grenaillé G1 après un chargement cyclique de 585 MPa

chargement (figure 3.16.a), la relaxation semble principalement avoir lieu dans les 1 000 premiers cycles, ce qui peut-être caractéristique d'une plastification macroscopique dans les premiers cycles de chargement. Dans le cas à 585 MPa, les contraintes sont plutôt stables dans les premiers cycles et se relaxent par la suite. La relaxation semble ici due à des microplastifications ou à un réarrangement des dislocations au cours de la demi-vie. Ces deux profils tendent vers des contraintes de traction importantes quand on se rapproche du coeur de l'éprouvette : jusqu'à 200 MPa de contraintes résiduelles de traction.

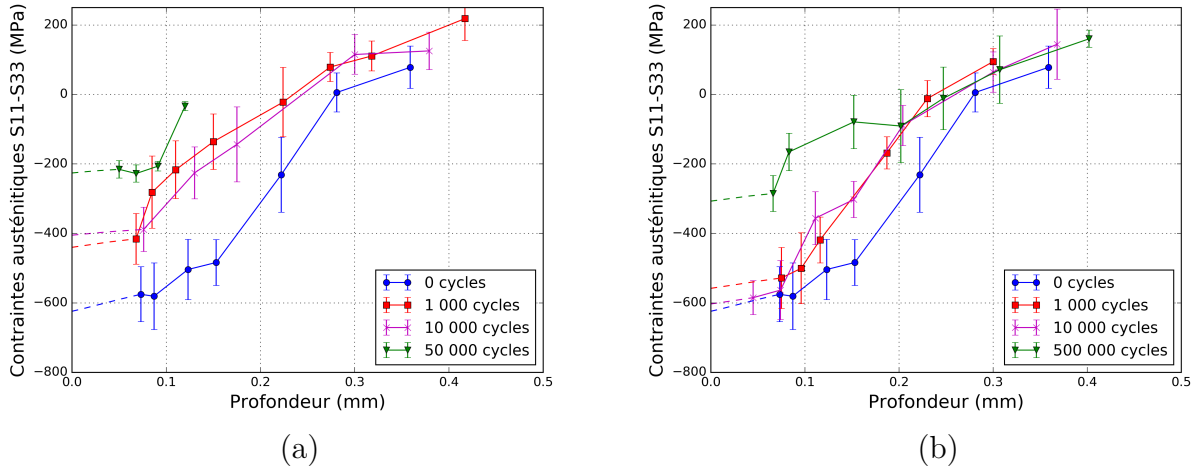


FIGURE 3.16 – Profils de contraintes dans l'austénite pour l'acier grenaillé G1 dans la direction 1 pour les cas à 650 MPa (a) et 585 MPa (b)

Enfin, pour les mêmes cas, la figure 3.17 montre les profils dans les constituants ferritiques. On notera simplement que ces profils sont très proches des profils macroscopiques et que les contraintes résiduelles dans les constituants ferritiques sont peu en traction aux plus grandes profondeurs.

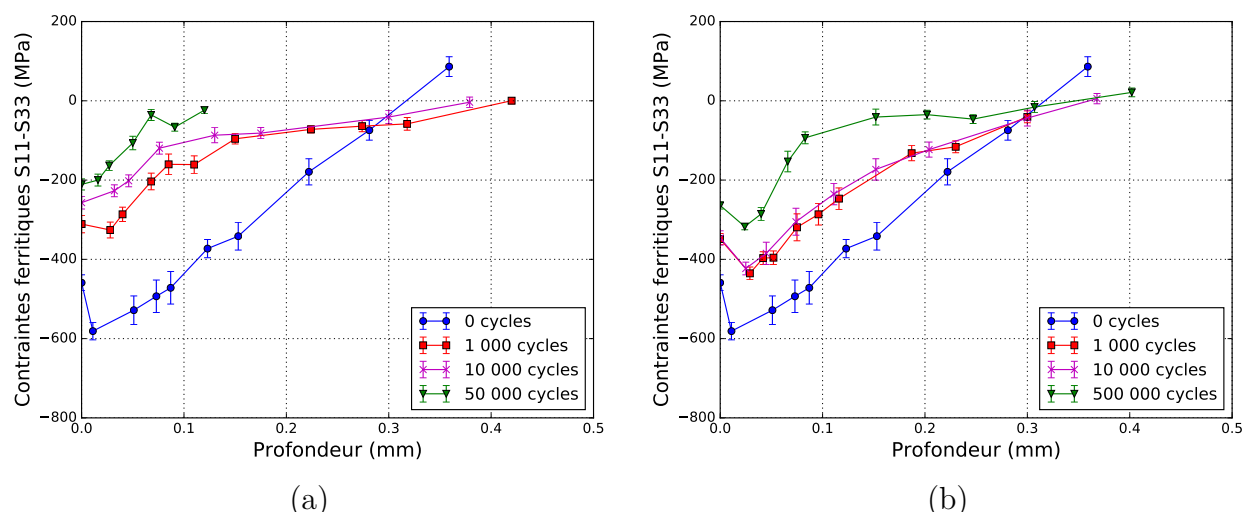


FIGURE 3.17 – Profils de contraintes dans les constituants ferritiques dans l’acier grenailé G1 dans la direction 1 pour les cas à 650 MPa (a) et 585 MPa (b)

3.1.2.2 Évolution des largeurs intégrales des pics de diffraction

Les figures suivantes décrivent l’évolution des largeurs intégrales des pics de diffraction dans les différentes phases de l’acier TRIP780 grenailé. Ces largeurs de pics peuvent être caractéristiques de l’évolution de l’écrouissage et de la microstructure (voir section 2.4.4).

Dans notre cas, on s’intéresse à l’évolution des largeurs de pic au cours des cycles pour comprendre comme évolue l’état plastique dû au grenaillage au cours de la vie du matériau. Sur la figure 3.18, l’évolution des largeurs intégrales de pics dans les constituants ferritiques est tracée dans la direction 1 pour tous les chargements. Les pics sont bien élargis dans la zone la plus affectée par le grenaillage : la largeur tend vers $1,6^\circ$ à cœur contre presque 5° en surface. La décroissance est exponentielle avec la profondeur. Au cours du chargement, l’évolution est la même quel que soit le chargement, la largeur a tendance à diminuer au cours du cyclage en sous-couche et reste stable en surface. Autrement dit, les pics de diffraction s’affinent en sous-surface. Il semble donc y avoir un réarrangement et/ou annihilation des dislocations dans ces zones. On peut supposer que la surface étant très écrouie et donc probablement saturée en dislocations, ce réarrangement est plus difficile. Ceci peut expliquer une stabilité accrue des contraintes résiduelles de surface comparée à celles en sous-surface.

La figure 3.19 montre que les largeurs de pics dans la direction 2 évoluent pour le cas à 600 MPa de la même manière que dans la direction 1.

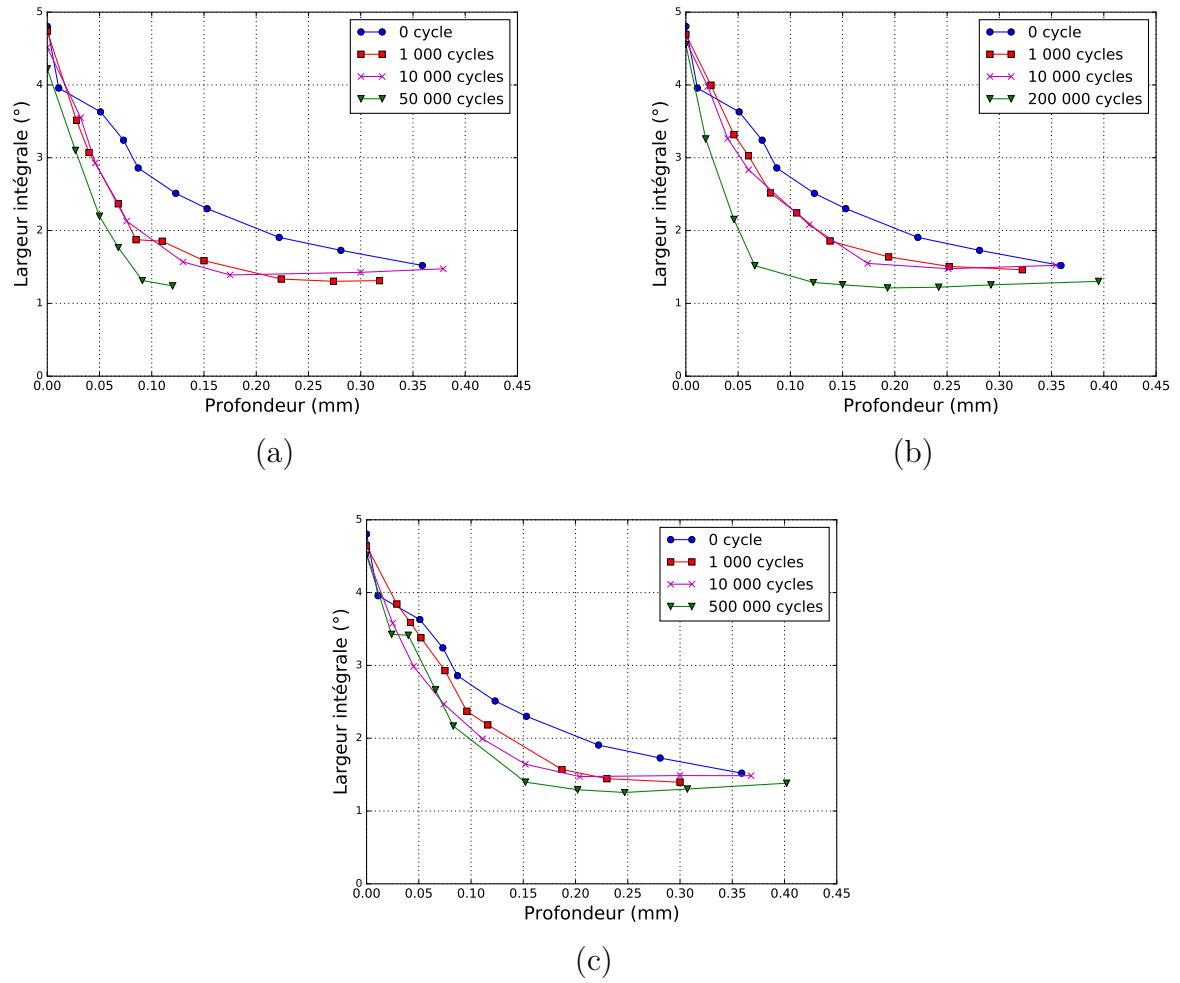


FIGURE 3.18 – Largueur intégrale des pics de diffraction dans les phases CC pour 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 585 MPa (c) sur des échantillons grenaillés G1 à R=-1

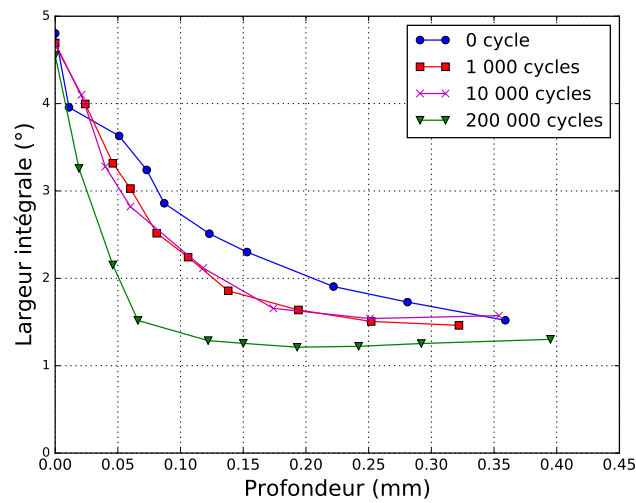


FIGURE 3.19 – Evolution des largeurs de pics dans la direction 2 à 600 MPa de chargement dans les constituants ferritiques pour les éprouvettes grenaillées G1

Dans l'austénite, après un cyclage à 600 MPa de chargement, l'affinement des pics est également observé en sous surface (Figure 3.20).

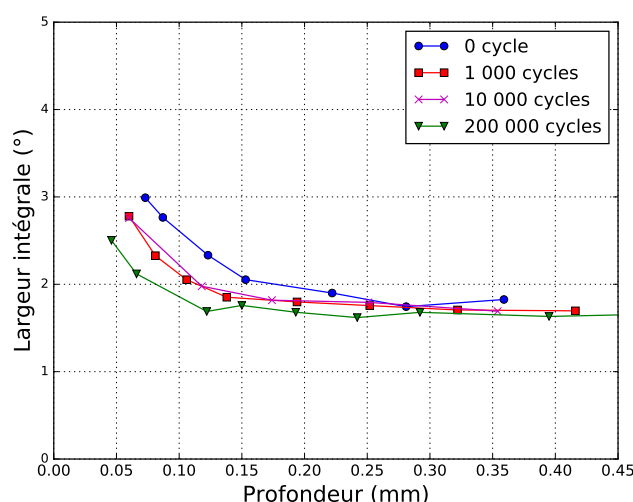


FIGURE 3.20 – Évolution des largeurs de pics dans la direction 1 à 600 MPa de chargement dans l'austénite

La figure 3.21 présente les profils de contraintes résiduelles relaxées pour le grenaillage G3 à 3 niveaux de chargements différents et pour 2 nombres de cycle. Les niveaux de contraintes appliquées sont presque identiques à ceux du grenaillage G1 alors que le grenaillage G3 est deux fois moins intense. Une relaxation plus marquée est alors mise en évidence. Dans le cas à 650 MPa, le chargement le plus fort, on observe une relaxation très importante, il reste 150 MPa de contraintes de compression en surface puis quelques MPa de contraintes résiduelles à 100 μm . A 600 et 570 MPa, les contraintes se relaxent moins après l'essai à plus grand nombre cycles mais contrairement au grenaillage G1 ce nombre de cycle est inférieur à $\frac{N_f}{2}$. Il faut donc s'attendre à une relaxation encore plus importante. Le grenaillage G3 ne semble donc pas avoir une intensité suffisante pour assurer une certaine stabilité des contraintes résiduelles. Ceci peut être dû à un écrouissage moins important dans la sous-couche. Bien que les niveaux de contraintes post-grenaillage soient comparables au grenaillage G1 en surface, en terme de dureté et de largeur de pic les profils sont plus faibles (voir section 3.1).

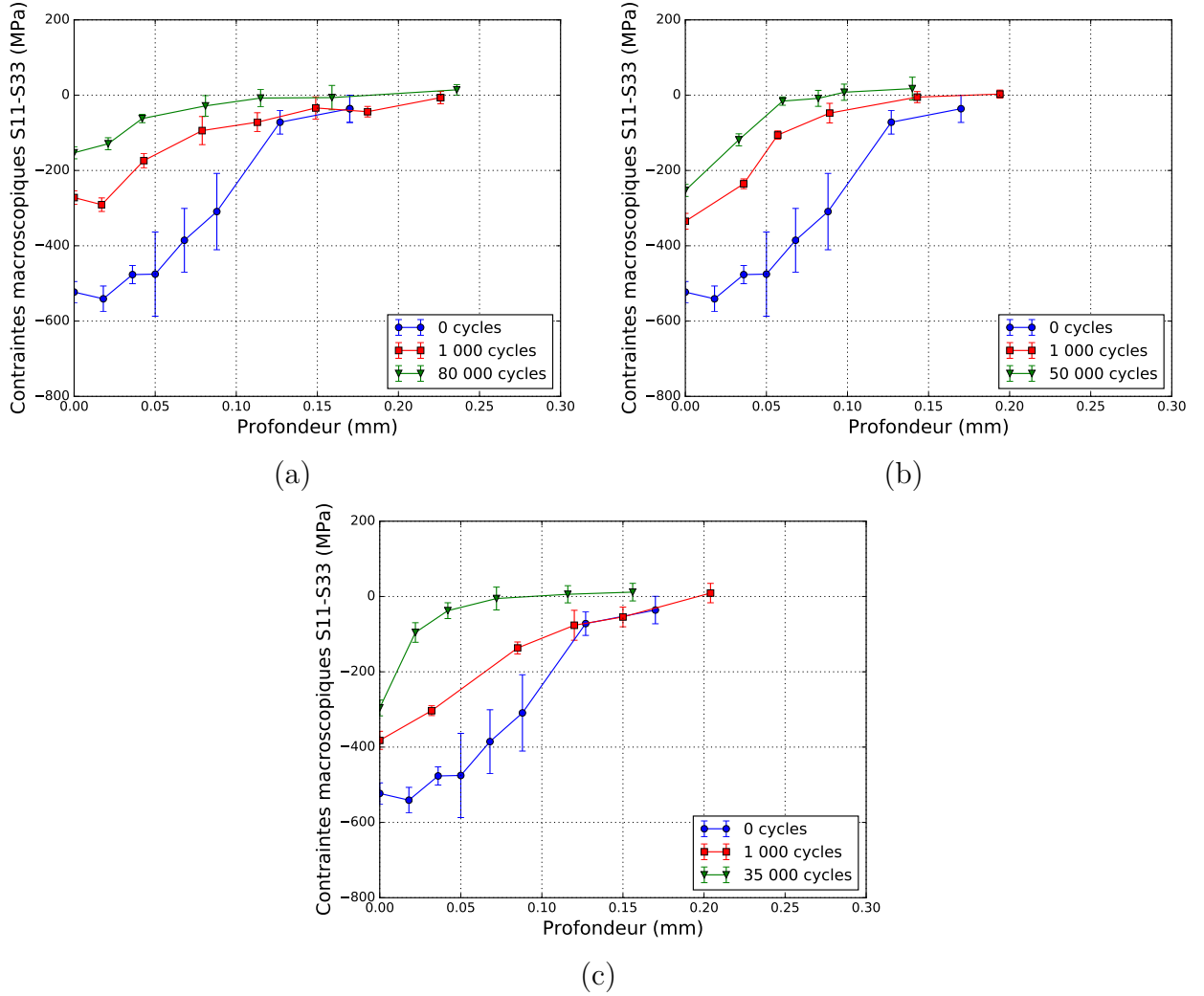


FIGURE 3.21 – Relaxation des contraintes résiduelles macroscopiques après le grenaillage G3 à des chargements de 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 570 MPa (c)

3.1.3 Modélisation phénoménologique de la relaxation

Comme montré dans la précédente section, la description expérimentale de la relaxation est un problème avec multiples dimensions : phases, direction, profondeur, chargement, contraintes résiduelles et largeur de pics. Pour synthétiser les comportements, ils existent des représentations multidimensionnelles permettant d'extraire des tendances de comportement. De ces représentations peuvent être déduits des modèles phénoménologiques de la relaxation. L'objectif final est d'utiliser la base de données expérimentales pour définir les paramètres d'un modèle afin de pouvoir prédire le comportement en relaxation.

La représentation de la figure 3.22 est inspirée par [Menig et al., 2002]. Pour chaque contrainte appliquée et chaque palier de nombres de cycles, les contraintes résiduelles sont relevées à différentes profondeurs : 0, 50 et 100 μm . Du fait de l'imprécision de l'enlèvement de matière lors de la réalisation des profils, les contraintes à 50 et 100 μm sont des valeurs interpolées linéairement entre les profondeurs expérimentales voisines. L'évolution des contraintes est tracée entre 0 et 1000 cycles, ainsi qu'entre 1000 et $\frac{N_f}{2}$ cycles. La première observation globale met en évidence le fait que la relaxation est plus importante en sous-

surface (courbes rouges et violettes) qu'en surface. Cet effet est d'autant plus marqué à 650 MPa de chargement où la macro-plastification est plus probable. On remarque aussi que mis à part le cas à 585 MPa, la relaxation est plus importante dans les 1000 premiers cycles que dans le reste de la demi-vie de l'éprouvette.

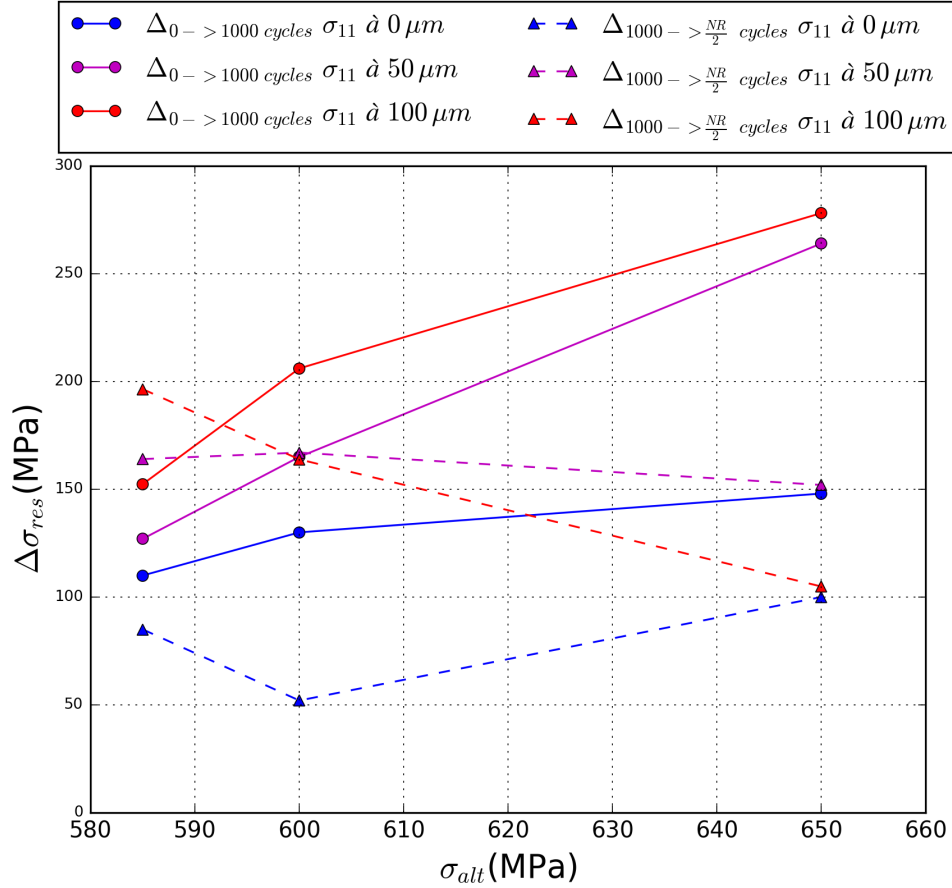


FIGURE 3.22 – Relaxation à des profondeurs données en fonction du chargement et du nombre de cycles pour l'acier grenaillé G1

Il existe un certain nombre de modèles phénoménologiques de la relaxation dans la littérature. Le modèle choisi ici est celui proposé par [Jhansale and Topper, 1971]. Il établit la contrainte en fonction du logarithme du nombre de cycles et de la contrainte résiduelle initiale, $\sigma^{res}(N = 0)$. La formulation du modèle est la suivante :

$$\sigma^{res}(N) = \sigma^{res}(N = 0) + \mu \log(N) \quad (3.1)$$

De plus, la pente de la droite μ est liée au niveau de chargement appliqué par la relation suivante.

$$\mu = a\sigma_{alt} + b \quad (3.2)$$

Sur la figure 3.23, les régressions linéaires semi-logarithmiques sont tracées en pointillés en fonction du nombre de cycles. En surface, la relaxation est presque la même pour les chargements les plus faibles ; elle est plus importante à 650 MPa. A 50 et 100 μm

de profondeur, la relaxation augmente régulièrement avec le chargement. La figure 3.24 représente l'évolution des pentes des droites de relaxation en fonction du chargement et à différentes profondeurs. On observe clairement que, à une profondeur donnée, la relaxation dépend linéairement du chargement avec des coefficients de corrélation supérieurs à 95 %. Cette figure confirme également une plus grande relaxation à coeur qu'en surface : à chargement donné, μ augmente.

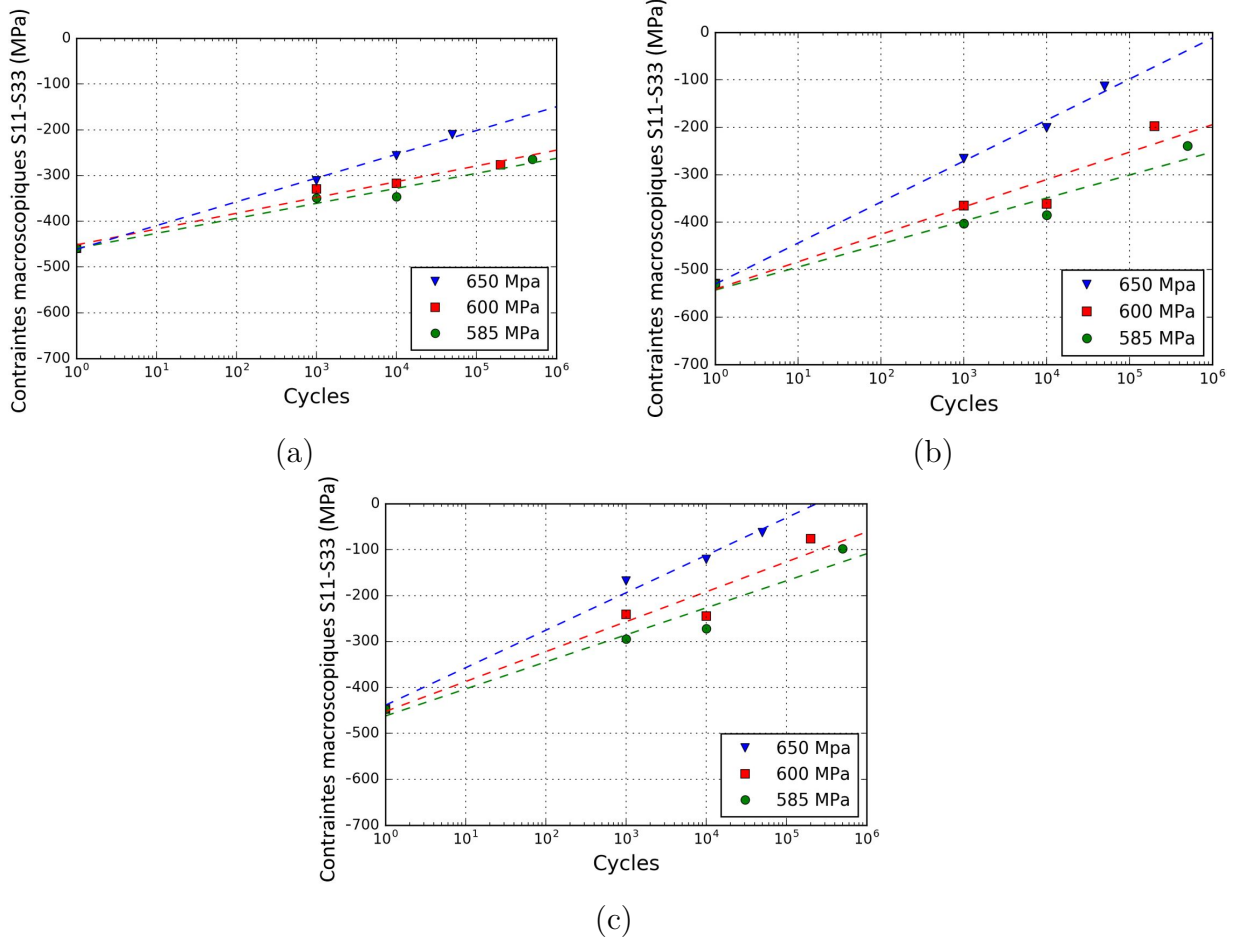


FIGURE 3.23 – Evolution des contraintes résiduelles de grenaillage G1 aux différents chargements à 0 (a), 50 (b) et 100 (c) μm de profondeur

Ces modèles peuvent également, dans une certaine mesure, établir la relaxation des contraintes résiduelles après calibration. Pour illustrer cela, on se place dans le cas de chargement à 600 MPa en surface. Cette fois, la pente de relaxation est régressée dans la profondeur par un modèle polynomial simple (degré 2). Dans l'exemple, la méthode est appliquée entre 0 et 150 μm et un certain nombre de profondeurs ont été rajoutées par rapport aux résultats précédents. La régression, figure 3.25, montre l'évolution de cette pente dans la profondeur régressée par le polynôme suivant :

$$\mu(z) = -0.0014z^2 + 0.2744z + 15.494 \quad (3.3)$$

où z est la profondeur en micromètres et μ , la pente, en MPa.cycle^{-1} .

Le coefficient de corrélation de cette courbe est supérieure à 98%. Le coefficient μ pouvant maintenant être calculé à chaque profondeur, on applique le modèle proposé par

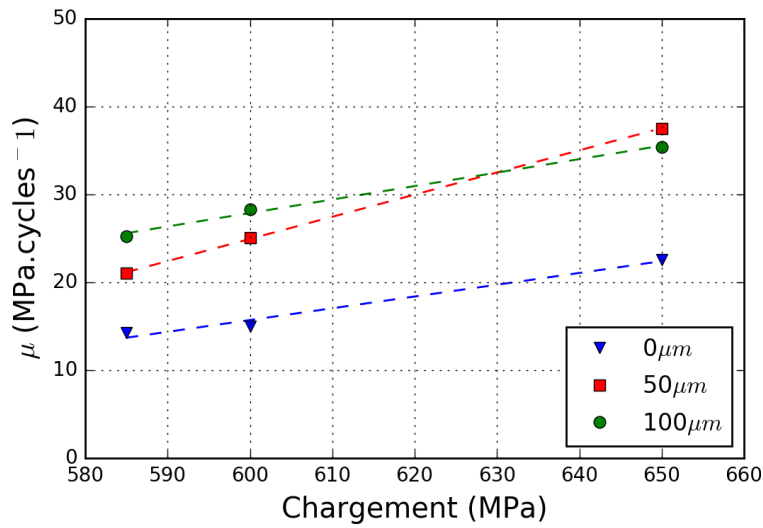


FIGURE 3.24 – Evolution de la pente de relaxation avec le chargement à chaque profondeur étudiée pour l'acier grenailé G1

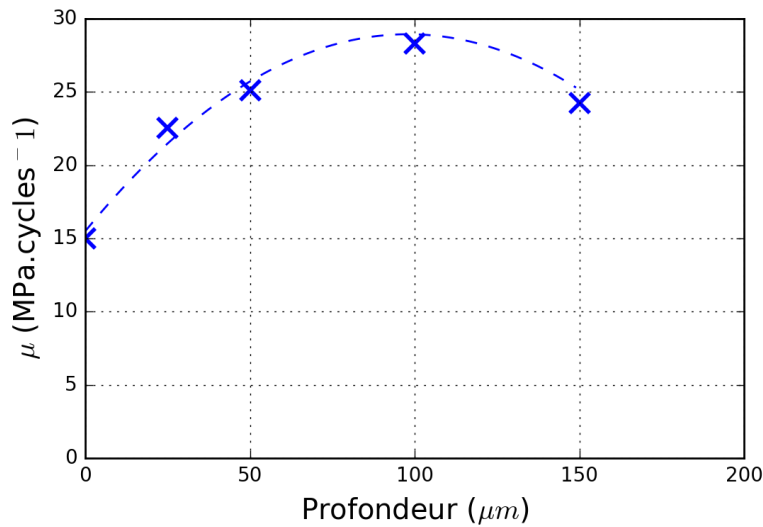


FIGURE 3.25 – Evolution de la pente de relaxation avec la profondeur à un chargement de 600 MPa

[Jhansale and Topper, 1971] à un chargement de 600 MPa pour établir les profils relaxés à 1 000 et 10 000 cycles. Les résultats, figure 3.26 pour 1 000 cycles et figure 3.27 pour 10 000 cycles donnent un résultat cohérent avec les profils expérimentaux. Cette méthode permet d'évaluer rapidement le profil de contraintes résiduelles pour un chargement ou un nombre de cycles non réalisés expérimentalement.

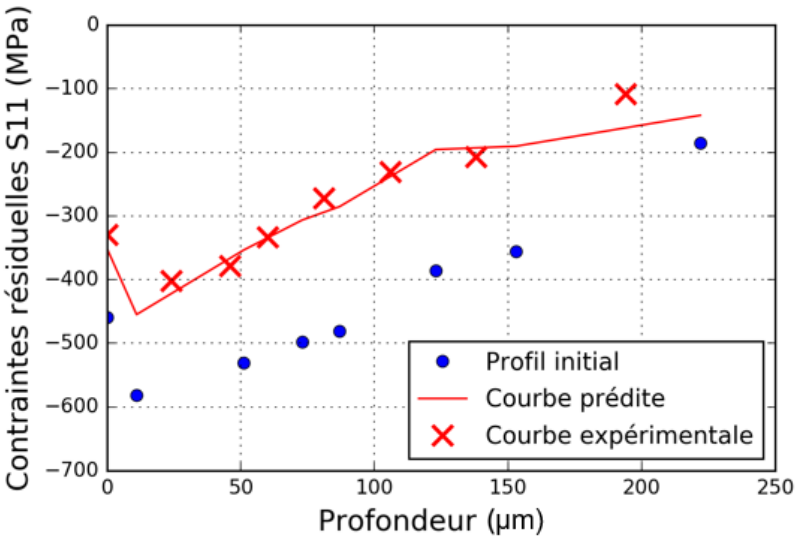


FIGURE 3.26 – Prédiction du profil de contraintes résiduelles après 1 000 cycles à 600 MPa pour l'acier grenaillé G1

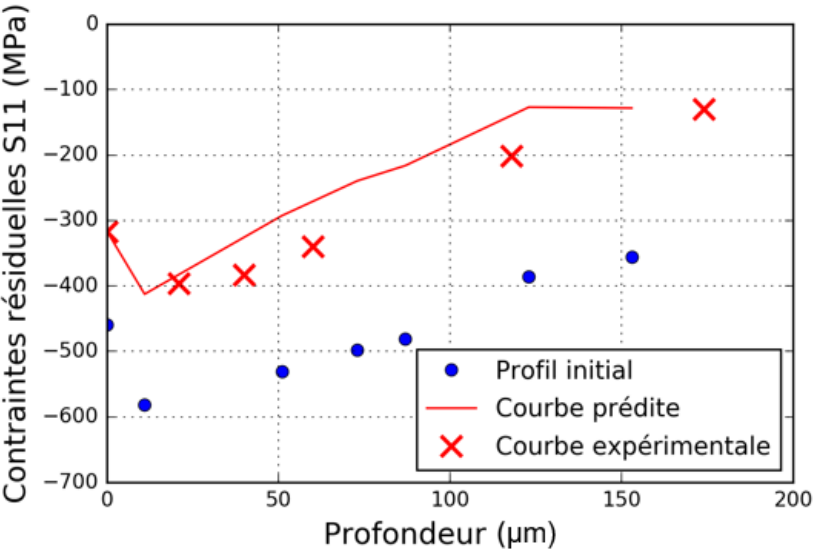


FIGURE 3.27 – Prédiction du profil de contraintes résiduelles après 10 000 cycles à 600 MPa pour l'acier grenaillé G1

3.2 Prédiction de l'état stabilisé par simulation éléments finis avec lois de comportements préimplémentées

Dans cette partie, les simulations par éléments finis de la relaxation macroscopique sur quelques cycles sont présentées. Les contraintes résiduelles initiales de grenaillage ont été générées par la méthode thermique fictive. Cependant, les éprouvettes de 2 mm grenaillées sur deux faces ne peuvent être considérées comme des massifs semi-infinis. Il est alors nécessaire d'anticiper le rééquilibrage des contraintes. L'évolution de l'état mécanique généré est suivie macroscopiquement sur quelques cycles et comparée aux valeurs expérimentales.

3.2.1 Générations des contraintes résiduelles par la méthode thermique fictive

La méthode utilisée pour insérer les contraintes résiduelles de grenaillage dans le modèle numérique de l'éprouvette est la méthode thermique fictive. Le calcul est décrit en détail dans l'annexe C pour le cas du massif semi-infini

Cas du massif semi-infini La méthode thermique fictive est basée sur la relation entre les contraintes résiduelles et les déformations plastiques incompatibles qui en sont à l'origine. On rappelle ici cette relation dans le cadre du massif semi-infini :

$$\varepsilon_{11}^p = \frac{\nu - 1}{E} \sigma_{11}(z) = -\frac{1}{2} \varepsilon_{33}^p(z) \quad (3.4)$$

Numériquement, ces déformations plastiques sont générées par une chauffe fictive du massif dans lequel des coefficients de dilatation par couche ont été introduits. La relation entre les déformations plastiques et ces coefficients de dilatation est la suivante :

$$\underline{\alpha}(z) = -\frac{2\mu + C + K(z)}{2\mu\Delta\theta} \underline{\varepsilon}^p(z) \quad (3.5)$$

Dans le cas d'un massif semi-infini, ces équations permettent d'introduire les contraintes résiduelles désirées dans un modèle éléments finis. Pour cela, le massif est partitionné en couches comportant chacune un matériau différent par leur coefficient de dilatation. La génération des couches et la création des matériaux sont automatisées par un script Python.

La simulation se déroule alors en trois étapes :

- tous les degrés de liberté des noeuds du massif semi-infini sont bloqués et une température arbitraire est imposée (100°C) ;
- les conditions aux limites du problème sont imposées ;
- la température est abaissée à la température de référence des coefficients de dilatation (0°C).

Application aux tôles d'épaisseur 2 mm

Dans le cadre de cette étude, le matériau n'existe pas sous une forme pouvant se rapprocher d'un massif semi-infini. La tôle d'épaisseur 2 mm grenaillée des deux côtés ne peut être considérée comme un massif semi-infini car les contraintes à cœur ne sont plus nulles. L'équilibrage des contraintes de compression en surface conduit à des contraintes de traction à cœur. Cependant, ces contraintes sont différentes des contraintes résiduelles de surface car elles ne sont pas générées par des hétérogénéités de déformations plastiques mais par le rééquilibrage du profil. En effet, bien que techniquement possible, il serait faux d'introduire des déformations plastiques à cœur pour générer ces contraintes résiduelles de traction car celles-ci n'existent pas dans le matériau grenaillé. Le grenaillage ne déforme pas plastiquement le cœur de l'éprouvette.

Dans le cadre de l'étude, les profils de contraintes disponibles ont été déterminés sur tôle mince de 2 mm. Les contraintes de traction à cœur sont donc partiellement déterminées. L'objectif est donc de calculer le profil des contraintes résiduelles sur MSI à partir du profil de contraintes sur la tôle mince de 2 mm. Pour cela, le profil étant symétrique dans la profondeur, seule une moitié de l'éprouvette est modélisée.

Le profil des déformations plastiques introduit par le grenaillage est supposé identique que l'on soit dans le cas d'un MSI ou d'une tôle mince (notée TM). On a donc l'égalité suivante quel que soit z entre 0 et 1 mm :

$$\varepsilon_{11}^{p,MSI}(z) = \varepsilon_{11}^{p,TM} = \varepsilon_{11}^p(z) \quad (3.6)$$

Dans un MSI, la déformation plastique vaut :

$$\varepsilon_{11}^p(z) = \frac{\nu - 1}{E} \sigma_{11}^{MSI}(z) \quad (3.7)$$

Dans le cas d'une plaque mince, l'intégration des équations d'équilibre donne une relation légèrement différente étant donné que les contraintes résiduelles ne sont pas nulles loin de la surface, on a donc :

$$\varepsilon_{11}^p(z) = \frac{\nu - 1}{E} \sigma_{11}^{TM}(z) + \frac{1}{h} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \varepsilon_{11}^p(p) dp \quad (3.8)$$

Grâce aux deux précédentes équations, on a alors l'équation suivante :

$$\sigma_{11}^{MSI}(z) = \sigma_{11}^{TM}(z) + \frac{E}{h(\nu - 1)} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \varepsilon_{11}^p(p) dp \quad (3.9)$$

Cette équation peut également s'écrire sous la forme suivante :

$$\sigma_{11}^{MSI}(z) = \sigma_{11}^{TM}(z) + \frac{1}{h} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \sigma_{11}^{MSI}(p) dp \quad (3.10)$$

Les deux profils de contraintes résiduelles (TM et MSI) sont donc reliés par une équation différentielle. Bien qu'il puisse paraître surprenant d'intégrer un profil massif semi-infini dans un intervalle fini, c'est ici nécessaire puisque le profil MSI nécessaire est celui qui existerait dans les mêmes conditions de grenaillage sur le premier millimètre d'épaisseur dans un massif épais. L'équation 3.10 est résolue sous Excel grâce aux algorithmes d'optimisation disponible dans l'option Solver. Ici, c'est le GRG (*Generalized Reduced*

Gradient) non linéaire qui est utilisé. Les profils plaques minces n'étant déterminés que jusqu'à $400\ \mu m$ de profondeur, la contrainte résiduelle de traction à coeur nécessaire à l'équilibrage du profil est également déterminée. Les profils ainsi obtenus sont présentés en figure 3.28. C'est ce profil MSI qui est introduit dans la simulation éléments finis ; le profil de contraintes résiduelles est interpolé pour correspondre aux profondeurs de la partition de la simulation.

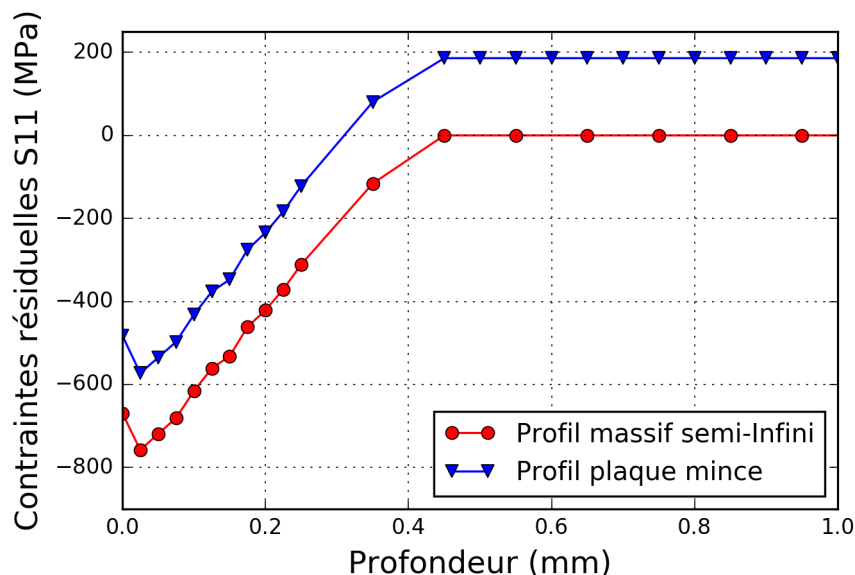


FIGURE 3.28 – Profils de contraintes résiduelles de la tôle mince (TM) extrapolé à coeur et le profil MSI déduit

3.2.2 Simulation de la relaxation avec différents états et comportement d'écrouissage

3.2.2.1 Présentation du modèle 2D et de l'introduction de l'écrouissage

Dans le but d'effectuer plusieurs cycles en un temps réduit, une géométrie 2D a été choisie pour la modélisation de l'éprouvette de fatigue. Ce choix est d'autant plus important dans le cas de l'utilisation d'une subroutine comme dans la section 3. Le modèle est représenté en figure 3.29. Seule la tranche surlignée en rouge vu du dessus sur l'image du haut est modélisée. L'hypothèse 2D choisie pour la section est la déformation plane généralisée. En effet, contrairement à la déformation plane, les déformations hors plan ne sont pas considérées nulles mais égales à celles dans le plan. L'évolution de la largeur de l'éprouvette n'est pas prise en compte. Ceci permet, dans le cas de la génération des contraintes résiduelles, d'avoir une bonne reproductibilité dans la direction hors-plan (direction 2). La tranche simulée a une longueur de 20 mm et une épaisseur de 2 mm. Sur la figure 3.29, la partition en couches de l'épaisseur, nécessaire à la génération des contraintes par la méthode thermique fictive, est représentée. Elle est composée de trois zones et 35 couches réparties de la façon suivante :

- 10 partitions de $25\ \mu m$ entre 0 et $250\ \mu m$,

- 15 partitions de $100\ \mu\text{m}$ entre 250 et $1750\ \mu\text{m}$,
- 10 partitions de $25\ \mu\text{m}$ entre 1750 et $2000\ \mu\text{m}$,

Chaque couche est affectée d'un matériau qui lui est propre différent par son tenseur des coefficients de dilatation et sa limite d'élasticité. Le maillage est composé d'éléments CPE4GT permettant les calculs thermiques ainsi que les déformations planes généralisées. Il est composé de 7000 éléments dont les plus petits, présents dans les couches proches de la surface, ont une épaisseur de $25\ \mu\text{m}$.

