HAL
open science

Comportement d'aciers à transformation de phase austénite-martensite pour la simulation du grenaillage de précontrainte

Romain Guiheux

▶ **To cite this version:**

Romain Guiheux. Comportement d'aciers à transformation de phase austénite-martensite pour la simulation du grenaillage de précontrainte. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016. Français. NNT : 2016ENAM0055 . tel-01455203

HAL Id: tel-01455203

https://pastel.hal.science/tel-01455203

Submitted on 3 Feb 2017

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.

N°:
2016 ENAM 0055

2016-ENAM-0055

École doctorale n° 432 : Sciences 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 " MÉCANIQUE et MATÉRIAUX "

présentée et soutenue publiquement par

Romain GUIHEUX

Le 9 décembre 2016

Comportement d'aciers à transformation de phase austénite-martensite pour la simulation du grenaillage de précontrainte

Directeur de thèse : **Etienne PATOOR**
Co-encadrement de la thèse : **Sophie BERVEILLER, Denis BOUSCAUD, Régis KUBLER**

Jury

Mme. Sabine DENIS, Professeur, IJL, Université de Lorraine	Président
M. Guillaume KERMOUCHE, Professeur, LGF, Ecole des Mines de St-Etienne	Rapporteur
M. Philippe PILVIN, Professeur, LIMATB, Université de Bretagne-Sud	Rapporteur
M. René BILLARDON, Professeur, Université Pierre et Marie Curie, Safran Landing Systems	Examinateur
M. Etienne PATOOR, Professeur, GT-CNRS UMI, Georgia Institute of Technology	Examinateur
Mme. Sophie BERVEILLER, Maître de conférences, LEM3, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
M. Denis BOUSCAUD, Ingénieur de recherche, LEM3, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
M. Régis KUBLER, Maître de conférences, MSMP, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
Mme. Martine MONIN, Expert Matériaux et Procédés, PSA Peugeot Citroën	Invitée
M. Quentin PUYDT, Responsable projet, IRT M2P	Invité

T H È S E

Arts et Métiers ParisTech - Campus de Metz
Laboratoire LEM3

Remerciements

Ce manuscrit est le fruit de trois années de recherche au sein des laboratoires du LEM3 à Metz et du MSMP à Aix-en-Provence ainsi que de l'IRT M2P de Metz.

Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble de mes encadrants de thèse pour leur aide précieuse durant ces trois années et, tout particulièrement, au cours des derniers mois. Je pense à mes encadrants des laboratoires du LEM3, Sophie Berveiller et Denis Bouscaud et du MSMP, Régis Kubler. Sophie, ta rigueur et ton exigence me seront d'une grande utilité tout au long de ma carrière professionnelle. Denis, l'aide que tu m'as apportée sur toutes les techniques expérimentales, a été conséquente et si les résultats sont ce qu'ils sont aujourd'hui, c'est aussi grâce à toi. Régis, tu as su me faire monter en compétence dans le domaine de la mécanique et m'apporter une aide importante dans la partie numérique de ce travail. Je remercie également Etienne Patoor du Georgia Institute of Technology d'avoir accepté de diriger mes travaux de thèse et d'en avoir suivi l'évolution durant ces trois années.

Je vous remercie tous pour votre disponibilité de chaque instant mais aussi pour toutes les connaissances scientifiques que vous avez su me transmettre.

Mes remerciements vont aussi vers mon encadrement industriel, sans qui ce travail de thèse n'aurait pu exister. Je pense notamment à Martine Monin de PSA Groupe, Quentin Puydt de l'IRT M2P et Bastien Weber d'Arcelor Mittal. Les nombreux échanges que nous avons eus ont toujours été très enrichissants et ils m'ont permis de mettre en perspective la finalité industrielle de mon travail ; ce qui, pour moi, est fondamental. Martine, ta manière de piloter le GT1 du projet CONDOR correspond parfaitement à l'idée que je me fais du pilotage d'un projet. J'essaie, dès à présent, de l'appliquer dans mes nouveaux projets professionnels. J'associe à ces remerciements Jenny Thuries et Jérôme Lardinois pour le travail important qu'ils ont réalisé chez PSA Groupe sur le site de Belchamp.

Je tiens à remercier également Mme Sabine Denis de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse. MM. René Billardon, Guillaume Kermouche et Philippe Pilvin ont aussi toute ma gratitude pour avoir accepté de constituer mon jury de thèse.

Un travail de thèse, c'est aussi, parfois, un travail d'équipe. En ce sens, je remercie chaleureusement Clément Ernould et Emeric Tourres, pour l'aide qu'ils m'ont apportée à des moments clefs de ma thèse. Je tiens aussi à les féliciter, une nouvelle fois, pour la qualité de leur travail de stage. Mes pensées vont aussi vers tous les autres doctorants du projet, la « CONDOR team » : Clément, Jean-Patrick, Maxime et Vincent. A nous cinq, nous avons formé une belle équipe. Je vous souhaite bon courage pour votre dernière année de thèse et de la réussite dans vos projets !

Des équipes, j'ai eu la chance d'en connaître plusieurs : à Metz mais aussi à Aix-en-Provence, le mercato d'hiver étant passé par là. J'espère n'oublier personne… Ces deux équipes, ce sont autant d'amis que j'ai pu côtoyer durant ces trois années : deux ans et demi à Metz et six mois à Aix-en-Provence, car la thèse c'est aussi ça.

Commençons par l'équipe de Metz :

- Pampam : Ce fut un vrai plaisir de t'avoir comme collègue de bureau pendant de longs mois, avant que tu ne déménages de l'autre côté du couloir ! Quelle idée !? Merci aussi pour ton aide précieuse pour arriver à dompter la grenailleuse.

- Morgane et Zach(ouille) : les derniers mois de thèse ont été difficiles mais beaucoup moins grâce à vous. Que de moments de rigolade ! Le trio magique de la C124 ! Ce fut un véritable plaisir que de travailler à vos côtés. Je suis sûr que tu nous regrettes déjà Morgane !

- Gaël : M. Musique, le label écologique de l'IRT ! J'ai pu voir ta coupe de cheveux changer tout au long de ces trois années. J'ai hâte de voir les prochaines évolutions ! Le retour de la coupe Zlatan ? J'ai apprécié d'être ton collègue. Tu as su me soutenir et me faire relativiser dans les moments difficiles de la thèse. Tu m'as aussi aidé à mieux connaître la ville de Metz !

- Fadik : Tu as rejoint l'équipe en cours de route et ce fut un réel plaisir de te connaître ! Je n'oublie d'ailleurs toujours pas que je te dois un plat fait maison ! Je n'oublie pas non plus que tu dois assurer la relève de Zach en allant au sport tous les midis ! Je te souhaite également bon vent pour ces trois prochaines années de thèse. Je ne doute pas que tu vas devenir une reine de l'assemblage !

- Francis : On a beaucoup parlé « mécanique » mais aussi beaucoup mangé ! A nous deux, on pourrait en faire un guide ! Les restaurants à 22h en rentrant du labo, les plats ~~légers~~… Notre tour de taille n'a pas apprécié ces derniers mois de thèse ! C'était aussi agréable de ne pas être le seul doctorant en fin de thèse… On a rencontré les mêmes problèmes aux mêmes moments et j'ai beaucoup apprécié de pouvoir échanger avec toi. Maintenant, on peut arrêter de se plaindre ! Kévin (M. Kebab) et Dr. Dimitri, merci de nous avoir supportés et merci pour les moments sympas passés avec vous !

- Aurélie : Je ne te remercie pas. Tu m'as expulsé de ta guilde ! Excuse-moi d'avoir dû rédiger ma thèse ! Par contre, je te remercie pour ta bonne humeur et toutes les bonnes soirées passées avec toi et Gilles. Maintenant, j'ai le droit de jouer à Super Smash Bros !

- Quentin : L'homme qui n'aime pas les kouign-amann ! l'homme qui n'aime pas le beurre ! Comme tu l'as dit lors de la soutenance, tu étais non seulement mon chef

de projet mais surtout un très bon collègue avec qui j'ai beaucoup apprécié travailler ! Je compte sur toi pour continuer à embêter Aurélie.

- Maxime : M. Plastique, le côté obscur de l'IRT. Très agréable de t'avoir eu comme collègue biloute !

Merci aussi à tous mes autres collègues du LEM3 et de l'IRT M2P : Marc pour tes passes au foot, Andrea pour ton aide et ta gentillesse, Vincent et Grégory pour les discussions footballistiques (le FC Metz sombre… le PSG aussi !), Jill (à nouveau maman), Pierre (le vosgien prince de SIMAX), Philippe (à nouveau papa et philosophe à ses heures perdues), Audrey pour sa bonne humeur, Joffrey le mangeur de kébab, Mathieu (encore un roi de l'assemblage qui a aussi le courage de reprendre ses études, bravo à toi ! et merci pour ton aide, tes conseils et ta gentillesse pendant ces trois années !), Kévin (M. Qualité), Stéphane, Pascal, Christophe, Ludivine, Morgan (futur docteur), Mathieu (le voisin de l'ENIM), Daryna (madame MFA et grande voyageuse)…

Pour l'équipe d'Aix-en-Provence :

Je pense forcément à Hadrien (dit Bobet) que je retrouve à présent comme collègue dans mon nouveau travail, qui l'eut cru ! J'imagine que je ne pourrai jamais retrouver un voisin de bureau comme toi… et j'espère aussi que ça ne sera pas le cas ! Merci pour les animations du jeudi après-midi. A ce titre, je remercie également Benjamin, fraîchement docteur et fan de l'ASSE.

Hazem, je te remercie pour ta sympathie et également pour avoir essayé de m'apprendre un mot d'arabe par jour. Clément, j'espère que l'on se reverra dans les prochains mois pour discuter grenailles, et pas que ! Je ne pensais pas trouver un aussi bon bureau à Aix-en-Provence. Je suis vraiment content de vous avoir tous rencontrés et espère que nous aurons la chance de nous revoir très prochainement.

Une pensée également pour mes nouveaux collègues de travail chez Safran qui m'ont encouragé pendant ces derniers mois. Merci à vous !

Je pense bien évidemment aussi à tous mes amis de l'INSA Rennes : Alexandre, Damien, John et Sébastien. On se revoit très bientôt ! Je n'oublie pas non plus tous les lyonnais avec qui ce fut un réel plaisir de s'offrir quelques parenthèses pendant ces trois dernières années : Laure, Laurence, Marie et Alban, maintenant je suis aussi docteur ! Ça vaut bien une tarte au citron meringuée !

Enfin, tout cela n'aurait pas été possible sans le soutien de toute ma famille et de ma compagne. Si j'en suis là aujourd'hui, c'est grâce à vous.

Maman, je pense surtout à toi qui a su m'amener jusque-là. Tu n'as jamais compté tes heures pour m'aider depuis tout petit. Cette thèse, elle est pour toi. Papa, ces dernières années ont été difficiles pour toi et tu n'as pas pu assister à tout ce que tu aurais souhaité.

Ce diplôme est aussi pour toi. Mémé, tu n'es plus là mais je sais que tu dois être très fière. Il s'est passé beaucoup d'évènements, ces dernières années, auxquels j'aurais aimé t'associer. Aujourd'hui c'est le cas, tu as toujours été dans mon cœur et tu le resteras toujours. Cette thèse, je te la dédie ainsi qu'à Pépé. Pépé, je ne suis pas ingénieur en BTP mais nul doute que ça te convient aussi !

Fifine, je sais que tu étais aussi avec moi lors de la soutenance et ces derniers mois. Tu me manques. Tu m'auras accompagné du primaire jusqu'à la thèse, alors ce diplôme je le partage avec toi.

Merci également à toute ma famille, notamment Béatrice, Patrick, Jean-Philippe, Aude et Inès (la reine des neiges) qui ont toujours su me soutenir. J'ai également une pensée pour Nénen qui aurait apprécié partager ce moment avec nous.

Bénédicte, comment terminer sans te remercier. Il y a quelques années, c'est moi qui te soutenais et à présent c'est toi. Et la tâche était difficile ces derniers mois. Merci pour ton aide et tout ton amour, sans quoi rien n'aurait été possible.

Sommaire

Introduction 1

Chapitre I : Synthèse bibliographique 7

Partie 1 : Transformation martensitique 9

I. Mécanismes de la transformation martensitique 9

1. Cristallographie de la transformation martensitique dans les aciers 9

2. Thermodynamique et activation de la transformation martensitique 12

II. Le phénomène de plasticité de transformation ou effet TRIP 15

1. Mise en évidence expérimentale de la plasticité de transformation 15

2. Les mécanismes de la plasticité de transformation 18

3. Le comportement mécanique des aciers TRIP 19

III. Modélisation des matériaux à effet TRIP 26

1. Modèles prédisant la cinétique de transformation 26

2. Modèles décrivant la plasticité de transformation 30

IV. Conclusion partielle 32

Partie 2 : Grenaillage de précontrainte 35

I. Principe du grenaillage de précontrainte 35

1. Description générale du procédé 35

2. Les mécanismes à l'origine de la génération des contraintes résiduelles de compression 36

3. Influence des paramètres du procédé de grenaillage sur la distribution des contraintes résiduelles. 37

4. Les moyens de contrôle du procédé 43

II. Modélisation par éléments finis du grenaillage de précontrainte 45

1. Modélisations par éléments finis à deux dimensions 46

2. Modélisations par éléments finis à trois dimensions 47

III. Impact du grenaillage sur les aciers à transformation de phase 53

1. Évolution de la fraction d'austénite résiduelle 53

2. Dureté et état de surface 55

3. Distribution des contraintes résiduelles 57

IV. Conclusions 60

Chapitre II : Techniques expérimentales et Matériaux de l'étude 63

I. Caractérisation du comportement mécanique 65

1. Essais quasi-statiques..... 65

2. Essais dynamiques 66

II. Essais mono-impact 67

1. Appareillage utilisé et conditions expérimentales 67

2. Analyse de la micro-géométrie des surfaces impactées..... 69

III. Grenailleuse de précontrainte 71

IV. Analyses par diffraction des rayons X 73

1. Principe de la diffraction des rayons X..... 73

2. Dosage des phases..... 73

3. Analyse des contraintes 75

4. Conditions expérimentales 77

V. Compositions et microstructures des matériaux.....80

1. L'acier AISI 301LN 80

2. L'acier TRIP 780 81

3. L'acier 23MnCrMo5 82

Chapitre III : Sollicitations mécaniques complexes d'aciers à transformation de phase..... 85

I. Etude d'un matériau monophasé à transformation de phase : l'acier AISI 301LN 87

1. Comportement mécanique en traction uni-axiale 87

2. Essais mono-impact 93

3. Impact du grenaillage 100

II. Grenaillage d'un matériau multiphasé avec ou sans pré-déformation initiale : l'acier TRIP 780 107

1. Grenaillage sans pré-déformation préalable 107

2. Effet d'une pré-déformation initiale sur le comportement au grenaillage 113

III. Grenaillage d'un matériau avec un gradient de microstructure : l'acier 23MnCrMo5.....118

1. Comportement mécanique du cœur et de la surface du bloc cémenté 118

2. Impact du grenaillage sur les propriétés mécaniques et la microstructure....120

IV. Conclusions 125

Chapitre IV : Modélisation du comportement et mise en données pour la simulation du grenaillage 127

I. Loi de comportement des aciers à effet TRIP 129

1. Equations constitutives 129

2. La déformation de transformation moyenne instantanée 133

3. Comportement élastoplastique des constituants mécaniques 135

4. Cadre thermodynamique pour la cinétique de transformation martensitique 139

5. Conclusions 140

II. Identification des paramètres de la loi de comportement à effet TRIP 141

1. L'acier AISI 301LN 141

2. L'acier TRIP 780 145

III. Modélisation du procédé de grenaillage 149

1. Mise en données 149

2. Post-traitement des résultats 153

IV. Conclusions 155

Chapitre V : Simulations numériques représentatives du grenaillage de précontrainte sur des matériaux à transformation martensitique - Comparaisons aux données expérimentales 157

I. Simulation numérique d'impact sur l'acier AISI 301LN 159

1. Analyse de la micro-géométrie 159

2. Analyse des champs mécaniques surfaciques 163

3. Analyse des contraintes résiduelles au droit de l'impact 166

4. Bilan 168

II. Simulation numérique du grenaillage de l'acier TRIP 780 169

1. Validation du modèle numérique 169

2. Influence de la transformation martensitique : étude numérique 180

III. Conclusions 186

Conclusion générale 187

Table des figures

Figure 0-1 : Pièces mécaniques utilisées chez PSA Peugeot Citroën (Source : PSA Peugeot Citroën) 4
Figure 0-2 : Méthodologie d'étude des microstructures complexes des aciers 23MnCrMo5 et TRIP 780. 5
Figure I-1 : Mailles CFC de l'austénite γ et QC de la martensite α'. 10
Figure I-2 : Les trois étapes de la déformation de transformation. 11
Figure I-3 : Caractéristiques géométriques d'une variante de martensite. 12
Figure I-4 : Évolution de l'énergie libre chimique des phases austénitique et martensitique en fonction de la température. 13
Figure I-5 : Évolution de l'énergie libre chimique des phases austénitique et martensitique en fonction de la température et application d'une force mécanique U. ... 14
Figure I-6 : Diagramme contrainte critique de transformation martensitique / température illustrant les différents domaines dans lesquels la transformation martensitique peut avoir lieu. 15
Figure I-7 : Évolution de l'allongement en fonction de la température lors d'essais de refroidissement sous contrainte [9]. 16
Figure I-8 : Évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de martensite X et de la contrainte appliquée [8]. 16
Figure I-9 : (a) Évolution de la contrainte appliquée au cours du refroidissement et (b) de la plasticité de transformation (TRIP) associée en fonction de la fraction de martensite [11]. 17
Figure I-10 : Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement [10]. 18
Figure I-11 : Illustration schématique de l'effet Magee : Sélection des variantes de martensite (∑, la contrainte appliquée et E^{PT}, la plasticité de transformation). 18
Figure I-12 : Illustration schématique de l'effet Greenwood-Johnson (∑ la contrainte appliquée et E^{PT} la plasticité de transformation). 19
Figure I-13 : (a) Comportement mécanique macroscopique d'un acier à effet TRIP (AISI 301LN) pour différentes tailles de grains et (b) Cinétique de transformation martensitique associée [18]. 20
Figure I-14 : Influence de la température d'essai sur (a) la courbe contrainte/déformation et (b) l'évolution de la fraction de martensite formée en fonction de la déformation pour un acier TRIP AISI 304 et pour un taux de déformation de 5.10^{-4} s^{-1} [20]. 21
Figure I-15 : Évolution du coefficient d'écrouissage pour un essai de traction uni-axiale à différentes températures pour un acier TRIP AISI 304 [23]. 21

Figure I-16 : Influence du mode de sollicitation à différentes températures sur la cinétique de transformation martensitique [21]. 23
Figure I-17 : Évolution de la fraction de martensite sur l'épaisseur d'une éprouvette après essai de flexion à 45° [26]. 23
Figure I-18 : Influence de la vitesse de déformation sur la fraction de martensite formée pour un acier TRIP AISI 304 : (a) en traction uni-axiale et (b) en traction équi-bi-axiale [31]. 24
Figure I-19 : Influence de la vitesse de déformation sur (a) le comportement mécanique et (b) la fraction de martensite formée d'un acier AISI 304 [32]. 25
Figure I-20 : Schématisation de la mise en compression du matériau grenaillé : impact d'une bille. 35
Figure I-21 : (a) Système de grenaillage à air comprimé [74], (b) Système de grenaillage à la turbine [75]. 36
Figure I-22 : Illustrations de la pression de Hertz (à gauche) et de l'effet de martelage (à droite) proposés par Barralis et al. [78]. 37
Figure I-23 : Schéma illustrant les différents paramètres entrant en compte lors du grenaillage de précontrainte. 38
Figure I-24 : (a) Grenaillage d'un matériau doux [82] et (b) Grenaillage d'un matériau dur avec billes de dureté supérieure à celle du matériau traité [81]. 39
Figure I-25 : Influence du diamètre des billes sur la distribution des contraintes résiduelles après grenaillage [78]. 40
Figure I-26 : Influence de la vitesse de projection des grenailles sur la distribution des contraintes résiduelles [78]. 41
Figure I-27 : Évolution des contraintes résiduelles de compression en fonction de la profondeur pour trois angles d'incidence des billes et pour un superalliage UDIMET 720 [83]. 41
Figure I-28 : Influence du taux de recouvrement sur la distribution des contraintes résiduelles après grenaillage [78]. 42
Figure I-29 : Illustrations du montage Almen [78]. 43
Figure I-30 : Courbe de saturation et intensité Almen. 43
Figure I-31 : Les différents types de modélisations numériques du grenaillage : (a) 2D-axi-symétrique, (b) 3D 2 surfaces de symétrie, (c) 3D avec cellule de symétrie, (d) 3D avec 1 surface de symétrie, (e) 3D avec 2 surfaces de symétrie, (f) 3D sans surface de symétrie, (g) 3D avec 3 surfaces de symétrie. 46
Figure I-32 : Redistribution des contraintes résiduelles due à l'impact d'une deuxième bille adjacente [97]. 47
Figure I-33 : Modèle prédictif des profils de contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour deux grenaillages : (a) F30A diamètre 0,3 mm et (b) F30A diamètre 0,6 mm [108]. 48

Figure I-34 : Modèle prenant en compte l'endommagement et sa visualisation après l'impact d'une bille pour deux coefficients de frottement : (a) 0,01 et (b) 0,2 [109]..... 49
Figure I-35 : Modèle de Chaise et al. [116]. 50
Figure I-36 : Influence du grenaillage sur le taux d'austénite résiduelle (a) sur un acier 20CrMnTi cémenté [119], (b) sur un acier 29MnCr5 cémenté [118] et (c) sur un acier austénitique SAE 4320 cémenté [120]. 54
Figure I-37 : (a) Influence du grenaillage sur la fraction de martensite pour un acier AISI 301LN après laminage à froid seul (CR) ou suivi d'un recuit (AN) en fonction du taux de recouvrement, de la vitesse de projection des billes et de la distance à la turbine [121] et (b) Schéma explicatif. 55
Figure I-38 : Évolution de la micro-dureté après grenaillage sur : (a) un acier 20CrMnTi cémenté [119], (b) un acier AISI 304 [124], (c) un acier AISI 301LN [121]..... 56
Figure I-39 : Évolution de la rugosité en fonction du taux de recouvrement sur un acier 39NiCrMo3 [126]. 57
Figure I-40 : Influence du grenaillage sur la rugosité (Ra) pour un acier AISI 301LN après recuit (a) ou après laminage à froid en fonction du taux de recouvrement, de la vitesse de projection des billes et de la distance à la turbine [121]. 57
Figure I-41 : (a) Évolution de la distribution des contraintes résiduelles avant et après grenaillage sur un matériau initialement cémenté [118], (b) Évolution des contraintes résiduelles longitudinales et transversales dans un acier inoxydable AISI 304 [128], (c) Évolution des contraintes résiduelles dans la phase austénitique d'un acier AISI 304 pour deux intensités de grenaillage [123]. 58
Figure I-42 : Évolution des contraintes dans les phases austénitique et martensitique d'un acier 18CrNiMo7-6 après trois types de grenaillage [130]. 59
Figure I-43 : Évolution de la distribution des contraintes résiduelles en surface pour différents types de grenaillage sur une pièce en acier austénitique AISI 304 : (a) grenaillage simple, (b) grenaillage double, (c) grenaillage triple [129]. 60
Figure II-1 : Dimensions des éprouvettes de traction à faible vitesse de déformation : entre 10^{-4} et 10^{-3} s^{-1}. 66
Figure II-2 : Dimensions des éprouvettes de traction utilisées pour les essais à 0,1 et 10 s^{-1} avec Lu = 20 mm, Lt = 100 mm et a = 16,37 mm..... 66
Figure II-3 : Banc d'essais de traction dynamique type "arbalète" de l'Ecole Centrale de Nantes : (a) Vue générale, (b) Vue zoomée sur l'éprouvette. 67
Figure II-4 : Photographie et schéma explicatif du montage dédié aux essais mono-impact. 69
Figure II-5 : (a) Banc d'analyses de micro-géométrie et (b) Exemple de surface impactée analysée. 70
Figure II-6 : Définition des grandeurs caractéristiques d'un essai mono-impact..... 70

Figure II-7 : (a) Vue de la plateforme pilote de grenaillage de précontrainte, (b) Vue de la cabine de grenaillage, (c) Porte-échantillon, (d) Positionnement du porte-échantillon et sens de rotation de la turbine. 71
Figure II-8 : Angle de Bragg et diffraction des rayons X. 73
Figure II-9 : Diffractogramme de l'acier AISI 301LN 74
Figure II-10 : Schéma d'un goniomètre montrant les trois angles de rotation de l'échantillon. 75
Figure II-11 : Déplacement du pic de diffraction et variation de la distance inter-réticulaire sous l'action d'une contrainte : (a) sans contrainte, (b) avec application d'une contrainte dans la direction $\varphi\psi$. 75
Figure II-12 : Définition des différents angles associés (Norme NF EN 15305 [142]). 76
Figure II-13 : Méthode des $sin2\psi$. [143] 77
Figure II-14 : Photographie du montage de diffraction utilisé. 78
Figure II-15 : (a) Microstructure de l'acier inoxydable AISI 301LN à l'état initial et (b) Figure de pôles {1 1 1} de l'austénite. 81
Figure II-16 : (a) Microstructure de l'acier TRIP 780 et (b) Figure de pôles {1 1 0} associée à la phase cubique centrée. 82
Figure II-17 : Bloc cémenté et éprouvettes représentatives. 83
Figure II-18 : Microstructures de l'acier 23MnCrMo5 (a) Surface d'un bloc d'épaisseur 5 mm à teneur superficielle de 0,8 %C, (b) Cœur d'un bloc d'épaisseur 5 mm à teneur superficielle de 0,8 %C, (c) Eprouvette d'épaisseur 1 mm à teneur homogène en carbone (0,8 %C), (d) Eprouvette d'épaisseur 1 mm trempée à teneur homogène en carbone (0,2 %C). 84
Figure III-1 : Comportement mécanique de l'acier AISI 301LN suivant les directions de laminage (DL) et transverse (DT) pour deux vitesses de déformation. 88
Figure III-2 : Comportement mécanique de l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale en régime quasi-statique 88
Figure III-3 : Évolution de la microstructure de l'acier AISI 301LN lors d'un essai de traction à 5.10^{-4} s^{-1} à : (a) 0 %, (b) 10 %, (c) 15 %, (d) 25 % de déformation. 89
Figure III-4 : Cinétique de transformation martensitique de l'acier AISI 301LN pour différentes vitesses de déformation. 90
Figure III-5 : Comportement mécanique de l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale à différentes vitesses de déformation. 91
Figure III-6 : Cinétique de transformation martensitique de l'acier AISI 301LN pour différentes vitesses de déformation. 92
Figure III-7 : Évolution du paramètre réduit du coefficient de restitution et comparaison au modèle analytique de Johnson. 96
Figure III-8 : (a) Photographie de l'impact d'une bille sur un massif en acier AISI 301LN et (b) Profil 3D associé (∅10 mm – 5 bars) 96

Figure III-9 : Comparaison des grandeurs caractéristiques de l'impact avec le modèle analytique de Johnson : (a) Paramètre réduit de la profondeur de l'impact δ, (b) Paramètre réduit du diamètre de l'impact 2a, (c) Rayon de courbure au fond de l'impact R_c et (d) Hauteur des bourrelets H_b. 97
Figure III-10 : Directions de détermination des contraintes dans la phase austénitique.. 98
Figure III-11 : Évolution des contraintes dans la phase austénitique suivant les directions radiale et tangentielle pour une bille de diamètre 10 mm et deux vitesses d'impact..... 99
Figure III-12 : Évolution des contraintes dans la phase austénitique suivant les directions radiale et tangentielle pour une bille de diamètre 2 mm impactant le massif à 70 $m.s^{-1}$.100
Figure III-13 : Analyse des contraintes surfaciques austénitique et martensitique d'un bloc en acier AISI 301LN grenaillé avec des billes de diamètre 400 µm et de dureté 700 HV à 2000 $tr.min^{-1}$. 101
Figure III-14 : Évolution des contraintes surfaciques dans la zone centrale d'un bloc en acier AISI 301LN grenaillé avec des billes de diamètre 400 µm et de dureté 700 HV pour différentes vitesses de rotation de la turbine. 102
Figure III-15 : Filiation de dureté sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 $tr.min^{-1}$ avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %. 103
Figure III-16 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 $tr.min^{-1}$ avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %. 104
Figure III-17 : Évolution des contraintes résiduelles dans les phases austénitique et martensitique sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 $tr.min^{-1}$ avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %. 105
Figure III-18 : Évolution de la FWHM sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 $tr.min^{-1}$ avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %. 106
Figure III-19 : Filiation de dureté sur l'acier TRIP 780 après grenaillage à 2500 $tr.min^{-1}$ pour deux diamètres de billes. 108
Figure III-20 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle en fonction de la profondeur sur l'acier TRIP 780 après grenaillage à 2500 $tr.min^{-1}$ pour deux diamètres de billes. ...109
Figure III-21 : Distribution des contraintes résiduelles après grenaillage à 2500 $tr.min^{-1}$ dans la phase CC pour deux diamètres de billes. 110
Figure III-22 : Distribution des contraintes résiduelles après grenaillage à 2500 $tr.min^{-1}$ dans la phase CFC de l'austénite pour deux diamètres de billes.....111
Figure III-23 : Évolution la FWHM de la phase CC après grenaillage à 2500 $tr.min^{-1}$ en fonction de la profondeur pour deux diamètres de billes. 112
Figure III-24 : Filiations de dureté après grenaillage à 2500 $tr.min^{-1}$ avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm.....114

Figure III-25 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle en fonction de la profondeur après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm. 115
Figure III-26 Comparaison de la distribution des contraintes après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} dans la phase CC avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm. 115
Figure III-27 : Comparaison de la distribution des contraintes après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} dans l'austénite avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm. 116
Figure III-28 : Comparaison de l'évolution de la FWHM dans la phase CC après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm. 116
Figure III-29 : Comparaison de l'évolution de la FWHM dans la phase austénitique après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm. 117
Figure III-30 : Comportement mécanique représentatif du cœur du bloc d'acier 23MnCrMo5 cémenté à teneur superficielle de 0,8 %C. 119
Figure III-31 : Faciès de rupture : (a) Vue macroscopique, (b) Mise en évidence de la rupture inter-granulaire, (c) Mise en évidence de la rupture par clivage. 120
Figure III-32 : Filiations de dureté sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}. 121
Figure III-33 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}. 122
Figure III-34 : Distribution des contraintes résiduelles dans l'austénite sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}. 123
Figure III-35 : Distribution des contraintes résiduelles dans la martensite sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}. 124
Figure III-36 : Évolution de la FWHM : (a) de l'austénite et (b) de la martensite sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}. 124
Figure IV-1 : Schéma du VER multiphasé 130
Figure IV-2 : Identification du comportement de l'acier AISI 301LN sur un essai de traction uni-axiale quasi-statique (5.10^{-4} s^{-1}). 142
Figure IV-3 : Comparaison des résultats du modèle avec la littérature [18], [19] pour l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale quasi-statique. 143
Figure IV-4 : Comportements intra-phases de l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale quasi-statique. 144

Figure IV-5 : Influence du type de sollicitation sur le comportement mécanique et la cinétique de transformation martensitique (traction uni-axiale et cisaillement).....144
Figure IV-6 : Identification des paramètres mécaniques de l'acier TRIP 780 sur des essais monotones : traction uni-axiale et cisaillement.....146
Figure IV-7 : Identification des paramètres thermodynamiques liés à la cinétique de transformation martensitique sur un essai de traction uni-axiale et comparaison avec le cisaillement. 147
Figure IV-8 : Identification des paramètres mécaniques sur des essais de traction-compression cyclique : (a) Rapport de charge négatif (R = -1), (b) Rapport de charge nul (R = 0) et (c) Déformation progressive.....148
Figure IV-9 : Motif élémentaire pour le calcul du taux de recouvrement selon Guechichi [94] et expression du taux de recouvrement associé.....150
Figure IV-10 : Disposition des billes à la surface du massif.....151
Figure IV-11 : Dimensions et maillage du massif grenaillé. 152
Figure IV-12 : Conditions aux limites (a) du massif et (b) des demi-billes. 153
Figure IV-13 : Zones d'extraction des champs mécaniques et thermodynamiques. 154
Figure IV-14 : Évolution des contraintes $\sigma xx - \sigma zz$ suivant la zone d'extraction après grenaillage pour un acier test à comportement élastoplastique. 155
Figure V-1 : Dimensions et conditions aux limites d'un massif semi-infini en acier AISI 301LN impacté à 35 m.s^{-1} par une bille de 10 mm de diamètre.....160
Figure V-2 : Profils de micro-géométrie expérimentaux et simulés (avec et sans transformation martensitique) de l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à : (a) 35 m.s^{-1}, (b) 70 m.s^{-1}.....162
Figure V-3 : (a) Contraintes radiales dans l'austénite, (b) Contraintes tangentielles dans l'austénite, (c) Déformation plastique équivalente, (d) Fraction de martensite formée après l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à 35 m.s^{-1}.....164
Figure V-4 : Évolution des contraintes expérimentales et simulées dans les directions tangentielle $\sigma\theta\theta$ et radiale σrr dans l'austénite en surface pour l'impact d'une bille de diamètre 10 mm : (a) $v = 35\, m.s - 1$, (b) $v = 70\, m.s - 1$. 165
Figure V-5 : Évolution de la contrainte résiduelle macroscopique avec et sans transformation martensitique au droit de l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à une vitesse de 70 m.s^{-1}. 167
Figure V-6 : Évolution des contraintes résiduelles intra-phase ($\sigma_{rr} - \sigma_{zz}$) avec et sans transformation martensitique au droit de l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à une vitesse de 70 m.s^{-1}. 167
Figure V-7 : Distribution de la fraction d'austénite transformée f après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %. 170

Figure V-8 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle expérimentale et simulée après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.....170
Figure V-9 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle expérimentale et simulée après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 270 %.....171
Figure V-10 : Évolution des contraintes macroscopiques et intra-phase dans le plan XZ après grenaillage avec des billes de 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 % : (a) Macroscopique, (b) Austénite, (c) Ferrite, (d) Bainite, (e) Martensite. 173
Figure V-11 : Évolution expérimentale et simulée de la contrainte dans la phase CC (mélange ferrite, bainite, martensite) après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %. 174
Figure V-12 : Évolution expérimentale et simulée de la contrainte dans la phase austénitique (CFC) après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %. 175
Figure V-13 : Évolution expérimentale et simulée de la contrainte (a) dans la phase CC et (b) dans la phase austénitique après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 270 %. 176
Figure V-14 : Évolution des déformations plastiques équivalentes macroscopiques et intra-phase dans le plan XZ après grenaillage avec des billes de 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 % : (a) Macroscopique, (b) Austénite, (c) Ferrite, (d) Bainite, (e) Martensite. 178
Figure V-15 : Évolution de la déformation plastique équivalente intra-phase en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.....178
Figure V-16 : Évolution de la déformation plastique équivalente intra-phase en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 270 %.....179
Figure V-17 : Influence de la transformation martensitique sur l'évolution de la contrainte résiduelle macroscopique en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %. 181
Figure V-18 : Évolution de la contrainte dans la martensite en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.....182
Figure V-19 : Évolution de la contrainte dans la phase cubique centrée en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %. 183

Figure V-20 : Évolution de la contrainte dans l'austénite en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.....183
Figure V-21 : Évolution de la déformation équivalente macroscopique après grenaillage sur l'acier TRIP 780, avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %, avec et sans transformation de phase. 184
Figure V-22 : Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la profondeur dans chacune des phases, après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %. 185

Table des tableaux

Tableau I-1 : Cinétiques de transformation empiriques lors du refroidissement. [36]–[38], [40], [41] 27
Tableau I-2 : Enrichissements du modèle d'Olson-Cohen. 29
Tableau I-3 : Modèles phénoménologiques pour la plasticité de transformation 30
Tableau I-4 : Différents types d'éprouvettes Almen (Norme NF 06-832 [86]) 44
Tableau I-5 : Évolution des modèles de grenaillage 52
Tableau II-1 : Essais mono-impact réalisés sur l'acier AISI 301LN. 68
Tableau II-2 : Grenaillages réalisés sur les trois matériaux de l'étude 72
Tableau II-3 : Conditions expérimentales d'analyse des contraintes. 79
Tableau II-4 : Composition chimique de l'acier inoxydable AISI 301LN, complément en Fe (Données : Aperam) 80
Tableau II-5 : Composition chimique et fraction de chacune des phases de l'acier TRIP 780, complément en Fe (Source : ArcelorMittal). 81
Tableau II-6 : Composition chimique de l'acier 23MnCrMo5, complément en Fe (Source : Ascometal). 82
Tableau III-1 : Caractéristiques mécaniques et échauffement de l'acier AISI 301LN pour chaque vitesse de sollicitation. 92
Tableau III-2 : Essais mono-impact réalisés sur l'acier AISI 301LN 95
Tableau III-3 : Rappel des conditions de grenaillage de l'acier AISI 301LN 102
Tableau III-4 : Conditions de grenaillage de l'acier TRIP 780. 107
Tableau III-5 : Rappel des conditions de grenaillage de l'acier 23MnCrMo5 118
Tableau IV-1 : Paramètres mécaniques de la loi de comportement de l'acier AISI 301LN. 142
Tableau IV-2 : Paramètres de la transformation martensitique de la loi de comportement de l'acier AISI 301LN. 142
Tableau IV-3 : Paramètres mécaniques de la loi de comportement de l'acier TRIP 780. 145
Tableau IV-4 : Paramètres de la tranformation martensitique de la loi de comportement de l'acier TRIP 780 145
Tableau V-1 : Évolution des grandeurs micro-géométriques expérimentales et simulées en fonction de la vitesse d'impact pour une bille de diamètre 10 mm. 161
Tableau V-2 : Comparaison des évolutions des grandeurs caractéristiques expérimentales et simulées en fonction de la vitesse d'impact pour une bille de diamètre 10 mm 161

Introduction

Le grenaillage de précontrainte est un traitement de surface mécanique de mise en compression - largement répandu dans les industries automobile, aéronautique et de l'énergie - permettant d'augmenter la durée de vie de pièces soumises à des sollicitations cycliques comme, par exemple, les pièces de pignonnerie. Le grenaillage n'étant que peu pris en compte dans les bureaux d'études, un surdimensionnement des pièces mécaniques peut être engendré. Le développement d'outils numériques permettant de prédire la distribution des différents champs mécaniques après grenaillage et de réaliser le chaînage avec la tenue en service permettrait d'alléger les structures et de réaliser des économies d'échelle.

C'est ainsi que le projet CONDOR (CONtraintes DimensiOnnement Relaxation) mené par l'Institut de Recherche Technologique Matériaux, Métallurgie et Procédés de Metz (IRT M2P) a vu le jour. L'IRT a su rassembler les expériences et savoir-faire de différents industriels et académiques : les laboratoires LEM3 (Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux) et MSMP (Mechanics, Surfaces and Materials Processing) d'Arts et Métiers ParisTech campus de Metz et d'Aix-en-Provence, LASMIS (LAboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée) de l'Université de Technologie de Troyes ainsi que des entreprises comme Safran, Airbus Helicopters, l'Onera, PSA Peugeot Citroën, ArcelorMittal, Areva et Mistras Group.

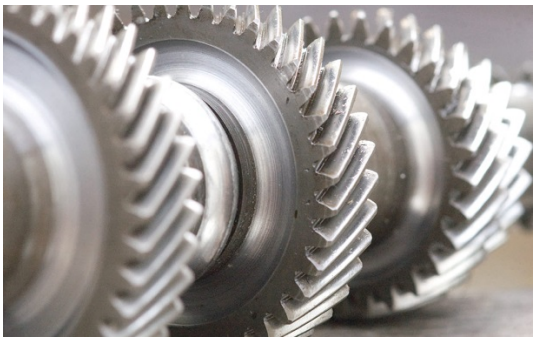
Le développement d'outils de simulation numérique nécessitant une bonne connaissance des matériaux qui seront grenaillés (aciers à transformation de phase, alliages d'aluminium, superalliages base nickel et alliages de titane), il convient d'étudier finement les mécanismes physiques mis en jeu lors du grenaillage de ces matériaux afin d'aboutir à la formulation d'une loi de comportement fiable. Ce projet consiste également à reproduire par simulation les conditions réelles de grenaillage que peuvent subir les pièces mécaniques lors du traitement. Pour cela, deux approches seront abordées : une première sur des pièces de géométrie simple servant à valider les lois de comportement développées et une seconde où les lois de comportement seront utilisées pour le grenaillage de pièces représentatives de la réalité comme les pignons de boîtes de vitesses.

La thématique des aciers est portée par les laboratoires LEM3 et MSMP ainsi que par ArcelorMittal et PSA Peugeot Citroën. Ces deux entreprises travaillent notamment avec des aciers présentant une fraction volumique d'une phase métastable, l'austénite résiduelle, dont l'effet est encore mal connu lors du grenaillage de précontrainte. A notre connaissance, aucune étude n'a encore simulé, à ce jour, l'impact du grenaillage de précontrainte sur des matériaux à transformation de phase. Les expertises du LEM3, dans les domaines de la métallurgie et de la mécanique des matériaux, couplées à celles du MSMP, dans les domaines des traitements de surface et de la simulation numérique des procédés, ont été fondamentales. Deux thèses ont ainsi pu être mises en œuvre afin de répondre aux besoins des industriels : une première dont l'objectif est d'étudier et de prédire la distribution des champs mécaniques post-grenaillage (objet du présent travail) et une seconde dont

l'objectif est de prédire la tenue en service des pièces grenaillées, au regard des résultats obtenus dans la première thèse.

Le travail développé dans cette thèse concerne l'étude de l'impact du grenaillage sur trois nuances d'acier dans lesquels une phase instable, l'austénite résiduelle ductile, se transforme en une phase plus dure appelée martensite sous l'action d'une sollicitation thermomécanique. Chacun de ces trois alliages possède des caractéristiques propres permettant d'étudier les différentes problématiques rencontrées lors du grenaillage de matériaux à transformation de phase. On parle d'aciers à transformation de phase austénite-martensite ou aciers TRIP (TRansformation Induced Plasticity). L'objectif est de développer une loi de comportement multiaxiale élastoplastique prenant en compte la transformation de l'austénite en martensite et de la coupler avec un code éléments finis pour la simulation du grenaillage de précontrainte sur des géométries simples.

Deux aciers utilisés dans l'industrie automobile ont été étudiés : les aciers TRIP 780 et 23MnCrMo5 servant respectivement à la fabrication des pignons de boîtes de vitesses et des pièces de liaison au sol chez PSA Peugeot Citroën, qui ont une fraction d'austénite résiduelle inférieure à 20 % (Figure 0-1).



Pignons de boîtes de vitesses

Pièces de liaison au sol : berceau moteur

Figure 0-1 : Pièces mécaniques utilisées chez PSA Peugeot Citroën (Source : PSA Peugeot Citroën)

La fabrication de ces pièces nécessite la mise en œuvre de procédés spéciaux générant des gradients de microstructures et de propriétés mécaniques dans la profondeur des pièces traitées : cémentation basse pression pour les pignons et emboutissage pour les pièces de liaison au sol. Afin de comprendre l'impact du grenaillage sur ces microstructures complexes, une méthodologie a dû être développée : des éprouvettes représentatives des différentes profondeurs des pièces traitées ont été réalisées pour chacun des deux matériaux (Figure 0-2) : différentes conditions de cémentation ou de pré-déformation initiale ont été appliquées afin d'obtenir ces éprouvettes, respectivement pour les aciers 23MnCrMo5 et TRIP 780.

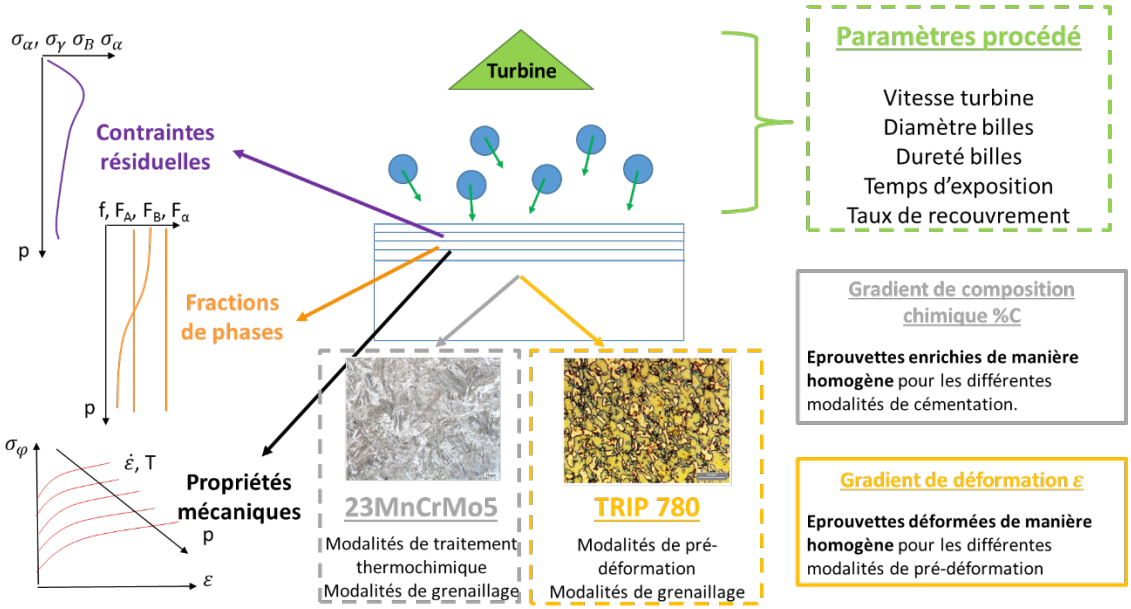


Figure 0-2 : Méthodologie d'étude des microstructures complexes des aciers 23MnCrMo5 et TRIP 780.

Un troisième matériau, l'acier inoxydable austénitique AISI 301LN a été choisi dans cette étude afin de mieux comprendre l'influence que peut avoir le grenaillage sur les matériaux à transformation de phase : les effets de la transformation martensitique y sont exacerbés et l'interaction entre les phases est limitée à l'austénite et la martensite qui se forme.

Le premier chapitre dresse un état de l'art des études numériques et expérimentales réalisées sur les aciers TRIP et le grenaillage de précontrainte. Les mécanismes physiques liés à la transformation de l'austénite en martensite sont décrits, ainsi que leur impact sur le comportement mécanique des aciers TRIP. L'impact des différents paramètres thermomécaniques est également étudié. Les principaux modèles décrivant la transformation martensitique sont aussi présentés. La notion de plasticité de transformation inhérente aux aciers TRIP est introduite, avant d'en décrire les mécanismes physiques et résultats expérimentaux qui l'ont mise en évidence. Les différents stimuli impactant le comportement mécanique des aciers TRIP y sont étudiés. Les modélisations associées sont également présentées en vue, notamment, d'une intégration à un code éléments finis. La description du procédé de grenaillage et de ses différentes possibilités de modélisation ainsi que l'influence de ses différents paramètres sur l'évolution des propriétés mécaniques et de la fraction de martensite des aciers, plus particulièrement sur les aciers TRIP, complètent cet état de l'art.

Les différents matériaux de l'étude ainsi que les méthodes et techniques expérimentales utilisées sont présentés dans le deuxième chapitre de ce manuscrit : en particulier, la diffraction des rayons X qui a permis de quantifier les contraintes résiduelles dans chacune des phases et d'estimer la fraction d'austénite transformée lors du grenaillage.

Le troisième chapitre présente les résultats des sollicitations mécaniques complexes obtenus pour chacun des trois matériaux de l'étude. Des essais mécaniques monotones, dynamiques et cycliques ont été réalisés. Les comportements mécaniques et les cinétiques de transformation martensitique en ont été déduits. Ces différents essais, au-delà d'une compréhension fine du comportement des matériaux étudiés, serviront de base de données à l'identification des paramètres de la loi de comportement. En effet, ces différents types de sollicitations interviennent simultanément lors de l'impact d'une ou de plusieurs billes sur un massif. De plus, des essais expérimentaux de grenaillage monobille et multibilles (grenaillage industriel) ont été réalisés afin de comprendre les effets de ces sollicitations mécaniques complexes sur les aciers à transformation de phase. Les échantillons grenaillés ont ensuite été caractérisés de manière à suivre les fractions de phases et les distributions des champs mécaniques par phase.

Le développement de la loi de comportement multiaxiale élastoplastique à transformation de phase, utilisée dans cette thèse, est explicité dans le quatrième chapitre et s'appuie sur les modèles présentés dans le premier chapitre. Les paramètres de la loi de comportement sont identifiés à partir des essais mécaniques présentés dans le troisième chapitre.

Le couplage du modèle développé avec le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit 6.13, afin d'effectuer les simulations numériques du grenaillage, est réalisé dans la dernière partie de cette thèse. Les conditions imposées dans les simulations sont représentatives des conditions expérimentales décrites dans le troisième chapitre. La comparaison des résultats expérimentaux et de simulation permet d'estimer la qualité du modèle élastoplastique à transformation de phase et d'évaluer la sensibilité des différents paramètres pour chacun des matériaux de l'étude qui, comme nous l'avons vu, diffèrent notamment par leur fraction d'austénite résiduelle.

Une synthèse générale de l'étude est enfin proposée. Les contributions apportées par cette étude sont rappelées et mises en perspective. Différentes pistes d'approfondissement et d'améliorations sont également proposées afin d'accroître la fiabilité et la robustesse de la modélisation de l'impact du grenaillage sur les matériaux à transformation de phase.

Chapitre I : Synthèse bibliographique

Partie 1 : Transformation martensitique 9
I. Mécanismes de la transformation martensitique 9
1. Cristallographie de la transformation martensitique dans les aciers 9
2. Thermodynamique et activation de la transformation martensitique 12
II. Le phénomène de plasticité de transformation ou effet TRIP 15
1. Mise en évidence expérimentale de la plasticité de transformation 15
2. Les mécanismes de la plasticité de transformation 18
3. Le comportement mécanique des aciers TRIP 19
III. Modélisation des matériaux à effet TRIP 26
1. Modèles prédisant la cinétique de transformation 26
2. Modèles décrivant la plasticité de transformation 30
IV. Conclusion partielle 32
Partie 2 : Grenaillage de précontrainte 35
I. Principe du grenaillage de précontrainte 35
1. Description générale du procédé 35
2. Les mécanismes à l'origine de la génération des contraintes résiduelles de compression 36
3. Influence des paramètres du procédé de grenaillage sur la distribution des contraintes résiduelles. 37
4. Les moyens de contrôle du procédé 43
II. Modélisation par éléments finis du grenaillage de précontrainte 45
1. Modélisations par éléments finis à deux dimensions 46
2. Modélisations par éléments finis à trois dimensions 47
III. Impact du grenaillage sur les aciers à transformation de phase 53
1. Évolution de la fraction d'austénite résiduelle 53
2. Dureté et état de surface 55

3. Distribution des contraintes résiduelles 57

IV. Conclusions 60

Lors du grenaillage de précontrainte, les aciers présentant une fraction d'austénite résiduelle instable sont susceptibles de subir la transformation martensitique modifiant leur comportement mécanique. Une bonne compréhension des mécanismes de la transformation martensitique et de ses conséquences sur le comportement des aciers est nécessaire afin de modéliser le comportement thermomécanique propre à ce type de matériaux. La première partie de cette synthèse bibliographique présente la transformation martensitique dans les aciers, ses mécanismes et conséquences. Cette partie se conclut par un état de l'art des différentes modélisations numériques développées. La seconde partie se focalise sur le procédé de grenaillage de précontrainte et son impact sur les microstructures et propriétés mécaniques des aciers, plus particulièrement ceux à transformation de phase. Les différentes modélisations numériques de ce procédé sont également présentées.

Partie 1 : Transformation martensitique

I. Mécanismes de la transformation martensitique

La transformation de l'austénite en martensite se traduit par un changement de réseau cristallin et une déformation associée qui peuvent être décrits par des approches cristallographiques et/ou thermodynamiques. Elles sont détaillées successivement dans cette première partie.

1. Cristallographie de la transformation martensitique dans les aciers

a) Transformation displacive et réseau cristallin

La phase stable à haute température d'un acier est appelée austénite γ. Il s'agit d'une solution solide d'insertion de carbone dans le fer, de structure Cubique à Faces Centrées CFC (Figure I-1). Les atomes de carbone sont situés dans les sites interstitiels octaédriques de type $(\frac{1}{2},\frac{1}{2},\frac{1}{2})$ situés au centre de la maille et $(0,0,\frac{1}{2})$ au milieu de chaque arête. La phase basse température, mise en évidence historiquement lors d'un refroidissement brutal d'un acier, est appelée martensite. C'est une solution solide sursaturée en carbone dans le réseau du fer α à réseau cubique centré. Cette sursaturation en carbone entraîne une distorsion du réseau de la maille qui devient quadratique, distorsion d'autant plus marquée que la teneur en carbone de l'acier est élevée.

Dans les aciers, il existe deux structures cristallographiques de martensite :

- la martensite **α'** de structure Quadratique Centrée (**QC**),

- la martensite ε de structure Hexagonale Compacte (**HC**) se formant pour de faibles énergies de faute d'empilement.

Au cours de cette étude, seule la martensite α' est considérée. Les mailles cristallographiques de l'austénite γ et de la martensite α' sont présentées sur la Figure I-1.

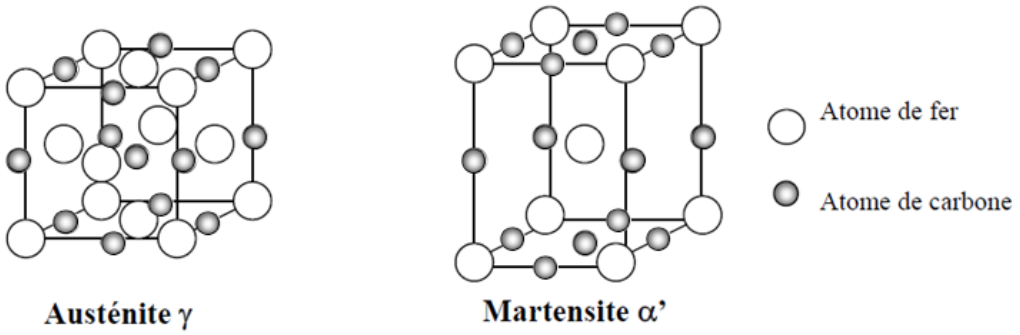


Figure I-1 : Mailles CFC de l'austénite γ et QC de la martensite α'.

La transformation martensitique est la transformation de l'austénite (phase mère) en martensite (phase fille). Il s'agit d'un changement de phase à l'état solide qui s'accompagne d'une variation de volume due au changement de structure cristallographique. Lors de cette transformation, les déplacements d'atomes sont faibles (inférieurs aux paramètres de la maille) et se font par des mouvements coordonnés d'atomes, contrairement aux transformations diffusives. Cette transformation est indépendante du temps et s'opère par un déplacement des interfaces entre les deux phases dont la vitesse de déplacement n'est limitée que par la vitesse du son dans le matériau. L'absence de diffusion implique non seulement que les phases austénitique et martensitique aient la même composition chimique, mais aussi que la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase mère. La transformation martensitique est dite « displacive » et du premier ordre puisqu'il y a coexistence de deux phases (haute et basse températures) séparées par une interface nette.

b) Déformation du réseau cristallin associée à la transformation – Déformation de Bain

Lors de la transformation de l'austénite en martensite, le changement local de structure cristallographique s'accompagne d'une déformation homogène du réseau cristallin par cisaillement (déformation de Bain [1]) et d'une déformation à réseau invariant (glissement plastique, maclage, fautes d'empilement) qui conservent un plan invariant, appelé plan d'habitat.

Sous forme matricielle, en transformations finies, le gradient de transformation T se décompose en trois parties :

$$T = RPB \qquad (1)$$

où B est la transformation de Bain, P la transformation à réseau invariant et R la rotation de corps rigide nécessaire pour ramener le plan invariant à sa position initiale après glissement plastique ou maclage (Figure I-2).

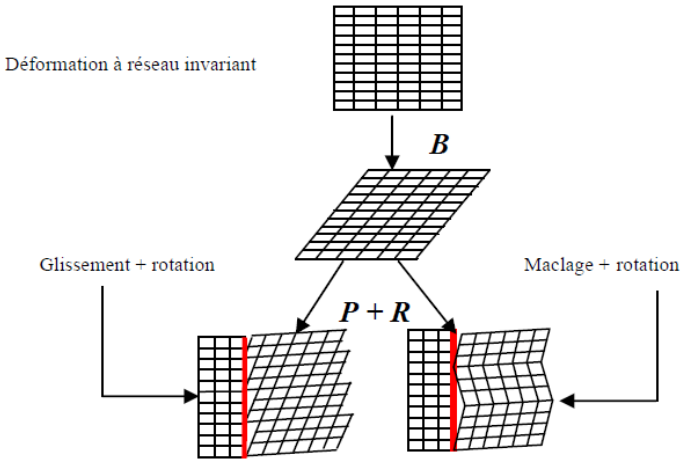


Figure I-2 : Les trois étapes de la déformation de transformation.

La transformation martensitique correspond donc à une transformation à réseau invariant par cisaillement homogène.

La martensite ainsi formée croît dans l'austénite sous forme de plaquettes (ou aiguilles, lattes) appelées variantes. Celles-ci sont caractérisées par un plan d'habitat et une orientation cristallographique spécifiques. Dans un monocristal d'austénite, il y a vingt-quatre possibilités d'orientation des variantes. Au cours du refroidissement du matériau sans contraintes locales, les variantes se forment en compensant les déformations des autres variantes ; on parle alors d'auto-accommodation [2], [3].

Dans le formalisme des petites perturbations, la déformation de transformation ε^T associée se décompose additivement selon la déformation de Bain ε^B et la déformation à réseau invariant ε^{RI} qui permet d'assurer l'existence d'un plan invariant. Dans le formalisme de l'hypothèse des petites perturbations, on a :

$$\varepsilon^T = \varepsilon^B + \varepsilon^{RI} \tag{2}$$

Des théories phénoménologiques géométriques ont été proposées pour décrire la déformation de transformation à partir de la connaissance de la cristallographie de la transformation et des mécanismes de déformation à réseau invariant dans la martensite [4], [5].