Pour effectuer les flexions cycliques, deux conditions aux limites sont imposées. Le bord droit de la section possède une symétrie de plan (2,3). C'est sur ce bord que les profils de données (Contraintes, déformations, etc.) sont extraites. L'autre bord est contraint à un point de référence situé au milieu de l'arête. Les flexions sont effectuées en imposant une rotation UR2 à ce point de référence avec un rapport de charge $R=-1$. Le modèle est calibré en suivant un comportement purement élastique.

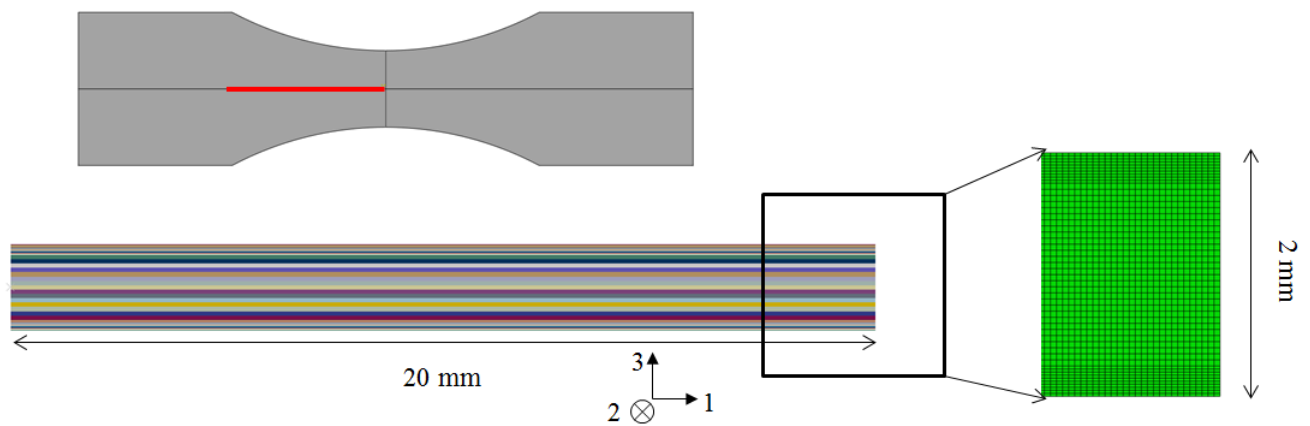


FIGURE 3.29 – Modèle 2D représentant une tranche de l'éprouvette complète avec la partition et le maillage

Expérimentalement, les déformations plastiques générées dans le matériau par le grenaillage sont bien plus grandes que les déformations plastiques incompatibles nécessaires pour introduire les contraintes résiduelles par la méthode thermique fictive. Pour bien étudier la relaxation avec le gradient d'écrouissage, il est donc nécessaire d'introduire l'écrouissage induit par le grenaillage. Plusieurs approches sont possibles.

D'abord, l'écrouissage peut être déduit par la modélisation du procédé de grenaillage. Ces simulations ont été effectuées sur le même matériau avec les mêmes paramètres de grenaillage dans le cadre de la thèse du projet CONDOR de [Guiheux, 2016]. Les valeurs de déformations plastiques atteintes sont supérieures à 40 % dans la couche grenaillée. Cependant, ces valeurs sont déterminées sur un massif semi-infini et il n'est pas garanti que les conditions limites d'une tôle mince garantissent les mêmes valeurs d'écrouissages après grenaillage. La deuxième approche possible est expérimentale (utilisé par [Morançais, 2016] par exemple). La méthode consiste à étudier l'évolution d'une grandeur physique dépendante de l'écrouissage : largeur de pics de diffraction, dureté, KAM. Différentes éprouvettes

sont déformées en traction de manière contrôlée jusqu'à la déformation plastique désirée. Cette déformation plastique est ensuite reliée à la grandeur physique choisie. En mesurant cette grandeur sur le matériau grenailé, il est alors possible d'évaluer l'écrouissage dans la couche grenailée. Le défaut de cette méthode est l'assimilation du grenailage à un essai mécanique monotone uniaxial, or celui-ci est plus proche d'un essai cyclique dû à la répétition des impacts dans une zone donnée et dynamique à cause de la vitesse d'impact des billes sur le massif. De plus la distribution des déformations est différente, il est peu probable que le trajet des déformations dues au grenailage soit uniaxial.

Dans le cas de l'étude de la relaxation macroscopique, un modèle d'intégration de l'écrouissage linéaire est choisi. Pour prendre en compte le durcissement lié à l'écrouissage, un gradient de limites d'élasticité a été introduit grâce aux partitions créées pour l'insertion des contraintes résiduelles. Il a été pris en compte pour le calcul de K (équation C.21) dans la détermination des coefficients de dilatation fictifs pour la génération des contraintes. La limite d'élasticité est déduite de la courbe de traction uniaxiale en choisissant une valeur de déformation plastique et un écrouissage cinématique ou isotrope linéaire. La largeur des pics de diffraction est liée au profil d'écrouissage : la forme du profil de déformation plastique a donc été identifiée sur celle des largeurs de pics, c'est-à-dire une exponentielle décroissante proche de 0 à partir de $400\ \mu m$ de profondeur. La valeur de l'écrouissage à la surface est une variable de l'étude qui doit être déterminée. Pour cela, plusieurs valeurs ont été testées. Une valeur de 20% est choisie. En effet, on sait que l'écrouissage induit par le grenailage est très important. Cependant, au delà de cette valeur, l'hypothèse d'écrouissage linéaire serait fautive et on se rapprocherait de l'allongement maximum en ne considérant que la traction. Il faudrait se référer aux limites d'élasticités cycliques non disponibles dans cette étude. Le profil de limite d'élasticité introduit est représenté en figure 3.30 avec les déformations plastiques correspondantes.

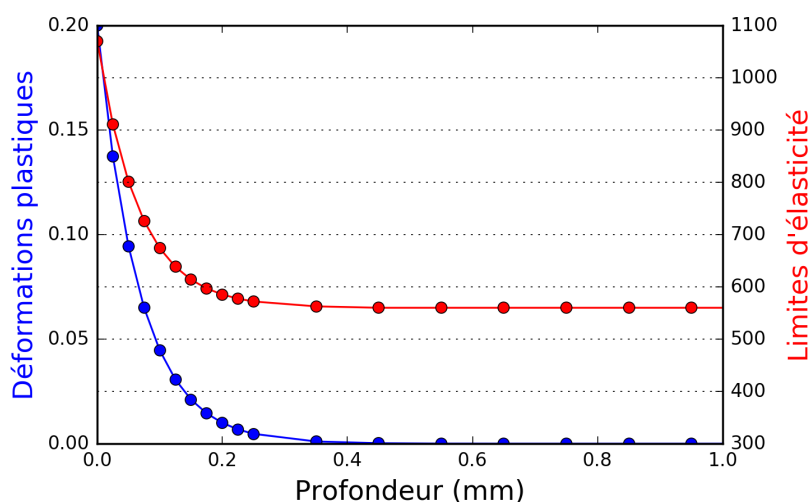


FIGURE 3.30 – Profils de limite de déformation plastique et de limites d'élasticité déduite

Les modèles de comportement élastoplastiques étudiés utilisent les écrouissages cinématique et isotrope linéaires. Le comportement est implémenté dans Abaqus de manière tabulée pour les deux lois. Ces comportements élastoplastiques à écrouissage cinématique et isotrope linéaires sont identifiés sur la courbe expérimentale de traction. Le critère de

plasticité est :

$$J(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - \sigma_y - R = 0 \quad (3.11)$$

où $\underline{\underline{X}}$ est le tenseur des variables d'écrouissage cinématique et R , l'écrouissage isotrope.

Les écrouissages isotrope et cinématique linéaires s'écrivent respectivement :

$$R = k_1 \varepsilon_{eq}^p \quad (3.12)$$

$$d\underline{\underline{X}} = k_2 d\underline{\underline{\varepsilon}}^p \quad (3.13)$$

Suivant l'écrouissage étudié, les coefficients k_1 ou k_2 sont pris nuls. Dans les deux cas d'écrouissage, isotrope ou cinématique linéaires, on prend $k_1 = k_2$.

3.2.2.2 Influence du type d'écrouissage

Dans un premier temps, l'influence du type d'écrouissage a été étudiée sur 4 cycles. Les écrouissages cinématique et isotrope linéaires ont été comparés. Les contraintes résiduelles sont comparées aux données expérimentales sur 1 000 cycles. C'est le cas qui se rapproche le plus du cas de la relaxation cyclique. La figure 3.31 montre la relaxation des contraintes résiduelles dans la direction 1 dans différents cas de chargement et d'écrouissage pour le grenaillage G1, ainsi que l'état initial de contraintes résiduelles générées dans l'éprouvette par la méthode décrite précédemment, et l'état de contraintes résiduelles après 1 000 cycles déterminées expérimentalement. Dans les trois cas, on observe deux zones au comportement différent. En surface, i.e. dans la première couche, les contraintes résiduelles ne semblent pas se relaxer mais au contraire augmenter légèrement. Ceci peut s'expliquer par l'absence de prise en compte des effets d'extrême surface tels que les concentrateurs de contrainte dus à la rugosité. En sous couche, entre 50 et 200 μm , la relaxation est bien reproduite. Elle est légèrement sous-estimée dans le cas à 650 MPa, cas où l'accommodation est la plus probable. Dans le cas à 600 MPa la superposition de la simulation à l'expérimental est bonne. Enfin, dans le chargement à 585 MPa, la relaxation en sous-couche est légèrement surestimée. Sur les profils de contraintes résiduelles dans la direction 1 de sollicitation, la relaxation est légèrement plus importante avec un écrouissage cinématique que isotrope. Ce résultat semble logique du fait que l'écrouissage cinématique engendre une translation de la surface de charge dans le matériau. On notera que, plus en profondeur, l'évolution des contraintes résiduelles de traction est due à un rééquilibrage.

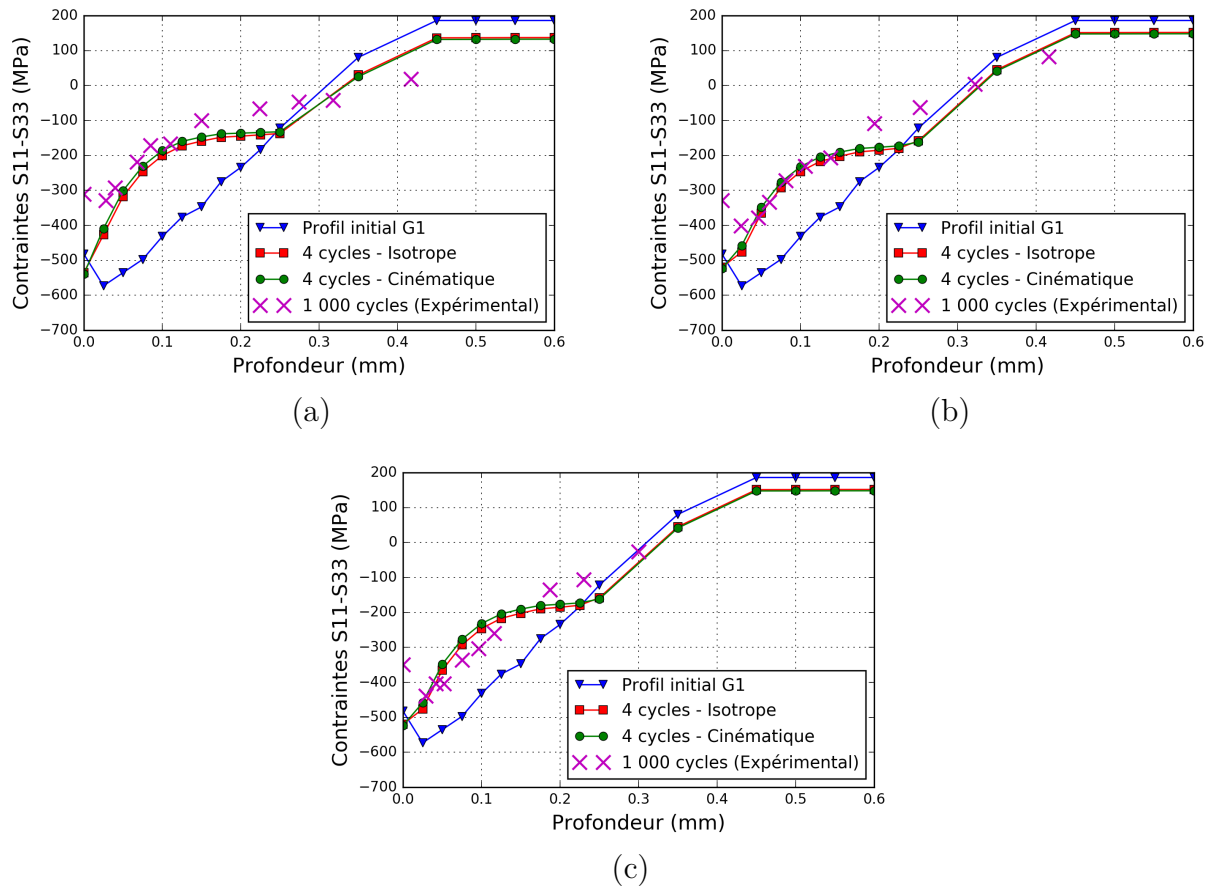


FIGURE 3.31 – Evolution des contraintes résiduelles macroscopiques S_{11} suivant le type d'érouissage après 4 cycles à différents chargements dans la direction 1 : 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 585 MPa (c)

La figure 3.32 montre l'évolution de la contrainte dans la direction 2. Celle-ci n'est pas comparée à la contrainte expérimentale car la génération des contraintes résiduelles par la méthode thermique fictive n'est pas faite de façon anisotrope mais orthotrope ($S_{11}=S_{22}$). Le cas présenté est celui à 600 MPa mais les deux autres cas sont similaires. Il est cependant intéressant de noter que la contrainte résiduelle évolue très peu dans la direction 2. Expérimentalement, cette dernière évolue plus significativement.

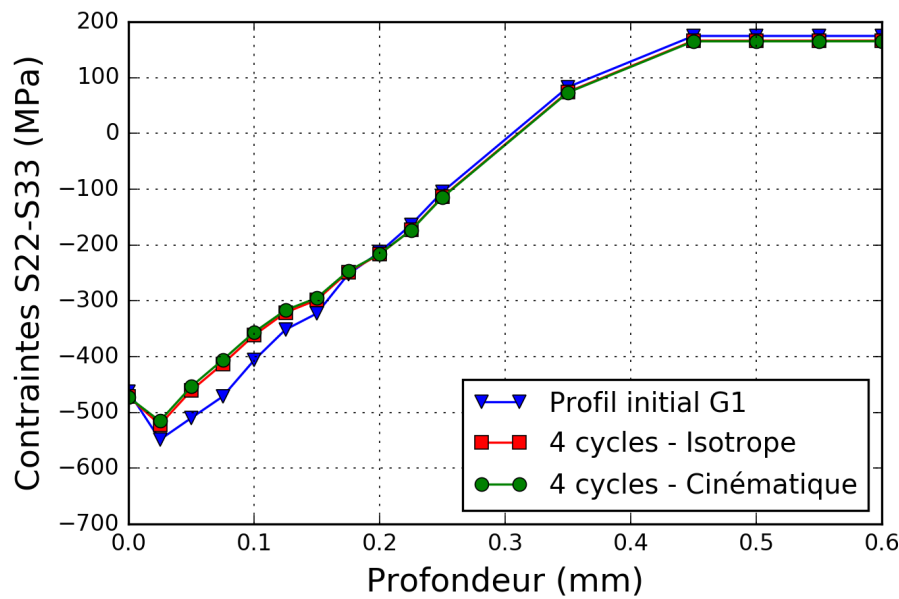


FIGURE 3.32 – Évolution du profil de contraintes macroscopiques dans le cas à 600 MPa dans la direction 2

Pour rendre compte du caractère multiaxial du chargement sur pièces grenaillées, il est intéressant de regarder les trajets de chargement. La figure 3.33 représente le trajet de chargement dans l'espace (S11,S22). Les points de chargement initial et final sont également tracés ainsi que la surface d'écrouissage de Von Mises correspondant à l'écrouissage introduit. Le cas traité ici est celui à 600 MPa de chargement de flexion à deux profondeurs distinctes : 0 et 100 μm . Ces graphes permettent de mieux comprendre ce qu'il se passe aux différentes profondeurs de la couche grenaillée. En surface, l'écrouissage initial étant important, aucune plastification n'est observée. Ceci explique l'absence de relaxation constatée en surface. Cependant, la superposition des points final et initial n'a pas lieu. Ceci peut être dû à un rééquilibrage des contraintes dans la tôle d'épaisseur 2 mm. En sous-couche (100 micromètres), la surface de charge est atteinte lors du premier cycle de chargement, une plastification de cette couche a alors lieu. La relaxation est donc plus probable à cette profondeur. On identifie une relaxation dans la direction 1 d'environ 200 MPa et dans la direction 2 de 50 MPa.

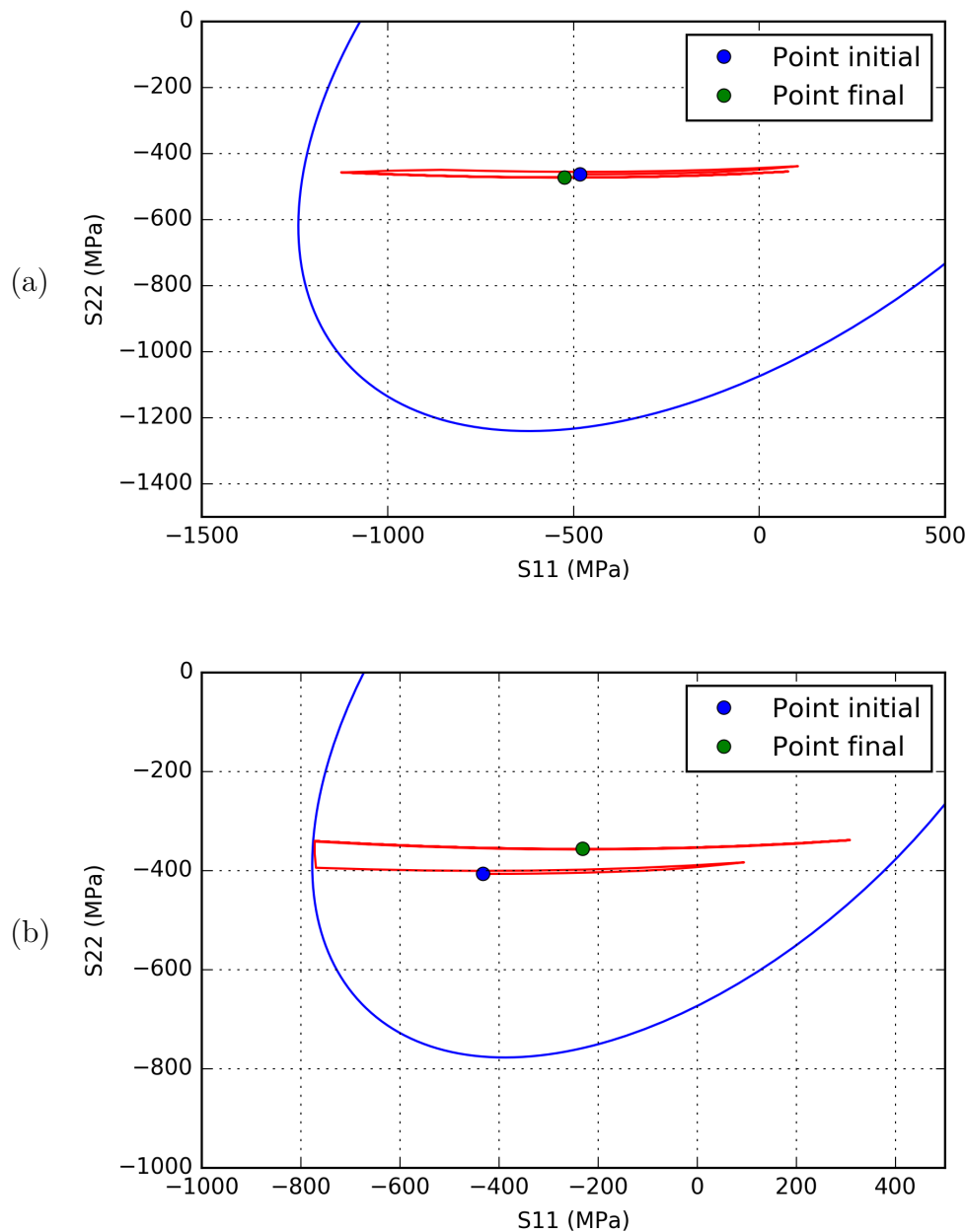


FIGURE 3.33 – Trajet de chargement durant 4 cycles à 600 MPa en surface ($\sigma_y=1080$ MPa)(a) et à $100 \mu m$ ($\sigma_y=680$ MPa) (b) de profondeur

Pour mieux comprendre la plastification au cours des cycles de relaxation, trois variables de plasticité sont étudiées. Les résultats présentés sont ceux du chargement de flexion à 600 MPa. La première, PE11, correspond à la déformation plastique dans la direction 1. PEMAG est défini comme l'amplitude de la déformation plastique ; il est donné par un équivalent de type Von Mises par la relation suivante :

$$PEMAG = \sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon^p : \varepsilon^p} \quad (3.14)$$

PEEQ est un équivalent de déformation plastique cumulé. Il correspond à la déformation plastique cumulée et est défini dans Abaqus par la relation suivante :

$$PEEQ = \varepsilon_{t=0}^p + \int_0^t \dot{\varepsilon}_{eq}^p dt \quad (3.15)$$

$\varepsilon_{t=0}^p$ représente la déformation plastique incompatible générée par la méthode thermique fictive dans le cas présent.

La figure 3.34 présente l'évolution de ces différentes grandeurs de la plasticité avant cyclage et après 4 cycles. Les deux types d'écrouissage linéaires sont représentés. On remarque d'abord, que la plasticité est bien nulle à coeur et que les contraintes résiduelles générées sont bien dues au rééquilibrage du profil. Ensuite, la différence de comportement entre la surface et le coeur est visible avec ces valeurs. Pour les trois grandeurs, aucune évolution de la plasticité n'est à noter entre l'étape de génération des contraintes et la fin de l'essai. L'évolution des contraintes observées en surface est donc due à un rééquilibrage des contraintes au cours de l'essai. La distribution linéaire du chargement de flexion ne semble pas faire évoluer cette forme dans les 250 premiers micromètres. A partir de cette profondeur, plus aucune plasticité additionnelle n'est observée. On remarquera également que l'amplitude des déformations plastiques est plus faible à la fin de la simulation. La déformation plastique cumulée n'évolue que dans les 250 premiers micromètres également. L'évolution de la plasticité cumulée est faible par rapport à la plasticité introduite pour la génération des contraintes (0,1% de plasticité équivalente supplémentaire). La différence entre l'écrouissage isotrope et cinématique est peu perceptible.

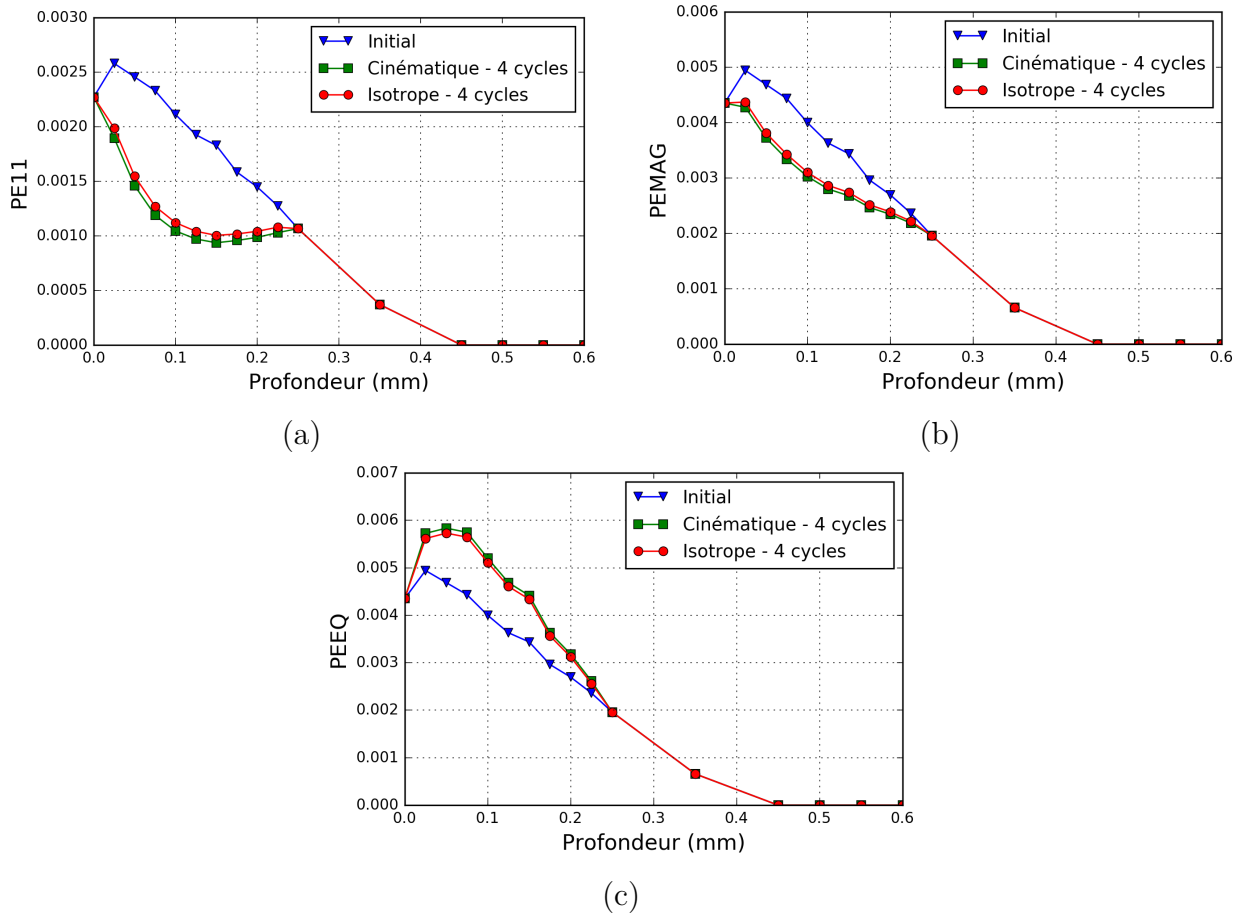


FIGURE 3.34 – Evolution de la plasticité après un essai de flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement en surface

Enfin des simulations à plus grands nombres de cycles ont été réalisées. Ici, le cas de la flexion à 600 MPa de chargement sur 100 cycles est présenté. Dans un premier temps, sur la figure 3.35, la relaxation après 100 cycles est comparée pour les deux écrouissages. Cependant malgré les 100 cycles, il y a peu de différence entre les deux écrouissages. La relaxation avec l'écrouissage cinématique reste un peu plus importante de quelques MPa. Sur la figure 3.36, le cas cinématique est comparé à l'essai sur 4 cycles. Il est intéressant de noter que les contraintes résiduelles en surface continuent d'augmenter sans évolution en sous-couche et à coeur. A partir de 200 μm , le résultat de simulation s'écarte légèrement de la valeur expérimentale. La figure 3.37 montre qu'entre 4 et 100 cycles, la déformation plastique cumulée augmente légèrement en surface et également à coeur. La simulation ne semble pas non plus montrer un cycle stabilisé à 4 cycles.

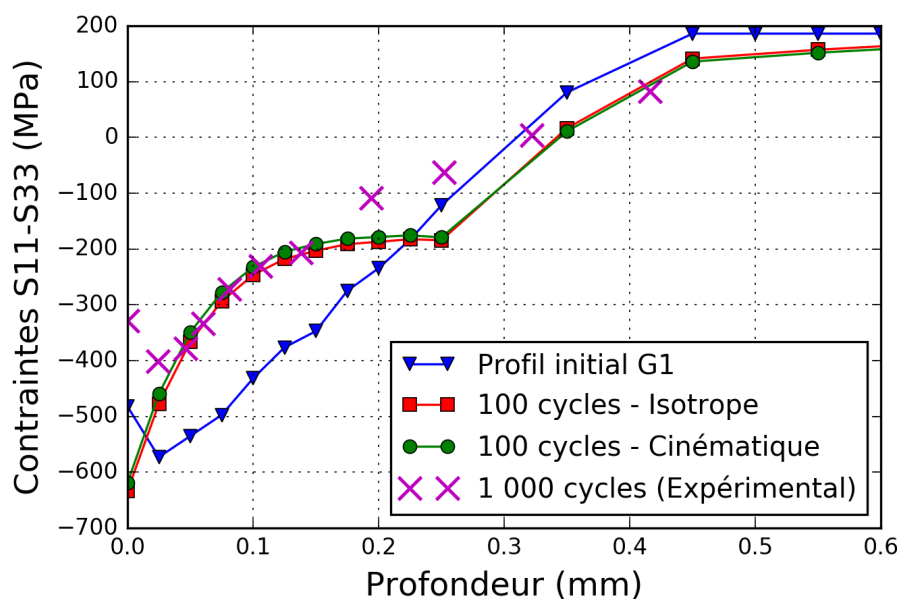


FIGURE 3.35 – Contraintes résiduelles pour les deux types écrouissages après 100 cycles de flexion à un chargement de 600 MPa

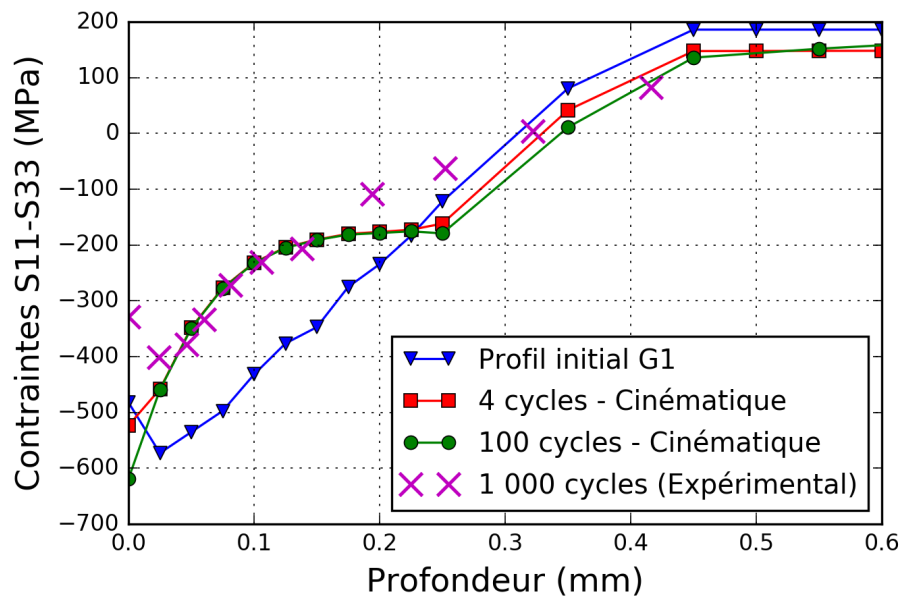


FIGURE 3.36 – Comparaison des contraintes après 4 et 100 cycles de flexion à un chargement de 600 MPa avec un écrouissage cinématique

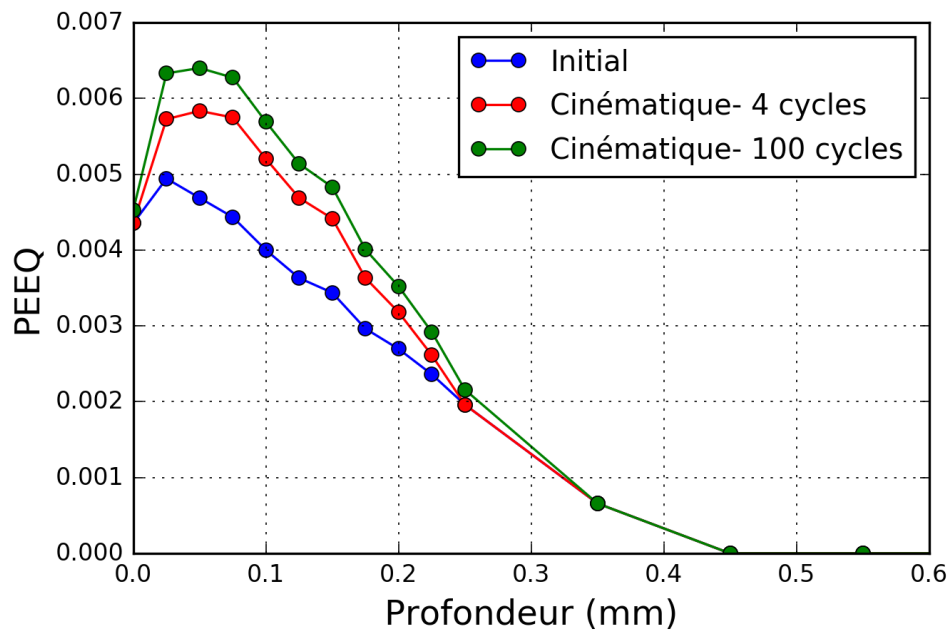


FIGURE 3.37 – Évolution de la déformation plastique cumulée après 4 et 100 cycles dans le cas d'une flexion à 600 MPa avec un écrouissage cinématique linéaire

3.2.2.3 Influence de la valeur d'écrouissage initial

Dans un second temps, l'influence de la valeur d'écrouissage initiale a été étudiée en considérant un écrouissage cinématique linéaire uniquement. Comme précisé en introduc-

tion de cette partie, il est difficile d'insérer un écrouissage supérieur à 20 % en surface. Aussi des valeurs de 10% et 15 % ont été introduites en surface avec une décroissance exponentielle et comparées au cas à 20 % présenté précédemment.

La figure 3.38 montre l'évolution du profil de contraintes résiduelles pour les trois valeurs d'écrouissage initiales après 4 cycles. Pour le cas à 10%, la valeur expérimentale à 1 000 cycles est bien prédite. A 15%, la contrainte en surface est stable, elle n'augmente pas comme dans le cas à 20%. Pourtant, l'évolution des contraintes résiduelles est trop importante en sous surface. La relaxation des contraintes est surestimée. De plus, on observe que dans les 3 cas, les contraintes résiduelles prennent une forme logarithmique, ce qui n'est pas non plus représentatif de la réalité.

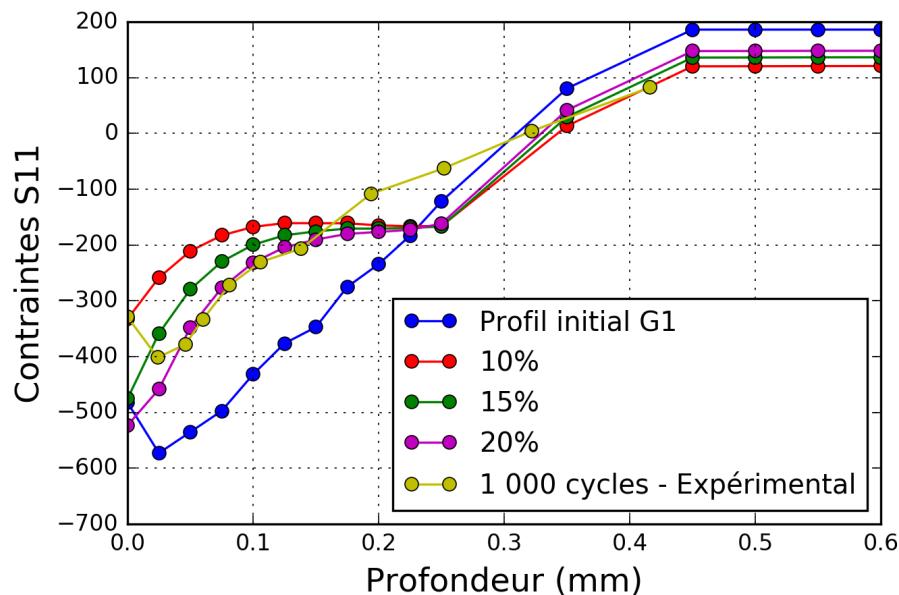


FIGURE 3.38 – Évolution du profil de contraintes résiduelles après 4 cycles à 600 MPa pour différentes valeurs de l'écrouissage initial - cas de l'écrouissage cinématique

La figure 3.39 représente l'évolution des grandeurs plastiques pour les trois valeurs de déformations plastiques initiales. Contrairement aux cas à 20 % d'écrouissage, on remarque que la plasticité cumulée, PEEQ, augmente en surface pour les cas à 10 et 15 %. De manière générale, la plasticité cumulée est plus importante quand l'écrouissage diminue. Ceci induit, finalement, une déformation plastique moindre à l'issue de l'essai (PE et PEMAG). L'évolution des contraintes résiduelles en surface dans ces deux cas semble due à un mécanisme de plasticité et non de rééquilibrage contrairement au cas à 20%.

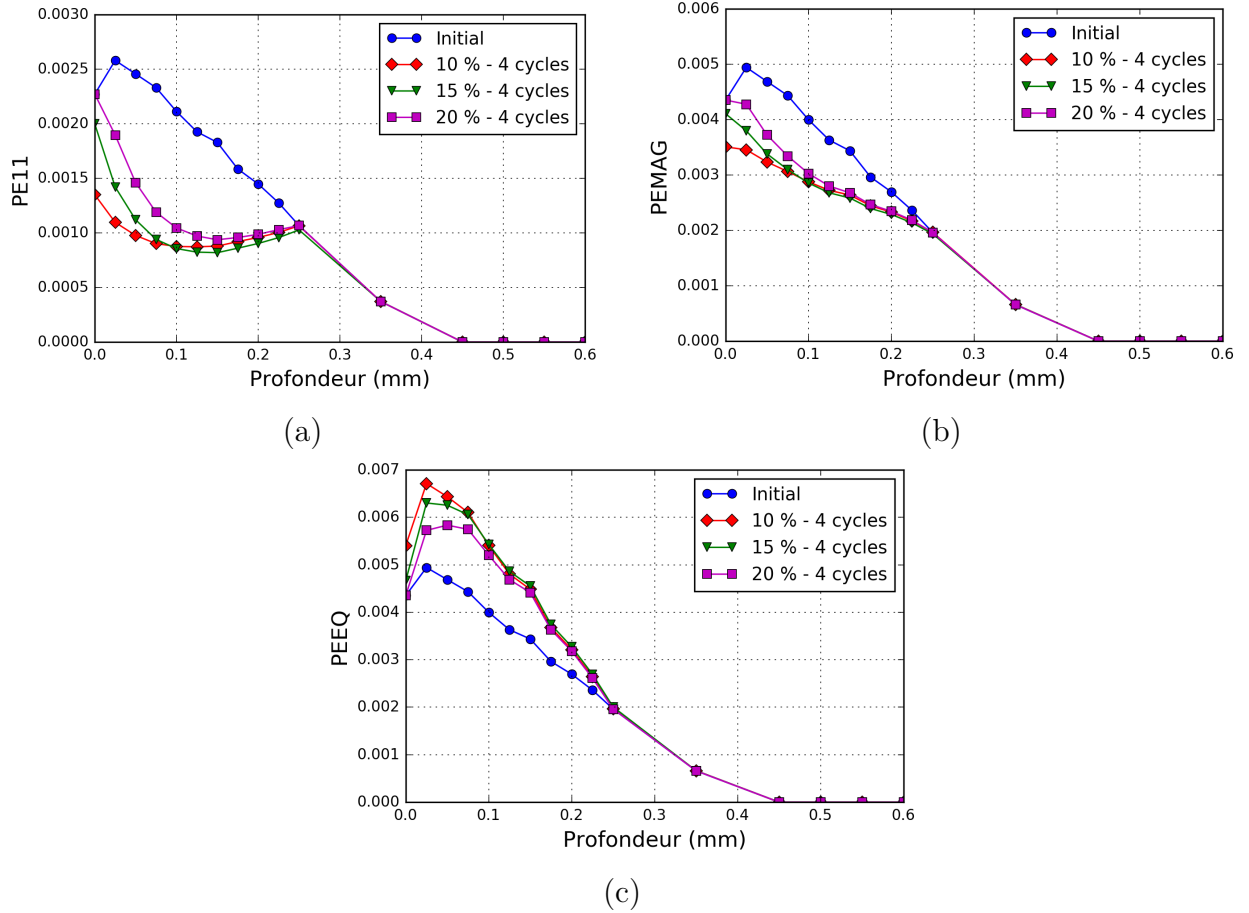


FIGURE 3.39 – Evolution de la plasticité dans les cas d’une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement en surface

Finalement, la valeur de 20% d’écrouissage semble être une valeur plus proche de la réalité et sera la valeur adoptée dans les simulations par phases. De manière plus générale, ce type de simulation permet d’anticiper correctement la relaxation des contraintes résiduelles dans les premiers cycles de vie d’une éprouvette. Cependant, la surface semble avoir un comportement mécanique légèrement différent du reste de la couche grenaillée. Ceci est également observé d’un point de vue expérimental bien que l’effet soit moins marqué. Un facteur de concentration de contraintes dû à la rugosité pourrait peut-être permettre de mieux prévoir la relaxation en surface. Enfin, si on prédit bien la relaxation dans les premiers cycles, le résultat est assez éloigné du profil de contraintes résiduelles à $\frac{N_f}{2}$ cycles.

3.3 Prévisions de l’état stabilisé à l’échelle des phases

Dans cette partie, la relaxation des contraintes résiduelles va être décrite par phase. Dans la partie expérimentale, les contraintes résiduelles ont été déterminées dans deux constituants mécaniques : la phase austénitique (CFC) et les constituants ferritiques (CC ou proches en DRX). Un modèle à transition d’échelle mésoscopique ou par phases à transformation de phase est utilisé. Il a d’abord été développé pour l’emboutissage de tôles d’acier TRIP780 ([Kubler et al., 2004]) puis repris dans le cadre de la thèse de

[Guiheux, 2016] sur la simulation du procédé de grenailage. Dans un premier temps, le modèle est présenté d'un point de vue mécanique. D'un point de vue éléments finis, le modèle existe déjà formulé en explicite, il a été ici formulé en implicite. En effet, dans le cas de la relaxation, un modèle implicite est plus stable et mieux adapté aux problèmes quasi-statiques.

Ensuite, le modèle est validé avec les paramètres utilisés dans la thèse de [Guiheux, 2016] puis la méthodologie d'introduction des contraintes est adaptée pour générer les contraintes résiduelles par phases. Enfin, des flexions cycliques sont imposées numériquement à l'éprouvette.

3.3.1 Présentation du modèle de comportement par phase à champs moyens implémenté en implicite

Le modèle développé par [Kubler et al., 2004] pour décrire le comportement des aciers TRIP est un modèle "semi-phénoménologique" ou "semi-physique". Il consiste à étudier le comportement global d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) au cours d'un chargement thermomécanique. Le VER, dans le cas d'un acier multiphasé, est un agrégat de plusieurs constituants mécaniques. Dans notre cas, les phases représentées dans le VER sont les suivantes :

- la ferrite de volume V^F et de fraction volumique $F^F = \frac{V^F}{V}$,
- la bainite de volume V^B et de fraction volumique $F^B = \frac{V^B}{V}$,
- la martensite de volume V^M formée dans l'austénite résiduelle et de fraction volumique $f = \frac{V^M}{V^A}$,
- l'austénite instable de volume V^A pouvant se transformer en martensite sous chargement thermomécanique, de fraction F^A .

où V est le volume total.