Weschsler et al. [4] suggèrent que la déformation de transformation doit entraîner un minimum de distorsion. La déformation de transformation ε^T est donc celle qui nécessite

le minimum d'énergie élastique. Aeby-Gautier [6] a obtenu les mêmes résultats que ceux proposés par la théorie de Wechsler et al. [4] pour les variantes de martensite formées aux très basses températures et de plans d'habitat {2 5 9} ou {3 10 15} sur des aciers eutectoïde et austénitique.

Ces différentes théories ont abouti à l'expression de la déformation de transformation ε^T sous la forme canonique suivante pour une variante de martensite à plan d'habitat donné :

$$\varepsilon_{ij}^T = \frac{1}{2} g(m_i n_j + m_j n_i) \tag{3}$$

où g est l'amplitude du glissement de la déformation de transformation (~0,2 pour les aciers), $\vec{n}$ et $\vec{m}$ sont respectivement la normale au plan d'habitat et la direction de transformation représentées schématiquement sur la Figure I-3. Une variation de volume jusqu'à environ 4 % peut ainsi être observée.

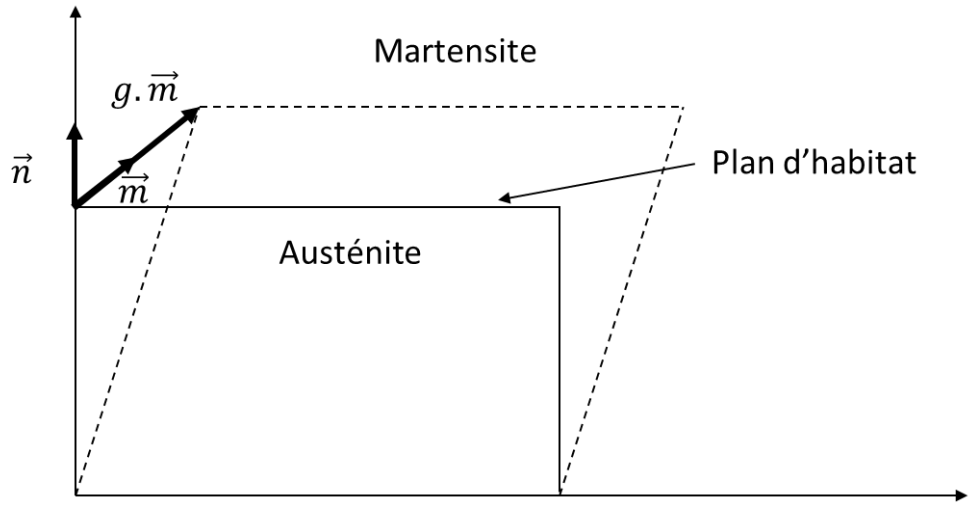


Figure I-3 : Caractéristiques géométriques d'une variante de martensite.

2. Thermodynamique et activation de la transformation martensitique

Les caractéristiques thermodynamiques de la transformation de l'austénite γ en martensite α' sont tout d'abord présentées dans le cas classique d'un refroidissement sans contrainte. L'influence de l'application d'une contrainte ou d'une pré-déformation est abordée dans un second temps.

a) Refroidissement sans contrainte

La transformation martensitique se faisant sans diffusion, il n'y a pas de modification de la composition chimique entre l'austénite et la martensite. Soient $G_c^A(T)$ et $G_c^M(T)$ les énergies libres chimiques, respectivement de l'austénite et de la martensite, à la

température T. La variation d'énergie libre au cours de la transformation est donnée par l'expression suivante :

$$\Delta G_c^{A\to M}(T) = G_c^M(T) - G_c^A(T) \tag{4}$$

Soit T_0 la température d'équilibre thermodynamique entre les deux phases et M_s la température à laquelle la transformation martensitique s'active lors d'un refroidissement sans contrainte. La variation d'énergie libre $\Delta G_c^{A\to M}(M_s)$ correspond à la force critique pour laquelle la transformation martensitique peut avoir lieu (Figure I-4). A la température T_0, la variation d'énergie libre chimique est nulle et les deux phases sont dans un état métastable. Pour une température inférieure à T_0, la variation d'énergie libre est négative et la martensite est la phase stable. La création de l'interface entre l'austénite et la martensite nécessitant l'apport d'une énergie non chimique supplémentaire, cela justifie que $M_s \neq T_0$.

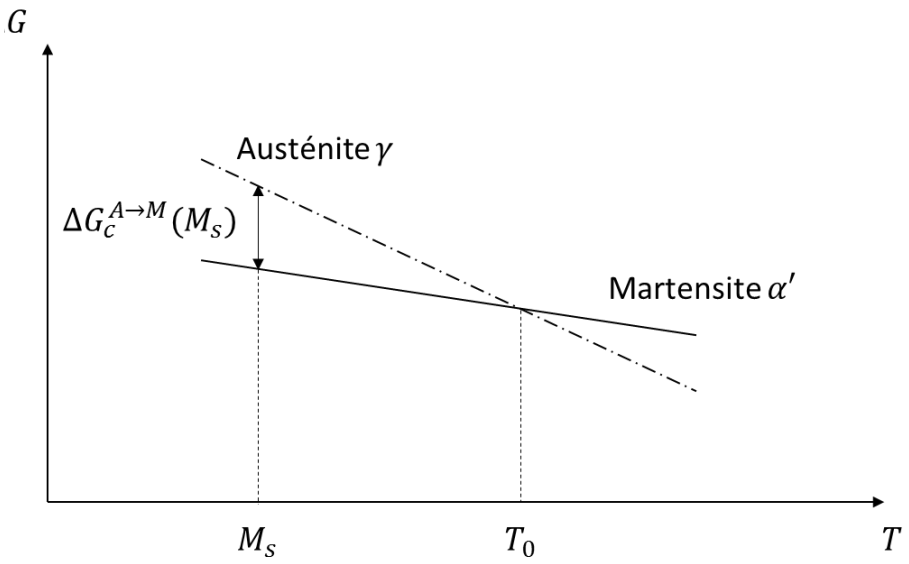


Figure I-4 : Évolution de l'énergie libre chimique des phases austénitique et martensitique en fonction de la température.

b) Application d'une contrainte ou d'une déformation plastique

L'application d'une contrainte ou d'une pré-déformation plastique peut activer la transformation martensitique à des températures supérieures à la température M_s (Figure I-5). L'apport d'énergie mécanique supplémentaire U dû au chargement s'ajoute à la variation d'énergie libre chimique $\Delta G_c^{A\to M}(T)$ à la température T. La somme de ces deux termes est égale à la force critique qui permet d'activer la transformation martensitique.

On a :

$$\Delta G_c^{A\to M}(M_s) = \Delta G_c^{A\to M}(T) + U \tag{5}$$

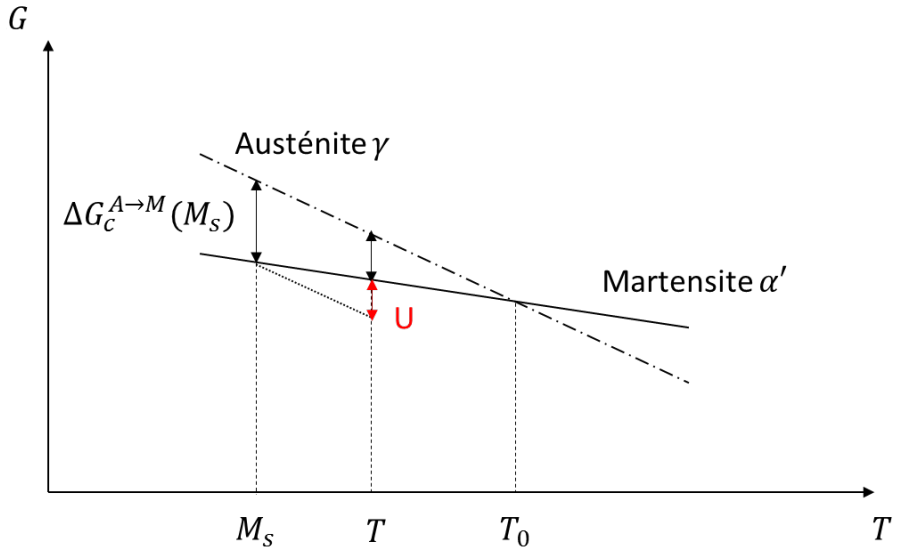


Figure I-5 : Évolution de l'énergie libre chimique des phases austénitique et martensitique en fonction de la température et application d'une force mécanique U.

Cette transformation peut s'effectuer de deux façons suivant la température. Elle est : soit assistée par la contrainte, soit induite par la déformation plastique.

Le pseudo-diagramme d'état (σ, T) décrit trois domaines de mécanismes différents (Figure I-6) :

- $M_S < T < M_S^\sigma$: la contrainte critique varie linéairement avec la température et est inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite. La transformation débute avant la déformation plastique de l'austénite. La transformation est dite assistée par la contrainte.

- $M_S^\sigma < T < M_d$: A partir de la température M_S^σ, la contrainte critique devient supérieure à la limite d'élasticité de l'austénite. L'écoulement plastique de l'austénite précède la transformation martensitique qui est elle-même favorisée par cette déformation. La transformation est dite assistée par la déformation.

- $T > M_d$: la transformation martensitique ne peut plus avoir lieu quel que soit le niveau de contrainte. La déformation plastique consolide la phase austénitique.

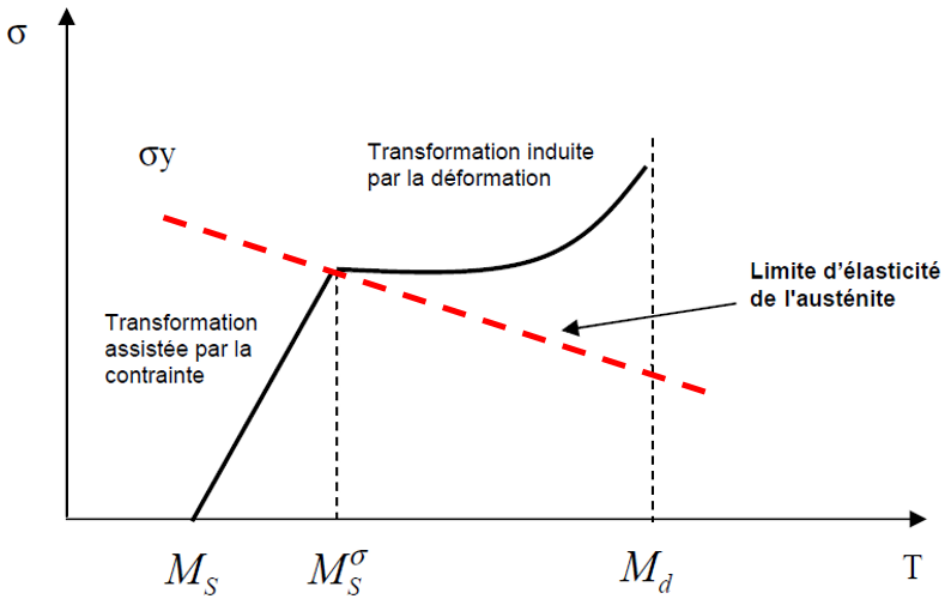


Figure I-6 : Diagramme contrainte critique de transformation martensitique / température illustrant les différents domaines dans lesquels la transformation martensitique peut avoir lieu.

II. Le phénomène de plasticité de transformation ou effet TRIP

La déformation de transformation s'accompagne d'une déformation plastique supplémentaire, ou plasticité de transformation, qui peut avoir lieu pour une contrainte inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite. L'effet TRIP confère une meilleure ductilité à ces aciers. Une définition du phénomène de plasticité de transformation, ainsi que les essais expérimentaux qui l'ont mis en évidence, sont tout d'abord présentés. L'étude des mécanismes physiques mis en jeu permet une meilleure compréhension des particularités du comportement des aciers à effet TRIP. Les deux dernières parties de ce chapitre ont pour objectif d'en faire une synthèse et d'en présenter les principaux résultats.

1. Mise en évidence expérimentale de la plasticité de transformation

Selon Mitter [7], la plasticité de transformation se traduit par une déformation plastique irréversible pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité du matériau, c'est-à-dire lorsque la température est inférieure à M_S^σ et supérieure à M_S. Différents auteurs se sont intéressés à cette problématique en se focalisant sur deux types d'essais [8]–[12] : le refroidissement sous contrainte et les essais mécaniques de déformation par traction, compression ou torsion à température constante.

Colette [9] a mesuré l'allongement d'une éprouvette en acier 60NiCrMo11 pour différents niveaux de contrainte en traction uni-axiale lors d'un refroidissement (Figure I-7).

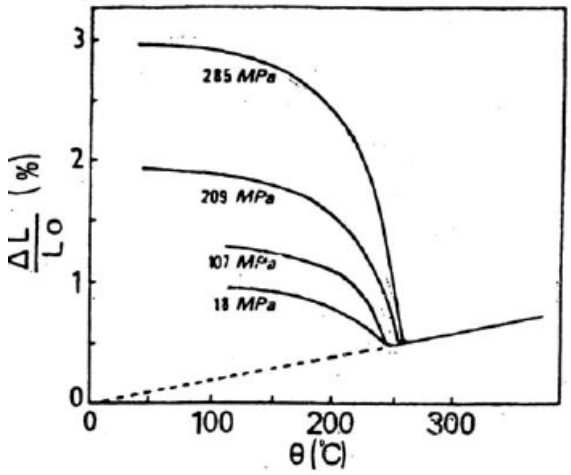


Figure I-7 : Évolution de l'allongement en fonction de la température lors d'essais de refroidissement sous contrainte [9].

Le changement de pente de la courbe au refroidissement indique le début de la transformation martensitique qui s'opère à une température d'autant plus élevée que la contrainte appliquée est grande. L'allongement est également plus important lorsque la contrainte appliquée augmente.

Gautier et al. [8] ont effectué des dosages de phases lors d'un refroidissement sous contrainte et mesuré la déformation plastique associée. Ils ont tracé l'évolution de la plasticité de transformation, définie comme la déformation totale moins la déformation thermoélastique, en fonction de l'avancement de la transformation martensitique au cours du refroidissement d'un acier Fe-20Ni-0,5C (Figure I-8). Les résultats montrent que la plasticité de transformation augmente avec la fraction de martensite formée, et ce, d'autant plus que la contrainte appliquée est élevée.

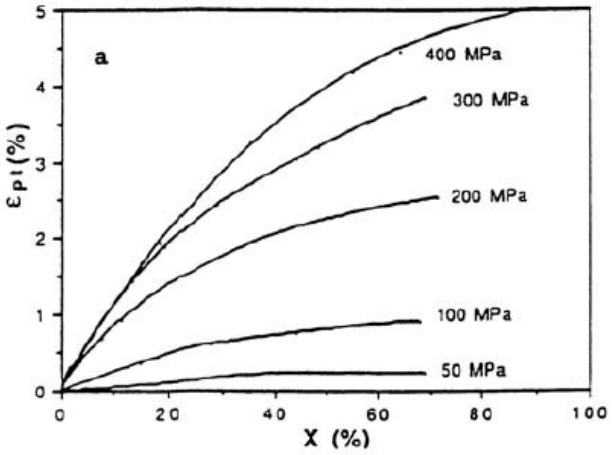
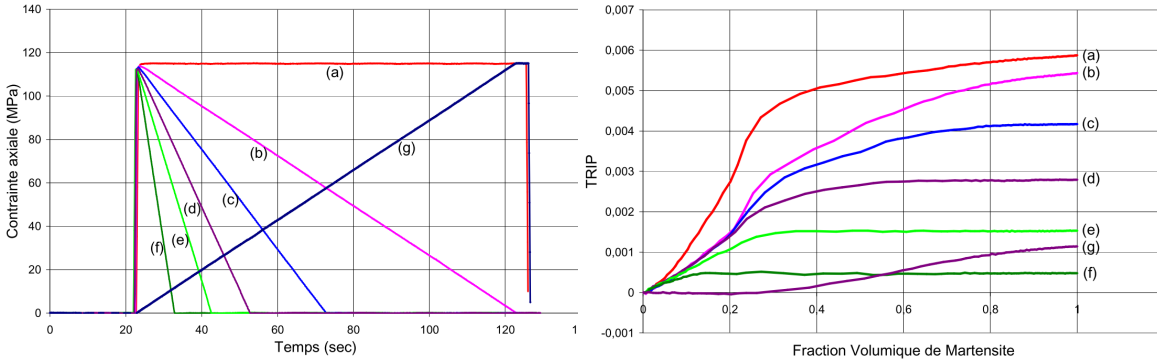


Figure I-8 : Évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de martensite X et de la contrainte appliquée [8].

Tahimi et al. [11] ont également étudié l'évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de martensite, lors de refroidissements pour différents niveaux de chargement. A l'inverse de l'étude de Gautier et al. [8] où les refroidissements ont été opérés à contrainte constante, Tahimi et al. [11] ont fait varier la contrainte (Figure I-9 a). Des chargements à contrainte constante de 115 MPa (a), linéaire décroissante à différents taux de contrainte à partir de 115 MPa (b à f) et croissante jusqu'à 115 MPa (g) ont été réalisés.

Ces résultats montrent que plus la contrainte est élevée durant l'essai, plus la plasticité de transformation augmente (Figure I-9). En comparant les essais (b) et (f), il a été montré qu'une diminution linéaire de la contrainte, à partir de 115 MPa et jusqu'à 0 MPa pendant l'essai de refroidissement, entraîne une plasticité de transformation plus élevée que si la contrainte augmente linéairement de 0 à 115 MPa pendant le refroidissement.



(a) (b)

Figure I-9 : (a) Évolution de la contrainte appliquée au cours du refroidissement et (b) de la plasticité de transformation (TRIP) associée en fonction de la fraction de martensite [11].

D'autres auteurs comme Videau et al. [10] ont étudié la plasticité de transformation pour différents trajets de chargement (Figure I-10) : traction uni-axiale, traction-torsion, compression-torsion, compression. Ils ont observé qu'à contrainte équivalente (type von Mises) égale, les sollicitations de types traction, torsion et traction/torsion combinées favorisent la plasticité de transformation, contrairement à la compression où les valeurs observées sont plus faibles.

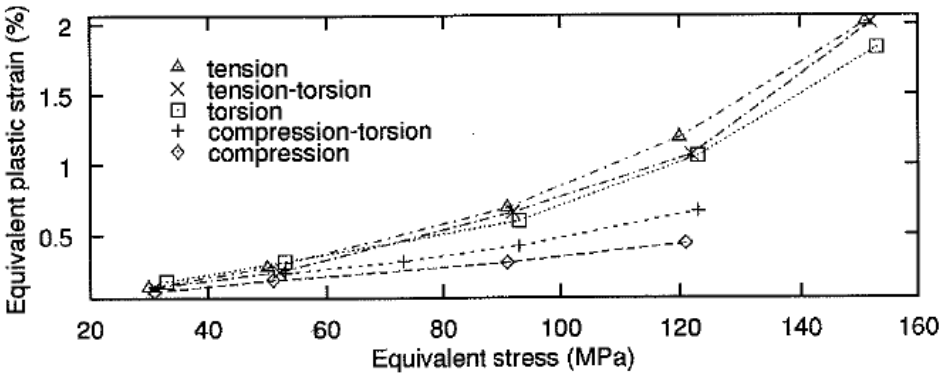


Figure I-10 : Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement [10].

Aussi, il est nécessaire de considérer la valeur de la contrainte maximale appliquée mais également le trajet de chargement pour étudier la plasticité de transformation.

2. Les mécanismes de la plasticité de transformation

Deux mécanismes ont été proposés pour expliquer la plasticité de transformation : l'effet Magee [13] et l'effet Greenwood-Johnson [14].

a) L'effet Magee

Il correspond au mécanisme de sélection des variantes de martensite sous un chargement mécanique. Lors d'un refroidissement sans contrainte, il n'existe pas de déformation de transformation macroscopique, hormis la variation de volume due à la transformation martensitique car les déformations de transformation propres à chaque variante se compensent mutuellement. La sélection des variantes est équiprobable.

Par contre, lorsqu'une contrainte est appliquée au refroidissement et que le déviateur des contraintes est non nul, seules les variantes de martensite les mieux orientées par rapport au chargement s'activent (Figure I-11). Ainsi, la déformation de transformation globale est non nulle et orientée par la contrainte.

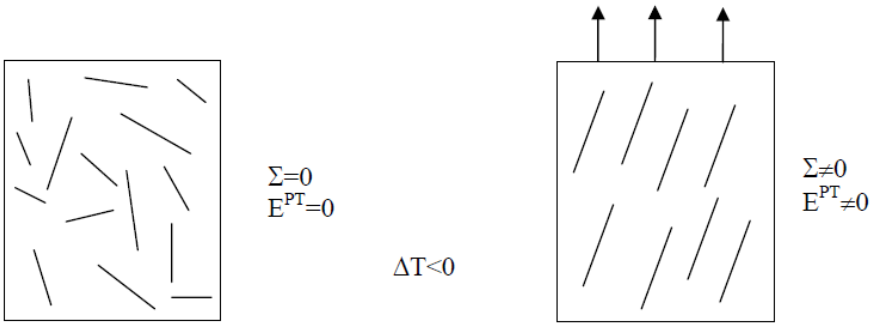


Figure I-11 : Illustration schématique de l'effet Magee : Sélection des variantes de martensite (∑, la contrainte appliquée et E^{PT}, la plasticité de transformation).

Des essais de nano-indentation [15] réalisés sur un acier austénitique instable ont pu mettre en évidence cette sélection des variantes lors du chargement.

b) L'effet Greenwood-Johnson

Une première approche a été proposée par De Jong et Rathenau [16], elle est basée sur le fait que la transformation martensitique s'accompagne d'une variation de volume. Cela génère des contraintes internes microscopiques qui, en s'accommodant, sont à l'origine d'un écoulement plastique dans la phase ayant la limite d'élasticité la plus faible. La contrainte externe oriente ces déformations plastiques microscopiques et il en résulte une déformation plastique macroscopique dans la direction de la contrainte appliquée (Figure I-12).

Par la suite, Greenwood et Johnson [14] ont développé cette approche en proposant un premier modèle mécanique macroscopique : la plasticité de transformation ε^{pt} affectant la phase ayant la limite d'élasticité la plus faible (austénite), elle est calculée sur la base du critère de plasticité de Von Mises, en considérant l'austénite rigide et parfaitement plastique. L'expression suivante est obtenue :

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6}\frac{\sigma}{\sigma_y}\frac{\Delta V}{V} \tag{6}$$

où σ est la contrainte appliquée, σ_y la limite d'élasticité de l'austénite et $\frac{\Delta V}{V}$ la variation de volume due à la transformation martensitique.

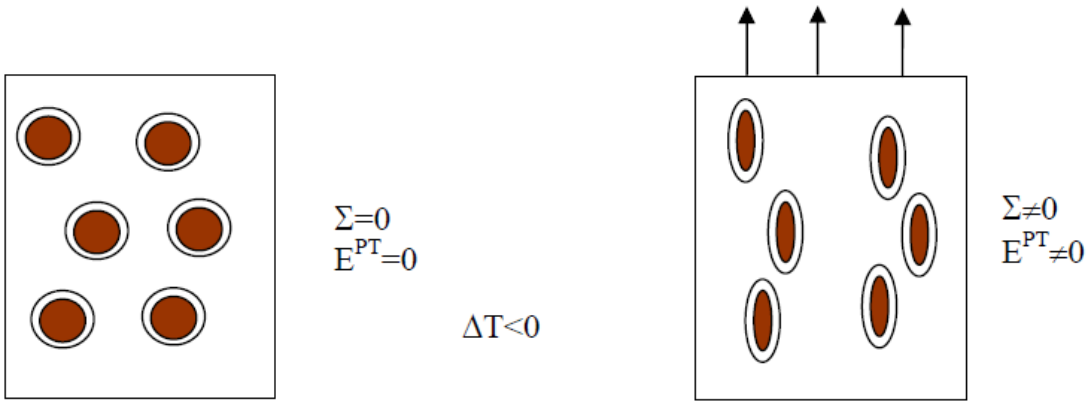


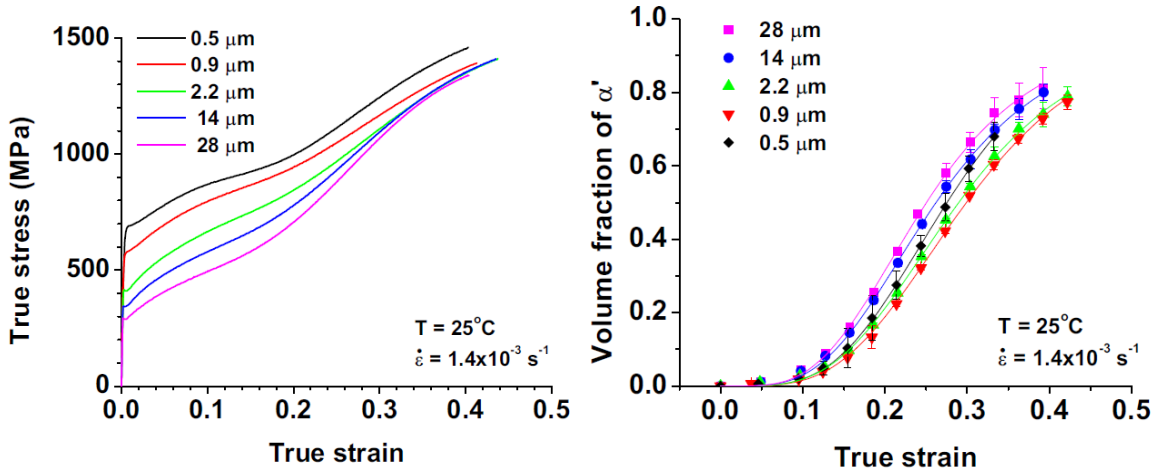
Figure I-12 : Illustration schématique de l'effet Greenwood-Johnson (∑ la contrainte appliquée et E^{PT} la plasticité de transformation).

3. Le comportement mécanique des aciers TRIP

Le phénomène de plasticité de transformation a été mis à profit pour développer une nouvelle gamme d'aciers dans les années 1990 à 2000, les aciers TRIP (TRansformation Induced Plasticity). La plupart de ces aciers sont multiphasés et présentent une fraction d'austénite résiduelle qui se transforme en martensite sous sollicitation thermomécanique.

Ils présentent un très bon compromis entre résistance et ductilité, comme l'ont montré Dan et al. [17].

Le comportement des aciers TRIP a également été étudié par Marechal [18] sur l'acier inoxydable austénitique AISI 301LN (Figure I-13). Le comportement mécanique et la cinétique de transformation martensitique (évolution de la fraction de martensite en fonction de la déformation) ont été analysés pour différentes tailles de grains du matériau. Les courbes de comportement (Figure I-13 a) présentent un point d'inflexion, quelle que soit la taille de grains. Pour une taille de grains de 0,5 µm, l'inflexion est observée pour environ 15 % de déformation vraie (ou déformation logarithmique), ce qui correspond au début de la transformation de l'austénite en martensite (Figure I-13 b) : environ 10 % de l'austénite a été transformée en martensite, de dureté supérieure, ce qui explique l'augmentation de la contrainte macroscopique. Par ailleurs, une augmentation classique de la limite d'élasticité avec la diminution de la taille de grains est observée, la densité de joints de grains augmentant. Une étude similaire sur l'acier AISI 301LN a été réalisée par Nanga-Nyongha [19].



(a) (b)

Figure I-13 : (a) Comportement mécanique macroscopique d'un acier à effet TRIP (AISI 301LN) pour différentes tailles de grains et (b) Cinétique de transformation martensitique associée [18].

a) Effet de la température

Tomita et Iwamoto [20] ont montré qu'une augmentation de la température à laquelle est réalisé l'essai de traction uni-axiale a pour effet un adoucissement du comportement de l'acier AISI 304 (Figure I-14 a). Les courbes de cinétique de transformation martensitique (Figure I-14 b) montrent une diminution de la fraction de martensite formée lorsque la température augmente : une augmentation de seulement 30 K (passage de 255 à 285 K) décale de quelques pourcents de déformation le début de la transformation martensitique et entraîne une diminution de 40 % de la fraction de martensite maximale formée.

L'augmentation de la température stabilise la phase austénitique et la quantité d'énergie nécessaire à la transformation de l'austénite en martensite devient de plus en plus importante. La diminution de la fraction de martensite formée entraîne alors l'adoucissement du comportement. Les mêmes observations ont été faites par Kim et al. [21] sur un acier TRIP 780 et par Wang et al. [22] sur l'acier AISI 304.

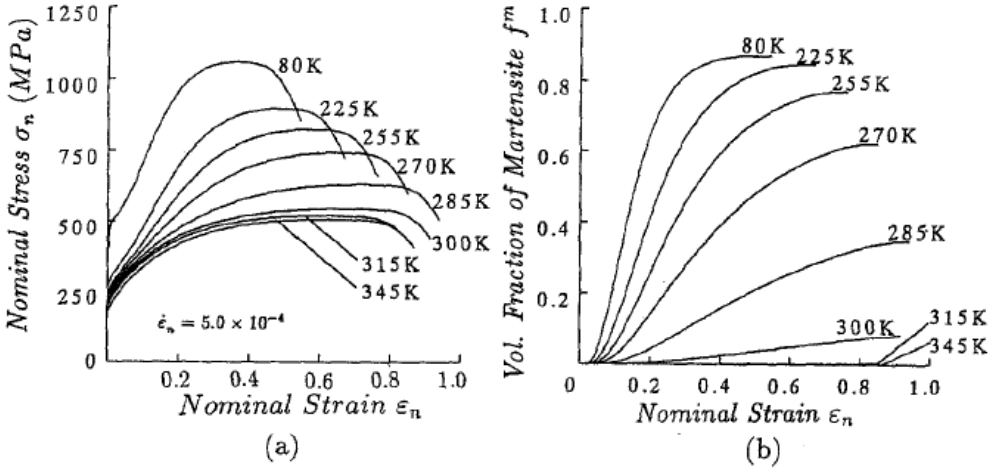


Figure I-14 : Influence de la température d'essai sur (a) la courbe contrainte/déformation et (b) l'évolution de la fraction de martensite formée en fonction de la déformation pour un acier TRIP AISI 304 et pour un taux de déformation de 5.10^{-4} s^{-1} [20].

Kubler [23] a étudié l'évolution du coefficient d'écrouissage instantané ($n = \frac{d\Sigma}{dE}.\frac{E}{\Sigma}$) d'un acier AISI 304 en fonction de la déformation (Figure I-15) et de la température. Ses résultats mettent en évidence la transformation martensitique induite par la déformation par une augmentation du coefficient d'écrouissage. Une baisse de la température se traduit par une augmentation de la valeur du coefficient d'écrouissage maximal et également un décalage de celui-ci vers des niveaux de déformation plus importants : le coefficient d'écrouissage maximal est d'environ 1,2 à -60°C pour une déformation rationnelle de 20 %, alors qu'il n'est plus que de 0,75 à 0°C pour une déformation rationnelle de 27 %.

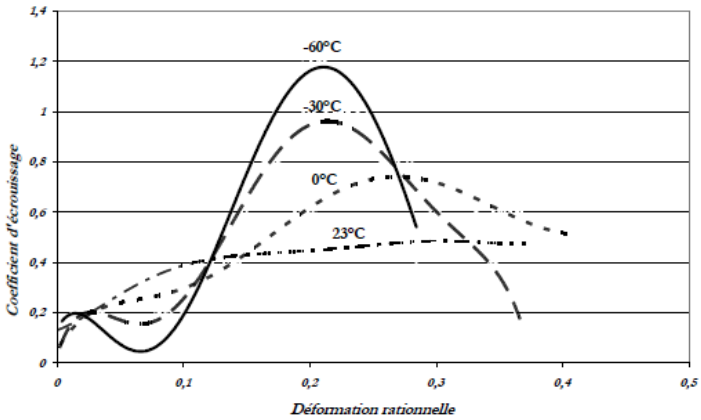


Figure I-15 : Évolution du coefficient d'écrouissage pour un essai de traction uni-axiale à différentes températures pour un acier TRIP AISI 304 [23].

Ces résultats sont en accord avec ceux de Tomita et Iwamoto [20] puisque l'augmentation de la température entraîne une diminution de la fraction de martensite formée et un adoucissement du matériau : l'inflexion du comportement y est de moins en moins marquée et donc le coefficient d'écrouissage diminue. De plus, le début de la transformation martensitique étant décalé vers des déformations plus importantes lorsque la température augmente, il est logique que le coefficient d'écrouissage maximal soit lui aussi décalé puisqu'il correspond au début de la transformation martensitique.

En résumé, plus la température augmente, plus la fraction de martensite formée diminue. Il en résulte un adoucissement du comportement macroscopique et une diminution du coefficient d'écrouissage.

b) Influence du trajet de chargement

Différents auteurs [21], [24]–[28] se sont intéressés à l'influence du trajet de chargement sur la cinétique de la transformation martensitique. Lebedev et Kosarchuk [29] ont réalisé des essais de traction uni-axiale, de torsion et de compression. Ils ont mis en évidence que le mode de traction uni-axiale est le plus favorable à la transformation de l'austénite en martensite. Pour une déformation équivalente donnée, c'est pour l'essai de traction que la fraction de martensite est la plus importante.

Kim et al. [21] ont comparé cinq modes de déformation sur l'acier TRIP 780 : la traction uni-axiale, l'essai de gonflement hydraulique, la traction plane, le cisaillement et la compression. Ces essais (Figure I-16) ont été réalisés à trois températures différentes et montrent que la fraction de martensite formée est maximale dans le cas de l'essai de traction plane. Beese et Mohr [28], ainsi que Perdahcioglu et Geijselaers [25], sont arrivés aux mêmes conclusions en étudiant respectivement les aciers austénitiques AISI 301LN et les aciers de désignation commerciale Sandvik Nanoflex ©. A l'inverse des observations de Kim et al. [21], Furnémont [30] a montré que la fraction de martensite formée est plus importante en traction uni-axiale qu'en cisaillement.

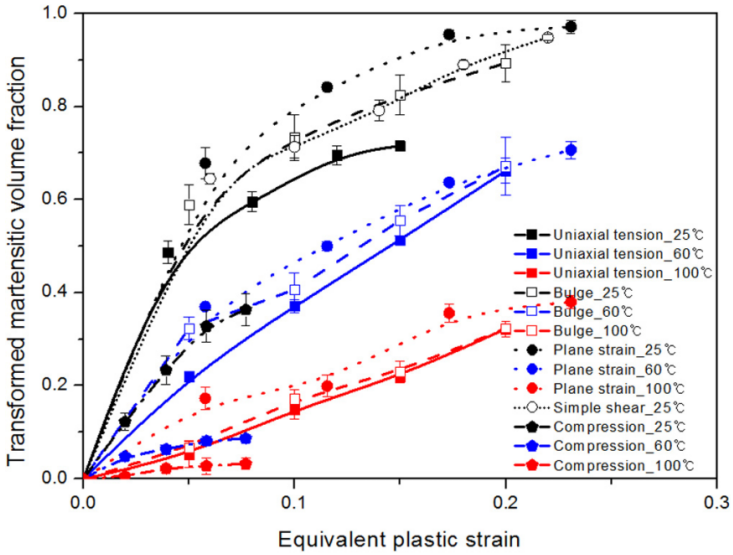


Figure I-16 : Influence du mode de sollicitation à différentes températures sur la cinétique de transformation martensitique [21].

L'influence du mode de chargement a également été mise en évidence par Van Beeck et al. [26] en réalisant des essais de flexion pour différents angles (23, 35, 45, 90 et 120°) formés par les deux extrémités de l'éprouvette en acier austénitique métastable Sandvik Nanoflex©. Ainsi, il a été montré que la zone de l'éprouvette sollicitée en traction (Figure I-17) a un pourcentage de martensite plus élevé que la zone en compression, ce qui est en accord avec les études précédentes. Au vu des différentes études réalisées, le chargement monotone de type traction plane semble être celui qui favorise la transformation martensitique.

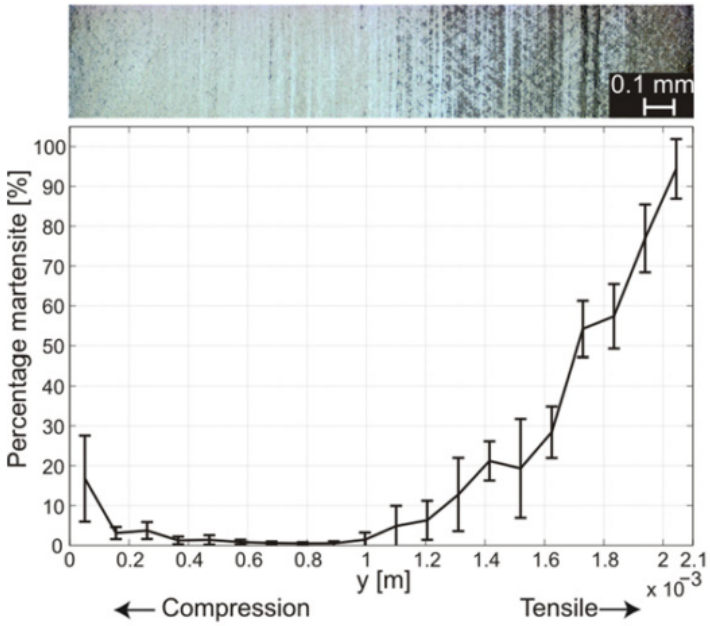


Figure I-17 : Évolution de la fraction de martensite sur l'épaisseur d'une éprouvette après essai de flexion à 45° [26].

Les travaux d'Ishimaru et al. [27] sur l'acier AISI 304 montrent, lors d'un essai cyclique de type traction-compression (à 10 ou 20 % de déformation), que l'essentiel de la transformation de l'austénite en martensite s'opère durant le premier chargement (traction) et que la cinétique est ralentie lors du trajet retour (compression). Considérant les études précédentes, cette observation peut aussi s'expliquer par la différence de sollicitation, la traction favorisant la transformation martensitique.

c) Influence de la vitesse de déformation

Hecker et al. [31] ont étudié l'évolution de la fraction de martensite formée au cours d'essais de traction uni-axiale et équi-bi-axiale sur un acier inoxydable AISI 304 pour deux vitesses de déformation différentes (Figure I-18) : 10^{-3} s^{-1}, soit en quasi-statique et 10^{3} s^{-1}, soit en dynamique. Les essais de traction uni-axiale montrent une fraction de martensite plus élevée en régime dynamique pour les déformations inférieures à 25 %. Elle sature ensuite beaucoup plus vite qu'en régime quasi-statique : 12 % de martensite à 40 % de déformation en dynamique contre 35 % en quasi-statique. Les essais de traction équi-bi-axiale ne permettent pas de voir un écart pour les faibles niveaux de déformation. Toutefois, les mêmes observations qu'en traction uni-axiale sont faites pour les niveaux de déformation plus élevés.

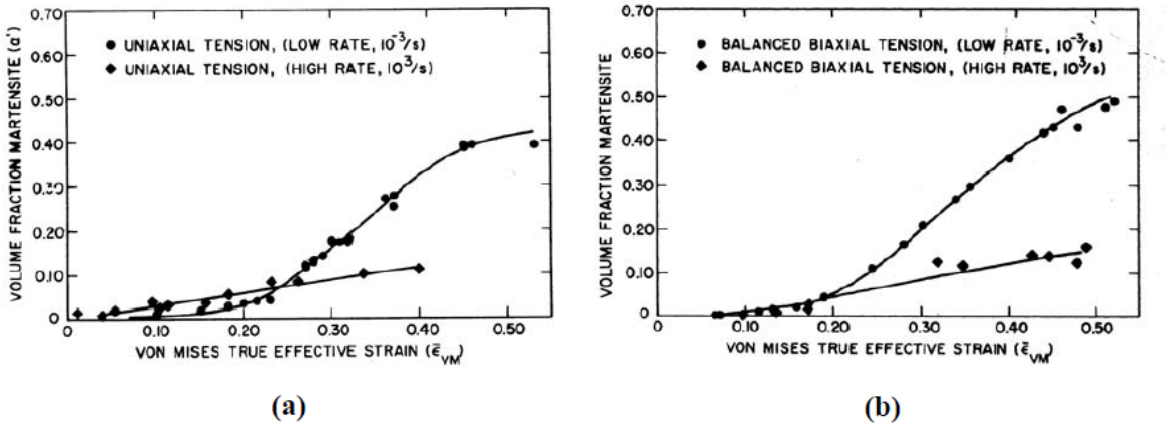
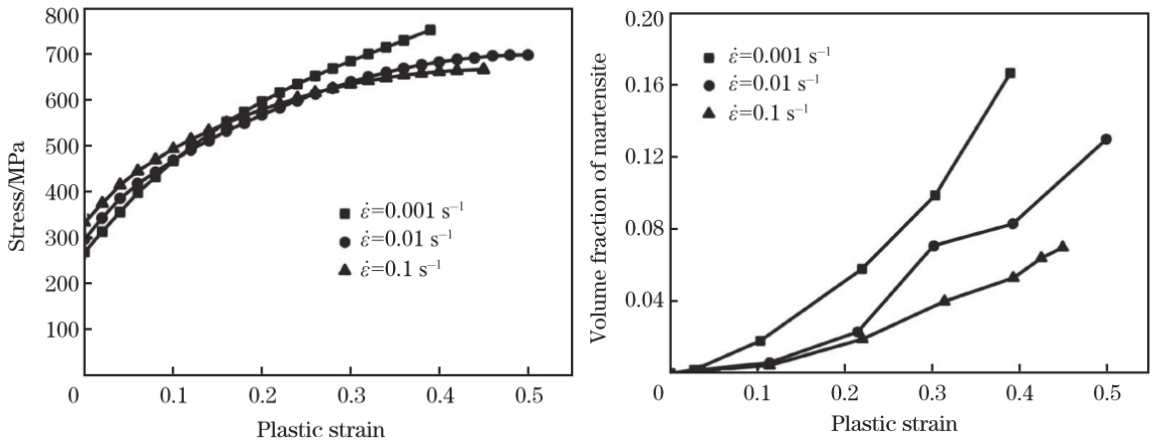


Figure I-18 : Influence de la vitesse de déformation sur la fraction de martensite formée pour un acier TRIP AISI 304 : (a) en traction uni-axiale et (b) en traction équi-bi-axiale [31].

Des essais de traction uni-axiale sur l'acier AISI 304 ont été réalisés pour des vitesses de sollicitation de 0,001, 0,01 et 0,1 s^{-1} par Peng et al. [32], soit pour des vitesses plus faibles que celles de l'étude de Hecker et al. [31]. L'évolution de la fraction de martensite et le comportement mécanique en traction ont été étudiés (Figure I-19). Une augmentation de la limite d'élasticité a été observée avec l'accroissement de la vitesse de déformation, comme pour les aciers sans effet TRIP. Comme dans l'étude de Hecker et al. [31], la fraction de martensite est maximale pour la vitesse de déformation la plus faible (0,001 s^{-1}). Les auteurs mettent aussi en évidence une cinétique de transformation plus rapide pour la

vitesse la plus faible : 5 % de martensite formée pour 20 % de déformation plastique à 0,001 s^{-1} contre seulement 1 % à 0,1 s^{-1}. Les mêmes observations ont été réalisées par Hao et al. [33] sur l'acier TRIP Fe-0,20C-1,49Mn-1,52Si-0,58Cr-0,05Nb après différents traitements thermiques.



(a) (b)

Figure I-19 : Influence de la vitesse de déformation sur (a) le comportement mécanique et (b) la fraction de martensite formée d'un acier AISI 304 [32].

Ces études permettent de mieux comprendre le comportement des aciers TRIP sur toute une plage de vitesses de déformation allant de 0,001 s^{-1} à 1000 s^{-1}. Elles mettent en évidence que l'augmentation de la vitesse de déformation entraîne une diminution de la fraction de martensite maximale formée. Les auteurs attribuent la diminution de la fraction de martensite à l'échauffement adiabatique de l'éprouvette. En effet, plus la température est élevée et moins la transformation martensitique est favorisée. Il faut donc apporter une énergie supplémentaire pour déclencher la transformation martensitique. A titre d'exemple, Wei et al. [34] ont calculé que l'augmentation de température serait de 119°C pour une vitesse de déformation de 1500 s^{-1} dans un acier TRIP multiphasé. Berrahmoune [35] a montré expérimentalement que la température augmente de 50°C lors d'un essai de traction uni-axiale à 6.10^{-3} s^{-1} sur un acier AISI 301LN.

Hecker et al. [31] ont par ailleurs mis en évidence un comportement inverse pour les niveaux de déformation inférieure à 25 % en traction-uni-axiale : la fraction de martensite formée est supérieure en régime dynamique (1000 s^{-1}). Ils l'expliquent par une augmentation du nombre de bandes de cisaillement avec la vitesse de déformation favorisant l'apparition de la martensite α'. Pour des déformations plus importantes, la température devient trop élevée et limite alors la transformation martensitique.

III. Modélisation des matériaux à effet TRIP

De nombreux travaux ont porté sur la modélisation du comportement des aciers TRIP. D'un point de vue phénoménologique, deux problèmes doivent être résolus. Il convient de déterminer la cinétique de transformation martensitique ainsi que la réponse mécanique du matériau à une sollicitation thermomécanique. Ces différents modèles sont, soit purement phénoménologiques, soit basés sur un couplage entre la thermodynamique de la transformation martensitique et les outils mécaniques permettant de décrire l'évolution de la plasticité de transformation et/ou du coefficient d'écrouissage. Dans cette partie, les modèles prédisant la cinétique de transformation sont tout d'abord présentés, puis ceux décrivant la plasticité de transformation lors d'un refroidissement sous contrainte constante et sous sollicitation mécanique.

1. Modèles prédisant la cinétique de transformation

Ces modèles ont pour but de prédire l'évolution de la fraction de martensite formée lors d'un refroidissement ou lors d'une sollicitation thermomécanique.

a) Cinétiques de transformation lors d'un refroidissement

Les modèles prédisant l'évolution de la fraction de martensite lors du refroidissement sont essentiellement empiriques, basés sur des essais expérimentaux et font intervenir la température de début de transformation M_s (Tableau I-1). Les modèles de Koistinen-Marburger [36], Skrotzki [37] et Prantil et al. [38] donnent l'évolution de cette fraction lors d'un refroidissement sans contrainte. Le modèle d'Inoue et al. [39] permet de prendre en compte l'influence d'une contrainte appliquée lors du refroidissement via la contrainte équivalente de Von Mises et la pression hydrostatique. Hong et al. [40] proposent un modèle « thermo-cinétique » permettant de prédire l'évolution de la fraction de martensite lors d'un refroidissement sans contrainte qui est basée sur les constantes thermodynamiques du matériau.

	Expression analytique	Commentaires
Koistinen-Marburger 1959 [36]	$f = \{1 - exp[-b(M_s - T)]\}H(M_s - T)$	b : paramètre matériau, H : fonction d'Heaviside =1 si $T \leq M_S$
Skrotzki 1991 [37]	$f = \left\{1 - \left(\frac{T - M_s}{M_s - M_F}\right)^r\right\}H(M_S - T)$	M_F : température de fin de transformation, r : constante comprise entre 2 et 3
Prantil et al. 2003 [38]	$\dot{f} = \nu_M(C)f^{\alpha(C)}(1-f)^{\beta(C)}H(M_S - T)\dot{T}$	Coefficients α, β, ν dépendant de la teneur en carbone dans l'austénite

Inoue et al. 1992 [41]	$f = 1 - exp\left[\phi(T - M_S) - A\sigma_m - BJ_2^{\frac{1}{2}}\right]$	Influence de l'état de contrainte via la composante hydrostatique σ_m et le second invariant J_2
Hong et al. 2015 [40]	$\dot{f} = \frac{vmqn_s^0}{R\phi}\left[S_{V,\gamma\gamma}exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) + S_{V,M\gamma}exp\left(-\frac{Q_{M\gamma}}{RT}\right)\right](1-f)^{\xi}\frac{\Delta G(T)-\Delta G(M_S)}{T}$	ϕ : taux de refroidissement (K.s^{-1}), R : constante des gaz parfaits, Autres paramètres : liés aux propriétés thermodynamiques du matériau

Tableau I-1 : Cinétiques de transformation empiriques lors du refroidissement. [36]–[38], [40], [41]

b) Cinétiques de transformation sous chargements thermomécaniques

i. Modèles empiriques

Ces modèles permettent de décrire l'évolution de la fraction de martensite formée pour des chargements et des aciers donnés. Ils sont basés sur des essais expérimentaux. Le premier modèle a été proposé par Angel [42] pour un essai de traction sur un acier AISI 304, puis d'autres modèles ont suivi comme celui de Abrassart [43] pour un acier FeNiCrC ou encore ceux de Guimaraes [44], Matsumura et al. [45], Hansel et al. [46] et Tanaka et Sato [47]. Ces modèles n'étant que très peu prédictifs, ils ne seront pas présentés ici.

ii. Modèle métallurgique d'Olson-Cohen

Olson et Cohen [48] ont proposé un modèle permettant de prédire l'évolution de la fraction de martensite formée en fonction de la déformation plastique. En partant d'observations de la germination des aiguilles de martensite α' à l'intersection des bandes de cisaillement dans l'austénite, Olson et Cohen ont exprimé l'évolution de la fraction volumique de bandes de cisaillement, $\dot{f}^{sb}$, en fonction du taux de déformation plastique $\dot{\varepsilon}^p$ par l'expression (7) où α est une constante matériau.

$$\dot{f}^{sb} = \left(1 - f^{sb}\right)\alpha\dot{\varepsilon}^p \tag{7}$$

Le nombre de bandes de cisaillement N^{sb} par unité de volume dans l'austénite est défini comme étant le rapport de la fraction volumique des bandes de cisaillement sur le volume $\bar{V}^{sb}$ moyen d'une bande de cisaillement :

$$N^{sb} = \frac{f^{sb}}{\bar{V}^{sb}} \tag{8}$$

Le taux de fraction de martensite est proportionnel à l'augmentation du nombre de sites de germination $N_{\alpha'}$ des aiguilles de martensite par unité de volume :

$$\dot{f} = (1 - f)\, \bar{V}^{\alpha'} \dot{N}_{\alpha'} \tag{9}$$

avec $\bar{V}^{\alpha'}$ le volume moyen d'une aiguille de martensite.

La probabilité P est ensuite définie comme étant celle qu'une intersection de bandes de cisaillement engendre la germination de martensite. N^I, le nombre d'intersections des bandes de cisaillement, est alors défini comme :

$$N_{\alpha'} = PN^I \tag{10}$$

avec N^I qui peut être relié par une loi puissance au nombre de bandes de cisaillement par unité de volume dans l'austénite, N^{sb}, selon l'expression :

$$N^I = C\left(N^{sb}\right)^n \tag{11}$$

où C est une constante géométrique et n, une constante matériau.

Par intégration, la loi d'évolution de la fraction de martensite en fonction de la déformation plastique dans l'austénite est obtenue :

$$f = 1 - exp(-\beta[1 - exp(-\alpha\varepsilon^p)]^n) \tag{12}$$

avec $\beta = CP\frac{\bar{V}^{\alpha'}}{(\bar{V}^{sb})^n}$

Le modèle d'Olson et Cohen a, par la suite, été enrichi par Stringfellow et al. [49] qui en ont proposé une nouvelle expression tenant compte de l'influence de la tri-axialité des contraintes dans la réponse du matériau. Tomita et Iwamoto [20] ont modifié l'expression d'Olson-Cohen afin de considérer la dépendance du coefficient α à la température, terme amélioré plus tard par Iwamoto et al. [50] qui y ont ajouté une dépendance à la tri-axialité. Une autre amélioration du modèle a été proposée par Iwamoto et Tsuta [51] afin d'intégrer la taille de grains austénitiques dans l'expression de la probabilité P de la formation de martensite aux intersections des bandes de cisaillement. Ils ont pu montrer, par simulation, qu'une augmentation de la taille de grains favorisait la formation de martensite. Plus récemment, Beese et Mohr [28] ont développé un modèle basé sur celui de Santacreu et al.

[52] tenant compte, non seulement, de l'influence de la tri-axialité des contraintes mais aussi de celle de l'angle de Lode. Il s'agit d'un paramètre sans dimension et dépendant du troisième invariant J_3 du déviateur des contraintes. Celui-ci permet de prendre en compte l'effet de l'état de contraintes sur la transformation de phase en considérant le rapport entre les contraintes principales. Le Tableau I-2 propose une synthèse de ces différents modèles.

	Expression analytique	Commentaires
Stringfellow et al. 1992 [49]	$\dot{f} = (1-f)\left(A_f \dot{\varepsilon}^{pA} + B_f \dot{\Sigma}\right)$	A_f et B_f : paramètres matériaux $\dot{\Sigma}$: taux de contrainte macroscopique
Tomita and Iwamoto 1995 [20]	$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3)\left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pA}}{\dot{\varepsilon}_{ref}}\right)^M$	α_1, α_2, α_3 :paramètres matériaux
Iwamoto et al. 1998 [50]	$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma)\left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pA}}{\dot{\varepsilon}_{ref}}\right)^M$	α_1, α_2, α_3 :paramètres matériaux
Iwamoto and Tsuta 2000 [51]	$P' = \left(\frac{d}{d_0}\right)^2 P$	d et d_0 : constantes
Santacreu et al. 2006 [52]	$\dot{f} = (1-f)nD\left(D\varepsilon_{eq}^{pA}\right)^{n-1}\dot{\varepsilon}^{pA}$	n et D : paramètres matériaux
Beese and Mohr 2011 [28]	$\dot{f} = (1-f)nD(\eta,\theta)\left(D\varepsilon_{eq}^{pA}\right)^{n-1}\dot{\varepsilon}^{pA}$	D dépendant de la tri-axialité des contraintes η et de l'angle de Lode θ

Tableau I-2 : Enrichissements du modèle d'Olson-Cohen.

iii. Modèles thermodynamiques combinés

Il existe également des modèles prédictifs de la cinétique de transformation martensitique, à l'échelle des variantes ou de la cinétique globale, basés sur la thermodynamique des processus irréversibles, comme ceux de Fischer, Cherkaoui et Levitas [53]–[55] qui permettent de tenir compte, en même temps, de l'incrément de température et de contrainte afin de calculer l'incrément de fraction de martensite. Ces travaux ont abouti à la définition d'un critère de transformation martensitique faisant intervenir une force motrice de transformation dépendant de la contrainte et de la déformation, et une force critique à partir de laquelle la transformation martensitique s'active. Par exemple, Fischer [53] propose l'expression suivante du critère de transformation martensitique où le terme de gauche représente l'énergie motrice et le terme de droite, l'énergie critique :

$$\text{si } \rho[\phi_{ch}] + \left(\Sigma_{ij} + \tau_{ij}\right)\varepsilon_{ij}^T = \frac{\bar{\tau}}{M_S}\rho[\phi_{ch}]_{T=M_S} + W^e + W^{pl} \text{ alors } \dot{f} \neq 0 \tag{13}$$

avec $\rho[\phi_{ch}]$ le saut d'énergie chimique au travers des interfaces austénite-martensite, $\sum$ la contrainte macroscopique appliquée, τ le tenseur des fluctuations locales de contraintes avant transformation et $\bar{\tau}$ sa valeur moyenne équivalente. W^e et W^{pl} représentent les énergies élastique et plastique s'opposant à la transformation martensitique.

Récemment, Levitas [56] a adapté ces modèles au cas des grandes déformations.

2. Modèles décrivant la plasticité de transformation

a) Modèles phénoménologiques

Afin de décrire finement le comportement des aciers à transformation de phase, le phénomène de plasticité de transformation doit également être modélisé (Tableau I-3). Le modèle fondateur a été proposé par Greenwood et Johnson [14]. Il repose sur la variation relative du volume d'une sphère de volume croissant, dans un milieu supposé isotrope parfaitement plastique, et est limité au cas des chargements uni-axiaux. En 1972, Abrassart [43] a proposé une autre définition de la plasticité de transformation qui est fonction de la fraction de martensite formée. Dans le cas d'une transformation totale, ce modèle sous-estime les résultats expérimentaux de Denis [57] contrairement au modèle de Greenwood et Johnson [14].

Franitza [58] a proposé un modèle dont la plasticité de transformation dépend du déviateur des contraintes S. Prantil et al. [38] ont développé un modèle donnant une expression de la partie déviatorique du tenseur des taux de plasticité de transformation $\dot{E}^{pt}$. Ces modèles sont récapitulés dans le Tableau I-3.

	Expression analytique	Commentaires
Greenwood et Johnson 1965 [14]	$E^{pt} = \frac{5}{6}\frac{\sigma}{\sigma_E}\frac{\Delta V}{V}$	Accord avec les résultats expérimentaux pour $\frac{\sigma}{\sigma_E} < 0{,}5$ σ : contrainte macroscopique, σ_E : limite d'élasticité, $\frac{\Delta V}{V}$: variation de volume due à la transformation martensitique
Abrassart 1972 [43]	$E^{pt} = \frac{3}{4}\frac{\sigma}{\sigma_E}\frac{\Delta V}{V}\left(f - \frac{2}{3}f^{\frac{3}{2}}\right)$	Sous-estimation des valeurs expérimentales
Franitza 1972 [58]	$\dot{E}_{ij}^{pt} = \frac{1}{3}\dot{\delta}\beta\frac{S_{ij}}{\sigma_E}\left(1 - \frac{\delta}{\delta_{total}}\right)$	β : constante expérimentale, δ : variation de volume δ_{total} : variation de volume après transformation martensitique totale
Prantil et al. 2003 [38]	$\dot{E}^{pt} = \frac{Am}{B}\left(\frac{f}{B}\right)^{m-1} exp\left(-\left(\frac{f}{B}\right)^{m}\right)\dot{f}E$	A, B et m : constantes matériaux

Tableau I-3 : Modèles phénoménologiques pour la plasticité de transformation

Ces différents modèles phénoménologiques nécessitent une identification précise des paramètres matériaux. Des modèles « moins » phénoménologiques permettent de décrire plus généralement la plasticité de transformation. On parlera de modèles semi-phénoménologiques.

b) Modèles semi-phénoménologiques

Giusti [59] et Leblond et al. [60] ont proposé une formulation, sous forme incrémentale, du taux de plasticité de transformation généralisée au cas des chargements multiaxiaux. L'expression du taux de déformation dépend du déviateur des contraintes macroscopiques, $\underline{\underline{s}}$, et l'hypothèse est faite que la plasticité de transformation n'induit pas de changement de volume comme c'est le cas en plasticité classique :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pt} = \frac{3}{2} K \underline{\underline{s}} \phi(f) \dot{f} \tag{14}$$

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

Leblond [61], en ne considérant que l'effet Greenwood-Johnson, a étendu ce modèle à trois types de comportement élasto-plastique : plasticité parfaite, écrouissage cinématique et écrouissage isotrope.