Dans le cas du VER à quatre phases, son comportement macroscopique peut être décrit par superposition des comportements de chacune des phases et avec le terme de déformation de transformation, le taux de déformation s'écrit alors :

$$\underline{\dot{\underline{E}}} = F^A((1-f)(\underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{epA} + \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{thA}) + f(\underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{epM} + \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{thM}) + \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^T) + F^F(\underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{epF} + \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{thF}) + F^B(\underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{epB} + \underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{thB}) \quad (3.16)$$

Le taux de déformation de transformation est exprimée en fonction de la Déformation de Transformation Moyenne Instantanée ou DTMI introduite par [Kubler et al., 2004] de la façon suivante :

$$\underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^T = \dot{f} \underline{\dot{\underline{\xi}}}^T \quad (3.17)$$

où $\underline{\dot{\underline{\xi}}}^T$ est la DTMI. Le comportement thermique de chacune des phases est isotrope et est décrit en fonction du tenseur des coefficients de dilatation thermique α_{th} , de l'évolution de la température $\dot{T}$ et du symbole de Kronecker :

$$\underline{\dot{\underline{\varepsilon}}}^{th} = \alpha_{th} \dot{T} \quad (3.18)$$

Le comportement global peut s'écrire sous la forme :

$$\underline{\dot{E}} = F^A((1-f)(\underline{\dot{\epsilon}}^{epA} + \underline{\dot{\epsilon}}^{thA} + \frac{\dot{f}}{1-f}\bar{\xi}^T) + f(\underline{\dot{\epsilon}}^{epM} + \underline{\dot{\epsilon}}^{thM})) + F^F(\underline{\dot{\epsilon}}^{epF} + \underline{\dot{\epsilon}}^{thF}) + F^B(\underline{\dot{\epsilon}}^{epB} + \underline{\dot{\epsilon}}^{thB}) \quad (3.19)$$

La figure 3.3.1 montre le cheminement numérique effectué par la modélisation à transition d'échelle à chaque incrément de déformation macroscopique.

Dans un premier temps, la subroutine va localiser les taux de déformation. Plus précisément, à chaque incrément de déformation macroscopique le modèle calcule le taux de déformation associé dans chaque phase dans la VUMAT. Le modèle est implémenté en isodéformation (hypothèse de Taylor Lin) : les incréments de déformation macroscopique et par phase sont identique.

Dans un second temps, l'incrément de contrainte est calculé dans chaque phase à partir des taux de déformation par une loi de comportement thermo-élastoplastique décrite dans la partie suivante.

Enfin, les contraintes sont homogénéisées pour calculer l'incrément de contrainte global et ainsi en déduire le comportement globale du VER. Dans le cadre de l'étude, les contraintes résiduelles ont été déterminées dans les constituants ferritiques et dans l'austénite. Le modèle est donc adapté pour prendre en compte uniquement deux phases. Pour un matériau biphasé austénite/martensite, l'incrément de contrainte globale est alors calculé de la façon suivante :

$$\dot{\Sigma}_{ij} = (1-f)\dot{\sigma}_{ij}^A + f\dot{\sigma}_{ij}^M + \dot{f}(\sigma_{ij}^M - \sigma_{ij}^A) \quad (3.20)$$

Le dernier terme est déduit de la discontinuité des contraintes entre les phases austénitique et martensitique.

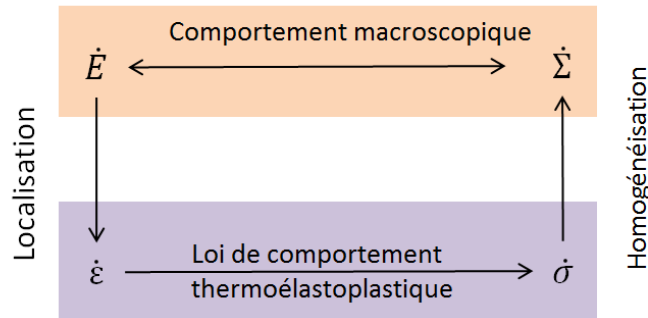


FIGURE 3.40 – Représentation schématique du calcul de la contrainte macroscopique avec la localisation et l'homogénéisation

3.3.1.1 Déformation de transformation instantanée (DTMI)

La Déformation de Transformation Moyenne Instantanée ou DTMI est un concept permettant de décrire la transformation de la martensite par une approche à champs moyens. La DTMI tient compte de la contribution de chacune des 24 variantes de la

martensite, c'est-à-dire des 24 orientations possibles. Cette DTMI rend compte de la déformation de Bain et d'une partie de l'effet Greenwood-Johnson i.e de l'accommodation de la phase austénitique. Son expression est la suivante :

$$\underline{\underline{\xi}}^T = \frac{\sum_{i=1}^{24} \underline{\underline{\varepsilon}}^T \underline{\underline{f}}^i}{\underline{\underline{f}}} \quad (3.21)$$

Expérimentalement, il a été montré que la transformation martensitique est régie par la déformation plastique dans la phase-mère et à la contrainte de la phase austénitique. On a donc les dépendances suivantes de la DTMI :

$$\underline{\underline{\xi}}^T = f(\underline{\underline{\sigma}}_A, \underline{\underline{\varepsilon}}^{pA}) \quad (3.22)$$

Dans le cas de ce modèle, seule la contrainte interne localisée dans l'austénite est prise en compte. C'est cette contrainte qui va sélectionner l'orientation privilégiée des variantes de martensite : c'est l'effet Magee. Avec cette hypothèse, la DTMI peut être scindée en une partie déviatorique et une partie sphérique :

$$\underline{\underline{\xi}}_{ij}^T = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{ij} + e_{ij}^T \quad (3.23)$$

La variation de volume est ici indépendante du taux de contrainte appliquée et est donc une donnée matériau. La déformation de transformation est fortement déviatorique. Les auteurs, [Leblond et al., 1989] [Sun and Pugh, 2002], proposent donc une formulation de la déformation de transformation dépendante du déviateur des contraintes. [Kubler et al., 2004] en effectuant un développement du second ordre propose l'expression suivante pour la déformation de transformation :

$$e_{ij}^T = (D_{ijkl}^1 + \frac{1}{2} D_{ijklmn}^2 S_{mn}^A) S_{kl}^A \quad (3.24)$$

Où D^1 et D^2 sont des tenseurs isotropes constants du quatrième et sixième ordre. Finalement l'expression de la DTMI en tenant compte de la variation de volume est la suivante :

$$\underline{\underline{\xi}}_{ij}^T = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{ij} + (D_{ijkl}^1 + \frac{1}{2} D_{ijklmn}^2 S_{mn}^A) S_{kl}^A \quad (3.25)$$

3.3.1.2 Comportement élastoplastique

Le comportement de chaque phase est décrit par une loi de comportement élastoplastique. Sous l'hypothèse d'un comportement isotrope de chaque phase, l'écoulement plastique de chaque phase est calculé à partir du critère d'écoulement plastique de Von Mises avec un formalisme de type matériaux standards généralisés. La surface de charge est donc décrite par la fonction de charge suivante :

$$F = \sigma_{eq} - \sigma_y - R \quad (3.26)$$

où σ_{eq} , σ_y et R sont respectivement la contrainte équivalente au sens de Von Mises, la limite d'élasticité et l'écrouissage isotrope.

L'expression de la contrainte équivalente de Von Mises est la suivante :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})} \quad (3.27)$$

où S est le déviateur des contraintes et X la variable d'érouissage cinématique.

Les érouissages isotrope R et cinématique X non linéaires sont respectivement les lois de Voce et Frederik-Armstrong :

$$R = Q_0(1 - e^{-b\varepsilon_{eq}^p}) \quad (3.28)$$

$$dX = \frac{2}{3}C d\varepsilon^p - \gamma X dp \quad (3.29)$$

Les coefficients Q_0 , b , C et γ sont des paramètres matériau. dp est l'incrément de déformation plastique cumulée.

L'application de la règle de normalité donne l'expression de l'incrément de déformation plastique en fonction du multiplicateur plastique $d\lambda$ et de la normale à la surface de charge.

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma} \quad (3.30)$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \frac{(S - X)}{\sigma_{eq}} \quad (3.31)$$

$$d\lambda = d\varepsilon_{eq}^p \quad (3.32)$$

La règle de cohérence est utilisée pour obtenir l'expression du multiplicateur plastique. Le calcul n'est pas détaillé ici :

$$dF = d\sigma_{eq} - dR = 0 \quad (3.33)$$

$$d\lambda = \frac{3\mu(S - X)d\varepsilon}{\sigma_{eq}(3\mu + C + H - \frac{3}{2\sigma_{eq}}\gamma(S - X))} : X = A d\varepsilon \quad (3.34)$$

L'expression de l'incrément de contrainte s'exprime alors de la façon suivante :

$$d\sigma = \frac{C}{3} : (d\varepsilon - d\varepsilon^p) = \frac{C}{3} : (d\varepsilon - \frac{3}{2} \frac{(S - X)}{\sigma_{eq}} A d\varepsilon) \quad (3.35)$$

Finalement, on obtient le module élastoplastique :

$$d\sigma = l^{ep} d\varepsilon \quad (3.36)$$

$$l^{ep} = \frac{C}{3} : (I - \frac{3}{2} \frac{(S - X)}{\sigma_{eq}} A) \quad (3.37)$$

3.3.1.3 Critère de transformation

La transformation martensitique peut être décrite comme un processus thermodynamique irréversible indépendant du temps. Dans ce cadre, la force motrice F_f de la transformation martensitique est comparée à une force critique F_C . La force motrice de transformation martensitique est calculée à partir de la contrainte dans l'austénite, de la déformation de transformation moyenne instantanée décrite précédemment et de la température :

$$F_f = \underline{\underline{\sigma^A \xi^T}} - B(T - T_0) \quad (3.38)$$

où B est une constante et T_0 la température de référence.

Cette force motrice est comparée à une force critique dépendante de la fraction martensitique déjà formée et de la déformation plastique dans l'austénite. En effet, l'extension des domaines de martensite est limitée par les restrictions géométriques imposées par la martensite pré-existante et l'écoulement plastique de l'austénite aide à la transformation martensitique. Son expression est la suivante :

$$F_C = F_{C0} - B(M_s - T_0) - \beta[1 - \exp(-\alpha \varepsilon^{pA,eq})]^n - \kappa \ln(1 - f) \quad (3.39)$$

Dans cette expression, F_{C0} est la force critique devant être atteinte pour qu'il y ait transformation martensitique lors d'un refroidissement sans contrainte. M_s est la température *Martensite Start*, température de début de transformation martensitique. β , α , κ et n sont des constantes matériaux contrôlant la cinétique de transformation.

Quand la force motrice atteint la force critique, la règle de cohérence donne l'égalité suivante :

$$\dot{F}_f = \dot{F}_C \quad (3.40)$$

Il est alors possible, en considérant que la DTMI est constante durant une transformation infinitésimale d'un volume de martensite, de donner une expression de la cinétique de transformation martensitique :

$$df = \frac{1 - f}{\kappa} (d\underline{\underline{\sigma^A \xi^T}} - BdT + \alpha\beta n \cdot \exp(-\alpha \varepsilon^{pA,eq}) [1 - \exp(-\alpha \varepsilon^{pA,eq})]^{n-1} \cdot d\varepsilon^{pA,eq}) \quad (3.41)$$

Cette loi est de type Koistinen [Koistinen and Marburger, 1959] couplée à une loi de type Olson-Cohen [Olson and Cohen, 1975]. Dans le cadre d'un processus indépendant du temps, le critère de transformation de l'austénite est donc défini de la façon suivante :

$$\begin{cases} F_f < F_c, \forall dF_f & \text{alors} & df = 0 \\ F_f = F_c & \text{et} & dF_f < dF_c & \text{alors} & df = 0 \\ F_f = F_c & \text{et} & dF_f = dF_c & \text{alors} & df > 0 \end{cases} \quad (3.42)$$

3.3.1.4 Intégration dans une subroutine UMAT (implicite)

Le premier objectif ici est de retranscrire le modèle existant dans une version implicite. Dans Abaqus, les modèles de loi de comportement implicites sont écrits dans une subroutine appelée UMAT (VUMAT pour les modèles explicites) en langage FORTRAN. Bien que plus stable, le modèle implicite nécessite plus de calculs que les modèles explicites. En effet, pour s'assurer de la convergence à chaque incrément de déformation, le modèle

implicite doit calculer les jacobiens des contraintes macroscopiques et de la température (équations 3.43). Dans le cas du modèle décrit précédemment, ce jacobien prend en compte la transformation de phase austénite/martensite.

$$J_{\Sigma}(E) = \frac{\partial \Delta \Sigma(i, j)}{\partial E(k, l)} \quad \text{et} \quad J_{\Sigma}(T) = \frac{\partial \Delta \Sigma(i, j)}{\partial \Delta T} \quad (3.43)$$

Pour cela, il est nécessaire de reprendre l'expression de l'incrément des contraintes macroscopiques et d'isoler tous les termes dépendants de dE et de dT (respectivement les incréments de déformation et de de température).

$$d\underline{\underline{\Sigma}} = F^A(f\underline{\underline{\sigma}}^M + (1-f)d\underline{\underline{\sigma}}^A + df(\underline{\underline{\sigma}}^M - \underline{\underline{\sigma}}^A)) + F^F d\underline{\underline{\sigma}}^F + F^B \underline{\underline{\sigma}}^B \quad (3.44)$$

Pour chacune des phases ϕ_i , on peut exprimer l'incrément de la contrainte localisée par l'expression suivante :

$$d\underline{\underline{\sigma}}^{\phi_i} = \underline{\underline{l}}^{ep, \phi_i} dE - \underline{\underline{t}}^{\phi_i} dT \quad (3.45)$$

où

$$\underline{\underline{t}}^{\phi_i} = \underline{\underline{\alpha}}^{\phi_i} \underline{\underline{l}}^{ep, \phi_i} \quad (3.46)$$

De même, par l'hypothèse d'isodéformation, on peut écrire l'expression de la déformation plastique localisée dans l'austénite :

$$d\underline{\underline{\varepsilon}}^{p, A} = d\underline{\underline{E}} - \underline{\underline{\alpha}}^A dT \quad (3.47)$$

Avec ces différentes déformations, on peut exprimer la dépendance au temps et à la déformation macroscopique de la cinétique de transformation martensitique qui a l'expression suivante :

$$df = \frac{1-f}{\kappa} (d\underline{\underline{\sigma}}^A : \underline{\underline{\xi}}^T - B dT + \alpha \beta n e^{-\alpha \varepsilon_{eq}^{p, A}} (1 - e^{-\alpha \varepsilon_{eq}^{p, A}})^{n-1} d\varepsilon^{p, A, eq}) \quad (3.48)$$

Avec les quatre équations précédentes, on peut alors isoler les termes dépendant de dE et dT et ainsi obtenir l'expression des deux jacobiens :

$$J_{\Sigma}(E) = F^A(f\underline{\underline{l}}^{ep, M} + (1-f)\underline{\underline{l}}^{ep, A} + (\underline{\underline{\sigma}}^M - \underline{\underline{\sigma}}^A)[\frac{1-f}{\kappa}(C(\varepsilon_{eq}^{p, A}) + \underline{\underline{l}}^{ep, A} \underline{\underline{\xi}}^T)]) + F^F \underline{\underline{l}}^{ep, F} + F^B \underline{\underline{l}}^{ep, B} \quad (3.49)$$

$$J_{\Sigma}(T) = -(F^F \underline{\underline{t}}^F + F^B \underline{\underline{t}}^B + F^A(f\underline{\underline{t}}^M + (1-f)\underline{\underline{t}}^A + (\underline{\underline{\sigma}}^M - \underline{\underline{\sigma}}^A)[\frac{1-f}{\kappa}(-\underline{\underline{\xi}}^T \underline{\underline{t}}^A - B - C(\varepsilon_{eq}^{p, A})\underline{\underline{\alpha}}^A)]) \quad (3.50)$$

où

$$C(\varepsilon_{eq}^{p, A}) = \alpha \beta n e^{-\alpha \varepsilon_{eq}^{p, A}} (1 - e^{-\alpha \varepsilon_{eq}^{p, A}})^{n-1} \quad (3.51)$$

Ces deux équations sont alors implémentées dans la UMAT et permettent d'effectuer le calcul implicites par phase.

3.3.2 Validation du modèle en implicite et introduction de l'état mécanique post-grenaillage

D'un point de vue expérimental, seuls deux constituants mécaniques sont détectés par diffraction des rayons X : l'austénite et les constituants ferritiques. Pour pouvoir utiliser les données expérimentales pour l'introduction des contraintes résiduelles par phases, on ne considère alors que 3 phases :

- deux phases initiales : l'austénite et les constituants ferritiques (comprenant la ferrite, la martensite déjà formée et la bainite),
- la martensite potentiellement formée au cours de l'essai mécanique.

Les paramètres utilisés par le modèle sont ceux identifiés par [Guiheux, 2016] dans sa thèse pour la même nuance d'acier TRIP780 dans le cadre du projet CONDOR. Cependant ce dernier utilise quatre phases initiales (ferrite, bainite, martensite et austénite) dans son modèle. Par une loi de mélange utilisant les fractions de phases, on recalcule les paramètres pour notre phase ferritique globale. Ces nouveaux paramètres sont alors validés par quelques essais numériques sur une maille simple.

La première validation se fait sur une traction simple sur une maille 2D. Celle-ci est encastree dans un coin et bloquée en translation sur une arête dans toutes les directions sauf celle orthogonale à la direction de traction pour permettre la réduction d'épaisseur. On se place en déformation plane. La figure 3.41 montre le résultat de cette simulation. La courbe obtenue est comparée à la courbe expérimentale de traction fournie par Arcelor-Mittal et aux résultats de [Guiheux, 2016] obtenus avec la version du modèle sur quatre phases initiales. Sur la courbe globale, le comportement est bien reproduit jusqu'à 25 % de déformation équivalente qui est l'allongement maximal obtenu en traction uniaxiale. Dans le cadre des simulations de flexion, on s'intéresse de plus près à la zone de transition élastoplastique.

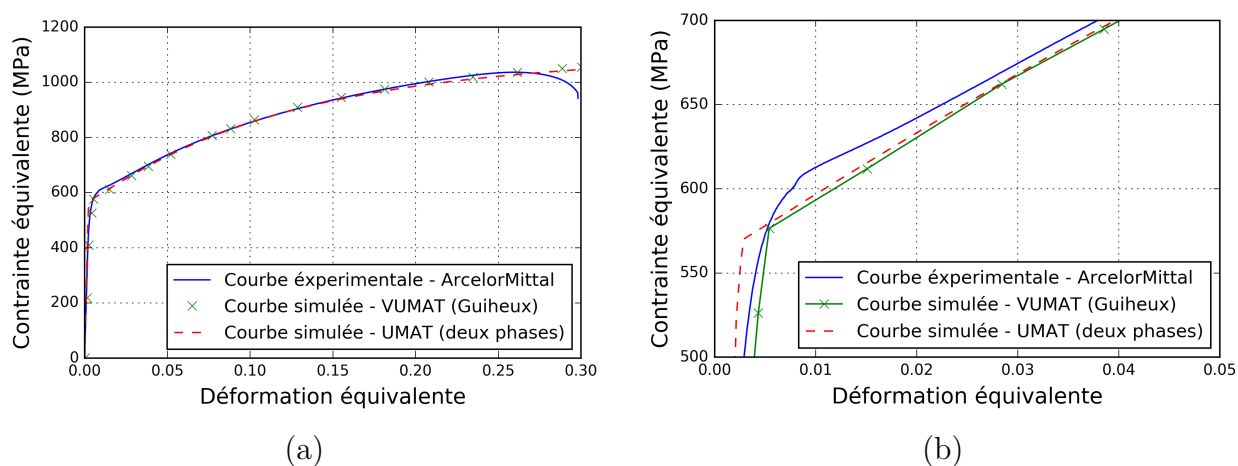


FIGURE 3.41 – Validation du modèle implicite en traction sur un élément en comparaison avec les données expérimentales et le modèle explicite. Courbe complète (a) et zoom sur la transition élastoplastique (b)

Les contraintes résiduelles sont introduites par la méthode thermique fictive dans les deux phases initiales du modèle. Pour cela, on effectue les mêmes étapes que pour les

simulations macroscopiques. Le modèle a exactement la même géométrie et les mêmes partitions en couches. La différence se situe dans l'implémentation des coefficients de dilatation. En effet, chacune des deux phases initiales possède son propre jeu de coefficient de dilatation. Comme pour les simulations macroscopiques, ceux-ci sont calculés à partir du profil de contraintes résiduelles d'un MSI. On observe après génération des contraintes dans plusieurs phases que le rééquilibrage en traction à cœur est identique dans les deux phases. Le calcul du profil MSI s'effectue donc différemment en trois étapes :

- le profil de contraintes résiduelles macroscopiques sur plaque mince est calculé,
- son profil équivalent MSI est calculé par optimisation comme pour la méthode macroscopique,
- le décalage obtenu est alors ajouté à chacun des profils plaques minces pour obtenir leur équivalent MSI.

Comme pour les simulations macroscopiques, l'effet de l'érouissage est modélisé par introduction d'un gradient de limite d'élasticité. Les valeurs dans le cadre de l'UMAT sont plus faibles puisqu'ici l'érouissage considéré étant non linéaire (voir figure 3.42).

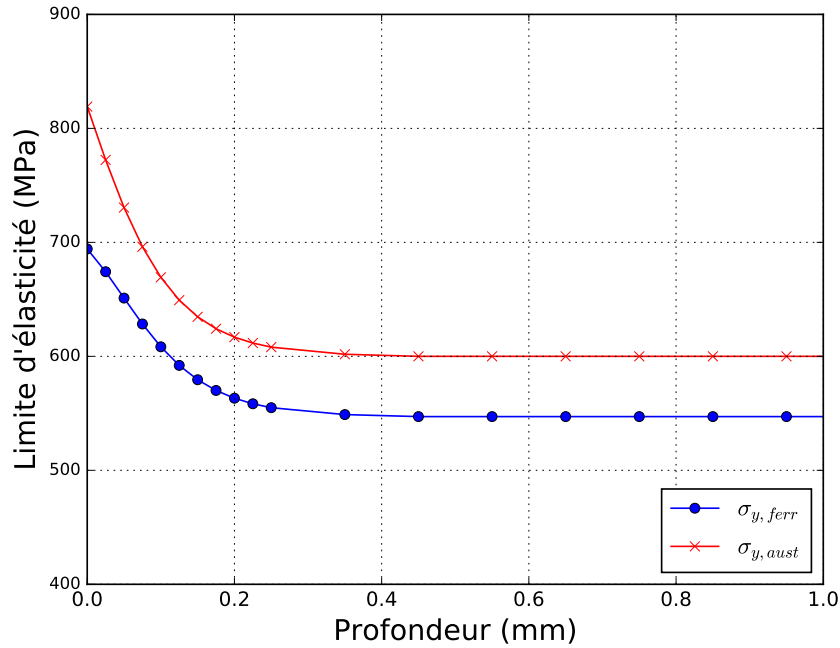


FIGURE 3.42 – Profil des limites d'élasticité initiales dans les deux phases présentes modélisant l'érouissage initial

La figure 3.43 montre les profils MSI introduits dans le modèle pour les deux constituants mécaniques considérés.

Les coefficients de dilatation obtenus à partir de ces profils MSI sont alors introduits dans le modèle et les 3 étapes de la méthode thermique fictive sont calculées. On obtient alors les deux profils de contraintes visibles en figure 3.44. Les profils de contraintes résiduelles sont dans l'ensemble bien reproduits. Un écart significatif est toutefois obtenu pour l'austénite en surface. Cependant l'austénite n'est en réalité pas présente en surface. La fraction d'austénite introduite est celle relevée expérimentalement et représentée en

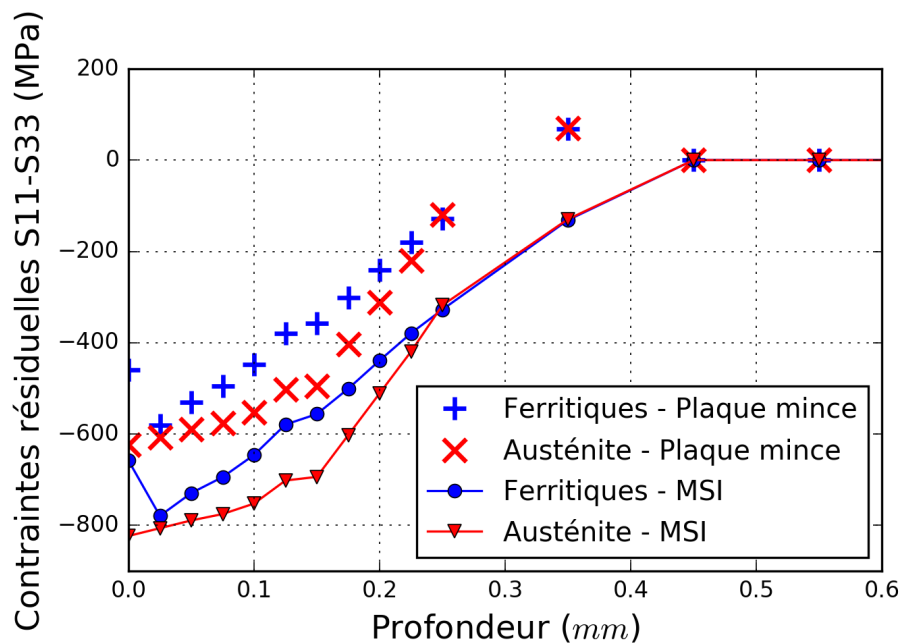


FIGURE 3.43 – Calcul des profils équivalents massif semi-infini pour les deux constituants mécaniques

figure 3.8. Les contraintes résiduelles tracées sont la différence entre celles obtenues dans la direction 1 et celle dans la profondeur (direction 3) comme expérimentalement. En effet, si la contrainte résiduelle macroscopique orthogonale est nécessairement nulle, ce n'est pas le cas dans chacune des phases. Ces profils de contraintes résiduelles dans la direction orthogonale à la surface sont tracés sur la figure 3.45. La phase ferritique étant majoritaire, la contrainte S33 de cette phase est très faible quelle que soit la profondeur. L'écart observé pour l'austénite en surface sur le profil S11-S33 peut s'expliquer par sa valeur S33. L'austénite n'étant pas présente en surface sa valeur théorique est infinie et donc la valeur en surface diverge. Ceci n'a pas d'impact par la suite car il n'y a pas d'austénite en surface.

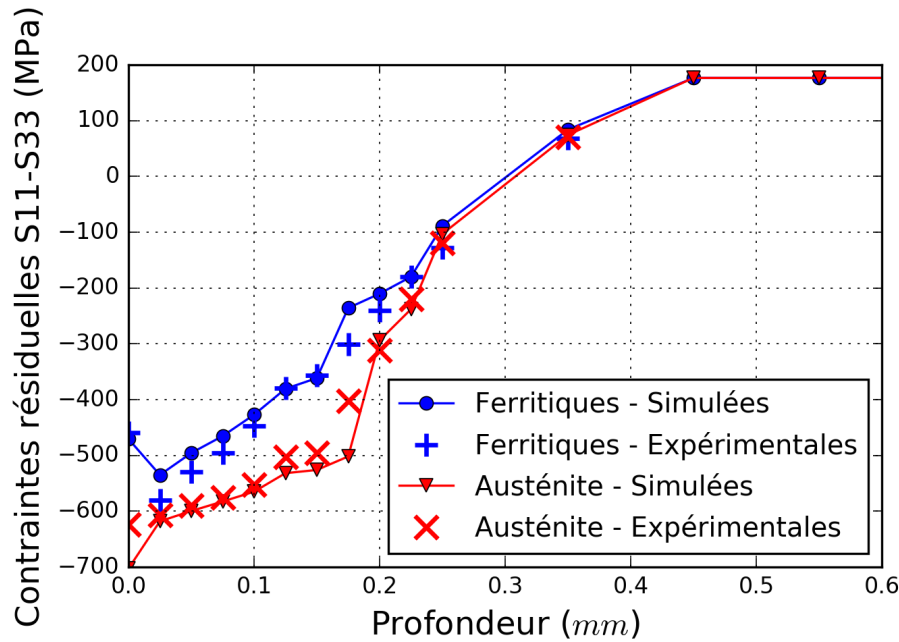


FIGURE 3.44 – Génération des contraintes résiduelles du grenaillage G1 dans les deux constituants mécaniques

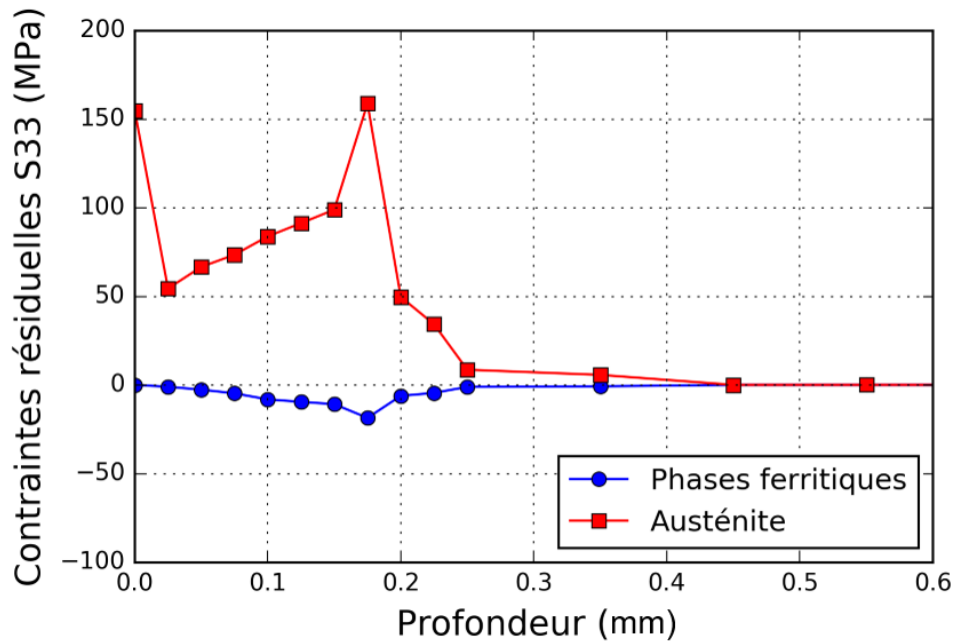


FIGURE 3.45 – Profil de contraintes résiduelles dans les phases ferritiques et la phase austénitique des contraintes de grenaillage post-génération

3.3.3 Évolution cyclique de l'état mécanique par phases

Comme pour les simulations macroscopiques, l'éprouvette subit 4 cycles de flexion calibrés sur un matériau purement élastique. On observe la relaxation dans chacune des

deux phases présentes dans le modèle. Les figures 3.46 et 3.47 montrent l'évolution du profil de contraintes résiduelles dans chacune des deux phases après 4 cycles de flexion à un chargement en surface maximal de 600 MPa. Dans ces simulations, une dissymétrie est observée entre la face qui subit une traction au premier demi-cycle et celle qui subit une compression. Dans les essais expérimentaux de relaxation, la face sur laquelle sont déterminées les contraintes résiduelles est la face ayant subi une traction en premier. Néanmoins, si les contraintes n'ont pas été déterminées en profondeur sur les deux faces, les valeurs de surface sont identique. Le profil de contraintes obtenu dans les constituants ferritiques est relativement identiques sur les deux faces. La relaxation est largement surestimée quand le profil est comparé à celui déterminé expérimentalement sur 1000 cycles. Sur la face voyant d'abord la traction, la corrélation est correcte au-delà de 100 micromètres. Cependant, le maximum de contraintes résiduelles en sous-surface est effacé. Dans l'austénite, le résultat est très éloigné des valeurs expérimentales à 1000 cycles. Les contraintes sont sur-estimées avant 100 μm et sous-estimée au-delà. La figure 3.48 montre le profil de contraintes résiduelles macroscopiques sur la face voyant d'abord la traction. Comme expérimentalement, le résultat est proche de celui dans les constituants ferritiques. A la fin des 4 cycles, la transformation martensitique de l'austénite résiduelle est également observée (voir figure 3.49). Moins de 0,15 % de l'austénite présente en surface (i.e. inférieure à 10% initialement) s'est transformé au cours de la sollicitation cyclique. L'effet de la transformation de phase est négligeable.

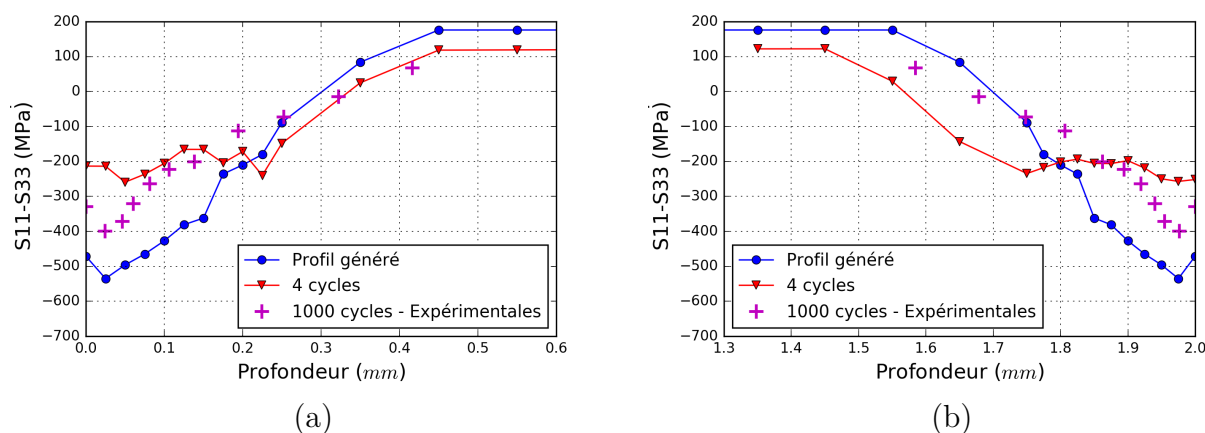


FIGURE 3.46 – Évolution des contraintes résiduelles dans les constituants ferritiques dans les cas d'une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement sur la face en traction au premier demi-cycle (a) et celle en compression (b)

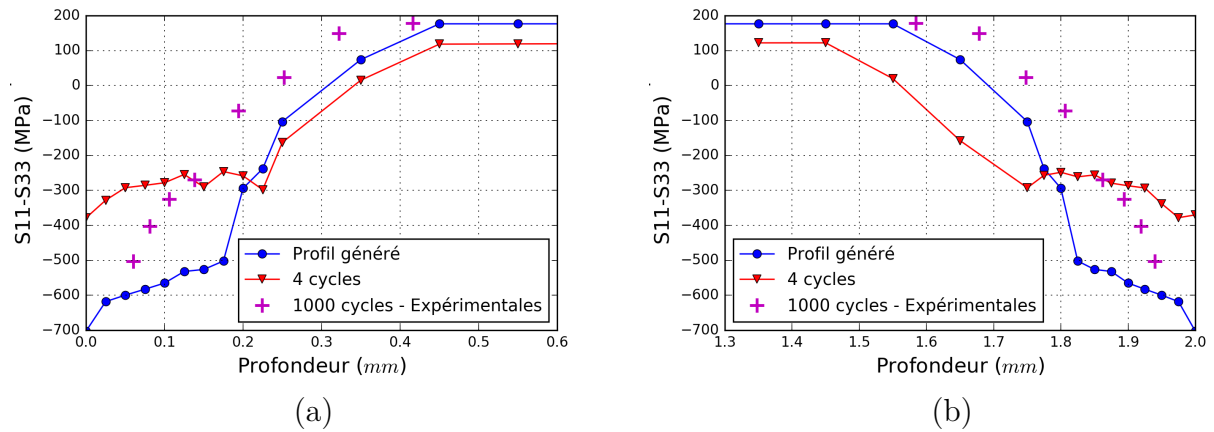


FIGURE 3.47 – Évolution des contraintes résiduelles dans l'austénite dans le cas d'une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement sur la face en traction au premier demi-cycle (a) et celle en compression (b)

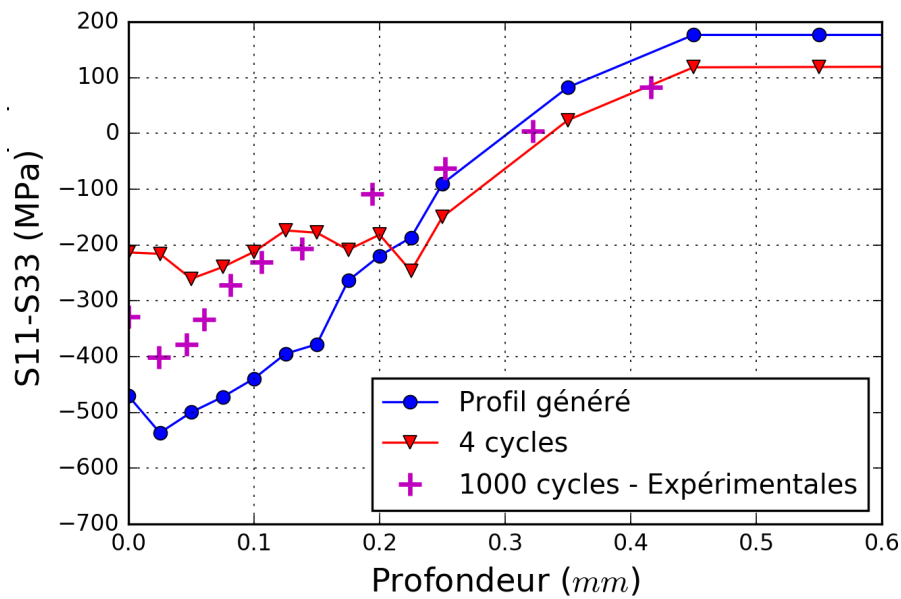


FIGURE 3.48 – Évolution des contraintes résiduelles macroscopiques dans les cas d'une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement sur la face en traction au premier demi-cycle

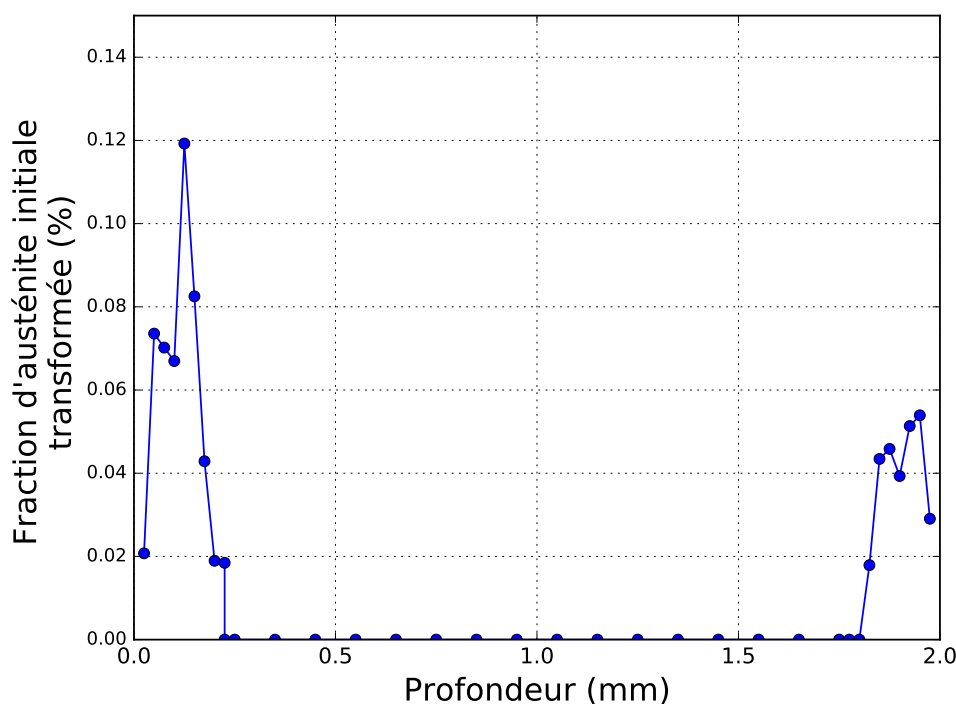


FIGURE 3.49 – Fraction volumique d’austénite initiale transformée au crous des 4 cycles

Cette simulation prédit la relaxation des contraintes résiduelles dans chacune des phases présentes dans l’acier TRIP780 grenaillé G1. Les effets en proche surface ne sont pas bien captés par le modèle. Cependant, on rappellera que les paramètres du modèle utilisés ont été identifiés pour des simulations de grenaillage et donc pour des déformations très importantes. Ces résultats montrent que l’étude par phase est possible avec ce modèle mais nécessite une nouvelle identification des paramètres de la loi de comportement.

3.4 Conclusions sur l'évolution des champs mécaniques post-grenaillage

Dans ce chapitre, l'évolution des champs mécaniques induits par le grenaillage de pré-contrainte et en particulier la relaxation des contraintes résiduelles de compression ont été étudiées sous divers aspects. L'évolution des contraintes résiduelles a été étudiée expérimentalement dans les deux constituants de l'acier TRIP780 pour deux grenaillage de précontraintes d'intensités différentes. Il a été observé qu'il n'y avait pas d'évolutions notables de fraction de phase, l'austénite ne semble pas se transformer de façon mesurable lors des cycles de flexion subis par les éprouvettes grenaillées. La relaxation est cependant observée dans deux constituants de l'acier. Celle-ci dépend fortement de la contrainte imposée en flexion. Une relaxation importante est mesurée dans les chargements les plus forts pour le grenaillage G1. Pour le grenaillage G3 d'intensité deux fois plus faible que celle du grenaillage G1, la relaxation des contraintes résiduelles de compression est très importante, ce grenaillage ne semble pas assez fort pour assurer une stabilité des contraintes suffisante aux chargements imposés lors de cette étude. L'évolution de l'écrouissage a été

étudiée au travers de l'évolution des largeurs de pics de diffraction des rayons X. L'écrouissage semble diminuer en sous-surface. Il serait intéressant de compléter cette étude par une méthode de mesure quantitative de l'écrouissage post-grenaillage et de son évolution au cours des cycles de chargement.

Puis, des modèles phénoménologiques de relaxation ont été mis en place pour le grenaillage G1. Des tendances linéaires logarithmiques en fonction du chargement peuvent être observées aux différentes profondeurs. Il a été montré que ces modèles permettent de faire une bonne estimation de la relaxation et, avec un échantillon de résultats suffisants, permettent de décrire la relaxation à différents nombres de cycles et différents chargements.

Des modèles numériques éléments finis ont également été mis en place pour prédire la relaxation à différentes échelles. La méthode d'introduction des contraintes résiduelles utilisée est la méthode thermique fictive. Dans cette étude, la méthode a été adaptée pour être appliquée aux tôles minces de 2 mm d'épaisseur. Après introduction des contraintes résiduelles, le modèle 2D de l'éprouvette grenaillée a subi des cycles de flexion à différents chargements avec différents modèles de loi de comportement. Il a été montré que l'écrouissage choisi et son impact sur les limites d'élasticité sont primordiaux pour une bonne prédiction numérique de la relaxation des contraintes résiduelles. L'étude montre qu'avec une bonne estimation de l'écrouissage et en rajoutant les effets de surface dus à la rugosité, il devrait être possible de bien prédire la relaxation dans les 200 premiers micromètres avec des modèles élastoplastiques linéaires nécessitant peu d'essais mécaniques pour être identifiés.

Enfin, la relaxation a été étudiée par phase grâce à un modèle de comportement à transition d'échelle codé en implicite dans une subroutine UMAT. La méthode thermique fictive a été adaptée pour générer les contraintes résiduelles dans les différentes phases. Si les résultats prédisent mal la relaxation, l'étude a montré qu'il est possible d'avoir une vision à l'échelle mésoscopique de l'évolution des contraintes résiduelles. Les paramètres de la loi de comportement ont été identifiés pour des simulations dynamiques à forts niveaux de déformations plastiques. Une nouvelle identification plus adaptée aux niveaux des déformations vues lors des cycles de flexion pourrait permettre une meilleure prédiction de la relaxation avec ce type de modèle de comportement.