Les trois modèles précédents sont particulièrement adaptés à la simulation numérique par éléments finis, du fait de leur caractère incrémental et multiaxial. De plus, il est aisé de les coupler avec un modèle thermodynamique de l'évolution de la cinétique de transformation martensitique.

Le modèle de Leblond et al. [60] a par la suite été simplifié par Fischer [53] sous forme d'un modèle analytique. Plusieurs hypothèses ont été faites :

- les déformations élastiques sont négligées,
- le modèle est iso-déformation (type Taylor-Lin),
- toute l'austénite est transformée instantanément en martensite.

Ce modèle prenant en compte l'orientation spatiale des variantes de martensite, on aboutit à l'expression suivante de la déformation de transformation dans le cas d'une distribution isotrope des variantes :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt} = \frac{5}{4} \frac{\left(\delta^2 + \frac{3}{4}\gamma^2\right)^{\frac{1}{2}}}{\sigma_e} \underline{\underline{s}} \tag{15}$$

où γ représente le module de cisaillement, δ la variation de volume, et σ_e la limite d'élasticité macroscopique, qui est elle-même donnée par l'expression :

$$\sigma_e = \sigma_e^M \frac{1 - \frac{\sigma_e^A}{\sigma_e^M}}{ln\left(\frac{\sigma_e^A}{\sigma_e^M}\right)} \tag{16}$$

avec σ_e^M et σ_e^A respectivement, les limites d'élasticité de la martensite et de l'austénite.

D'autres modèles semi-phénoménologiques ont également été développés dans les années 1990 à 2000. Videau et al. [62] ont proposé un modèle décrivant la plasticité de transformation dans un matériau avec écrouissage cinématique, Diani et al. [63] ont choisi une approche basée sur la micromécanique et Azzouz et al. [64], une fonction de charge associée au mécanisme de plasticité de transformation.

Plus récemment, les travaux de Gallée et al. [65], Gallée et Pilvin [66], Kubler et al. [67]. et de Fischlschweiger et al. [68] ont adapté le modèle de Leblond et al. à une modélisation à l'échelle des phases (ou champs moyens) du comportement des aciers TRIP, particulièrement adaptée à la simulation par éléments finis. Ils ont, par exemple, été utilisés pour des simulations de mise en forme.

Si les modèles semi-phénoménologiques [60], [65]–[68] sont adaptés aux simulations par éléments finis, d'autres types d'approches existent comme les modèles cristallographiques de Fischer [53] et Cherkaoui et al. [69] ou encore les modèles de comportement macroscopiques [70]–[73]. Les modélisations cristallographiques ont l'avantage de donner des résultats très précis et de pouvoir remonter à la texture cristallographique des matériaux mais elles sont trop « gourmandes » en temps de calcul. Les modèles macroscopiques sont eux assez rapides à mettre en œuvre mais ne donnent pas d'informations sur le comportement de chacune des phases d'un acier multiphasé.

IV. Conclusion partielle

Cette première partie de la synthèse bibliographique, portant sur la transformation martensitique, a permis d'en comprendre ses mécanismes et ses conséquences sur le comportement mécanique des aciers TRIP comme le phénomène de plasticité de transformation.

Différentes études ont montré que ces aciers étaient sensibles à différents stimuli thermomécaniques : la température de l'essai, la vitesse de déformation et le trajet de chargement modifient la cinétique de transformation martensitique et le comportement mécanique. Une augmentation de la température ou de la vitesse de déformation diminue la fraction de martensite formée, de même que certains types de chargement favorisent ou non la transformation de l'austénite en martensite.

Ce sont autant d'effets qui ont été pris en compte au fil des ans, dans différents types de modèles, pour la cinétique de transformation martensitique et la plasticité de transformation. Des modèles comme celui de Leblond et al. [60], de par leur caractère incrémental et semi-phénoménologique, revêtent un intérêt particulier puisqu'ils sont adaptés à l'implémentation dans un code par éléments finis. C'est ce type de modélisation qui sera utilisé dans cette thèse.

Partie 2 : Grenaillage de précontrainte

I. Principe du grenaillage de précontrainte

Le grenaillage de précontrainte est un traitement mécanique de surface qui a pour but de générer des contraintes résiduelles de compression en sous-surface du matériau traité afin d'en améliorer la durée de vie ou encore sa résistance à la corrosion.

Ce chapitre présente une description générale de ce procédé et ses différents paramètres, les mécanismes à l'origine de la génération des contraintes résiduelles de compression ainsi que l'impact des paramètres du procédé et du matériau sur la distribution des contraintes résiduelles dans une pièce traitée.

1. Description générale du procédé

Ce traitement mécanique consiste à « bombarder » la surface du matériau à traiter de petites billes ou de fils coupés, encore appelés grenailles, projetés à grande vitesse et sous conditions contrôlées. Les impacts répétés des grenailles déforment plastiquement la surface du matériau en l'étirant, créant ainsi une incompatibilité de déformation avec le reste du massif. En respectant la continuité de la matière (pas de fissuration), la sous-couche est mise en compression (Figure I-20). Les couches plus profondes sont en traction afin de conserver l'équilibre global des contraintes dans la structure.

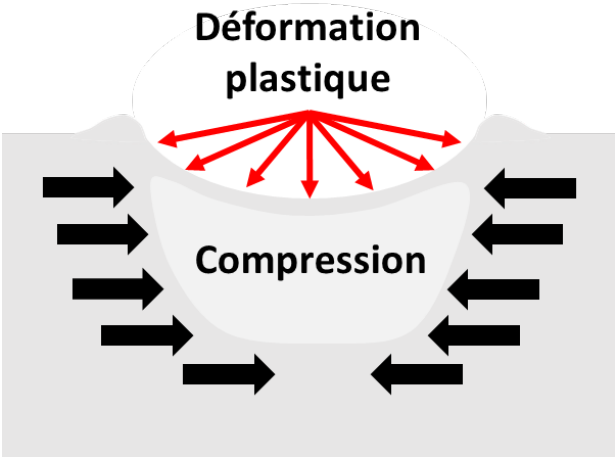
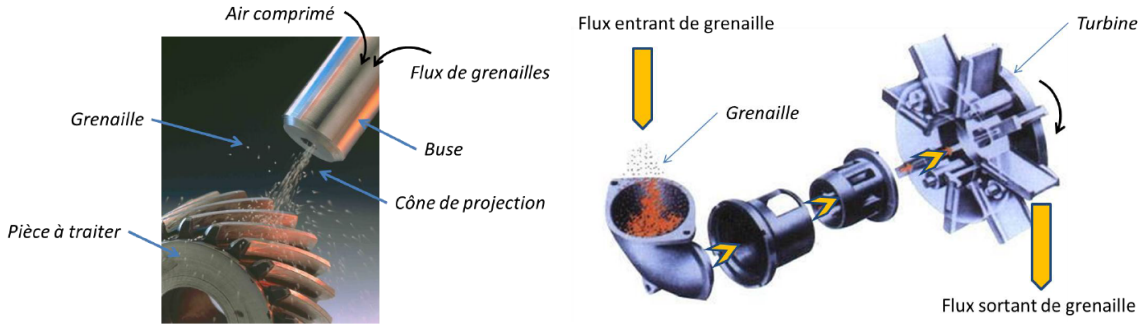


Figure I-20 : Schématisation de la mise en compression du matériau grenaillé : impact d'une bille.

Il existe trois grands types de grenaillage : le grenaillage dit conventionnel, le grenaillage ultrasons et le choc laser. Ces deux derniers ne sont pas traités dans ce travail. Le grenaillage conventionnel est décomposé en deux sous-catégories : le grenaillage à air comprimé et le grenaillage à la turbine.

Les grenailleuses à air comprimé sont généralement constituées d'un bras robotisé sur lequel est fixée une buse dans laquelle les grenailles sont propulsées de manière continue par l'air comprimé (Figure I-21 a). Les grenailleuses de type turbine sont constituées par un système de pâles mises en rotation permettant de propulser les grenailles à grande vitesse grâce à la force centrifuge (Figure I-21b).



(a) (b)

Figure I-21 : (a) Système de grenaillage à air comprimé [74], (b) Système de grenaillage à la turbine [75].

Le procédé de grenaillage de précontrainte entraîne une redistribution des déformations et donc des contraintes dans le matériau grenaillé. Les mécanismes physiques qui en sont à l'origine sont présentés dans la section suivante.

2. Les mécanismes à l'origine de la génération des contraintes résiduelles de compression

D'après Wohlfahrt [76], deux mécanismes (Figure I-22) contrôlent la génération des contraintes résiduelles de compression dans le matériau lors du grenaillage. Il s'agit de la pression de Hertz [77] et de la déformation plastique des couches superficielles par effet de martelage :

- **La pression de Hertz** : Sous l'action répétée des impacts de grenailles à la surface du matériau, un champ de pression normal à la surface est créé. La contrainte de cisaillement est maximale en sous-couche, à une profondeur donnée, fonction du rayon de l'empreinte laissée par l'impact. La déformation plastique créée à cet endroit est alors maximale et à l'origine des contraintes de compression maximales. Plus le matériau que l'on grenaille est dur ou que les grenailles utilisées sont de faible dureté, et plus ce phénomène est accentué.

- **L'effet de martelage** : Il correspond à un allongement plastique des couches superficielles (environ 10 à 30 µm [78]) qui se produit sous l'action de forces tangentielles provoquées par le jet de grenailles. Le cisaillement et les contraintes sont alors maximaux en surface. Pour assurer la continuité de la matière, l'allongement de la surface est limité par le cœur de la pièce non affecté et cette

zone est donc mise en compression. L'effet de martelage affecte surtout les matériaux de dureté faible impactés par des grenailles de grande dureté.

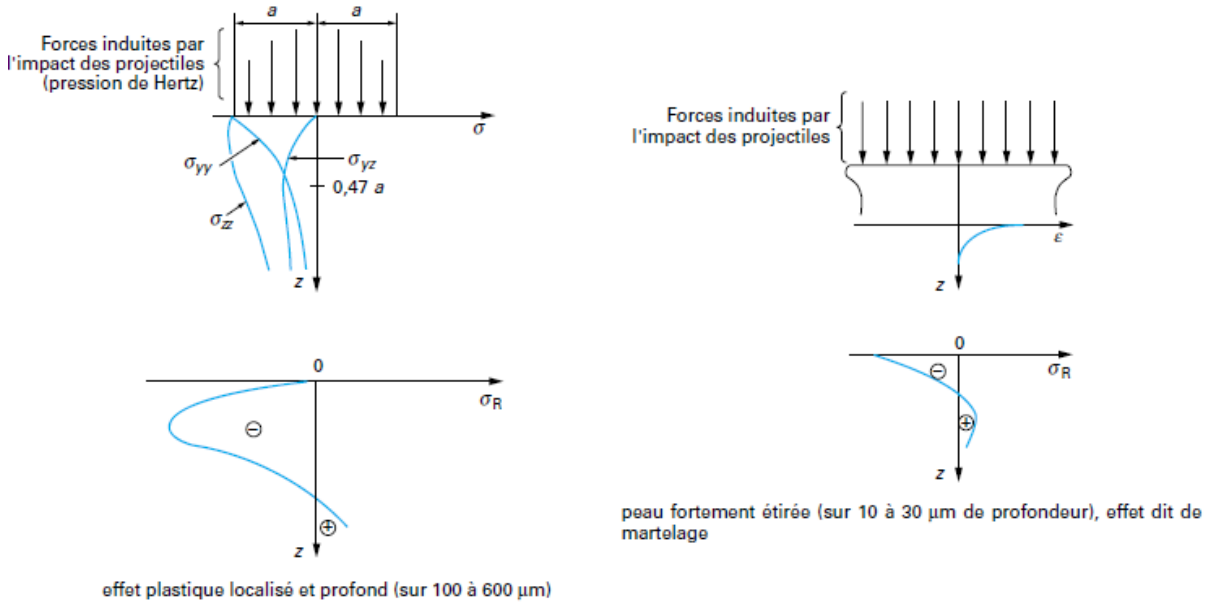


Figure I-22 : Illustrations de la pression de Hertz (à gauche) et de l'effet de martelage (à droite) proposés par Barralis et al. [78].

Wohlfahrt [76] précise que l'un de ces deux mécanismes peut être prépondérant suivant les conditions du grenaillage. Une bonne connaissance du matériau traité ainsi que la maîtrise des paramètres du procédé de grenaillage sont donc fondamentaux.

3. Influence des paramètres du procédé de grenaillage sur la distribution des contraintes résiduelles

Les différents paramètres inhérents au procédé de grenaillage sont présentés sur la Figure I-23. Le choix des grenailles est fondamental puisqu'il doit être fait en fonction du comportement du matériau que l'on souhaite grenailler, notamment le rapport entre les duretés des grenailles et du massif à grenailler, ainsi que le diamètre des billes d. Les paramètres du procédé sont la vitesse de projection $\vec{v}$ et l'angle d'incidence θ des billes, le temps d'exposition t_{exp} au jet de grenailles et le taux de recouvrement τ résultant qui sera défini ultérieurement.

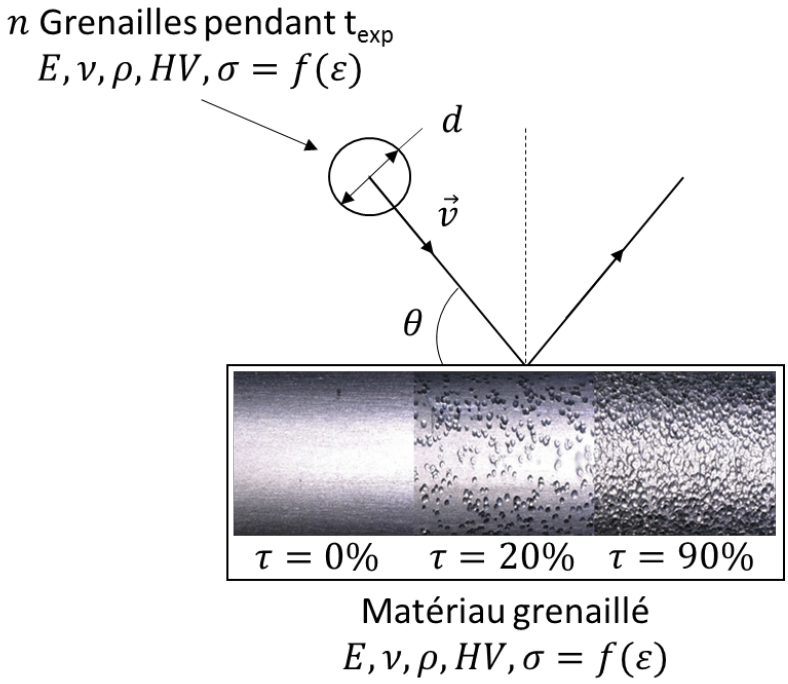


Figure I-23 : Schéma illustrant les différents paramètres entrant en compte lors du grenaillage de précontrainte.

a) Choix de la grenaille

Le choix des billes doit se faire en prenant en compte leur diamètre et leur dureté ainsi que les propriétés mécaniques du matériau cible.

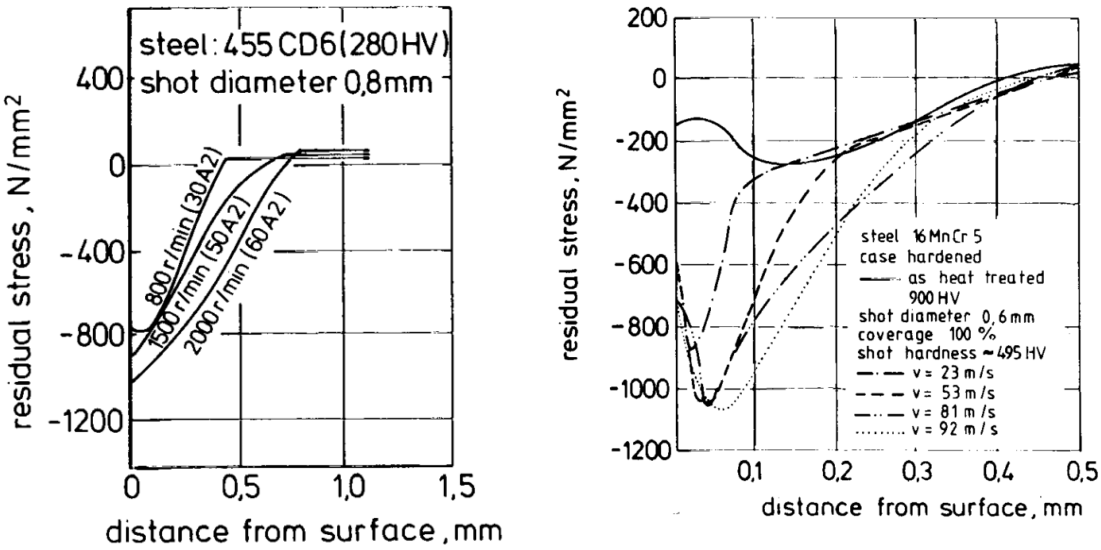
La dureté :

Il est nécessaire que les billes impactant le matériau soient au moins de dureté équivalente à celle du matériau cible afin que ce soit bien ce dernier qui subisse les déformations et non la bille. Par ailleurs, la rugosité superficielle finale de la pièce est influencée par le choix des billes (diamètre et dureté) et l'intensité Almen du jet de grenaille [79], définie ultérieurement. Synthétisant les résultats de Braski et Royster [80], Brodrick [81] ainsi que ceux de Niku-Lari [82], Wohlfahrt [76] a montré qu'à dureté de bille supérieure au massif, trois distributions des contraintes résiduelles sont possibles. Il distingue trois gammes de dureté pour le matériau grenaillé :

- Les matériaux doux, de dureté inférieure à 300 HV, pour lesquels c'est le concept de martelage de la surface qui est prédominant : la déformation plastique et les contraintes de compression sont maximales à la surface (Figure I-24 a).

- Les matériaux durs, de dureté supérieure à 600 HV, pour lesquels ce sont les couches plus profondes (~40 à 60 µm) qui sont déformées car moins d'énergie est utilisée pour déformer plastiquement la surface. C'est l'effet de Hertz qui prédomine et les contraintes de compression sont maximales en sous-couche (Figure I-24 b).

- Les matériaux de dureté intermédiaire, comprise entre 350 et 600 HV, pour lesquels les effets de Hertz et de martelage interagissent.



(a) (b)

Figure I-24 : (a) Grenaillage d'un matériau doux [82] et (b) Grenaillage d'un matériau dur avec billes de dureté supérieure à celle du matériau traité [81].

<u>Le diamètre de la bille</u> :

Une augmentation du diamètre de la bille a une influence sur la distribution des contraintes résiduelles : elle déplace la contrainte maximale de compression vers des profondeurs plus importantes, sans en modifier significativement la valeur, et augmente la profondeur de la zone mise en compression comme l'ont montré Barralis et al. [78] : la contrainte de compression maximale est obtenue à une profondeur de 40 µm pour des billes de diamètre 0,3 mm contre une profondeur de 110 µm avec des billes de 0,6 mm. La profondeur de la zone mise en compression augmente également en passant de 200 à 500 µm (Figure I-25).

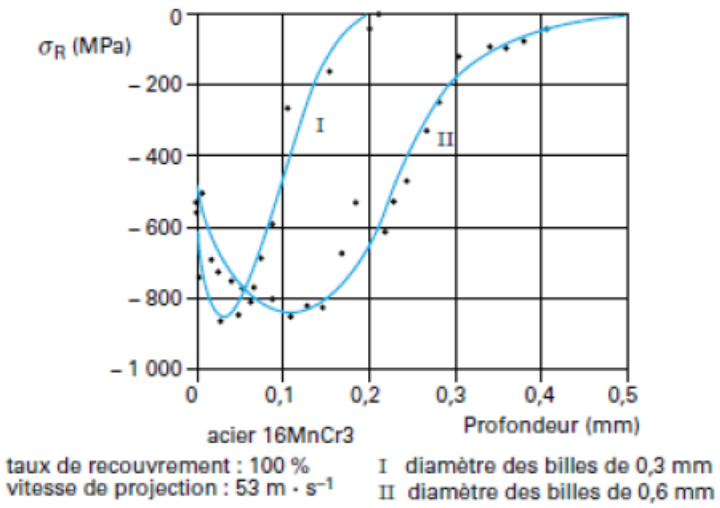


Figure I-25 : Influence du diamètre des billes sur la distribution des contraintes résiduelles après grenaillage [78].

b) Paramètres « procédé »

i. Vitesse de projection des billes

Une augmentation de la vitesse de projection des billes entraîne une augmentation de leur énergie cinétique et donc de la force d'impact des grenailles. Généralement comprise entre 20 et 100 m.s^{-1}, la vitesse de projection des billes impacte la distribution des contraintes résiduelles au sein du matériau : si la vitesse de projection des billes augmente, la valeur du maximum de compression augmente également et atteint des profondeurs plus élevées. La zone mise en compression est également plus importante [78].

L'étude de Barralis et al. portant sur l'acier 16MnCr3 (Figure I-26) montre une augmentation de -800 à -860 MPa du maximum de compression, en passant d'une vitesse de 23 à 81 m.s^{-}1, ainsi que son déplacement à une profondeur plus importante (de 60 à 150 µm). La zone mise en compression passe d'environ 200 µm pour des billes projetées à 23 m.s^{-1} à plus de 500 µm pour des billes projetées à 81 m.s^{-1}.

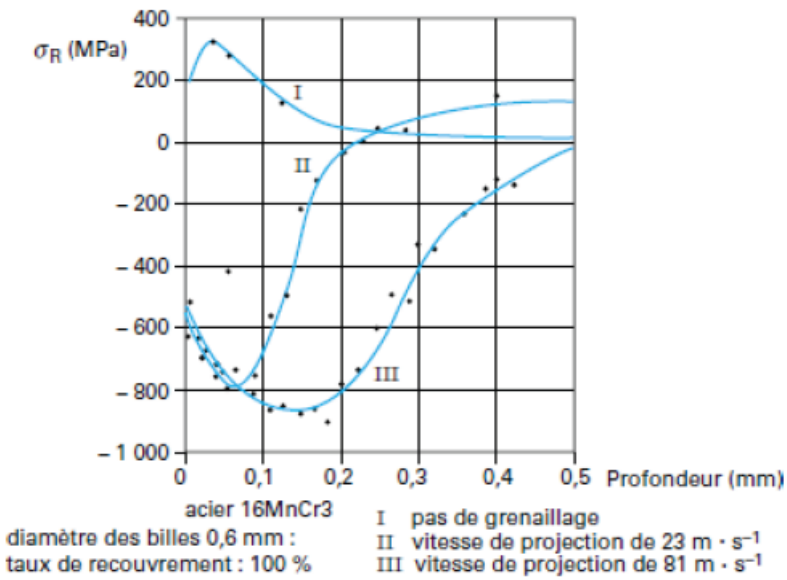


Figure I-26 : Influence de la vitesse de projection des grenailles sur la distribution des contraintes résiduelles [78].

ii. Angle d'incidence des billes

L'angle d'incidence des billes a une influence sur la distribution des contraintes résiduelles de compression comme l'ont montré Fathallah et al. [83] : plus l'angle d'incidence est proche de 90°, soit la normale à la surface du matériau, et plus la zone affectée par le grenaillage est grande, tout en conservant la même valeur de contrainte maximale (Figure I-27). Dans leur étude de 1999, Meguid et al. [84] préconisent un angle d'incidence des grenailles de l'ordre de 85°. Cet angle aurait pour intérêt d'éviter des interférences entre les billes projetées et celles ayant rebondi sur la pièce.

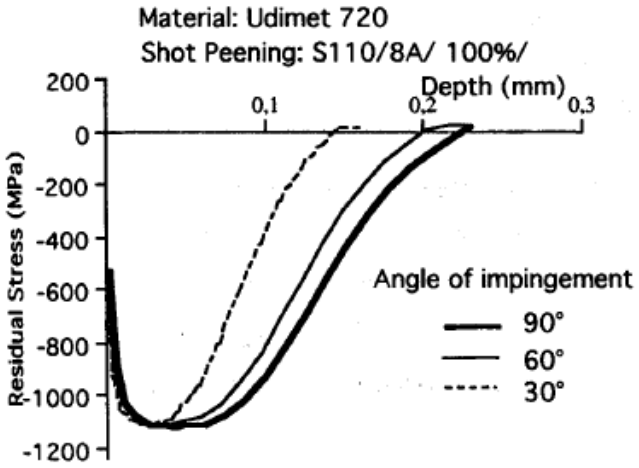


Figure I-27 : Évolution des contraintes résiduelles de compression en fonction de la profondeur pour trois angles d'incidence des billes et pour un superalliage UDIMET 720 [83].

iii. Débit

Il correspond au nombre de billes projetées par unité de temps et dépend des paramètres de réglage de la grenailleuse.

iv. Temps d'exposition

Le temps d'exposition t_{exp} correspond au temps pendant lequel la surface à traiter est exposée au jet de grenailles. De cette durée dépend le nombre d'impacts sur la pièce et donc son état de surface, son taux de recouvrement.

v. Taux de recouvrement

Il correspond au rapport entre la surface à traiter et la surface grenaillée réellement. Un taux de recouvrement de 100 % indique que la surface à traiter a été grenaillée intégralement. Un taux de recouvrement supérieur à 100 % est généralement recherché, de l'ordre de 150 % par exemple. Un taux de recouvrement de 100 % est mesurable à l'aide d'un microscope optique. Son estimation, pour des taux supérieurs, est faite en extrapolant par rapport au temps d'exposition au jet de grenailles. Par exemple, si un taux de recouvrement de 100 % est obtenu après 10 s, on estime qu'il est de 200 % après 20 s.

Une augmentation du taux de recouvrement de 100 à 600 % sur un acier 16MnCr3 entraîne une augmentation du maximum de compression de -830 à -960 MPa ainsi qu'un déplacement de ce maximum d'une profondeur de 120 µm à 170 µm [78] (Figure I-28) .

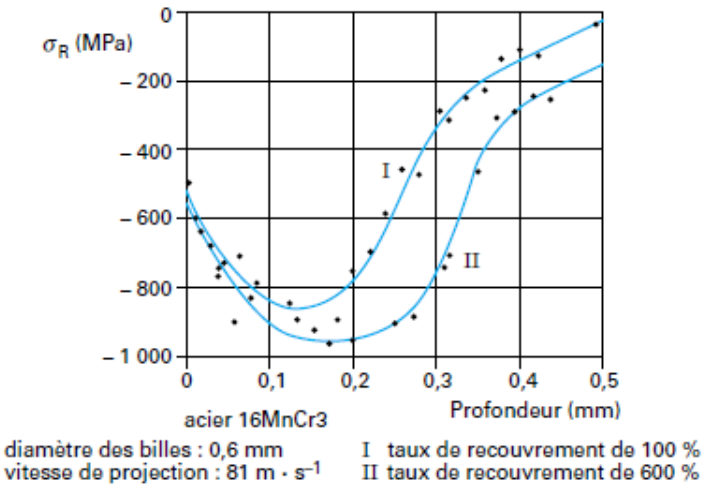


Figure I-28 : Influence du taux de recouvrement sur la distribution des contraintes résiduelles après grenaillage [78].

4. Les moyens de contrôle du procédé

Différents moyens de contrôle et d'étalonnage du procédé existent. La mesure de l'intensité Almen est l'un des moyens les plus courants et communément admis. Le « point chaud » et l'analyse granulométrique seront également présentés.

a) L'intensité Almen

Cette méthode de contrôle a été mise au point par Almen [85] (norme NF 06-832 [86]). Une éprouvette standardisée en acier SAE1070, traitée thermiquement (austénitisation, trempe et revenu) est bridée sur un support, puis exposée à un jet de grenailles. Lorsque l'éprouvette est débridée, elle se déforme sous l'effet des contraintes résiduelles (Figure I-29). On observe alors une flèche caractéristique du grenaillage effectué, appelée « flèche Almen ».

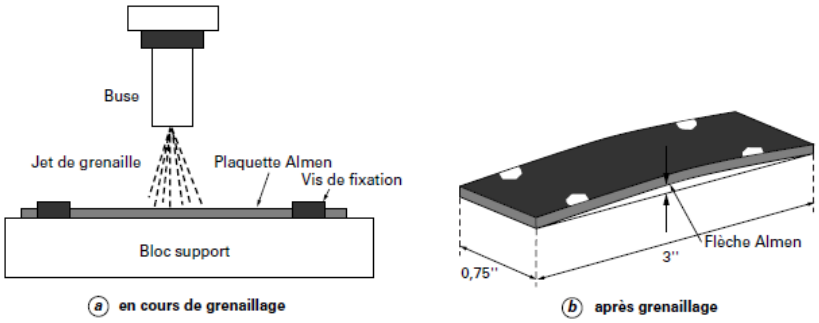


Figure I-29 : Illustrations du montage Almen [78].

Cette opération est répétée sur plusieurs éprouvettes Almen pour différents temps d'exposition au jet de grenailles. On trace alors l'évolution de la flèche en fonction du temps d'exposition, dite courbe de saturation (Figure I-30).

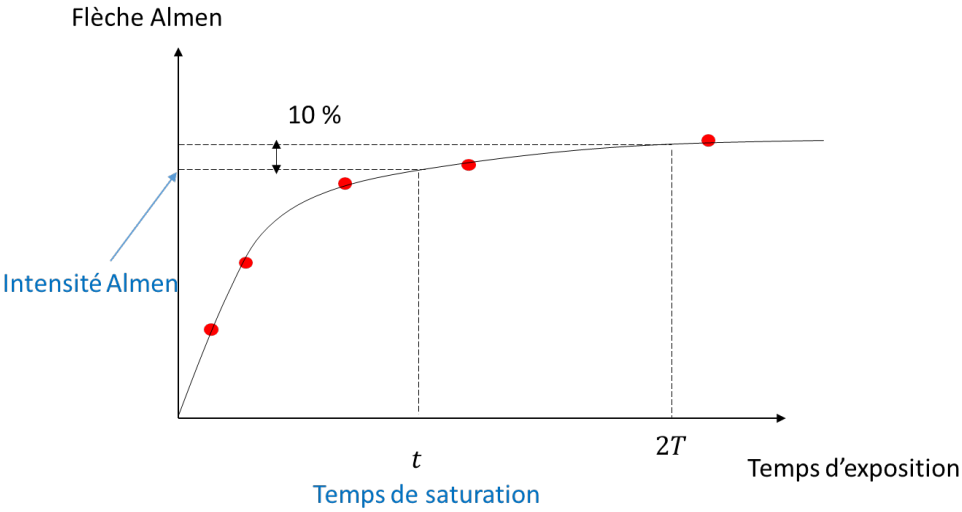
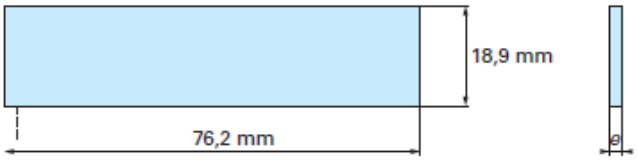


Figure I-30 : Courbe de saturation et intensité Almen.

L'intensité Almen est définie comme étant la valeur de la flèche obtenue à un temps t (temps de saturation) tel qu'en doublant ce temps, la flèche n'augmente que de 10 %. Ce point est appelé point de saturation.

Il existe trois types d'éprouvettes Almen (Tableau I-4) qui ne diffèrent que par leur épaisseur. Ce sont les éprouvettes de type C qui permettent de caractériser les intensités les plus élevées. Ainsi, si le point de saturation est obtenu pour une flèche de 0,20 mm et que l'éprouvette Almen utilisée est de type A, on note que le grenaillage est d'intensité **F20A**. Le F spécifie qu'il s'agit d'une norme française et que les mesures sont exprimées dans le système métrique.



	Type A	Type N	Type C
Épaisseur *e*	1,29 mm	0,78 mm	2,38 mm
Longueur × largeur	76,2 mm × 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 = ± 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		

Tableau I-4 : Différents types d'éprouvettes Almen (Norme NF 06-832 [86])

b) Le point chaud

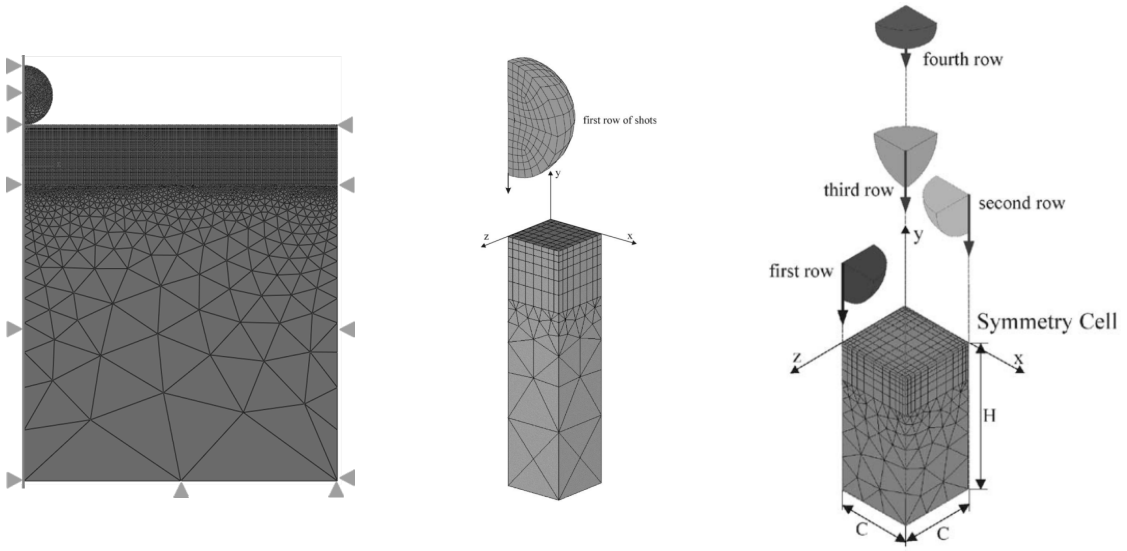
Lors d'une opération de grenaillage, les grenailles arrivant en gerbes (suivant différents angles d'incidence proches de la normale) sur le matériau, toutes les zones de celui-ci ne sont pas impactées de la même façon, d'autant plus si le grenaillage est réalisé à la turbine (la dispersion des angles d'incidence y étant plus importante que lors d'un grenaillage à la buse où le jet de grenailles est plus concentré). L'intensité n'est pas la même partout. Le point chaud est défini comme étant la zone pour laquelle le grenaillage est le plus intense. Plus ce dernier est intense et plus l'échauffement du matériau en cet endroit est grand, c'est pourquoi on parle de point chaud. Il convient donc que celui-ci soit centré sur la pièce afin d'avoir une certaine symétrie au niveau de la répartition des contraintes en surface. L'utilisation de thermocouples, disposés sur la face non grenaillée d'une fine tôle, permet de déterminer cette zone lors d'un essai préliminaire.

c) L'analyse granulométrique

Il a été constaté que la taille des billes influence fortement la distribution des contraintes dans la pièce grenaillée. Une dérive de la forme des grenailles peut, elle aussi, engendrer une modification de la distribution des champs de contraintes et donc des performances de la pièce traitée. Avant chaque campagne d'essais, une analyse granulométrique d'un échantillon de grenailles représentatif doit être réalisée selon la norme NF 06-831 [87].

II. Modélisation par éléments finis du grenaillage de précontrainte

Deux grands types de modélisation ont été développés. D'une part, les modélisations analytiques du procédé de grenaillage [88]–[94] se basant sur les travaux de Zarka [95] permettent de calculer rapidement les grandeurs caractéristiques résultant du grenaillage : la zone mise en compression, la contrainte de compression maximale, la contrainte surfacique. Leur utilisation s'avère donc limitée à une première estimation de ces grandeurs et n'est pas adaptée à des calculs sur structures. D'autre part, les modélisations par éléments finis (Figure I-31) permettent de modéliser l'ensemble des paramètres du procédé et de calculer les champs de contrainte, de déformation ou de déplacement résultants mais nécessitent un temps de calcul plus important, ce qui peut poser problème dans un environnement industriel. Il convient alors de trouver un compromis entre précision de la modélisation par éléments finis et temps de calcul.



(a) (b) (c)

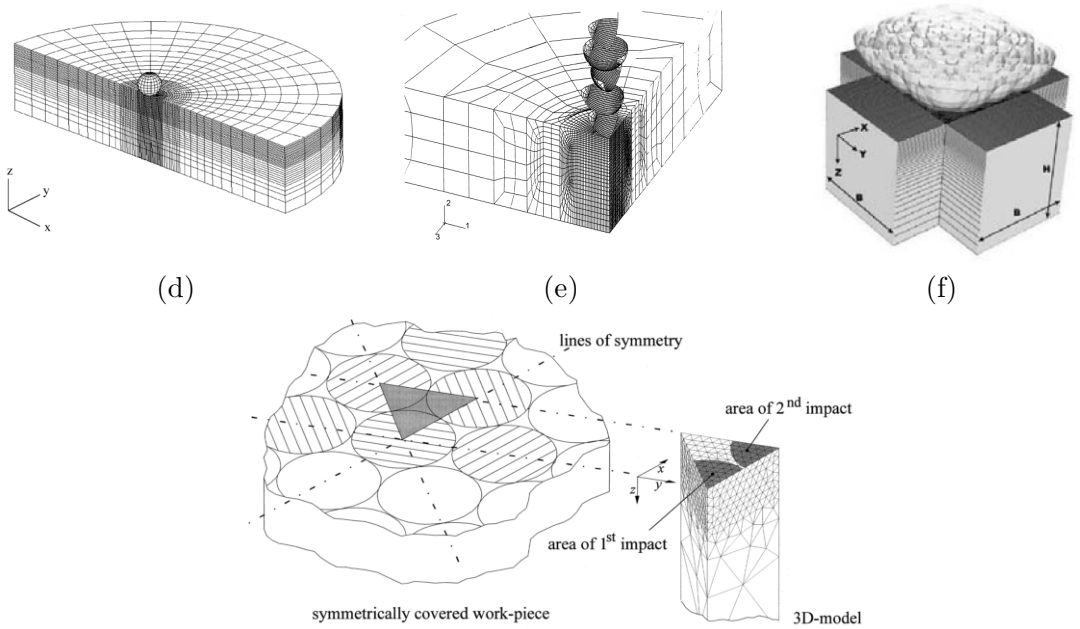


Figure I-31 : Les différents types de modélisations numériques du grenaillage : (a) 2D-axi-symétrique, (b) 3D 2 surfaces de symétrie, (c) 3D avec cellule de symétrie, (d) 3D avec 1 surface de symétrie, (e) 3D avec 2 surfaces de symétrie, (f) 3D sans surface de symétrie, (g) 3D avec 3 surfaces de symétrie.

1. Modélisations par éléments finis à deux dimensions

Les premières simulations 2D-axi-symétriques ont été réalisées par Mori et al. [96] afin de déterminer la déformation plastique d'une pièce impactée par une seule bille. Ce type de modélisation a été réutilisé par la suite par Schiffner et Droste gen. Helling [97] afin de prédire le profil de contraintes résiduelles généré par une bille, au droit de l'impact, dans un massif élasto-plastique. Deslaef [98] et Rouhaud et al. [99] ont ensuite étudié l'influence des lois de comportement de la bille et du massif impacté. Rouhaud et al. [99] ont testé trois lois de comportement pour la bille (rigide, élastique et élastoplastique) et quatre lois de comportement pour le massif (un écrouissage isotrope et trois types d'écrouissages cinématiques). Cette étude a pu notamment montrer l'importance prépondérante du choix du type de bille dans la modélisation, les déformations plastiques maximales observées variant du simple au triple entre le modèle à bille élastoplastique et celui à bille rigide. Kim et al. [100] ont pris en compte l'impact de l'angle d'incidence des billes sur la distribution des contraintes résiduelles en profondeur. Rouquette et al. [101] ont permis de mettre en évidence les effets thermiques au cours de l'impact de la bille sur le massif. En effet, lors de l'impact répété des billes sur le matériau grenaillé, la température peut augmenter très vite, jusqu'à 200°C pendant la simulation d'un essai à température ambiante. Ce type de modélisations est adapté pour simuler l'impact d'une seule bille mais ne convient pas dans le cas de simulations multi-billes.

2. Modélisations par éléments finis à trois dimensions

a) Simulations 3D avec cellule de symétrie

Le concept de « cellule de symétrie » a été introduit par Meguid et al. [102]. Celui-ci permet de simuler l'impact de quatre quarts de billes sur un massif à surface carrée avec quatre surfaces de symétrie, ce qui leur a permis de simuler l'impact de quatre billes avec un modèle réduit. Ce modèle a ensuite été repris par Majzoobi et al. [103]. Ceux-ci ont étudié les champs résultant d'impacts monobille ou multibilles, pour différentes vitesses de projection et pour différents nombres d'impacts, sur un massif en acier AISI 4340 modélisé par un comportement élastoviscoplastique. Ils montrent que la distribution des contraintes résiduelles après grenaillage dépend fortement de la vitesse d'impact des billes et de leur multiplicité. En effet, un état de contraintes résiduelles uniforme dans l'épaisseur n'a été obtenu qu'à partir de l'impact de 25 billes. Ils montrent également que la valeur des contraintes résiduelles maximales diminue à partir d'une vitesse de projection des billes de 90 $m.s^{-1}$.

b) Simulations 3D avec ou sans surfaces de symétrie

D'autres modèles prenant en compte une [104], deux [105], trois [97] surfaces ou aucune surface de symétrie [106] ont également été développés durant les vingt dernières années.

L'originalité du modèle 3D de Schiffner et Droste gen. Helling [97] a été de prendre en compte un massif de géométrie tétraédrique à section équilatérale. Celui-ci a permis de mettre en évidence l'interaction entre les différents impacts adjacents à la surface du massif. Comme le montre la Figure I-32, l'impact d'une deuxième bille, à proximité de la première, redistribue le champ des contraintes dans la profondeur du massif.

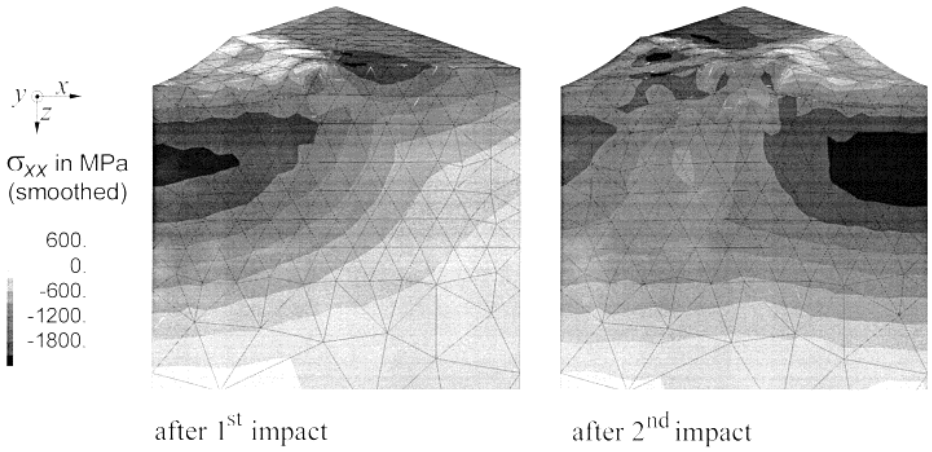


Figure I-32 : Redistribution des contraintes résiduelles due à l'impact d'une deuxième bille adjacente [97].

Hong et al. [107] ont réalisé une étude paramétrique de l'impact d'une bille sur un massif semi-infini métallique portant sur l'influence de la vitesse de projection des billes, de leur diamètre, de leur angle d'incidence et de la multiplicité de ces impacts, en utilisant une loi de comportement élastoplastique à écrouissage isotrope linéaire pour le massif impacté.

Guagliano [108] a pu relier l'intensité Almen avec la distribution des contraintes résiduelles dans la pièce traitée. Pour cela, il a simulé l'impact successif de cinq billes sur un maillage constitué d'éléments brique à huit nœuds, raffiné dans la zone d'impact. Les billes ont été modélisées par une surface rigide et les éprouvettes sont celles de la norme Almen (SAE1070). Les résultats ont ensuite été validés par diffraction des rayons X et montrent que le modèle aboutit à une profondeur mise en compression plus faible que dans la réalité et ce, quel que soit le diamètre des billes pour une intensité Almen donnée (Figure I-33).

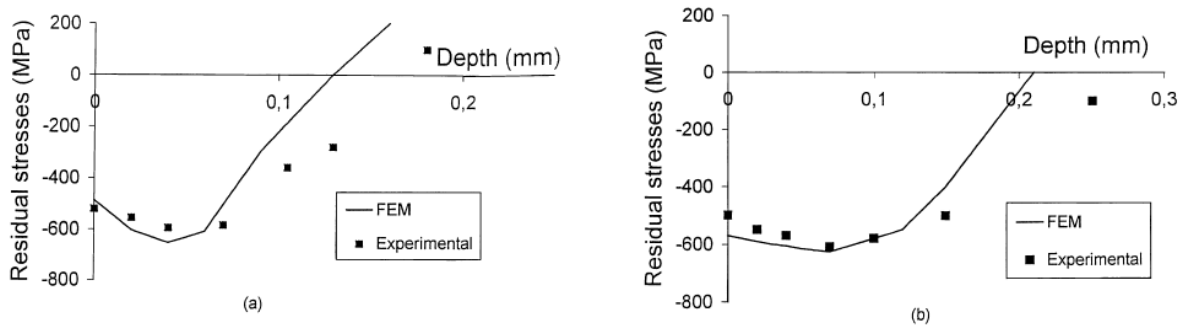
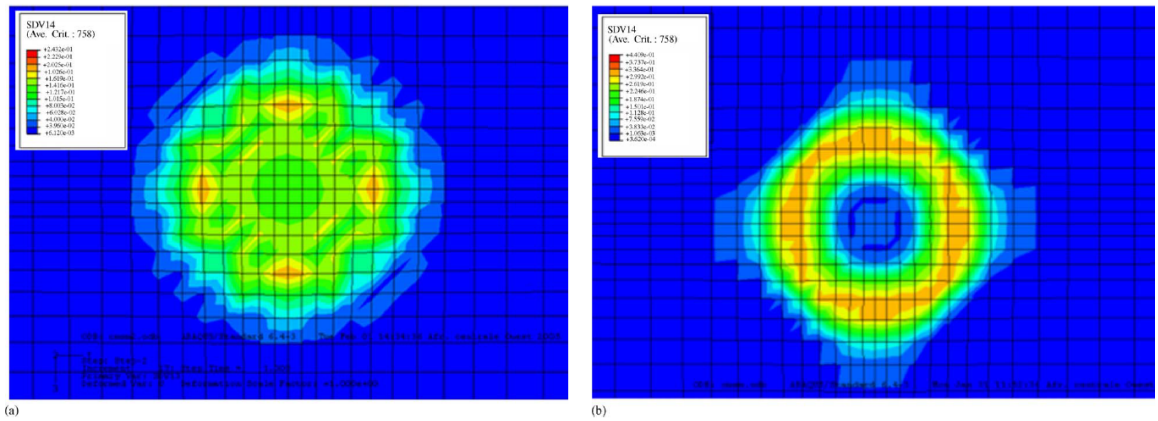


Figure I-33 : Modèle prédictif des profils de contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour deux grenaillages : (a) F30A diamètre 0,3 mm et (b) F30A diamètre 0,6 mm [108].

D'autres auteurs se sont également intéressés à l'endommagement généré par l'impact répété des billes sur un massif [109]. Pour ce faire, la variable d'endommagement proposée par Lemaitre et al. [110] a été introduite dans le modèle. Leurs simulations ont permis de mettre en évidence un endommagement maximal des pièces traitées en périphérie de la zone de contact. De plus, ils ont montré que l'endommagement augmente et les contraintes résiduelles surfaciques diminuent, lorsque le coefficient de frottement augmente (Figure I-34).



(a) (b)

Figure I-34 : Modèle prenant en compte l'endommagement et sa visualisation après l'impact d'une bille pour deux coefficients de frottement : (a) 0,01 et (b) 0,2 [109].

Couplage avec les éléments discrets :

Hong et al. [111] ont mis en évidence que la méthode de modélisation par éléments finis ne permettait pas de modéliser les interactions (collisions dans le flux de grenailles incident) qu'il peut y avoir entre les différentes billes de la gerbe projetée lors du grenaillage. Ils ont donc couplé à leur modèle éléments finis, un modèle éléments discrets afin de modéliser, de façon précise, le trajet de chacune des billes de la gerbe avant et après l'impact.

Le couplage avec les éléments discrets a également été utilisé par Nguyen et al. [112] afin de prédire le taux de recouvrement. L'originalité de leur étude est de considérer, d'une part, le flux de grenailles comme une phase gazeuse et, d'autre part, les grenailles de manière discrète à l'aide du code Ansys-Fluent. Le flux de grenailles y est gouverné par les équations de conservation de Navier-Stokes et celles dites « k-omega » d'un écoulement turbulent, tandis que la simulation du comportement des grenailles est résolue de manière stochastique. Pour valider leur modèle, leurs résultats ont été comparés aux taux de recouvrement obtenus expérimentalement par Tsuji et al. [113] et Miao et al. [114], [115].

Couplage avec un modèle semi-analytique :

Chaise et al. [116] ont modélisé le grenaillage par ultrasons et son impact sur les déformations et contraintes résiduelles induites. Pour cela, ils ont scindé leur travail suivant deux axes. Tout d'abord, un modèle semi-analytique permettant de calculer le tenseur de déformation plastique moyenne dans un espace semi-infini a été réalisé. Puis, en partant de ce modèle semi-analytique (Figure I-35), une simulation par éléments finis permettant de simuler les effets du procédé de grenaillage ultrasons sur des structures de fine épaisseur a été développée. L'intérêt de la première simulation, par méthode semi-analytique, est de gagner du temps ; les simulations par éléments finis étant plus longues. Ces simulations

ont été validées sur des éprouvettes en Inconel 600 en réalisant des tests similaires à ceux de la flèche Almen.

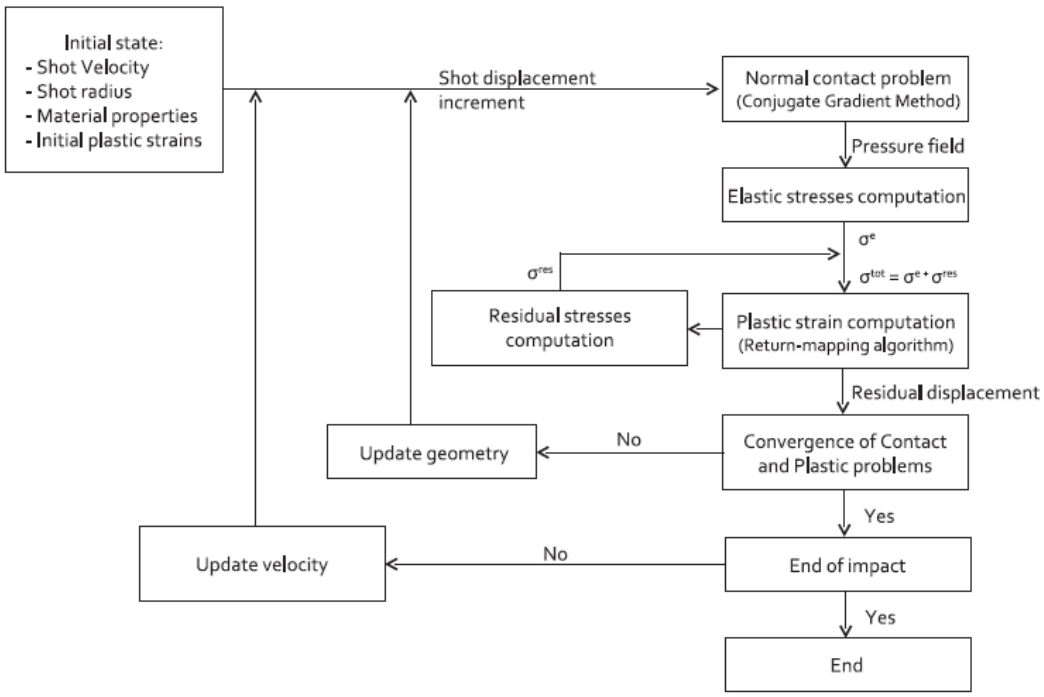


Figure I-35 : Modèle de Chaise et al. [116].

Les travaux majeurs de modélisation du grenaillage sont récapitulés dans le Tableau I-5. Si quelques études expérimentales ont déjà été réalisées sur le grenaillage d'aciers TRIP, aucune étude numérique, à notre connaissance, n'a été faite sur le grenaillage de précontrainte de matériaux avec une loi de comportement élasto-plastique ou élasto-visco-plastique avec transformation de phase, mis à part les récents travaux de 2016 de Halilovic et al. [117]. Ils utilisent un modèle élastoplastique « dynamique » (ou élasto-viscoplastique additif) pour la simulation du choc laser d'un acier inoxydable AISI 304 à transformation de phase.

Résumé des différents modèles éléments finis :

	Modèle numérique	Loi de comportement du massif	Type d'impact	Commentaires
Mori et al. 1994 [96]	2D-axi-symétrique	Elastoplastique	Monobille	Déformation plastique générée par l'impact.
Edberg et. al, 1995 [105]	3D – 2 surfaces de symétrie	Elastoplastique	Multibilles	-
Al-Hassani et al. 1999 [104]	3D - 1 surface de symétrie	Elastoviscoplastique	Monobille + Multibilles	-
Schiffner and Droste gen. Helling, 1999 [97]	2D-axi-symétrique + 3D – 3 surfaces de symétrie	Elastoplastique	Monobille + Multibilles	Mise en évidence de l'interaction entre les impacts.
Guagliano, 2001 [108]	3D – 2 surfaces de symétrie	Elastoplastique	Multibilles	Relation entre l'intensité Almen et la distribution des contraintes.
Meguid et al. 2002 [102]	3D avec cellule de symétrie	Elastoplastique	Multibilles	-
Schwarzer et al. 2003 [106]	3D – sans surface de symétrie	Elastoplastique	Monobille + Multibilles	-
Rouhaud et al. 2005 [99]	2D-axi-symétrique	Elastoplastique	Monobille	Impact du comportement de la bille et du massif.
Majzoobi et al. 2005 [103]	3D avec cellule de symétrie	Elastoviscoplastique	Monobille + Multibilles	Influence de la vitesse de projection des billes et de leur multiplicité.

Frija et al. 2006 [109]	3D – 4 surfaces de symétrie	Elastoplastique avec endommagement	Multibilles	Introduction d'une variable d'endommagement.
Hong et al. 2008 [111]	3D – 1 surface de symétrie	Elastoplastique	Monobille	Influence de la vitesse de projection des billes, de leur diamètre, angle d'incidence et multiplicité.
Rouquette et al. 2009 [101]	2D-axi-symétrique	Thermo-Elastoplastique	Monobille	Mise en évidence de l'effet thermique lors de l'impact.
Kim et al. 2011 [100]	2D-axi-symétrique	Elastoplastique	Monobille	Influence de l'angle d'incidence.
Renaud 2011 [118]	3D – 1 surface de symétrie	Elastoplastique	Multibilles	Prise en compte d'un gradient de contraintes initial.
Chaise et al. 2012 [116]	3D – 1 surface de symétrie	Elastoplastique	Multibilles	Couplage avec une méthode semi-analytique.
Van Bo Nguyen et al. 2014 [112]	3D - 4 surfaces de symétrie	-	Multibilles	Couplage avec la méthode des éléments discrets (DEM) pour le comportement des billes.

Tableau I-5 : Évolution des modèles de grenaillage

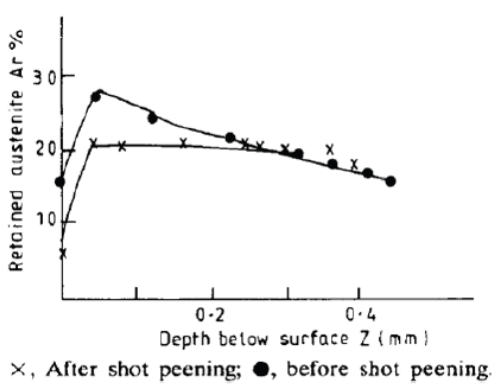
III. Impact du grenaillage sur les aciers à transformation de phase

Les matériaux TRIP présentent une fraction d'austénite résiduelle qui se transforme en martensite lors d'une sollicitation thermomécanique. La température, le type de sollicitation, la vitesse de déformation ont une influence sur leur comportement. Le grenaillage de précontrainte est un traitement mécanique de surface complexe qui combine un effort mécanique et un échauffement local du matériau. Les fractions de phases et les caractéristiques mécaniques vont ainsi s'en trouver modifiées. Dans cette partie, l'influence du grenaillage sur le taux d'austénite résiduelle, les contraintes macroscopiques et intra-phase ainsi que sur l'état de surface et la dureté est présentée.

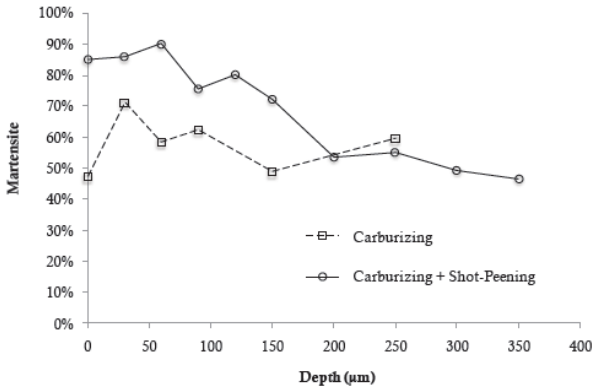
1. Évolution de la fraction d'austénite résiduelle

Renaud [118], Xiao et al. [119], et Kirk [120] ont quantifié l'impact du grenaillage sur la transformation de l'austénite, respectivement sur les aciers 20CrMnTi, 29MnCr5 et SAE4320. Dans les trois études, les matériaux ont été initialement cémentés : la fraction d'austénite résiduelle évolue dans l'épaisseur de la pièce avec un minimum (respectivement maximum de fraction de martensite) en surface ou sous-surface (Figure I-36).

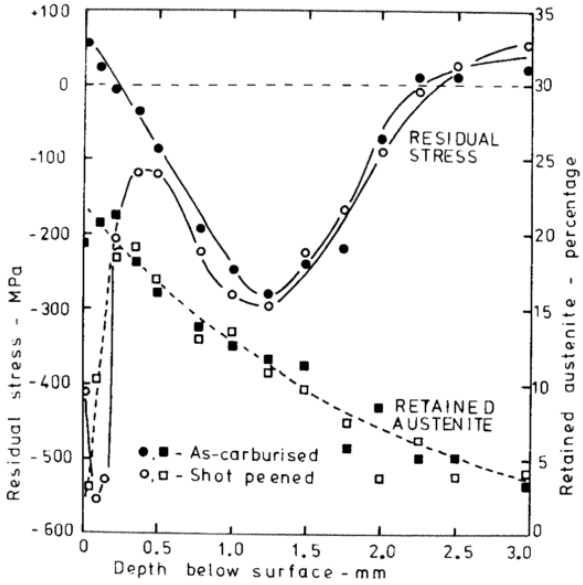
Une augmentation de la fraction de martensite a été observée après grenaillage pour les trois études : Renaud [118] montre une augmentation de près de 35 % de la fraction de martensite en surface de l'échantillon ainsi qu'une fraction de martensite supérieure à l'état avant grenaillage jusqu'à une profondeur de 200 µm. C'est l'impact répété des grenailles qui génère une déformation plastique des couches superficielles du matériau, entraînant la transformation de l'austénite résiduelle en martensite.



(a)



(b)



(c)

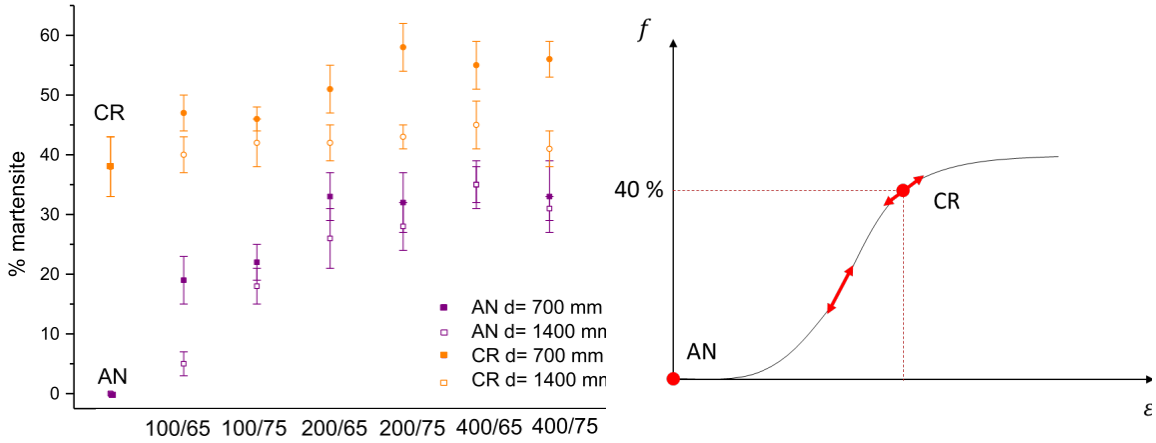
Figure I-36 : Influence du grenaillage sur le taux d'austénite résiduelle (a) sur un acier 20CrMnTi cémenté [119], (b) sur un acier 29MnCr5 cémenté [118] et (c) sur un acier austénitique SAE 4320 cémenté [120].

Fargas et al. [121] ont étudié l'évolution de la fraction de martensite dans un acier inoxydable austénitique instable, l'AISI 301LN. Les auteurs ont comparé l'évolution de la fraction de martensite en surface en fonction du taux de recouvrement, de la vitesse de projection des billes et de la distance avec la sortie de la turbine pour deux états métallurgiques différents (Figure I-37 a) : des échantillons laminés à froid et présentant une fraction de martensite initiale et d'autres ayant subi un recuit afin d'obtenir une microstructure 100 % austénitique.

Quel que soit l'état initial de la tôle, une augmentation de la vitesse de projection des billes (de 65 à 75 m.s^{-1}), à taux de recouvrement constant, n'entraîne pas une modification significative du pourcentage de martensite en surface. Ce résultat est en accord avec les observations faites par Barralis et al. [78] montrant une modification des propriétés essentiellement en profondeur. A l'inverse, à vitesse de projection des billes constante, une augmentation du taux de recouvrement (de 100 à 200 %) entraîne une augmentation de la fraction de martensite formée, s'expliquant par un nombre d'impacts plus important et donc une déformation plastique de la surface du matériau plus intense.

En considérant qu'un grenaillage à 65 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 100 % et un grenaillage à 75 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 400 % correspondent respectivement aux déformations plastiques minimale et maximale générées en surface, ils ont pu mettre en évidence une augmentation de la fraction de martensite formée avec la déformation plastique (cinétique de transformation martensitique), que ce soit pour les échantillons laminés à froid ou recuits. Cette augmentation est d'autant plus marquée que la distance à la sortie de la turbine est faible (700 mm). En comparant les résultats obtenus sur les échantillons laminés à froid et recuits après grenaillage, Fargas et al. [121] ont

également montré que si la fraction de martensite formée était maximale dans le cas des échantillons bruts de laminage, la cinétique de transformation martensitique était accélérée pour les échantillons ayant subi un recuit. D'après les auteurs, la présence initiale de martensite semble ralentir la transformation martensitique. L'échantillon laminé à froid est initialement écroui, contrairement à l'échantillon recuit, si bien qu'une grande partie de la transformation de l'austénite en martensite s'est opérée pendant le laminage. Le taux de transformation de l'austénite en martensite est alors plus faible pour les niveaux de déformation supplémentaires générés par le grenaillage et la cinétique de transformation martensitique en semble ralentie (Figure I-37 b).



(a) (b)

Figure I-37 : (a) Influence du grenaillage sur la fraction de martensite pour un acier AISI 301LN après laminage à froid seul (CR) ou suivi d'un recuit (AN) en fonction du taux de recouvrement, de la vitesse de projection des billes et de la distance à la turbine [121] et (b) Schéma explicatif.

2. Dureté et état de surface

De nombreux auteurs [79], [119], [121]–[127] ont étudié l'impact du procédé de grenaillage de précontrainte sur l'état de surface et la dureté. Xiao et al. [119] ont montré une augmentation de la dureté sur les cinq cents premiers micromètres après grenaillage sur un acier 20CrMnTi cémenté présentant un gradient d'austénite résiduelle (Figure I-38 a). Les mêmes observations ont été réalisées par Takemoto et al. [124] et Clitheroe [123] sur un acier AISI 304 (Figure I-38 b) ainsi que par Fargas et al. [121] sur l'acier AISI 301LN (Figure I-38 c). Les résultats de Fargas et al. [121] montrent une augmentation de la dureté sur les cent cinq premiers micromètres correspondant à la zone majoritairement affectée par le grenaillage. C'est également dans cette zone que la transformation de l'austénite en martensite est maximale : il y a couplage entre l'écrouissage et la transformation martensitique dans la zone affectée par le grenaillage.

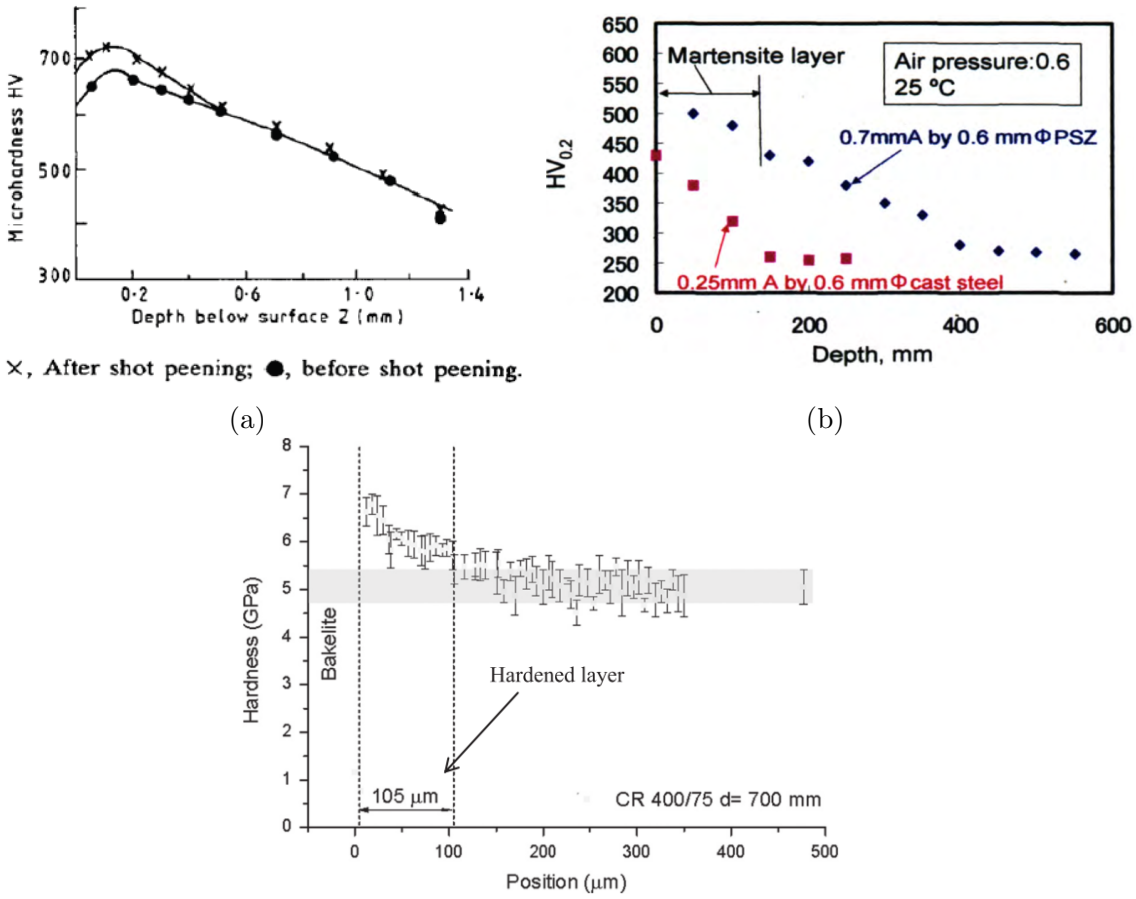


Figure I-38 : Évolution de la micro-dureté après grenaillage sur : (a) un acier 20CrMnTi cémenté [119], (b) un acier AISI 304 [124], (c) un acier AISI 301LN [121].

Le grenaillage de précontrainte a également un impact sur la rugosité des pièces traitées. Si cet impact est clairement visible à l'œil nu, des études ont été réalisées afin de la quantifier [79], [121], [123], [126], [127]. Dans leur étude, Bagherifard et al. [126] ont analysé expérimentalement l'évolution de la rugosité en fonction du taux de recouvrement d'une pièce en acier 39NiCrMo3 et développé un modèle numérique permettant de prédire cette évolution. Ils ont montré que la rugosité augmente avec le taux de recouvrement, de manière linéaire, avec une rupture de pente à 100 % de recouvrement quel que soit le critère (Figure I-39).

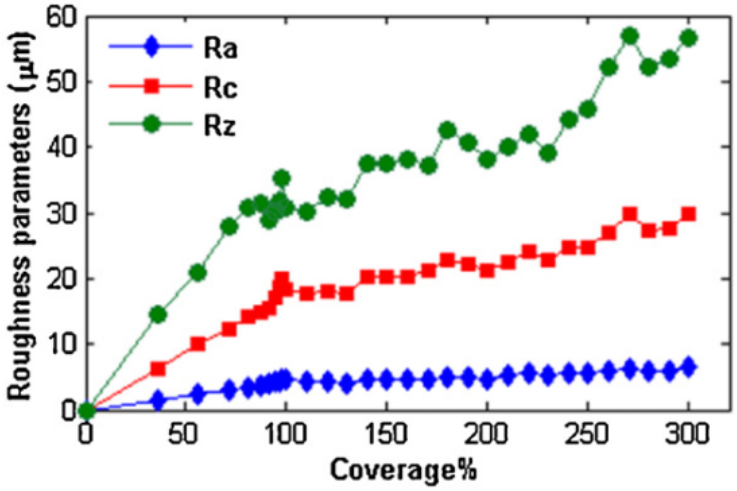


Figure I-39 : Évolution de la rugosité en fonction du taux de recouvrement sur un acier 39NiCrMo3 [126].

Fargas et al. [121] ont également étudié l'évolution de la rugosité (R_a) sur l'acier AISI 301LN après grenaillage sur deux états métallurgiques différents : après recuit (0 % de martensite) et après laminage à froid (~ 40 % de martensite). Quel que soit le taux de recouvrement, la vitesse de projection des billes ou encore la distance à la turbine, il a été montré que la rugosité est plus élevée sur les échantillons initialement recuits contenant seulement de l'austénite qui est plus ductile que la martensite : la rugosité est de 1,8 µm pour un grenaillage à 200 %, 75 m.s^{-1} à 700 mm de la turbine contre seulement 1,3 µm pour les échantillons laminés à froid (Figure I-40).

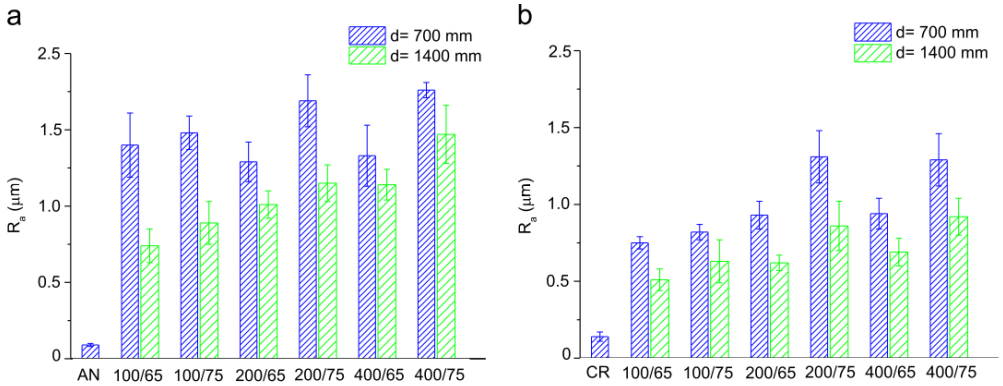


Figure I-40 : Influence du grenaillage sur la rugosité (Ra) pour un acier AISI 301LN après recuit (a) ou après laminage à froid en fonction du taux de recouvrement, de la vitesse de projection des billes et de la distance à la turbine [121].

3. Distribution des contraintes résiduelles

De nombreux auteurs [118], [123], [124], [127]–[130] ont étudié l'impact du grenaillage sur la distribution des contraintes résiduelles dans les matériaux présentant une fraction d'austénite initiale. Renaud [118] a montré une augmentation du maximum de contraintes dans la phase martensitique en surface et en sous-couche (~ 60µm) après grenaillage sur

un matériau initialement cémenté (Figure I-41 a). Après cémentation, les contraintes superficielles et en sous-couche étaient respectivement de -220 et -280 MPa contre -490 et -820 MPa après grenaillage. Kleber et Barroso [128] ont étudié l'influence du grenaillage sur un acier inoxydable AISI 304 (Figure I-41 b). Ils ont pu montrer que la contrainte maximale dans la martensite est obtenue à la profondeur à laquelle la fraction de martensite l'est également (80 %). Clitheroe [123] et Takemoto et al. [124] ont analysé l'impact du grenaillage sur la distribution des contraintes dans la phase austénitique d'un acier AISI 304 (Figure I-41 c). Les mêmes conclusions que Kleber et Barroso [128] ont été obtenues.

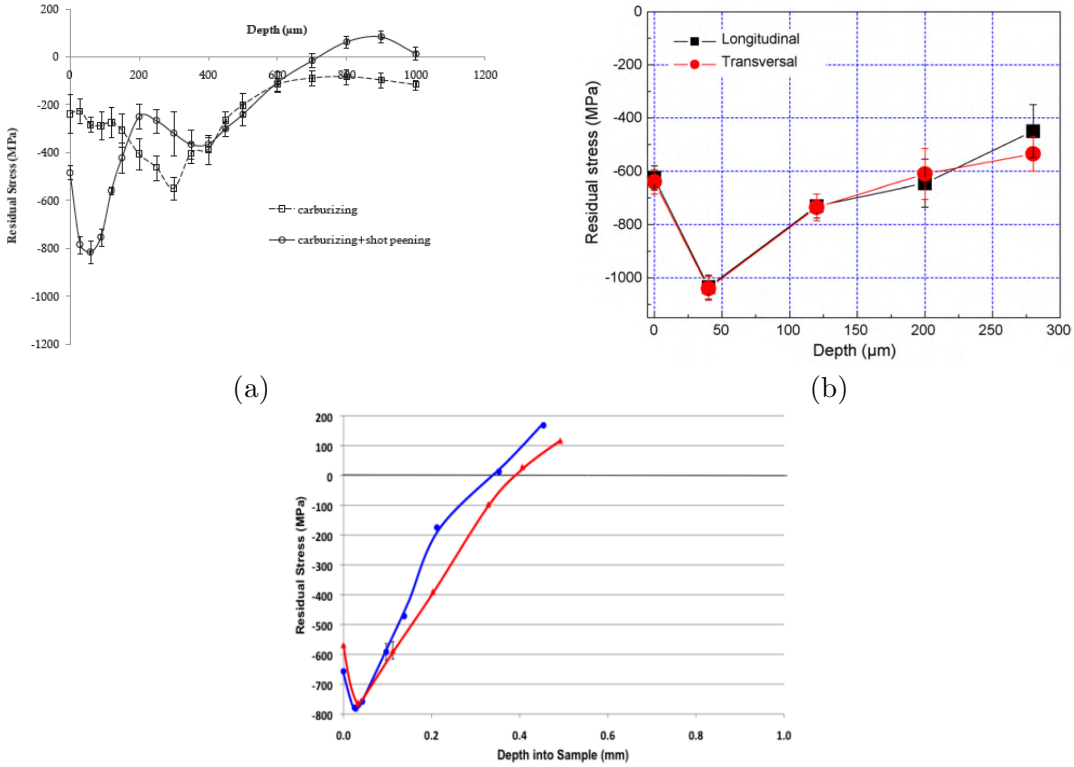
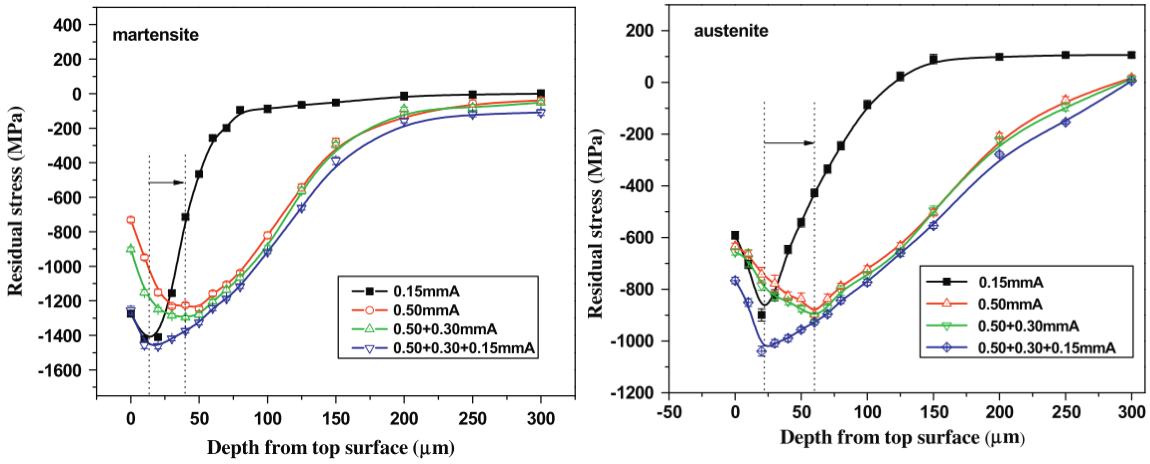


Figure I-41 : (a) Évolution de la distribution des contraintes résiduelles avant et après grenaillage sur un matériau initialement cémenté [118], (b) Évolution des contraintes résiduelles longitudinales et transversales dans un acier inoxydable AISI 304 [128], (c) Évolution des contraintes résiduelles dans la phase austénitique d'un acier AISI 304 pour deux intensités de grenaillage [123].

Fu et al. [130] ont analysé la distribution des contraintes dans chacune des phases austénitique et martensitique d'un acier 18CrNiMo7-6 à teneur en austénite résiduelle après le grenaillage (Figure I-42). Ils montrent une mise en compression plus importante de la phase martensitique quel que soit le type de grenaillage réalisé (simple, double ou encore triple), ce qui est conforme aux limites d'élasticité des deux phases. Pour un grenaillage simple, avec une intensité Almen de 0,15 mmA, le maximum de compression est de -1450 MPa dans la phase martensitique contre -900 MPa dans la phase austénitique. Deux études très proches ont été également menées par Fu et al. [131], [132] sur les aciers AISI 304 et GCr15 présentant une fraction d'austénite instable.

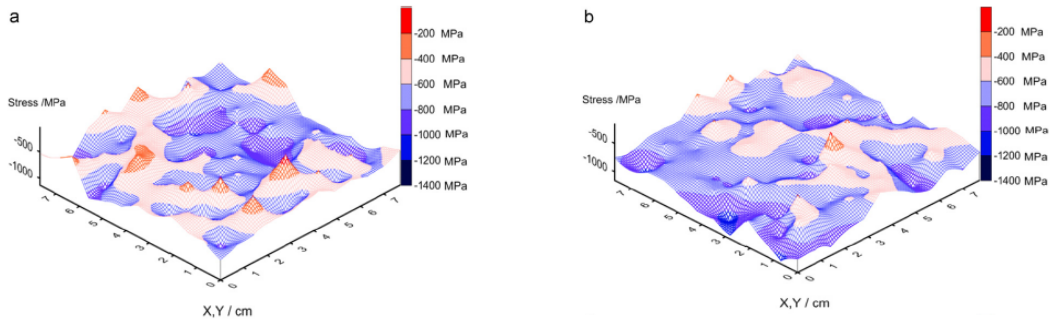


(a) (b)

Figure I-42 : Évolution des contraintes dans les phases austénitique et martensitique d'un acier 18CrNiMo7-6 après trois types de grenaillage [130].

Zhan et al. [129] se sont intéressés à l'homogénéité des contraintes surfaciques obtenues après grenaillage. Pour cela, ils ont réalisé un, deux ou trois grenaillages successifs avec des intensités Almen décroissantes de 0,46, 0,23 et 0,17 mmA. Ils ont montré une augmentation de l'homogénéité de la distribution des contraintes surfaciques (Figure I-43) en multipliant le nombre de grenaillages. Ces auteurs ne concluent pas sur l'influence du taux de recouvrement.

Le taux de recouvrement n'étant pas précisé, l'augmentation de l'homogénéité de la distribution des contraintes pourrait également provenir d'une augmentation du taux de recouvrement. Une étude complémentaire pourrait être menée en réalisant des grenaillages simples et multiples à taux de recouvrement identiques afin de valider cette hypothèse.



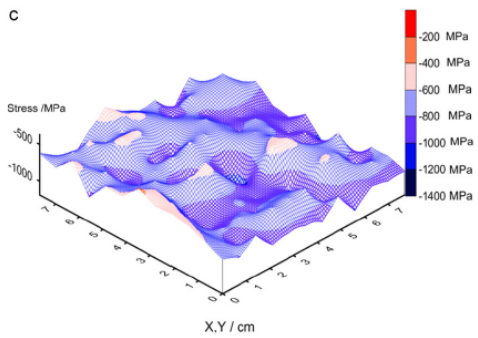


Figure I-43 : Évolution de la distribution des contraintes résiduelles en surface pour différents types de grenaillage sur une pièce en acier austénitique AISI 304 : (a) grenaillage simple, (b) grenaillage double, (c) grenaillage triple [129].

Lv et al. [127] ont étudié l'impact de la distribution des contraintes résiduelles et de l'état de surface créé par différents types de grenaillage sur l'acier 20CrMnTi. Leur étude a montré une augmentation de la durée de vie des pièces grenaillées sévèrement avec un taux de recouvrement de 1000 % comparé à celles grenaillées à seulement 100 %. Ils suggèrent également une diminution de la tenue à la fatigue de contact avec l'augmentation de la rugosité.

Hormis les travaux de Fu et al. [130]–[132] pour lesquels les contraintes après grenaillage sont analysées à la fois dans les phases austénitique et martensitique, très peu de travaux - à notre connaissance - considèrent l'impact du grenaillage simultanément sur la distribution des contraintes intra-phase, leurs fractions volumiques respectives ainsi que sur leur écrouissage.

IV. Conclusions

Cette synthèse bibliographique a montré, dans une première partie, que les matériaux TRIP étaient des matériaux sensibles à de nombreux paramètres : la température, la vitesse de déformation ou encore le mode de sollicitation. Il s'agit d'autant de paramètres à prendre en compte lors du développement d'une loi de comportement. Différents modèles permettent de considérer, d'une part, la cinétique de transformation martensitique et, d'autre part, la plasticité de transformation. Parmi ces modèles, une attention particulière sera portée aux semi-phénoménologiques comme ceux d'Olson-Cohen pour la cinétique de transformation martensitique et celui de Leblond et al. pour la plasticité de transformation ; ceux-ci étant parfaitement adaptés à une modélisation par éléments finis, de par leur caractère incrémental et multiaxial, pour la plasticité de transformation.

La seconde partie de cette synthèse bibliographique a montré que de nombreux travaux portant sur l'impact du grenaillage sur la microstructure et le comportement mécanique ont été entrepris, tant expérimentalement que par simulation. Ces études ont mis en évidence les différents paramètres pouvant intervenir sur l'état final d'une pièce grenaillée : angle d'incidence des billes, vitesse de projection, diamètre, taux de recouvrement.

Cependant, si les études expérimentales sur les aciers TRIP sont assez nombreuses, les travaux numériques portant sur l'impact du grenaillage sur ce type de matériaux sont encore très peu répandus. Aucune étude n'a encore pris en compte une loi de comportement d'un matériau à transformation de phase pour la simulation du grenaillage conventionnel. Seule une étude de Halilovic et al. [117] considère une loi de comportement élastoplastique dynamique à transformation de phase pour la simulation du grenaillage laser sur un acier austénitique AISI 304.

Chapitre II : Techniques expérimentales et Matériaux de l'étude

I. Caractérisation du comportement mécanique 65

1. Essais quasi-statiques 65
2. Essais dynamiques 66

II. Essais mono-impact 67

1. Appareillage utilisé et conditions expérimentales 67
2. Analyse de la micro-géométrie des surfaces impactées 69

III. Grenailleuse de précontrainte 71

IV. Analyses par diffraction des rayons X 73

1. Principe de la diffraction des rayons X 73
2. Dosage des phases 73
3. Analyse des contraintes 75
4. Conditions expérimentales 77

V. Compositions et microstructures des matériaux 80

1. L'acier AISI 301LN 80
2. L'acier TRIP 780 81
3. L'acier 23MnCrMo5 82

Trois aciers à transformation de phase ont été étudiés : l'acier austénitique AISI 301LN et les aciers 23MnCrMo5 et TRIP 780.

L'AISI 301LN est initialement monophasé, entièrement austénitique, et l'application d'une sollicitation thermomécanique va entraîner sa transformation en martensite. La fraction volumique de martensite formée étant importante, l'étude de ce matériau permet d'exacerber l'impact des différentes sollicitations thermomécaniques, dont le grenaillage de précontrainte, sur les aciers à transformation de phase.

Les deux autres aciers sont multiphasés avec une fraction d'austénite résiduelle initiale inférieure à 20 %. L'acier 23MnCrMo5 a la particularité d'être cémenté à basse pression avant grenaillage, si bien que les échantillons massifs grenaillés présentent initialement un gradient de microstructure, de contraintes et de propriétés mécaniques. Des traitements de cémentation homogènes sur l'épaisseur, à différentes teneurs en carbone, ont été réalisés sur des éprouvettes fines afin d'obtenir des microstructures représentatives des différentes couches de l'échantillon massif.

Le comportement mécanique de ces aciers TRIP a été étudié au cours d'essais monotones, dynamiques, cycliques et d'impact. La diffraction des rayons X a permis d'analyser l'évolution de la fraction de martensite formée pour les différents régimes de sollicitation (quasi-statique et dynamique). Pour se rapprocher d'une sollicitation de type grenaillage, des essais dits « mono-impact » (impact d'une seule bille) ont été réalisés. Les aspects micro-géométriques résultants ont été analysés et les contraintes intra-phases et fractions volumiques correspondantes déterminées par diffraction des rayons X. Des grenaillages sur plateforme pilote ont ensuite été réalisés. L'ensemble des méthodes et techniques expérimentales mises en œuvre est présenté dans cette partie.

I. Caractérisation du comportement mécanique

Le comportement mécanique des aciers a été déterminé en traction uni-axiale, à température ambiante, en régimes quasi-statique et dynamique. En effet, le procédé de grenaillage de précontrainte impliquant des vitesses de déformation très élevées (jusqu'à 10000 s^{-1}), une compréhension des phénomènes à haute vitesse de déformation est nécessaire.

1. Essais quasi-statiques

Les essais quasi-statiques à vitesse de déformation comprise entre 10^{-4} et 10^{-3} s^{-1} ont été réalisés au campus Arts et Métiers ParisTech de Metz sur une machine de traction MTS de capacité 100 kN à déplacement de traverse mécanique avec utilisation d'un extensomètre (L_0 = 30 mm). Les dimensions des éprouvettes d'épaisseur 1 mm utilisées sont données sur la Figure II-1.

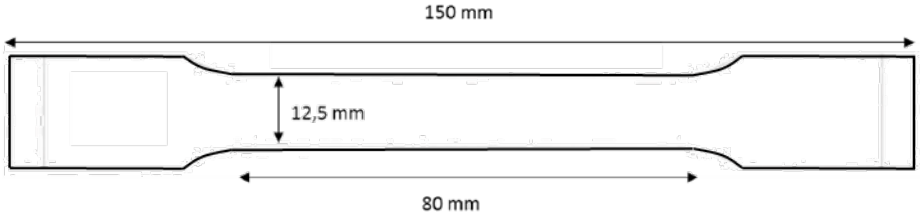


Figure II-1 : Dimensions des éprouvettes de traction à faible vitesse de déformation : entre 10^{-4} et 10^{-3} s^{-1}.

Les essais à vitesse de déformation comprise entre 0,1 et 10 s^{-1} ont été sous-traités à l'Ecole Centrale de Nantes [133]–[137] et réalisés sur une machine de traction MTS à vérin hydraulique sur des éprouvettes d'épaisseur 1 mm (Figure II-2). La machine est équipée d'un capteur de force piézo-électrique de capacité 20 kN et d'un capteur de déplacement de type LVDT intégré à la tige du vérin. Le capteur ne sert ici qu'au contrôle de la vitesse de sollicitation. Le montage est également complété par une caméra rapide et une caméra thermique servant respectivement à la mesure des champs de déformation et de température à la surface de l'éprouvette en cours d'essai. Ces mesures étant traitées ensuite par corrélation d'images à l'aide d'un logiciel dédié (Vic 2D), il convient au préalable de réaliser un mouchetis à la surface de l'éprouvette, côté caméra rapide, et de peindre en noir la surface de l'éprouvette, côté caméra thermique.

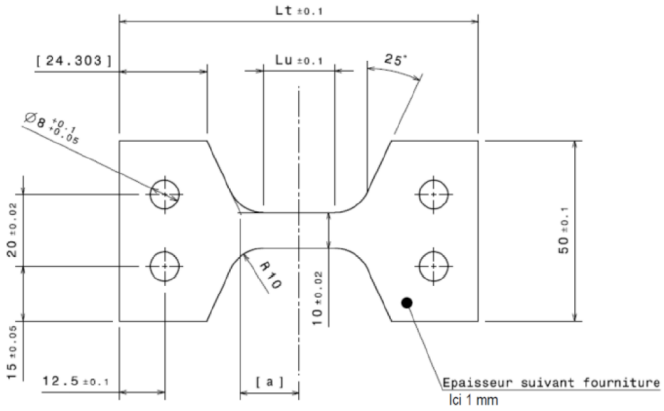
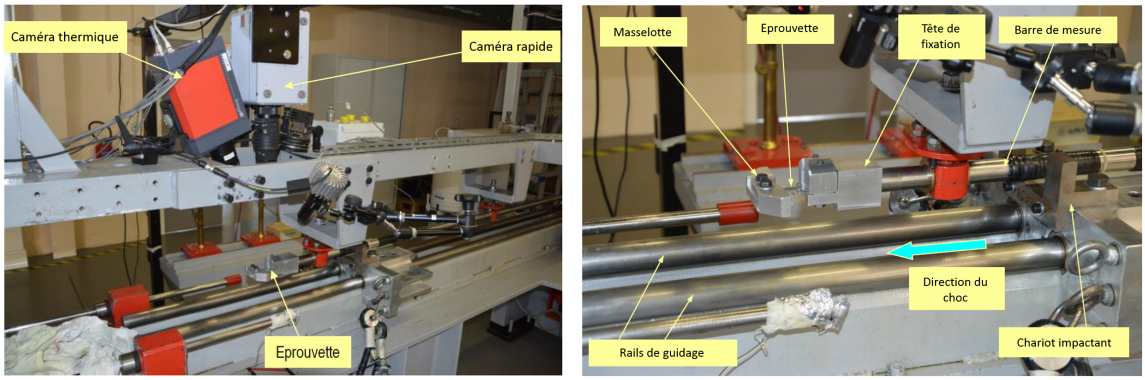


Figure II-2 : Dimensions des éprouvettes de traction utilisées pour les essais à 0,1 et 10 s^{-1} avec Lu = 20 mm, Lt = 100 mm et a = 16,37 mm

2. Essais dynamiques

Les essais dynamiques à 1000 s^{-1} ont été réalisés sur un système « arbalète » (Figure II-3). Celui-ci est équipé d'une masse mobile de 26,4 kg, ou chariot impactant, se déplaçant horizontalement sur des rails de guidage et mise en mouvement par des tendeurs élastiques. Ce dispositif permet aussi bien de réaliser des essais de traction que de compression dynamiques. En configuration traction, la masse vient percuter, en fin de course, une masselotte qui est solidaire de l'éprouvette à tester. L'éprouvette subit alors une mise en mouvement quasi-instantanée. Celle-ci étant fixée, à son autre extrémité, à une barre de mesure via une tête de fixation, elle est alors mise en traction. L'effort généré en cours de

déformation est mesuré par des ponts de jauges disposés sur la barre de mesures. La vitesse d'impact (consigne) est mesurée par une barrière laser dans la phase de post-accélération et pré-impact du chariot. La mesure des champs de déformation de l'éprouvette est obtenue par l'utilisation d'une caméra rapide (Figure II-3) et traitement par corrélation d'images sous Vic 2D. Une caméra thermique (Figure II-3) permet aussi d'obtenir les champs de température dans la zone utile de l'éprouvette. Les éprouvettes sont préparées de la même manière que pour les essais quasi-statiques, avec un mouchetis et de la peinture noire.



(a) (b)

Figure II-3 : Banc d'essais de traction dynamique type "arbalète" de l'Ecole Centrale de Nantes : (a) Vue générale, (b) Vue zoomée sur l'éprouvette.

Les dimensions des éprouvettes utilisées sont celles de la Figure II-2 avec : Lu = 10 mm, Lt = 90 mm et a = 11,37 mm.

II. Essais mono-impact

Des essais mono-impact ont été réalisés sur des échantillons en acier inoxydable austénitique instable AISI 301LN. Ils ont pour but de mieux comprendre le phénomène dynamique d'impact d'une bille sur un matériau à transformation de phase. La micro-géométrie de la surface impactée a été analysée par rugosimétrie 3D.

1. Appareillage utilisé et conditions expérimentales

Les essais de grenaillage mono-impact ont été réalisés au sein du laboratoire MSMP du campus Arts et Métiers ParisTech d'Aix-en-Provence. Ils consistent à propulser une bille à haute vitesse (jusqu'à 80 $m.s^{-1}$) sur l'échantillon à analyser. Le dispositif utilisé est visible sur la Figure II-4.

L'énergie est fournie à la bille par un système d'air comprimé, stocké dans un réservoir, dont la pression est réglable et permet de faire varier la vitesse de projection de la bille. Cette bille est elle-même incluse dans une enveloppe sphérique afin de conserver une bonne étanchéité avec le piston pour chaque diamètre de bille. Le matériau cible est situé à une distance d'environ 20 cm de la fin du piston afin d'éviter une décélération trop importante

entre la fin du piston et la cible. Le monitoring de l'expérience, par une caméra rapide, permet de mesurer la vitesse de la bille à l'impact puis au rebond [138].

Ce dispositif permet de faire varier différents paramètres comme le diamètre de la bille, son angle d'incidence ou encore sa vitesse d'impact. Le dispositif autorise des diamètres de billes allant de quelques millimètres jusqu'à 12 mm, et des vitesses de projection des billes comprises entre 15 et 80 $m.s^{-1}$. Les essais du Tableau II-1 ont été réalisés sur l'acier AISI 301LN. Trois diamètres de billes et deux pressions ont été utilisés pour un angle d'incidence proche de la normale à la surface de l'échantillon.

Diamètre (mm)	**2 mm**		**5 mm**		**10 mm**	
Pression (bar)	**1**	**5**	**1**	**5**	**1**	**5**
$\mathbf{v_{aller}}$ **($m.s^{-1}$)**	35	70	35	70	35	70
$\mathbf{v_{retour}}$ **($m.s^{-1}$)**	15	25	14	22	11	19

Tableau II-1 : Essais mono-impact réalisés sur l'acier AISI 301LN.

Les échantillons impactés sont de forme parallélépipédique d'environ 60 x 50 x 8 mm^3. Ils ont été préalablement polis à l'état de miroir, ce qui permet de réaliser des mesures fines de la micro-géométrie en partant d'une surface plane.

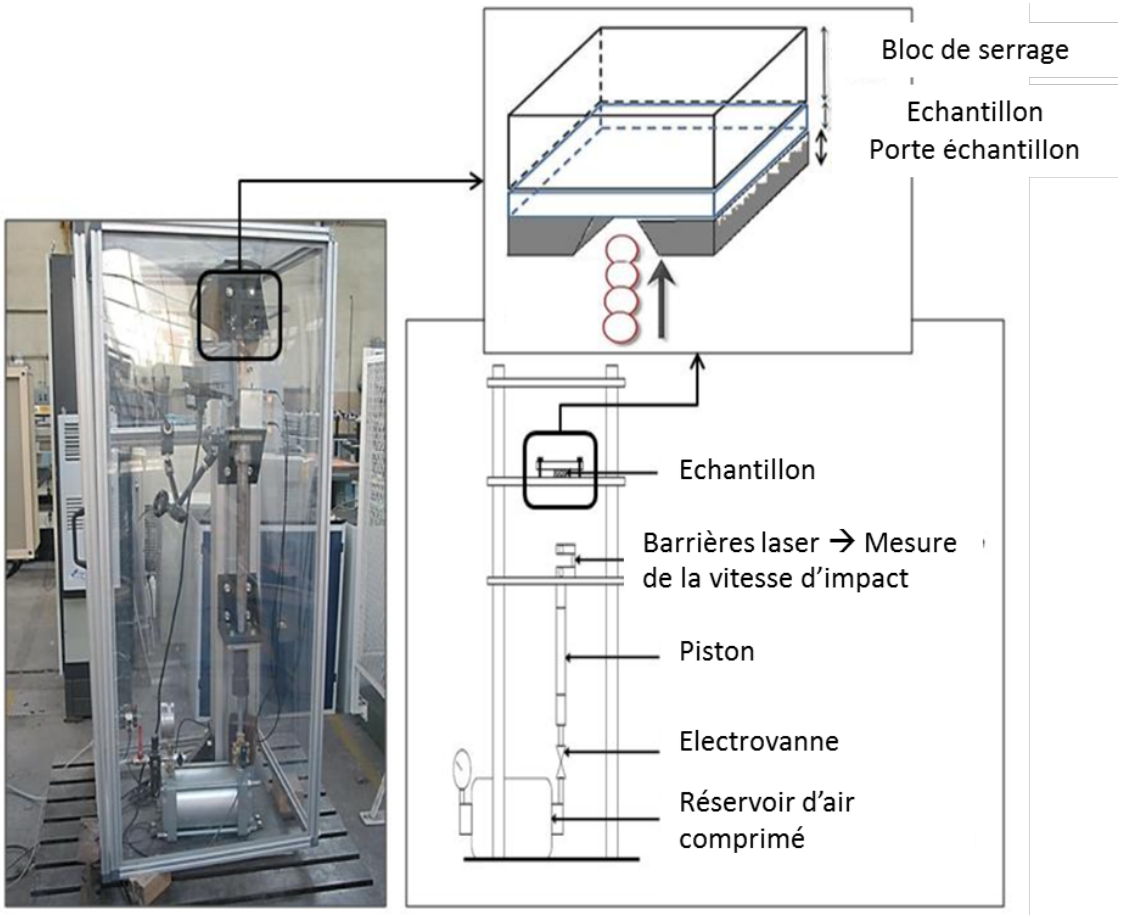
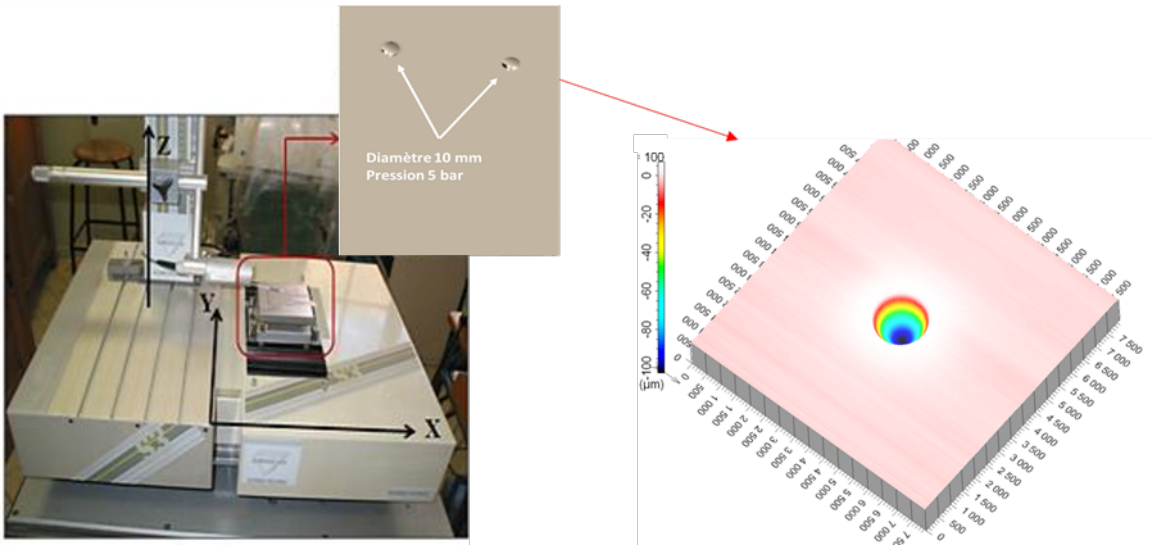


Figure II-4 : Photographie et schéma explicatif du montage dédié aux essais mono-impact.

2. Analyse de la micro-géométrie des surfaces impactées

La micro-géométrie des surfaces impactées a été analysée en utilisant un rugosimètre à contact (Figure II-5). Celui-ci est équipé d'une platine à déplacement en X et en Y ainsi que d'un palpeur qui entre en contact avec l'échantillon à analyser afin d'extraire les variations de profondeur. Ce banc d'analyses permet des mesures microscopiques avec une précision nanométrique. Un logiciel, couplé au banc de mesures, permet de programmer une zone que l'on souhaite analyser et ainsi d'obtenir une cartographie en trois dimensions de la zone impactée par la bille (Figure II-5).



(a) (b)

Figure II-5 : (a) Banc d'analyses de micro-géométrie et (b) Exemple de surface impactée analysée.

A partir des profils en trois dimensions obtenus, il est possible d'extraire des profils en deux dimensions nous renseignant sur les caractéristiques de l'impact (Figure II-6) :

- le rayon de courbure R_c au fond de l'impact,
- le rayon d'impact a,
- la profondeur d'impact δ,
- la hauteur des bourrelets H_b.

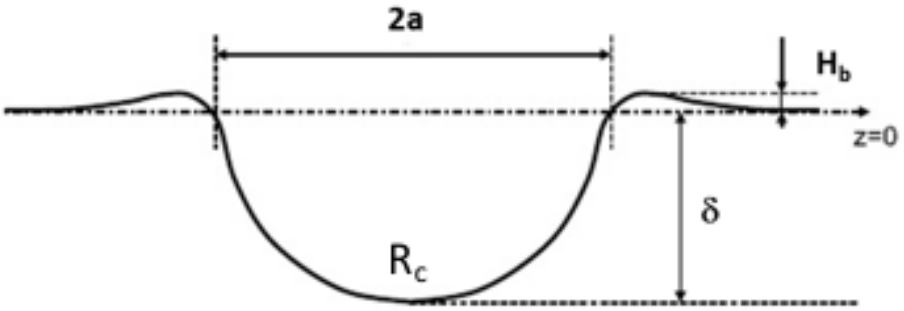


Figure II-6 : Définition des grandeurs caractéristiques d'un essai mono-impact.

III. Grenailleuse de précontrainte

La grenailleuse utilisée dans cette étude est celle de l'IRT M2P, basée dans les locaux de Metz (Figure II-7). Il s'agit d'une plateforme pilote équivalente à celles trouvées dans l'industrie. Celle-ci est équipée de deux systèmes de projection des billes : un système à air comprimé constitué de deux buses montées sur un robot ABB à 6 axes, et un système à turbine. C'est le système de grenaillage à la turbine qui a été utilisé dans cette étude.

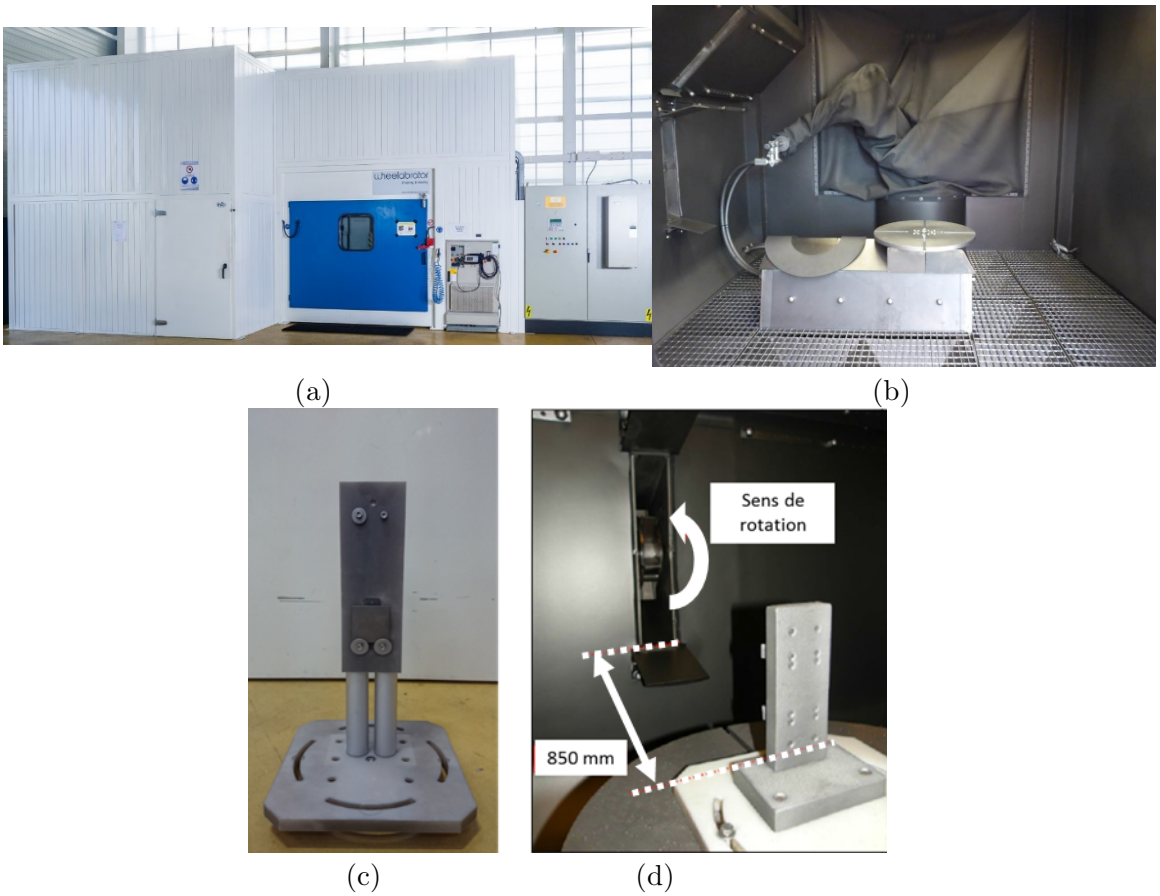


Figure II-7 : (a) Vue de la plateforme pilote de grenaillage de précontrainte, (b) Vue de la cabine de grenaillage, (c) Porte-échantillon, (d) Positionnement du porte-échantillon et sens de rotation de la turbine.

Lors d'un cycle de grenaillage, un réservoir de grenailles situé en amont de la turbine alimente cette dernière en grenailles (ou médias) qui sont ensuite propulsées par les pâles de la turbine jusqu'à des vitesses pouvant atteindre 90 $m.s^{-1}$. Les médias utilisés pour ce processus sont usuellement en acier ou en céramique, de forme sphérique (billes coulées) ou sous forme de fils coupés de très faible longueur (proches d'une géométrie sphérique). C'est ce dernier type de médias qui a été utilisé dans cette étude.

Chaque campagne de grenaillage est réalisée pour un jeu de paramètres procédé donné (type de média, vitesse de rotation de la turbine et distance de l'échantillon par rapport à

la turbine) et doit être précédée par un essai Almen où l'intensité du procédé est contrôlée (chapitre I).

Les échantillons grenaillés ont la forme de blocs parallélépipédiques ayant des dimensions d'environ 60 x 60 mm^2 pour une épaisseur de 8 mm pour l'AISI 301LN, 7 mm pour le 23MnCrMo5 et seulement 2 mm pour le TRIP 780, ce dernier étant fourni sous forme de tôles laminées à froid. Ces échantillons sont bridés sur un support dédié (Figure II-7 c), dans l'axe de projection de la turbine à une distance de 850 mm. Le Tableau II-2 résume l'ensemble des essais réalisés sur les trois matériaux.

Matériau	**Fils coupés en acier (diamètre, dureté)**	**Vitesse de rotation de la turbine ($tr.min^{-1}$)**	**Intensité Almen**	**Taux de recouvrement (%)**
AISI 301LN	0,4 mm 700 HV	2000	F16A	120
TRIP 780	0,4 mm 700 HV	2500	F19A	230
	0,6 mm 700 HV	2500	F31A	270
23MnCrMo5	0,4 mm 700 HV	2500	F22A	180
	0,6 mm 700 HV	2500	F35A	110

Tableau II-2 : Grenaillages réalisés sur les trois matériaux de l'étude

Ces différents blocs grenaillés ont ensuite été caractérisés par diffraction des rayons X afin de connaître la distribution des contraintes résiduelles intra-phase et de la fraction d'austénite résiduelle dans la profondeur.

IV. Analyses par diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est une technique expérimentale classiquement utilisée en science des matériaux car elle permet de caractériser, à la fois, la microstructure et le comportement mécanique des différentes phases constitutives d'un matériau..

1. Principe de la diffraction des rayons X

Les rayons X sont des ondes électromagnétiques de longueur d'onde comprise 0,1 et 10 Å. Ceux utilisés en radiocristallographie ont des longueurs d'onde de l'ordre de l'ångström, comparables aux distances interatomiques des cristaux métalliques. Lorsqu'un faisceau monochromatique de rayons X incident, de longueur d'onde λ, interagit avec la surface du métal analysé (Figure II-8), une partie du faisceau est diffractée par les atomes, si et seulement si, la condition de diffraction donnée par la loi de Bragg est respectée :

$$2d_{hkl}sin(\theta) = \lambda \tag{17}$$

où λ est la longueur d'onde des rayons X, θ l'angle de diffraction (angle de Bragg) et d_{hkl} la distance inter-réticulaire.

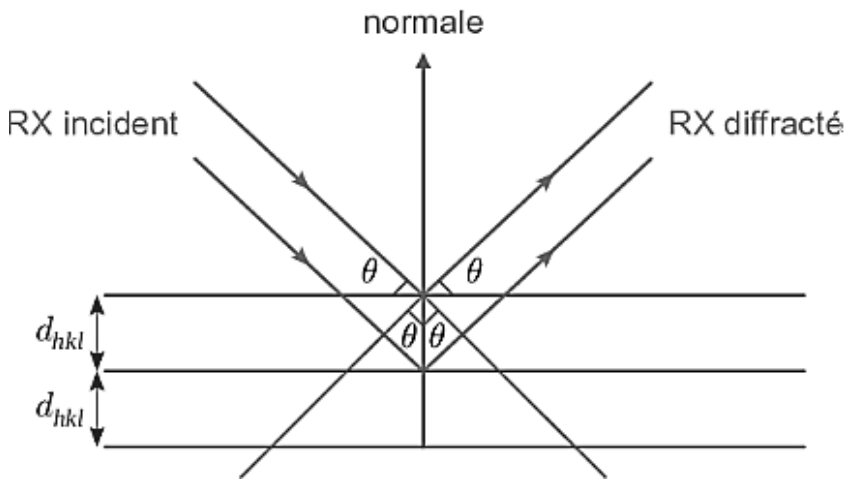


Figure II-8 : Angle de Bragg et diffraction des rayons X.

2. Dosage des phases

Connaissant la structure cristallographique d'une phase donnée, la présence ou non d'un pic de diffraction pour un angle θ donné atteste de la présence ou non de la phase considérée. En réalisant cette analyse sur toute une plage d'angles θ, ou diffractogramme (Figure II-9), on peut déterminer toutes les phases présentes dans le matériau.

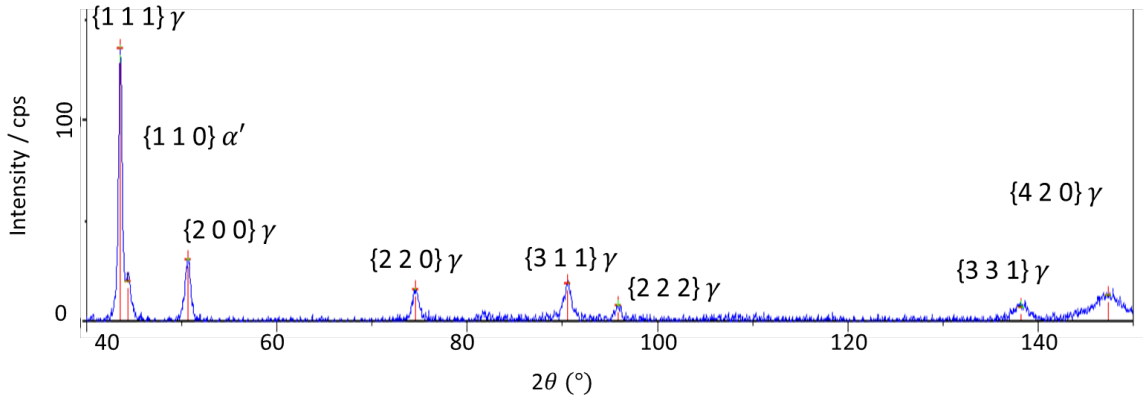


Figure II-9 : Diffractogramme de l'acier AISI 301LN

L'intensité des pics de diffraction est proportionnelle au volume diffractant. Il a été montré qu'il existait une relation entre l'intensité des pics de diffraction et les fractions volumiques des phases en présence [139], [140]. Soit pour un matériau biphasé contenant une phase austénitique γ et une phase martensitique α', la fraction volumique d'austénite V^{γ} est donnée par l'expression suivante :

$$V^{\gamma} = \frac{1}{1 + \frac{I_i^{\alpha'} R_j^{\gamma}}{I_i^{\gamma} R_j^{\alpha'}}} \tag{18}$$

où $I_i^{\alpha'}$ et I_i^{γ} correspondent respectivement à l'intensité du i^{ème} pic de diffraction de la martensite et de l'austénite et où R_i^{γ} et $R_i^{\alpha'}$ sont des facteurs qui dépendent de la structure cristallographique de la phase considérée et de la famille de plans diffractants.

Certains matériaux présentent une texture cristallographique. La réalisation de figures de pôle permet de le vérifier : il s'agit de représenter les intensités des pics de diffraction d'une famille de plans donnée pour différentes orientations de l'échantillon, définies par les angles φ (compris entre 0 et 360°) et ψ (entre 0 et 90°) (Figure II-10). Une variation des intensités suivant l'orientation de l'échantillon signifie que l'échantillon est texturé. Il diffracte suivant des orientations préférentielles, ce qui peut s'avérer délicat pour l'analyse des contraintes résiduelles.

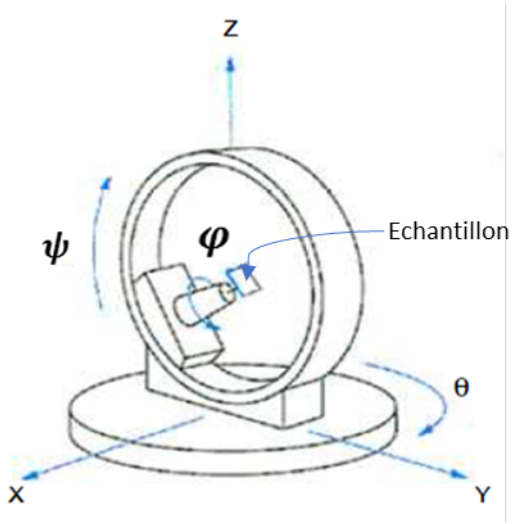


Figure II-10 : Schéma d'un goniomètre montrant les trois angles de rotation de l'échantillon.

3. Analyse des contraintes

La méthode d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X [141] consiste à mesurer le déplacement d'un pic de diffraction correspondant à une famille de plans {h k l}. En effet, sous l'effet d'une contrainte, une variation de la distance inter-réticulaire correspondant à une variation $\Delta\theta$ de la position du pic de diffraction est observée (Figure II-11).

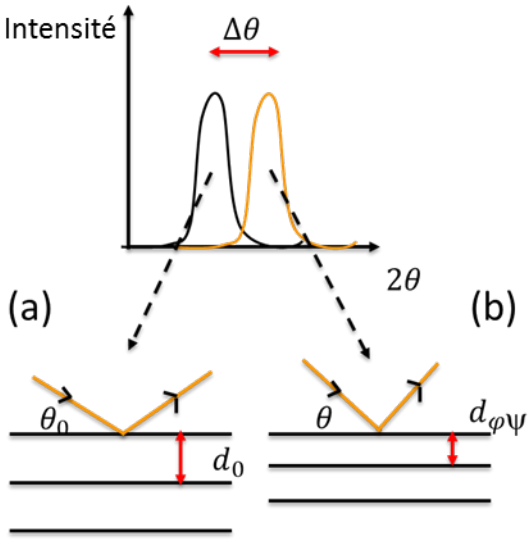


Figure II-11 : Déplacement du pic de diffraction et variation de la distance inter-réticulaire sous l'action d'une contrainte : (a) sans contrainte, (b) avec application d'une contrainte dans la direction $\varphi\psi$.