Étude en fatigue de l'acier TRIP780 grenailé

Le chapitre précédent a montré qu'une partie non négligeable des contraintes résiduelles de compression induites par le grenailage se relaxe au cours des cycles mécaniques ($R=-1$). Pour compléter l'étude et comprendre l'impact de la nouvelle distribution des contraintes, ce chapitre s'intéresse à la durée de vie des éprouvettes grenillées. Malgré la relaxation des contraintes résiduelles, les gains de durée de vie quantifiés expérimentalement par des essais mécaniques jusqu'à fissuration (arrêt sur perte de charge lors d'essais à déplacement imposé) sont importants. Les faciès des éprouvettes rompues en fatigue sont étudiés pour déterminer les lieux et causes d'amorce. Ces résultats expérimentaux ainsi que ceux du chapitre précédent vont permettre de proposer un post-traitement numérique par critère de fatigue multiaxiale de type Crossland pour la fatigue à grands nombres de cycles (HCF). Ceci permettra de comprendre si les contraintes résiduelles, relaxation comprise, peuvent à elles seules expliquer les gains de durée de vie de l'acier TRIP780 grenailé.

4.1 Résultats expérimentaux

La géométrie des éprouvettes de fatigue est montrée dans le chapitre 2. On rappellera seulement que les éprouvettes sont planes, d'épaisseur 2 mm et grenillées sur les deux faces. Les essais de fatigue ont été réalisés en flexion pure à déplacement de traverse imposé ce qui correspond sur le montage, à une courbure imposée. Les essais ont été calibrés à l'aide d'éprouvettes à haute limite d'élasticité (supérieure à 1200 MPa) instrumentées de jauges de déformation. Le déplacement des vérins nécessaire pour obtenir la contrainte désirée en surface a ainsi été déterminé. L'arrêt de l'essai est programmé lorsque qu'une chute d'effort de plus de 10 % est détectée. On rappellera également que les éprouvettes ont été testées deux par deux, i.e. quand l'une des deux éprouvettes est fissurée elle est remplacée par une nouvelle et l'essai reprend.

Les courbes de fatigue ont été régressées par le modèle de Stromeyer ([[Stromeyer, 1914](#)]) :

$$\sigma_a = E + \frac{A}{N^\gamma} \quad (4.1)$$

où σ_a est la contrainte alternée égale à la contrainte maximale dans le cas du rapport de charge $R=-1$, N le nombre de cycles à rupture à 50 % de probabilité, E la limite d'endurance et A et γ des paramètres à déterminer. Les régressions ont été déterminées pour chacune des séries par la méthode des moindres carrés.

Quatre séries d'essais de fatigue en flexion ont été réalisées à un rapport de $R=-1$ avec une censure à 2 millions de cycles :

- non grenailé (NG), qui servira de référence,

- grenaillé selon la modalité G1,
- grenaillé G3, modalité de grenaillage moins intense,
- grenaillé G1 prédéformé avant grenaillage.

Des essais de fatigue au rapport $R=0,1$ ont également été menés. Cependant, ces essais ont atteint la censure à des contraintes maximales de 650 et 800 MPa. Imposer des contraintes plus importantes aurait engendré trop de plasticité dans les éprouvettes et l'essai n'aurait pas été utilisable car trop éloigné de conditions réalistes, notamment vis à vis de la calibration réalisée sur un principe d'élasticité.

Les essais de fatigue sur l'acier TRIP780 non grenaillé vont servir de référence et permettre d'identifier le critère de fatigue en flexion. Les grenaillages G1 et G3 vont permettre de comparer les résultats du post-traitement à des valeurs expérimentales. L'objectif des essais de fatigue sur l'acier TRIP780 prédéformé à 10 % par traction puis grenaillé est de voir si la déformation plastique et la transformation de la phase austénitique en profondeur avant le grenaillage augmente la durée de vie. Cet essai est permet de voir l'effet d'un pré-écrouissage puis d'un grenaillage dans le cadre d'une application industrielle car les pièces sont préalablement mises en forme. Les résultats des essais et les régressions associées sont visibles dans le tableau 4.1 et sur la figure 4.1. Les paramètres de la loi de régression de Stromeier sont visibles dans la table 4.3 pour chacune des quatre séries.

L'acier TRIP780 non grenaillé possède une limite d'endurance (paramètre E du modèle de Stromeier) de 427 MPa en flexion de rapport $R=-1$. Le grenaillage augmente grandement cette limite d'endurance. En effet, les courbes G1 et G3 montrent des augmentations de durée de vie pour ces deux grenaillages : la limite passe de 427 MPa sans grenaillage à 497 MPa avec le grenaillage G3. Pour le grenaillage G1, celle-ci passe à 560 MPa. Cependant, ces grandeurs mathématiques ne correspondent pas forcément à un nombre de cycles réaliste. Dans l'industrie automobile, la limite d'endurance est regardée à un nombre de cycles donné, le plus souvent à 2 millions de cycles. A ce nombre de cycles, la limite d'endurance passe de 437 MPa pour le non grenaillé à 542 MPa pour le grenaillage G1 et 575 MPa pour le grenaillage G3. Si le gain est important par rapport au non grenaillé, 24% pour le G3 et 31% pour le G1, la différence entre les deux grenaillages G1 et G3 est assez faible. En effet, entre le grenaillage G1 d'intensité 19,5 Almen et le G3 à 9,7 A , le gain n'est que de 6 % pour un grenaillage deux fois plus intense. A un nombre de cycles plus faible, par exemple 100 000 cycles, le gain apporté par le grenaillage s'affaiblit. La limite en fatigue à 100 000 cycles augmente de 13,5 % pour le G3 et 15,7% pour le G1. L'écart entre les deux grenaillages s'amenuise encore avec un gain de 2% de G1 par rapport au G3.

Cette différence peut s'interpréter par la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage. En effet, dans le chapitre précédent, nous avons vu que la relaxation des contraintes était plus importante aux hauts niveaux de contraintes. A ces niveaux les contraintes résiduelles sont moins stables et la pression hydrostatique lors de l'essai de flexion sera plus grande. Cependant, la relaxation n'est jamais totale et des contraintes de compression restent présentes jusqu'à des sollicitations à $\frac{N_f}{2}$ cycles. Il y a donc encore un gain du grenaillage à de hauts niveaux de contraintes.

La dernière série d'essais constitue les résultats sur les éprouvettes d'acier TRIP780 prédéformée de $\varepsilon=10\%$ avant d'être grenaillé G1. Les essais de fatigue étant à courbure

	NG			G1			
σ_{max} (MPa)	535	470	440	650	600	585	570
N_f (Cycles)	117 946	1 427 972	317 656	93 929	393 730	474 783	2 000 000(c)
	136 806	1 826 061	416 631	75 258	436 922	2 028 802	2 000 000(c)
	114 502	1 655 906	361 405	77 370	320 274	1 074 651	
	G3						
σ_{max}	650	600	585	570	540		
N_f	59 117	208 575	362 747	481 049	2 000 000 (c)		
	77 733	180 326	555 640	667 090	2 000 000 (c)		
		180 666	260 308	342 476			

Tableau 4.1 – Données de fatigue pour les éprouvettes non grenillées et grenillées G1 et G3 ((c) signifie que l'essai est allé à censure)

Tableau 4.2 – Données de fatigue pour les éprouvettes pré-déformées et grenillées G1 ((c) signifie que l'essai est allé à censure)

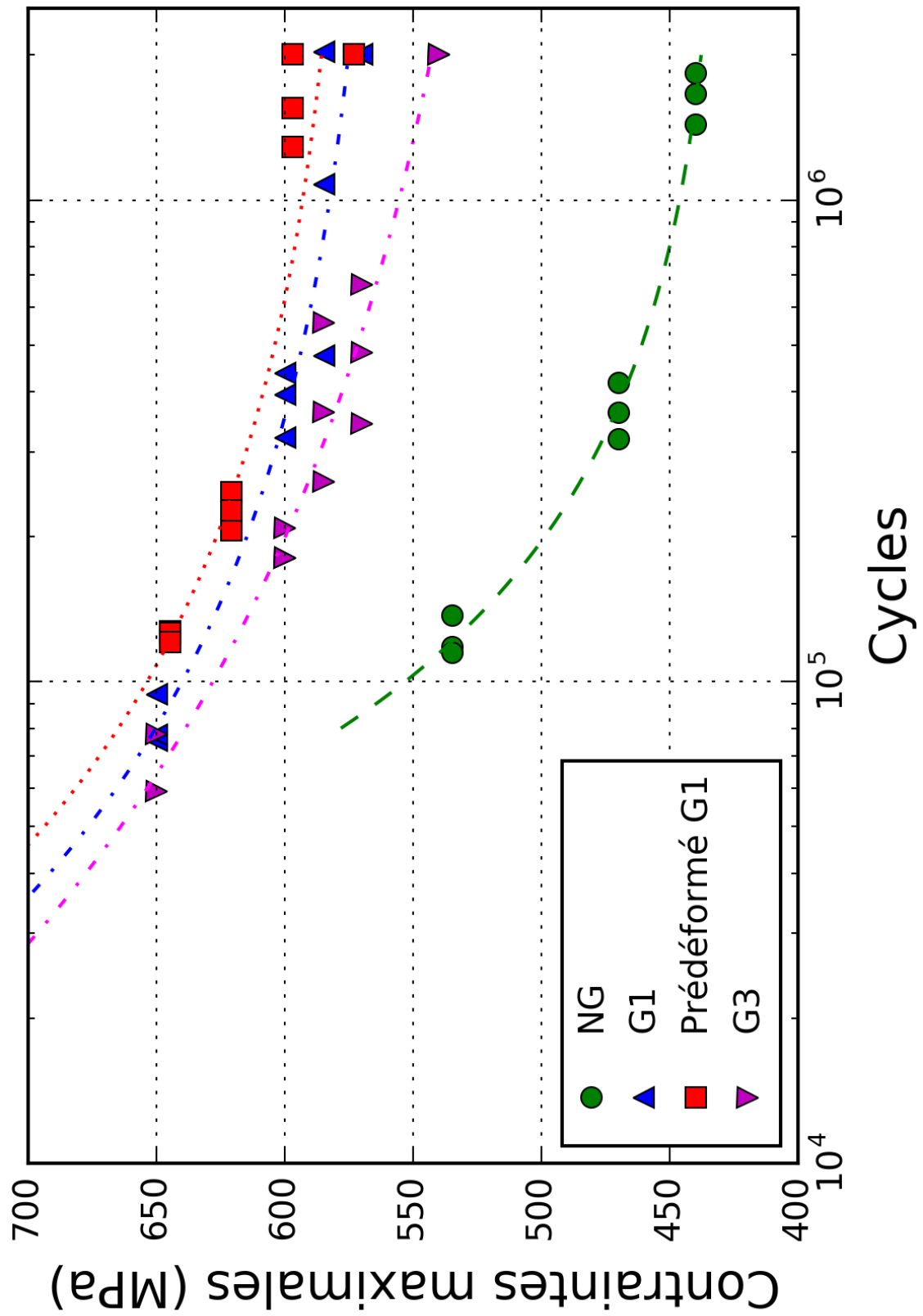
	G1 pré-déformé			
σ_{max} (MPa)	644.9	621.0	597.2	573.3
N_f (Cycles)	127 144	205 700	2 000 000 (c)	2 000 000 (c)
	125 927	247 037	1 285 328	2 000 000 (c)
	120 654	226 092	1 549 988	

imposée et calibrés pour des éprouvettes de 2 mm d'épaisseur, les contraintes maximales ont été corrigées pour prendre en compte la striction des éprouvettes prédéformées. Si les gains de durées de vie sont faibles, ils sont tout de même non négligeables par rapport à celles des éprouvettes grenillées G1. Lors du grenillage G1 seul, l'austénite est transformée fortement dans les 150 premiers micromètres de profondeur. Or, dans le cas de l'acier prédéformé, elle est transformée en partie dans toute l'épaisseur. Ceci peut expliquer les durées de vie légèrement différentes. La propagation des fissures peut-être freinée par la martensite formée en profondeur. Une autre explication peut-être l'augmentation de la limite d'élasticité due à la pré-déformation. Des résultats expérimentaux plus détaillés sur ces éprouvettes prédéformées et grenillées sont disponibles dans la thèse de [Guiheux, 2016].

Tableau 4.3 – Paramètres des régressions de Stromeier

	A	E (MPa)	γ	Ecart-type (Cycles)
NG	1433830	426,6	0,811	108 013
G1	40123	559,1	0,540	149 322
G3	7253	496,5	0,348	74 680
G1 prédéformé	57591	570,6	0,568	364 642

Pour pouvoir bien comprendre le rôle des contraintes résiduelles de compression et de leur relaxation sur la durée de vie en fatigue de l'acier TRIP780 grenillé, il est nécessaire

FIGURE 4.1 – Résultats de fatigue en flexion $R=-1$ avec régressions de Stroecker

de déterminer les lieux d'amorçage des fissures de fatigue. En effet, la relaxation n'est pas uniforme dans la profondeur de l'éprouvette.

4.2 Fractographie

Dans cette section, les faciès de rupture en fatigue des éprouvettes d'acier TRIP780 grenillées en flexion cyclique de rapport $R=-1$ sont étudiés. Les essais de fatigue réalisés n'engendrent pas une rupture complète des éprouvettes mais une fissuration partielle. Les éprouvettes fissurées sont donc ouvertes en traction monotone pour pouvoir observer les faciès de rupture. Les objectifs de ces observations sont multiples. Il est d'abord nécessaire de s'assurer que la rupture est bien une rupture en fatigue avec la présence de stries de fatigue peut être révélatrice de cette rupture. Ensuite, les lieux et nombres d'amorce sont déterminés pour étudier le comportement en fatigue de flexion de ces éprouvettes. Il est important de vérifier que l'amorçage n'est pas dû à un effet de géométrie de l'éprouvette qui fausserait l'étude du matériau en fatigue. Ensuite, la profondeur d'amorce est intéressante à comparer à la relaxation des contraintes. Cette profondeur sera également importante pour valider les post-traitements par critère de fatigue multiaxiale.

Quatre faciès de rupture sont étudiés dans cette partie. Les niveaux de contraintes et nombres de cycles à rupture sont récapitulés dans le tableau 4.4.

Tableau 4.4 – Récapitulatif des faciès observés

Eprouvette	R	Contrainte maximale (MPa)	Nombre de cycle à rupture
G1-650-1	-1	650	75 258
G1-650-2	-1	650	77 370
G1-600	-1	600	436 922
G1-585	-1	585	1 074 651

Sur la figure 4.2, on peut observer les faciès de rupture macroscopiquement après ouverture des éprouvettes fissurées. On note que sur l'éprouvette G1-650-1, une partie du faciès est manquante. Celle-ci a été découpée avant ouverture pour observer les fissures dans la tranche. Pour rappel, au centre des éprouvettes, la largeur est de 10 mm et l'épaisseur de 2 mm. Les faciès de rupture sont visibles en brun sur l'éprouvette G1-650-1 et en gris clair sur l'éprouvette G1-650-2. Les éprouvettes sont donc largement fissurées à la fin de l'essai. Plusieurs fissures sont observables, signe d'un multiamorçage des éprouvettes de fatigue. Dans les deux cas, des fissures plus importantes sont cependant observées : en haut à droite, sur l'éprouvette G1-650-1 et en bas à gauche, sur l'éprouvette G1-650-2.

Les fissures principales sont observées au MEB. Figure 4.3, des clichés MEB ont été effectués sur la zone probable d'amorçage de rupture de l'éprouvette G1-650-1. Il semble que la rupture s'est amorcée à proximité de la surface. Cependant, comme montrée sur l'image en bas à droite, il est difficile d'identifier avec précision la profondeur et la cause de l'amorce. En effet, cette zone est fortement matée.

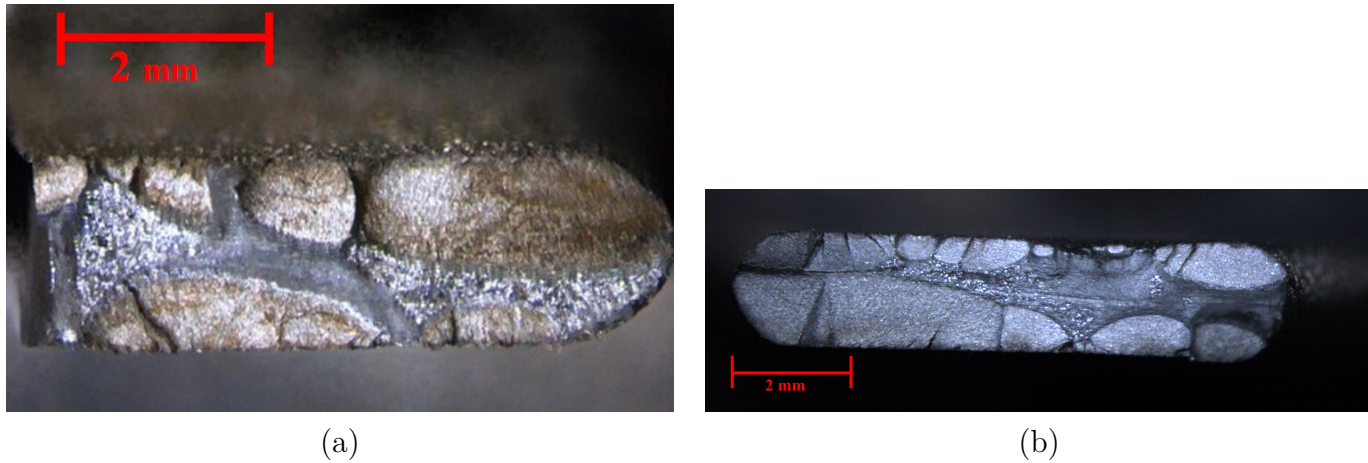


FIGURE 4.2 – Faciès macroscopique de rupture à 650 MPa des éprouvettes G1-650-1 (a) et G1-650-2 (b)

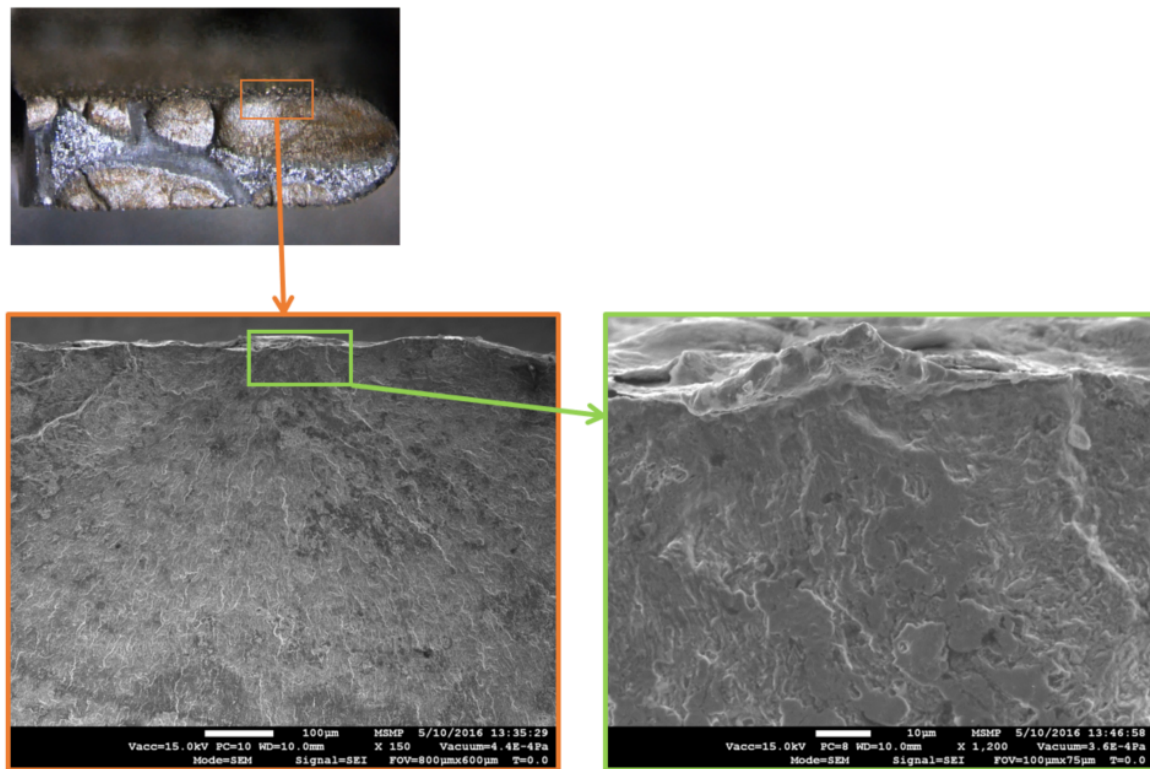


FIGURE 4.3 – Faciès de rupture à 650 MPa. Localisation de l'amorce de rupture

Les faciès de rupture à 600 MPa montrent deux fissures principales après ouverture. Celles-ci ont une couleur brune claire sur la photo. La fissure supérieure est majoritaire et s'est donc potentiellement ouverte plus tôt au cours de l'essai. Contrairement au cas à 650 MPa, à peine plus de la moitié du faciès complet a été fissurée au cours de l'essai de fatigue. La présence de deux zone d'amorçage sur chaque face montre que l'essai de fatigue en flexion $R=-1$ a été bien réalisé.

Sur le zoom visible en figure 4.5, la zone d'amorce de la plus grande fissure semble se

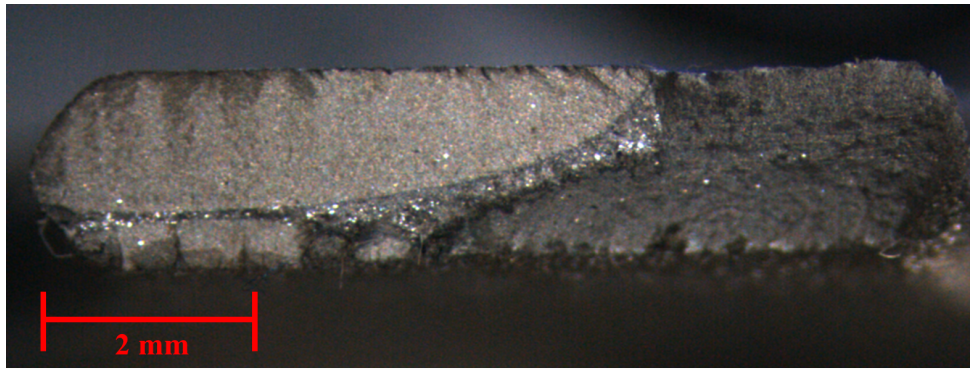


FIGURE 4.4 – Faciès macroscopique de rupture à 600 MPa

trouver également près de la surface. Un grossissement supplémentaire nous donne peu d'indications supplémentaires sur la zone et la raison de la l'amorce de fissure. Celle-ci semble avoir lieu dans les 20 premiers micromètres de profondeur mais il est difficile d'être plus précis. De même, aucune rugosité ou inclusion particulières n'est observables près de la zone d'amorce supposée pouvant expliquer sa localisation.

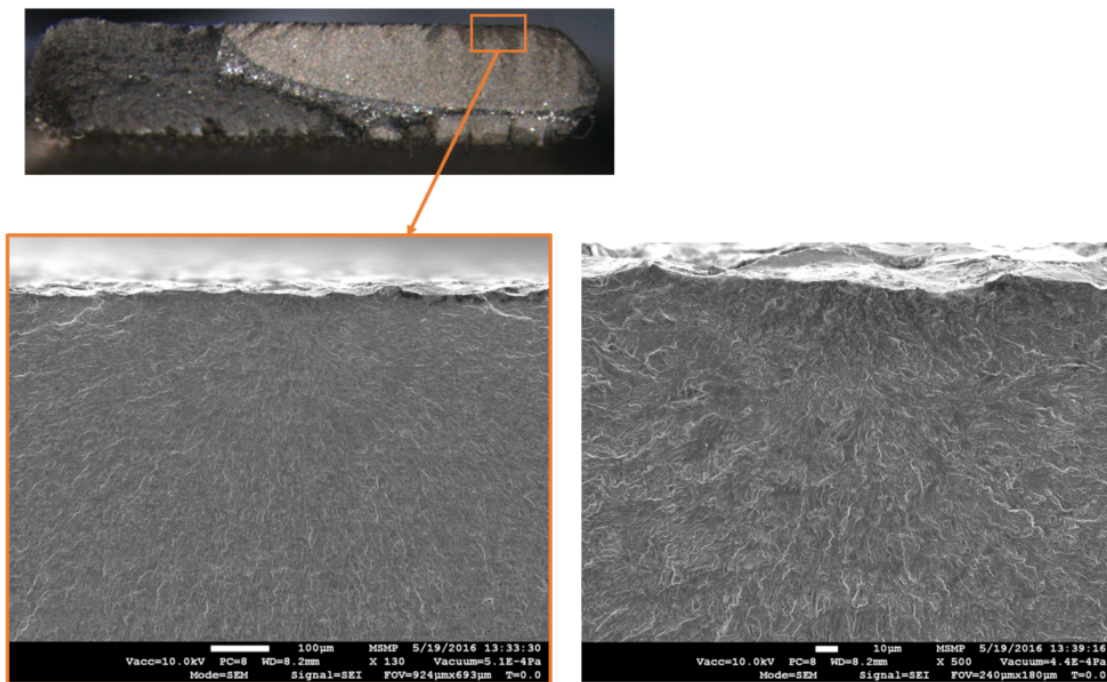


FIGURE 4.5 – Amorce de rupture à 600 MPa

Pour confirmer le caractère multicyclique de la fissure observée, des stries de fatigue sont observées en sous-couche. Pour deux profondeurs différentes et à des abscisses différentes dans les faciès, les photos 4.6 montrent des stries de fatigue horizontales ou légèrement inclinées vers la zone d'amorce (les photos ayant la même orientation que les photos précédentes. Ces observations confirment la présence d'une rupture en fatigue. Des

analyses supplémentaire au MEB (reconstruction 3D) ont été effectuées sur les stries de fatigue sur d'autres échantillons de TRIP780 grenailé. Ces analyses sont présentées en annexe D

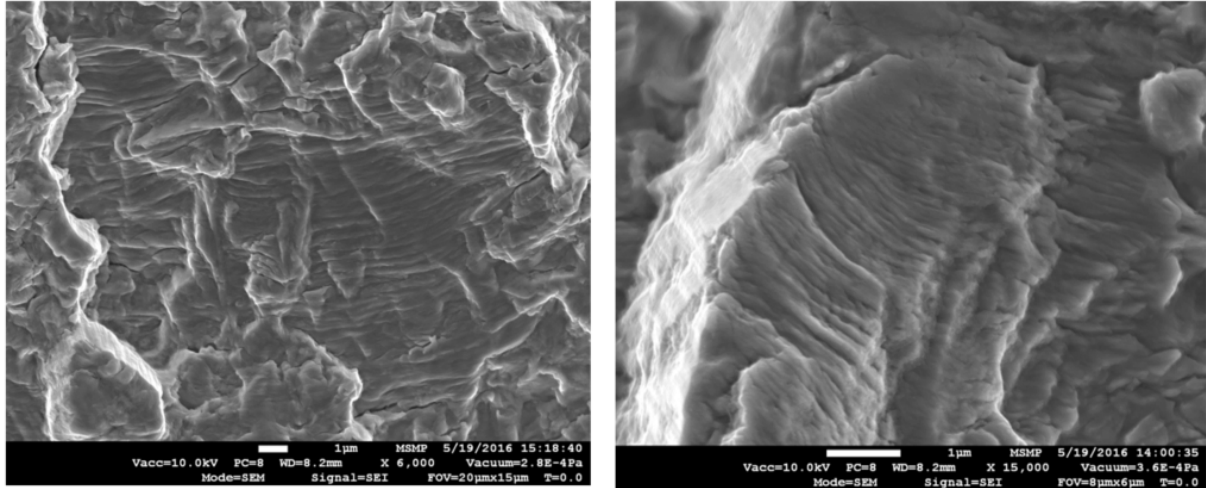


FIGURE 4.6 – Stries de fatigue observables à 1 mm du bord droit et $90 \mu\text{m}$ de profondeur (à gauche) et 2 mm du bord droit et $500 \mu\text{m}$ de profondeur sur l'éprouvette G1-600

Enfin, un faciès de rupture à 585 MPa de chargement de flexion a été observé (4.7). Celui-ci est similaire au faciès à 600 MPa. La fissure de fatigue est visible en gris clair. Ici, moins de 50% de l'éprouvette semble être fissurée en fatigue. On observe également deux fissures principales. En regardant plus en détails au MEB la zone d'amorçage de la fissure principales, figure 4.8, on peut tirer des conclusions similaires aux autres faciès : l'amorce se trouve proche de la surface. Cependant, dans ce cas, elle semble être due à une forte rugosité présente en surface.

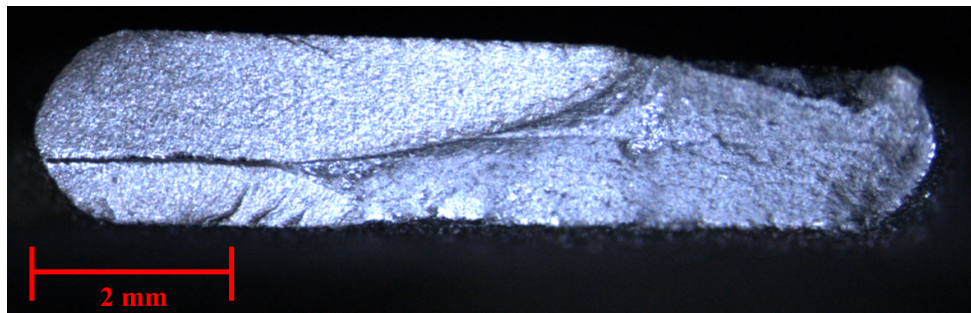


FIGURE 4.7 – Faciès macroscopique de rupture à 585 MPa

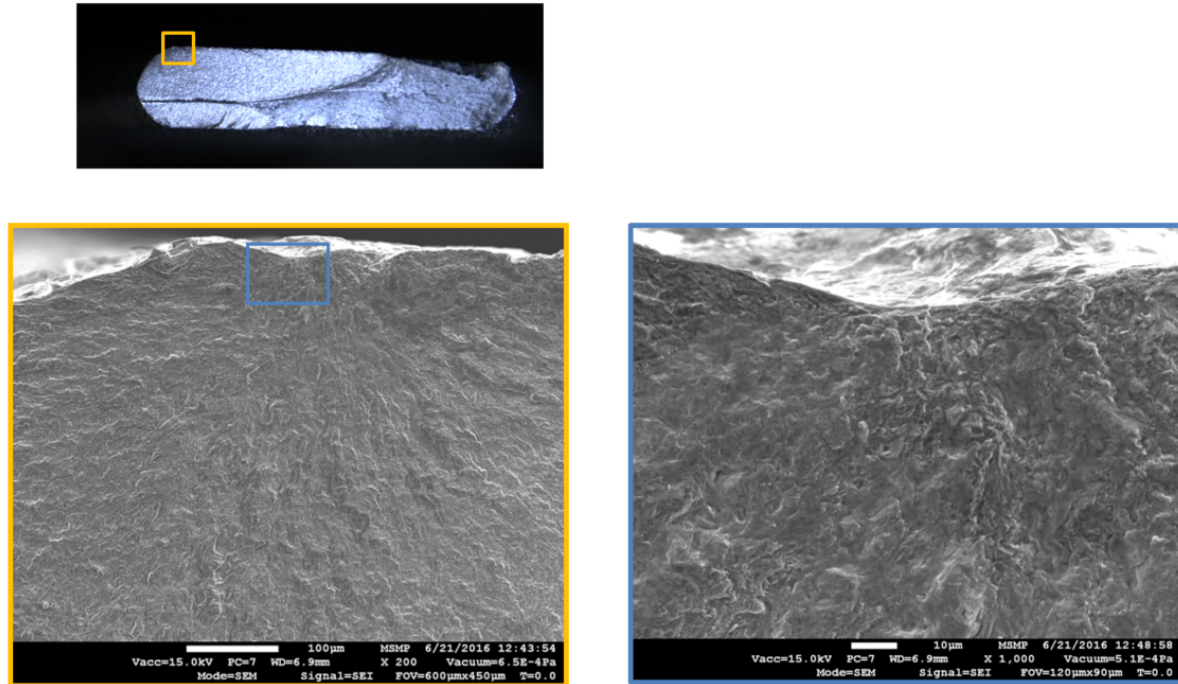


FIGURE 4.8 – Amorce de rupture à 585 MPa

En conclusion, on observe deux comportements de fissuration en fatigue différents selon le chargement imposé aux éprouvettes. A 650 MPa, le chargement le plus fort, un multi-amorçage est observé et le faciès est presque complètement fissuré en fatigue. La forte relaxation des contraintes en surface dans ce cas associée au fort chargement peut expliquer une plus grande probabilité de rupture et donc le multi-amorçage. A 600 MPa et 585 MPa, deux faciès de rupture en fatigue principaux sont visibles et les éprouvettes ne sont fissurées qu'à moitié en fatigue. La symétrie de l'essai semble être confirmée. La zone d'amorce, dans les trois cas, est proche de la surface, entre 0 et 20 μm de profondeur. Il est cependant difficile de définir la cause d'amorce bien que l'essai à 585 MPa semble indiquer que la rugosité en soit à l'origine. Malgré les contraintes résiduelles fortes en surface, la zone d'amorce est quand même observée proche de celle-ci.

4.3 Post-traitement par critère de fatigue multiaxiale

Dans cette partie, un post-traitement par critère de fatigue multiaxiale est présenté. On se place ici dans le cas de la fatigue HCF (High Cycle Fatigue), c'est-à-dire la fatigue à grands nombres de cycles et à faibles niveaux de contraintes. Le matériau a un comportement supposé élastique pendant la séquence de sollicitation. Dans l'étude de l'acier TRIP780 grenailé, le critère de [Crossland, 1956] est choisi. L'objectif de cette partie n'est pas nécessairement de donner le critère le plus performant pour prédire la rupture par fatigue par fatigue des matériaux grenailé mais de comprendre l'influence des contraintes dues au grenailage sur un critère communément utilisé comme celui de Crossland.

4.3.1 Calibration du critère de Crossland sur matériau non grenailé

La première étape de post-traitement par critère de fatigue multiaxiale est le calage du critère, c'est-à-dire l'identification des paramètres du critère à partir des essais de fatigue. Pour rappel, le critère de Crossland s'exprime de la façon suivante :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha(N)P_{H,max} \leq \beta(N) \quad (4.2)$$

où $J_{2,a}$ est le second invariant du tenseur déviateur des contraintes, $P_{H,max}$ la pression hydrostatique maximale et le couple (α, β) , les paramètres du critère à identifier en fonction du nombre de cycles (N).

Pour identifier les paramètres du critère deux courbes de fatigue sont nécessaires. L'objectif étant d'identifier le critère de fatigue en flexion, il manque alors une courbe de données. ArcelorMittal a fourni deux courbes de Wöhler réalisées sous des chargements en traction à $R=0,1$ et $R=-1$. Cependant, ces courbes ont été réalisées avec une coulée différente d'acier TRIP780 possédant une légère différence de limite d'élasticité ; les courbes de Wöhler fournies par ArcelorMittal sont alors légèrement décalées et la formule donnée par la littérature ([Heywood, 1962]) basée sur une compilation de nombreux essais expérimentaux permet de corriger ce décalage de limite d'élasticité :

$$\sigma_D = 150 + 0,43\sigma_y \quad (4.3)$$

Cette formule amène à une correction de +16 MPa sur les limites de fatigue en traction. Grâce aux deux rapports de charge en traction, il est alors possible d'identifier le critère de fatigue en traction grâce au système d'équation :

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\sigma_{-1}(N)}{\sqrt{3}} + \frac{\alpha(N)\sigma_{-1}(N)}{3} = \beta(N) \end{array} \right. \quad (4.4)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{0,45\sigma_{0,1}(N)}{\sqrt{3}} + \frac{\alpha(N)\sigma_{0,1}(N)}{3} = \beta(N) \end{array} \right. \quad (4.5)$$

On peut alors déduire les coefficients $\alpha(N)$ et $\beta(N)$ pour le critère de Crossland identifié à partir des essais de traction :

$$\alpha_{traction}(N) = \alpha(N) = -\sqrt{3} \frac{0,45\sigma_{0,1}(N) - \sigma_{-1}(N)}{\sigma_{-1}(N)\sigma_{0,1}(N)} \quad (4.6)$$

$$\beta_{traction}(N) = -\frac{0,55\sigma_{-1}(N)\sigma_{0,1}(N)}{\sqrt{3}(\sigma_{-1}(N) - \sigma_{0,1}(N))} \quad (4.7)$$

où $\sigma_{0,1}(N)$ et $\sigma_{-1}(N)$ sont les limites de fatigue en traction à N cycles de l'acier TRIP780 aux rapports de charge $R=0,1$ et $R=-1$. Pour identifier le critère en flexion, il est nécessaire de faire une hypothèse à partir des coefficients identifiés en traction. L'hypothèse faite est de garder la pente ($\alpha_{flexion}(N) = \alpha(N)$) entre la traction et la flexion. Il est alors trivial de déterminer le paramètre $\beta_{flexion}(N)$ du critère de Crossland identifié en flexion.

$$\beta_{flexion}(N) = \frac{\sigma_{f,-1}(N)}{\sqrt{3}} + \frac{\alpha(N)\sigma_{f,-1}(N)}{3} \quad (4.8)$$

où $\sigma_{f,-1}(N)$ est la limite de fatigue en flexion à N cycles au rapport de charge $R=-1$.

A partir des régressions de courbes de fatigue, il est alors possible de tracer l'évolution des coefficients α et β en fonction du nombre de cycles. Ces évolutions sont décrites sur la figure 4.9. Pour comparaison, l'évolution du coefficient β identifié en traction est tracée. Le coefficient β identifié pour la flexion est toujours supérieur ou égal à celui de la traction. On retrouve ici un phénomène connu en fatigue. En effet, les limites en fatigue de flexion sont le plus souvent supérieures à celles en traction à niveaux de contrainte en surface égaux. Ceci peut s'expliquer de plusieurs façons :

- un effet de gradient : les fissures ont tendance à être freinées dans leur propagation à cause du gradient de chargement dans l'épaisseur ;
- un effet de volume : en flexion, le volume sollicité à forte contrainte est plus faible qu'en traction, la probabilité d'amorce sur un défaut est donc plus faible.

A faible contrainte, cet écart diminue. Ceci est probablement dû au gradient de flexion moins important à faible contrainte imposée.

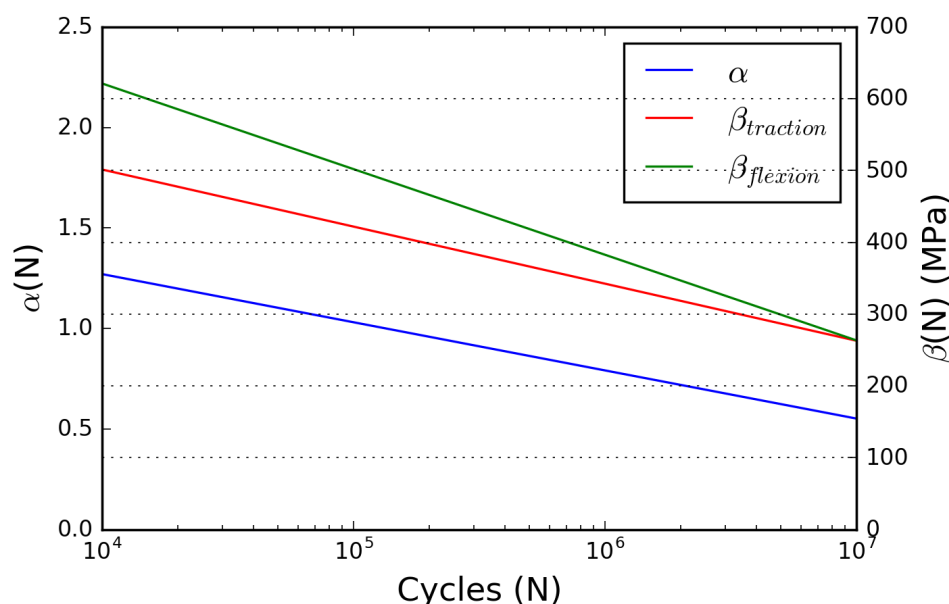


FIGURE 4.9 – Évolution des paramètres du critère de Crossland en fonction du nombre de cycles

Toutes les relations mathématiques nécessaires au post-traitement ont donc été définies et identifiées. Elles peuvent être appliquées à un modèle éléments finis par l'intermédiaire d'un post-traitement codé avec le langage Python.

4.3.2 Mise en place du post-traitement en fatigue sur un modèle éléments finis de l'éprouvette de fatigue

La géométrie choisie pour les post-traitements est présentée en figure 4.10. Contrairement aux simulations de relaxation, un modèle 3D est choisi. Celui-ci permet éventuellement d'étudier les effets de bord. Seul un quart de l'éprouvette est représenté et des symétries sont imposées. Le maillage est identique en profondeur à celui des simulations

de relaxation. La flexion est imposée en faisant varier l'angle de la face côté tête. Dans le cas de la fatigue HCF, l'hypothèse principale est le comportement purement élastique de l'éprouvette. Les paramètres matériaux choisis sont donc un coefficient de Poisson $\nu=0,3$ et un module de Young de 210 000 MPa. Une calibration numérique est effectuée afin de connaître l'angle à imposer pour une contrainte en surface ciblée. Les résultats de durée de vie sont extraits sur le chemin central (flèche orange sur la figure) et représentés sous forme de diagramme de Woodvine ($N_f = f(Profondeur)$) dans la suite du chapitre ([Woodvine, 1924]).

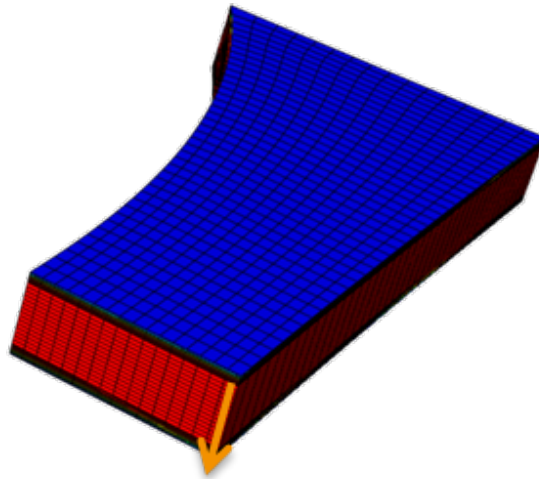


FIGURE 4.10 – Modèle éléments finis de l'éprouvette sur lequel est appliqué le post-traitement

La méthodologie de post-traitement est présentée en figure 4.11 dans le cas du matériau non grenailé. Au rapport de charge $R=-1$, une flexion est imposée jusqu'au maximum de contrainte en surface. En effet, dans ce cas précis ($R=-1$), le maximum de contrainte est également la valeur de contrainte alternée. Grâce à un script Python les différentes composantes du tenseur des contraintes sont extraites et les deux variables du critère de Crossland ($J_{2,a}$ et $P_{H,max}$) sont calculées. Pour un calcul au rapport de charge $R=0,1$, multiplier ces composantes par 0,45 permet d'obtenir les composantes alternées correspondantes. Par soucis de repérage dans le maillage, les contraintes sont extraites aux nœuds. Cependant, les contraintes étant calculées aux points d'intégration, un post-traitement des données est nécessaire avant le calcul des variables de Crossland aux nœuds du maillage. Enfin, cette méthodologie s'applique au cas d'une géométrie simple avec un chargement uniaxial. Dans un cas plus complexe, il serait nécessaire de simuler le cycle entier et d'identifier à quel instant la pression hydrostatique est maximale et déterminer le déviateur des contraintes alternées.

Une fois les variables de Crossland calculées, le script va résoudre par dichotomie l'équation permettant de déterminer le nombre de cycles à rupture correspondant. La dichotomie est bornée entre 10^4 et 10^7 cycles. Les hypothèses choisies dans le cas présent donnent la probabilité de rupture à 50%. Une fois le nombre de cycle à rupture $N_{rupture}$ calculé, celui-ci est inséré par l'intermédiaire d'une nouvelle variable dans le modèle éléments finis pour en faire une visualisation.

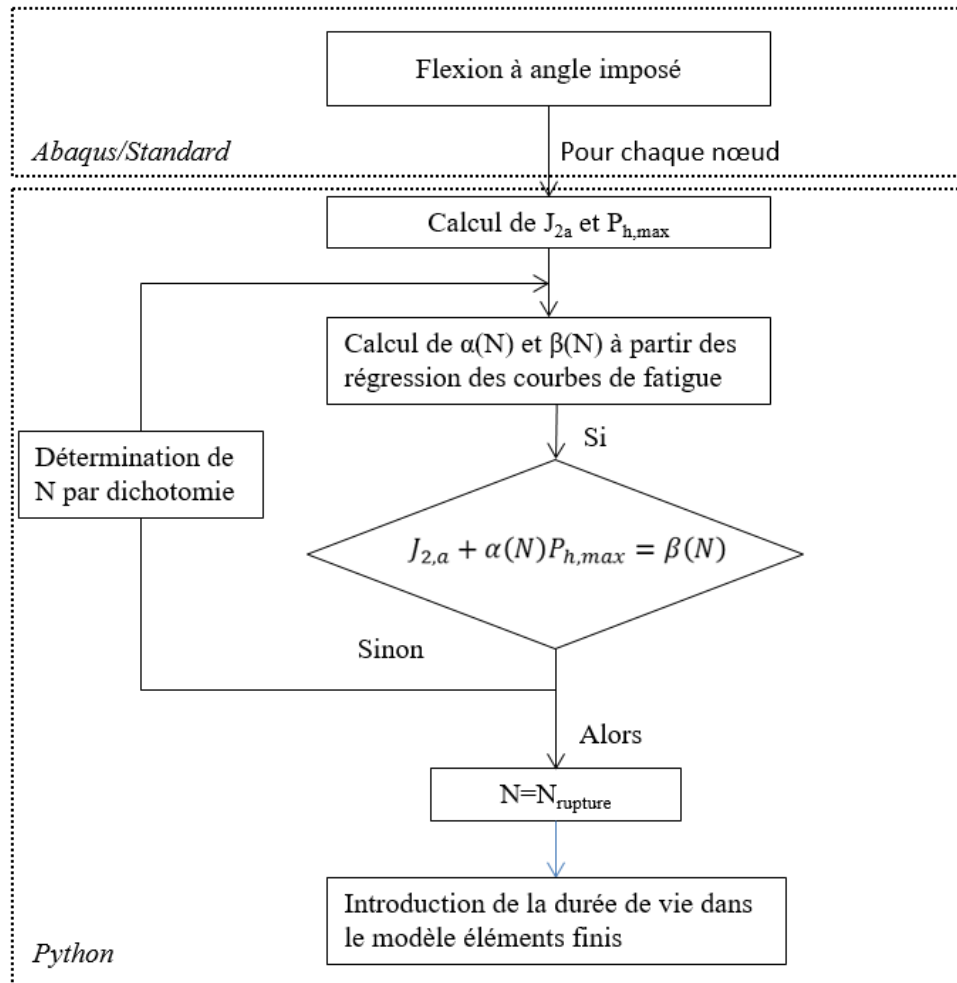


FIGURE 4.11 – Détermination de la durée de vie par post-traitement avec le critère de Crossland

Pour valider le post-traitement, celui-ci est appliqué au cas de l'acier TRIP780 non grenailé. Sur la figure 4.12, les profils de durées de vie sont tracés en fonction de la profondeur pour trois cas de chargements expérimentaux : 535, 470 et 440 MPa. La ligne en pointillés correspond à la durée de vie expérimentale pour ces trois essais. La corrélation est très bonne validant l'identification du modèle. En surface, on a bien $N_f \simeq N_{f,exp}$. Les cas de traction et de flexion en $R=-1$ sont situés sur la même droite de chargement dans le diagramme $(P_{H,max}, J_{2,a})$. Ceux-ci permettent néanmoins de valider la méthodologie d'un point de vue numérique.

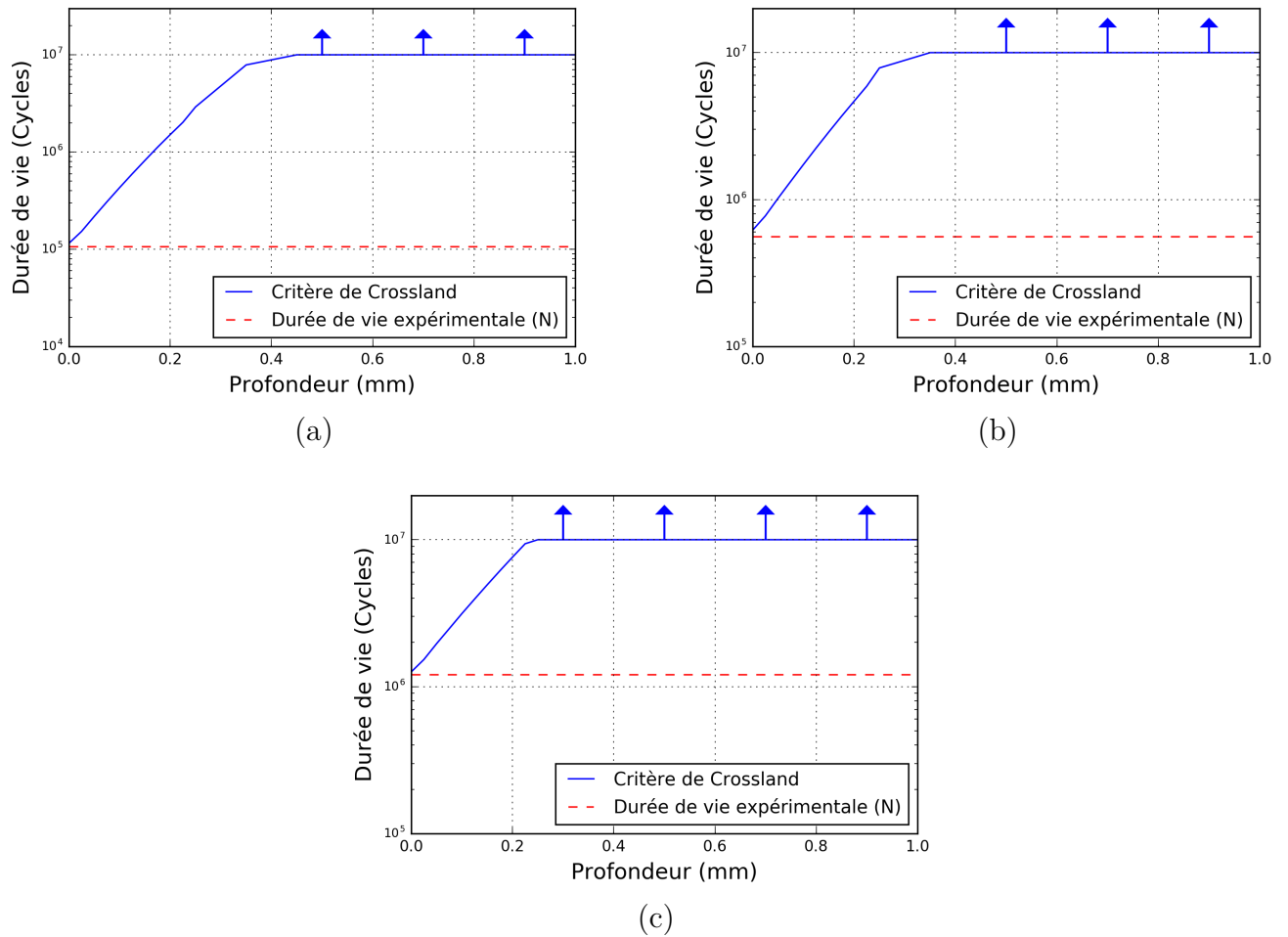


FIGURE 4.12 – Évolution de la durée de vie prédite en profondeur pour l'acier TRIP780 non grenailé à des chargements en flexion alternée de 535 (a), 470 (b) et 440 MPa (c)

4.3.3 Prise en compte de l'état de contrainte

Dans le cas des matériaux grenailés, plusieurs champs et grandeurs ont une influence sur la durée de vie du matériau. Les trois champs principaux sont :

- l'écrouissage : le matériau grenailé n'est plus le même que le matériau initial et possède un comportement plastique différent au cours des cycles,
- la rugosité (microgéométries) : celle-ci peut amener des concentrations de contraintes en surface,
- le champ de contraintes résiduelles.

Ces différents phénomènes ont des impacts différents sur la durée de vie en fatigue des matériaux grenailés. La figure 4.13 schématise ces différents impacts dans le diagramme de Crossland. La droite de Crossland correspond à celle de l'acier TRIP780 non grenailé à 10^6 cycles. L'écrouissage modifie le comportement mécanique du matériau au cours du cyclage, il a donc un impact sur la droite de Crossland elle-même. Si le point de chargement est représentatif du chargement mécanique, c'est la droite de Crossland qui porte les données matériaux. On sait que l'écrouissage a tendance à modifier le paramètre β du critère. La

rugosité agit comme un facteur de concentration de contrainte en surface, elle aura donc tendance à augmenter la charge et ainsi rapprocher le point de charge de la droite. Elle a un impact plutôt négatif sur la fatigue. Enfin, les contraintes résiduelles de compression ont tendance à éloigner le point de chargement de la droite et donc augmenter la durée de vie. C'est cet aspect qui est traité dans cette section.

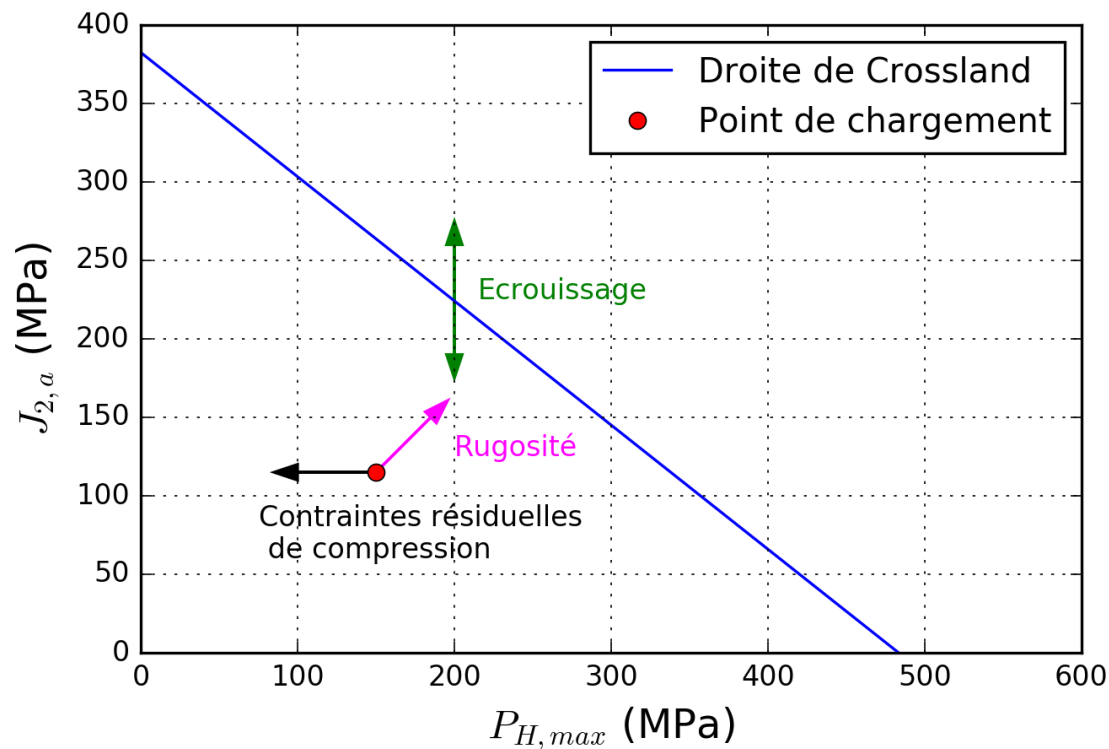


FIGURE 4.13 – Impact des différentes conséquences mécaniques du grenaillage sur la durée de vie en fatigue

Le post-traitement a été appliqué au cas de l'acier grenaillé. Étant donné que le calcul est purement élastique, le profil de contraintes n'évolue plus au cours du post-traitement. Il est donc nécessaire de choisir un état stabilisé de contrainte pour le calcul. On a vu que dans le cas de l'acier grenaillé, il est difficile de considérer un état de stabilisé de contrainte. Le cas le plus conservatif reste alors celui des résultats expérimentaux à $\frac{N_f}{2}$. Ce sont ces profils qui ont été insérés par la méthode thermique fictive comme cela a été effectué au chapitre précédent. La partition du massif pour l'insertion des contraintes résiduelles par cette méthode est la même que pour l'étude de la relaxation. La méthodologie du post-traitement est donc modifiée comme présentée dans la figure 4.14. Le reste de la méthodologie étant identique au cas non grenaillé.

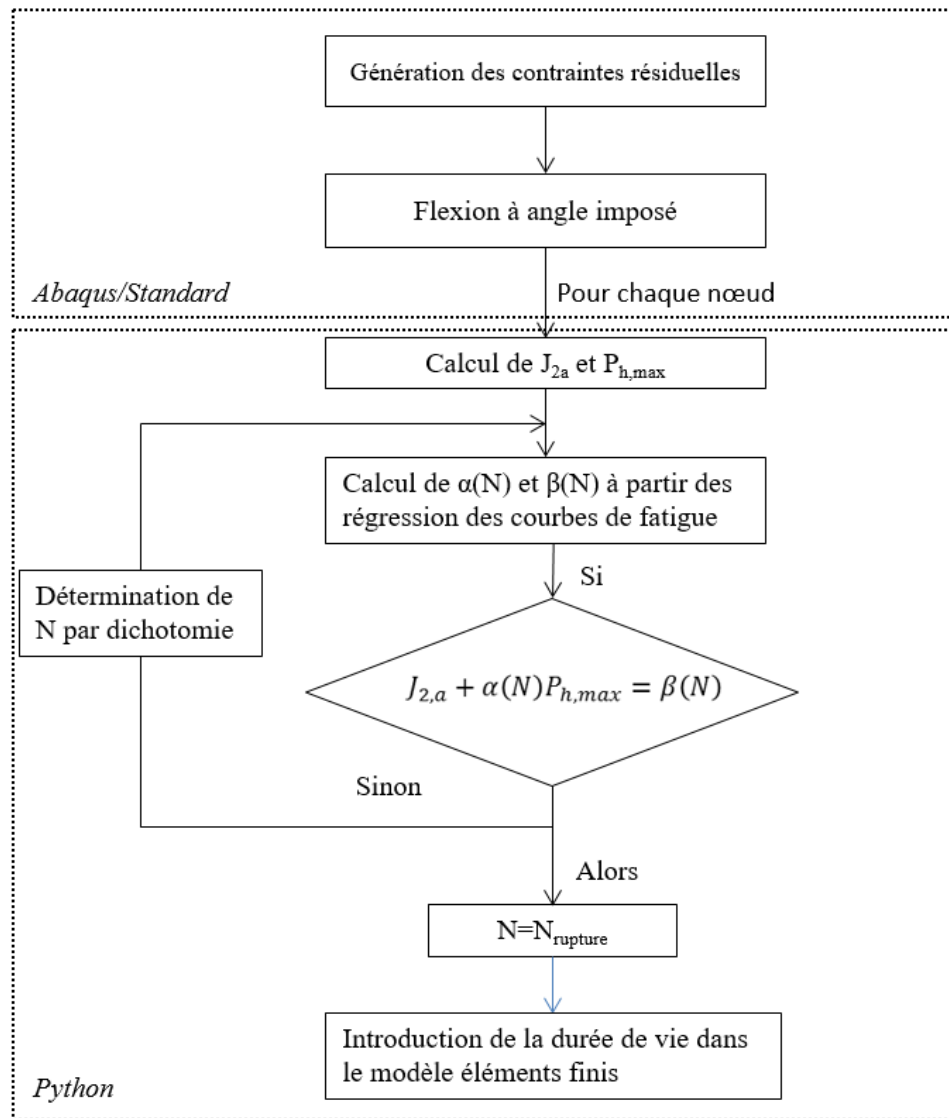


FIGURE 4.14 – Détermination de la durée de vie par post-traitement avec le critère de Crossland avec prise en compte de l'état de contraintes résiduelles initial

Les trois cas simulés pour le grenailage G1 sont les trois niveaux de chargement réalisés lors des essais de fatigue et pour lesquels des profils relaxés à $\frac{N_f}{2}$ cycles ont été déterminés expérimentalement. Sur les figures 4.15, 4.16 et 4.17, en (a), se trouve le profil de contraintes résiduelles inséré avant la flexion et le post-traitement. Les profils de durées de vie calculées sont tracés en fonction de la profondeur et comparés aux valeurs expérimentales (en (b)). Pour chaque cas, la durée de vie est plutôt bien estimée : elle est légèrement sous-estimée dans le cas à 650 MPa et surestimée dans le cas à 585 MPa. Cela pose la question de la qualité de l'hypothèse de pente constante entre la traction et la compression. En effet, une surestimation ou sous estimation dans les trois cas soulèverait un problème sur la valeur β mais la variation du signe des erreurs peut venir du calcul du paramètre α . De plus, la relaxation est progressive et plus rapide dans le cas du chargement le plus fort et l'état de contraintes à demi-vie n'est peut-être pas stabilisé. Dans le cas du chargement le plus faible, la relaxation est plus lente et l'état de contrainte est

peut-être plus stabilisé. Cependant, si l'estimation en terme de durée de vie est correcte, la profondeur prédite est mauvaise dans les trois cas. En effet, le post-traitement prédit une rupture plus probable en sous-couche, entre 100 et 200 μm . Or, les observations des faciès de rupture montrent une amorce probable dans 15-20 premiers micromètres.

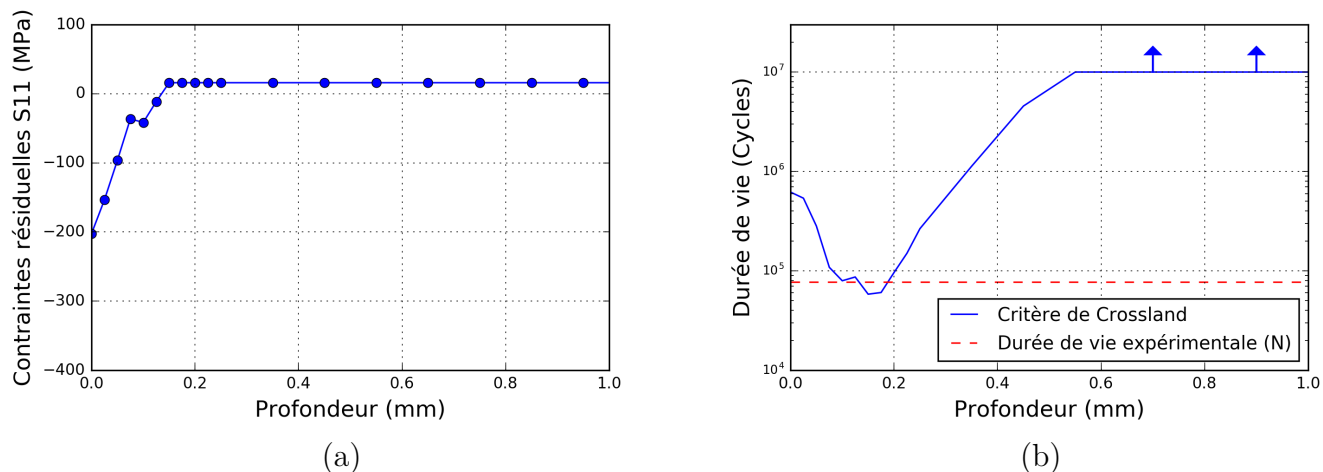


FIGURE 4.15 – Contraintes résiduelles insérées correspondant à 50 000 cycles à 650 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 650 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G1

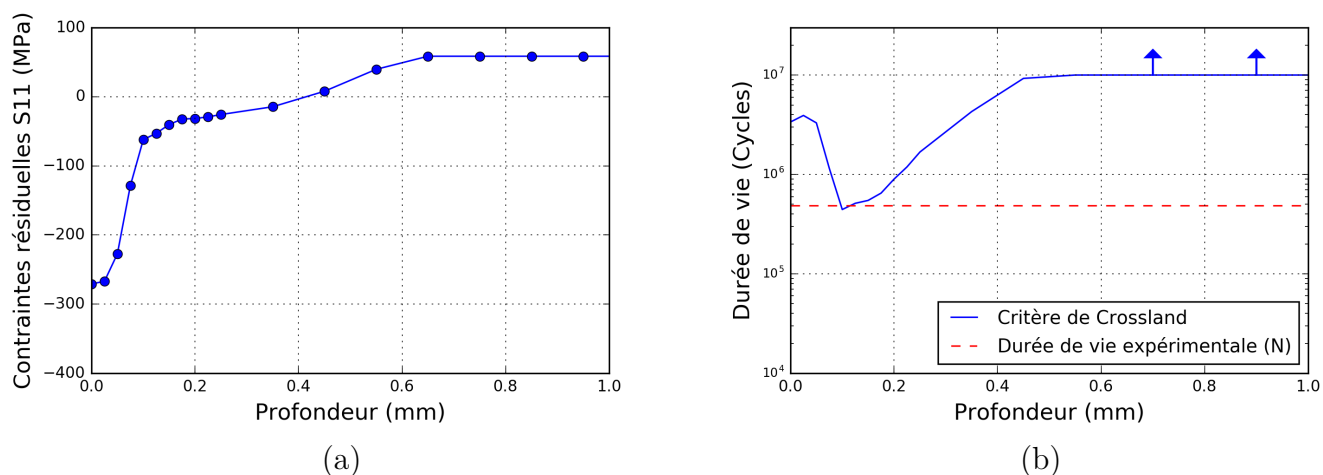


FIGURE 4.16 – Contraintes résiduelles insérées correspondant à 200 000 cycles à 600 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 600 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G1

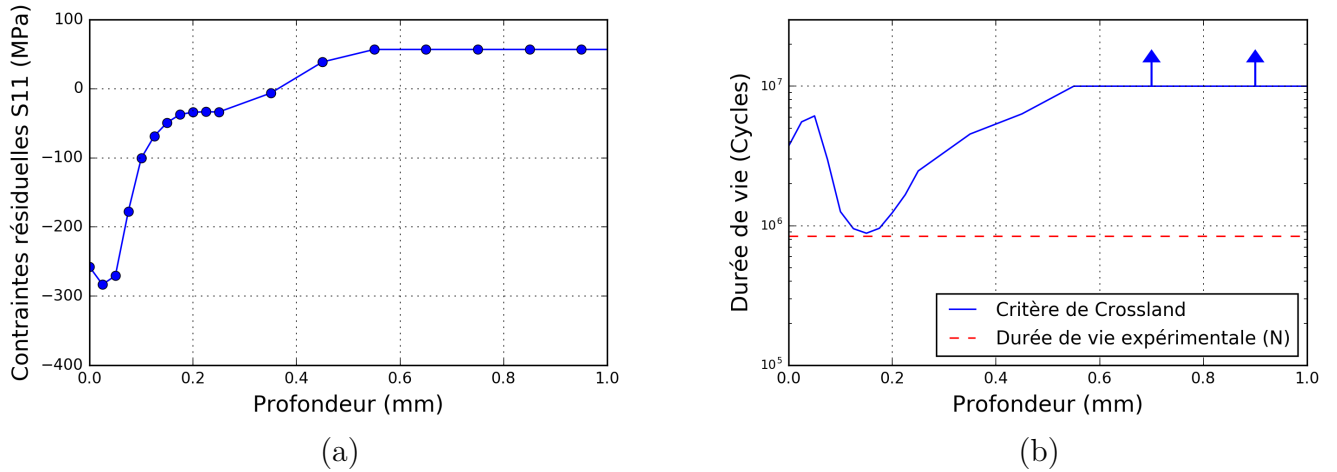


FIGURE 4.17 – Contraintes résiduelles insérées correspondant à 500 000 cycles à 585 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 585 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G1

Les figures 4.18, 4.19, 4.20, présentent les résultats du post-traitement pour le grenailage G3 pour des chargements de 650, 600 et 570 MPa respectivement. Les profils de contraintes résiduelles introduits pour le post-traitement ne correspondent pas toujours à un nombre de cycle égal à la demi-vie de l'éprouvette $\frac{N_f}{2}$. Dans le cas à 650 MPa, les 35 000 cycles effectués en flexion correspondent à la demi-vie de l'éprouvette grenailée. La durée de vie est surestimée. Dans les deux autres cas, la durée de vie est sous-estimée, or les profils de contraintes résiduelles ne correspondent pas aux demi-vies, celles-ci étant plus élevées. La relaxation de contraintes résiduelles est donc potentiellement encore plus grande. La durée de vie pourrait encore diminuer. Cependant, ces profils sont déjà très relaxés, on peut supposer que l'écart avec la demi-vie ne serait pas très grand.

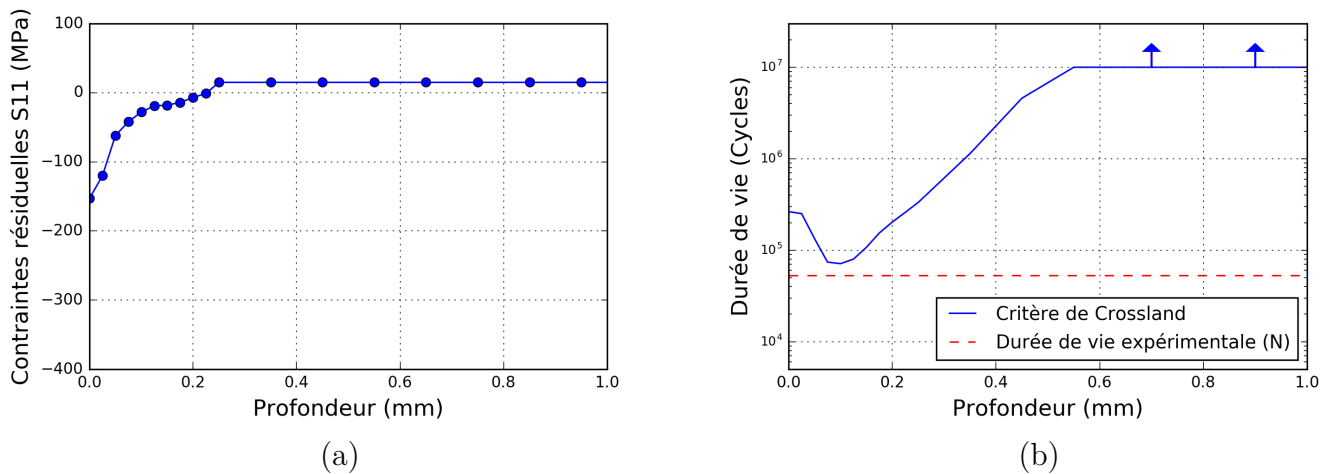


FIGURE 4.18 – Contraintes résiduelles insérées correspondant à 35 000 cycles à 650 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 650 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G3

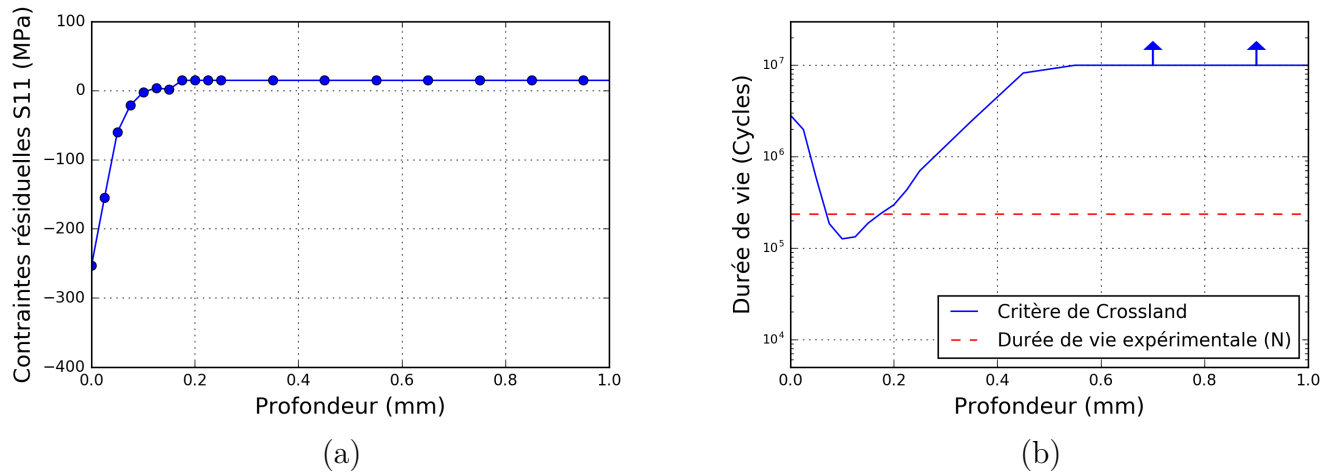


FIGURE 4.19 – Contraintes résiduelles insérées correspondant à 50 000 cycles à 600 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 600 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G3

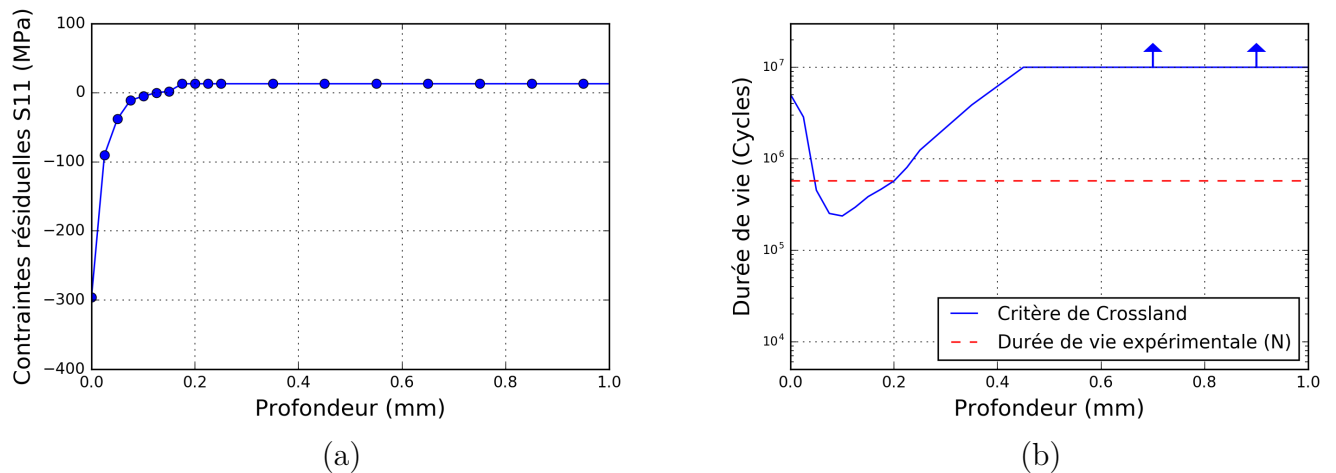


FIGURE 4.20 – Contraintes résiduelles insérées correspondant à 80 000 cycles à 570 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 570 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G3

Sur la courbe de Wöhler (Figure 4.21), les points de simulation ont été placés avec les résultats expérimentaux et les régressions. Les valeurs insérées sont les minima de durée de vie pour chaque post-traitement. Les durées de vie prédites pour le grenailage G1 sont bien dans les intervalles expérimentaux. Pour le grenailage G3, la pente de fatigue est plus importante par le post-traitement qu'expérimentalement mais le résultat est globalement correct.

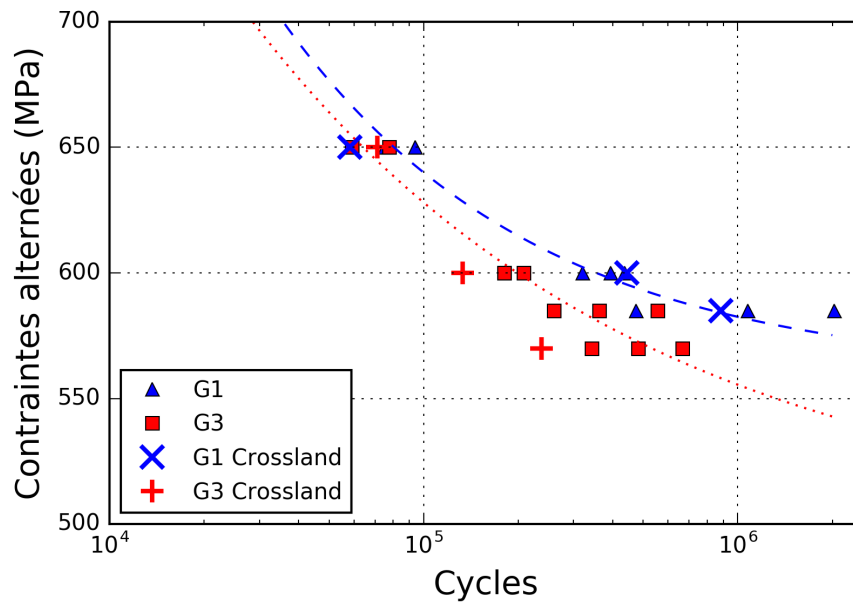


FIGURE 4.21 – Comparaison des points de fatigue expérimentaux et calculés avec le critère de Crossland pour l'acier TRIP780 et les grenailages G1 et G3

Si cette méthodologie prédit correctement la durée de vie pour le grenailage G1 et avec une erreur acceptable pour le grenailage G3, les lieux d'amorce sont mal estimés au regard de l'étude des faciès. Plusieurs interprétations sont alors possibles pour expliquer cet écart. La plus probable est l'absence de concentrateurs de contraintes représentatifs de la microgéométrie dans ces modélisations. Ceux-ci augmenteraient le chargement en surface et rapprocheraient les lieux d'amorce de la surface. La méthodologie de prise en compte de la relaxation n'est pas exempte de critiques, rien ne garantit que la relaxation soit terminée à $\frac{N_f}{2}$ cycles. Cependant, dans cette méthodologie, on considère le profil stabilisé à $\frac{N_f}{2}$ cycles dès le premier cycle, ce qui n'est pas le cas réellement du point de vue de l'endommagement. Une marge importante de sécurité est alors prise avec ce profil. Ces deux hypothèses contradictoires peuvent donc se compenser mutuellement dans une certaine mesure difficilement quantifiable. Enfin, dans cette méthodologie, le coefficient β du critère est considéré constant entre le cas de l'acier grenailé ou non grenailé. Or, ce coefficient peut être proportionnel à l'écrouissage dans le matériau. En effet, les éprouvettes grenillées et non grenillées n'ont pas les mêmes limites d'élasticité. Si l'on pouvait enlever les contraintes résiduelles et la rugosité des éprouvettes grenillées sans modifier la microstructure et l'écrouissage, la courbe de Wöhler trouvée serait probablement différentes de celle de l'acier non grenailé. Cet effet est notamment accentué avec un acier TRIP780 à cause de la transformation de phase martensitique en proche surface.

4.4 Conclusions sur l'étude en fatigue de l'acier TRIP780

Dans ce chapitre, l'étude en fatigue de l'acier TRIP780 a été menée expérimentalement et numériquement. Les essais de fatigue en flexion alternée ont permis de montrer le gain important de durée de vie apporté par les deux grenailage de l'étude : jusqu'à 30% pour

le grenaillage G1 et 24% pour le grenaillage G3. Le gain de durée de vie diminue quand la contrainte maximale augmente. Cela peut s'expliquer en grande partie par la relaxation des contraintes résiduelles plus importante à ces niveaux de contraintes. L'étude des faciès a montré que, pour le grenaillage G1, l'amorce se fait essentiellement en proche surface sans défaut ni inclusions visibles au MEB. Un post-traitement par critère de fatigue multiaxiale de Crossland a été codé et appliqué aux modèles éléments finis 3D de l'éprouvette d'acier TRIP780. Au préalable les profils de contraintes résiduelles déterminées expérimentalement à $\frac{N_f}{2}$ cycles ont été introduits par la méthode thermique fictive. Les résultats montrent que la durée de vie est bien estimée pour le grenaillage G1 et un peu moins bien pour le grenaillage G3. Cependant, les zones d'amorce (i.e. les profondeurs ayant la durée de vie prédite la plus faible) sont mal estimées. La prise en compte des effets de microgéométries voire de l'écrouissage pourraient palier à cet écart tout comme l'intégration progressive en fonction du nombre de cycle et du chargement de la relaxation dans le post-traitement en fatigue.

Conclusions générales et perspectives

Conclusions Les effets positifs du grenaillage sur la durée de vie en fatigue des pièces mécaniques sont souvent mal pris en compte dans la chaîne de dimensionnement des bureaux d'études. Ceci amène à un surdimensionnement des pièces et alourdit les structures. Pour remédier à cela, il est nécessaire de bien maîtriser le procédé de grenaillage de précontrainte mais également la stabilité des champs mécaniques bénéfiques en fatigue introduits par celui-ci. Une fois l'évolution de ces champs bien connue, il est alors possible de les prendre en compte de manière précise dans un post-traitement en fatigue. Si ce problème a déjà été traité dans de nombreuses études expérimentalement ou par modélisations analytiques ou numériques, le défi est ici de proposer une méthodologie applicable aux matériaux multiphasé et/ou à transformation de phase.

Dans cette étude, un intérêt particulier a été donné à l'étude expérimentale de la stabilité des contraintes résiduelles de grenaillage, un des principaux facteurs du gain de durée de vie. Il a été montré que celles-ci se relaxent de façon non négligeable. L'étude a été réalisée dans les différents constituants mécaniques et a montré que dans l'acier TRIP780, celle-ci est principalement guidée par les constituants ferritiques (ferrite, martensite et bainite) majoritaires mais a également lieu dans l'austénite minoritaire. Les résultats d'analyses de contraintes montrent que la relaxation est fortement liée aux chargements et aux nombres de cycles imposés. Celle-ci n'a pas uniquement lieu dans les premiers cycles de sollicitation de l'éprouvette mais au moins jusqu'à sa demi-vie. De plus, la relaxation des contraintes résiduelles s'accompagne d'une évolution de l'écrouissage surfacique observée par l'intermédiaire des largeurs de pics de diffraction. Cependant, cette évolution est difficile à quantifier. L'écrouissage a pourtant un rôle très important dans l'évolution des contraintes résiduelles au cours des cycles de flexion. A nombre de cycle et niveau de contraintes équivalents, pour un grenaillage deux fois moins intense, la relaxation est plus importante. Enfin, il a été démontré qu'avec un certain nombre d'échantillon d'essais de relaxation (couple cycles/chargement), il est possible de décrire la relaxation pour des nombres de cycles et changements différents. Des modèles phénoménologique permettent donc de décrire voire de prédire la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage.

Dans un second temps, la modélisation de la relaxation a été réalisée par éléments finis avec différents modèles de comportement. Après avoir introduit les contraintes résiduelles par la méthode thermique fictive, le modèle éléments finis de l'éprouvette d'acier TRIP780 a été sollicitée à différents nombres de cycles et chargements de flexion. La relaxation a d'abord été étudiée avec des modèles élastoplastiques cinématique ou isotrope linéaires. Ces modèles permette de bien prédire la relaxation macroscopique en sous-couche avec un profil d'écrouissage choisi parmi plusieurs valeurs (20 % en surface puis décroissance exponentielle). Cependant, l'évolution pourrait être mieux décrite en surface et à coeur (au-delà de 250 micromètres).

L'étude numérique a été menée jusqu'à l'évolution des champs mécaniques par phases grâce à un modèle de comportement à transition d'échelle. S'il a été démontré qu'il est possible d'introduire des profils de contrainte par phase et que l'on pouvait étudier la relaxation par phase. Les paramètres du modèle pourraient être optimisés pour mieux

décrire la relaxation.

Des essais cycliques jusqu'à rupture ont également été réalisés et permis de tracer une courbe de Wöhler pour différents grenaillages de l'acier TRIP780. Les gains de durée de vie ont pu être quantifiés et les zones d'amorces identifiées. Il a été montré que le gain de durée de vie est plus important à fort nombre de cycle et que l'écart avec la durée de vie du matériau de base diminue en se rapprochant du domaine oligocyclique. Ceci peut s'expliquer par la relaxation plus importante à forts niveaux de chargement. L'apport bénéfique des contraintes résiduelles de compression diminue. Il est donc nécessaire de considérer cette relaxation dans les post-traitements en fatigue. Les profils de contraintes résiduelles relaxées déterminés expérimentalement ont alors été introduits dans un modèle éléments finis. Un post-traitement par critère de fatigue multiaxiale de Crossland a été développé et appliqué aux deux grenaillages. Si la durée de vie est bien estimée, la profondeur d'amorce est incorrecte. Pour améliorer ce résultat une prise en compte de l'écrouissage et des effets de microgéométrie doit être effectuée.

Perspectives L'objectif du projet CONDOR dans lequel s'inscrit cette étude est de donner une méthode applicable industriellement pour prendre en compte plus précisément les gains apportés par le grenaillage dans le dimensionnement en fatigue des pièces mécaniques. Comme le montre cette étude, le gain apporté par le grenaillage est variable selon le chargement appliqué, les paramètres de grenaillage ou encore le matériau. Actuellement, le grenaillage est souvent pris en compte par un gain forfaitaire constant sur la limite en fatigue du matériau choisi pour la pièce étudiée. Ce gain est déterminé après un certain nombre d'essai de fatigue sans s'intéresser à l'évolution des contraintes. Cette étude montre qu'en effectuant quelques essais cycliques interrompus ou des simulations éléments finis avec des modèles élastoplastiques linéaires, il est possible de décrire plus précisément le gain de durée de vie et de l'adapter selon le domaine de fatigue étudié. Ceci peut permettre d'être moins conservatif dans le dimensionnement et ainsi alléger les structures ou au moins garantir l'intégrité des pièces plus longtemps.

Pour aller plus loin dans la description et la prédiction de la relaxation, l'écrouissage post-grenaillage doit être mieux identifié et quantifié. Pour cela, plusieurs méthodes existent. Elles ont été décrites succinctement dans le chapitre 3. Cette écrouissage, une fois quantifié, peut également être introduit plus précisément dans les modèles éléments finis en initialisant directement les variables d'écrouissages cinématique et isotrope ($\underline{X}$ et R). La méthode d'utilisation des limite d'élasticité reste une méthode efficace pour la prise en compte de la relaxation. Elle peut être améliorée en déterminant celle-ci non pas sur une courbe de traction monotone mais sur des essais de traction cyclique. En effet, les impacts répétés des billes sur la surface de la pièce peuvent s'apparenter à un essai cyclique. Les simulations éléments finis du procédé de grenaillage montre d'ailleurs un écrouissage final supérieur à 20% (plus de 30%) qui ne peut être représenté sur une courbe de traction monotone. C'est également dans ce sens que les simulations de grenaillage peuvent apporter beaucoup à l'étude de la relaxation des contraintes. Enfin, il serait intéressant d'étudier la superposition des méthodes de prédiction des contraintes résiduelles telles que décrites dans cette étude à des géométries plus complexes.