Par différenciation de la loi de Bragg, la déformation élastique associée est reliée à la variation de distance inter-réticulaire et à la variation de l'angle de diffraction par la relation :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{d_{\varphi\psi} - d_0}{d_0} = \frac{\sin\theta_0}{\sin\theta} - 1 \cong -0{,}5\, cotg\, \theta_0 \,.\, \Delta 2\theta \tag{19}$$

où d_0 et θ_0 correspondent respectivement aux distances inter-réticulaires et angle de diffraction en l'absence de contrainte, et $\Delta 2\theta$ à la variation de position du pic par rapport à la position de référence $2\theta_0$. Des analyses, avec les angles de Bragg les plus grands possibles, sont recommandées afin d'obtenir les déplacements de pics les plus importants.

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 pour un matériau homogène et isotrope. La déformation $\varepsilon_{\varphi\psi}$ selon la direction de l'espace décrite par les angles φ et ψ est donnée par l'expression suivante :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{11}cos^2\varphi + \sigma_{12}sin2\varphi + \sigma_{22}sin^2\varphi - \sigma_{33})sin^2\psi + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{33} \\ - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{13}cos\varphi + \sigma_{23}sin\varphi)sin2\psi\end{aligned} \tag{20}$$

où ψ est l'angle entre la normale à l'échantillon et la normale au plan diffractant et φ est l'angle entre une direction fixée dans le plan de l'échantillon et la projection dans ce plan de la normale au plan diffractant. Le schéma de la Figure II-12 donne une représentation schématique des angles définis à la Figure II-10.

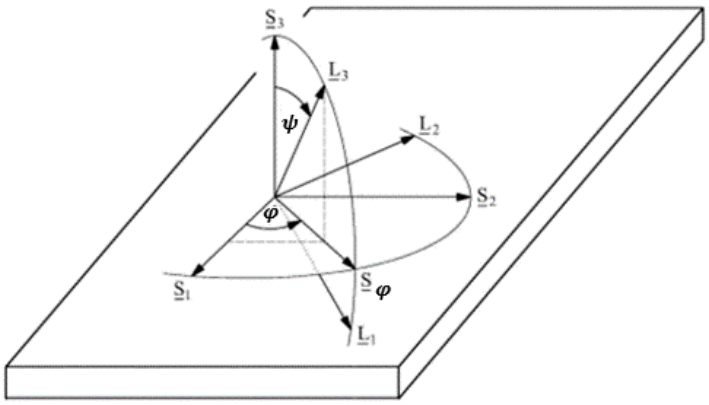


Figure II-12 : Définition des différents angles associés (Norme NF EN 15305 [142]).

La valeur de la contrainte normale à la surface σ_{33} est considérée nulle du fait de la faible pénétration des rayons X dans le matériau (environ 10 µm). De plus, dans le cas d'une contrainte plane, on considère les contraintes dans les directions suivantes comme nulles : $\sigma_{33} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$.

L'expression de $\varepsilon_{\varphi\psi}$ devient alors :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{11}cos^2\varphi + \sigma_{22}sin^2\varphi)sin^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \tag{21}$$

ou, en posant $\sigma_\varphi = \sigma_{11}cos^2\varphi + \sigma_{22}sin^2\varphi$ comme étant la contrainte parallèle à la surface et dans la direction φ :

$$\varepsilon_{\varphi\Psi} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_\varphi sin^2\Psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \tag{22}$$

La méthode dite des "$sin^2\Psi$" consiste à tracer l'évolution de la déformation $\varepsilon_{\varphi\Psi}$ en fonction de $sin^2\psi$ (Figure II-13). Dans le cas d'un matériau homogène isotrope et d'une contrainte plane, son tracé conduit à une droite de pente $\frac{1+\nu}{E}\sigma_\varphi$. Si les contraintes sont triaxiales, deux bras d'ellipses distincts sont obtenus en fonction du signe de l'angle ψ. Leur écartement est d'autant plus important que le cisaillement est élevé. La technique est difficilement exploitable pour les matériaux à gros grains, texturés ou encore anisotropes, car les contraintes résiduelles sont définies pour une direction donnée et le volume diffractant doit contenir un nombre assez important de cristaux.

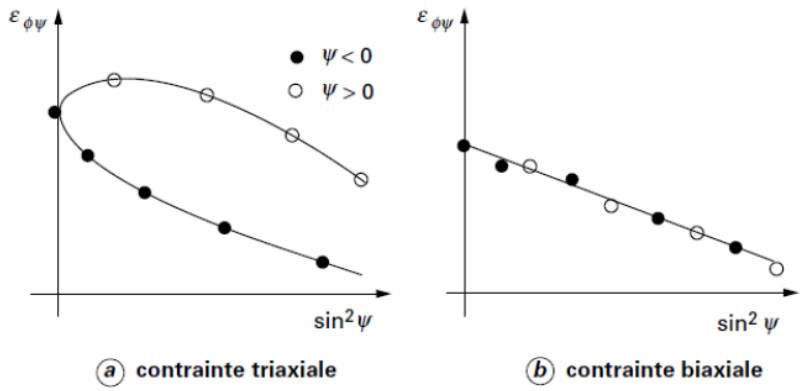


Figure II-13 : Méthode des $sin^2\psi$. [143]

Pour les contraintes, les écarts à la linéarité apparaissant dans les tableaux de mesures représentent un test de la validité de l'application de la méthode, avec un intervalle de confiance, au sens de Student, de 95 %. Les incertitudes de mesures sont égales à une fois l'écart type.

4. Conditions expérimentales

Les mesures ont été réalisées sur le diffractomètre Proto iXRD (Figure II-14). Il est constitué d'un bras robotisé, équipé d'une tête goniométrique avec deux détecteurs à fibres optiques, et d'une table robotisée en X et en Y. L'utilisation d'une table tournante sur laquelle est disposé l'échantillon à analyser permet de réaliser une détexturation en φ.

Les trois matériaux de l'étude étant multiphasés, la diffraction des rayons X va permettre de doser la fraction volumique d'austénite résiduelle dans les échantillons ainsi que d'analyser les contraintes résiduelles dans les différentes phases. Pour un matériau

initialement monophasé comme l'AISI 301LN, dont l'austénite se transforme en martensite sous sollicitation thermomécanique, et pour l'acier multiphasé 23MnCrMo5, les contraintes résiduelles dans la phase CC correspondent à celles dans la martensite. Pour l'acier TRIP 780, il n'est pas possible de déterminer les contraintes uniquement dans la phase martensitique ; les pics de diffraction de la ferrite, martensite et bainite étant très proches, il n'est pas possible de les dissocier. La contrainte analysée est celle du mélange martensite, ferrite, bainite de réseau CC.

Les échantillons grenaillés présentant un gradient de microstructure et de contrainte, une analyse par diffraction des rayons X dans l'épaisseur des pièces est nécessaire. Pour cela, un enlèvement de matière localisé est réalisé par polissage électrolytique à l'aide d'une solution saline commercialisée par Proto Manufacturing. L'enlèvement de matière se fait de manière progressive et est contrôlé à l'aide d'un comparateur mécanique. La précision de mesure estimée est de ± 5 µm.

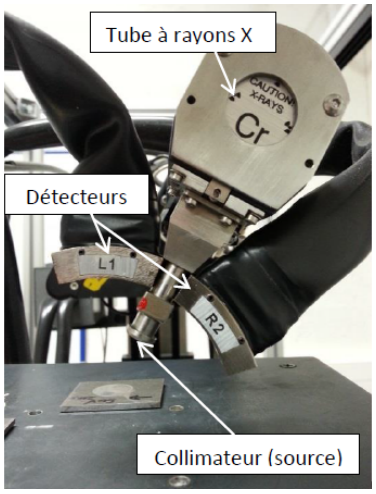


Figure II-14 : Photographie du montage de diffraction utilisé.

a) Dosage de l'austénite résiduelle

Pour les trois matériaux de l'étude, le dosage de l'austénite résiduelle a été réalisé selon la norme ASTM E975-13 [144]. Une anode de chrome ($\lambda_{K_\alpha} = 2{,}291\ nm$) est utilisée avec un filtre de vanadium et un collimateur de diamètre 2 mm ; les plans analysés sont :

- $\{2\ 2\ 0\}_\gamma$ et $\{2\ 0\ 0\}_\gamma$ pour l'austénite CFC,
- $\{2\ 1\ 1\}_{\alpha'}$ et $\{2\ 0\ 0\}_{\alpha'}$ pour la phase CC.

La profondeur de pénétration des rayons X est d'environ 10 µm. L'expression (18) permet d'en déduire les différentes fractions de phases.

b) Analyse des contraintes résiduelles intra-phase

Les analyses de contraintes résiduelles dans les phases CFC (austénite) et CC (ferrite, bainite, martensite) sont réalisées avec des conditions de diffraction différentes (Tableau

II-3) selon la norme NF EN 15305 [142]. Les constantes d'élasticité S_1 et $\frac{1}{2}S_2$ sont considérées comme identiques, quel que soit le matériau de l'étude pour chacune des phases analysées, leurs modules d'Young et coefficient de Poisson étant très proches.

		Phase CFC (Austénite)	**Phase CC** (Ferrite, Bainite, Martensite)
Radiation utilisée		Mn K_α ($\lambda = 2{,}102\ nm$)	Cr K_α ($\lambda = 2{,}291\ nm$)
Plans cristallographiques		{3 1 1}	{2 1 1}
Angle de Bragg		$2\theta_0 = 152{,}32°$	$2\theta_0 = 156{,}41°$
Constantes d'élasticité	$\frac{1}{2}S_2$	$7{,}18.10^{-6}\ MPa^{-1}$	$5{,}92.10^{-6}\ MPa^{-1}$
	$-S_1$	$1{,}20.10^{-6}\ MPa^{-1}$	$1{,}28.10^{-6}\ MPa^{-1}$
Nombre de positions en ψ		13	
Méthode de localisation des pics		Gaussienne à 70 %	

Tableau II-3 : Conditions expérimentales d'analyse des contraintes.

Lors des analyses de contraintes sur les échantillons grenaillés, les contraintes sont analysées à différentes profondeurs. L'enlèvement de matière provoquant une redistribution des contraintes d'autant plus grande que l'enlèvement de matière est important, une correction a été réalisée. La méthode proposée par Sikarskie [145] a été utilisée :

$$\sigma_{corrigée}(z) = \sigma_{mesurée}(z) - 4\sigma_{mesurée}(z = 0).\frac{\Delta z}{e} \tag{23}$$

Celle-ci donne une valeur corrigée de la contrainte à chaque profondeur en prenant en compte l'épaisseur initiale « e » de l'échantillon, l'enlèvement de matière réalisé Δz et la contrainte surfacique $\sigma_{mesurée}(z = 0)$.

c) Analyse de la FWHM

La FWHM (Full Width at Half Maximum) correspond à la largeur des pics de diffraction à mi-hauteur [141]. Sa connaissance renseigne qualitativement sur la densité de défauts cristallins dans le matériau, la densité de dislocations ou la taille des domaines cohérents. Elle dépend également de la taille des cristallites.

Dans cette étude, l'analyse de la FWHM en fonction de la profondeur dans les matériaux grenaillés renseigne, par exemple, sur l'évolution de l'écrouissage.

Expérimentalement, la FWHM est la moyenne des FWHM calculées sur les treize positions de diffraction en ψ de la famille de plans considérée. L'incertitude de mesure correspond alors à l'écart-type entre ces treize valeurs.

V. Compositions et microstructures des matériaux

Les contraintes dans l'austénite peuvent être influencées par la présence d'autres phases : martensite, bainite ou ferrite. Cette interaction entre les phases peut impacter le comportement du matériau. L'acier inoxydable austénitique AISI 301LN a la particularité d'être initialement entièrement austénitique, ce qui permet de caractériser l'impact de la transformation martensitique sur le comportement d'un matériau initialement monophasé. Il constitue le matériau modèle de l'étude.

Deux autres matériaux de microstructures multiphasées sont également étudiés : les aciers TRIP 780 et 23MnCrMo5, couramment utilisés dans l'industrie automobile. Ce dernier possède une microstructure à gradient due à la cémentation basse pression. Ces deux aciers permettent d'étudier l'impact de la transformation martensitique sur des matériaux multiphasés.

1. L'acier AISI 301LN

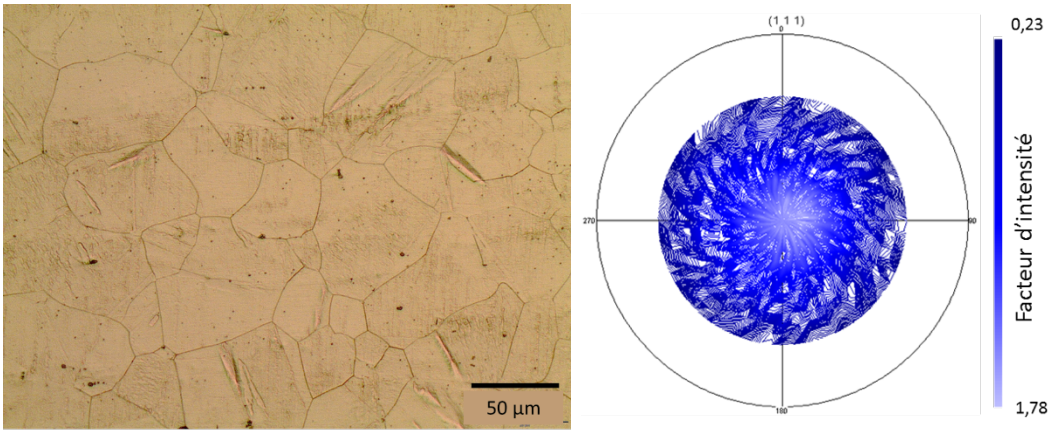
L'acier AISI 301LN est un acier austénitique instable. Fourni par Aperam sous forme de plaques de 10 mm d'épaisseur, il a été mis en forme par laminage à chaud, recuit à 1050°C et hypertrempé ; les plaques ont ensuite été décapées chimiquement et mécaniquement. La composition chimique de l'acier est donnée dans le Tableau II-4. Celle-ci a une teneur élevée en chrome, ce qui donne le caractère inoxydable à cette nuance. Le nickel et le manganèse, qui sont des éléments gammagènes, ont des pourcentages supérieurs à 1 % et stabilisent la phase austénitique de la nuance. Dans la gamme des aciers inoxydables, une teneur en nickel de 6,60 % est assez faible et permet d'avoir une austénite instable à température ambiante qui peut se transformer en martensite sous sollicitation thermomécanique.

Elément chimique	C	Si	Mn	Ni	Cr	N	S	P
% massique	0,019	0,57	1,71	6,60	17,31	0,108	0,002	0,030

Tableau II-4 : Composition chimique de l'acier inoxydable AISI 301LN, complément en Fe (Données : Aperam).

Pour observer la microstructure, des échantillons ont été polis mécaniquement jusqu'à l'état de miroir, puis électrolytiquement avec une solution d'acide perchlorique. Les joints de grains austénitiques ont été révélés en réalisant une attaque électrolytique pendant 30 s à une tension à vide de 2 V avec un mélange d'acide nitrique (60 mL) et

d'eau (40 mL) (Figure II-15 a). La présence d'aiguilles de martensite peut être révélée par le réactif de Beraha constitué par un mélange d'eau (50 mL), d'acide chlorhydrique (10 mL) et de métabisulfite de potassium (0,15 g). A l'état initial, l'acier AISI 301LN présente une microstructure austénitique avec une taille de grains de l'ordre de 50 µm (Figure II-15 a). Des analyses par diffraction des rayons X ont montré que l'acier AISI 301LN était très peu texturé (Figure II-15 b).



(a) (b)

Figure II-15 : (a) Microstructure de l'acier inoxydable AISI 301LN à l'état initial et (b) Figure de pôles {1 1 1} de l'austénite.

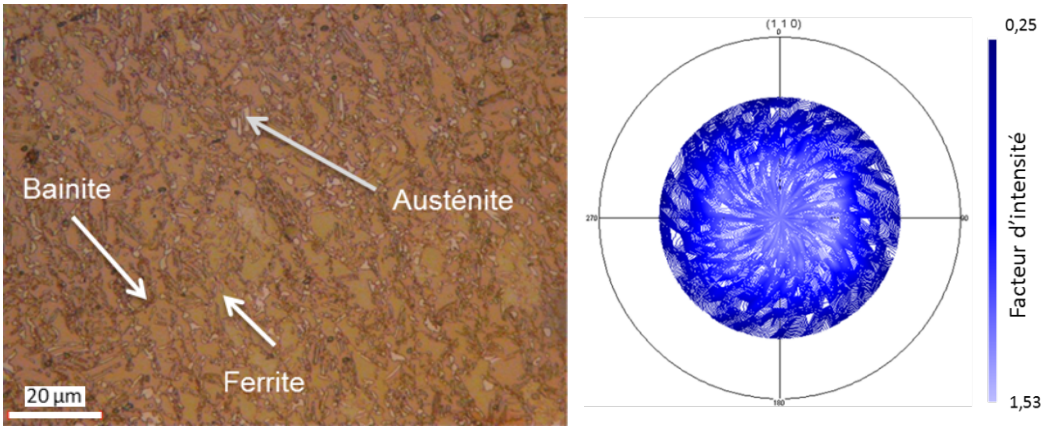
2. L'acier TRIP 780

L'acier TRIP 780 est un acier faiblement allié, utilisé dans l'industrie automobile pour la fabrication de pièces de liaison au sol. Sa désignation indique que sa limite à rupture R_m est supérieure ou égale à 780 MPa. Les pièces de liaison au sol en acier TRIP 780 sont mises en forme par emboutissage, l'effet TRIP améliorant les propriétés de ce matériau post-process. L'acier TRIP 780 a été fourni par ArcelorMittal sous forme de tôles d'épaisseur 2 mm : il a été laminé à froid, puis austénitisé à 800°C. Un maintien en température suivi d'un refroidissement rapide à 350°C, durant lequel une partie de l'austénite se transforme en ferrite et en bainite, a été réalisé. Un maintien à 350°C dans le domaine bainitique a été effectué avant la trempe et aboutit à une microstructure constituée de ferrite, bainite et austénite. Pour finir, les tôles ont été skin-passées. La composition et les fractions de phase attendues sont données dans le Tableau II-5.

	% massique			Fraction de phase (%)			
Elément chimique et Phase	C	Si	Mn	Austénite γ	Ferrite α	Bainite	Martensite α'
	0,209	1,61	1,64	17	70~73	10~13	0

Tableau II-5 : Composition chimique et fraction de chacune des phases de l'acier TRIP 780, complément en Fe (Source : ArcelorMittal).

La microstructure (Figure II-16 a) a été révélée par une attaque chimique de type Le Pera sur un échantillon préalablement poli miroir. Elle est constituée d'une matrice ferritique, avec des grains d'environ 4 µm, dans laquelle ont germé de la bainite et de l'austénite sous forme d'îlots micrométriques. Des analyses par diffraction des rayons X ont montré que l'acier TRIP 780 n'était pas texturé (Figure II-16 b).



(a) (b)

Figure II-16 : (a) Microstructure de l'acier TRIP 780 et (b) Figure de pôles {1 1 0} associée à la phase cubique centrée.

3. L'acier 23MnCrMo5

Le dernier acier de l'étude est un acier faiblement allié 23MnCrMo5 qui a été élaboré et recuit par Ascometal. Sa composition chimique est donnée dans le Tableau II-6. Cette nuance est destinée à la fabrication des pignons de boîtes de vitesses dans l'industrie automobile. Après usinage, les pignons subissent un traitement de cémentation basse pression permettant d'augmenter la teneur superficielle en carbone (0,8 %C). De l'austénite résiduelle et de la martensite sont alors obtenues en surface.

Elément chimique	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu
% massique	0,214	0,227	1,205	0,152	1,231	0,099	0,174

Tableau II-6 : Composition chimique de l'acier 23MnCrMo5, complément en Fe (Source : Ascometal).

L'étude de blocs cémentés d'épaisseur 5 mm permet d'être représentatif de la cémentation opérée en usine sur les pignons de boîtes de vitesses où un gradient de microstructure est observé sur les dentures des pignons. Afin de décomposer le problème, la méthodologie suivante a été définie :

- Des éprouvettes d'épaisseur 1 mm représentatives de différentes profondeurs des blocs ont été réalisées,

- Une partie des éprouvettes a subi une cémentation à teneur homogène de 0,8 %C et représente la surface des blocs cémentés.

- Les autres éprouvettes ont subi le même cycle de traitement thermique mais sans enrichissement en carbone. Ces dernières possèdent la même microstructure que le cœur des blocs cémentés (0,2 %C) non affecté par le traitement thermochimique. La Figure II-17 schématise le résultat de la cémentation d'un bloc d'épaisseur 5 mm et les éprouvettes représentatives réalisées.

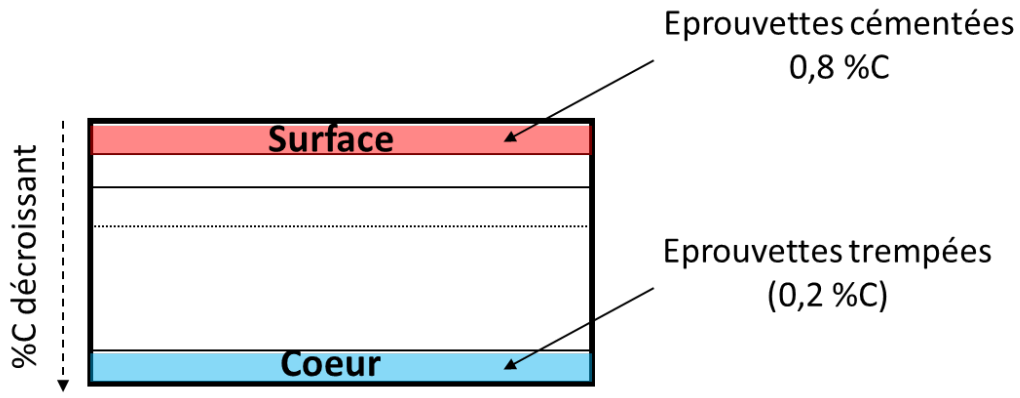


Figure II-17 : Bloc cémenté et éprouvettes représentatives.

Les cémentations basse pression suivantes ont été réalisées par PSA Peugeot Citroën (Centre de Belchamp). Seuls les temps d'enrichissement et de diffusion sont différents :

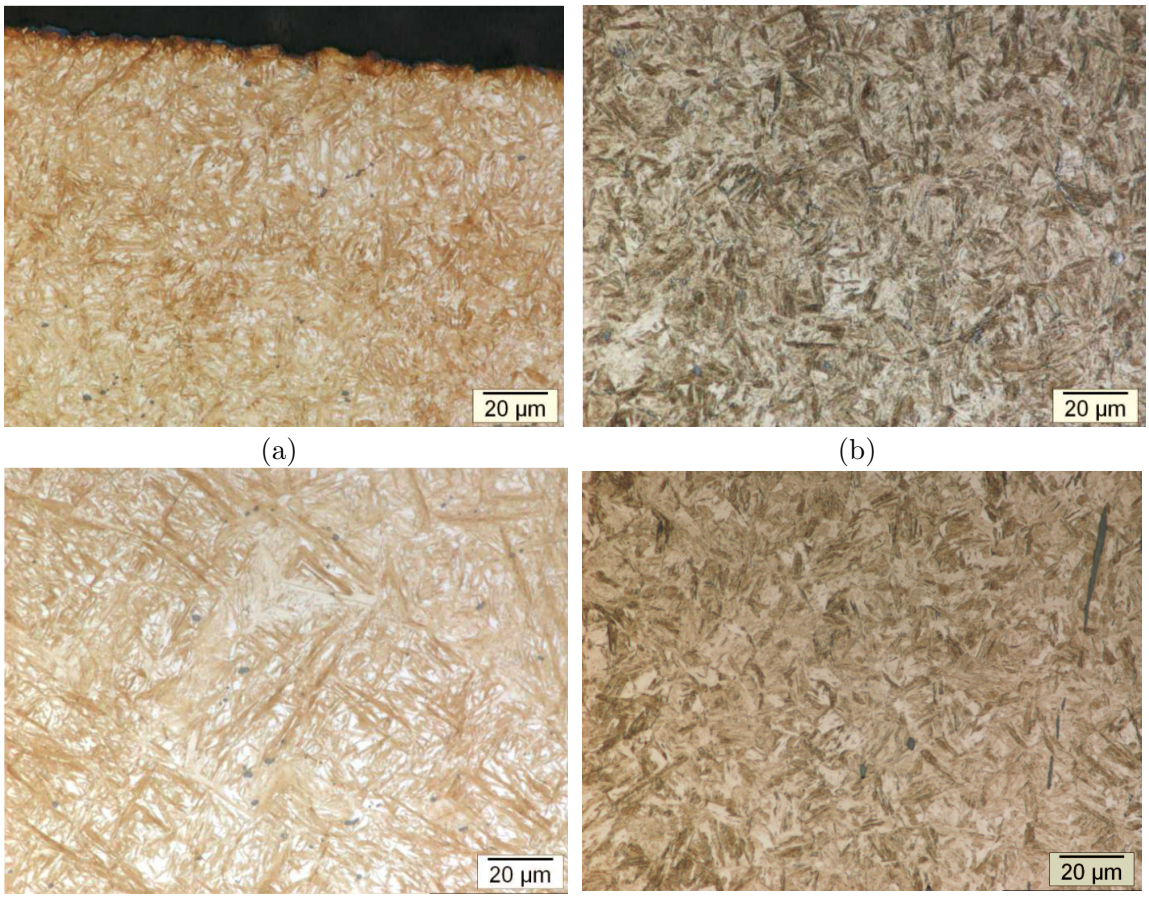
- Blocs de 5 mm :
  - 51 min de préchauffe à 930°C,
  - 3 min 24 s d'enrichissement avec 1500 N/L d'azote,
  - 1h13 de diffusion,
  - Trempe au gaz à 15 bars pendant 300 s.

- Eprouvettes d'1 mm à 0,8 %C :
  - 51 min de préchauffe à 930°C,
  - 9 min 46 s d'enrichissement avec 1000 N/L d'azote,
  - 12 h de diffusion
  - Trempe au gaz à 15 bars pendant 300 s.

Les éprouvettes représentatives du cœur des blocs cémentés n'ont pas subi de cémentation basse pression, seulement une austénitisation (même température que les autres échantillons) et une trempe gaz :

  - 61 min de préchauffe à 930°C,
  - Trempe au gaz à 15 bars pendant 300 s.

Les micrographies associées (Figure II-18) ont été obtenues après polissage miroir suivi d'une attaque nital 3 % pendant quelques secondes.



(a) (b) (c) (d)

Figure II-18 : Microstructures de l'acier 23MnCrMo5 (a) Surface d'un bloc d'épaisseur 5 mm à teneur superficielle de 0,8 %C, (b) Cœur d'un bloc d'épaisseur 5 mm à teneur superficielle de 0,8 %C, (c) Eprouvette d'épaisseur 1 mm à teneur homogène en carbone (0,8 %C), (d) Eprouvette d'épaisseur 1 mm trempée à teneur homogène en carbone (0,2 %C).

Après cémentation, le bloc d'épaisseur 5 mm a une microstructure austéno-martensitique avec une fraction d'austénite résiduelle (en blanc sur les micrographies) d'environ 20 % en surface, puis un gradient de microstructure jusqu'au cœur où on observe une microstructure bainito-martensitique (Figure II-18 a et b). Le même type de microstructures est obtenu sur les éprouvettes représentatives (Figure II-18 c et d).

Si les trois matériaux de l'étude présentent tous une fraction d'austénite résiduelle instable, leurs microstructures et leurs propriétés mécaniques sont différentes. Il en résulte des réponses distinctes aux sollicitations complexes, comme le grenaillage de précontrainte, qui seront étudiées dans le prochain chapitre à l'aide des techniques et méthodologies présentées.

Chapitre III : Sollicitations mécaniques complexes d'aciers à transformation de phase

I. Etude d'un matériau monophasé à transformation de phase : l'acier AISI 301LN 87

1. Comportement mécanique en traction uni-axiale 87
2. Essais mono-impact 93
3. Impact du grenaillage 100

II. Grenaillage d'un matériau multiphasé avec ou sans pré-déformation initiale : l'acier TRIP 780 107

1. Grenaillage sans pré-déformation préalable 107
2. Effet d'une pré-déformation initiale sur le comportement au grenaillage 113

III. Grenaillage d'un matériau avec un gradient de microstructure : l'acier 23MnCrMo5 118

1. Comportement mécanique du cœur et de la surface du bloc cémenté 118
2. Impact du grenaillage sur les propriétés mécaniques et la microstructure 120

IV. Conclusions 125

Lors du grenaillage, les matériaux sont soumis à des sollicitations multiaxiales cycliques complexes. Il convient préalablement de déterminer le comportement des matériaux pour des sollicitations élémentaires représentatives. Des essais de traction uni-axiale, à différentes vitesses, ont d'abord été réalisés. Avant de caractériser l'impact du grenaillage sur les différents matériaux, des essais mono-impact permettant de caractériser l'impact d'une seule bille sur le matériau cible ont pu être réalisés sur l'acier AISI 301LN. Les deux autres aciers (TRIP 780 et 23MnCrMo5) ont ensuite été caractérisés suite à des essais de grenaillage. Les techniques et méthodes présentées dans le chapitre précédent ont été utilisées afin de caractériser les trois matériaux de l'étude.

I. Etude d'un matériau monophasé à transformation de phase : l'acier AISI 301LN

Le comportement mécanique de l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale a été caractérisé en régimes quasi-statique et dynamique. Des essais ont été interrompus, à différents niveaux de chargement, afin de déterminer la cinétique de transformation de l'austénite en martensite en fonction de la vitesse de déformation.

1. Comportement mécanique en traction uni-axiale

Des éprouvettes de 1 mm d'épaisseur ont été prélevées par électro-érosion dans une plaque de 10 mm dans le sens de la direction de laminage (DL) et de la direction transverse (DT). L'intérêt de l'usinage par électro-érosion est de limiter la profondeur affectée à quelques dizaines de micromètres : le comportement macroscopique des éprouvettes n'est pas affecté et un polissage électro-chimique des éprouvettes avant analyse par diffraction des rayons X est suffisant pour enlever la couche affectée.

Les essais de traction uni-axiale ont été menés pour cinq vitesses de déformation variant entre 5.10-4 s^{-1} et 1000 s^{-1}. A faible vitesse de déformation, la courbe de comportement mécanique est la même suivant DL et DT (Figure III-1). Aussi, dans la suite de l'étude, tous les essais ont été réalisés uniquement suivant DL.

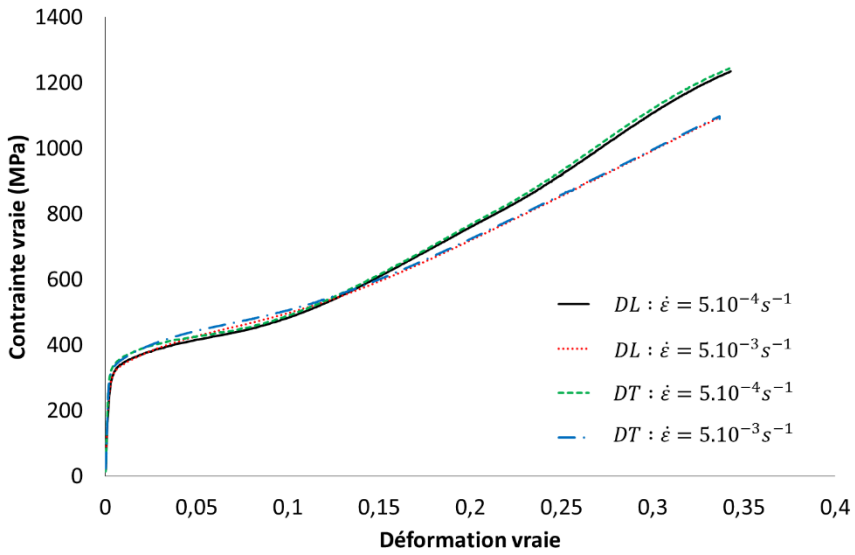


Figure III-1 : Comportement mécanique de l'acier AISI 301LN suivant les directions de laminage (DL) et transverse (DT) pour deux vitesses de déformation.

a) Essais quasi-statiques

Les essais de traction à très faibles vitesses de déformation ($5.10^{-4}\ s^{-1}$ et $5.10^{-3}\ s^{-1}$) sont représentés sur la Figure III-2. Les essais montrent une limite d'élasticité ($Rp_{0,2}$) de 320 MPa pour les deux vitesses. La courbe de comportement présente un point d'inflexion compris entre 10 et 15 % de déformation qui est d'autant plus marqué que la vitesse de déformation est faible. Il s'ensuit une résistance mécanique plus importante à $5.10^{-4}\ s^{-1}$ qu'à $5.10^{-3}\ s^{-1}$, de respectivement 1280 et 1080 MPa.

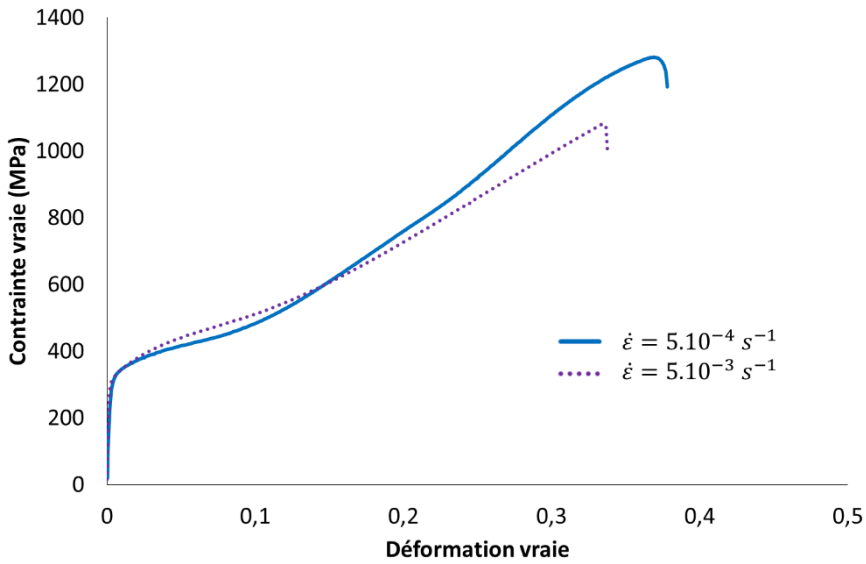


Figure III-2 : Comportement mécanique de l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale en régime quasi-statique

Les microstructures (Figure III-3) ont été analysées à différents niveaux de déformation (0, 10, 15 et 25 % de déformation vraie), à partir des essais de traction interrompus, pour la

vitesse de $5.10^{-4}\ s^{-1}$. La microstructure est initialement entièrement austénitique (Figure III-3 a) et on observe l'apparition d'aiguilles de martensite lors du chargement (Figure III-3 b, c et d).

À 10 % de déformation, le pourcentage de martensite estimé optiquement est inférieur à 10 %. A partir de 15 % de déformation, les aiguilles de martensite sont très nombreuses et atteignent une fraction volumique d'environ 50 % à partir de 25 % de déformation vraie.

La nette augmentation de la fraction de martensite à partir de 15 % de déformation correspond au point d'inflexion observé sur la courbe de comportement à $5.10^{-4}\ s^{-1}$, un durcissement du matériau est alors induit par la transformation martensitique.

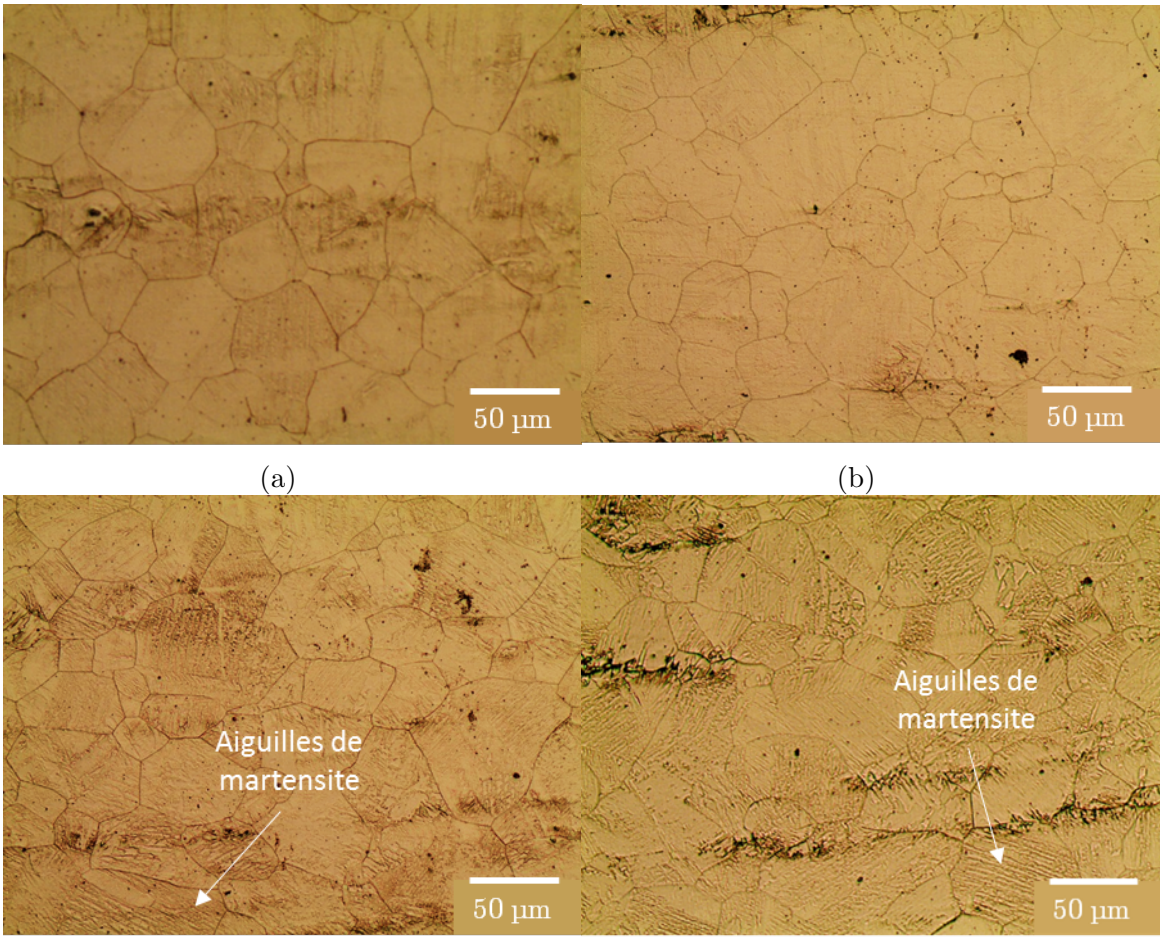


Figure III-3 : Évolution de la microstructure de l'acier AISI 301LN lors d'un essai de traction à 5.10^{-4} s^{-1} à : (a) 0 %, (b) 10 %, (c) 15 %, (d) 25 % de déformation.

La fraction volumique d'austénite résiduelle a été mesurée par diffraction des rayons X pour chaque niveau de déformation, permettant de tracer la cinétique de transformation de l'austénite en martensite pour deux vitesses de déformation (Figure III-4).

La diffraction des rayons X confirme les observations faites en microscopie optique : la transformation martensitique démarre à partir de 10 % de déformation pour une vitesse de déformation de $5.10^{-4}\ s^{-1}$ et sature à une valeur d'environ 60 % de martensite à 40 %

de déformation. À $5.10^{-3}\,s^{-1}$, la transformation martensitique débute pour une déformation très proche de celle de l'essai à $5.10^{-4}\,s^{-1}$ mais la fraction de martensite sature à 40 %.

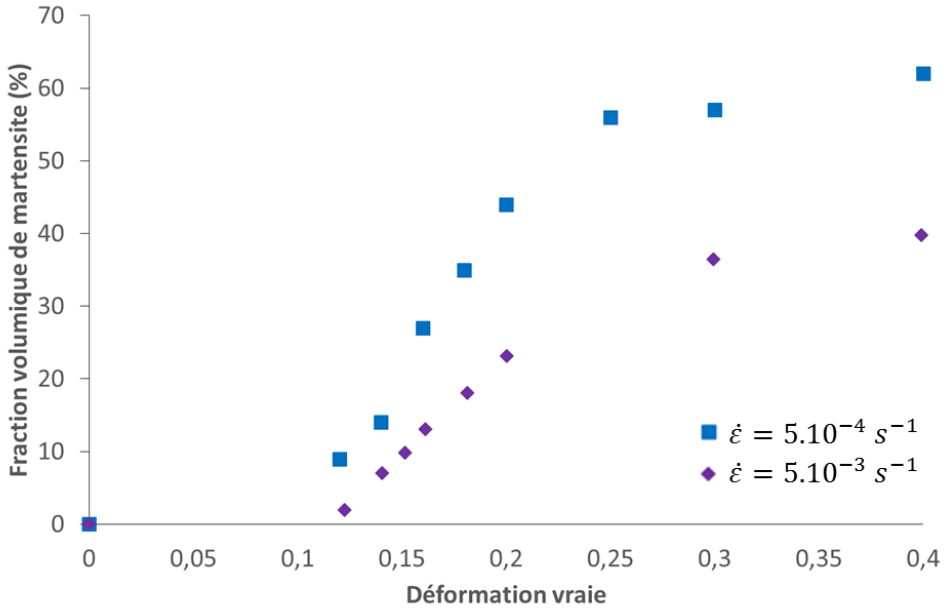


Figure III-4 : Cinétique de transformation martensitique de l'acier AISI 301LN pour différentes vitesses de déformation.

Ces résultats montrent que la fraction de martensite maximale formée (pour environ 40 % de déformation) est plus importante pour la vitesse de déformation la plus faible : 60 % de martensite pour l'essai à $5.10^{-4}\,s^{-1}$ contre seulement 40 % à $5.10^{-3}\,s^{-1}$. La diminution de la fraction de martensite en multipliant la vitesse de déformation par dix s'explique par l'échauffement de l'éprouvette. En effet, alors qu'un échauffement de la zone utile de l'éprouvette de seulement 5°C a été observé lors de l'essai à $5.10^{-4}\,s^{-1}$, celui-ci est d'environ 40 °C à $5.10^{-3}\,s^{-1}$ et limite la transformation martensitique en stabilisant la phase austénitique : la température devenant bien supérieure à la température M_s (220 K), la quantité d'énergie nécessaire pour transformer l'austénite en martensite devient elle aussi plus grande.

b) Essais dynamiques

Afin de se rapprocher des vitesses de déformation que peuvent subir les pièces lors du procédé de grenaillage de précontrainte (jusqu'à 10 000 s^{-1}), des essais de traction uni-axiale en régime dynamique ont été réalisés pour trois vitesses (Figure III-5) : 0,1, 10 et 1000 s^{-1}.

Les courbes de traction à 0,1 et 10 s^{-1} montrent une augmentation de la limite d'élasticité, comme ce qui est classiquement observé sur des aciers sans transformation de phase, par rapport aux essais en régime quasi-statique : la limite d'élasticité ($Rp_{0,2}$) de l'acier AISI 301LN est de 356 MPa pour l'essai à 0,1 s^{-1} et de 420 MPa pour celui à 10 s^{-1}.

À 0,1 s^{-1}, une légère inflexion de la courbe de comportement est observée pour une déformation vraie d'environ 20 %, elle n'est presque plus visible pour l'essai à 10 s^{-1}.

La résistance mécanique en traction augmente également avec la vitesse de déformation, passant de 1060 MPa pour l'essai à 0,1 s^{-1} à 1140 MPa pour celui à 10 s^{-1}.

À 1000 s^{-1}, la courbe de comportement présente une forte augmentation de l'écrouissage entre 6 et 20 % de déformation, ce qui lui donne un aspect de « courbe en cloche ». Ces derniers essais ayant été réalisés trois fois, cette « cloche » n'est pas due à un bruit expérimental et son origine est encore incertaine. Il n'est pas noté d'augmentation de la limite d'élasticité par rapport à l'essai à 10 s^{-1} mais une augmentation de la résistance mécanique jusqu'à 1225 MPa.

L'augmentation de la vitesse de déformation se traduit par une augmentation de la limite d'élasticité, de la résistance mécanique mais également de l'allongement à rupture de 42 % pour l'essai à 0,1 s^{-1} à 50 % à 1000 s^{-1}.

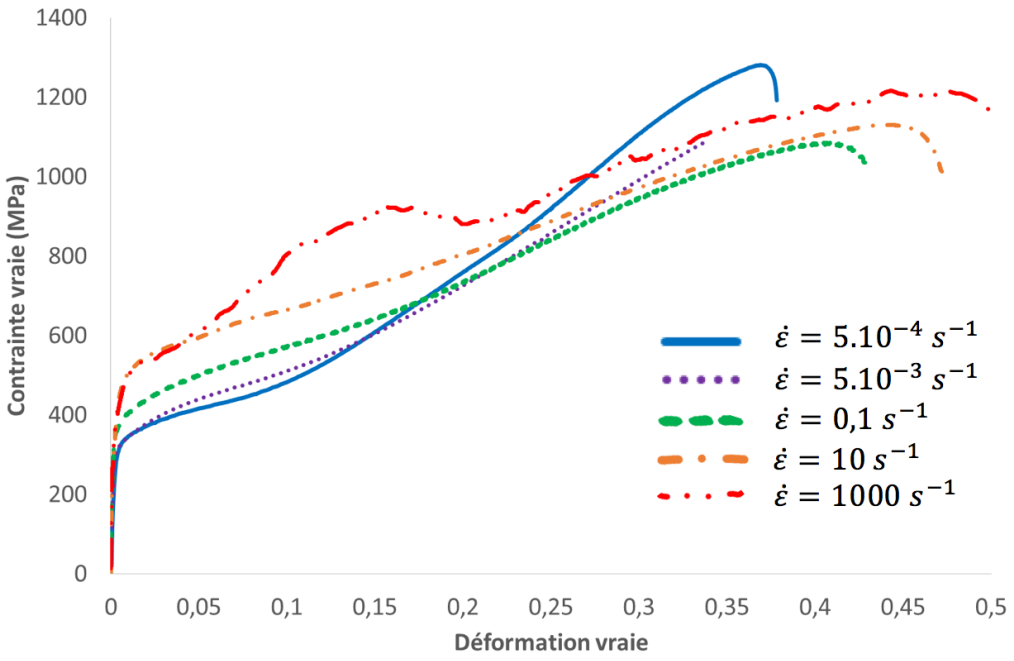


Figure III-5 : Comportement mécanique de l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale à différentes vitesses de déformation.

Des dosages de phase ont été réalisés à différents niveaux de déformation pour les essais à 0,1 et 10 s^{-1}. Les résultats sont montrés sur la Figure III-6 et comparés avec les cinétiques de transformation martensitique obtenues pour les essais quasi-statiques. Compte tenu des fortes vitesses de déformation, il est difficile de faire des essais interrompus à des niveaux de déformation précis ; les dosages de phase se limitent à la mesure sur deux niveaux de déformation. L'incertitude sur la mesure est d'environ 3 %.

La fraction de martensite semble saturer à des valeurs beaucoup plus faibles que pour les essais quasi-statiques : à 24 % de déformation, elle est de 16 % à 0,1 s^{-1} contre seulement

3 % à 10 s^{-1}. Ces fractions volumiques de martensite relativement faibles expliquent l'inflexion quasi inexistante observée sur les courbes de comportement correspondantes. Un échauffement de la zone utile des éprouvettes de 60°C pour l'essai à 0,1 s^{-1} et de 90°C à 10 s^{-1} a été mesuré. Comme pour les essais quasi-statiques, il entraîne donc une diminution de la fraction de martensite formée d'autant plus importante que la vitesse de déformation augmente.

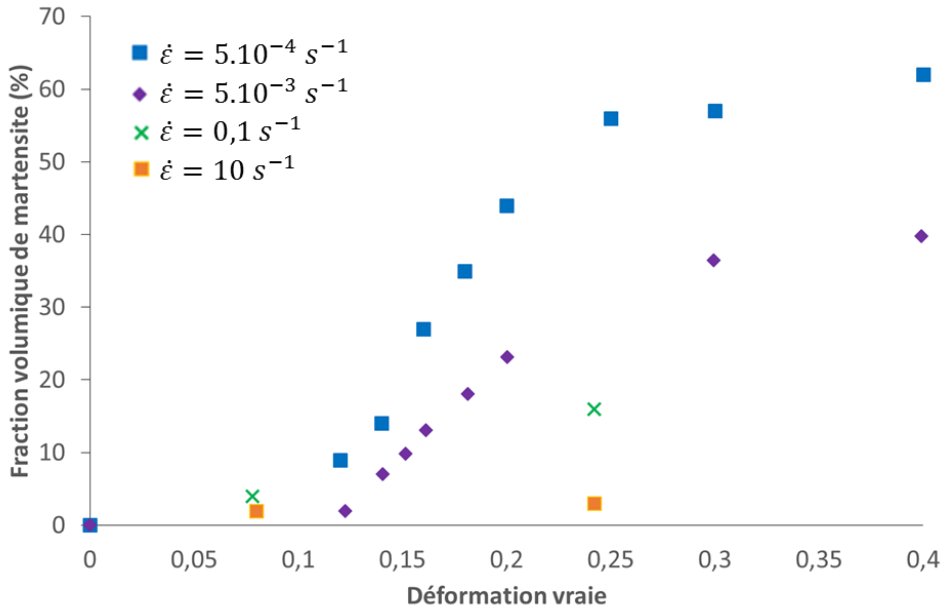


Figure III-6 : Cinétique de transformation martensitique de l'acier AISI 301LN pour différentes vitesses de déformation.

c) Bilan

Le Tableau III-1 résume les caractéristiques mécaniques et l'augmentation de la température dans la zone utile des éprouvettes de traction.

$\dot{\varepsilon}\ (s^{-1})$	5.10^{-4}	5.10^{-3}	0,1	10	1000
$R_{p0,2}\ (MPa)$	320	320	356	420	425
$R_m\ (MPa)$	1280	1080	1060	1140	1225
$\varepsilon_{rupture}(\%)$	37	35	42	46	50
$\Delta T_{zone\ utile}(°C)$	5	40	60	90	60

Tableau III-1 : Caractéristiques mécaniques et échauffement de l'acier AISI 301LN pour chaque vitesse de sollicitation.

Les essais réalisés montrent qu'une augmentation de la vitesse de sollicitation entraîne une diminution de la fraction de martensite formée, qui s'explique notamment par un échauffement adiabatique de l'éprouvette, rendant la phase austénitique plus stable. Cela entraîne également une modification du comportement mécanique :

- <u>En régime quasi-statique</u> (5.10^{-4} s^{-1} et 5.10^{-3} s^{-1}), une inflexion de la courbe de comportement induite par le début de la transformation martensitique est visible

entre 10 et 15 % de déformation vraie et le durcissement du matériau est plus élevé pour la vitesse de déformation la plus faible.

- En régime dynamique (0,1 s^{-1}, 10 s^{-1} et 1000 s^{-1}), l'inflexion de la courbe de comportement est beaucoup moins marquée, voire même inexistante pour les deux vitesses les plus importantes, car la cinétique de transformation martensitique est fortement ralentie. Une augmentation de la résistance mécanique et de la limite d'élasticité est également observée avec la vitesse de déformation comme c'est le cas pour les aciers ne bénéficiant pas de l'effet TRIP.

Il est à noter que la ductilité du matériau augmente avec la vitesse de déformation, contrairement à ce qui est classiquement observé sur des aciers sans effet TRIP. L'augmentation de la vitesse de déformation limite la transformation martensitique du fait de l'échauffement adiabatique. Les matériaux restent essentiellement composés d'austénite, qui est une phase plus ductile que la martensite.

2. Essais mono-impact

Des essais mono-impact ont été réalisés sur des blocs de dimensions 60 x 50 x 8 mm^3. L'objectif est d'étudier l'impact d'une bille sur la transformation martensitique afin de calibrer le modèle numérique de simulation du grenaillage de précontrainte. Dans un premier temps, les bases de la théorie du contact entre deux corps sont introduites. Elles permettent de comprendre les origines physiques des grandeurs caractéristiques engendrées par l'impact. Les résultats des essais mono-impact sont ensuite présentés et comparés à ceux obtenus par le modèle analytique de Johnson [146].

a) Théorie du contact

La mécanique du contact est basée sur les travaux de Hertz [77] qui décrivent le contact entre deux corps sphériques ou elliptiques élastiques. Cette théorie comporte plusieurs hypothèses :

- la zone de contact est de forme elliptique,
- les frottements sont négligés,
- les corps en contact sont élastiques et considérés comme semi-infinis.

Pour la simulation de l'impact d'une bille, le massif impacté est considéré comme une sphère de rayon infini.

Johnson [146] a établi les expressions régissant le contact de deux sphères lors de l'impact. Les propriétés élastiques des deux corps sont données par les modules d'Young respectifs, E_m et E_b, du massif et de la bille, ainsi que par leurs coefficients de Poisson, ν_m et ν_b. Johnson en déduit un module d'Young équivalent E^* où :

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_m^2}{E_m} + \frac{1-\nu_b^2}{E_b} \tag{24}$$

En considérant une force F appliquée aux deux corps en contact, Hertz [77] a exprimé le rayon de l'impact a, la profondeur de l'impact δ ainsi que la pression de contact maximale autrement appelée pression de Hertz P_{Hertz} en fonction du diamètre d de la bille et du module d'Young équivalent E^* :

$$a = \left(\frac{3Fd}{8E^*}\right)^{\frac{1}{3}} \tag{25}$$

$$\delta = \frac{a^2}{d} = \left(\frac{9F^2}{8dE^{*2}}\right)^{\frac{1}{3}} \tag{26}$$

$$P_{Hertz} = \frac{3F}{2\pi a^2} = \left(\frac{24FE^{*2}}{\pi^3 d^2}\right)^{\frac{1}{3}} \tag{27}$$

Le coefficient de restitution e correspond au rapport des vitesses incidente et au rebond de la bille, ce qui traduit l'énergie absorbée par le massif pour se déformer. Faisant l'hypothèse de l'impact d'une bille rigide sur un massif élastique parfaitement plastique, Johnson [146] exprime le coefficient de restitution e en fonction de la vitesse incidente v de la bille, de sa masse m, de son diamètre d, du module d'Young équivalent E^* et de la limite d'élasticité σ_y du massif impacté par :

$$e \cong 3{,}8\left(\frac{\sigma_y}{E^*}\right)^{\frac{1}{2}}\left(\frac{4mv^2}{\sigma_y d^3}\right)^{-\frac{1}{8}} \tag{28}$$

Le rayon de l'impact a peut s'exprimer en fonction de la masse volumique de la bille ρ_b et de sa vitesse v :

$$a = d\left(\frac{K\pi\rho_b v^2}{4\sqrt{2}E^*}\right)^{\frac{1}{5}} \tag{29}$$

avec E^* le module d'Young équivalent et K une constante correspondant au pourcentage d'énergie totale utilisée pour la déformation élastoplastique.

Pour avoir une réponse indépendante du diamètre de bille choisi et ne dépendant que de la vitesse de projection de la bille, les paramètres réduits suivants sont calculés pour la profondeur de l'impact (30), le rayon de l'impact (31) et le coefficient de restitution (32) :

$$\frac{\delta}{d} = f(v) = \left(\frac{K\pi\rho_b v^2}{4\sqrt{2}E^*}\right)^{\frac{2}{5}} \tag{30}$$

$$\frac{2a}{d} = g(v) = 2\left(\frac{K\pi\rho_b v^2}{4\sqrt{2}E^*}\right)^{\frac{1}{5}} \tag{31}$$

$$e\left(\frac{m}{R^3}\right)^{\frac{1}{8}} = h(v) = 3{,}8\left(\frac{\sigma_y}{E^*}\right)^{\frac{1}{2}}\left(\frac{v^2}{2\sigma_y}\right)^{-\frac{1}{8}} \tag{32}$$

b) Paramètres des essais mono-impact

Les essais mono-impact (Tableau III-2) ont été réalisés pour trois diamètres de billes (2, 5 et 10 mm) à des pressions de 1 et 5 bars, soit six types d'impact. La pression de 1 bar correspond à des vitesses de projection des billes de l'ordre de 30 m.s^{-1} contre 70 m.s^{-1} pour la pression de 5 bars. Le système de mesure des vitesses, présenté dans le chapitre II, a été mis en œuvre afin de déterminer les vitesses des billes avant et après l'impact pour en déduire la valeur du coefficient de restitution « e » pour chaque impact.

Diamètre (mm)	**2 mm**		**5 mm**		**10 mm**	
Pression (bar)	**1**	**5**	**1**	**5**	**1**	**5**
$\mathbf{v_{aller}}$ **(m.s^{-1})**	35	70	35	70	35	70
$\mathbf{v_{retour}}$ **(m.s^{-1})**	15	25	14	22	11	19

Tableau III-2 : Essais mono-impact réalisés sur l'acier AISI 301LN

c) Analyse des résultats et comparaison au modèle analytique de Johnson

L'évolution du paramètre réduit du coefficient de restitution « e » donné par l'équation (32) est tracée en fonction de la vitesse et montre une diminution de sa valeur lorsque la vitesse augmente (Figure III-7) : l'énergie absorbée par le massif augmente avec la vitesse de l'impact.

Les résultats expérimentaux montrent également une dépendance du coefficient de restitution à la géométrie de la bille, ici le diamètre. En effet, si le coefficient de restitution était indépendant de la géométrie, les valeurs du paramètre réduit devraient être sensiblement égales à vitesses équivalentes. Ici, pour une bille de 10 mm impactant le massif à une vitesse de 35 m.s^{-1}, la valeur du paramètre réduit est d'environ 1,18 contre 1,62 pour une bille de 2 mm propulsée à 35 m.s^{-1}, soit une augmentation de 37 %.

Une comparaison avec le modèle analytique de Johnson (paramètres sur la Figure III-7) montre une sous-estimation des résultats expérimentaux notamment pour les billes de diamètres 2 et 5 mm. Cet écart peut se justifier par l'hypothèse de comportement élastique parfaitement plastique du matériau impacté faite par le modèle de Johnson, alors qu'en réalité, celui-ci possède un comportement élasto-viscoplastique avec transformation de phase. Les aspects visqueux et thermodynamiques ne sont pas pris en compte dans le modèle de Johnson.