L'aspect multiphasé peut également être approfondi. Pour la modélisation de la relaxation, l'hypothèse a été faite de considérer uniquement deux phases (austénite et consti-

tueuts ferritiques). Il pourrait être intéressant d'étudier l'évolution des contraintes dans les deux autres phases (bainite et martensite) en utilisant des méthodes de déconvolution des pics en diffraction des rayons X. Ceci permettrait d'identifier le rôle de la martensite formée sur la stabilité des contraintes résiduelles et donc sur la durée de vie en fatigue du TRIP780 grenailé. Il serait également intéressant d'étudier les mécanismes physiques à l'origine de l'évolution des largeurs de pics de diffraction dans la couche grenailée au cours des sollicitations cycliques. L'étude des domaines cohérents avec la méthode de Warren-Averbach modifiée peut être une première approche. Une observation des dislocations par synchrotron sur des échantillons ayant vu différents chargements et nombres de cycles serait très intéressante. L'étude en fatigue pourrait également être réalisée par phases. Pour cela, il serait nécessaire d'identifier les paramètres mécaniques de fatigue de chacun des constituants mécaniques de l'acier TRIP780. Ce type d'étude pourrait donner des résultats pertinents sur les amorces de fatigue dans la microstructure. Celle-ci étant très fines, il est difficile de déterminer dans quelles phases amorcent les fissures et si la propagation est inter ou intragranulaire.

Observations EBSD

A.1 Microstructure à coeur de l'acier TRIP780

Ces observations ont été effectuées dans l'épaisseur d'une éprouvette de TRIP780 non grenillée. La direction DT (direction 1) est la verticale et DL l'horizontale.

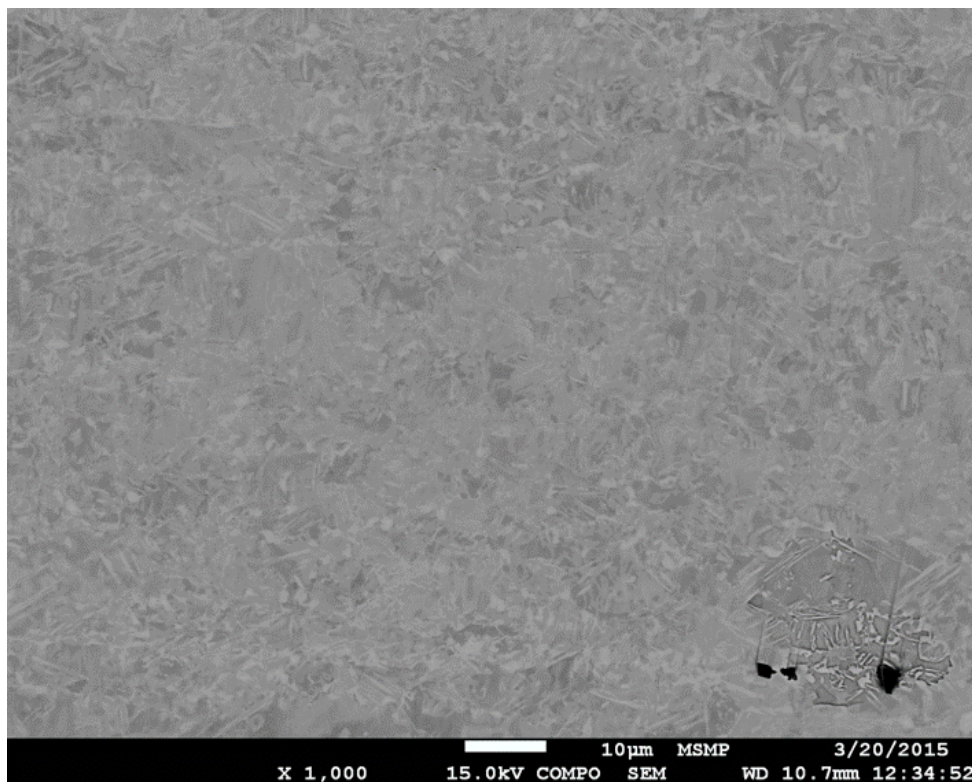


FIGURE A.1 – Cliché MEB de l'acier TRIP780 non déformé à coeur

La figure A.1 est un cliché MEB présentant la zone qui a été observé en EBSD. La figure A.2 présente le contraste de bande dans cette zone.

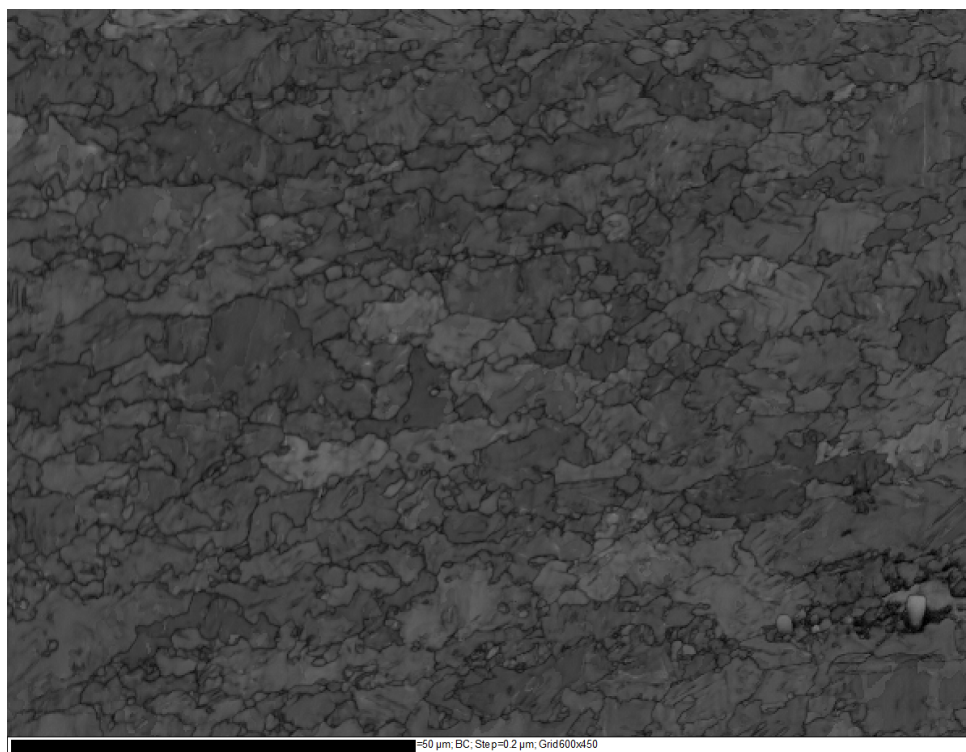


FIGURE A.2 – Cliché EBSD en contraste de bande

La figure A.3 présente l'orientation des grains au coeur du TRIP780 selon les angles d'Euler.

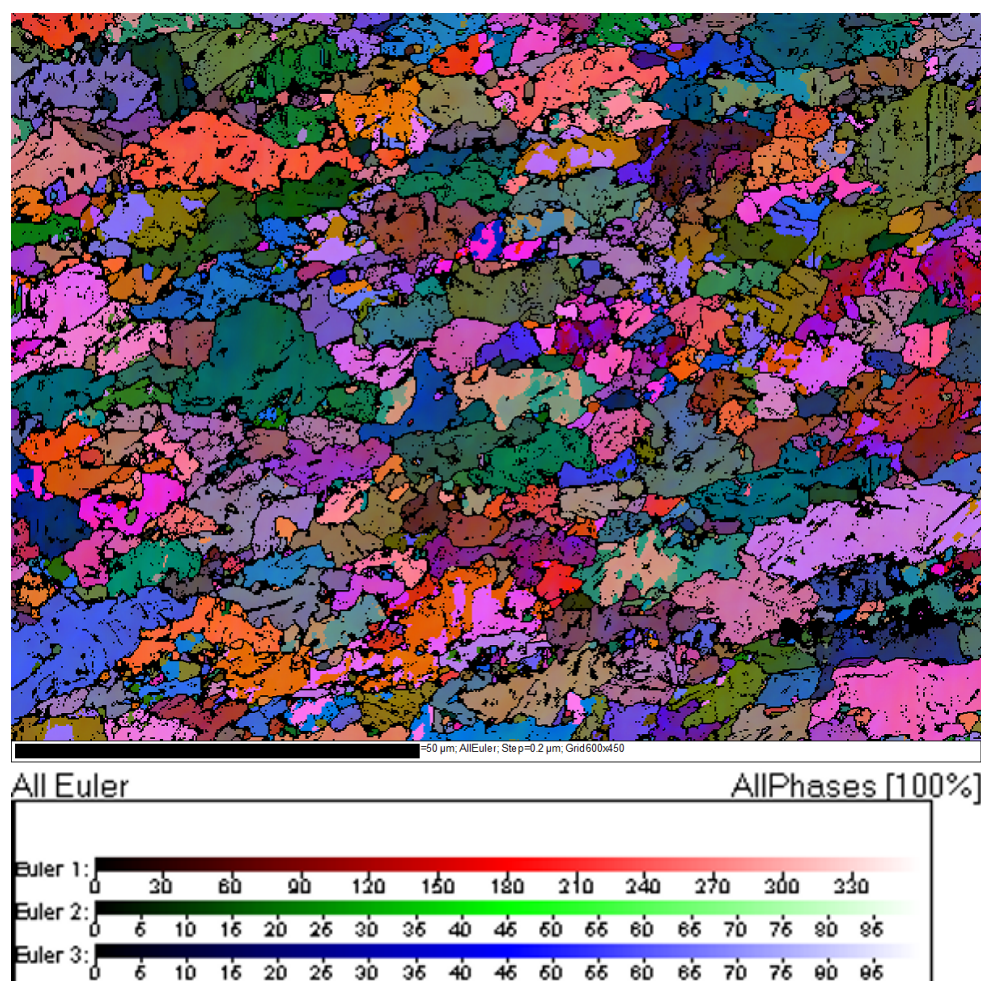


FIGURE A.3 – Cartographie de l'orientation des grains selon les angles d'Euler de l'acier TRIP780 non déformé à coeur

La figure A.4 présente l'indexation des phases selon leur configuration cristallographique. Les points rouges correspondent aux phases cubiques face centrée, c'est-à-dire l'austénite dans le cas du TRIP780. On remarque que l'indexation n'est pas très bonne. Seul 0,47% d'austénite est détectée contre 13% en analyse DRX.

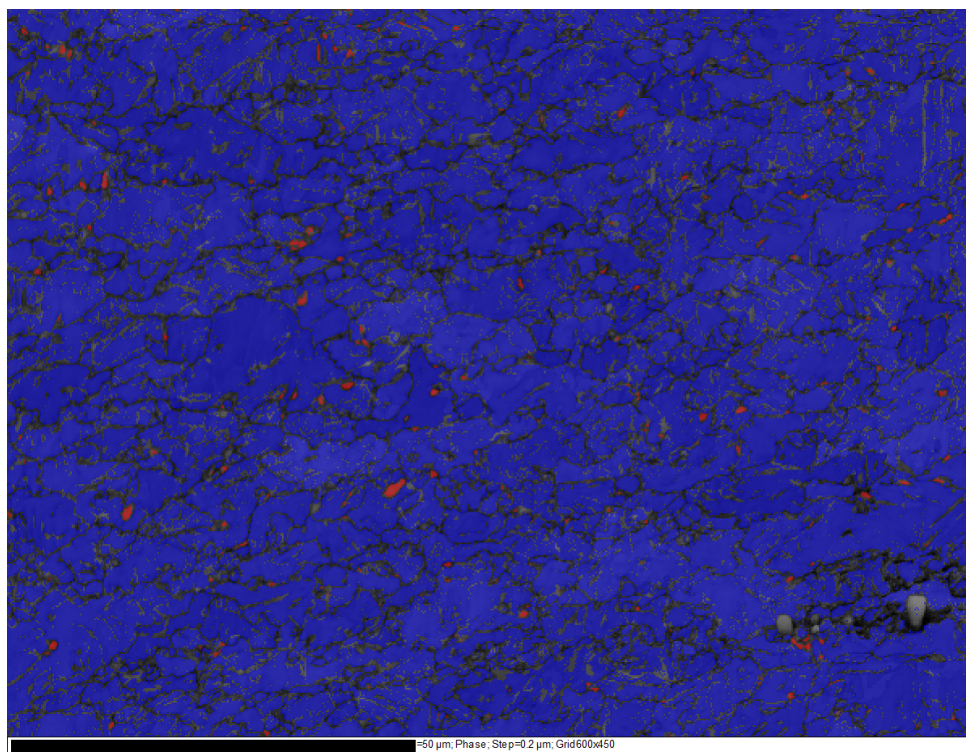


FIGURE A.4 – Indexation des phases par EBSD

Les deux figures suivantes présentes les figures de pôles dans les deux phases. Les résultats dans l'austénite sont à prendre avec précaution étant donné le peu de pixels d'austénite indexés.

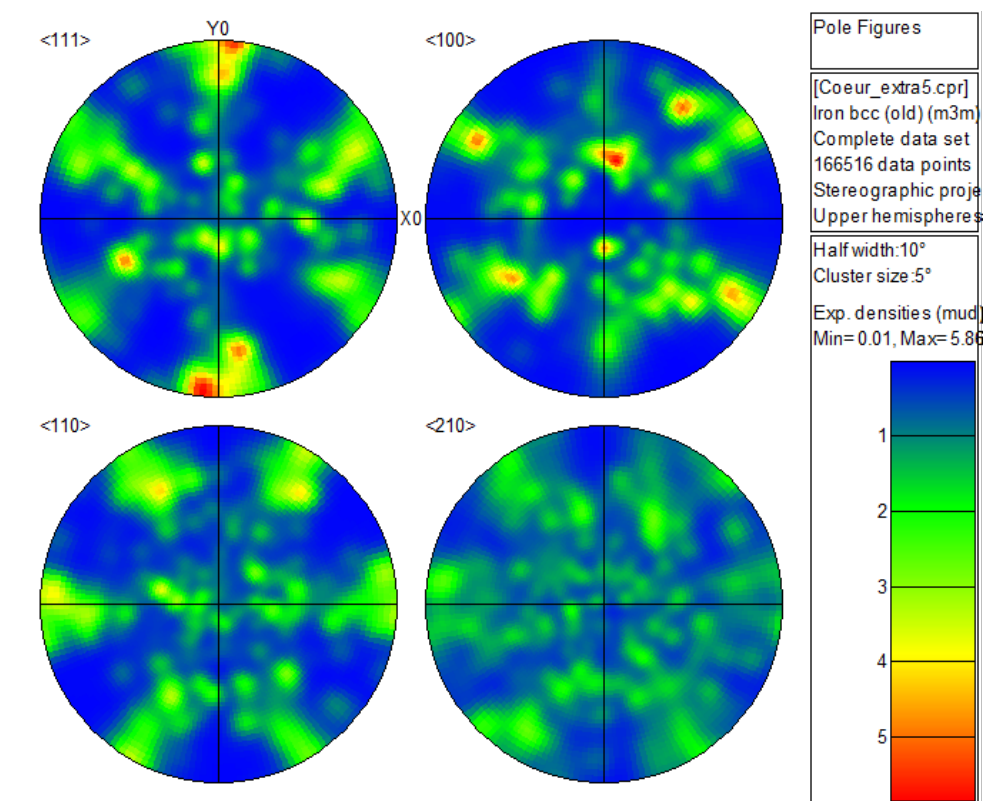


FIGURE A.5 – Figures de pôle des constituents ferritiques

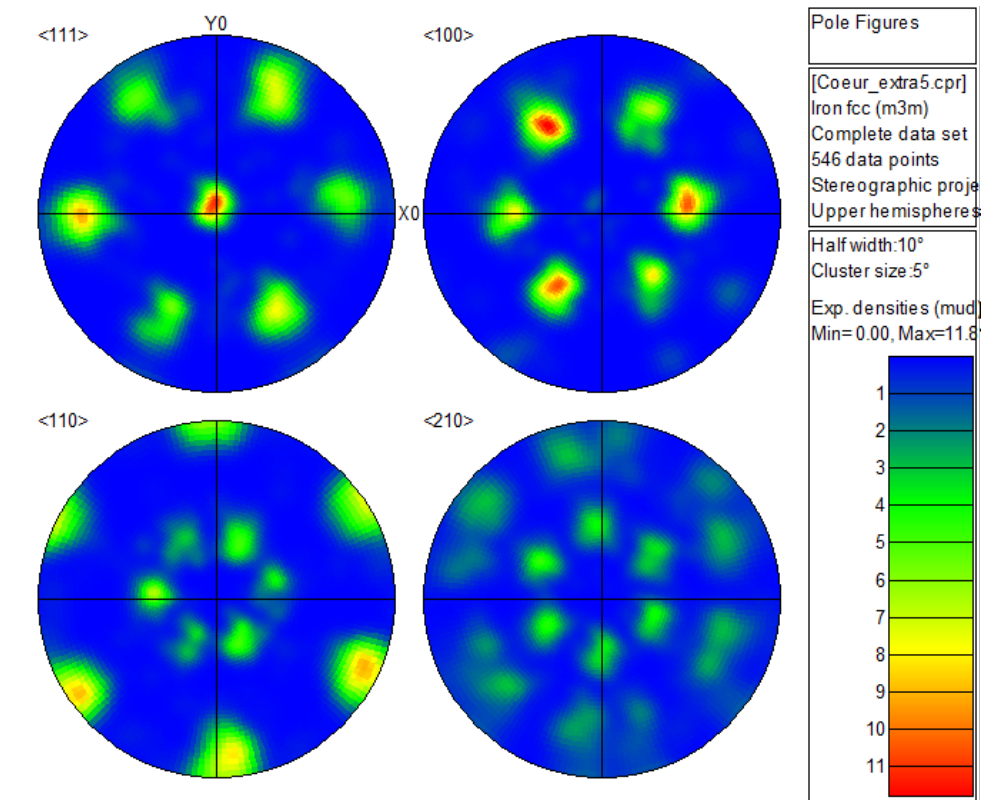


FIGURE A.6 – Figures de pôle de l'austénite

A.2 Microstructure en surface de l'acier TRIP780 grenailé G1

Dans cette partie, les résultats d'EBSD sur une éprouvette d'acier TRIP780 grenailé G1 sont présentés. La surface grenailée se trouve en bas des images. L'échantillon a été préparé par le procédé de Cross-section polisher (polissage ionique). La figure A.7 présente le contraste de bande obtenu.

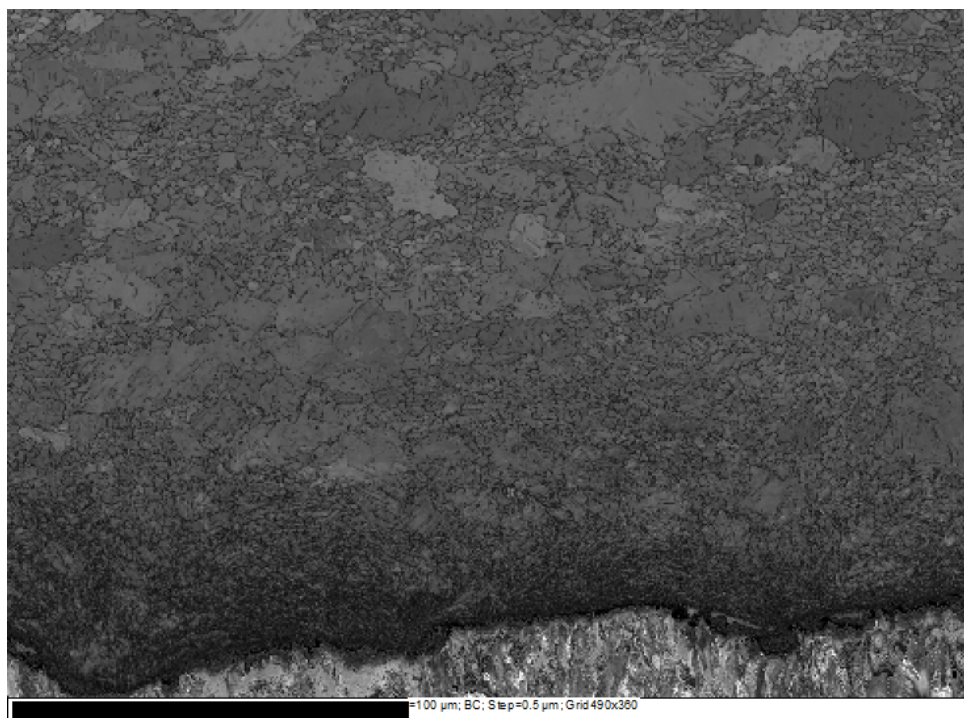


FIGURE A.7 – Contraste de bande en surface d'un échantillon d'acier TRIP780 grenailé G1

La figure A.8 présente l'orientation des grains sur la surface grenailée. On remarque qu'un certains nombres de zones n'ont pas été indexées en surface.

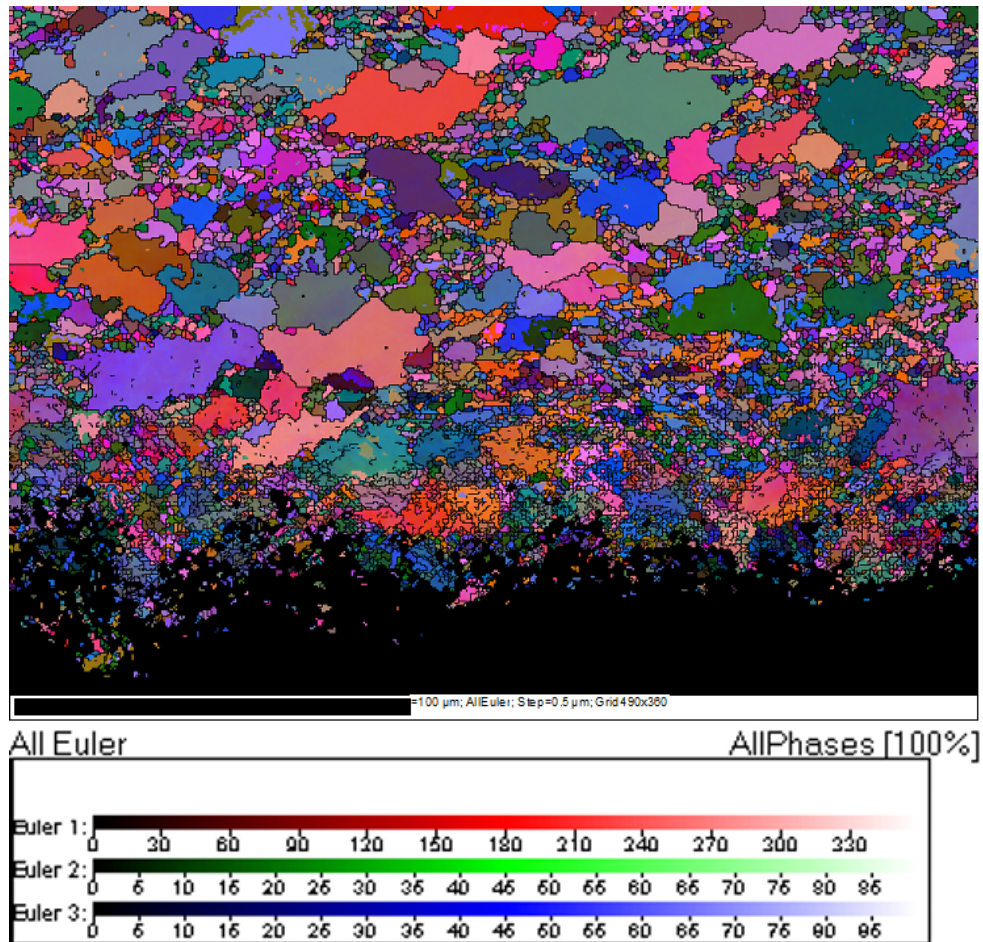


FIGURE A.8 – Cartographie de l'orientation des grains selon les angles d'Euler de l'acier TRIP780 grenailé G1 en surface

Résultats expérimentaux sur la relaxation

Cette annexe regroupe la totalité des résultats d'analyses par diffraction des rayons X sur le TRIP780 grenailé G1 et G3. Pour chaque grenailage, les résultats d'analyse des contraintes résiduelles macroscopiques, ferritiques et dans l'austenite sont présents pour chaque chargement et chaque nombre de cycles de sollicitation. Les largeurs intégrales des pics de diffraction ferritiques sont également présentées.

B.1 Grenailage G1

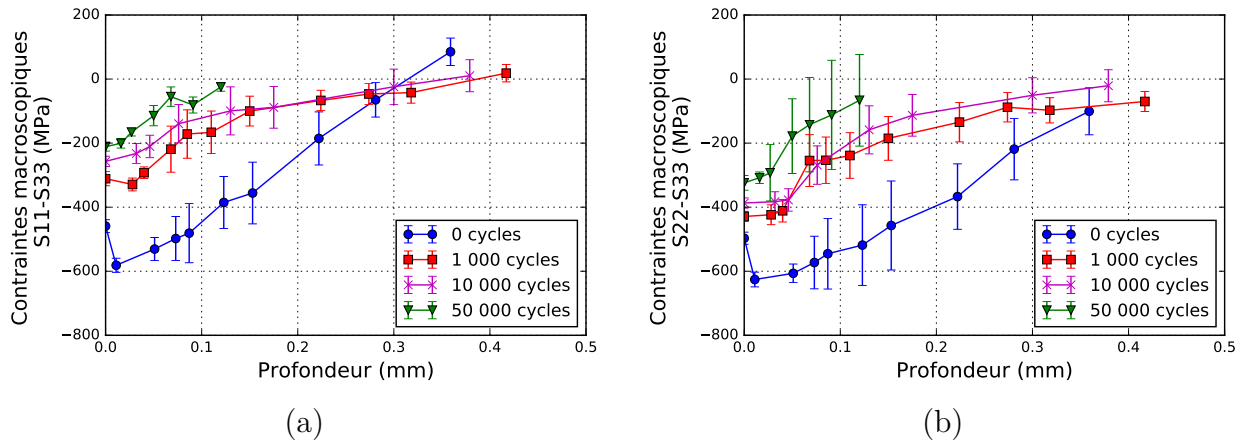


FIGURE B.1 – Contraintes macroscopiques, grenailage G1 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

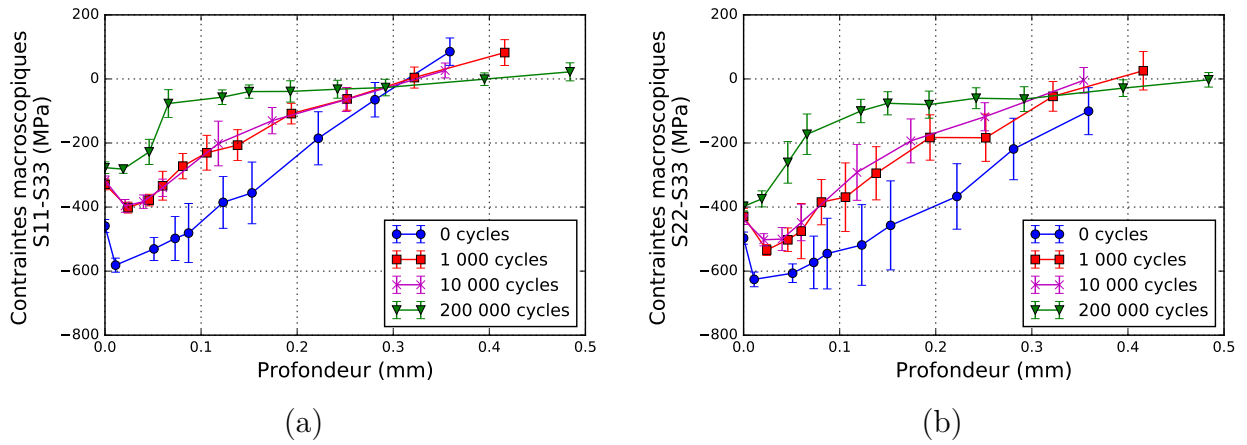


FIGURE B.2 – Contraintes macroscopiques, grenailage G1 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

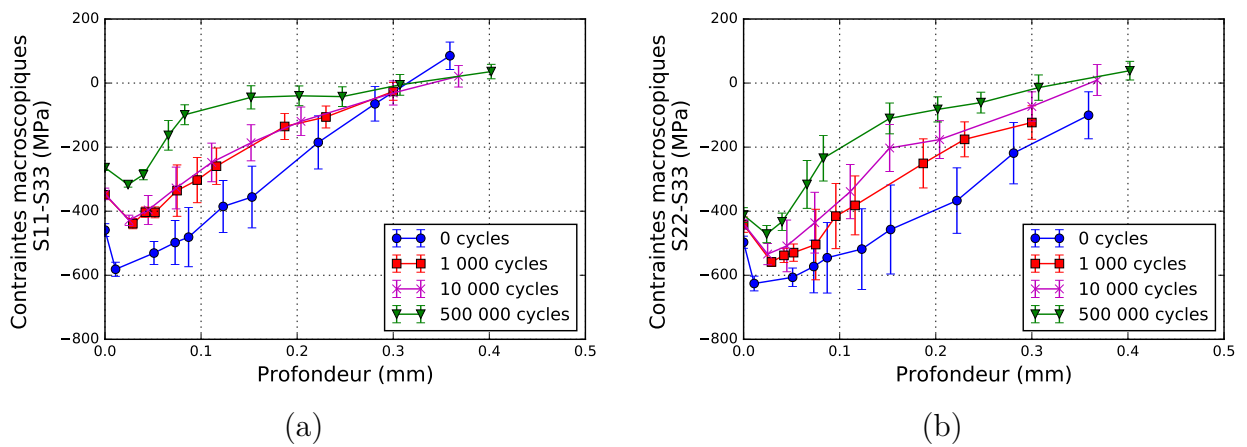


FIGURE B.3 – Contraintes macroscopiques, grenailage G1 à 585 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

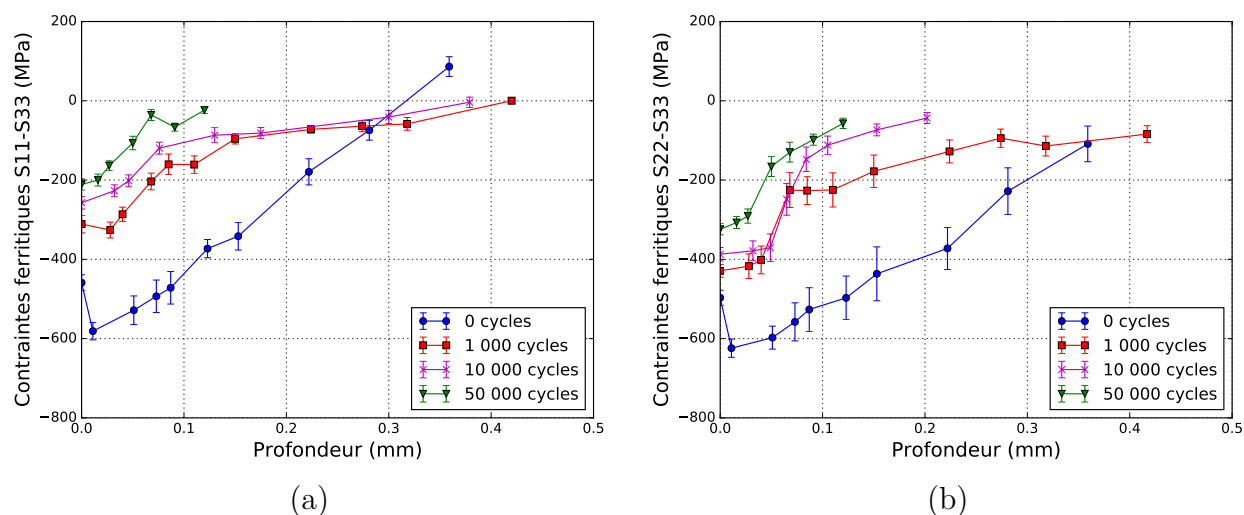


FIGURE B.4 – Contraintes ferritiques, grenailage G1 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

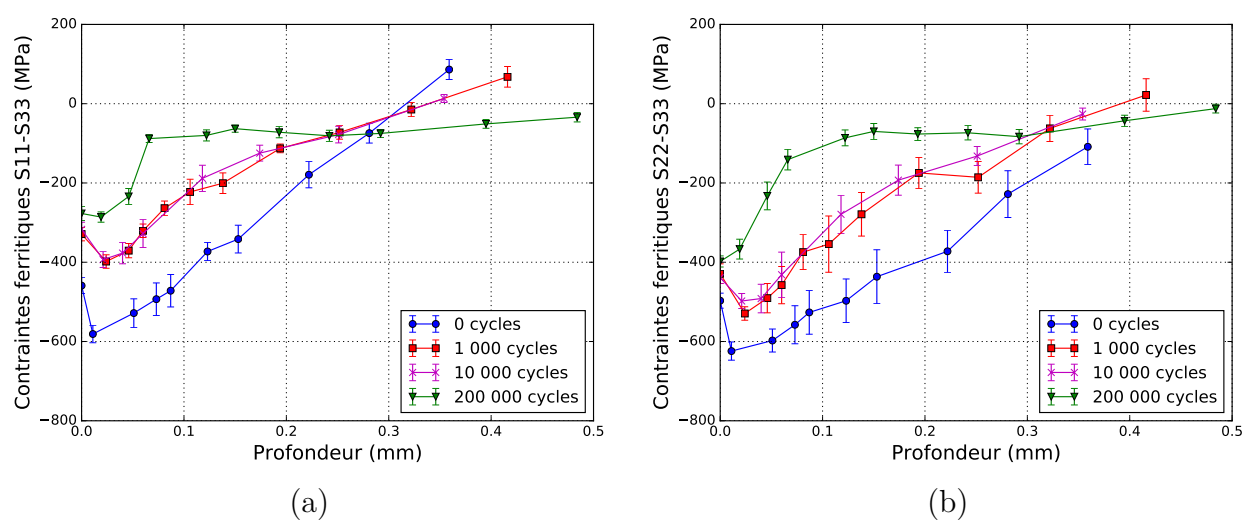


FIGURE B.5 – Contraintes ferritiques, grenailage G1 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

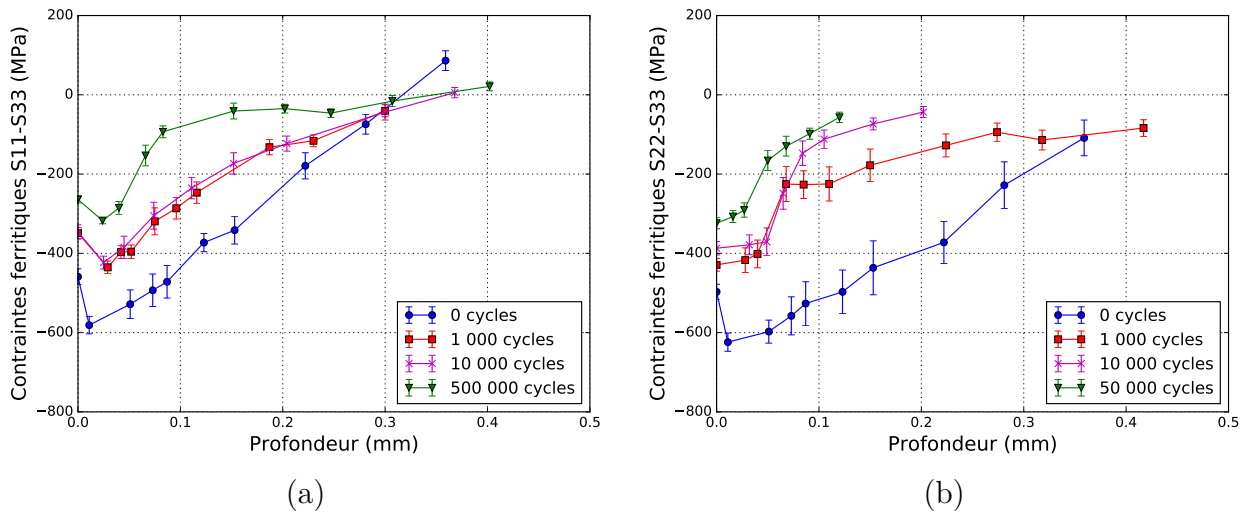


FIGURE B.6 – Contraintes ferritiques, grenaillage G1 à 585 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

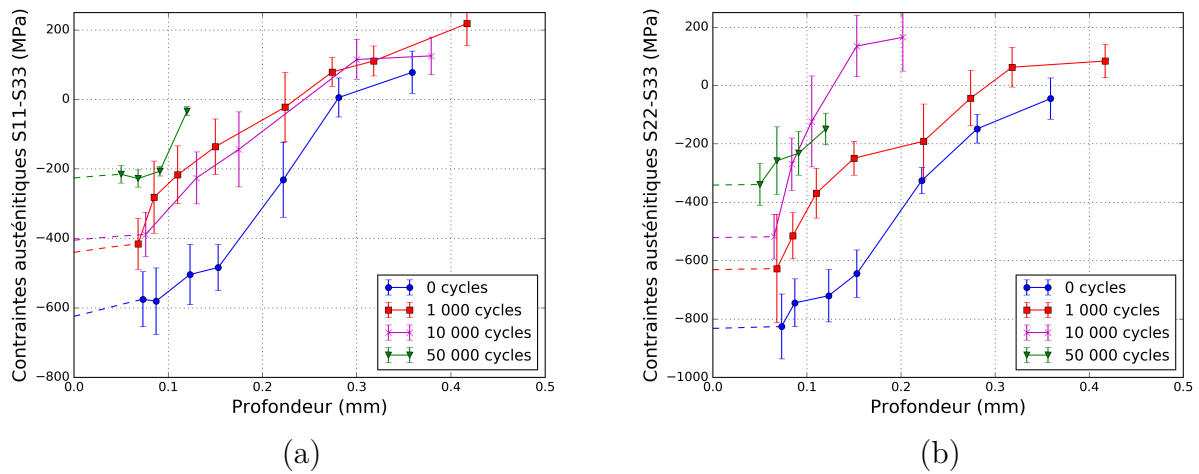
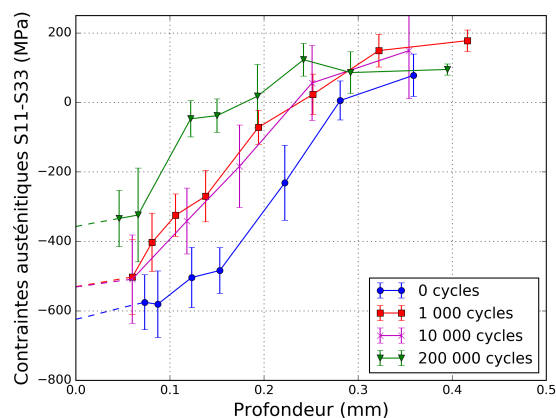
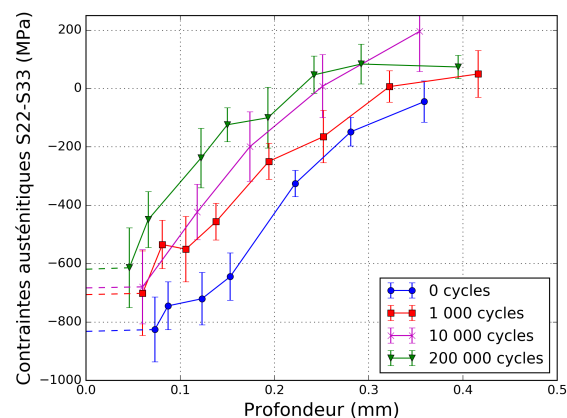


FIGURE B.7 – Contraintes austénitiques, grenaillage G1 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

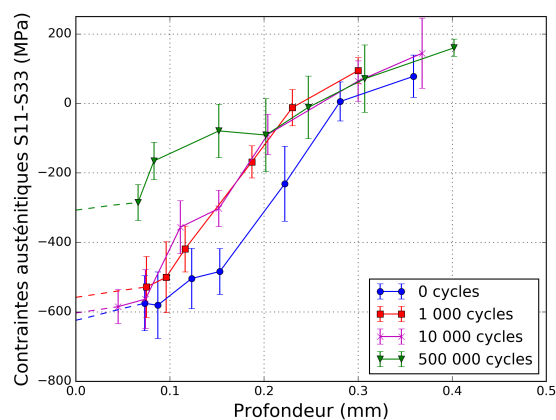


(a)

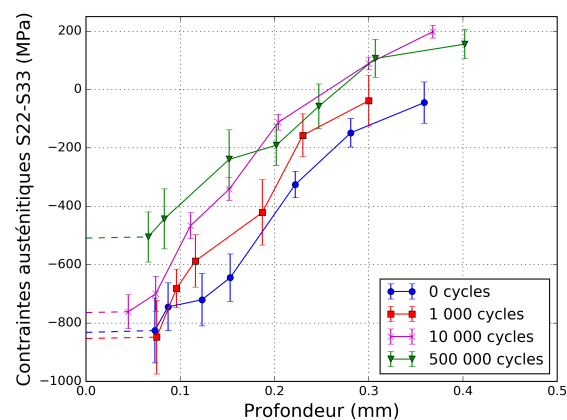


(b)

FIGURE B.8 – Contraintes austénitiques, grenailage G1 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)



(a)



(b)

FIGURE B.9 – Contraintes austénitiques, grenailage G1 à 585 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

B.2 Grenaillage G3

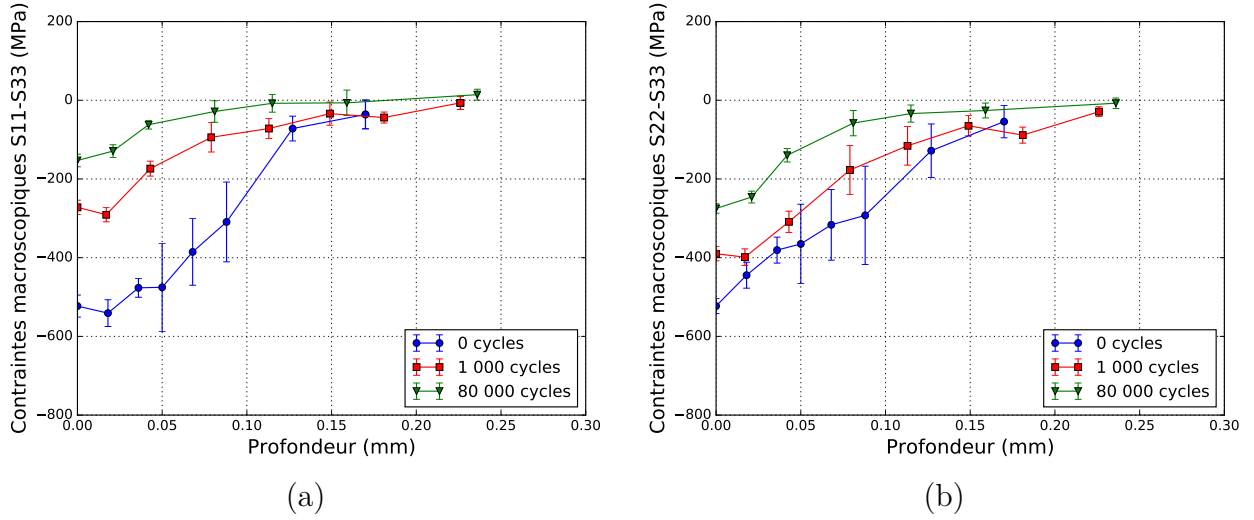


FIGURE B.10 – Contraintes macroscopiques, grenaillage G3 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

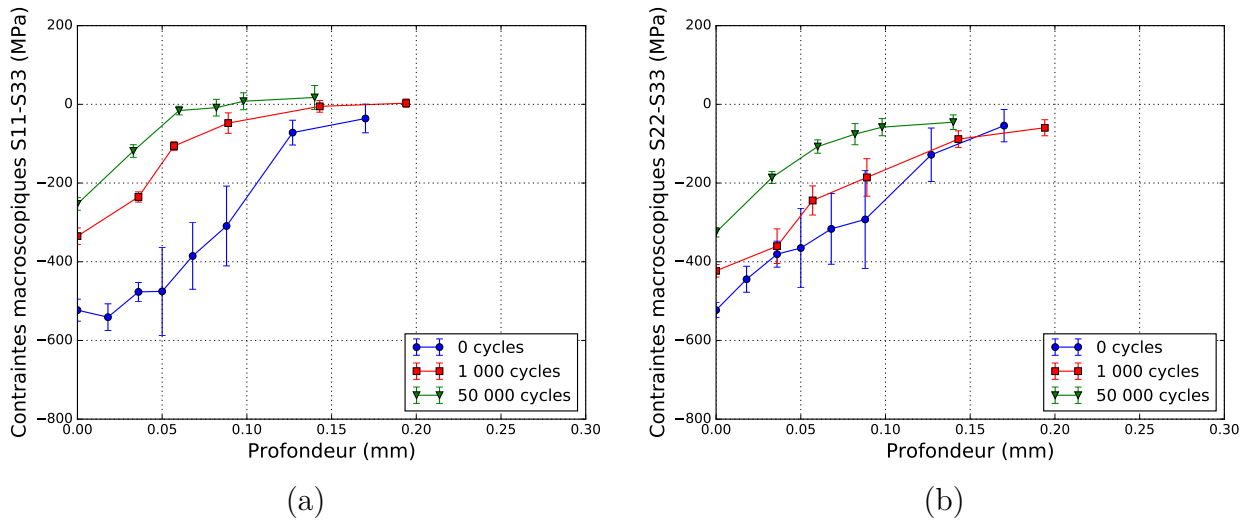
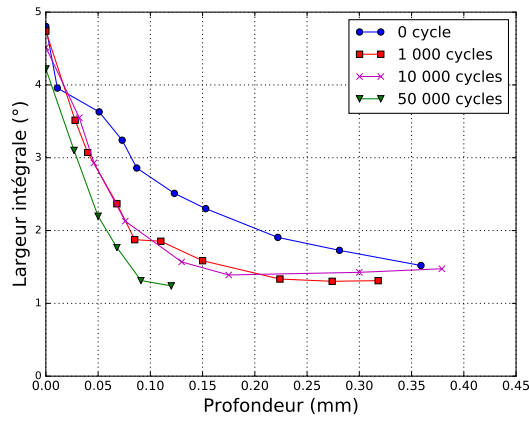
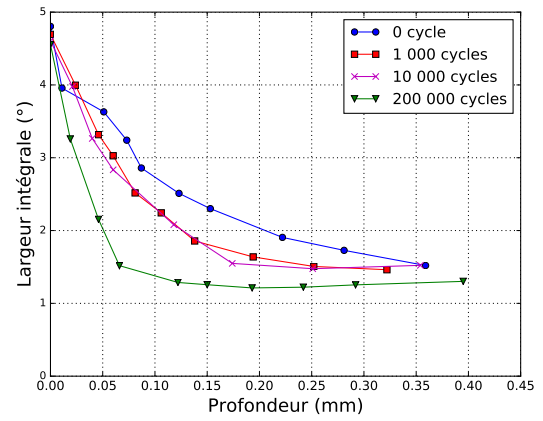


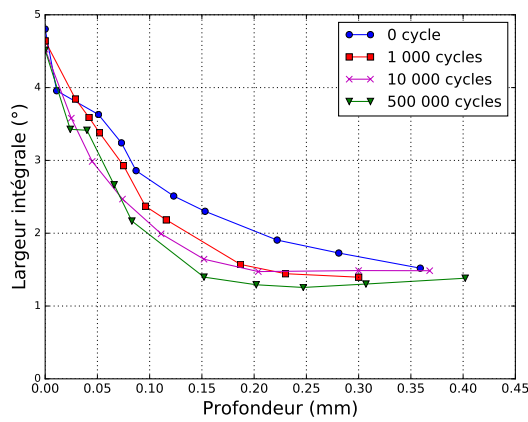
FIGURE B.11 – Contraintes macroscopiques, grenaillage G3 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)



(a)

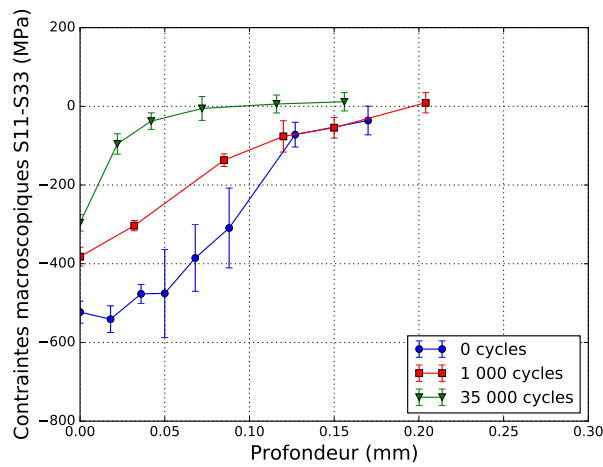


(b)

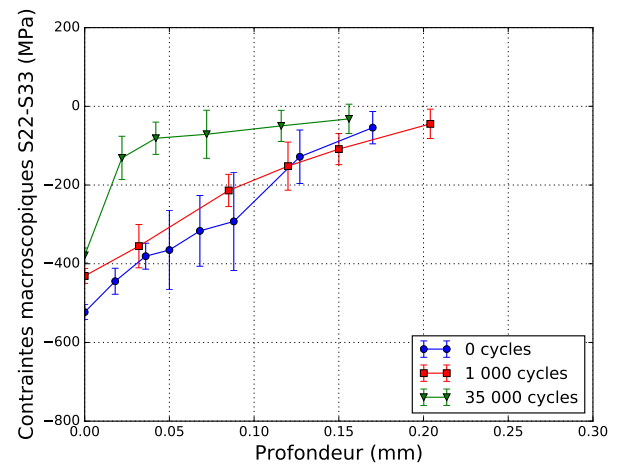


(c)

FIGURE B.12 – Largueur intégrale des pics de diffraction dans les phases CC pour 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 585 MPa (c) sur des échantillons grenailés G1 à $R=-1$



(a)



(b)

FIGURE B.13 – Contraintes macroscopiques, grenailage G3 à 570 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

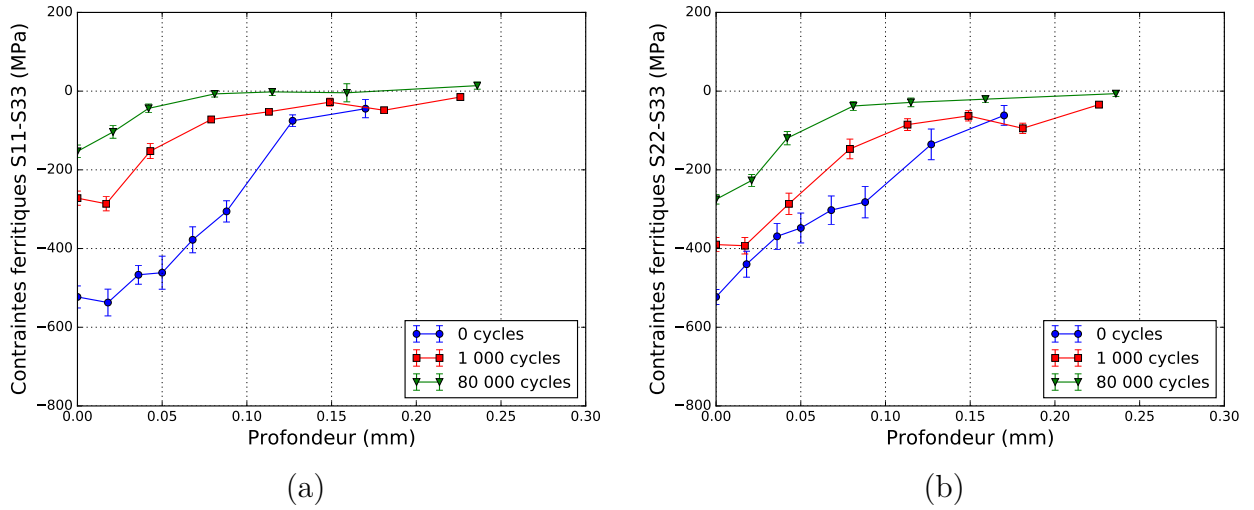


FIGURE B.14 – Contraintes ferritiques, grenaillage G3 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

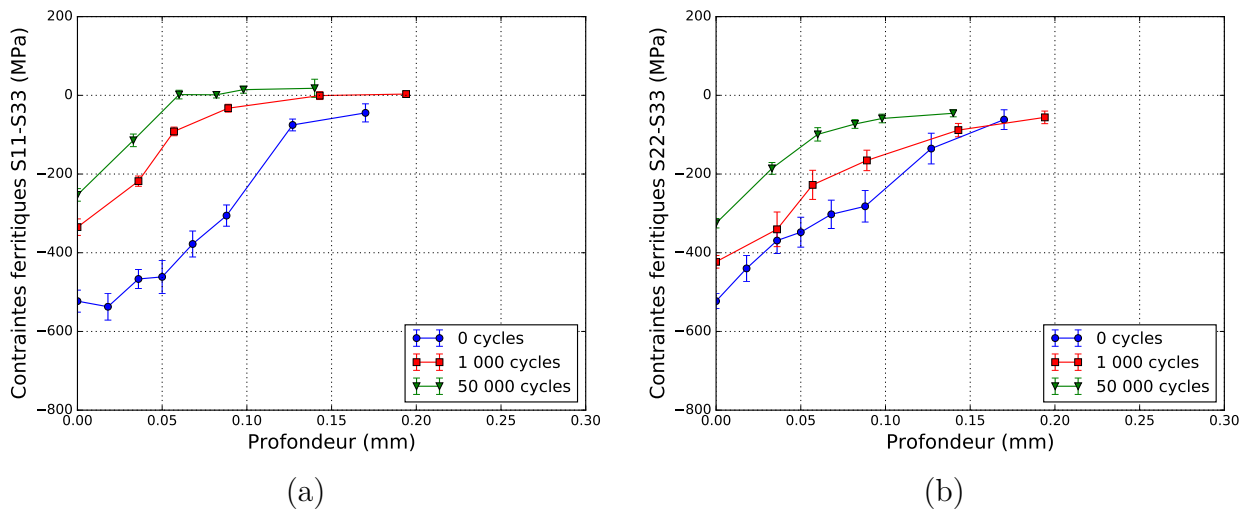


FIGURE B.15 – Contraintes ferritiques, grenaillage G3 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

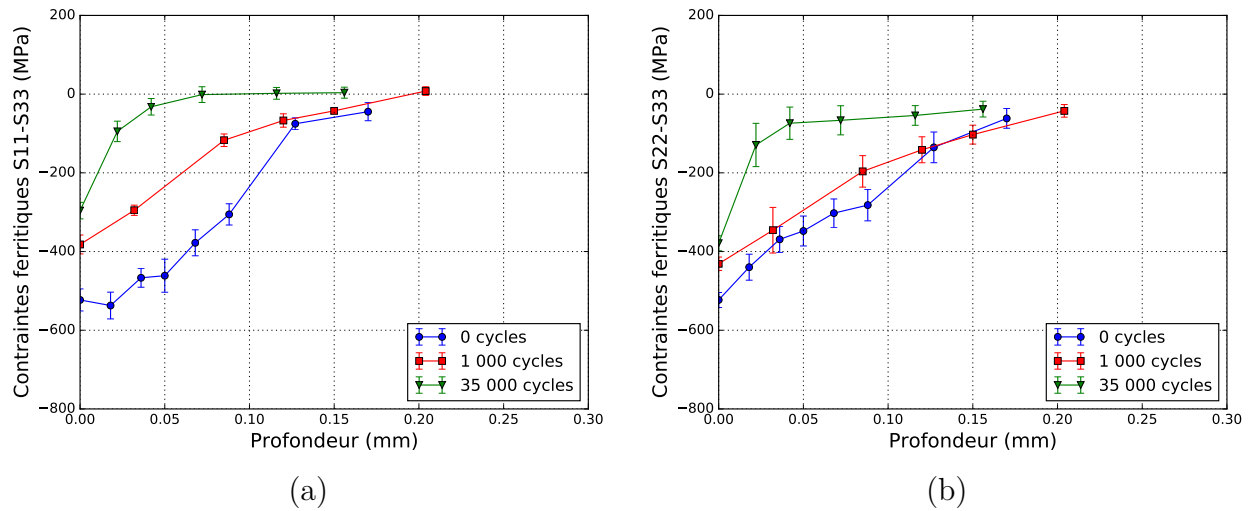


FIGURE B.16 – Contraintes ferritiques, grenailage G3 à 570 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

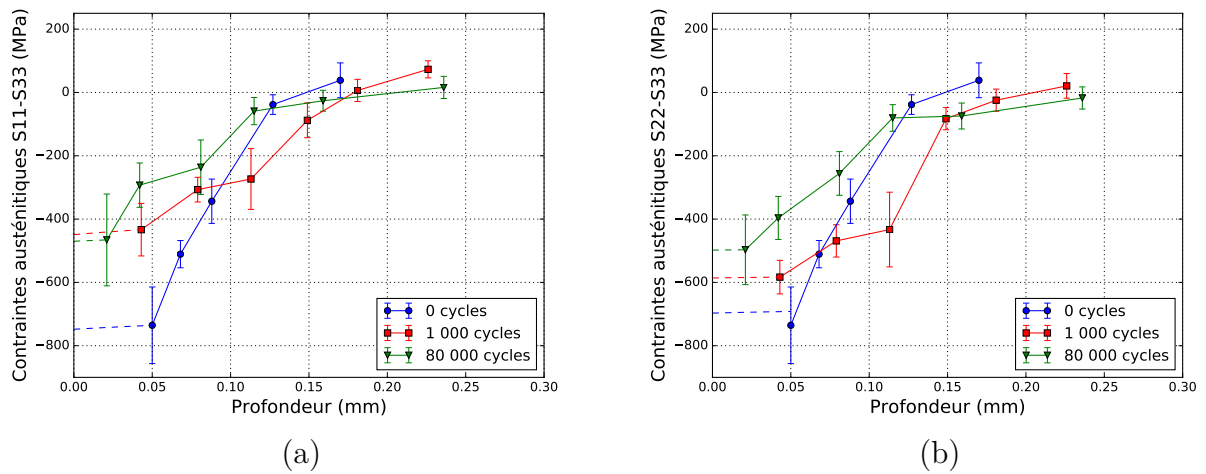
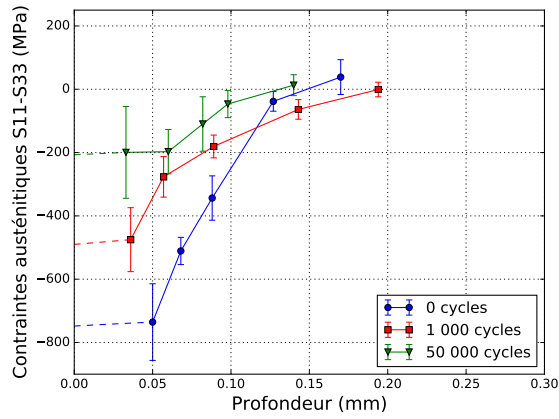
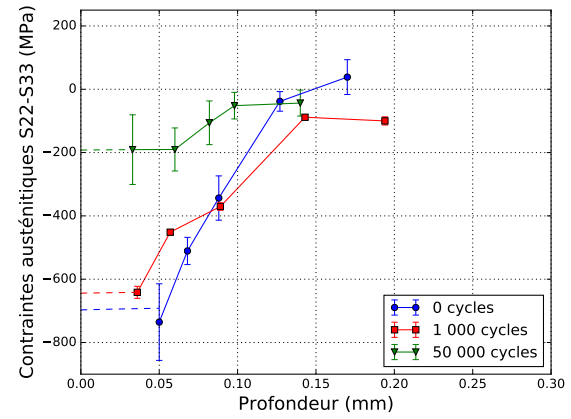


FIGURE B.17 – Contraintes austénitiques, grenailage G3 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

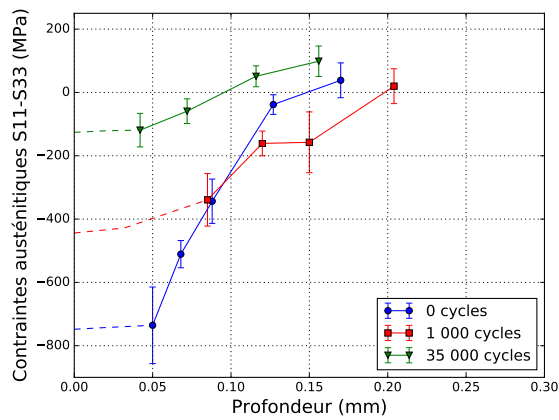


(a)

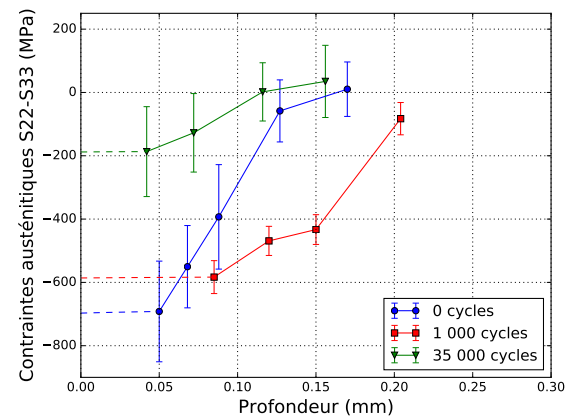


(b)

FIGURE B.18 – Contraintes austénitiques, grenailage G3 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)

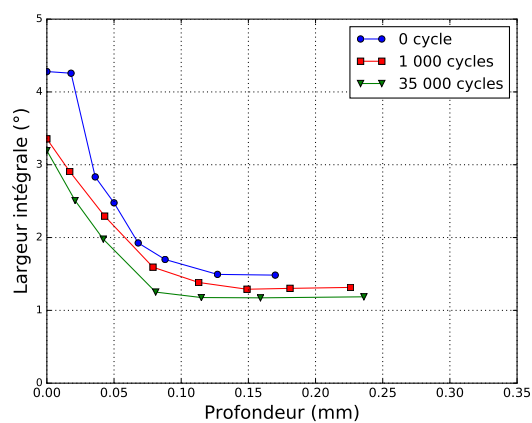


(a)

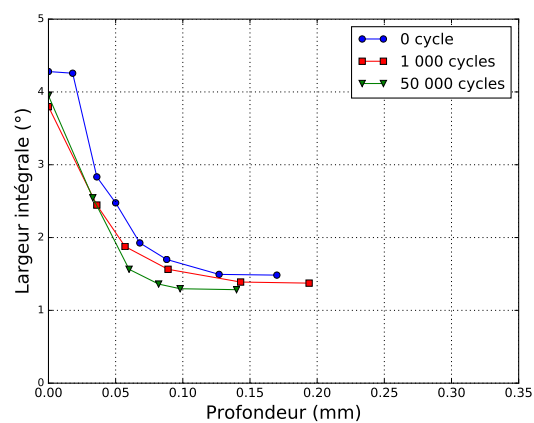


(b)

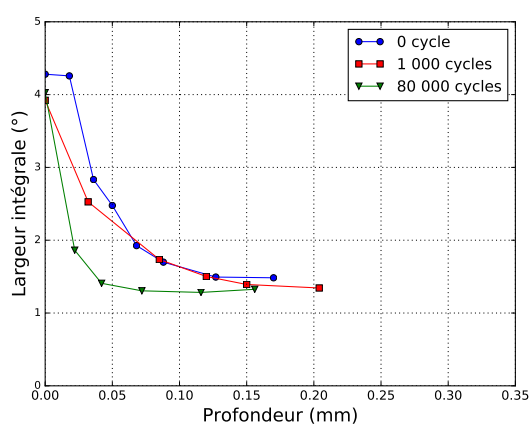
FIGURE B.19 – Contraintes austénitiques, grenailage G3 à 570 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)



(a)



(b)



(c)

FIGURE B.20 – Largueur intégrale des pics de diffraction dans les phases CC pour 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 570 MPa (c) sur des échantillons grenailés G3 à $R=-1$

Méthode thermique fictive pour le cas du massif semi-infini

L'objectif du calcul présenté est de trouver une relation entre les contraintes résiduelles et les déformations libres de contraintes dans un massif semi-infini. Cette méthode a été développée par Joseph Zarka ([Zarka et al., 1990]) et adapté au grenaillage, elle est aussi appelée méthode des "eigenstrain". Dans le cadre d'un procédé tel que le grenaillage, ces déformations libres de contraintes sont incompatibles et c'est cette incompatibilité qui est à l'origine des contraintes résiduelles. L'hypothèse principale est que le massif de l'étude respecte les conditions de massif semi-infini (MSI) i.e. :

- les contraintes résiduelles sont nulles loin de la surface affectée par le grenaillage,
- la surface de normale $\vec{n}$ est libre de contraintes :

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) \cdot \vec{n} = \vec{0} \quad (C.1)$$

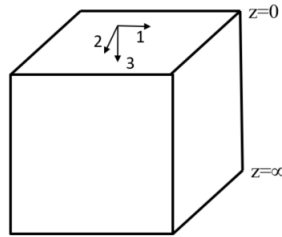


FIGURE C.1 – Massif semi-infini avec le repère choisi

De plus, on considère que les contraintes résiduelles sont orthotropes : $\sigma_{11}(z) = \sigma_{22}(z)$. De ce fait, le tenseur des contraintes s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) = \begin{pmatrix} \sigma_{11}(z) & 0 & \sigma_{13}(z) \\ 0 & \sigma_{11}(z) & \sigma_{23}(z) \\ \sigma_{31}(z) & \sigma_{32}(z) & \sigma_{33}(z) \end{pmatrix} \quad (C.2)$$

En hypothèse des petites perturbations, la déformation totale est la somme des déformations plastique et élastique :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t(z) = \underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) + \underline{\underline{\varepsilon}}^e(z) \quad (C.3)$$

Dans le cas de l'élasticité isotrope, avec un module de Young E et le coefficient de Poisson ν , la loi de Hooke s'écrit :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e(z) = \frac{1+\nu}{E}\underline{\underline{\sigma}}(z) - \frac{\nu}{E}Tr(\underline{\underline{\sigma}}(z))\underline{\underline{I}} \quad (C.4)$$

L'équation d'équilibre, dans le massif semi-infini, s'écrit :

$$\overrightarrow{div}(\underline{\underline{\sigma}}(z)) = \overrightarrow{0} \quad (C.5)$$

On peut en déduire que les trois composantes suivantes sont constantes :

$$\begin{cases} \sigma_{31}(z) &= C_1 \\ \sigma_{22}(z) &= C_2 \\ \sigma_{32}(z) &= C_3 \end{cases} \quad (C.6)$$

Elles peuvent être identifiées grâce aux conditions limites à la surface libre :

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) \cdot \overrightarrow{n} = \overrightarrow{0} \quad (C.7)$$

On en déduit que ces constantes sont nulles :

$$C_1 = C_2 = C_3 = 0 \quad (C.8)$$

La déformation élastique peut alors s'écrire de la façon suivante :

$$\varepsilon_{11}^e(z) = \frac{1-\nu}{E}\sigma_{11}(z) \quad (C.9)$$

Et la dérivée seconde de la déformation totale peut s'exprimer comme ci-dessous :

$$\varepsilon_{11,33}^t(z) = 0 \Rightarrow \varepsilon_{11}^t(z) = Az + B \quad (C.10)$$

Les conditions de compatibilité imposent :

$$\varepsilon_{11}^t(z) = \frac{1-\nu}{E}\sigma_{11}(z) + \varepsilon_{11}^p(z) \quad (C.11)$$

donc $A=0$ car $\varepsilon_{11}(z)$ ne diverge pas à l'infini et $B = 0$ car les déformations sont nulles à cœur dans le cadre d'un massif semi-infini (hypothèse qui ne sera plus vraie dans le cadre des plaques minces).

$$\varepsilon_{11}^p = \frac{\nu-1}{E}\sigma_{11}(z) = -\frac{1}{2}\varepsilon_{33}^p(z) \quad (C.12)$$

Une fois l'expression des déformations plastiques à introduire déterminée en fonction de la profondeur, il est nécessaire de calculer les coefficients de dilatations correspondants. Pour cela, l'hypothèse de massif semi-infini est conservée. On se place dans le cas d'un matériau isotrope à écrouissage cinématique linéaire. La partition des déformations est la suivante :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^t(z) = \underline{\underline{\varepsilon}}^e(z) + \underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) + \underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z) = 0 \quad (C.13)$$

où $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \underline{\underline{\alpha}} \cdot \Delta\theta$ est la déformation thermique fictive associée au tenseur des coefficients de dilatation $\underline{\underline{\alpha}}$ à introduire pour générer les contraintes résiduelles et à variation de température $\Delta\theta$ à imposer. La loi de Hooke en élasticité isotrope (μ, λ) s'écrit ;

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) = 2\mu\underline{\underline{\varepsilon}}^e(z) + \lambda Tr(\underline{\underline{\varepsilon}}^e(z))\underline{\underline{I}} \quad (C.14)$$

Grâce à la partition des déformations, la loi d'élasticité isotrope peut s'écrire de la façon suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) = 2\mu(-\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z)) + \lambda Tr((-\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z)).\underline{\underline{I}}) \quad (C.15)$$

Par incompressibilité des déformations plastiques, on obtient finalement :

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) = 2\mu(-\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z)) + \lambda Tr(-\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z)).\underline{\underline{I}} \quad (C.16)$$

Le critère d'écoulement plastique de Von Mises dans le cas d'un écrouissage cinématique linéaire peut s'écrire de la façon suivante :

$$(dev(\underline{\underline{\sigma}}(z)) - X) : (dev(\underline{\underline{\sigma}}(z)) - X) = \frac{2}{3}\sigma_y^2 \quad (C.17)$$

$X = C\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ est la variable d'écrouissage cinématique et σ_y , la limite d'élasticité du matériau. Avec l'équation C.17 et par incompressibilité des déformations plastiques, le critère de plasticité devient :

$$(dev(-2\mu.\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z)) - (2\mu + C)\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z)) : (dev(-2\mu.\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z)) - (2\mu + C)\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z)) = \frac{2}{3}\sigma_y^2 \quad (C.18)$$

ou encore :

$$Tr([dev(-2\mu.\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z)) - (2\mu + C)\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z)]^2) = \frac{2}{3}\sigma_y^2 \quad (C.19)$$

Étant donné que les déformations thermiques sont fictives, il est possible d'introduire une variable K pour résoudre l'équation :

$$-2\mu\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}(z) = (2\mu + C)\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) + K(z)\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) \quad (C.20)$$

$K(z)$ a alors la forme suivante :

$$K(z) = \left| \frac{\sigma_y}{3\varepsilon_{11}^p(z)} \right| \quad (C.21)$$

On peut alors en déduire le tenseur des coefficients de dilatation.

$$\underline{\underline{\alpha}}(z) = -\frac{2\mu + C + K(z)}{2\mu\Delta\theta}\underline{\underline{\varepsilon}}^p(z) \quad (C.22)$$

Observations complémentaires sur les faciès de rupture

Pour étudier plus en détails les faciès de fatigue, différentes méthodes microscopiques ont été envisagées. La principale est le comptage des stries de fatigue afin d'étudier la propagation des fissures au cours des essais de fatigue. Pour éviter des problèmes de projection dans le calcul des distances entre stries, celles-ci ont été reconstruites en 3D grâce au logiciel MeX en prenant trois clichés MEB à différentes inclinaisons de l'échantillon (-15° , 0° , 15°). Cette méthode a été testée sur les faciès des éprouvettes de fatigue grenillées selon la modalité G2 (voir figure D.1 et D.3). Ce grenailage a été retiré de l'étude par la suite, et la méthode n'a pas été exploitée pour les autres grenillages. Le même logiciel a été utilisé pour observer en 3D la jonction des deux fissures inférieure et supérieure sur un faciès (voir figure D.5)

D.1 Reconstruction 3D des stries de fatigue

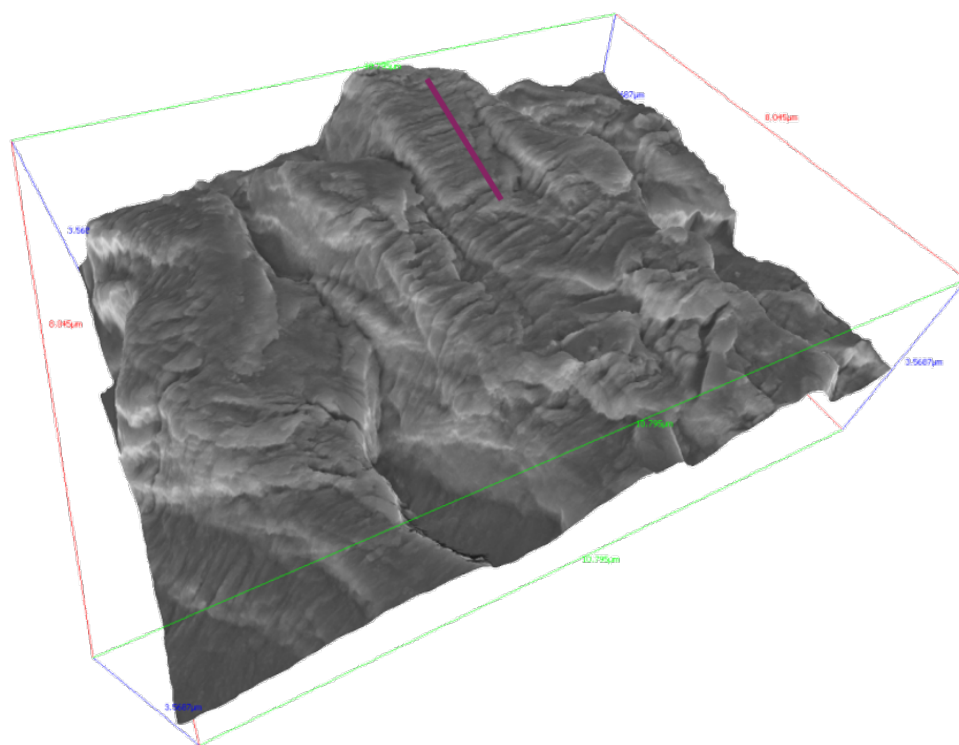


FIGURE D.1 – Reconstruction MEX de stries de fatigue situées à 1 mm de la surface

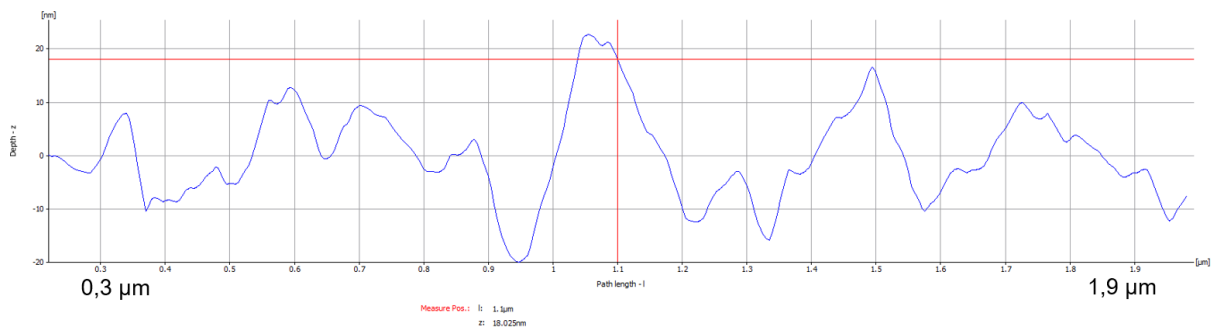


FIGURE D.2 – Microgéométrie des stries de la figure D.1

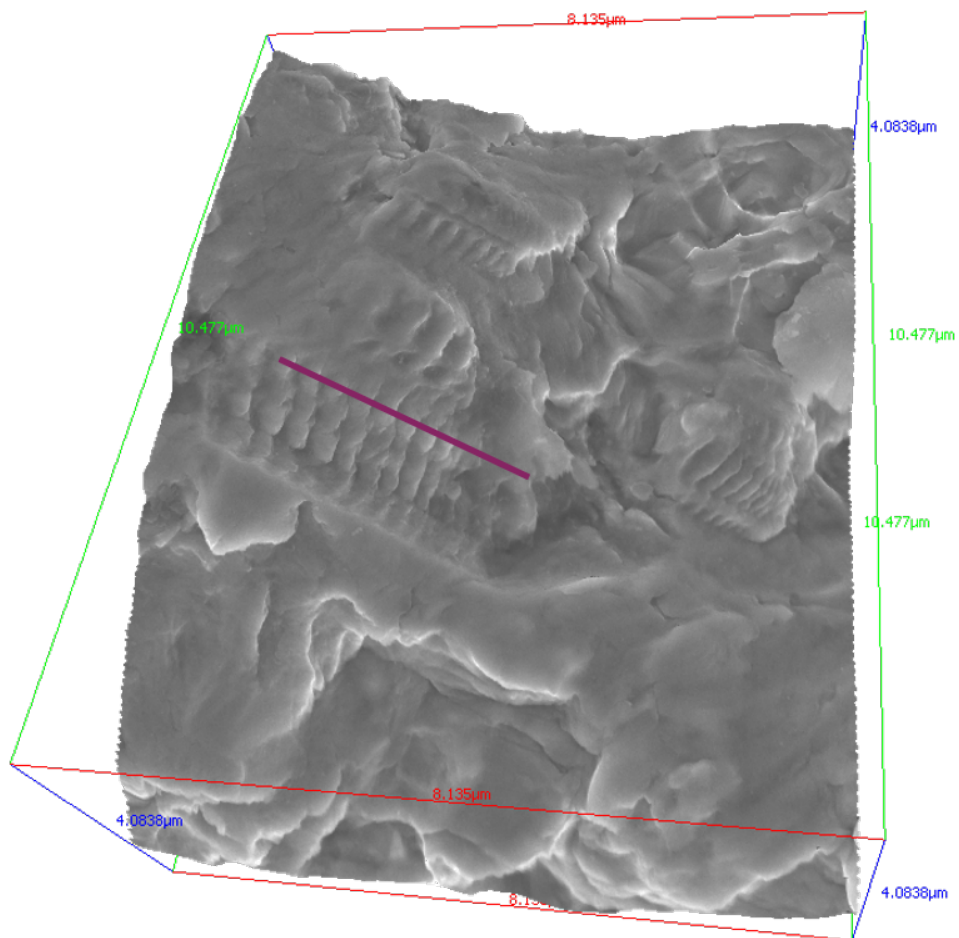


FIGURE D.3 – Reconstruction MEX de stries de fatigue situées à 0,3 mm de la surface

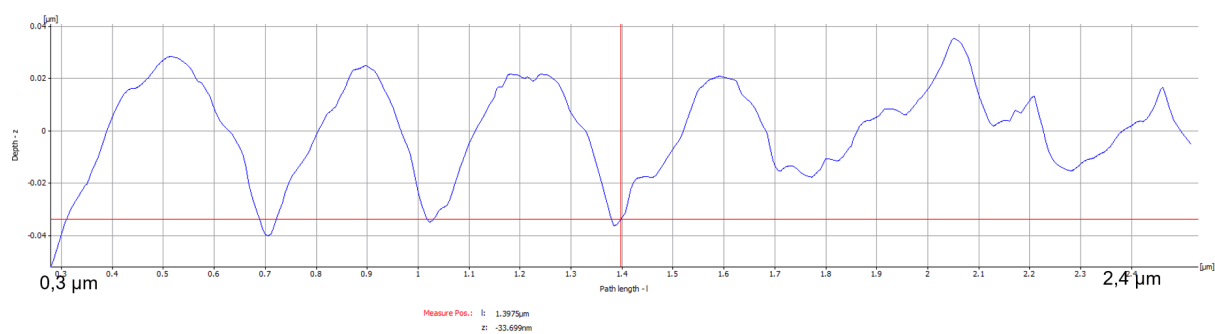


FIGURE D.4 – Microgéométrie des stries de la figure D.3

D.2 Reconstruction 3D de la jonction des faciès

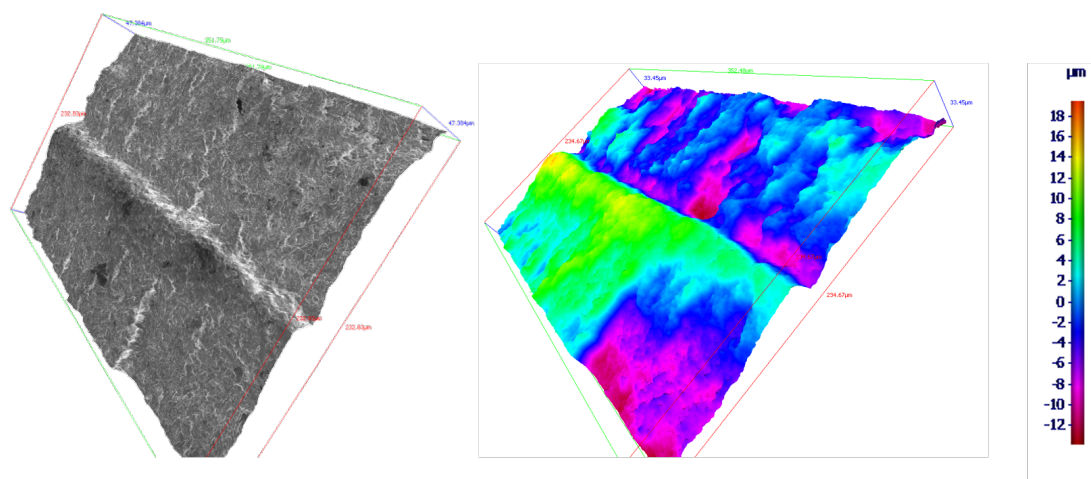


FIGURE D.5 – Reconstruction 3D de la jonction de deux fissures

Bibliographie

- [Abrassart, 1972] Abrassart, F. (1972). Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C. (Cité en pages 21 et 24.)
- [Almen and Black, 1963] Almen, J. O. and Black, P. H. (1963). *Residual stresses and fatigue in metals*. McGraw-Hill. (Cité en page 10.)
- [Altenberger et al., 2002] Altenberger, I., Noster, U., Boyce, B., Peters, J., Scholtes, B., and Ritchie, R. O. (2002). Effects of mechanical surface treatment on fatigue failure in Ti-6Al-4V : Role of residual stresses and foreign-object damage. In *Materials science forum*, volume 404, pages 457–462. Trans Tech Publ. (Cité en page 32.)
- [Angel, 1954] Angel, T. (1954). Formation of martensite in austenitic stainless steels—effects of deformation, temperature, and composition. *Journal of the iron and steel institute*, 177(1) :165–. (Cité en page 21.)
- [ASTM, 2013] ASTM, E.-. (2013). Standard practice for x-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, www.astm.org. (Cité en page 56.)
- [Azzouz et al., 2000] Azzouz, F., Cailletaud, G., Fischer, F., Nagayama, K., Pineau, A., and Tanaka, K. (2000). Back stress development during the austenite martensite transformation. *Zeitschrift für angewandte Mathematik und Mechanik*, 80 :S185–S188. (Cité en page 25.)
- [Bain, 1939] Bain, E. C. (1939). *Functions of the alloying elements in steel*. American Society for Metals. (Cité en page 15.)
- [Bargui et al., 2000] Bargui, H., Sidhom, H., and Tourki, Z. (2000). Martensite induite : Incidence sur le comportement en écrouissage et sur la limite de formage de l’acier inoxydable austénitique AISI 304. *Matériaux et techniques*, 88(11-12) :31–41. (Cité en page 22.)
- [Basquin, 1910] Basquin, O. (1910). The exponential law of endurance tests. In *Proc. ASTM*, volume 10, pages 625–630. (Cité en page 39.)
- [Bastenaire, 1971] Bastenaire, F. (1971). New method for the statistical evaluation of constant stress amplitude fatigue-test results. Technical report. (Cité en page 39.)
- [Bathias et al., 1988] Bathias, C., Bonnafe, J., Lebrun, J., and Maeder, G. (1988). X-ray diffraction and acoustic emission study of fatigue damage in aluminum alloys. In *Analytical and Experimental Methods for Residual Stress Effects in Fatigue*. ASTM International. (Cité en page 33.)
- [Bathias and Paris, 2004] Bathias, C. and Paris, P. C. (2004). *Gigacycle fatigue in mechanical practice*, volume 185. CRC Press. (Cité en page 39.)
- [Benedetti et al., 2009] Benedetti, M., Fontanari, V., Scardi, P., Ricardo, C., and Bandini, M. (2009). Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminum alloy : The role of residual stress relaxation. *International Journal of Fatigue*, 31(8et9) :1225 – 1236. (Cité en page 33.)
- [Bergstrom and Ericsson, 1986] Bergstrom, J. and Ericsson, T. (1986). Relaxation of shot peening induced compressive stress during fatigue of notched steel samples. *Surface Engineering*, 2(2) :115–120. (Cité en pages 33 et 35.)

- [Berveiller et al., 2004] Berveiller, M., Cherkaoui, M., and Patoor, E. (2004). Comportement mécanique des aciers trip. *Mécanique et Industries*, 5(04) :461–468. (Cité en page 13.)
- [Bleck, 2002] Bleck, W. (2002). Using the trip effect-the dawn of a promising group of cold formable steels. *TRIP aided high strength ferrous alloys*, pages 13–22. (Cité en page 17.)
- [Boggs and Byrne, 1973] Boggs, B. D. and Byrne, J. (1973). Fatigue stability of residual stress in shot peened alloys. *Metallurgical Transactions*, 4(9) :2153–2157. (Cité en page 33.)
- [Boyer, 2017] Boyer, V. (2017). *Modélisation du grenaillage d'un alliage de nickel avec prise en compte de l'écrouissage et de la microstructure*. PhD thesis, Université de Technologie de Troyes. (Cité en page 3.)
- [Cao, 1989] Cao, W. (1989). Adoucissement cyclique des aciers et relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage en fatigue. (Cité en page 33.)
- [Cao et al., 1994] Cao, W., Khadhraoui, M., Brenier, B., Guedou, J., and Castex, L. (1994). Thermomechanical relaxation of residual stress in shot peened nickel base superalloy. *Materials science and technology*, 10(11) :947–954. (Cité en pages 33 et 35.)
- [Capello et al., 2004] Capello, E., Davoli, P., Filippini, M., and Foletti, S. (2004). Relaxation of residual stresses induced by turning and shot peening on steels. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 39(3) :285–290. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Castex, 1984] Castex, L. (1984). Redistribution des contraintes dans une plaque apres enlevement de matiere. *Journee du Groupement francais pour l'analyse des contraintes par diffractions des rayons X, Aix-en-Provence, France*, 170. (Cité en pages 59 et 60.)
- [Castex et al., 1999] Castex, L., Jean, B., and Gérard, M. (1999). Précontraintes et traitements superficiels. *Techniques de l'ingénieur Traitements thermiques superficiels et thermochimiques*, base documentaire : TIB501DUO(ref. article : m1180) :-. (Cité en pages 7, 8, 9, 10, 11, 12 et 59.)
- [Cooman, 2004] Cooman, B. D. (2004). Structure and properties relationship in trip steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8(3à4) :285 – 303. (Cité en page 18.)
- [Crossland, 1956] Crossland, B. (1956). Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. In *Proc. Int. Conf. on Fatigue of Metals*, volume 138, pages -. Institution of Mechanical Engineers London. (Cité en pages 41 et 119.)
- [Dalaei et al., 2011] Dalaei, K., Karlsson, B., and Svensson, L.-E. (2011). Stability of shot peening induced residual stresses and their influence on fatigue lifetime. *Materials Science and Engineering : A*, 528(3) :1008–1015. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Desvignes, 1987] Desvignes, M. (1987). Influence du grenaillage de precontrainte sur la tenue en service de l'acier 35cd4. (Cité en pages 10, 33 et 35.)
- [Diani et al., 1995] Diani, J., Sabar, H., and Berveiller, M. (1995). Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (trip) phenomenon in steels. *International journal of engineering science*, 33(13) :1921–1934. (Cité en page 25.)
- [EN, 2009] EN, N. (2009). 15305 avril 2009. *Essais non-destructifs : méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X*. AFNOR. (Cité en page 55.)