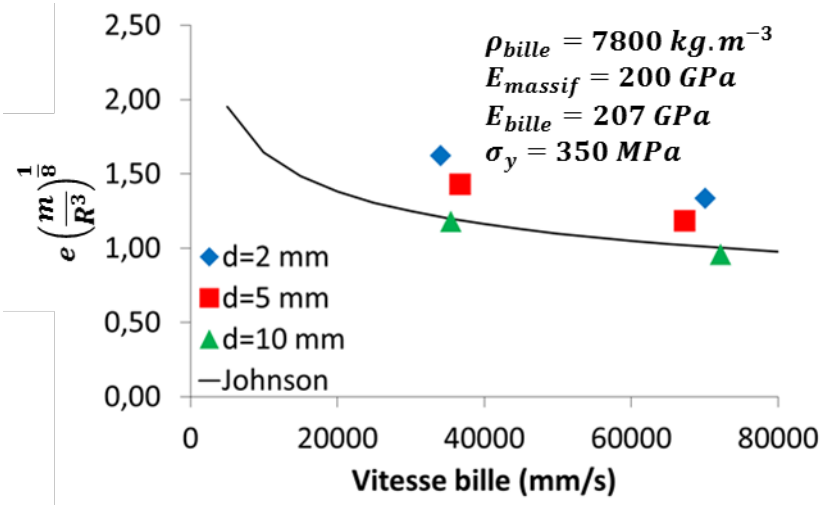
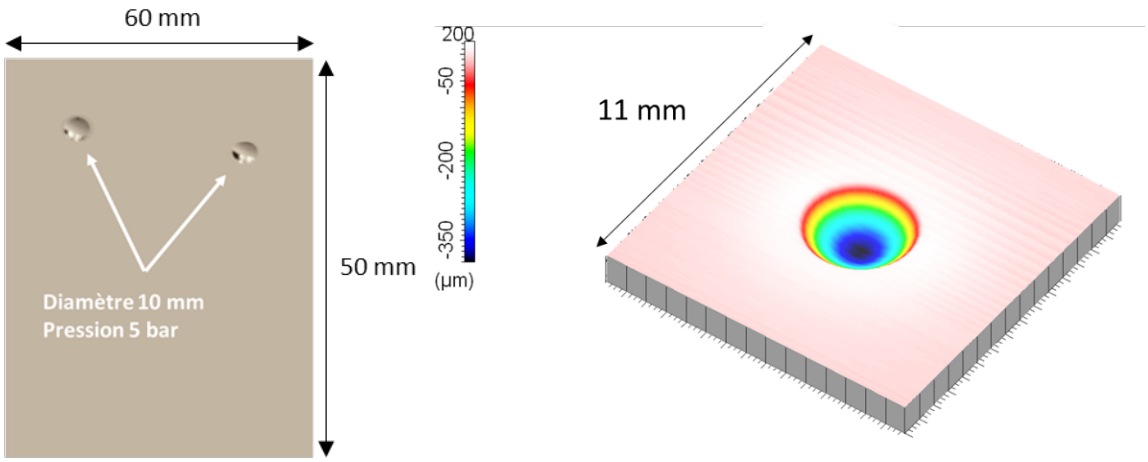


Figure III-7 : Évolution du paramètre réduit du coefficient de restitution et comparaison au modèle analytique de Johnson.

La micro-géométrie des blocs impactés (Figure III-8 a) a ensuite été analysée suivant les techniques présentées dans le chapitre II. Les analyses ont montré que l'empreinte laissée par la bille est sphérique. De ces profils en trois dimensions (Figure III-8 b), ont été extraits des profils en deux dimensions afin de déterminer les grandeurs caractéristiques de l'impact (Figure III-9) :

- le rayon de courbure Rc au fond de l'impact,
- la hauteur de bourrelet Hb,
- la profondeur de l'impact δ,
- le diamètre de l'impact 2a.

Les mêmes profils de micro-géométrie sont obtenus suivant quatre directions d'extraction, confirmant la symétrie du cratère généré par l'impact de la bille.



(a) (b)

Figure III-8 : (a) Photographie de l'impact d'une bille sur un massif en acier AISI 301LN et (b) Profil 3D associé (∅10 mm – 5 bars)

L'évolution des paramètres réduits du diamètre et de la profondeur de l'impact (Figure III-9 a et b) montre que ces deux paramètres sont indépendants de la géométrie de la bille puisque, pour des vitesses d'impact de billes très proches, les grandeurs caractéristiques résultantes sont sensiblement équivalentes. Par exemple, pour une bille de 2 mm de diamètre impactant le massif à 35 m.s^{-1}, la valeur du paramètre réduit du diamètre de l'impact est de 0,295 quand elle est de 0,296 pour une bille de diamètre 10 mm à 35 m.s^{-1}, soit un écart de moins de 1 %. Le diamètre et la profondeur de l'impact ne dépendent que de la vitesse : ils augmentent avec la vitesse d'impact. La hauteur de bourrelet H_b augmente également avec la vitesse de projection et le diamètre de la bille utilisée (Figure III-9 d). Le rayon de courbure au fond de l'impact est environ égal au rayon de la bille impactant le matériau, quelle que soit la vitesse de projection de la bille (Figure III-9 c).

Le modèle analytique de Johnson offre donc une bonne prédiction des paramètres réduits du diamètre et de la profondeur d'impact. Un léger écart avec les mesures expérimentales apparaît pour des vitesses élevées, de l'ordre de 70 m.s^{-1}, où l'effet visqueux doit devenir plus important.

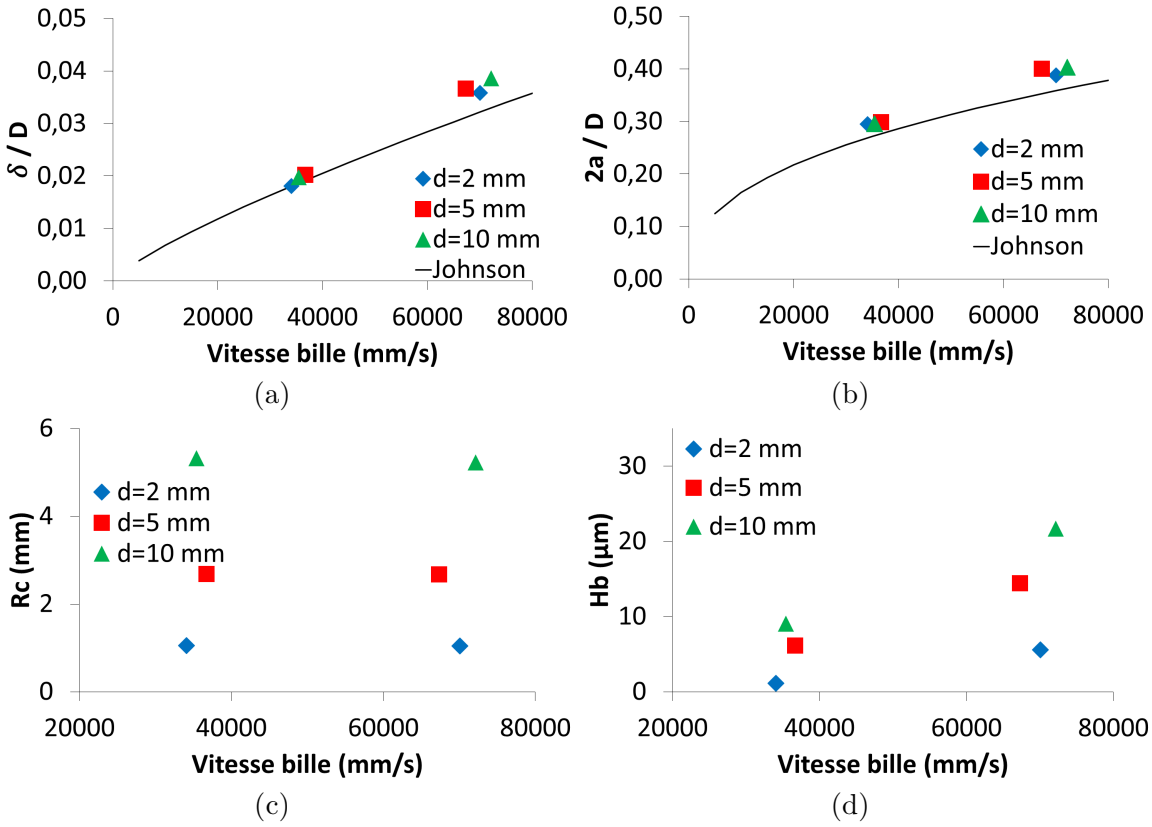


Figure III-9 : Comparaison des grandeurs caractéristiques de l'impact avec le modèle analytique de Johnson : (a) Paramètre réduit de la profondeur de l'impact δ, (b) Paramètre réduit du diamètre de l'impact 2a, (c) Rayon de courbure au fond de l'impact R_c et (d) Hauteur des bourrelets H_b.

Les équations de Johnson prédisent donc plutôt bien les caractéristiques micro-géométriques de l'impact, même si le matériau n'est pas élastique parfaitement plastique. A l'inverse, le modèle présente des limites pour la prédiction du coefficient de restitution.

Celui-ci étant lié à la quantité d'énergie absorbée par le massif, elle doit être moindre dans le cas des matériaux à transformation de phase. Les paramètres micro-géométriques seront utilisés pour valider le modèle numérique de simulation du grenaillage.

d) Analyse des contraintes résiduelles intra-phase et de la fraction d'austénite résiduelle autour de l'impact.

Des analyses par diffraction des rayons X ont été réalisées à la surface des échantillons impactés, sur le pourtour du cratère créé par l'impact de la bille. L'impact d'une bille de 10 mm de diamètre a été étudié pour deux vitesses d'impact : 35 et 70 m.s^{-1}.

Les analyses ont montré qu'il n'y a pas de martensite formée autour de l'impact : les pics de diffraction de la phase martensitique ne sont visibles que dans le cratère de l'impact. Toutefois, de par la concavité du cratère, il n'est pas possible de donner une valeur quantitative de la fraction de martensite dans le cratère ainsi que des contraintes dans chacune des phases. Aussi, les analyses par diffraction des rayons X n'ont été réalisées que dans la phase austénitique, suivant les directions tangentielle ($\sigma_{\theta\theta}$) et radiale (σ_{rr}) à l'impact (Figure III-10) afin de prendre en considération l'hétérogénéité de l'état de contraintes généré par l'impact de la bille. Deux analyses ont été réalisées en chaque point.

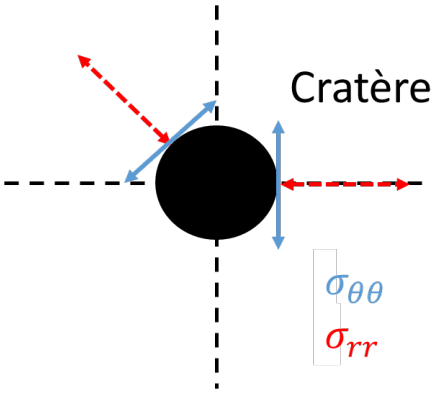


Figure III-10 : Directions de détermination des contraintes dans la phase austénitique.

Ces analyses donnent des contraintes en traction dans la direction tangentielle et en compression dans la direction radiale (Figure III-11). Après l'impact d'une bille à 35 m.s^{-1}, les contraintes sont maximales au bord du cratère ($\sigma_{\theta\theta}$=180 MPa et σ_{rr}=-190 MPa) et redeviennent quasiment nulles à 13 mm du centre du cratère. L'analyse des contraintes sur l'échantillon impacté à 70 m.s^{-1} montre également un maximum de contraintes au bord du cratère mais avec une valeur (absolue) plus importante dans la direction radiale ($\sigma_{\theta\theta}$=190 MPa et σ_{rr}=-320 MPa). La zone affectée par les contraintes est également plus importante que pour l'impact de la bille à 35 m.s^{-1} puisqu'elles redeviennent quasiment nulles à 30 mm du centre du cratère.

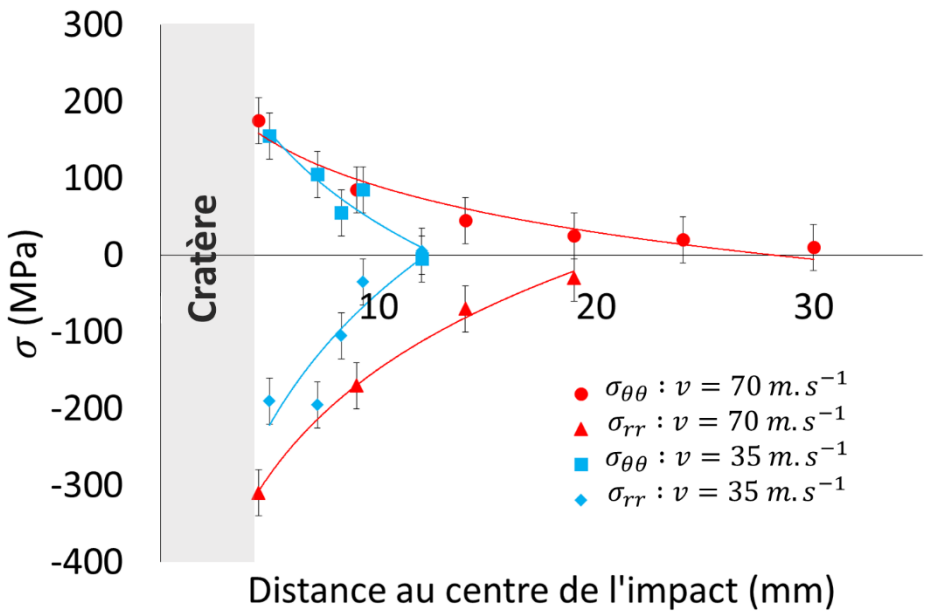


Figure III-11 : Évolution des contraintes dans la phase austénitique suivant les directions radiale et tangentielle pour une bille de diamètre 10 mm et deux vitesses d'impact.

Ces essais montrent que la contrainte, dans la phase austénitique, est maximale (en valeur absolue) au niveau des bords du cratère. Il a été observé également qu'une augmentation de la vitesse d'impact de la bille (multiplication de la vitesse par deux) n'entraîne pas d'augmentation significative du niveau de contraintes au bord du cratère.

La taille de la zone affectée augmente avec la vitesse d'impact : l'état de contraintes redevient quasiment nul à 30 mm du centre du cratère pour une vitesse de 70 m.s^{-1} contre 13 mm pour une vitesse de 35 m.s^{-1}.

Le même type d'analyse a été réalisé pour l'impact d'une bille de 2 mm de diamètre impactant le massif à 70 m.s^{-1}. A cause de la faible taille du cratère, il a été difficile d'analyser les contraintes résiduelles à ses extrémités. Toutefois, la même dissymétrie que pour l'impact d'une bille de diamètre 10 mm a été observée (Figure III-12). Les contraintes maximales ainsi que la distance à laquelle elles redeviennent nulles sont inférieures à celles obtenues pour l'impact d'une bille de 10 mm : la contrainte est d'environ – 130 MPa dans la direction radiale et de 100 MPa dans la direction tangentielle, et redeviennent nulles à partir de 6 mm du centre de l'impact.

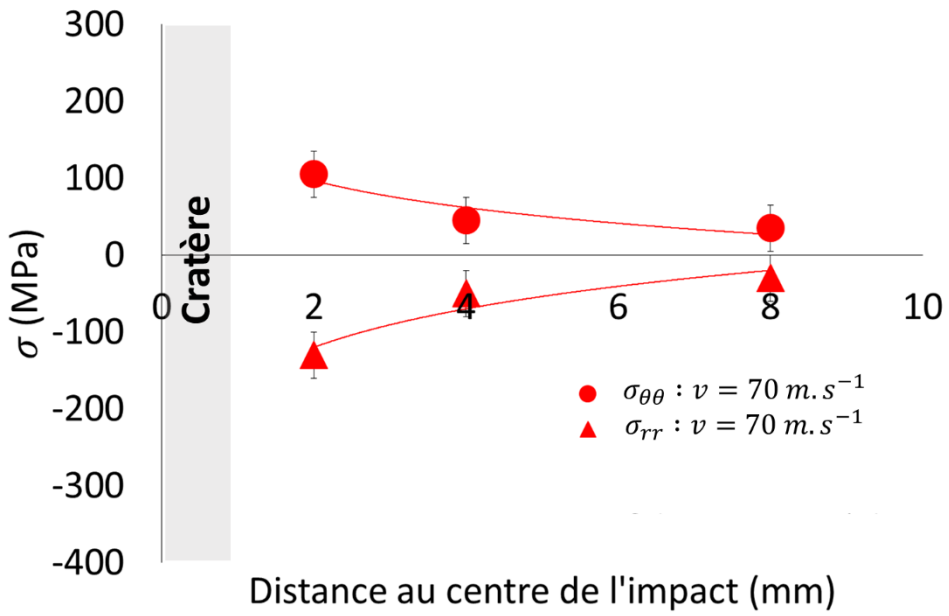


Figure III-12 : Évolution des contraintes dans la phase austénitique suivant les directions radiale et tangentielle pour une bille de diamètre 2 mm impactant le massif à 70 m.s^{-1}.

L'étude de Kobayashi et al. [147] montre la même dissymétrie des contraintes en surface entre les directions tangentielle et radiale lors d'un essai mono-impact d'une bille de 5 mm de diamètre sur un massif en acier S48C, en régime quasi-statique (indentation) ou dynamique (bille lâchée à une hauteur de 2 m). Ils ont montré également que la multiplication des impacts permet d'aboutir à un état de compression dans les deux directions comme ce qui est observé lors du grenaillage.

3. Impact du grenaillage

Des blocs en acier AISI 301LN de dimensions 60 x 60 x 8 mm^3 ont été usinés par électro-érosion, puis polis à l'état de miroir afin d'éliminer la couche affectée par le procédé d'électro-érosion. Ils ont ensuite été grenaillés au fil coupé d'acier sur la plateforme pilote de l'IRT M2P.

a) Etude préliminaire : définition des conditions de grenaillage

Afin de déterminer la condition de grenaillage de l'acier AISI 301LN, différents essais ont été réalisés pour des vitesses de turbine allant de 500 à 2000 tr.min^{-1} avec du fil coupé de diamètre 400 µm et de dureté 700 HV. Ils ont été caractérisés par diffraction des rayons X. Afin d'analyser l'homogénéité des contraintes après grenaillage, différents points de mesures ont été réalisés en surface d'un bloc grenaillé à 2000 tr.min^{-1}, dans les deux phases et dans deux directions (direction de laminage ou longitudinale et direction transverse). Les contraintes étant identiques dans les deux directions après grenaillage, seules celles dans la direction longitudinale sont présentées (Figure III-13). Avant grenaillage, les contraintes surfaciques sont très faibles, de l'ordre de la dizaine de MPa.

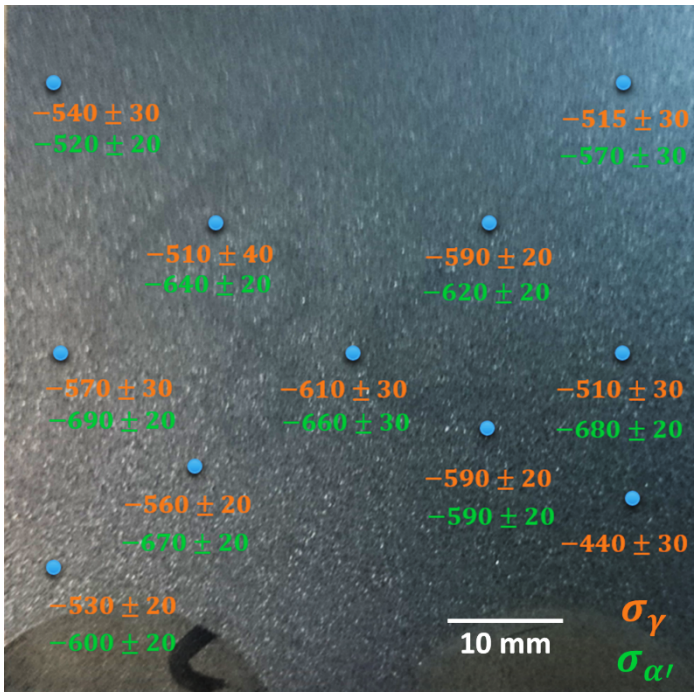


Figure III-13 : Analyse des contraintes surfaciques austénitique et martensitique d'un bloc en acier AISI 301LN grenaillé avec des billes de diamètre 400 µm et de dureté 700 HV à 2000 tr.min^{-1}.

Ces analyses montrent qu'il existe une zone centrale d'environ 40 x 40 mm^2 dans laquelle les contraintes sont homogènes et maximales. Sur les bords du bloc, les contraintes sont légèrement plus faibles, du fait de la conicité du jet de grenaille : l'angle d'incidence des grenailles sur les bords du bloc est plus faible qu'au centre, ce qui implique une intensité plus faible également. Par la suite, les profils de contraintes seront donc réalisés au centre de l'échantillon.

Les mêmes analyses ont été réalisées sur des blocs grenaillés avec des vitesses de turbine de 500, 1000 et 1500 tr.min^{-1} pour les mêmes temps de grenaillage. Les contraintes moyennes, dans les phases austénitique et martensitique dans la zone centrale de ces blocs, ont été comparées avec celles du bloc grenaillé à 2000 tr.min^{-1} (Figure III-14).

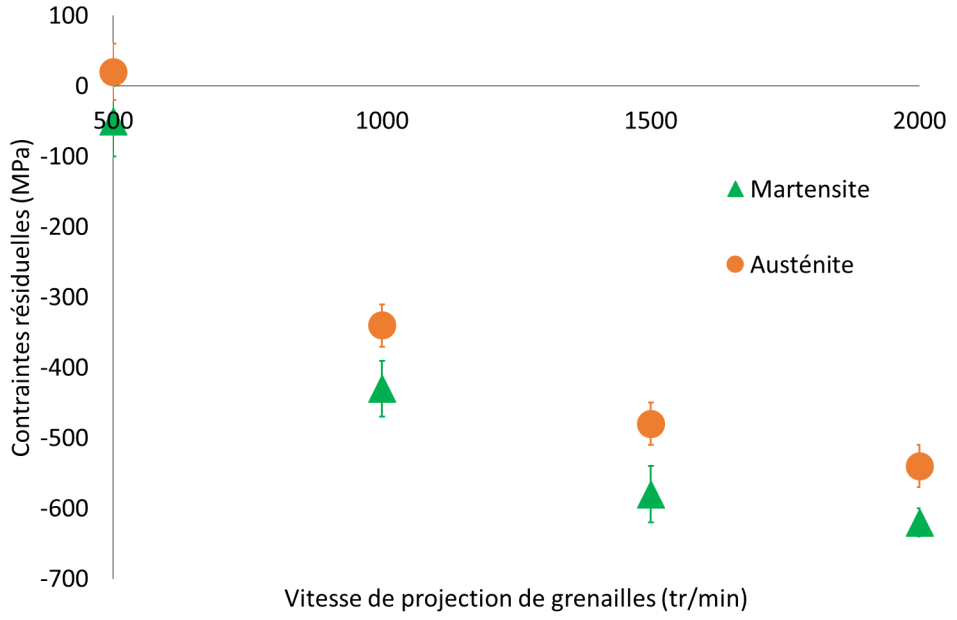


Figure III-14 : Évolution des contraintes surfaciques dans la zone centrale d'un bloc en acier AISI 301LN grenaillé avec des billes de diamètre 400 µm et de dureté 700 HV pour différentes vitesses de rotation de la turbine.

On observe une stabilisation des contraintes dans les deux phases à partir d'une vitesse de rotation de la turbine de 2000 tr.min^{-1}. A 500 tr.min^{-1}, l'intensité du jet de grenailles est très faible et explique le très faible niveau de contraintes en son centre. A cette vitesse de rotation de la turbine, le taux de recouvrement était également très faible, ce qui a entraîné une distribution des contraintes très hétérogène en surface, aussi faibles soient-elles. Aussi, par la suite, les grenaillages ont été réalisés avec une vitesse de rotation de la turbine de 2000 tr.min^{-1}.

Les conditions expérimentales sont rappelées dans le Tableau III-3. Du fil coupé en acier de diamètre 400 µm et de dureté 700 HV a été projeté par une turbine tournant à 2000 tr.min^{-1} sur les blocs d'acier. Le taux de recouvrement résultant est de 120 % pour une intensité Almen de F16A.

Fils coupés en acier	**Vitesse de la turbine (tr.min^{-1})**	**Intensité Almen**	**Taux de recouvrement (%)**
0,4 mm 700 HV	2000	F16A	120

Tableau III-3 : Rappel des conditions de grenaillage de l'acier AISI 301LN.

b) Filiation de dureté

L'acier AISI 301LN a une dureté initiale homogène de 240±20 $HV_{0,3}$.(barres noires sur la Figure III-15). Après grenaillage, une augmentation de la dureté est observée sur 100 µm de profondeur. En proche surface (20 µm), la dureté atteint environ 400±30 $HV_{0,3}$, soit une augmentation de la dureté de presque 70 %, puis diminue progressivement jusqu'à revenir à sa valeur initiale.

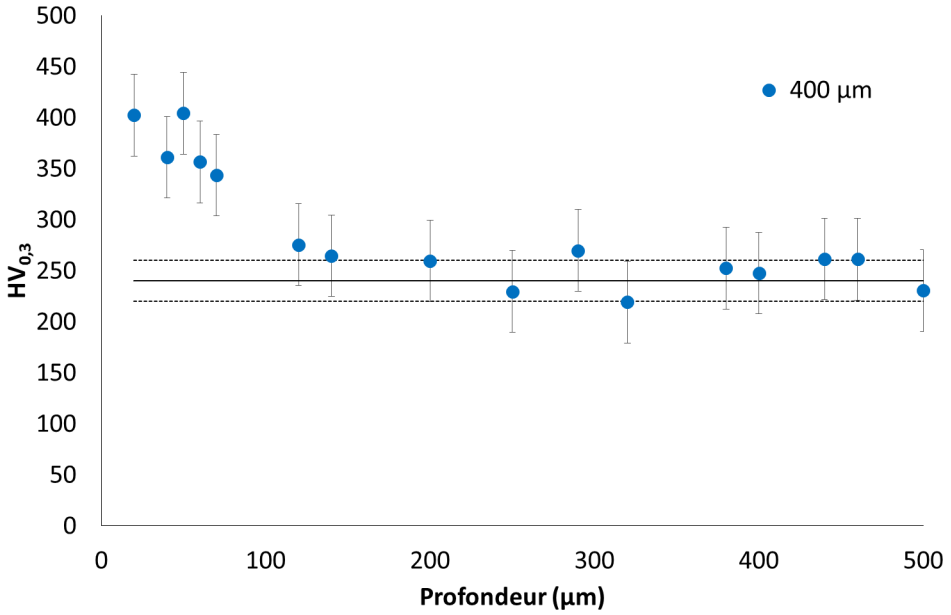


Figure III-15 : Filiation de dureté sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 $tr.min^{-1}$ avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %.

c) Évolution de la fraction d'austénite résiduelle

Une fraction d'austénite résiduelle minimale d'environ 40 % est obtenue en surface de l'échantillon grenaillé (Figure III-16). Elle augmente progressivement jusqu'à revenir à son état initial, presque entièrement austénitique, à partir de 70 µm de profondeur. Cela signifie que la fraction de martensite formée est maximale en surface de l'échantillon et qu'il n'y a plus de transformation de l'austénite en martensite après 70 µm de profondeur. Ces observations permettent également de mieux comprendre la nette augmentation de la dureté de l'échantillon grenaillé en surface. En plus de l'écrouissage de la surface, dû à l'impact répété des billes, la transformation de l'austénite en martensite (de dureté plus élevée) induite par la déformation plastique des couches superficielles participe également à l'augmentation de la dureté du matériau.

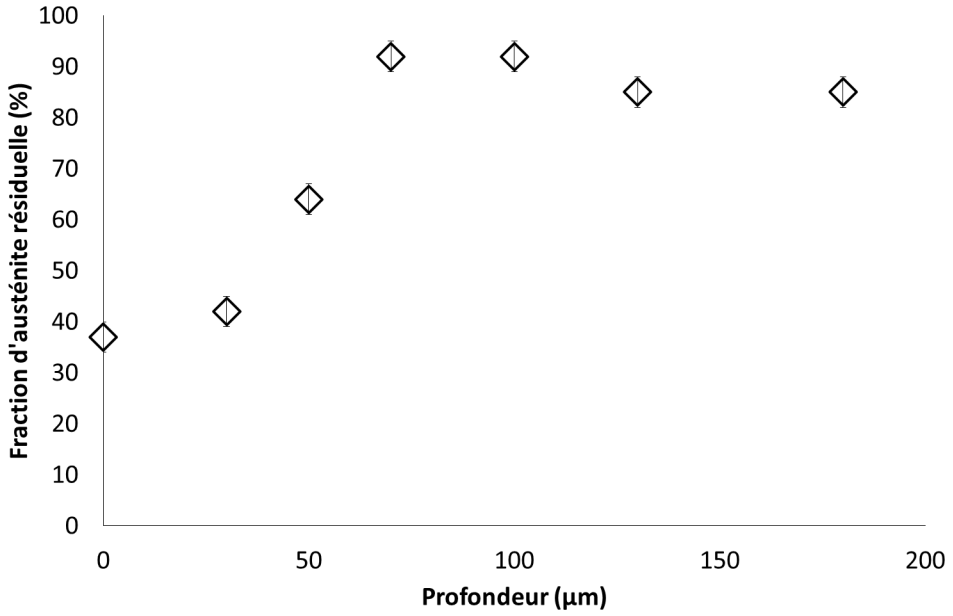


Figure III-16 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 tr.min^{-1} avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %.

d) Analyse de la distribution des contraintes résiduelles intra-phase

Les contraintes dans les phases austénitique et martensitique ont été déterminées après grenaillage (Figure III-17). La contrainte dans la martensite est maximale à 30 µm de profondeur (-790 MPa), puis diminue jusqu'à une valeur de -190 MPa à 100 µm. A des profondeurs plus importantes, la fraction de martensite est trop faible pour en analyser la contrainte.

La contrainte dans l'austénite suit la même évolution que celle dans la martensite, atteignant également sa valeur maximale (- 690 MPa) à 30 µm de profondeur et revenant à une contrainte nulle à environ 120 µm de profondeur. Afin de conserver l'équilibre des contraintes dans le massif grenaillé, une zone de quelques dizaines de micromètres est en traction à partir de 130 µm de profondeur avant de tendre vers un état non contraint à partir de 200 µm.

Les analyses par diffraction des rayons X montrent que les contraintes dans l'austénite et la martensite semblent suivre la même tendance que la fraction d'austénite résiduelle : les contraintes dans les deux phases sont maximales entre 0 et 30 µm de profondeur, là où la fraction d'austénite est minimale (la fraction de martensite étant maximale), puis diminuent progressivement lorsque la fraction d'austénite augmente. La contrainte dans la martensite est également plus élevée que dans l'austénite, notamment la contrainte maximale. Deux phénomènes peuvent expliquer cette observation :

- la limite d'élasticité de la martensite est plus élevée que celle de l'austénite, respectivement 350 et 900 MPa,

- l'austénite est thermodynamiquement instable et peut se transformer en martensite au-dessus d'une certaine contrainte ou déformation plastique.

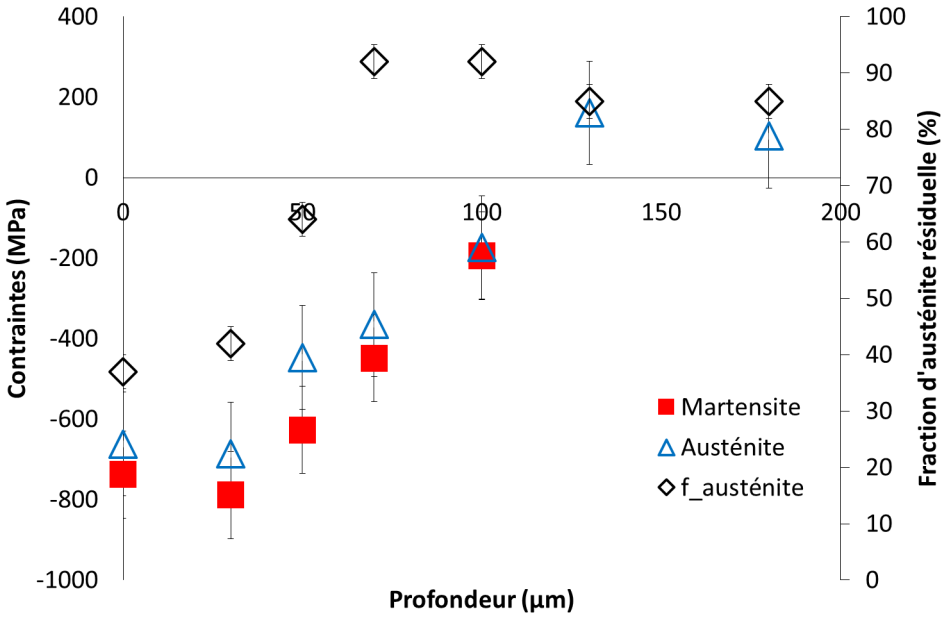


Figure III-17 : Évolution des contraintes résiduelles dans les phases austénitique et martensitique sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 tr.min^{-1} avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %.

e) Évolution de la largeur des pics de diffraction

L'analyse des largeurs des pics de diffraction à mi-hauteur (Figure III-18), ou FWHM (Full Width at Half Maximum), nous renseigne qualitativement sur la densité de défauts cristallins, notamment l'écrouissage du matériau. Son analyse a été faite dans l'austénite et la martensite.

Le pic de diffraction de la martensite en surface est assez perturbé, dû à la forte déformation superficielle générée par le grenaillage et il n'a pas été possible d'en déterminer la FWHM. Celle-ci semble alors être maximale à 30 µm de profondeur (4,6°) et diminue jusqu'à une valeur d'environ 1,7° à 100 µm de profondeur. La FWHM de l'austénite est aussi maximale (3,9°) en sous-surface (30 µm) et revient à son état initial d'environ 2° à partir de 100 µm de profondeur.

La FWHM suit donc la même évolution dans les deux phases mais semble légèrement plus élevée dans la martensite en surface, là où l'écrouissage est le plus important. La FWHM est également plus élevée dans la martensite du fait de la quadricité de sa maille cristallographique qui induit un « double » pic de diffraction, plus large que celui de l'austénite.

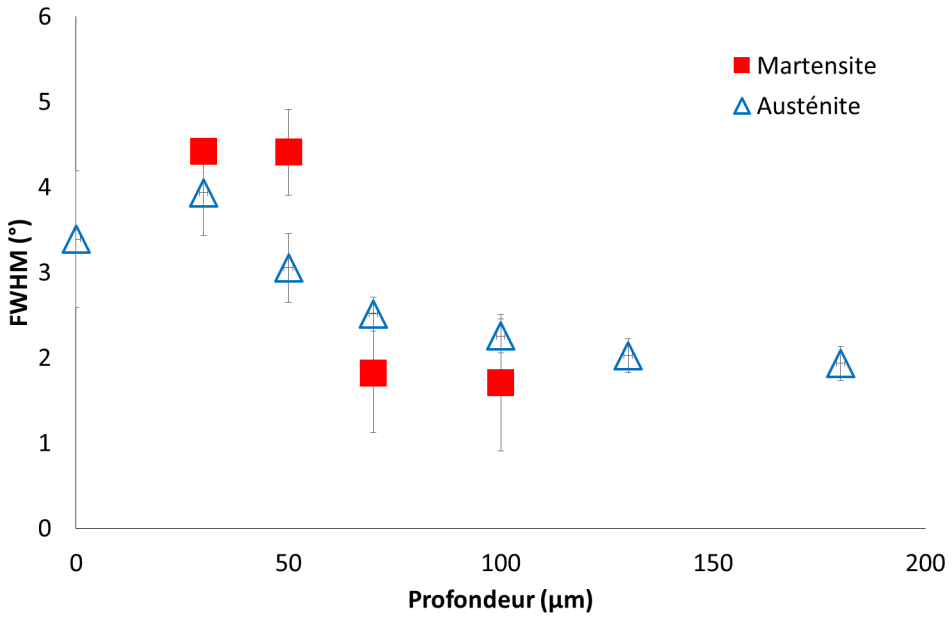


Figure III-18 : Évolution de la FWHM sur l'acier AISI 301LN après grenaillage à 2000 tr.min^{-1} avec des billes de diamètre 400 µm et un taux de recouvrement de 120 %.

f) Bilan

La fraction d'austénite transformée en martensite et la FWHM sont maximales entre 0 et 30 µm de profondeur : entre la surface et 30 µm de profondeur, environ 60 % de l'austénite s'est transformée en martensite. Les contraintes de compression dans les phases austénitique et martensitique sont également maximales dans cette zone, respectivement de l'ordre de – 700 et – 800 MPa.

A partir de 70 à 100 µm de profondeur, le matériau ne semble plus affecté par le grenaillage : il n'y a plus de transformation de phase et la FWHM est similaire à un état non grenaillé. Par contre, les contraintes dans les deux phases reviennent à un état nul à partir de 200 µm de profondeur.

II. Grenaillage d'un matériau multiphasé avec ou sans pré-déformation initiale : l'acier TRIP 780

Une campagne de grenaillage a été réalisée pour différents paramètres du procédé (chapitre II) sur des blocs en acier TRIP 780 ayant subi, préalablement ou non, une pré-déformation homogène à 10 % en traction uni-axiale. Cette pré-déformation permet de simuler un certain état initial d'écrouissage du matériau. Il s'agit d'une étape préliminaire à une future étude du projet CONDOR portant sur des éprouvettes à pré-déformation initiale représentative de l'emboutissage (déformation multi-axiale) réalisée sur les pièces de liaison au sol en acier TRIP 780. Les conditions de grenaillage sont rappelées dans le Tableau III-4. Du fil coupé en acier de diamètre 0,4 ou 0,6 mm et de dureté 700 HV a été utilisé pour réaliser les essais à une vitesse de 2500 tr.min^{-1} correspondant à des intensités Almen respectives de F19A et F31A. Les taux de recouvrement obtenus sont de respectivement 230 % et 270 % pour des temps d'exposition équivalents.

Fils coupés en acier	**Vitesse de la turbine (tr.min^{-1})**	**Intensité Almen**	**Taux de recouvrement (%)**
0,4 mm 700 HV	2500	F19A	230
0,6 mm 700 HV	2500	F31A	270

Tableau III-4 : Conditions de grenaillage de l'acier TRIP 780.

1. Grenaillage sans pré-déformation préalable

Les blocs ont été tout d'abord grenaillés dans leur état initial, sans pré-déformation préalable. Les mêmes caractérisations que sur l'acier AISI 301LN ont été réalisées.

a) Filiation de dureté

L'acier TRIP 780 a une dureté initiale d'environ 270±30 $HV_{0,3}$ homogène sur toute l'épaisseur. Après grenaillage (Figure III-19), la dureté obtenue à 10 µm de la surface est de 316±30 $HV_{0,3}$ pour des billes de diamètre 400 µm et de 412±30 $HV_{0,3}$ pour des billes de diamètre 600 µm. La dureté diminue ensuite avec la profondeur pour revenir progressivement à la dureté initiale de 270±20 $HV_{0,3}$: elle est atteinte à partir d'une profondeur d'environ 50 µm pour des billes de diamètre 400 µm et à 140 µm pour des billes de diamètre 600 µm (Figure III-19).

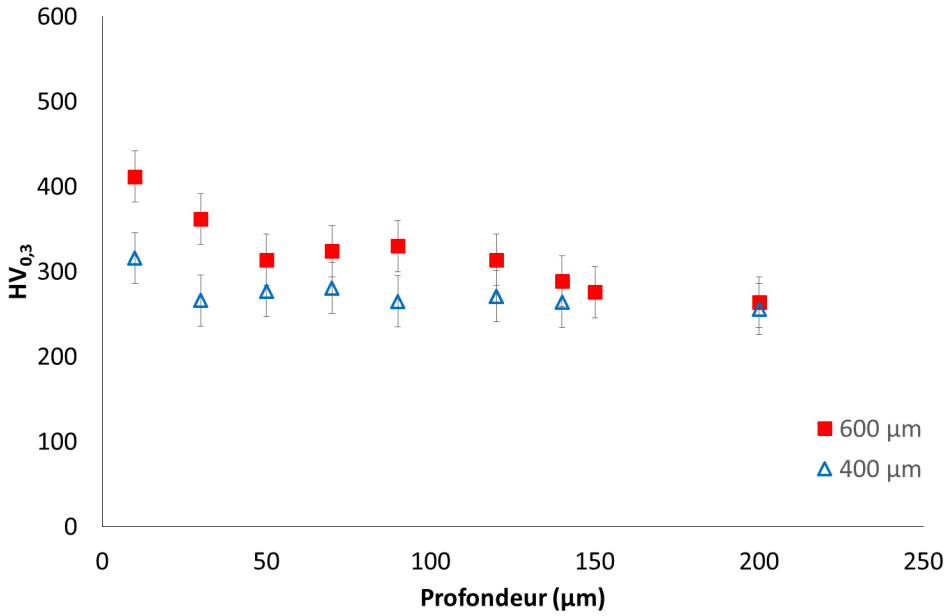


Figure III-19 : Filiation de dureté sur l'acier TRIP 780 après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} pour deux diamètres de billes.

Ces résultats sont en accord avec la littérature [118], [119], [121], [123], [124] ; ils montrent que le grenaillage induit un écrouissage des couches superficielles du matériau, et donc une augmentation de la dureté d'autant plus importante que le diamètre des billes est grand. Cet effet peut également être exacerbé par la transformation de l'austénite en martensite dans les couches superficielles affectées par le grenaillage de précontrainte.

b) Évolution de la fraction d'austénite résiduelle

L'évolution de la fraction d'austénite résiduelle a été analysée par diffraction des rayons X, en fonction de la profondeur, pour les deux diamètres de billes (Figure III-20). À des profondeurs inférieures à 40 µm, la fraction d'austénite résiduelle est trop faible pour être détectée : on estime donc que la fraction d'austénite est inférieure à 5 %. A une profondeur de 40 µm, la fraction d'austénite résiduelle est d'environ 6 % pour un grenaillage réalisé avec des billes de diamètre 400 µm contre 4 % avec des billes de diamètre 600 µm. Au-delà de 40 µm de profondeur, la fraction d'austénite résiduelle augmente progressivement jusqu'à sa valeur initiale de 12 % à une profondeur de 100 µm pour les billes de diamètre 400 µm, et de 200 µm pour celles de diamètre 600 µm : il n'y a plus de transformation martensitique à ces profondeurs.

Le grenaillage induit la transformation de l'austénite en martensite sur plusieurs dizaines de micromètres. Si les incertitudes de mesure sont assez élevées, comparées aux fractions mesurées, les résultats montrent cependant que c'est en extrême surface que la transformation de l'austénite en martensite est maximale, d'autant plus que le diamètre des billes est grand. Une augmentation du diamètre des billes, et donc de l'intensité Almen,

implique également une augmentation de la profondeur affectée par la transformation de l'austénite en martensite.

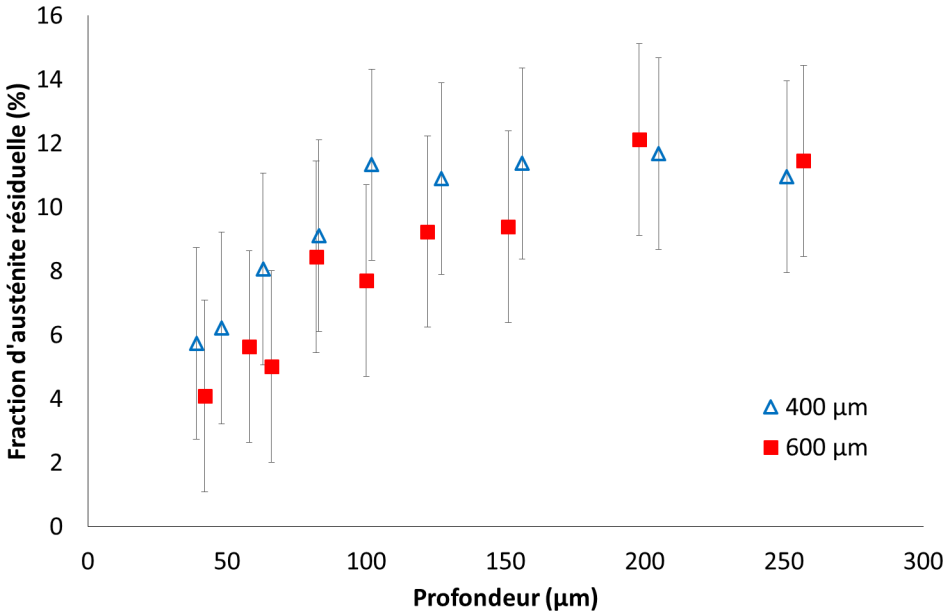


Figure III-20 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle en fonction de la profondeur sur l'acier TRIP 780 après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} pour deux diamètres de billes.

c) Analyse de la distribution des contraintes résiduelles intra-phase

Les contraintes dans chacune des phases CFC (austénite) et CC (mélange ferrite, bainite, martensite) ont été analysées après grenaillage pour les deux diamètres de billes précédents. Avant grenaillage, les contraintes dans les deux phases étaient faibles (inférieures à 100 MPa).

Pour des billes de diamètre 400 µm, la contrainte dans la phase CC (Figure III-21) est en compression et maximale (-510 MPa) à une profondeur de 15 µm et est de -490 MPa en surface. Elle diminue ensuite progressivement jusqu'à un état quasiment nul à une profondeur d'environ 250 µm. Pour des billes de diamètre 600 µm, la contrainte de compression maximale (-430 MPa) est atteinte à une profondeur de 20 µm ; elle est assez proche de celle atteinte en surface (-370 MPa), et reste stable jusqu'à environ 120 µm. Elle diminue ensuite progressivement mais reste en compression après 250 µm de profondeur : $\sigma = -260 \pm 30$ MPa.

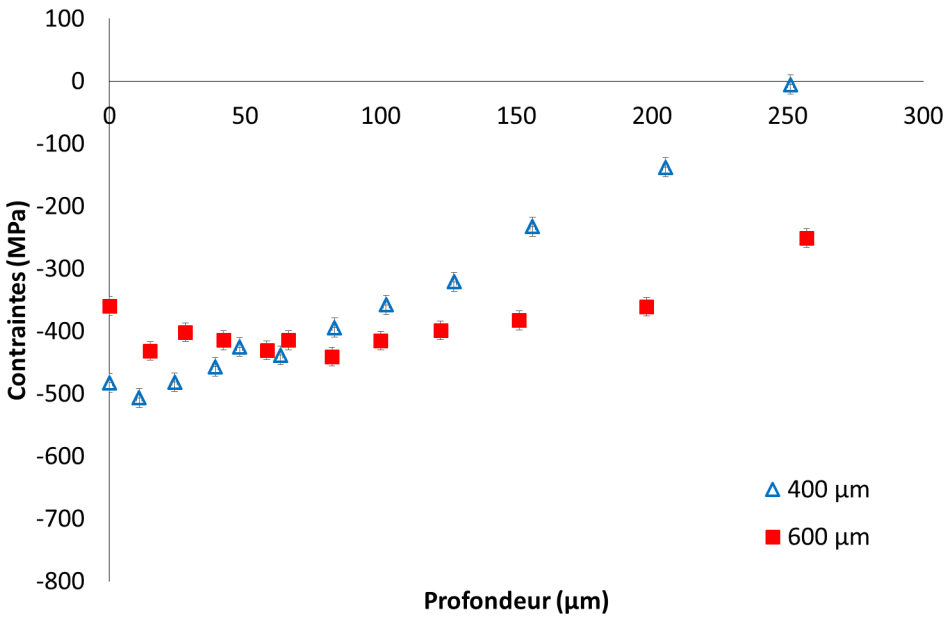


Figure III-21 : Distribution des contraintes résiduelles après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} dans la phase CC pour deux diamètres de billes.

Dans la phase CFC, les contraintes n'ont pas pu être déterminées sur les cent premiers micromètres, la fraction d'austénite étant trop faible. La correction des contraintes analysées afin de tenir compte de l'enlèvement de matière dû au polissage électrolytique se faisant par rapport à la contrainte en surface (chapitre II), les valeurs présentées ici sont brutes et non corrigées (Figure III-22). L'austénite est également en compression, les valeurs étant plus élevées pour les billes de diamètre 600 µm que pour celles de 400 µm : à 100 µm de profondeur, la contrainte est d'environ -600 MPa pour les billes de 400 µm contre -710 MPa à 120 µm de profondeur pour les billes de 600 µm. Comme dans la phase CC, la contrainte de compression diminue avec la profondeur et redevient quasiment nulle à partir de 250 µm pour les billes de diamètre 400 µm alors qu'elle est toujours en compression pour celles de diamètre 600 µm. La diminution de la contrainte de compression semble s'accélérer à partir de 150 µm pour les billes de diamètre 600 µm alors qu'elle débute dès 100 µm pour les billes de 400 µm. Or, c'est à ces deux profondeurs que la fraction d'austénite résiduelle revient à son état initial (environ 12 %).

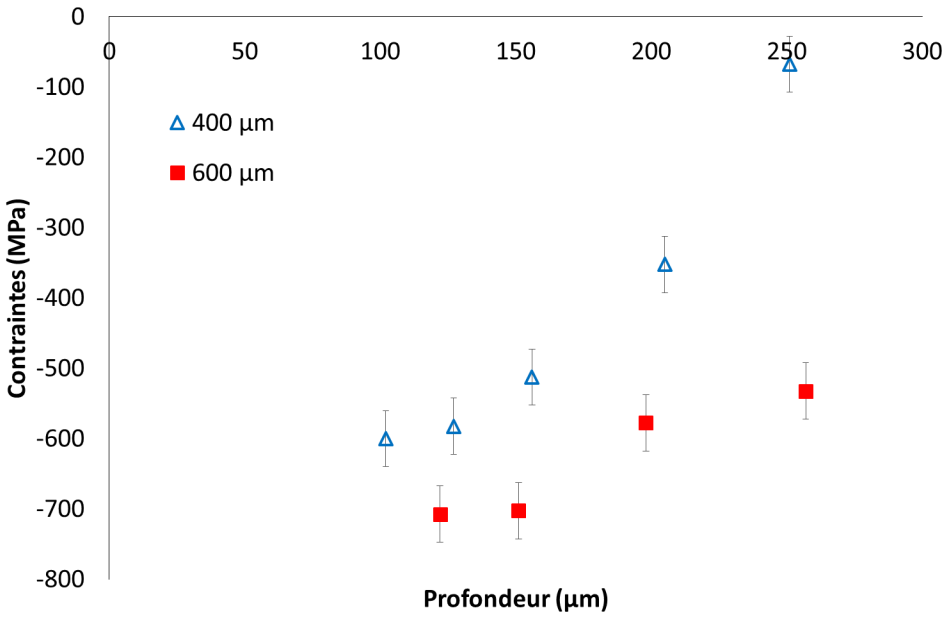


Figure III-22 : Distribution des contraintes résiduelles après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} dans la phase CFC de l'austénite pour deux diamètres de billes.

En accord avec la littérature, une augmentation du diamètre des billes entraîne une diminution de la contrainte de compression maximale dans la phase CC et un décalage du pic de contrainte de compression vers des profondeurs plus importantes. L'analyse des contraintes dans la phase austénitique (CFC) semble montrer que la diminution de la contrainte de compression s'accélère dès que la fraction d'austénite résiduelle revient à sa valeur initiale (12 %).

d) Évolution de la largeur des pics de diffraction

Bien que ces analyses aient été réalisées dans les deux phases de l'acier TRIP 780, seules celles dans la phase CC du mélange ferrite, bainite, martensite présentent un intérêt puisqu'il n'y a pas de pic de diffraction de la phase CFC en extrême surface, l'austénite y étant presque entièrement transformée en martensite. L'évolution de la FWHM en fonction de la profondeur (Figure III-23) montre un écrouissage maximal en surface du matériau grenaillé, quel que soit le diamètre de billes utilisé. Elle diminue ensuite progressivement jusqu'à un état stabilisé à partir de 200 µm de profondeur pour les billes de diamètre 400 µm, ce qui correspond à la profondeur mise en compression par le grenaillage. A 250 µm de profondeur, l'état stabilisé n'est pas encore atteint pour le grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm et la contrainte est encore de compression à cette profondeur.

Ces résultats montrent que la zone dans laquelle la FWHM est supérieure à son état stabilisé correspond à la zone mise en compression. Une augmentation de la FWHM d'environ 1,5° est observée en surface.

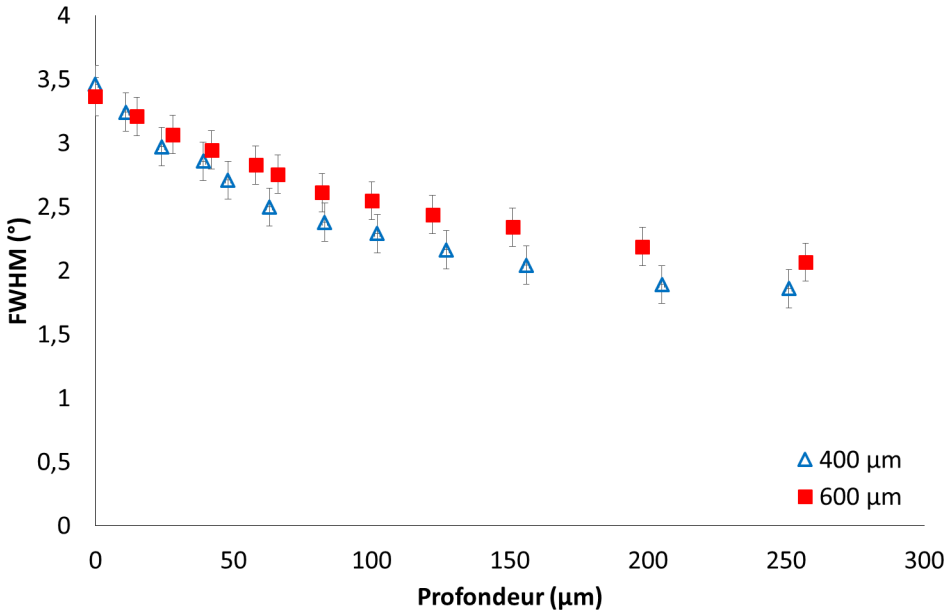


Figure III-23 : Évolution la FWHM de la phase CC après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} en fonction de la profondeur pour deux diamètres de billes.

e) Bilan

Ces différentes caractérisations montrent un impact direct de la transformation de l'austénite en martensite lors du grenaillage sur la distribution des contraintes et de la FWHM. En définissant comme zone affectée par le grenaillage, celle où la fraction d'austénite résiduelle est inférieure à la valeur d'origine (100 µm pour les billes de diamètre 400 µm et 180 µm pour les billes de diamètre 600 µm), il est montré que c'est dans cette zone que la dureté et les contraintes sont inférieures de moins de 10 % à leur valeur maximale.

Les contraintes dans les phases austénitique et CC restent en compression jusqu'à des profondeurs de 250 µm pour les billes de diamètre 400 µm et supérieures à 300 µm pour celles de diamètre 600 µm. Elles correspondent également aux profondeurs pour lesquelles la FWHM est supérieure à sa valeur stabilisée.

Une augmentation du diamètre des billes utilisées augmente la zone dans laquelle il y a transformation de l'austénite en martensite, ainsi que la dureté dans cette même zone. À l'inverse, une diminution de la contrainte de compression maximale dans la phase a été observée, suite à une augmentation du diamètre des billes.

2. Effet d'une pré-déformation initiale sur le comportement au grenaillage

Les blocs d'acier TRIP 780 d'épaisseur 2 mm ont été prélevés dans la zone utile d'une éprouvette de traction massive déformée de manière homogène à 10 %. Les mêmes conditions de grenaillage que sur l'acier TRIP 780 non déformé ont été utilisées.

a) Etat avant grenaillage

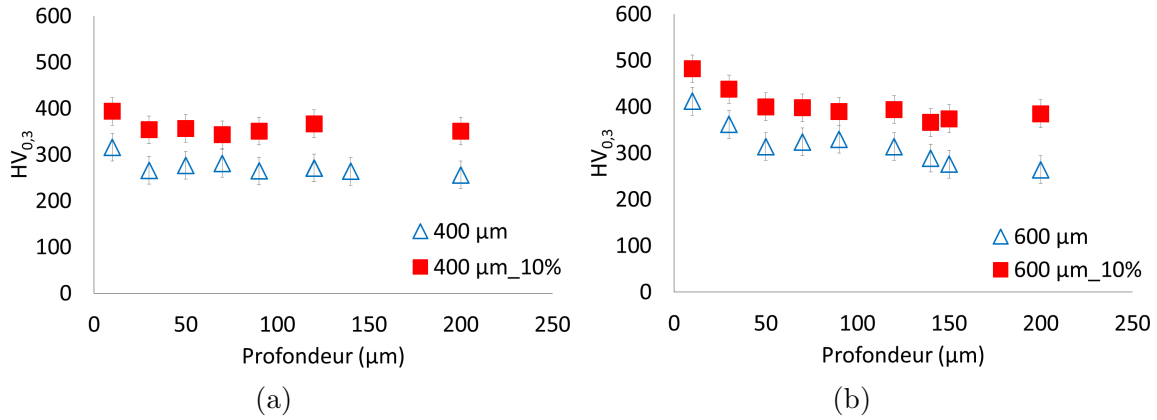
Avant grenaillage, les blocs pré-déformés à 10 % présentent une fraction d'austénite résiduelle d'environ 9 %, inférieure aux 12 % des échantillons n'ayant pas subi de pré-déformation.

Les contraintes ont été analysées, dans les deux phases, dans la direction longitudinale (sens de la traction) ainsi que dans la direction transverse sans montrer d'écart significatif. Les contraintes sont d'environ 20 MPa dans la phase CC et d'environ 10 MPa dans la phase austénitique.