- [Farrahi et al., 1995] Farrahi, G. H., Lebrijn, J. L., and Couratin, D. (1995). Effect of shot peening on residual stress and fatigue life of a spring steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 18(2) :211–220. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Fathallah et al., 1996] Fathallah, R., Inglebert, G., and Castex, L. (1996). Modelling of shot peening residual stresses and plastic deformation induced in metallic parts. *Ecole National Supérieure des Art et Metiers*, pages –. (Cité en pages 9 et 10.)
- [Fischer et al., 1996] Fischer, F. D., Sun, Q.-P., and Tanaka, K. (1996). Transformation-induced plasticity (trip). *Applied Mechanics Reviews*, 49(6) :317–364. (Cité en pages 13, 18 et 24.)
- [Franitza, 1972] Franitza, S. (1972). *Zur Berechnung der Wärme-und Umwandlungsspannungen in langen Kreiszylindern*. na. (Cité en page 24.)
- [Fu and Jiang, 2014] Fu, P. and Jiang, C. (2014). Residual stress relaxation and micro-structural development of the surface layer of 18crnimo7-6 steel after shot peening during isothermal annealing. *Materials and Design*, 56 :1034–1038. (Cité en pages 34 et 37.)
- [Fu et al., 2013] Fu, P., Zhan, K., and Jiang, C. (2013). Micro-structure and surface layer properties of 18crnimo7-6 steel after multistep shot peening. *Materials & Design*, 51 :309 – 314. (Cité en pages 34 et 36.)
- [Gautier et al., 1995] Gautier, E., Zhang, J., and Zhang, X. (1995). Martensitic transformation under stress in ferrous alloys. mechanical behaviour and resulting morphologies. *Le Journal de Physique IV*, 5(C8) :C8–41. (Cité en pages 17 et 18.)
- [Gelineau, 2018] Gelineau, M. (2018). *Etude de l'impact du grenaillage sur des composants mécaniques industriels à géométrie complexe*. PhD thesis, Arts et Métiers Paristech. (Cité en page 3.)
- [Gerberich et al., 1968] Gerberich, W., Hemmings, P., Merz, M., and Zackay, V. (1968). Preliminary toughness results on trip steel. (Cité en page 13.)
- [Giusti, 1981] Giusti, J. (1981). Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique application au soudage et à la trempe des aciers. pages –. (Cité en page 24.)
- [Glage et al., 2010] Glage, A., Weidner, A., and Biermann, H. (2010). Effect of austenite stability on the low cycle fatigue behavior and microstructure of high alloyed metastable austenitic cast tripsteels. *Procedia Engineering*, 2(1) :2085 – 2094. Fatigue 2010. (Cité en page 45.)
- [Goulmy, 2017] Goulmy, J.-P. (2017). *Modélisation de l'impact du grenaillage sur le comportement et l'endommagement en fatigue de l'Inconel 718*. PhD thesis, Université de Technologie de Troyes. (Cité en page 3.)
- [Greenwood and Johnson, 1965] Greenwood, G. W. and Johnson, R. H. (1965). The deformation of metals under small stresses during phase transformations. *Proceedings of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 283(1394) :403–422. (Cité en pages 18, 19 et 23.)
- [Guiheux, 2016] Guiheux, R. (2016). *Comportement d'aciers à transformation de phase austénite-martensite pour la simulation du grenaillage de précontrainte*. PhD thesis. Thèse de doctorat dirigée par Patoor, Etienne Berveiller, Sophie Kubler, Régis et Bouscaud, Denis Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2016. (Cité en pages 2, 13, 63, 86, 96, 97, 103 et 113.)

- [Guimaraes, 1972] Guimaraes, J. (1972). The deformation-induced martensitic reaction in polycrystalline Fe-30.7 Ni-0.06 C. *Scripta Metallurgica*, 6(9) :795–798. (Cité en page 22.)
- [Haidemenopoulos and Vasilakos, 1996] Haidemenopoulos, G. and Vasilakos, A. (1996). Modelling of austenite stability in low-alloy triple-phase steels. *Steel research*, 67(11) :513–519. (Cité en pages 18 et 19.)
- [Hammond and Meguid, 1990] Hammond, D. and Meguid, S. (1990). Crack propagation in the presence of shot-peening residual stresses. *Engineering Fracture Mechanics*, 37(2) :373–387. (Cité en page 33.)
- [Hausild et al., 2010] Hausild, P., Davydov, V., Drahokoupil, J., Landa, M., and Pilvin, P. (2010). Characterization of strain-induced martensitic transformation in a metastable austenitic stainless steel. *Materials & Design*, 31(4) :1821 – 1827. Design of Nanomaterials and Nanostructures. (Cité en page 20.)
- [Heywood, 1962] Heywood, R. B. (1962). *Designing against fatigue of metals*. Reinhold. (Cité en page 120.)
- [Hilditch et al., 2012] Hilditch, T., Beladi, H., Hodgson, P., and Stanford, N. (2012). Role of microstructure in the low cycle fatigue of multi-phase steels. *Materials Science and Engineering : A*, 534(0) :288 – 296. (Cité en page 45.)
- [Hirsch, 1983] Hirsch, T. (1983). Zum einfluss des kugelstrahlens auf die biegeschwingfestigkeit von titan-und aluminiumbasislegierungen. (Cité en page 26.)
- [Hénaff and Morel, 2005] Hénaff, G. and Morel, F. (2005). *Fatigue des structures : endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture*. Ellipses. (Cité en pages 37 et 38.)
- [Holzapfel et al., 1996] Holzapfel, H., Schulze, V., Vohringer, O., and Macherauch, E. (1996). Stability and relaxation behaviour of shot peening induced residual stresses in AISI 4140 during bending fatigue. In *Proc. 6th Int. Conf. on Shot Peening, San Francisco*, pages 413–423. (Cité en pages 33 et 35.)
- [Iida and Hirose, 1999] Iida, K. and Hirose, Y. (1999). The residual stress distribution in shot peened carburized steel under fatigue. In *International Conference on Shot Peening*, volume 7. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Inoue et al., 1992] Inoue, T., Ju, D.-Y., and Arimoto, K. (1992). Metallo-thermo-mechanical simulation of quenching process—theory and implementation of computer code "hearts". *Quenching and Distortion Control*, pages 205–212. (Cité en page 21.)
- [Iwamoto and Tsuta, 2000] Iwamoto, T. and Tsuta, T. (2000). Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels. *International Journal of Plasticity*, 16(7) :791–804. (Cité en page 23.)
- [Iwamoto et al., 1998] Iwamoto, T., Tsuta, T., and Tomita, Y. (1998). Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*, 40(2) :173–182. (Cité en page 23.)
- [Jacques et al., 2001] Jacques, P., Furnémont, Q., Pardoën, T., and Delannay, F. (2001). On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-assisted multiphase steels. *Acta Materialia*, 49(1) :139 – 152. (Cité en page 43.)

- [Jhansale and Topper, 1971] Jhansale, H. and Topper, T. (1971). Engineering analysis of the inelastic stress response of a structural metal under variable cyclic strains. In *Cyclic Stress-Strain Behavior-Analysis, Experimentation, and Failure Prediction*. ASTM International. (Cité en pages 28, 79 et 81.)
- [Kim et al., 2013] Kim, J.-C., Cheong, S.-K., and Noguchi, H. (2013). Residual stress relaxation and low- and high-cycle fatigue behavior of shot-peened medium-carbon steel. *International Journal of Fatigue*, 56(0) :114 – 122. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Kodama, 1972] Kodama, S. (1972). The behavior of residual stress during fatigue stress cycles. In *Proceedings of the International Conference on Mechanical Behavior of Metals II, Society of Material Science, Kyoto*, volume 2, pages 111–118. (Cité en page 28.)
- [Koistinen and Marburger, 1959] Koistinen, D. and Marburger, R. (1959). A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *acta metallurgica*, 7(1) :59–60. (Cité en pages 21 et 101.)
- [Kruch, 1992] Kruch, S. (1992). Numerical analysis of an engine turbine disk loaded with a large number of thermomechanical cycles. *NASA STI, Recon Technical Report A*, 92. (Cité en page 31.)
- [Kubler et al., 2004] Kubler, R., Berveiller, M., Inal, K., Cherkaoui, M., and Buessler, P. (2004). Modélisation du comportement des aciers à effet trip : approches micromécanique et semi-phénoménologique. *Matériaux et Techniques*, 92(3-4) :18–22. (Cité en pages 15, 63, 96, 97 et 99.)
- [Lacroix et al., 2008] Lacroix, G., Pardoën, T., and Jacques, P. (2008). The fracture toughness of trip-assisted multiphase steels. *Acta Materialia*, 56(15) :3900 – 3913. (Cité en pages 43 et 44.)
- [Leblond et al., 1989] Leblond, J., Devaux, J., and Devaux, J. (1989). Mathematical modelling of transformation plasticity in steels i : case of ideal-plastic phases. *International journal of plasticity*, 5(6) :551–572. (Cité en pages 18, 24 et 99.)
- [Lee and Mall, 2004] Lee, H. and Mall, S. (2004). Stress relaxation behavior of shot-peened ti-6al-4v under fretting fatigue at elevated temperature. *Materials Science and Engineering : A*, 366(2) :412–420. (Cité en page 32.)
- [Lesne and Savalle, 1989] Lesne, P.-M. and Savalle, S. (1989). An efficient cycles jump technique for viscoplastic structure calculations involving large number of cycles. *ONERA, TP no. 1989-138*, page 13. (Cité en page 31.)
- [Leverant et al., 1979] Leverant, G., Langer, B., Yuen, A., and Hopkins, S. (1979). Surface residual stresses, surface topography and the fatigue behavior of ti-6ai-4v. *Metallurgical Transactions A*, 10(2) :251–257. (Cité en page 32.)
- [Lieberman et al., 1955] Lieberman, D. S., Wechsler, M., and Read, T. (1955). Cubic to orthorhombic diffusionless phase change experimental and theoretical studies of auct. *Journal of Applied Physics*, 26(4) :473–484. (Cité en page 16.)
- [Lieurade, 1987] Lieurade, H. P. (1987). The effect of residual stresses on the fatigue behaviour of industrial parts and structures. *Advances in surface treatments*, pages 1–. (Cité en page 26.)

- [Lillamand, 1998] Lillamand, I. (1998). Evolutions d'une couche grenaillee sous sollicitations thermiques et mecaniques cas de la fatigue oligocyclique. (Cité en page 12.)
- [Liu, 1990] Liu, C. B. A. D. K. T. M. (1990). *E.J. Scripta Metall*, (24) :509–514. (Cité en page 14.)
- [Lu, 2006] Lu, J. (2006). Traitements de surface mécaniques effets sur les matériaux. *Techniques de l'ingénieur Traitements thermiques superficiels et thermochimiques*, base documentaire : TIB501DUO.(ref. article : m1191). fre. (Cité en page 6.)
- [Maeder et al., 1981] Maeder, G., Lebrun, J., and Diamant, A. (1981). Caractérisation par diffraction x d'une couche grenaillee. In *First International Conference on Shot Peening, Paris, Pergamon Press, New York*, pages 263–269. (Cité en page 61.)
- [Magee and Paxton, 1968] Magee, C. and Paxton, H. (1968). The microplastic reponse of partially transformed fe-31 ni. *Trans Met Soc AIME*, 242(8) :–. (Cité en page 19.)
- [Matsumura et al., 1987] Matsumura, O., Sakuma, Y., and Takechi, H. (1987). Trip and its kinetic aspects in austempered 0.4 c-1.5 si-0.8 mn steel. *Scripta Metallurgica*, 21(10) :1301–1306. (Cité en page 22.)
- [McCLUNG, 2007] McCLUNG, R. C. (2007). A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 30(3) :173–205. (Cité en page 32.)
- [Menig et al., 2002] Menig, R., Schulze, V., and Vohringer, O. (2002). Residual stress relaxation and fatigue strength of aisi 4140 under torsional loading after conventional shot peening, stress peening and warm peening. In *Proceedings of 8th international conference on shot peening*, pages 311–6. (Cité en pages 33, 35 et 78.)
- [Mitter, 1987] Mitter, W. (1987). *Umwandlungsplastizitat und ihre Bercksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen*. Borntraeger. (Cité en page 17.)
- [Moore and Evans, 1958] Moore, M. and Evans, W. (1958). Mathematical correction for stress in removed layers in x-ray diffraction residual stress analysis. Technical report, SAE Technical Paper. (Cité en page 59.)
- [Morançais, 2016] Morançais, A. (2016). *Effet du grenailage sur la durée de vie des aubes monocristallines de turbine*. PhD thesis, Troyes. (Cité en page 86.)
- [Nalla et al., 2003] Nalla, R., Altenberger, I., Noster, U., Liu, G., Scholtes, B., and Ritchie, R. (2003). On the influence of mechanical surface treatments-deep rolling and laser shock peening-on the fatigue behavior of ti-6al-4v at ambient and elevated temperatures. *Materials Science and Engineering : A*, 355(1) :216–230. (Cité en page 32.)
- [Neuber, 1961] Neuber, H. (1961). Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law. *Journal of Applied Mechanics*, 28(4) :544–550. (Cité en page 31.)
- [Nikitin et al., 2004] Nikitin, I., Scholtes, B., Maier, H., and Altenberger, I. (2004). High temperature fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic steel aisi 304. *Scripta materialia*, 50(10) :1345–1350. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Noster et al., 2002] Noster, U., Altenberger, I., Ritchie, R. O., and Scholtes, B. (2002). Isothermal fatigue behavior and residual stress states of mechanically surface treated ti-6al-4v : Laser shock peening vs. deep rolling. *Shot Peening*, pages 447–453. (Cité en page 32.)

- [Olson and Cohen, 1975] Olson, G. and Cohen, M. (1975). Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. 6(4) :791–795–. (Cité en pages 22 et 101.)
- [Onink et al., 1993] Onink, M., Brakman, C., Tichelaar, F., Mittemeijer, E., Van der Zwaag, S., Root, J., and Konyer, N. (1993). The lattice-parameters of austenite and ferrite in fe-c alloys as functions of carbon concentration and temperature. *Scripta Metallurgica Et Materialia* 29 (8), 1011-1016.(1993), pages –. (Cité en page 14.)
- [Palmgren, 1924] Palmgren, A. (1924). Die lebensdauer von kugellagern. *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure*, 68(14) :339–341. (Cité en page 39.)
- [Potter and Millard, 1977] Potter, J. and Millard, R. (1977). The effect of temperature and load cycling on the relaxation of residual stresses. In *Paper from " Proc. Conf. on Advances in X-Ray Analysis", 1977, 20, 309-319.* (Cité en page 33.)
- [Prantil et al., 2003] Prantil, V., Callabresi, M., Lathrop, J., Ramaswamy, G., and Lusk, M. (2003). Simulating distortion and residual stresses in carburized thin strips. *Journal of engineering materials and technology*, 125(2) :116–124. (Cité en pages 21 et 24.)
- [Radu and Pineau, 2005] Radu, M. and Pineau, A. (2005). *Relations entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers trip pour application automobile.* [s.n.], [S.l.]. (Cité en page 14.)
- [Rasouli Yazdi and Lu, 1999] Rasouli Yazdi, S. and Lu, J. (1999). Prediction of relaxation of residual stress induced by shot peening in aluminum alloys, 121. In *PROCEEDINGS OF THE SEM ANNUAL CONFERENCE ON THEORETICAL EXPERIMENTAL AND COMPUTATIONAL MECHANICS*, pages 880–883. PROCEEDINGS OF THE SEM ANNUAL CONFERENCE ON THEORETICAL EXPERIMENTAL AND COMPUTATIONAL. (Cité en page 33.)
- [Ridley, 1969] Ridley, N., S. H. Z. L. (1969). *Trans AIME*, (245) :1834–1836. (Cité en page 14.)
- [Roberts, 1953] Roberts, C. (1953). Effect of carbon on the volume fractions and lattice parameters of retained austenite and martensite. *Trans. AIME*, 197(2) :203–204. (Cité en page 14.)
- [Robertson et al., 2008] Robertson, L., Hilditch, T., and Hodgson, P. (2008). The effect of prestrain and bake hardening on the low-cycle fatigue properties of {TRIP} steel. *International Journal of Fatigue*, 30(4) :587 – 594. (Cité en page 45.)
- [Rotvel, 1972] Rotvel, F. (1972). On residual stresses during random load fatigue. In *Symposium on Random Load Fatigue, Lyngby, Denmark*, volume 13. (Cité en page 28.)
- [Savalle and Culié, 1978] Savalle, S. and Culié, J. (1978). Methodes de calcul associées aux lois de comportement cyclique et d endommagement. *La recherche aérospatiale*, 5 :263–278. (Cité en page 31.)
- [Scholtes, 1990] Scholtes, B. (1990). Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten werkstoffzustanden-residual stresses in mechanically surface deformed material conditions. Technical report, ISBN 3-88355-170-8, DGM. (Cité en page 27.)
- [Schulze, 2006] Schulze, V. (2006). *Modern mechanical surface treatment : states, stability, effects.* John Wiley Sons. (Cité en pages 26, 28, 34 et 36.)
- [Schulze et al., 1996] Schulze, V., Lang, K., Vöhringer, O., and Macherauch, E. (1996). Relaxation of shot peening induced re. sidual stresses in quenched and tempered steel

- aisi 4140 due to uniaxial cyclic deformation. In *Proc. 6th Int. Conf. on Shot Peening (ICSP6)*. San Francisco, pages 403–12. (Cité en pages 33, 34 et 35.)
- [Seppi, 1975] Seppi, F. (1975). Relief of shot-peened compressive layer by fatigue loading. In *Proceedings of a Workshop on Nondestructive Evaluation of Residual Stress*. (Cité en page 33.)
- [Sines et al., 1959] Sines, G., Waisman, J. L., and Dolan, T. J. (1959). *Metal fatigue*. McGraw-Hill. (Cité en page 40.)
- [Soady et al., 2011] Soady, K., Mellor, B., Shackleton, J., Morris, A., and Reed, P. (2011). The effect of shot peening on notched low cycle fatigue. *Materials Science and Engineering : A*, 528(29 et 30) :8579 – 8588. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Song et al., 2001] Song, S.-M., Sugimoto, K., Kandaka, S., Futamura, A., Kobayashi, M., and Masuda, S. (2001). Effects of prestraining on high cycle fatigue strength of high strength low alloy trip steels. *Journal of the Society of Materials Science, Japan(Japan)*, 50(10) :1091–1097. (Cité en pages 44 et 45.)
- [Stringfellow et al., 1992] Stringfellow, R., Parks, D., and Olson, G. (1992). A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(7) :1703–1716. (Cité en page 23.)
- [Stromeyer, 1914] Stromeyer, C. (1914). The determination of fatigue limits under alternating stress conditions. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, pages 411–425. (Cité en pages 39 et 111.)
- [Sugimoto et al., 1993] Sugimoto, K.-i., Misu, M., Kobayashi, M., and Shirasawa, H. (1993). Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a trip-aided dual-phase steel sheet. *ISIJ international*, 33(7) :775–782. (Cité en page 44.)
- [Sugimoto et al., 2001] Sugimoto, K.-i., Song, S.-M., Inoue, K., Kobayashi, M., and Masuda, S. (2001). Effects of prestraining on low cycle fatigue properties of low alloy trip steels. *Journal of the Society of Materials Science, Japan(Japan)*, 50(6) :657–664. (Cité en pages 44 et 45.)
- [Sun and Pugh, 2002] Sun, S. and Pugh, M. (2002). Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. *Materials Science and Engineering : A*, 335(1) :298–308. (Cité en page 99.)
- [Tomita and Iwamoto, 1995] Tomita, Y. and Iwamoto, T. (1995). Constitutive modeling of trip steel and its application to the improvement of mechanical properties. *International Journal of Mechanical Sciences*, 37(12) :1295–1305. (Cité en page 23.)
- [Torres, 2002] Torres, M. (2002). An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of aisi 4340 steel. *International Journal of Fatigue*, 24(8) :877–886. (Cité en pages 34 et 35.)
- [Ungár, 2004] Ungár, T. (2004). Microstructural parameters from x-ray diffraction peak broadening. *Scripta Materialia*, 51(8) :777 – 781. Viewpoint set no. 35. Metals and alloys with a structural scale from the micrometer to the atomic dimensions. (Cité en page 61.)

- [Valluri, 1963] Valluri, S. R. (1963). Some recent developments at galcit concerning a theory of metal fatigue. *Acta metallurgica*, 11(7) :759–775. (Cité en page 28.)
- [Van, 1973] Van, D. (1973). Sur la résistance à la fatigue des métaux. *Extrait de sciences et techniques de l'armement. Mémorial de l'artillerie. Troisième fascicule*, pages –. (Cité en page 42.)
- [Videau et al., 1994] Videau, J.-C., Cailletaud, G., and Pineau, A. (1994). Modelisation des effets mecaniques des transformations de phases pour le calcul de structures. *Le Journal de Physique IV*, 4(C3) :C3–227. (Cité en page 25.)
- [Vielma et al., 2014] Vielma, A., Llana, V., and Belzunce, F. (2014). Effect of coverage and double peening treatments on the fatigue life of a quenched and tempered structural steel. *Surface and Coatings Technology*, 249(0) :75–83. (Cité en pages 7 et 8.)
- [Vohringer, 1987] Vohringer, O. (1987). Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment. *Pergamon Press, Advances in Surface Treatments. Technology–Applications–Effects.*, 4 :367–396. (Cité en pages 26 et 33.)
- [Vohringer et al., 1985] Vohringer, O., Hirsch, T., and Macherauch, E. (1985). Relaxation of shot peening induced residual stresses of tial 6 v 4 by annealing or mechanical treatment. *Titanium : Science and technology*, pages 2203–2210. (Cité en page 32.)
- [Weber, 1999] Weber, B. (1999). Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque. pages –. (Cité en pages 40, 41 et 42.)
- [Weibull et al., 1949] Weibull, W., Weibull, W., Physicist, S., Weibull, W., and Weibull, W. (1949). *A statistical representation of fatigue failures in solids*. Elander. (Cité en page 39.)
- [Wick et al., 2000] Wick, A., Schulze, V., and Vöhringer, O. (2000). Effects of warm peening on fatigue life and relaxation behaviour of residual stresses in aisi 4140 steel. *Materials Science and Engineering : A*, 293(1) :191–197. (Cité en pages 33 et 35.)
- [Wohler, 1870] Wohler, A. (1870). *Ueber die Festigkeits-versuche mit Eisen und Stahl*. (Cité en page 39.)
- [Woodvine, 1924] Woodvine, J. (1924). The behavior of case-hardened parts under fatigue stresses. *Carnegie Scholarship Memoirs, Iron Steel Inst*, 13 :197–237. (Cité en page 122.)
- [Zarka et al., 1990] Zarka, J., Frelat, J., Inglebert, G., and Kasmai-Navidi, P. (1990). A new approach to inelastic analyses of structures. pages –. (Cité en pages 12, 29 et 157.)
- [Zaroog et al., 2011] Zaroog, O. S., Ali, A., Sahari, B., and Zahari, R. (2011). Modeling of residual stress relaxation of fatigue in 2024-t351 aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 33(2) :279–285. (Cité en page 33.)
- [Zinn and Scholtes, 1999] Zinn, W. and Scholtes, B. (1999). Mechanical surface treatments of lightweight materials-effects on fatigue strength and near-surface microstructures. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 8(2) :145–151. (Cité en page 33.)

Table des figures

1	Positionnement des aciers TRIP par rapport aux autres aciers laminés à froid [site ArcelorMittal]	1
2	Structure du projet CONDOR et répartition des thèses	2
1.1	Grenailleuse à turbine (traitementdesurface.com) (a) et Grenailleuse à air comprimé [Lu, 2006] (b)	6
1.2	Génération des contraintes résiduelles : pression de Hertz (à gauche) et effet de martelage (à droite) [Castex et al., 1999]	7
1.3	Influence du double traitement de grenaillage ou grenaillage+polissage sur les paramètres de rugosité Ra et Rmax pour un acier F1272 [Vielma et al., 2014]	8
1.4	Influence du diamètre des billes sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier 16MnCr3 [Castex et al., 1999]	9
1.5	Influence de la vitesse des billes sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier 16MnCr3 [Castex et al., 1999]	9
1.6	Influence de l'angle d'incidence sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier UDIMET 720 [Fathallah et al., 1996]	10
1.7	Influence du taux de recouvrement sur le profil de contraintes résiduelles pour l'acier 16MnCr3 [Castex et al., 1999]	11
1.8	Détermination de l'intensité Almen [Castex et al., 1999]	12
1.9	Eprouvette Almen - Norme NF L 06-832	12
1.10	Contraintes dans la ferrite (a) et profil de contraintes résiduelles générées en comparaison de la valeur expérimentale	13
1.11	Structures cristallines de l'austénite et de la martensite	15
1.12	Transformation de Bain [Bain, 1939]	15
1.13	Décomposition de la déformation de transformation	16
1.14	Représentation schématique des composantes du tenseur des déformations de la transformation martensitique	16
1.15	Thermodynamique de la transformation martensitique et application d'un travail mécanique [Bleck, 2002]	17
1.16	Évolution de la plasticité de transformation au cours d'un refroidissement sous contraintes en fonction de la fraction de phase produite [Gautier et al., 1995]	18
1.17	Représentation schématique du phénomène TRIP [Haidemenopoulos and Vasilakos, 1996]	19
1.18	Effet Greenwood-Johnson [Greenwood and Johnson, 1965]	19
1.19	Effet Magee	20
1.20	Courbe de traction et transformation de phase dans l'acier AISI301 [Hausild et al., 2010]	20
1.21	Différents cas de relaxation : sans écrouissage surfacique (a), avec augmentation de la limite d'élasticité, avec diminution de la limite d'élasticité (c) et avec écrouissage linéaire (d) [Scholtes, 1990].	27
1.22	Modèles mathématiques pour décrire l'évolution des contraintes résiduelles en fonction du nombre de cycles [Schulze, 2006]	28
1.23	Charge statique dans le repère de Zarka : y_0 est le point initial et y_1 est le point après chargement	30
1.24	Adaptation dans le repère de Zarka	30

1.25	Accommodation cyclique dans le repère de Zarka	30
1.26	Illustration de la règle de Neuber pour un cas statique (a) et un cas cyclique (b)	32
1.27	Relaxation de la contrainte de surface en compression et en traction lors d'essais en traction/compression sur le titane Ti-6Al-4V [Leverant et al., 1979]	32
1.28	Relaxation des contraintes dans le 7075-T651 pour deux modalités de grenaillage [Benedetti et al., 2009]	33
1.29	Relaxation des contraintes de grenaillage dans l'acier AISI4140 en fonction de la déformation ou de la contrainte [Schulze, 2006]	34
1.30	Relaxation des contraintes de grenaillage dans l'AISI4140 en fonction de la déformation ou de la contrainte [Schulze, 2006]	36
1.31	Profil de contraintes résiduelles par phases après grenaillage [Fu et al., 2013]	36
1.32	Relaxation thermique des contraintes pour le triple grenaillage dans la phase martensitique [Fu and Jiang, 2014]	37
1.33	Définition du chargement en fatigue [Hénaff and Morel, 2005]	37
1.34	Courbe de Wohler [Hénaff and Morel, 2005]	38
1.35	Ensemble des critères de fatigue multiaxiaux [Weber, 1999]	41
1.36	Définition des termes relatifs à la contrainte moyenne [Weber, 1999]	42
1.37	Evolution des différents types d'amorçages selon la déformation moyenne : M-M, fissure intra-martensite ; F-M décollement ferrite-martensite ; Others, autres site d'endommagement [Jacques et al., 2001]	43
1.38	Micrographie MEB de fissuration dans un acier TRIP [Lacroix et al., 2008]	44
1.39	Illustration schématique des mécanismes de fissuration dans un acier TRIP [Lacroix et al., 2008]	44
1.40	Courbe de fatigue pour la matrice ferritique (a) et la matrice bainitique (b) [Song et al., 2001]	45
1.41	Méthodologie de la prévision de durée de vie d'un matériau grenaillé	47
2.1	Micrographie optique après attaque LePera de l'acier TRIP780.	50
2.2	Micrographies MEB en électrons secondaires (a) et rétrodiffusés (b) de l'acier TRIP780.	50
2.3	Courbe conventionnelle de traction de l'acier TRIP780 dans la direction DT [ArcelorMittal]	51
2.4	Éprouvette de fatigue grenaillée (à gauche) et plan de l'éprouvette (à droite) (épaisseur de 2mm)	52
2.5	Eprouvette sur son support de grenaillage	53
2.6	Montage de flexion (à gauche) et éprouvette prise dans les mors (à droite) .	54
2.7	Schéma du montage (en haut) et déplacements de l'éprouvette (en bas) . .	54
2.8	Principe de la diffraction des rayons X - Variation de la distance inter réticulaire avec la contrainte	55
2.9	Diffractogramme de l'acier TRIP780 non grenaillé	57
2.10	Extrapolation des profils de dosage de phase (à gauche) et de contraintes résiduelles dans l'austénite (à droite).	59
2.11	Schéma de l'enlèvement de matière selon [Castex, 1984]	60
2.12	Effets des sources de déformations sur la forme des pics de diffraction . . .	61
3.1	Cartographie 3D de la microgéométrie post-grenaillage G1 (F19,7A - 230%)	65

3.2	Cartographie 3D de la microgéométrie du grenaillage G3 (F9,8A - 230%) .	65
3.3	Dureté HV0,2 de l'acier TRIP780 non grenaillé et post-grenaillage G1 et G3	66
3.4	Désorientations locales d'ordre 3 à coeur (a) et en proche surface (b) pour un acier TRIP grenaillé G1 non sollicité	67
3.5	Profil du paramètre KAM de la surface grenaillée (G1) en comparaison à la valeur à coeur dans les deux phases	67
3.6	Profil de contraintes dans les constituants ferritiques post-grenaillage G1	68
3.7	Profil de contraintes dans l'austénite post-grenaillage G1	69
3.8	Profil de dosage de l'austénite après grenaillage G1	69
3.9	Profil de contraintes résiduelles macroscopiques pour le grenaillage G1 . . .	70
3.10	Profil de contraintes résiduelles macroscopiques post-grenaillage G3	70
3.11	Demi-largeur intégrale des pics de diffraction ferritique post-grenaillage G1 et G3	71
3.12	Profil de dosage de l'austénite après grenaillage G1 et après cyclage à $\frac{N_f}{2}$.	72
3.13	Profils de contraintes résiduelles macroscopiques dans les directions 1 (a) et 2 (b) de l'acier grenaillé G1 après un chargement cyclique de 650 MPa à R=-1	73
3.14	Profils de contraintes résiduelles dans les directions 1 (a) et 2 (b) de l'acier grenaillé G1 après un chargement cyclique de 600 MPa à R=-1	73
3.15	Profils de contraintes résiduelles macroscopiques dans les directions 1 (a) et 2 (b) de l'acier grenaillé G1 après un chargement cyclique de 585 MPa .	74
3.16	Profils de contraintes dans l'austénite pour l'acier grenaillé G1 dans la direction 1 pour les cas à 650 MPa (a) et 585 MPa (b)	74
3.17	Profils de contraintes dans les constituants ferritiques dans l'acier grenaillé G1 dans la direction 1 pour les cas à 650 MPa (a) et 585 MPa (b)	75
3.18	Largeur intégrale des pics de diffraction dans les phases CC pour 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 585 MPa (c) sur des échantillons grenaillés G1 à R=-1	76
3.19	Evolution des largeurs de pics dans la direction 2 à 600 MPa de chargement dans les constituants ferritiques pour les éprouvettes grenaillées G1	76
3.20	Évolution des largeurs de pics dans la direction 1 à 600 MPa de chargement dans l'austénite	77
3.21	Relaxation des contraintes résiduelles macroscopiques après le grenaillage G3 à des chargements de 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 570 MPa (c)	78
3.22	Relaxation à des profondeurs données en fonction du chargement et du nombre de cycles pour l'acier grenaillé G1	79
3.23	Evolution des contraintes résiduelles de grenaillage G1 aux différents chargements à 0 (a), 50 (b) et 100 (c) μm de profondeur	80
3.24	Evolution de la pente de relaxation avec le chargement à chaque profondeur étudiée pour l'acier grenaillé G1	81
3.25	Evolution de la pente de relaxation avec la profondeur à un chargement de 600 MPa	81
3.26	Prédiction du profil de contraintes résiduelles après 1 000 cycles à 600 MPa pour l'acier grenaillé G1	82
3.27	Prédiction du profil de contraintes résiduelles après 10 000 cycles à 600 MPa pour l'acier grenaillé G1	82

3.28	Profils de contraintes résiduelles de la tôle mince (TM) extrapolé à coeur et le profil MSI déduit	85
3.29	Modèle 2D représentant une tranche de l'éprouvette complète avec la partition et le maillage	86
3.30	Profils de limite de déformation plastique et de limites d'élasticité déduite .	87
3.31	Evolution des contraintes résiduelles macroscopiques S11 suivant le type d'écrouissage après 4 cycles à différents chargements dans la direction 1 : 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 585 MPa (c)	89
3.32	Évolution du profil de contraintes macroscopiques dans le cas à 600 MPa dans la direction 2	90
3.33	Trajet de chargement durant 4 cycles à 600 MPa en surface ($\sigma_y=1080$ MPa)(a) et à $100\ \mu m$ ($\sigma_y=680$ MPa) (b) de profondeur	91
3.34	Evolution de la plasticité après un essai de flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement en surface	92
3.35	Contraintes résiduelles pour les deux types écrouissages après 100 cycles de flexion à un chargement de 600 MPa	93
3.36	Comparaison des contraintes après 4 et 100 cycles de flexion à un chargement de 600 MPa avec un écrouissage cinématique	94
3.37	Évolution de la déformation plastique cumulée après 4 et 100 cycles dans le cas d'une flexion à 600 MPa avec un écrouissage cinématique linéaire . .	94
3.38	Évolution du profil de contraintes résiduelles après 4 cycles à 600 MPa pour différentes valeurs de l'écrouissage initial - cas de l'écrouissage cinématique	95
3.39	Evolution de la plasticité dans les cas d'une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement en surface	96
3.40	Représentation schématique du calcul de la contrainte macroscopique avec la localisation et l'homogénéisation	98
3.41	Validation du modèle implicite en traction sur un élément en comparaison avec les données expérimentales et le modèle explicite. Courbe complète (a) et zoom sur la transition élastoplastique (b)	103
3.42	Profil des limites d'élasticité initiales dans les deux phases présentes modélisant l'écrouissage initial	104
3.43	Calcul des profils équivalents massif semi-infini pour les deux constituants mécaniques	105
3.44	Génération des contraintes résiduelles du grenaillage G1 dans les deux constituants mécaniques	105
3.45	Profil de contraintes résiduelles dans les phases ferritiques et la phase austénitique des contraintes de grenaillage post-génération	106
3.46	Évolution des contraintes résiduelles dans les constituants ferritiques dans les cas d'une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement sur la face en traction au premier demi-cycle (a) et celle en compression (b)	107
3.47	Évolution des contraintes résiduelles dans l'austénite dans le cas d'une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement sur la face en traction au premier demi-cycle (a) et celle en compression (b)	107
3.48	Évolution des contraintes résiduelles macroscopiques dans les cas d'une flexion de 4 cycles à 600 MPa de chargement sur la face en traction au premier demi-cycle	108

3.49	Fraction volumique d'austénite initiale transformée au crous des 4 cycles	108
4.1	Résultats de fatigue en flexion $R=-1$ avec régressions de Stromeier	114
4.2	Faciès macroscopique de rupture à 650 MPa des éprouvettes G1-650-1 (a) et G1-650-2 (b)	116
4.3	Faciès de rupture à 650 MPa. Localisation de l'amorce de rupture	116
4.4	Faciès macroscopique de rupture à 600 MPa	117
4.5	Amorce de rupture à 600 MPa	117
4.6	Stries de fatigue observables à 1 mm du bord droit et 90 μm de profondeur (à gauche) et 2 mm du bord droit et 500 μm de profondeur sur l'éprouvette G1-600	118
4.7	Faciès macroscopique de rupture à 585 MPa	118
4.8	Amorce de rupture à 585 MPa	119
4.9	Évolution des paramètres du critère de Crossland en fonction du nombre de cycles	121
4.10	Modèle éléments finis de l'éprouvette sur lequel est appliqué le post-traitement	122
4.11	Détermination de la durée de vie par post-traitement avec le critère de Crossland	123
4.12	Évolution de la durée de vie prédite en profondeur pour l'acier TRIP780 non grenailé à des chargements en flexion alternée de 535 (a), 470 (b) et 440 MPa (c)	124
4.13	Impact des différentes conséquences mécaniques du grenailage sur la durée de vie en fatigue	125
4.14	Détermination de la durée de vie par post-traitement avec le critère de Crossland avec prise en compte de l'état de contraintes résiduelles initial	126
4.15	Contraintes résiduelles insérées correspondant à 50 000 cycles à 650 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 650 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G1	127
4.16	Contraintes résiduelles insérées correspondant à 200 000 cycles à 600 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 600 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G1	127
4.17	Contraintes résiduelles insérées correspondant à 500 000 cycles à 585 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 585 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G1	128
4.18	Contraintes résiduelles insérées correspondant à 35 000 cycles à 650 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 650 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G3	128
4.19	Contraintes résiduelles insérées correspondant à 50 000 cycles à 600 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 600 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G3	129
4.20	Contraintes résiduelles insérées correspondant à 80 000 cycles à 570 MPa (a) et durée de vie prédite par le critère de Crossland à 570 MPa en flexion $R=-1$ pour le grenailage G3	129
4.21	Comparaison des points de fatigue expérimentaux et calculés avec le critère de Crossland pour l'acier TRIP780 et les grenailages G1 et G3	130
A.1	Cliché MEB de l'acier TRIP780 non déformé à coeur	137

A.2	Cliché EBSD en contraste de bande	138
A.3	Cartographie de l'orientation des grains selon les angles d'Euler de l'acier TRIP780 non déformé à coeur	139
A.4	Indexation des phases par EBSD	140
A.5	Figures de pôle des constituants ferritiques	141
A.6	Figures de pôle de l'austénite	142
A.7	Contraste de bande en surface d'un échantillon d'acier TRIP780 grenailé G1	143
A.8	Cartographie de l'orientation des grains selon les angles d'Euler de l'acier TRIP780 grenailé G1 en surface	144
B.1	Contraintes macroscopiques, grenailage G1 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	145
B.2	Contraintes macroscopiques, grenailage G1 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	146
B.3	Contraintes macroscopiques, grenailage G1 à 585 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	146
B.4	Contraintes ferritiques, grenailage G1 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	147
B.5	Contraintes ferritiques, grenailage G1 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	147
B.6	Contraintes ferritiques, grenailage G1 à 585 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	148
B.7	Contraintes austénitiques, grenailage G1 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	148
B.8	Contraintes austénitiques, grenailage G1 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	149
B.9	Contraintes austénitiques, grenailage G1 à 585 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	149
B.10	Contraintes macroscopiques, grenailage G3 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	150
B.11	Contraintes macroscopiques, grenailage G3 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	150
B.12	Largeur intégrale des pics de diffraction dans les phases CC pour 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 585 MPa (c) sur des échantillons grenailés G1 à R=-1	151
B.13	Contraintes macroscopiques, grenailage G3 à 570 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	151
B.14	Contraintes ferritiques, grenailage G3 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	152
B.15	Contraintes ferritiques, grenailage G3 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	152
B.16	Contraintes ferritiques, grenailage G3 à 570 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	153
B.17	Contraintes austénitiques, grenailage G3 à 650 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	153
B.18	Contraintes austénitiques, grenailage G3 à 600 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	154

B.19	Contraintes austénitiques, grenaillage G3 à 570 MPa de sollicitations de flexion dans les directions 1 (a) et 2 (b)	154
B.20	Largeur intégrale des pics de diffraction dans les phases CC pour 650 MPa (a), 600 MPa (b) et 570 MPa (c) sur des échantillons grenaillés G3 à R=-1	155
C.1	Massif semi-infini avec le repère choisi	157
D.1	Reconstruction MEX de stries de fatigue situées à 1 mm de la surface	161
D.2	Microgéométrie des stries de la figure D.1	162
D.3	Reconstruction MEX de stries de fatigue situées à 0,3 mm de la surface	162
D.4	Microgéométrie des stries de la figure D.3	163
D.5	Reconstruction 3D de la jonction de deux fissures	163

Evolution des couches grenaillées sous sollicitations mécaniques de l'acier TRIP780 – Etude de la relaxation des contraintes et de la durée de vie en fatigue

RESUME : Le procédé de grenaillage permet d'améliorer la durée de vie en fatigue des pièces mécaniques dans l'industrie. La mise en compression de la surface par les billes introduit un gradient de déformations inélastiques hétérogènes qui engendre un champ de contraintes résiduelles. Ce sont principalement ces contraintes résiduelles de compression qui sont à l'origine du gain de durée de vie. Les contraintes résiduelles générées évoluent lors des sollicitations thermomécaniques des composant mécaniques après grenaillage. La relaxation et la fatigue ont été étudiées à l'échelle des phases sur l'acier de type TRIP780, acier multiphasé (ferrite, bainite, austénite) possédant une phase austénitique résiduelle susceptible de se transformer en martensite sous un chargement thermomécanique. Pour cet acier, le gain de durée de vie dû au grenaillage est dépendant de la stabilité des contraintes résiduelles de compression dans les différentes phases au cours des chargements mécaniques généralement cyclique. Des essais de flexion cycliques ont été réalisés sur des éprouvettes planes afin de déterminer les durées de vie en fonction des conditions de grenaillage. Avec l'aide d'essais cycliques interrompus, l'évolution des profils de contraintes, de dosage de phase et des largeurs intégrales ont été caractérisée par diffraction des rayons X dans les phases ferritiques et austénitique montrant ainsi la relaxation des contraintes résiduelles en fonction du chargement mécanique appliqué (niveau des contraintes et nombre de cycles). A partir de ces différents résultats, des simulations utilisant la méthode des éléments finis ont été développées pour prédire la relaxation. Après génération numérique des champs de contraintes dans l'éprouvette (méthode thermique fictive), des modèles de comportement élastoplastiques globaux et par phases ont été proposés dans le cas de faibles nombres de cycle. Dans une dernière partie, un post-traitement global par critère de fatigue multiaxial de type Crossland intégrant les résultats sur la relaxation a été proposé. Les résultats ont alors été comparés aux courbes expérimentales de fatigue.

Mots clés : Grenaillage, acier TRIP780, contraintes résiduelles, relaxation mécanique, DRX, analyse mécanique par éléments finis

ABSTRACT: Shot peening process aims at enhancing life duration of mechanical parts in industry. Impacts of beads introduce a compressive state at the surface of the part by strain hardening the subsurface which must be accommodated by elastic strain. Compressive residual stresses are mainly the origin of the enhancing life duration. These residual stresses evolve during thermomechanical loads after shot-peening. Relaxation and life duration are studied at the phase scale in the TRIP780 steel – a multiphased steel (bainite, ferrite and austenite) owning a metastable austenitic phase which can transform into martensite under thermomechanical loadings. In this steel, life duration gain depends on the compressive residual stresses stability in the different phases during cyclic loads. Bending tests were carried out on thick samples to determine life duration as a function of shot-peening conditions. With interrupted cyclic test, the evolution of the residual stress profile, phase partition and integral width profiles were characterized by X-ray diffraction in ferritic and austenite phases showing the relaxation of residual stresses following the mechanical loads (loading level and number of cycle). With these experimental results, finite element simulations were carried out to forecast the relaxation. After residual stress numerical generation (fictive thermal method), global and by-phase comportment models were proposed in the case of the low number cycles. In the last part, a post-treatment by multiaxial fatigue criterion like Crossland one integrating relaxation results was proposed. The results were compared to the experimental fatigue curves.

Keywords: Shot-peening, TRIP780 steel, residual stresses, mechanical relaxation, XRD, Finite Element analysis