Les échantillons présentent une dureté de 350±30 $HV_{0,3}$ supérieure à celle de ceux n'ayant pas subi de pré-déformation initiale.

b) Filiation de dureté

La dureté maximale est obtenue en surface des blocs grenaillés, que ce soit en présence ou non d'une pré-déformation initiale. La dureté maximale est de 400±20 $HV_{0,3}$ pour les billes de diamètre 400 µm lorsqu'ils ont été préalablement déformés alors qu'elle n'est que de 315±30 $HV_{0,3}$ en l'absence de pré-déformation (Figure III-24). Avec des billes de diamètre 600 µm, les duretés maximales atteintes en surface sont respectivement de 480±30 $HV_{0,3}$ et 410±20 $HV_{0,3}$ avec et sans pré-déformation initiale. La dureté diminue ensuite progressivement jusqu'à l'état d'avant grenaillage : 350±30 $HV_{0,3}$ pour les échantillons pré-déformés à partir de 50 et 140 µm de profondeur respectivement pour les billes de diamètre 400 et 600 µm, et 270±30 $HV_{0,3}$ pour les échantillons bruts aux mêmes profondeurs.



(a) (b)

Figure III-24 : Filiations de dureté après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm.

Pour les deux diamètres de billes, les filiations de dureté (Figure III-24) suivent la même évolution que sur des blocs non déformés. La dureté a seulement augmenté d'environ 80 $HV_{0,3}$. Cette augmentation de la dureté provient de l'écrouissage dû à la pré-déformation initiale et de la transformation de l'austénite en martensite lors de l'essai de traction.

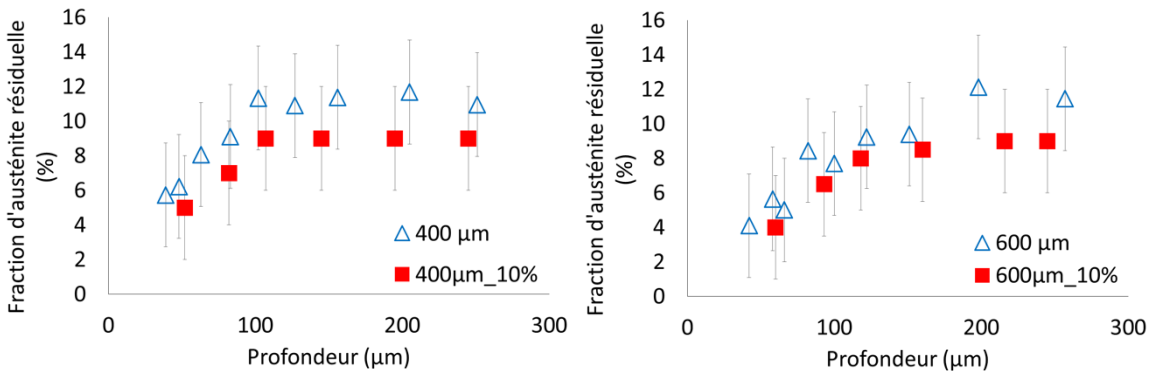
c) Évolution de la fraction d'austénite résiduelle

Quel que soit l'état initial des blocs en acier TRIP 780 (avec ou sans pré-déformation préalable), la fraction minimale d'austénite est obtenue en surface des échantillons grenaillés (Figure III-25).

La pré-déformation préalable de l'acier augmente la profondeur jusqu'à laquelle la fraction d'austénite résiduelle est trop faible pour être détectée. Avec des billes de diamètre 400 µm, cette profondeur augmente de 10 µm contre 20 µm avec les billes de diamètre 600 µm, pour atteindre des profondeurs respectives de 50 µm et 60 µm.

A ces profondeurs, la fraction d'austénite résiduelle est d'environ 5 % et augmente progressivement jusqu'à une valeur maximale de 12 % en l'absence de pré-déformation et de 9 % avec, quel que soit le diamètre de billes utilisé. Ces 3 % d'écart correspondent à la fraction de martensite qui a été formée lors de la pré-déformation homogène à 10 %.

La profondeur de la zone dans laquelle il y a transformation de l'austénite en martensite n'est pas affectée par la pré-déformation initiale de l'acier : environ 100 µm avec des billes de diamètre 400 µm et environ 200 µm avec celles de diamètre 600 µm.

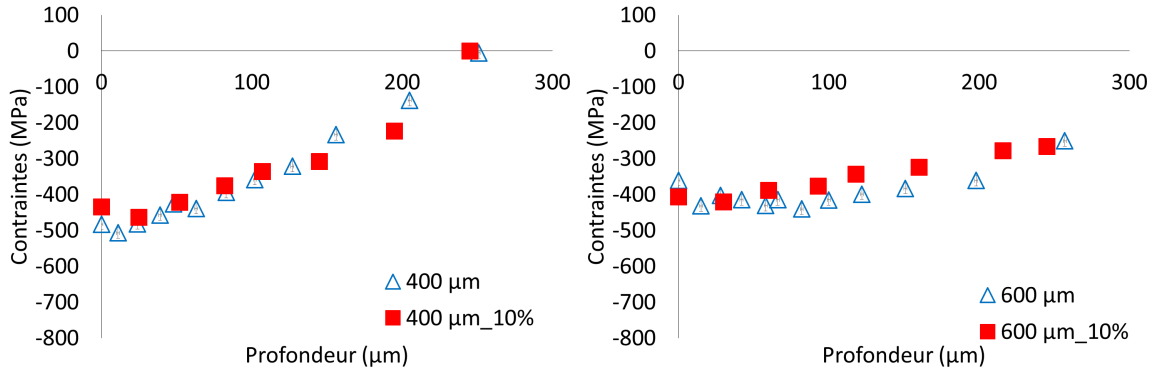


(a) (b)

Figure III-25 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle en fonction de la profondeur après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm.

d) Distribution des contraintes résiduelles intra-phase

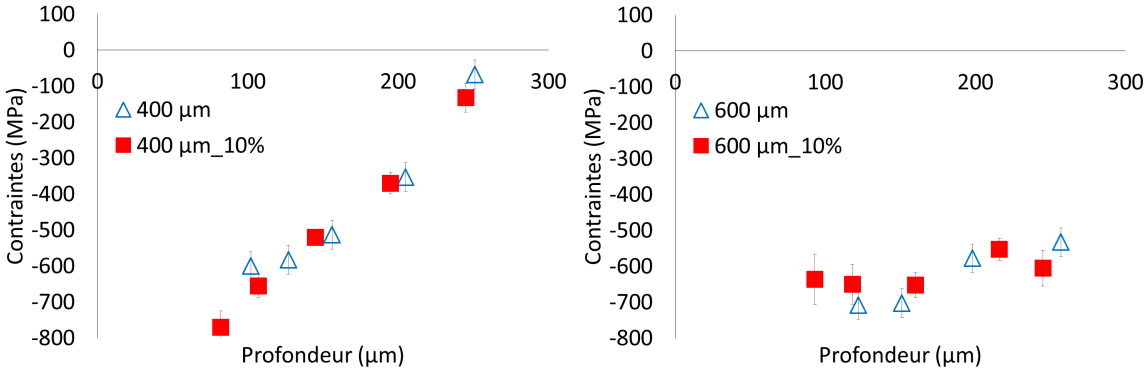
Aucun impact de la pré-déformation initiale n'est observé sur la distribution des contraintes (Figure III-26). Les profils se superposent pour la phase cubique centrée, et ce, pour les deux diamètres de billes.



(a) (b)

Figure III-26 Comparaison de la distribution des contraintes après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} dans la phase CC avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm.

La même tendance est observée pour l'austénite : les profils de contraintes sont quasiment confondus (Figure III-27). La pré-déformation de 10 % ne semble pas avoir d'impact.

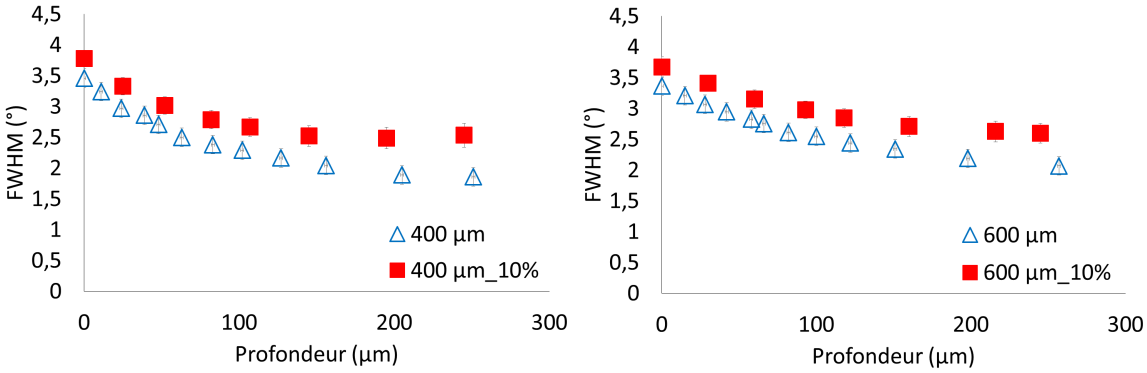


(a) (b)

Figure III-27 : Comparaison de la distribution des contraintes après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} dans l'austénite avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm.

e) Évolution de la FWHM avec la profondeur

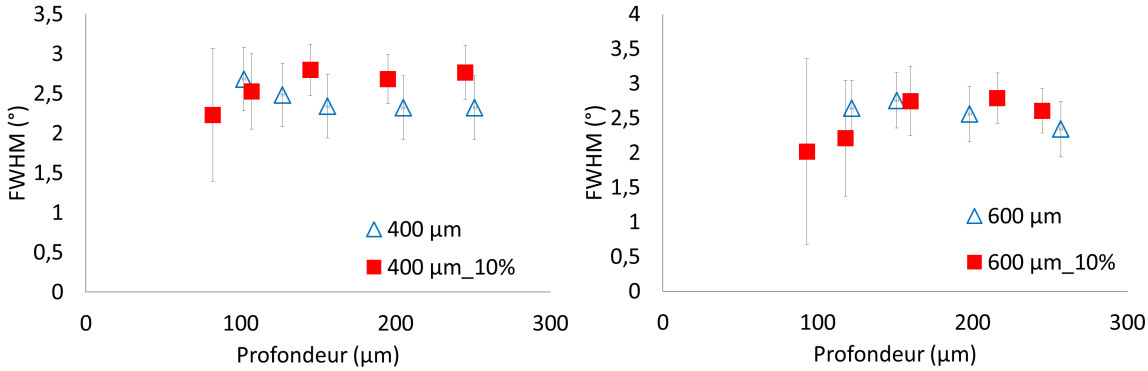
Le matériau pré-déformé présente la même évolution de la FWHM de la phase CC que le matériau non déformé : elle est maximale en surface puis diminue jusqu'à son état d'avant grenaillage, seules les valeurs sont plus élevées. Les profils sont donc translatés vers des largeurs de pics à mi-hauteur plus importantes lorsque le matériau a subi une pré-déformation préalable, et ce, quel que soit le diamètre de billes utilisé (Figure III-28).



(a) (b)

Figure III-28 : Comparaison de l'évolution de la FWHM dans la phase CC après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm.

L'analyse de la FWHM dans la phase austénitique (Figure III-29 a et b) ne permet pas d'analyser son évolution depuis la surface, la fraction d'austénite étant beaucoup trop faible. A partir d'environ 100 µm de profondeur, quel que soit le diamètre de billes utilisé, aucun impact de la pré-déformation initiale n'a été observé sur la FWHM de l'austénite.



(a) (b)

Figure III-29 : Comparaison de l'évolution de la FWHM dans la phase austénitique après grenaillage à 2500 tr.min^{-1} avec et sans pré-déformation initiale pour deux diamètres de billes : (a) 400 µm, (b) 600 µm.

f) Bilan

La pré-déformation induit une diminution de la fraction d'austénite initiale de 12 à 9 %. Après grenaillage, les mêmes profils d'austénite résiduelle, translatés vers des fractions volumiques plus faibles sont obtenus. La profondeur affectée reste inchangée.

De même, aucun impact de la pré-déformation n'a été mis en évidence sur la distribution des contraintes résiduelles dans les deux phases, les profils de contraintes résiduelles avec et sans pré-déformation initiale se superposent.

La FWHM et la dureté augmentent avec la pré-déformation, les profils se retrouvent translatés vers des valeurs plus élevées.

La pré-déformation initiale étant seulement uni-axiale, il serait intéressant de réaliser des blocs déformés de manière homogène ayant subi une pré-déformation initiale se rapprochant de l'état multiaxial obtenu sur des pièces après emboutissage, comme c'est le cas des pièces de liaison au sol en acier TRIP 780 (berceau moteur par exemple).

III. Grenaillage d'un matériau avec un gradient de microstructure : l'acier 23MnCrMo5

Une troisième campagne de grenaillage a été réalisée sur des blocs d'acier 23MnCrMo5 de dimensions 50 x 40 x 5 mm^3. Ils ont été préalablement traités thermochimiquement par cémentation basse pression afin d'obtenir une teneur superficielle en carbone de 0,8 %. Ils présentent donc un gradient de microstructure (chapitre II) et de propriétés mécaniques avant grenaillage. Dans l'optique d'une modélisation future du grenaillage sur ce type de matériau, il a été nécessaire d'étudier le comportement de deux couches représentant deux profondeurs caractéristiques du bloc grenaillé. Pour ce faire, les éprouvettes représentatives (chapitre II) de la surface et du cœur des blocs cémentés ont été usinées puis caractérisées.

Les blocs cémentés ont ensuite été grenaillés suivant les conditions de grenaillage rappelées dans le Tableau III-5.

Fils coupés en acier	**Vitesse de la turbine ($tr.min^{-1}$)**	**Intensité Almen**	**Taux de recouvrement (%)**
0,4 mm 700 HV	2500	F22A	180
0,6 mm 700 HV	2500	F35A	110

Tableau III-5 : Rappel des conditions de grenaillage de l'acier 23MnCrMo5.

1. Comportement mécanique du cœur et de la surface du bloc cémenté

Des éprouvettes d'épaisseur 1 mm cémentées à basse pression à teneur homogène en carbone de 0,8 %, ainsi que des éprouvettes ayant subi un traitement thermique identique (austénitisation + trempe) mais sans enrichissement en carbone, ont été réalisées. Les éprouvettes cémentées représentent les couches superficielles du bloc et les éprouvettes trempées sont représentatives de son cœur non affecté par la cémentation.

Le cœur du matériau possède une microstructure faite d'un mélange de bainite et de martensite (chapitre II). Des essais de traction à 10^{-4} s^{-1} ont été réalisés (Figure III-30) : la

limite d'élasticité est d'environ 1200 MPa pour une résistance en traction de 1620 MPa et un allongement à rupture d'environ 4 %.

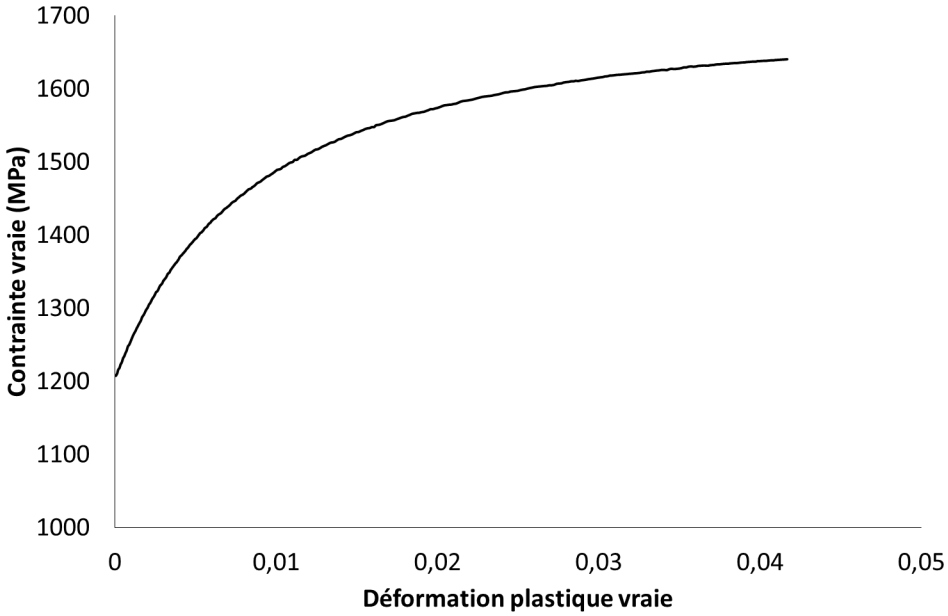
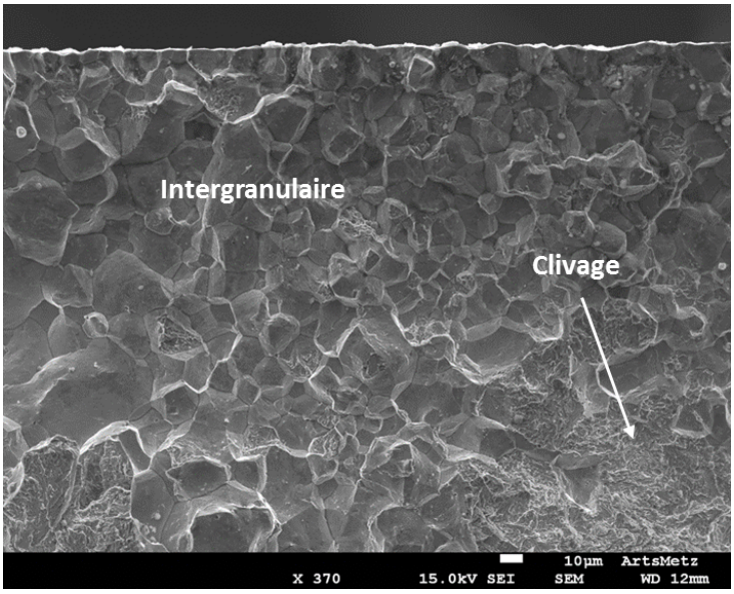
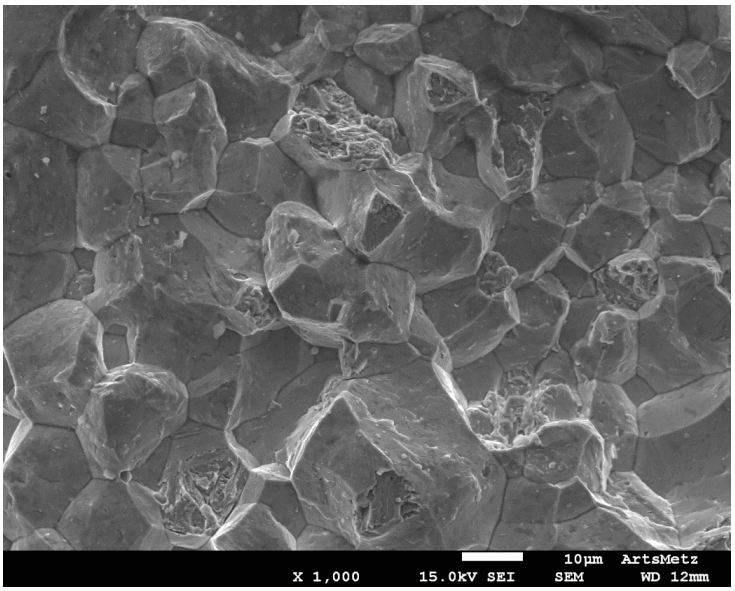


Figure III-30 : Comportement mécanique représentatif du cœur du bloc d'acier 23MnCrMo5 cémenté à teneur superficielle de 0,8 %C.

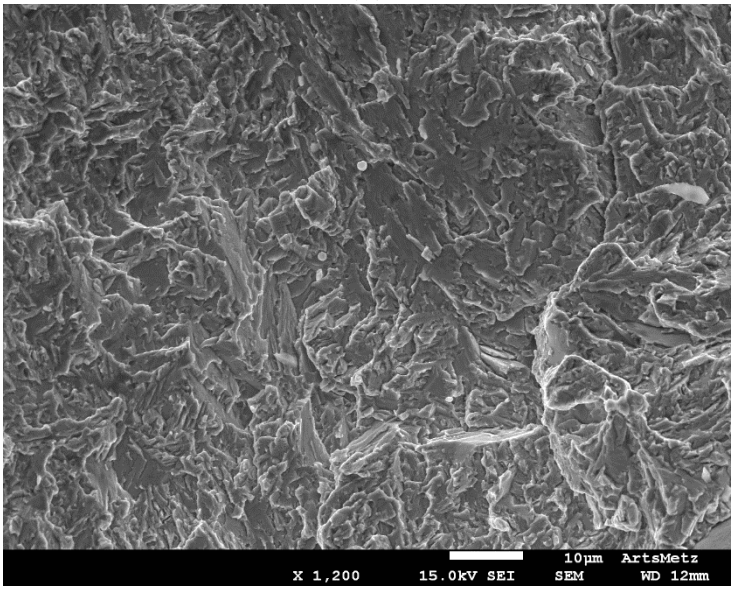
Les éprouvettes cémentées à teneur homogène en carbone (0,8 %C) présentent une microstructure composée de martensite et d'environ 20 % d'austénite résiduelle (chapitre II). Une rupture brutale des éprouvettes a été observée lors de l'essai de traction à 10^{-4} s^{-1}, la contrainte appliquée ne dépassant pas 700 MPa. Des analyses réalisées au microscope électronique à balayage (MEB) ont montré qu'une rupture fragile s'opère aux joints de grains (Figure III-31). Des zones de rupture par clivage ont également été observées.



(a)



(b)



(c)

Figure III-31 : Faciès de rupture : (a) Vue macroscopique, (b) Mise en évidence de la rupture inter-granulaire, (c) Mise en évidence de la rupture par clivage.

2. Impact du grenaillage sur les propriétés mécaniques et la microstructure

Le même type d'étude que sur les aciers AISI 301LN et TRIP 780 a été réalisé. Les analyses faites sur les blocs cémentés non grenaillés (NG) ont été comparées à celles obtenues après grenaillages à une vitesse de 2500 tr/min pour des billes de diamètre 400 et 600 µm (Tableau III-4).

a) Filiation de dureté

Après cémentation à basse pression, les blocs présentent une dureté maximale de 970±30 $HV_{0,3}$ à environ 90 µm de profondeur. La dureté diminue ensuite progressivement jusqu'à atteindre une valeur limite de 550±30 $HV_{0,3}$ à partir de 600 µm où la zone n'est plus affectée par la cémentation (Figure III-32). Comme pour les deux autres aciers, le grenaillage a entraîné une augmentation de la dureté en surface : elle est passée d'environ 970 $HV_{0,3}$ en surface, jusqu'à environ 1020 et 1100 $HV_{0,3}$ pour les billes de diamètre 400 et 600 µm respectivement. Les filiations (Figure III-32) montrent un retour à la dureté des blocs non grenaillés à partir de 300 µm de profondeur.

Hormis une légère augmentation de la dureté en surface pour le grenaillage réalisé avec des billes de diamètre 600 µm, aucune différence notoire n'est observée entre les filiations de dureté des deux blocs grenaillés.

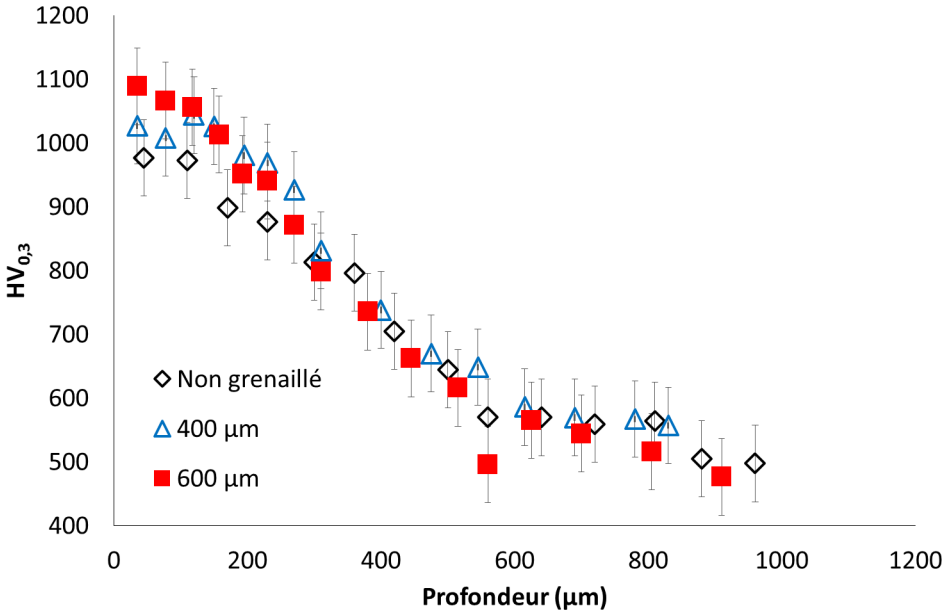


Figure III-32 : Filiations de dureté sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}.

b) Évolution de la fraction d'austénite résiduelle

Avant grenaillage, il a été observé une zone appauvrie en austénite résiduelle, entre 0 et 50 µm de profondeur, qui correspond à la zone appauvrie en carbone. Un faible taux de carbone entraîne une augmentation du Ms et donc une diminution de la fraction d'austénite résiduelle. A 50 µm de profondeur, la fraction d'austénite résiduelle est maximale et d'environ 25 % (Figure III-33). C'est également à cette profondeur que le pourcentage de carbone est maximal (0,8 %C). Le carbone étant un élément gammagène, il est logique d'obtenir le maximum d'austénite résiduelle à la profondeur à laquelle la teneur en carbone

est la plus élevée. À des profondeurs plus importantes, la fraction d'austénite diminue et n'est plus que de 8 % à 180 µm de profondeur.

Après grenaillage de précontrainte, quel que soit le diamètre des billes utilisé, la fraction d'austénite résiduelle a diminué d'environ 5 % en surface (de 15 à 10 %). Cette diminution signifie que plus de 30 % de l'austénite résiduelle initiale (après cémentation) s'est transformée en martensite. À partir de 70 µm de profondeur, une fraction d'austénite résiduelle, plus élevée après qu'avant grenaillage, a parfois été observée. Cela est dû au procédé de cémentation : des variations de la fraction d'austénite résiduelle peuvent exister entre plusieurs blocs cémentés dans la même fournée, essentiellement en profondeur ; les valeurs mesurées entre 0 et 30 µm étant globalement constantes d'un bloc à l'autre. Il est difficile de s'assurer d'une homogénéité de la fraction d'austénite résiduelle dans la profondeur des blocs avant grenaillage.

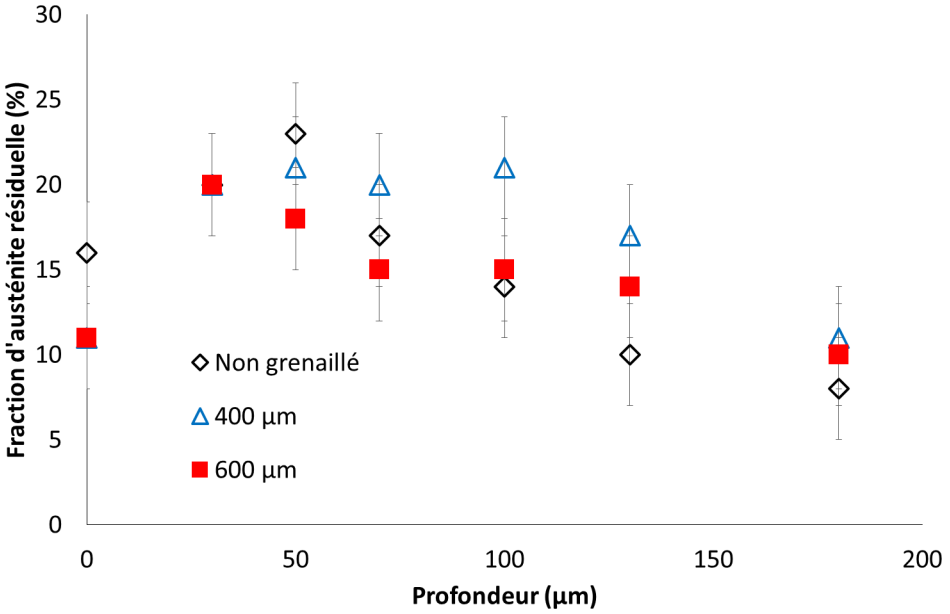


Figure III-33 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}.

c) Analyse de la distribution des contraintes résiduelles

Les contraintes dans les phases austénitique et martensitique, avant et après grenaillage ont été analysées par diffraction des rayons X jusqu'à une profondeur d'environ 180 µm.

La contrainte dans la phase austénitique est presque nulle après cémentation basse pression (Figure III-34). Après grenaillage, la contrainte en surface est d'environ – 360 MPa quel que soit le diamètre de billes utilisé. Pour des billes de diamètre 400 µm, la contrainte maximale de compression (- 690 MPa) est obtenue à 50 µm de profondeur puis diminue jusqu'à environ – 200 MPa à 130 µm. La contrainte de compression maximale obtenue après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm est d'environ – 600 MPa et reste presque constante entre 30 et 130 µm de profondeur.

L'augmentation du diamètre des billes entraîne une légère diminution de la contrainte de compression maximale et une augmentation de la zone mise fortement en compression.

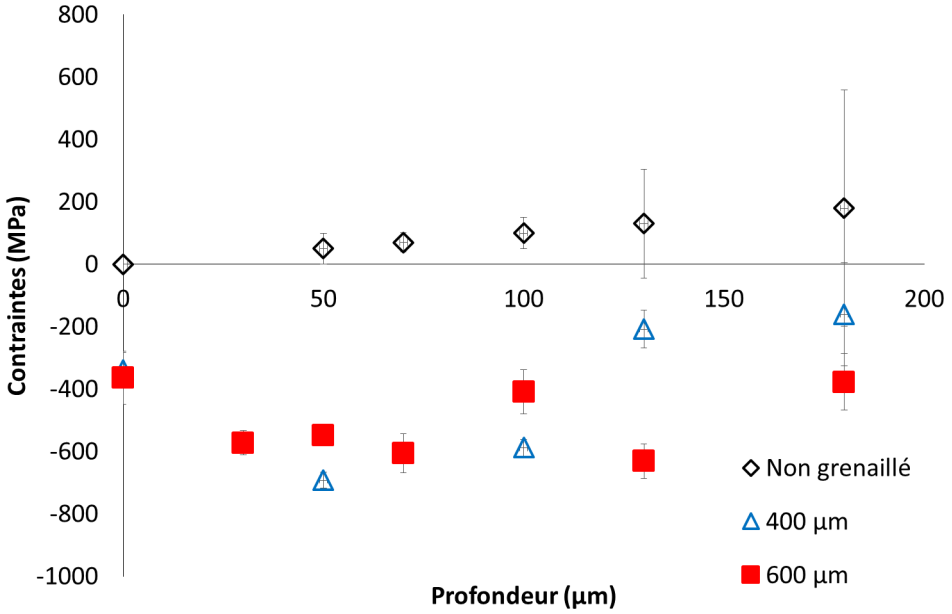


Figure III-34 : Distribution des contraintes résiduelles dans l'austénite sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}.

Dans la phase martensitique (Figure III-35), la contrainte après cémentation est presque nulle entre 0 et 50 µm de profondeur puis diminue progressivement jusqu'à environ – 400 MPa à 170 µm de profondeur.

Après grenaillage, une augmentation de la contrainte est observée. En surface, pour des billes de 400 et 600 µm de diamètre, la contrainte est de respectivement - 570 et – 600 MPa pour les billes de diamètre 400 et 600 µm. Elle augmente ensuite jusqu'à atteindre à 40 µm de profondeur, sa valeur maximale de – 800 MPa pour les billes de 600 µm et de – 590 MPa pour celles de 400 µm. Pour des profondeurs plus importantes, la contrainte diminue jusqu'à atteindre celle de l'état cémenté à partir de 100 et 140 µm respectivement pour les grenaillages avec des billes de diamètre 400 et 600 µm.

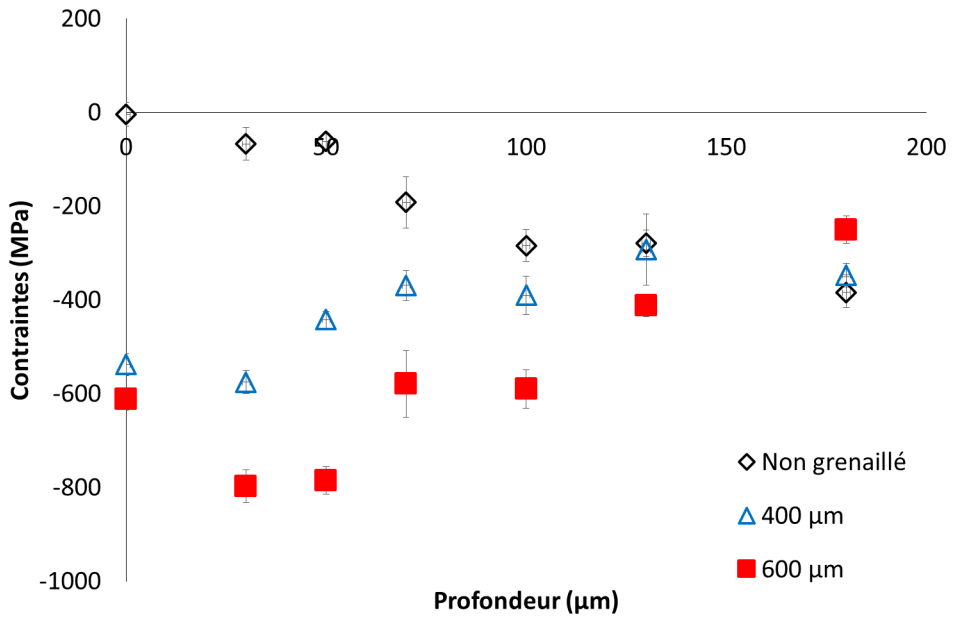


Figure III-35 : Distribution des contraintes résiduelles dans la martensite sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}.

d) Évolution de la FWHM avec la profondeur

La FWHM dans l'austénite (Figure III-36 a) après cémentation basse pression est globalement constante (~2°) sur toute la profondeur analysée. Après grenaillage, une augmentation de la FWHM est observée en surface : la FWHM est d'environ 6° avec les billes de diamètre 600 µm contre 4° avec celles de diamètre 400 µm. Pour chaque bloc grenaillé, la FWHM revient à sa valeur initiale de 2° à partir de 50 µm de profondeur.

Le même type d'évolution est observé dans la martensite (Figure III-36 b) mais la FWHM y est plus importante, que ce soit avant ou après grenaillage.

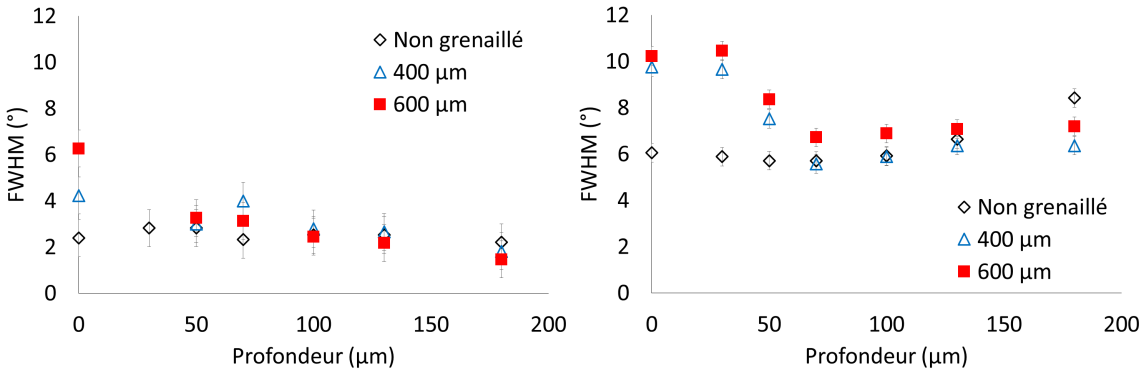


Figure III-36 : Évolution de la FWHM : (a) de l'austénite et (b) de la martensite sur l'acier 23MnCrMo5 cémenté avant et après grenaillage pour deux diamètres de billes à 2500 tr.min^{-1}.

e) Bilan

L'étude des blocs en acier 23MnCrMo5 cémentés, à teneur superficielle en carbone de 0,8 %C, a montré que seule la phase martensitique est mise en compression après cémentation. La contrainte dans la phase austénitique est quasiment nulle. Une zone appauvrie en austénite résiduelle a également été observée pour des profondeurs inférieures à 50 µm, à laquelle la fraction d'austénite résiduelle est maximale (environ 25 %).

Après grenaillage, c'est dans la zone comprise entre 0 et 50 µm de profondeur, là où la fraction d'austénite résiduelle augmente jusqu'à atteindre sa valeur maximale, qu'il y a transformation martensitique.

L'augmentation du diamètre des billes n'a pas le même effet sur la distribution des contraintes suivant la phase considérée. Dans l'austénite, elle entraîne une légère diminution de la contrainte maximale et une augmentation de la zone dans laquelle elle est maximale. Dans la martensite, elle augmente la contrainte de compression sur toute la profondeur.

La FWHM est plus importante dans la martensite et le grenaillage implique une augmentation de la FWHM entre 0 et 100 µm de profondeur, zone dans laquelle il y a transformation de l'austénite en martensite. L'augmentation du diamètre des billes n'a pas d'impact significatif sur l'évolution de la FWHM.

Ces observations semblent indiquer que la zone impactée par le grenaillage peut être considérée comme celle dans laquelle la transformation martensitique est maximale soit entre 0 et 50 µm de profondeur.

IV. Conclusions

L'étude de l'impact du grenaillage sur les trois aciers a montré que c'est dans la zone où il y a transformation de l'austénite en martensite qu'il y a une augmentation des contraintes intra-phase, quels que soient le diamètre des billes utilisées et la microstructure initiale du matériau. C'est également dans cette zone que l'on observe une augmentation de la dureté et de la FWHM par rapport à l'état d'avant grenaillage.

Il est alors possible de proposer une définition unifiée de la zone impactée par le grenaillage pour tous les aciers TRIP : il s'agit de la zone dans laquelle il y a transformation martensitique.

L'acier 23MnCrMo5 cémenté présentant un gradient de microstructure dans l'épaisseur, des éprouvettes représentatives de la couche superficielle et du cœur ont pu être réalisées.

Il a été montré que le comportement de la couche superficielle enrichie à 0,8 %C est de nature fragile.

Cette étude expérimentale a également montré l'influence des différents paramètres du procédé de grenaillage sur la distribution des champs mécaniques ; il s'agit d'autant de paramètres à prendre en compte lors de la simulation numérique du procédé : le diamètre des billes, leur vitesse de projection ou encore le taux de recouvrement.

Chapitre IV : Modélisation du comportement et mise en données pour la simulation du grenaillage

I. Loi de comportement des aciers à effet TRIP 129

1. Equations constitutives 129
2. La déformation de transformation moyenne instantanée 133
3. Comportement élastoplastique des constituants mécaniques 135
4. Cadre thermodynamique pour la cinétique de transformation martensitique 139
5. Conclusions 140

II. Identification des paramètres de la loi de comportement à effet TRIP 141

1. L'acier AISI 301LN 141
2. L'acier TRIP 780 145

III. Modélisation du procédé de grenaillage 149

1. Mise en données 149
2. Post-traitement des résultats 153

IV. Conclusions 155

De nombreux modèles ont été développés pour la simulation numérique du grenaillage de précontrainte (chapitre I), toutefois aucun n'a encore considéré l'effet de la transformation de phase, hormis Halilovic et al. [117] pour le choc laser. C'est pourquoi une loi de comportement semi-phénoménologique élastoplastique multiaxiale à transformation de phase a été utilisée et adaptée dans cette thèse. Basée sur les travaux de Kubler et al. [67] portant sur la modélisation du comportement des aciers TRIP lors du procédé d'emboutissage, elle permet notamment d'étudier le comportement de chacune des phases constituant le matériau, tel qu'obtenu en diffraction des rayons X. La prise en compte de lois d'écrouissage non-linéaires ainsi que de la dépendance de la transformation martensitique à la déformation plastique de l'austénite via la loi d'Olson-Cohen ont été ajoutées à ce modèle.

Les équations constitutives de la loi de comportement sont tout d'abord présentées, avant d'en détailler les différents aspects : déformation de transformation moyenne instantanée [67], comportements élastoplastiques des constituants et formulation thermodynamique pour la cinétique de transformation martensitique.

L'identification des paramètres de la loi de comportement a été réalisée à partir des essais mécaniques monotones et cycliques, si disponibles, pour les aciers AISI 301LN et TRIP 780. Le caractère cyclique du chargement est aussi présent dans le grenaillage, pouvant être considéré comme une répétition de conditions de contact. Différents types de sollicitations (traction, cisaillement et compression) ont servi à l'identification afin de prendre en compte l'influence de la multi-axialité sur la réponse de aciers TRIP. Le caractère fragile des éprouvettes représentatives de la surface des blocs en acier 23MnCrMo5 cémentés et le manque de données expérimentales n'ont pas permis d'identifier les paramètres nécessaires pour mener à bien une étude numérique sur ce matériau.

Une modélisation du grenaillage par impact d'un nombre représentatif de billes par éléments finis sous Abaqus (code explicite avec implémentation de la loi de comportement à effet TRIP) via une VUMAT ainsi qu'un post-traitement des résultats de simulation représentatifs des mesures expérimentales ont finalement été mis en place. Cela a permis de comparer les résultats expérimentaux avec les simulations numériques de l'impact du procédé de grenaillage sur les aciers TRIP, et aussi d'analyser l'effet de la transformation martensitique.

I. Loi de comportement des aciers à effet TRIP

1. Equations constitutives

Un modèle semi-phénoménologique multiaxial a été développé à l'échelle des phases (champs moyens). Cette approche permet une bonne description des phénomènes physiques

mis en jeu, tout en conservant un temps de calcul raisonnable comparé aux approches atomistiques et cristallographiques (chapitre I). Le comportement moyen d'un Volume Elémentaire Représentatif (VER), ici un ensemble de quatre constituants, peut être déterminé au cours d'un chargement thermomécanique. Dans cette étude, les constituants considérés sont les suivants et sont schématisés sur la Figure IV-1 :

- la ferrite (F) de volume V^F,
- la bainite (B) de volume V^B,
- la martensite α' se formant dans l'austénite γ_{inst} instable de volume $V^{\gamma_{inst}}$, sous chargement thermomécanique,
- γ l'austénite résiduelle non transformée.

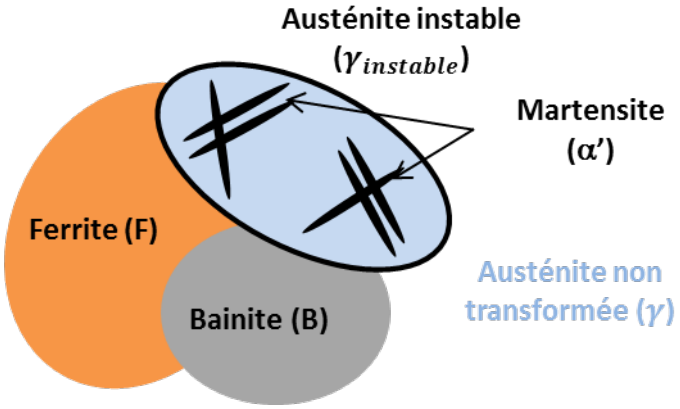


Figure IV-1 : Schéma du VER multiphasé

Soit V le volume total du VER, les fractions volumiques F des différentes phases sont définies de la manière suivante :

- $F^F = \frac{V^F}{V}$,
- $F^B = \frac{V^B}{V}$,
- $F^\gamma = \frac{V^{\gamma_{inst}}}{V}$

avec $F^F + F^B + F^{\gamma_{inst}} = 1$

f définit la fraction de martensite formée par rapport au volume d'austénite initial, c'est-à-dire la fraction d'austénite transformée :

- $f = \frac{V^{\alpha'}}{V^{\gamma_{instable}}}$,

Ainsi, la fraction d'austénite non transformée, par rapport au volume d'austénite initial, est donnée par $1 - f$.

Le comportement macroscopique moyen du VER est donné par l'homogénéisation du comportement des phases.

Dans un premier temps, le cas d'un VER biphasé contenant seulement de l'austénite et de la martensite est étudié. C'est le cas de l'acier inoxydable austénitique AISI 301LN où $F^F = F^B = 0$. Soit la fraction d'austénite instable $F^{\gamma inst}$, initialement égale à 1. L'incrément de déformation totale macroscopique $\underline{\underline{\dot{E}}}$ s'exprime en fonction des incréments de déformation, élastoplastique $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep}$ et thermique $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th}$, dans les phases austénitique et martensitique ainsi qu'en fonction de l'incrément de déformation de transformation $\underline{\underline{\bar{\dot{\varepsilon}}}}^{T}$:

$$\underline{\underline{\dot{E}}} = (1-f)\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\gamma} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\gamma}\right) + f\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\alpha\prime} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\alpha\prime}\right) + \underline{\underline{\bar{\dot{\varepsilon}}}}^{T} \tag{33}$$

L'expression de l'incrément de déformation de transformation est donnée par l'équation (34) où $\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T}$ est la Déformation de Transformation Moyenne Instantanée (DTMI) introduite par Kubler et al. [67]. En comparaison à une description cristallographique [53]-[69], elle représente la contribution de la déformation de transformation associée à l'ensemble des variantes i de martensite se formant à un instant donné :

$$\underline{\underline{\bar{\dot{\varepsilon}}}}^{T} = \dot{f}\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T} = \sum_i \underline{\underline{\varepsilon}}^{T_i}\dot{f}^i \tag{34}$$

où $\dot{f}^i$ et $\underline{\underline{\varepsilon}}^{T_i}$ correspondent à la fraction et la déformation de transformation de la variante i.

Le comportement élastique de chaque constituant est supposé isotrope et les paramètres d'élasticité sont identiques. Le tenseur des dilatations thermiques supposé isotrope, $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th}$, de chacun des constituants est donné par l'équation (35) où α^{th} représente les coefficients de dilatation thermique de chaque constituant supposé isotrope, $\dot{T}$ l'incrément de température et $\underline{\underline{I}}$ est le tenseur identité :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th} = \alpha^{th}\dot{T}\underline{\underline{I}} \tag{35}$$

L'équation (33) devient :

$$\underline{\underline{\dot{E}}} = (1-f)\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\gamma} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\gamma}\right) + f\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\alpha\prime} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\alpha\prime}\right) + \dot{f}\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T} \tag{36}$$

$$\underline{\underline{\dot{E}}} = (1-f)\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\gamma} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\gamma} + \frac{\dot{f}}{1-f}\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T}\right) + f\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\alpha\prime} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\alpha\prime}\right) \tag{37}$$

ou en étendant cette expression au cas d'un matériau multiphasé avec les phases ferritique, bainitique et austénitique de fractions volumiques respectives F^F, F^B, $F^{\gamma inst}$:

$$\underline{\underline{\dot{E}}} = F^F\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{epF} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{thF}\right) + F^B\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{epB} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{thB}\right) + F^{\gamma inst}\left((1-f)\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\gamma} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\gamma} + \frac{1}{1-f}\underline{\underline{\bar{\xi}}}^T\dot{f}\right) + f\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\alpha\prime} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\alpha\prime}\right)\right) \quad (38)$$

Lors d'un incrément de déformation macroscopique ou de température, la modélisation suit le cheminement suivant :

- localisation du taux de déformation dans chacune des phases,
- représentation des mécanismes physiques dans chacune des phases via une loi de comportement thermo-élastoplastique à transformation de phase afin de déterminer l'incrément de contrainte $\dot{\sigma}$ correspondant,
- homogénéisation afin d'obtenir le comportement macroscopique $\dot{\Sigma}$.

De l'expression du taux de déformation macroscopique, sont déduites les expressions des taux de déformation dans chacune des phases :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{\gamma} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\gamma} + \frac{\underline{\underline{\bar{\dot{\varepsilon}}}}^T}{(1-f)} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\gamma} \quad (39)$$

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{\alpha\prime} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\alpha\prime} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th\alpha\prime} \quad (40)$$

Dans l'expression du taux de déformation de la martensite, le taux de déformation plastique hérité du changement de phase austénite / martensite n'est pas considéré. Les expressions des déformations élastoplastiques de chaque phase sont données par les équations (41) et (42) en faisant l'hypothèse d'un modèle iso-déformation (Taylor), c'est-à-dire que l'incrément de déformation totale macroscopique est égal à l'incrément de déformation de chacune des phases :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\gamma} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{\gamma} - \frac{\dot{f}\underline{\underline{\bar{\xi}}}^T}{(1-f)} = \underline{\underline{\dot{E}}} - \frac{\dot{f}\underline{\underline{\bar{\xi}}}^T}{(1-f)} \quad (41)$$

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ep\alpha\prime} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{\alpha\prime} = \underline{\underline{\dot{E}}} \quad (42)$$

L'expression de l'incrément de contrainte dans chacun des constituants, austénite et martensite, s'exprime en fonction du module tangent élastoplastique $\underline{\underline{l}}^{ep}$ et du module thermique $\underline{\underline{m}}$ relatifs à chacun des constituants selon les expressions (43) et (44) :

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}^{\gamma} = \underline{\underline{\underline{\underline{l}}}}^{ep\gamma} : \left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{\gamma} - \frac{\dot{f}\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T}}{(1-f)} \right) - \underline{\underline{m}}^{\gamma}\underline{\dot{T}} \tag{43}$$

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}^{\alpha\prime} = \underline{\underline{\underline{\underline{l}}}}^{ep\alpha\prime} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{\alpha\prime} - \underline{\underline{m}}^{\alpha\prime}\underline{\dot{T}} \tag{44}$$

On adopte ensuite la notation générale suivante pour toutes les phases :

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}} = \underline{\underline{\underline{\underline{l}}}}^{ep} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} \quad - \underline{\underline{n}}\dot{f} - \underline{\underline{m}}\,\underline{\dot{T}} \tag{45}$$

avec $\underline{\underline{m}} = \underline{\underline{\alpha}}^{th}\underline{\underline{\underline{\underline{l}}}}^{ep} I$ et $\underline{\underline{n}}$ un tenseur du second ordre associé à la transformation martensitique tel que :

$$\begin{cases} \underline{\underline{n}}^{\gamma} = \dfrac{l^{ep\gamma} : \underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T}}{1-f} \\ \underline{\underline{n}}^{\alpha\prime} = 0 \end{cases} \tag{46}$$

Ces relations mettent en évidence trois facteurs clef du modèle de comportement du matériau qui doivent être déterminés : le module élastoplastique $\underline{\underline{\underline{\underline{l}}}}^{ep}$, la DTMI $\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T}$ et la cinétique de transformation martensitique f.

2. La déformation de transformation moyenne instantanée

Pour rappel, par rapport aux travaux de Kubler et al. [23], [67], la Déformation de Transformation Moyenne Instantanée (DTMI) $\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T}$ intègre la déformation de Bain [1] et une partie de l'effet Greenwood-Johnson [14] via les mécanismes d'accommodation de la déformation de Bain dans la martensite (maclage, glissement plastique). En faisant l'hypothèse d'une contrainte uniforme dans l'austénite non transformée, la DTMI est définie par analogie à la représentation cristallographique [69] par :

$$\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T} = \frac{\sum_{i=1}^{24} \varepsilon^{Ti}\dot{f}^{i}}{\dot{f}} \tag{47}$$

qui est une sommation sur les vingt-quatre orientations possibles des variantes potentielles de martensite. Les études de Gautier et al. [8] et Zhan et al. [148] ont montré une dépendance de la déformation de transformation à la contrainte dans l'austénite. De plus, dans le domaine de température situé entre M_s^{σ} et M_d , la transformation de l'austénite en martensite est assistée par la déformation plastique. Kubler [23] a proposé de prendre en

compte la contrainte et la déformation plastique dans l'austénite, dans l'expression de la DTMI :

$$\underline{\underline{\bar{\xi}}}^{T} = f(\sigma^{\gamma}, \varepsilon^{p\gamma})$$

Dans un souci de simplification du modèle, Kubler [23] a fait l'hypothèse que la DTMI ne dépend que de l'état de contrainte dans l'austénite non transformée. La DTMI prend alors la forme suivante :

$$\bar{\xi}_{ij}^{T} = \frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V}\delta_{ij} + e_{ij}^{T} \tag{48}$$

où $\frac{\Delta V}{V}$ est la variation de volume accompagnant la transformation martensitique, elle est indépendante de la contrainte et dépend de la composition en carbone et constitue donc une donnée matériau ; e^{T} est la partie déviatorique de la déformation de transformation.

Leblond et al. [61], Reyes-Morel et Chen [149] ou encore Sun et al. [150] proposent des expressions linéaires de la déformation de transformation en fonction du déviateur des contraintes dans la phase austénitique S^{γ}.

Kubler et al. [67] ont fait l'hypothèse que la déformation de transformation est une fonction isotrope non-linéaire du déviateur des contraintes dans l'austénite. Ils obtiennent les expressions suivantes du déviateur de la déformation de transformation et de la DTMI :

$$e_{ij}^{T} = \left(D_{ijkl}^{1} + \frac{1}{2}D_{ijklmn}^{2}S_{mn}^{\gamma}\right)S_{kl}^{\gamma} \tag{49}$$

$$\bar{\xi}_{ij}^{T} = \frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V}\delta_{ij} + \left(D_{ijkl}^{1} + \frac{1}{2}D_{ijklmn}^{2}S_{mn}^{\gamma}\right)S_{kl}^{\gamma} \tag{50}$$

où $\underline{\underline{\underline{\underline{D}}}}^{1}$ et $\underline{\underline{\underline{\underline{\underline{\underline{D}}}}}}^{2}$ sont des tenseurs constants du quatrième et sixième ordres définis, à partir de cinq coefficients et permettant une représentation isotrope de $\underline{\underline{e}}^{T}$et $\underline{\underline{S}}^{\gamma}$. En utilisant les propriétés déviatoriques de $\underline{\underline{e}}^{T}$et $\underline{\underline{S}}^{\gamma}$, Kubler et al. [67] ont montré que le nombre de coefficients se réduisait à deux. La DTMI s'exprime alors sous la forme indicielle suivante avec d_1 et d_2 deux constantes :

$$\bar{\xi}_{ij}^{T} = \frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V}\delta_{ij} + d_1 S_{ij}^{\gamma} + d_2\left(\frac{9}{16}\left[S_{kl}^{\gamma}S_{kl}^{\gamma}\right]\delta_{ij} - \frac{27}{16}S_{ki}^{\gamma}S_{kj}^{\gamma}\right) \tag{51}$$

On note que si $d_2 = 0$, il existe une dépendance linéaire entre la DTMI et le déviateur des contraintes dans l'austénite.

3. Comportement élastoplastique des constituants

L'écoulement plastique dans chaque constituant mécanique est décrit par l'application du critère phénoménologique de Von Mises dans le cadre d'un comportement isotrope avec un formalisme de type matériaux standards généralisés, avec écrouissages isotrope et cinématique. La fonction de charge F est décrite par :

$$F = \sigma_{eq} - \sigma_y - R \tag{52}$$

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

La contrainte équivalente de Von Mises est donnée par :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right) : \left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)} \tag{53}$$

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}\left(Tr(\underline{\underline{\sigma}})\right)\underline{\underline{I}} \tag{54}$$

avec $\underline{\underline{S}}$ le déviateur des contraintes et $\underline{\underline{X}}$ l'écrouissage cinématique.

La loi de comportement prend en compte un écrouissage isotrope non-linéaire et un écrouissage cinématique non-linéaire. Les expressions de ces deux termes sont données respectivement par les lois de Voce [151] et Armstrong - Frederick [152] :

$$R = Q_0\left(1 - e^{-b\varepsilon_{eq}^p}\right) \tag{55}$$

$$d\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3}Cd\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \gamma\underline{\underline{X}}dp \tag{56}$$

Les coefficients Q_0, b, C et γ sont des constantes du matériau associées à chacun des constituants mécaniques. ε_{eq}^p correspond à la déformation plastique équivalente au sens de von Mises et $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ représente le tenseur des déformations plastiques. Enfin, dp définit l'incrément de déformation plastique cumulée, égal à $d\varepsilon_{eq}^p$.

En appliquant la règle de normalité à la fonction de charge F, on obtient l'expression de l'incrément de déformation plastique $d\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ en fonction du multiplicateur plastique $d\lambda$ et de la normale à la surface de charge $\frac{\partial F}{\partial \lambda}$.

On trouve :

$$d\underline{\underline{\varepsilon}}^p = d\lambda \frac{\partial F}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \tag{57}$$

avec :

$$\frac{\partial F}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}} \tag{58}$$

$$d\lambda = d\varepsilon_{eq}^p \tag{59}$$

où $d\varepsilon_{eq}^p$ représente le taux de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises :

$$d\varepsilon_{eq}^p = dp = \sqrt{\frac{2}{3} d\underline{\underline{\varepsilon}}^p : d\underline{\underline{\varepsilon}}^p} \tag{60}$$

Afin de calculer l'expression du multiplicateur plastique $d\lambda$, on applique la règle de cohérence, soit $dF = 0$. En partant de l'équation 52, on obtient :

$$dF = d\sigma_{eq} - dR = 0 \tag{61}$$

$$dF = \frac{3}{2} \frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right) : \left(d\underline{\underline{S}} - d\underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}} - Q_0 b e^{-b\varepsilon_{eq}^p} d\varepsilon_{eq}^p = 0 \tag{62}$$

En posant $H = Q_0 b e^{-b\varepsilon_{eq}^p}$; l'expression (62) devient :

$$dF = \frac{3}{2} \frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right) : \left(d\underline{\underline{S}} - d\underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}} - H d\varepsilon_{eq}^p = 0 \tag{63}$$

La dérivée $d\underline{\underline{S}}$ du déviateur des contraintes a la forme suivante:

$$d\underline{\underline{S}} = d\underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} Tr\left(d\underline{\underline{\sigma}}\right) \underline{\underline{\delta}} \tag{64}$$

or : $d\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}} : d\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}} : \left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - d\underline{\underline{\varepsilon}}^p\right)$

En injectant(57)-(58) dans (64), on obtient :

$$d\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - d\lambda\frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\right) - \frac{1}{3}Tr\left(\underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - d\lambda\frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\right)\right)\underline{\underline{\delta}} = A + B\underline{\underline{\delta}} \tag{65}$$

En calculant séparément les différents termes de l'expression de dF, les équations suivantes sont obtenues :

$$\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):d\underline{\underline{S}} = \left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)\left(A + B\underline{\underline{\delta}}\right) = \left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)A \tag{66}$$

L'expression de dF devient alors :

$$dF = \frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\left(\underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - d\lambda\frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\right) - d\underline{\underline{X}}\right) - Hd\varepsilon_{eq}^{p} = 0 \tag{67}$$

En élasticité isotrope, les constantes d'élasticité sont définies par : $C_{ijkl} = 2\mu^{*}I_{ijkl} + \lambda^{*}\delta_{ij}\delta_{kl}$ où μ^{*} et λ^{*} sont les coefficients de Lamé. Cela permet de simplifier l'expression de $\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):\underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:d\underline{\underline{\varepsilon}}$. Les simplifications suivantes sont effectuées :

$$\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):\underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:d\underline{\underline{\varepsilon}} = 2\mu^{*}\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):d\underline{\underline{\varepsilon}} \tag{68}$$

Puis l'expression de $\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):\underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)$ est aussi simplifiée :

$$\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):\underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right) = 2\mu^{*}\frac{2}{3}\sigma_{eq}^{2} \tag{69}$$

De la même manière, on obtient:

$$\begin{aligned}\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):d\underline{\underline{X}} &= \left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)\left(\frac{2}{3}Cd\underline{\underline{\varepsilon}}^{p} - \gamma\underline{\underline{X}}dp\right) = \left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):\left(\frac{2}{3}Cd\lambda\frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}} - \gamma\underline{\underline{X}}d\lambda\right) \\ &= \frac{2}{3}C\sigma_{eq}d\lambda - \gamma\left(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}}\right):\underline{\underline{X}}d\lambda\end{aligned} \tag{70}$$

Les expressions simplifiées précédentes sont injectées dans l'expression de dF en appliquant la règle de cohérence.

L'équation suivante est obtenue :

$$dF = \frac{3}{2\sigma_{eq}}\left(2\mu^*(\underline{S} - \underline{X})d\underline{\varepsilon} - 2\mu^*\sigma_{eq}d\lambda - \frac{2}{3}C\sigma_{eq}d\lambda + \gamma(\underline{S} - \underline{X}):Xd\lambda\right) - Hd\lambda = 0 \tag{71}$$

avec $H = \frac{\partial R}{\partial \varepsilon_{eq}^p}$

De cette expression se déduit celle du multiplicateur plastique $d\lambda$:

$$d\lambda = \frac{3\mu^*\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)d\underline{\varepsilon}}{\sigma_{eq}\left(3\mu + C + H - \frac{3}{2\sigma_{eq}}\gamma\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right):\underline{\underline{X}}\right)} = \underline{\underline{A}}^* d\underline{\underline{\varepsilon}} \tag{72}$$

L'incrément de contraintes $d\underline{\underline{\sigma}}$ est alors donné par l'expression suivante :

$$\begin{aligned} d\underline{\underline{\sigma}} &= \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - d\underline{\underline{\varepsilon}}^p\right) = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - d\lambda\frac{\partial F}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}\right) = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - d\lambda\frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\right) \\ &= \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - \frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\underline{\underline{A}}^* d\underline{\underline{\varepsilon}}\right) \end{aligned} \tag{73}$$

Sachant que $d\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{l}}^{ep}: d\underline{\underline{\varepsilon}}$, l'expression du module élastoplastique dans le cas d'un matériau à écrouissage cinématique non-linéaire et isotrope non-linéaire est donnée par :

$$\underline{\underline{\underline{\underline{l}}}}^{ep} = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}\left(I - \frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\underline{\underline{A}}^*\right) \tag{74}$$

En résumé, les principales équations du modèle sont :

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

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

$$d\lambda = \frac{3\mu^*\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)d\underline{\underline{\varepsilon}}}{\sigma_{eq}\left(3\mu + C + H - \frac{3}{2\sigma_{eq}}\gamma\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right):\underline{\underline{X}}\right)} = \underline{\underline{A}}d\underline{\underline{\varepsilon}}$$

$$d\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}:\left(d\underline{\underline{\varepsilon}} - \frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}Ad\underline{\underline{\varepsilon}}\right)$$

$$\underline{\underline{\underline{\underline{l}}}}^{ep} = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}\left(I - \frac{3}{2}\frac{\left(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}\right)}{\sigma_{eq}}\underline{\underline{A}}\right)$$

4. Cadre thermodynamique pour la cinétique de transformation martensitique

Le comportement élastoplastique de chacun des constituants du matériau est couplé à un modèle de la cinétique de transformation de l'austénite en martensite sous sollicitation thermomécanique. Dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles pour une transformation indépendante du temps, la force motrice F_f de la transformation martensitique est comparée à la force critique F_c comme proposé par Cherkaoui et al. [54], Kubler et al. [67] et Patoor et Berveiller. [153].

Pour la représentation semi-phénoménologique choisie dans cette étude, la force motrice de la transformation martensitique est définie comme étant dépendante de la contrainte moyenne dans l'austénite $\underline{\underline{\sigma}}^A$, de la déformation de transformation moyenne instantanée $\underline{\underline{\bar{\xi}}}^T$ proposée par Kubler et al. [67] et de la température d'après l'expression suivante :

$$F_f = \underline{\underline{\sigma}}^A:\underline{\underline{\bar{\xi}}}^T - B(T - T_0) \tag{75}$$

où B est une constante matériau, T la température locale et T_0 la température d'équilibre thermodynamique.

La force motrice est comparée à une force critique F_c qui prend en compte l'influence de la fraction de martensite déjà formée et de la déformation plastique de l'austénite.

Elle est définie par:

$$F_c = F_{c_0} - B(M_s - T_0) - \beta\left[1 - \exp\left(-\alpha\varepsilon_{eq}^{pA}\right)\right]^n - \kappa \ln(1 - f) \tag{76}$$

où F_{c_0} représente la force critique lors d'un refroidissement sans contrainte, M_s est la température de début de transformation martensitique lors d'un refroidissement sans contrainte et f, la fraction de martensite formée. β, α, n et κ sont des constantes matériau contrôlant la cinétique de transformation martensitique.

Le paramètre κ permet de prendre en compte l'effet de la martensite déjà formée sur celle en cours de formation : si κ est positif, la force critique F_c augmente avec la fraction de martensite formée ; il est alors de plus en plus difficile de transformer l'austénite en martensite. Une augmentation de la déformation plastique de l'austénite $\underline{\underline{\varepsilon}}^{pA}$ se traduit par une diminution de la force critique F_c facilitant alors la transformation martensitique (Figure I-5).

Dans le cadre d'un processus indépendant du temps, le critère de transformation de l'austénite en martensite est défini de la manière suivante :

$$\begin{cases} F_f < F_c & alors\ \dot{f} = 0 \\ F_f = F_c\ et\ dF_f < dF_c & alors\ \dot{f} = 0 \\ F_f = F_c\ et\ dF_f = dF_c & alors\ \dot{f} > 0 \end{cases}$$

L'application de la règle de cohérence, c'est-à-dire $\dot{F}_f = \dot{F}_c$, conduit à une expression de la cinétique de la transformation martensitique, de type Koistinen-Marburger [36] couplée à une loi de type Olson-Cohen [48] à double exponentielle afin d'avoir une dépendance directe entre la déformation plastique et la fraction de martensite formée. La cinétique de transformation est donc contrôlée par la contrainte et la déformation plastique dans l'austénite, et dépend également de la fraction de martensite déjà formée :

$$df = \frac{1-f}{\kappa}\left\{d\underline{\underline{\sigma}}^A : \underline{\underline{\xi}}^T - B\dot{T} + \alpha\beta n.\exp\left(-\alpha\varepsilon_{eq}^{pA}\right).\left[1 - \exp\left(-\alpha\varepsilon_{eq}^{pA}\right)\right]^{n-1}.d\varepsilon_{eq}^{pA}\right\} \tag{77}$$

5. Conclusions

Un modèle élastoplastique multiaxial à écrouissage cinématique non-linéaire et isotrope non-linéaire, avec prise en compte de la transformation de l'austénite en martensite, a pu être développé. Ce modèle ne considère pas les aspects du comportement viscoplastique qui peuvent être non-négligeables lors d'essais de grenaillage, par exemple. Sur les trois matériaux de l'étude, il a été montré expérimentalement (données ArcelorMittal) qu'une sollicitation dynamique a peu d'impact sur le comportement mécanique et la cinétique de

transformation martensitique des aciers TRIP 780 et 23MnCrMo5. A l'inverse, l'acier inoxydable AISI 301LN y est beaucoup plus sensible, comme montré dans le troisième chapitre. Les paramètres du modèle ont été identifiés à partir d'essais expérimentaux quasi-statiques monotones et cycliques, si disponibles. Cela sera l'objet de la partie suivante.

II. Identification des paramètres de la loi de comportement à effet TRIP

Les paramètres de la loi de comportement ont été identifiés sur différents essais mécaniques : des essais monotones quasi-statiques pour l'acier inoxydable austénitique AISI 301LN et des essais monotones et cycliques pour l'acier TRIP 780. Ces paramètres serviront de données d'entrée au modèle pour la simulation numérique du procédé de grenaillage de précontrainte. L'identification n'utilise pas une procédure de minimisation semi-automatique comme, par exemple, SiDoLo. Elle a été effectuée manuellement au regard des courbes d'essais.

1. L'acier AISI 301LN

Les paramètres de la loi de comportement ont été identifiés à partir des essais de traction quasi-statique présentés dans le chapitre III.

L'identification a été réalisée, à la fois, sur la courbe de comportement mécanique et sur la cinétique de transformation martensitique afin de déterminer les paramètres mécaniques (Tableau IV-1) et de la transformation martensitique (Tableau IV-2) de la loi de comportement. Pour cela, l'essai de traction quasi-statique à 5.10^{-4} s^{-1} a été simulé sur un élément cubique C3D8R sous Abaqus/Explicit 6.13.

Le module d'Young et le coefficient de Poisson de l'acier sont respectivement de 200 GPa et 0,3. La limite d'élasticité, σ_y, de chacune des phases et la température, M_s, de début de transformation martensitique lors d'un refroidissement sans contrainte ont été déterminées expérimentalement par Berrahmoune [35]. Pour un acier inoxydable, la variation de volume $\frac{\Delta V}{V}$ due à la transformation martensitique est estimée à 2 % expérimentalement. Les autres paramètres de la loi de comportement ont été calibrés numériquement afin de reproduire les courbes expérimentales de traction et de cinétique de transformation associée : les coefficients d'écrouissage isotrope non-linéaire Q_0 et b, d'écrouissage cinématique non-linéaire C et γ, les paramètres de la DTMI d_1 et d_2, la force critique de transformation F_{c0} et les coefficients de la loi d'Olson-Cohen κ, n, β et α. Le jeu de paramètres choisi, notamment pour les termes d'écrouissage, représente une solution mais elle n'est pas unique. D'autres essais, notamment cycliques seraient nécessaires. Une étude paramétrique du modèle de comportement permettrait également de mieux appréhender les effets des

variations des paramètres sur les réponses du modèle. Pour se focaliser sur l'utilisation et l'exploitation du modèle de comportement TRIP pour le grenaillage de précontrainte, cette étude paramétrique n'a pas été effectuée dans ce travail.

	σ_y (MPa)	Q_0(MPa)	b	C (MPa)	γ
Austénite γ	350	300	5	750	5
Martensite α'	900	300	20	0	0

Tableau IV-1 : Paramètres mécaniques de la loi de comportement de l'acier AISI 301LN.

d_1 (MPa^{-1})	d_2 (MPa^{-2})	$\frac{\Delta V}{V}$ (%)	F_{c0}	κ	n	α	β	M_s (K)
2,0.10^{-6}	0	2	-350	585	16	12	1000	220

Tableau IV-2 : Paramètres de la transformation martensitique de la loi de comportement de l'acier AISI 301LN.

Les courbes simulées montrent une bonne correspondance avec les résultats expérimentaux obtenus lors d'un essai de traction à 5.10^{-4} s^{-1} tant pour le comportement mécanique que pour la cinétique de transformation martensitique (Figure IV-2). Le début de transformation martensitique est bien décrit par la loi de comportement, lors d'un essai de traction à partir de 10 % de déformation vraie, et entraîne un durcissement du matériau très proche de celui observé expérimentalement.

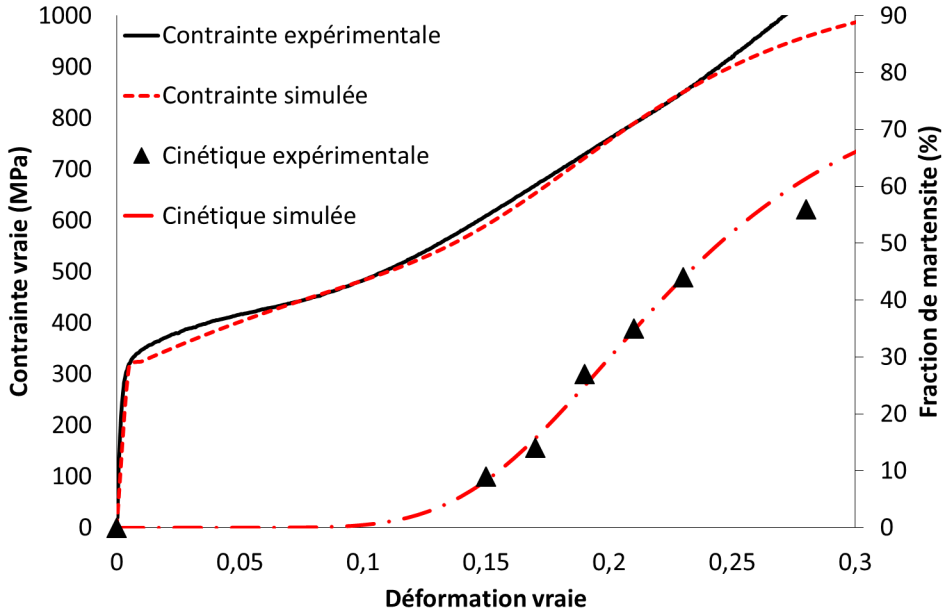


Figure IV-2 : Identification du comportement de l'acier AISI 301LN sur un essai de traction uni-axiale quasi-statique (5.10^{-4} s^{-1}).

Les résultats de la simulation permettent également de bien reproduire les valeurs expérimentales obtenues par Nanga-Nyongha [19] analysant la cinétique de transformation

martensitique, et par Marechal [18] analysant, à la fois, le comportement mécanique et la cinétique de transformation martensitique associée (Figure IV-3).

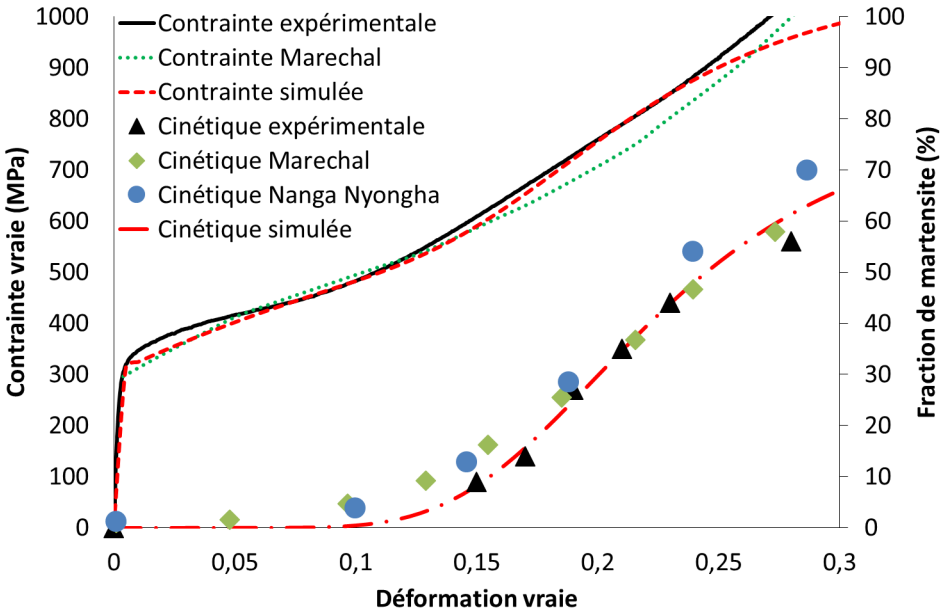


Figure IV-3 : Comparaison des résultats du modèle avec la littérature [18], [19] pour l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale quasi-statique.

Le modèle permet de calculer également le comportement de chacun des constituants du matériau, ici l'austénite et la martensite (Figure IV-4). Les courbes de comportement de l'austénite et de la martensite simulées sont également proches des observations expérimentales faites par Berrahmoune [35] lors d'un essai de traction *in situ* sur un acier AISI 301LN laminé à froid : dans l'austénite, la contrainte est de 395 MPa à 0,5 % de déformation vraie et de 800 MPa à 30 % de déformation. Dans la phase martensitique, la contrainte est de 780 MPa à 5 % de déformation vraie et 1100 MPa à 30 %. Les résultats des simulations sont en accord avec les ordres de grandeurs trouvés par Berrahmoune.

Avant le début de la transformation martensitique, le comportement macroscopique est celui de la phase austénitique, le durcissement du matériau s'opère ensuite via l'écrouissage de la phase martensitique.

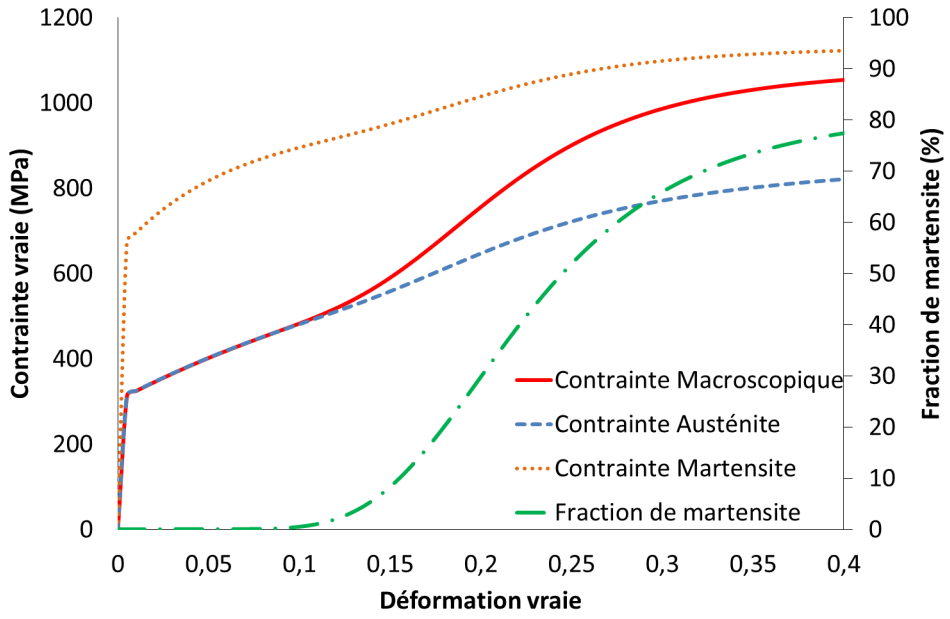


Figure IV-4 : Comportements intra-phases de l'acier AISI 301LN en traction uni-axiale quasi-statique.

L'influence du type de sollicitation est également observée par simulation. La Figure IV-5 montre l'évolution de la contrainte équivalente et de la fraction de martensite en fonction de la déformation équivalente pour deux types d'essais monotones. En cisaillement, l'austénite se transforme en martensite pour des niveaux de déformation supérieurs à ceux obtenus en traction uni-axiale. Il s'ensuit un durcissement plus faible en cisaillement qu'en traction. Ceci est conforme aux résultats expérimentaux présentés dans le chapitre I [21], [24]–[28], [30].

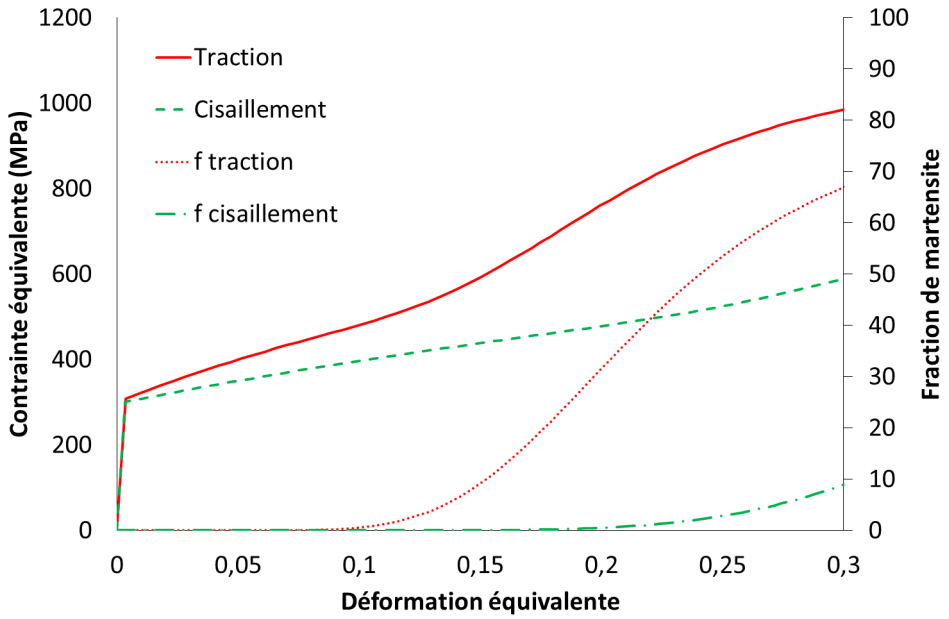


Figure IV-5 : Influence du type de sollicitation sur le comportement mécanique et la cinétique de transformation martensitique (traction uni-axiale et cisaillement).

2. L'acier TRIP 780

La même démarche a été effectuée sur l'acier TRIP 780. Les paramètres d'écrouissage (Tableau IV-3) ont été identifiés sur des essais monotones (traction et cisaillement) et cycliques (traction-compression) fournis par PSA Peugeot Citroën et ceux de la transformation martensitique (Tableau IV-4) sur un essai de traction avec dosage de phase réalisé par ArcelorMittal.

L'acier TRIP 780 est un acier multiphasé avec initialement 17 % d'austénite, 70 % de ferrite et 13 % de bainite (données ArcelorMittal). Notons que la fraction d'austénite des plaques destinées aux essais de grenaillage est plutôt d'environ 13 %. Les limites d'élasticité des différentes phases ont été identifiées sur la base des résultats de Furnémont [30] sur l'acier TRIP 780. Les paramètres de la transformation de phase ont ensuite été identifiés numériquement, excepté la variation de volume due à la transformation martensitique qui provient également des travaux de Furnémont [30]. Une identification numérique des paramètres d'écrouissage a aussi été réalisée, faisant l'hypothèse d'un écrouissage purement cinématique. Elle se justifie par une translation de l'hystérésis lors du cyclage des sollicitations (Figure IV-8).

	σ_y (MPa)	Q_0(MPa)	b	C (MPa)	γ
Austénite γ	600	0	-	3900	5
Martensite α'	1400	0	-	3000	5
Ferrite	510	0	-	3600	10
Bainite	700	0	-	4050	5

Tableau IV-3 : Paramètres mécaniques de la loi de comportement de l'acier TRIP 780.

d_1 (MPa^{-1})	d_2 (MPa^{-2})	$\frac{\Delta V}{V}$ (%)	F_{c0}	κ	n	α	β	M_s (K)
2,0.10^{-4}	-2,0.10^{-7}	4	-350	909	1,8	11	1000	190

Tableau IV-4 : Paramètres de la tranformation martensitique de la loi de comportement de l'acier TRIP 780.

Les courbes de la Figure IV-6 montrent une comparaison des comportements obtenus expérimentalement et par simulation, en traction uni-axiale et en cisaillement, en se plaçant dans le repère des contraintes et déformations équivalentes. Une bonne correspondance avec les résultats expérimentaux est observée. Seul un écart d'au maximum 70 MPa apparaît entre les courbes expérimentales et simulées en cisaillement. La comparaison des réponses en traction uni-axiale et en cisaillement montre également que le caractère multiaxial de la loi de comportement est bien pris en compte par le modèle : pour une même déformation équivalente, la contrainte est supérieure en traction.

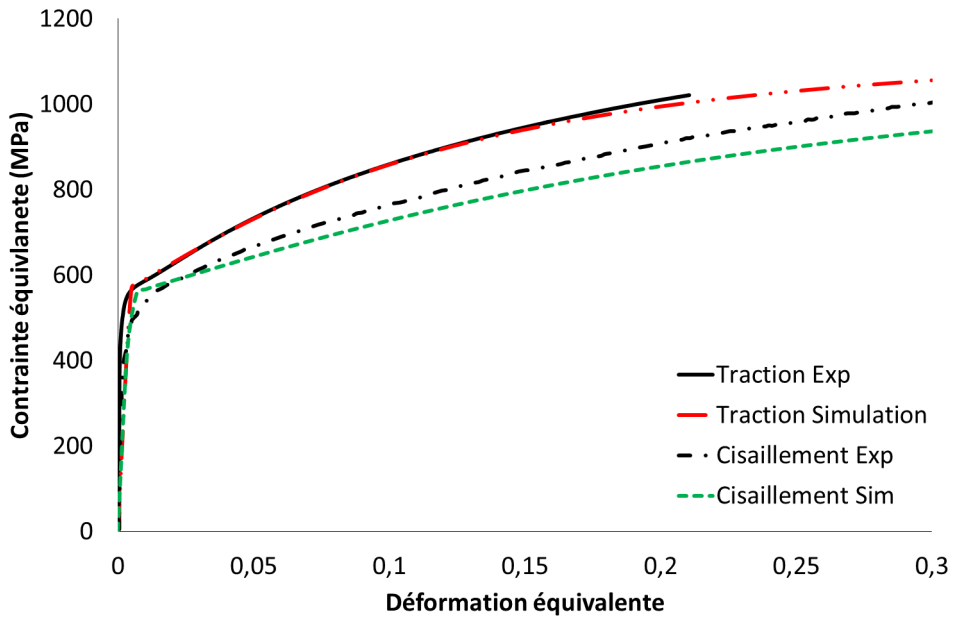


Figure IV-6 : Identification des paramètres mécaniques de l'acier TRIP 780 sur des essais monotones : traction uni-axiale et cisaillement.

Les paramètres de la loi de comportement permettent également une bonne prédiction de la cinétique de transformation martensitique lors d'un essai de traction uni-axiale (Figure IV-7). La cinétique est bien décrite, avec une fraction d'austénite initiale de 17 % qui diminue jusqu'à environ 5 % après 25 % de déformation comme analysé expérimentalement. En cisaillement, la cinétique de transformation martensitique simulée montre une fraction d'austénite résiduelle plus importante : pour 10 % de déformation équivalente, la fraction d'austénite résiduelle est d'environ 10 % en traction uni-axiale contre encore près de 14 % en cisaillement. Le cisaillement semble donc moins favoriser la transformation martensitique que la traction. Cette différence permet d'expliquer l'écart sur les comportements mécaniques observés sur la Figure IV-6 puisque la fraction de martensite (durcissante) est alors plus faible lors de l'essai de cisaillement. L'état de contrainte a donc un impact aussi bien sur le comportement mécanique que sur la fraction de martensite formée, ces deux éléments étant couplés.

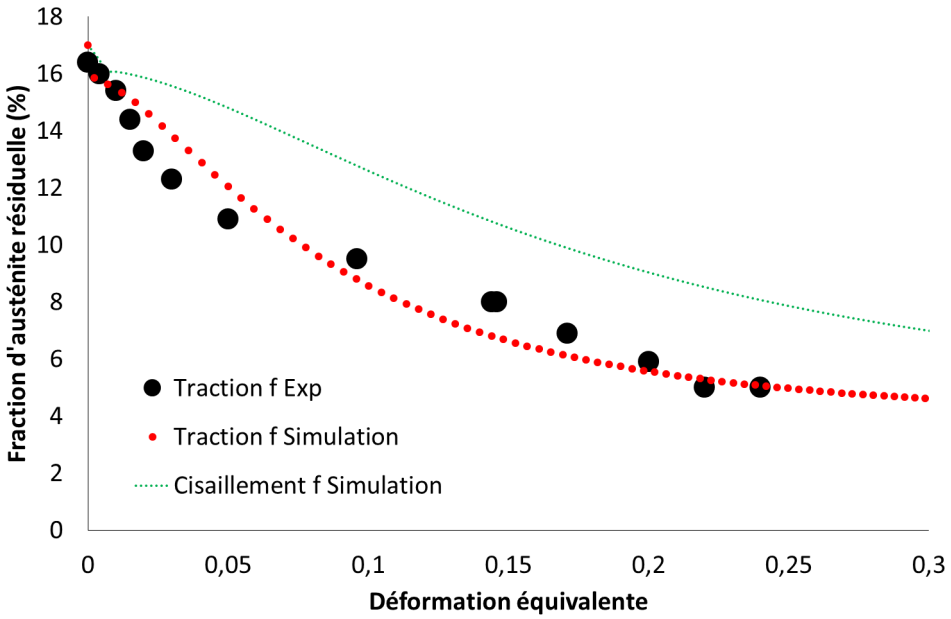
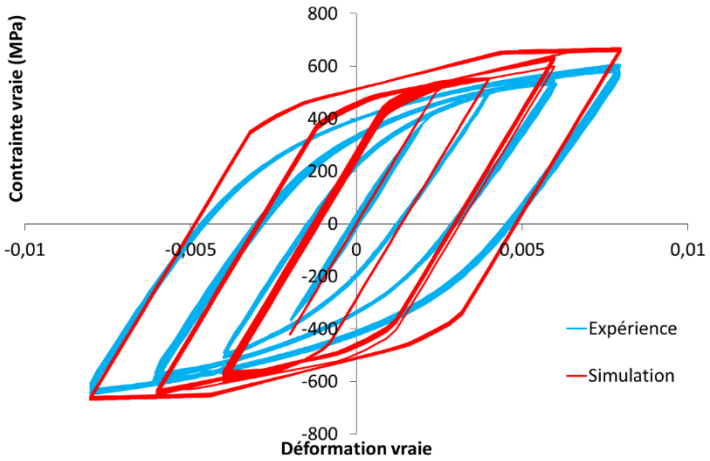
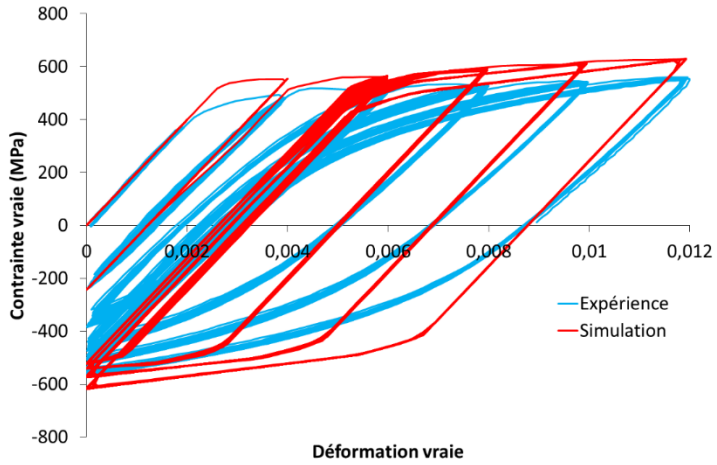


Figure IV-7 : Identification des paramètres thermodynamiques liés à la cinétique de transformation martensitique sur un essai de traction uni-axiale et comparaison avec le cisaillement.

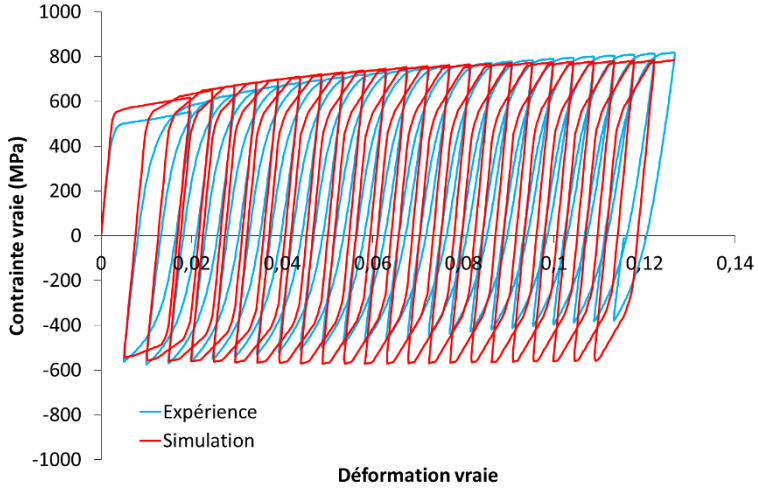
Une bonne correspondance entre les comportements cycliques expérimentaux et simulés est également observée (Figure IV-8). Trois types d'essais cycliques sont présentés ici : des essais de traction-compression dits à rapport de charge en déformation négatif ($R = -1$), à rapport de charge nul ($R = 0$) et enfin à déformation progressive respectivement sur les Figure IV-8 a, b et c.



(a)



(b)



(c)

Figure IV-8 : Identification des paramètres mécaniques sur des essais de traction-compression cyclique : (a) Rapport de charge négatif (R = -1), (b) Rapport de charge nul (R = 0) et (c) Déformation progressive.

Un écart initial est observé au niveau de l'entrée en plasticité. La limite d'élasticité macroscopique simulée est plus importante que l'expérimentale, de l'ordre de 80 MPa. Cet écart peut provenir de la microplasticité observable aux faibles niveaux de déformation mais aussi de l'identification elle-même. En effet, les paramètres de la loi de comportement, comme la limite d'élasticité, ont été identifiés sur les essais de traction monotones à plus grande déformation, supérieure à 20 %. Les éprouvettes ayant servi à ces essais ne provenant pas de la même coulée que celles ayant servi aux essais cycliques, il existe un écart de 50 MPa sur la limite d'élasticité entre les éprouvettes des deux coulées qui peut expliquer l'écart initial.

III. Modélisation du procédé de grenaillage

Le logiciel de simulation par éléments finis Abaqus/Explicit 6.13 a été utilisé pour réaliser la simulation numérique du procédé de grenaillage de précontrainte. La mise en données représente les caractéristiques du procédé de grenaillage : les dimensions des billes, leur vitesse d'impact et leurs points d'impact. Différentes règles doivent être respectées : les dimensions du massif grenaillé doivent être suffisamment grandes par rapport à la zone affectée par l'impact des billes (condition de massif semi-infini) et le contact entre les billes et le massif doit être défini. Enfin, il faut mettre en place une méthodologie de post-traitement représentative des analyses faites expérimentalement.

1. Mise en données

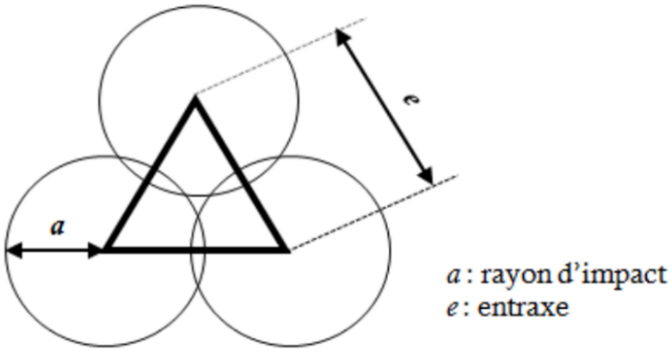
a) Géométrie du massif et disposition des billes

L'objectif est de simuler l'impact d'une ou plusieurs billes sur un massif semi-infini de forme parallélépipédique. Expérimentalement, le grenaillage nécessite un nombre conséquent de billes impactant le massif, plusieurs milliers. Cependant, en l'état actuel des puissances de calcul, et avec une loi de comportement utilisateur, il n'est pas possible d'en modéliser un nombre si important.

Les travaux de Guechichi [94], Renaud [118], Meguid et al. [102] et Majzoobi et al. [103] présentent, à partir d'une disposition des billes spécifique à la surface du massif à grenailler, une solution permettant de limiter ce nombre de billes tout en donnant une réponse proche de celle qui serait obtenue en multipliant le nombre de billes. Renaud [118] et Guechichi [94] disposent, par exemple, les billes suivant un motif élémentaire triangulaire (Figure IV-9), représenté par trois billes adjacentes formant un triangle équilatéral. Cette disposition permet, tout d'abord, de contrôler le taux de recouvrement de la simulation. En effet, soit la zone à grenailler définie par le triangle équilatéral de côté l'entraxe (distance e séparant le centre de chaque bille) ; la surface réellement grenaillée est

considérée comme étant la somme des surfaces d'impacts comprises dans la zone à grenailler, soit trois sixièmes de cercle de rayon a (rayon d'impact).

L'expression du taux de recouvrement, qui dépend du rayon de l'impact a et de l'entraxe e, est alors donnée par l'équation (78). Il convient donc de réaliser une simulation préliminaire de l'impact d'une seule bille sur le massif, dans les mêmes conditions que la simulation de grenaillage multibilles, afin de déterminer le rayon d'impact a. Un taux de recouvrement de 100 % est ainsi obtenu pour un entraxe e environ égal à 1,9 fois le rayon d'impact a.



$$\tau_{recouvrement} = \frac{2\pi a^2}{\sqrt{3}e^2} \qquad (78)$$

Figure IV-9 : Motif élémentaire pour le calcul du taux de recouvrement selon Guechichi [94] et expression du taux de recouvrement associé.

Toutefois, les auteurs [94], [102], [103], [118] ont montré que l'impact de seulement trois billes n'était pas suffisant pour arriver à une distribution des champs mécaniques homogène et représentative de celle obtenue expérimentalement. Il est nécessaire de répéter l'impact de ce motif élémentaire. L'impact de douze à vingt-deux billes, soit trois ou quatre rangées de billes (de couleurs différentes sur la Figure IV-10) impactant le massif, permet d'atteindre cet état homogène.

Pour cela, les billes sont disposées par rangées de manière hexagonale à 1 µm de la surface du massif à grenailler. Un plan de symétrie défini par les axes X et Z permet d'augmenter artificiellement le nombre de billes impactant le massif.

Sur le schéma de la Figure IV-10, chaque rangée de billes est représentée par une couleur distincte et on appelle n_R le nombre de rangées de billes impactant le massif. Ce sont elles qui viendront impacter, l'une après l'autre ou de manière aléatoire, le massif. Elles sont maillées avec des éléments hexaédriques à intégration réduite C3D8R.

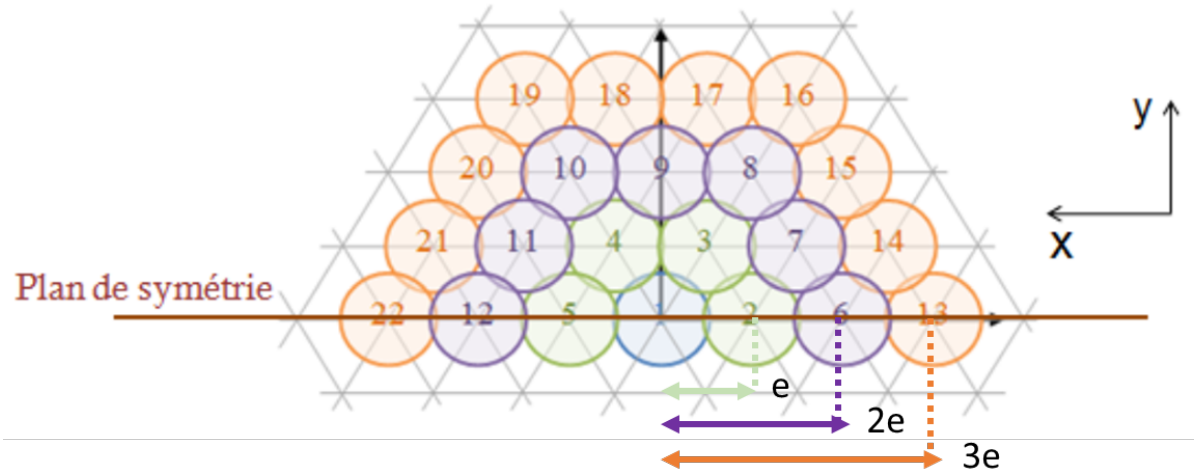


Figure IV-10 : Disposition des billes à la surface du massif [118].

Le massif grenaillé (Figure IV-11) possède un plan de symétrie permettant de simuler l'impact des billes symétriques et est partitionné en deux zones : une première maillée finement dans la zone affectée par l'impact avec des éléments hexaédriques à intégration réduite C3D8R (recommandés pour les problèmes de contact) et une seconde plus en profondeur avec des éléments tétraédriques C3D4.

La première zone maillée finement s'étend jusqu'à une profondeur d'au moins 500 µm. En effet, il a été montré expérimentalement, pour des grenaillages avec des billes de 400 et 600 µm, que l'essentiel de l'impact du grenaillage sur la distribution des champs mécaniques et sur la transformation de phase est observable sur les quatre cents premiers micromètres de profondeur. La deuxième zone maillée plus grossièrement avec des éléments C3D4 s'étend jusqu'à une profondeur de 2 mm, profondeur à laquelle tous les champs mécaniques sont revenus à leur état non perturbé par le grenaillage et où la transformation de phase n'est plus active.

La largeur et la longueur du massif dépendent du nombre de rangées de billes n_r impactant le massif et de la distance séparant le centre de deux billes adjacentes (entraxe « e »). Ainsi, plus le nombre de rangées de billes n_R impactant le massif est important et plus ses dimensions le sont également. Il en est de même pour l'entraxe qui, en augmentant, induit une augmentation des dimensions du massif.

Conformément aux préconisations de Meguid et al. [102], les dimensions du massif sont volontairement choisies grandes par rapport aux dimensions des billes afin de limiter les problèmes de rebond d'ondes lors de la simulation numérique du grenaillage. En effet, si les dimensions du massif ne sont pas assez grandes, des ondes élastiques rebondissant sur les extrémités du massif grenaillé peuvent venir perturber le calcul. Un autre moyen aurait été de prendre des éléments infinis aux bornes du massif.

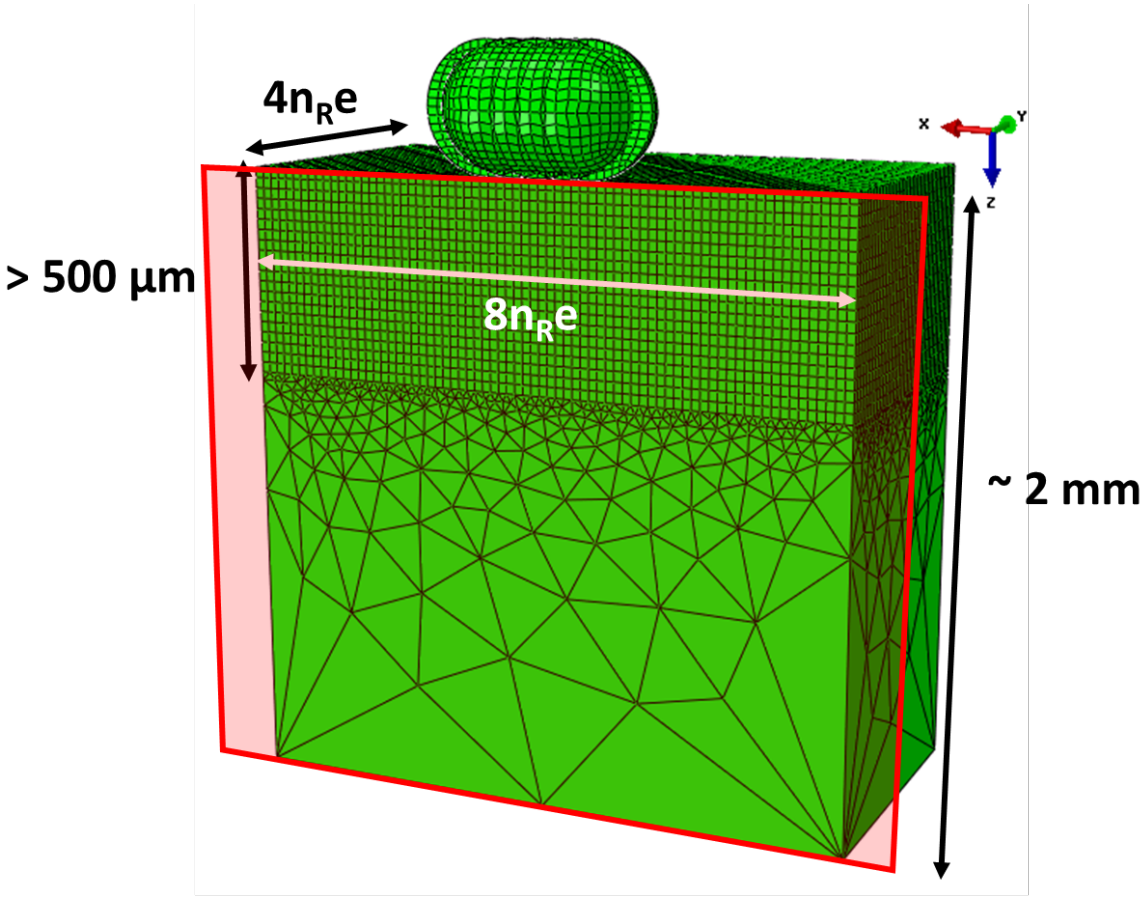
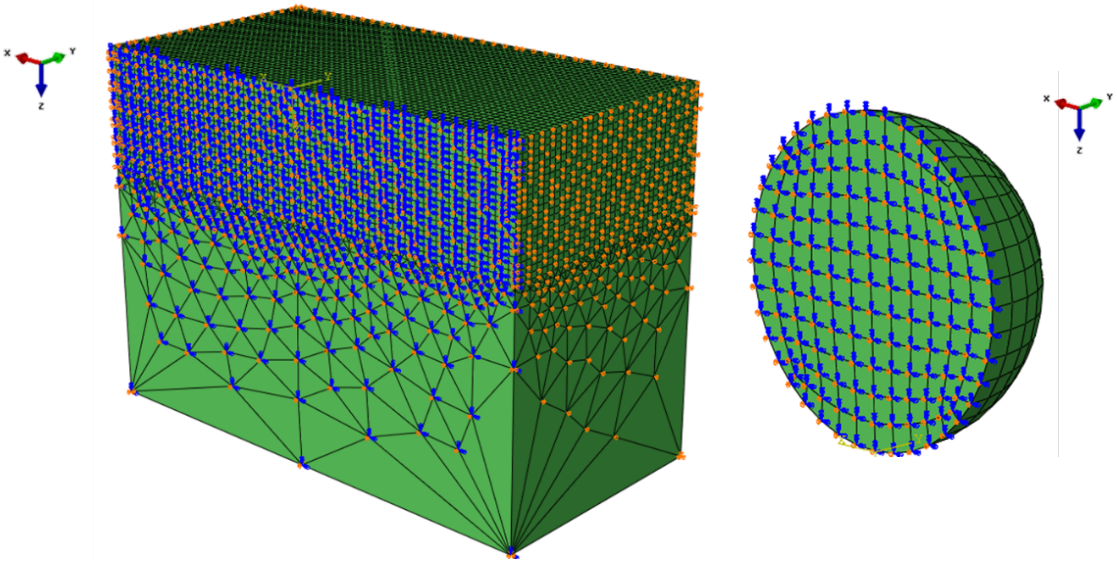


Figure IV-11 : Dimensions et maillage du massif grenaillé.

b) Conditions limites et gestion du contact

L'hypothèse de massif semi-infini suppose qu'il soit suffisamment grand pour limiter les courbures de structure de la zone traitée et en évitant les effets de bord. Si celui-ci n'était pas assez grand, une courbure due aux déformations plastiques importantes serait créée. Les déplacements des surfaces latérales doivent également être nuls. Des conditions aux limites ont aussi été appliquées sur cinq des six faces du massif, la face supérieure qui est impactée étant libre de se déformer. Une condition de symétrie suivant le plan XZ a été appliquée sur la face visible sur la Figure IV-11 et les déplacements latéraux des quatre faces restantes ont été bloqués (Figure IV-12).

La condition de symétrie a également été appliquée aux demi-billes accolées au plan de symétrie. La condition limite sur la vitesse des billes et demi-billes est supposée dans le plan XZ. Le vecteur de la vitesse de la bille possède une composante suivant ces deux axes afin de pouvoir simuler différents angles d'incidence des billes.



(a) (b)

Figure IV-12 : Conditions aux limites (a) du massif et (b) des demi-billes.

Les propriétés normales et tangentielles (frottement) de l'impact doivent être modélisées. Il existe plusieurs possibilités dans le code éléments finis d'Abaqus pour modéliser le contact entre deux corps. Renaud [118] a montré que les algorithmes de type « penalty » (définition de deux surfaces de contact) et « défaut » (sans pénétration) proposés par Abaqus, respectivement pour les propriétés normales et tangentielles du contact, donnent un temps de calcul raisonnable et des résultats satisfaisants en termes de profils de contraintes. Deux surfaces doivent alors être identifiées pour définir le contact : une surface maîtresse et une surface esclave. Elles sont définies de telle sorte que les nœuds de la surface maîtresse ne peuvent pas pénétrer dans la surface esclave. Ici, la bille représente la surface maîtresse et le massif, la surface esclave ; le coefficient de frottement est fixé arbitrairement à 0,4.

Les calculs sont ensuite lancés sur le cluster du laboratoire LEM3 permettant une parallélisation sur seize nœuds de calcul. Ainsi, un calcul de grenaillage avec trois rangées de billes et utilisation de la VUMAT dure entre deux et trois jours. Un calcul avec quatre rangées dure environ cinq jours.

2. Post-traitement des résultats

Après l'impact de n_R rangées de billes, il convient de déterminer la manière selon laquelle doivent être analysés les différents champs mécaniques et thermodynamiques calculés. Abaqus offre la possibilité d'extraire ces différents champs sur tout un chemin (« path ») entre deux nœuds du maillage. En définissant un nœud à la surface du massif grenaillé, par exemple au point d'impact de la bille centrale, et un autre en profondeur au droit de cette bille, les valeurs des champs sont extraites à tous les nœuds situés sur la droite formée par les deux nœuds. Renaud [118] a montré qu'aucun état de saturation n'est atteint si

l'on extrait les champs au droit de la bille centrale : c'est-à-dire que les contraintes et les déformations plastiques y évoluent après chaque impact de bille, sans jamais atteindre un état stabilisé. L'impact de douze billes n'est pas suffisant pour obtenir un état homogène, quel que soit l'endroit où les champs sont extraits. Une multiplication du nombre d'impacts permettrait d'atteindre cet état homogène mais serait trop « gourmand » en temps de calcul.

Une solution est de moyenner les champs mécaniques et fractions de phase, les contraintes par exemple, à une profondeur donnée. Ainsi la contrainte calculée à une profondeur de 20 µm correspond à la moyenne des contraintes de chaque nœud situé à une profondeur de 20 µm dans la zone grenaillée. Une zone dans laquelle les contraintes seront extraites et moyennées à chaque profondeur doit être déterminée. Pour cela, les contraintes $\sigma_{xx} - \sigma_{zz}$ ont été extraites dans trois zones hexagonales de « rayons » respectifs e, 2e et 2e+a (Figure IV-13).

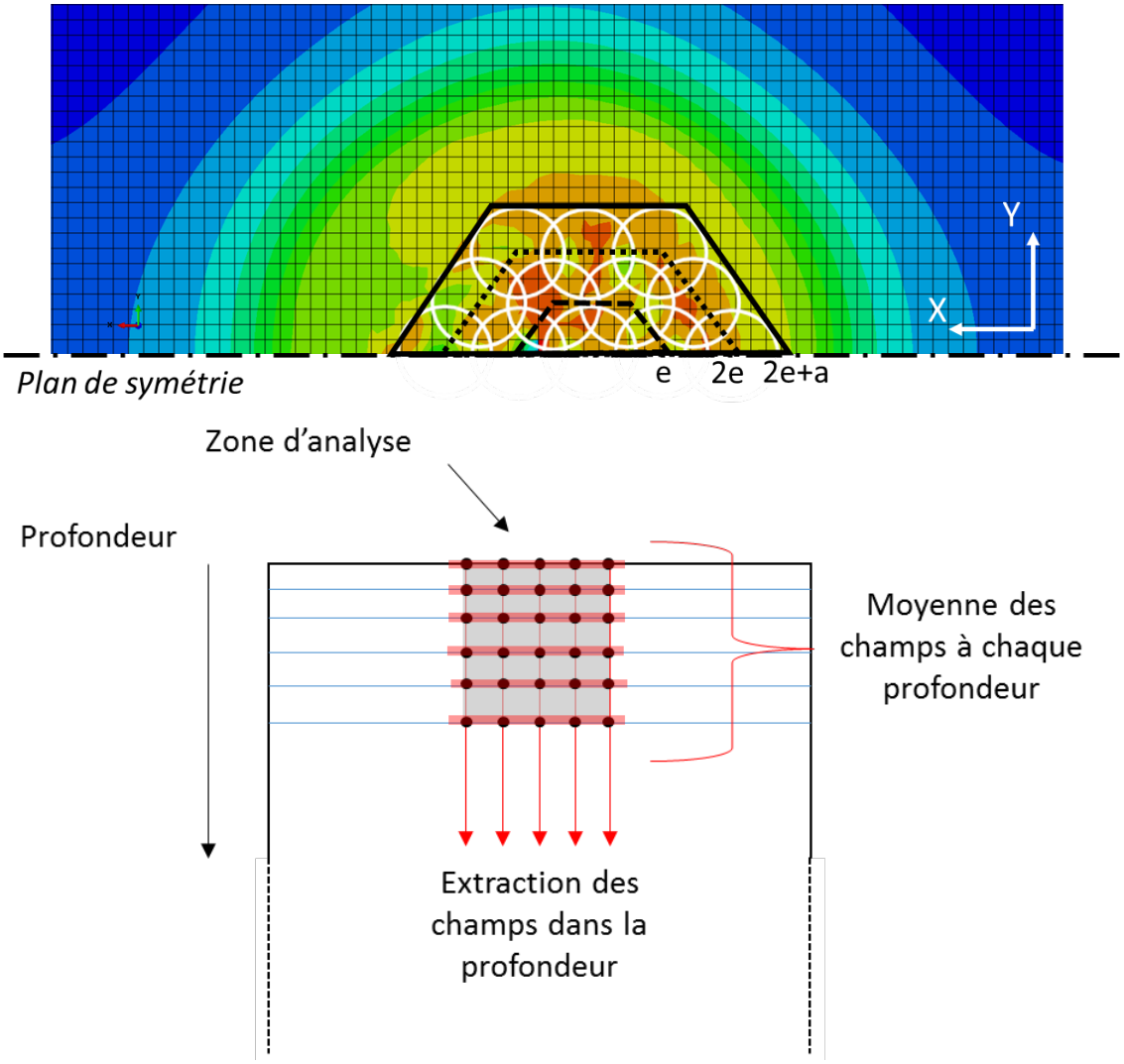


Figure IV-13 : Zones d'extraction des champs mécaniques et thermodynamiques.

Les résultats sur un matériau test (acier à comportement élastoplastique) montrent qu'un état saturé est obtenu pour des zones de « rayon » inférieur ou égal à deux fois l'entraxe

si le grenaillage est réalisé avec trois rangées de billes (Figure IV-14). En effet, à partir d'une zone de rayon 2e, les profils de contraintes sont identiques. L'analyse dans une zone plus grande tend à sous-estimer la contrainte dans le matériau.

Les contraintes calculées dans le plan, σ_{xx} et σ_{yy}, sont équivalentes et celles suivant l'axe Z, négligeables. Le même type d'analyses a été réalisé sur d'autres grandeurs comme la déformation plastique et la fraction de martensite formée et montrent également un état saturé pour des zones de « rayon » inférieur ou égal à deux fois l'entraxe.

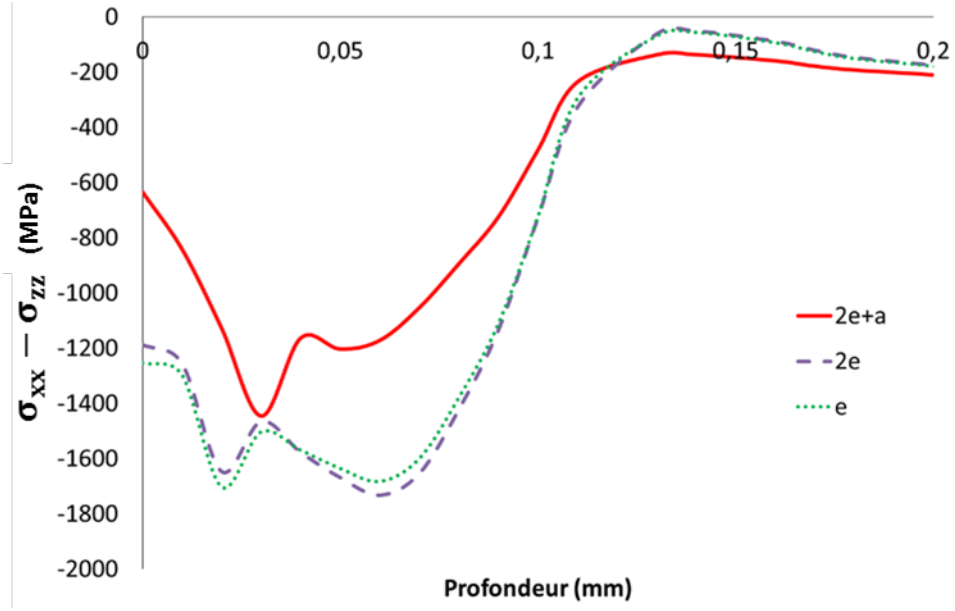


Figure IV-14 : Évolution des contraintes $\sigma_{xx} - \sigma_{zz}$ suivant la zone d'extraction après grenaillage pour un acier test à comportement élastoplastique.

Les différents champs mécaniques et la fraction de martensite seront donc extraits dans la zone de « rayon » inférieur ou égal à deux fois l'entraxe.

IV. Conclusions

Une loi de comportement permettant la simulation du grenaillage de précontrainte en prenant en compte la transformation martensitique a été développée. Il s'agit d'une loi semi-phénoménologique élastoplastique multiaxiale.

Les différents paramètres de la loi de comportement ont pu être identifiés grâce aux essais expérimentaux monotones, de traction et de cisaillement, et les essais cycliques de traction-compression permettant de prendre en compte l'effet de la tri-axialité des sollicitations dans l'identification des paramètres du modèle.

Une modélisation par éléments finis du procédé de grenaillage de précontrainte a été proposée en considérant un nombre limité de billes (douze billes, soit dix-neuf billes avec

la symétrie) pour conserver des temps de calcul raisonnables (de l'ordre de trois jours pour un calcul avec trois rangées de billes et utilisation de la loi de comportement) tout en permettant de faire varier des paramètres du procédé comme la vitesse de projection des billes, leur diamètre ou le taux de recouvrement. Une étude portant sur la distribution des champs mécaniques post-simulation a permis de déterminer une zone dans laquelle ces champs doivent être extraits après simulation afin de s'assurer de résultats représentatifs de l'expérience.

Chapitre V : Simulations numériques représentatives du grenaillage de précontrainte sur des matériaux à transformation martensitique - Comparaisons aux données expérimentales

I. Simulation numérique d'impact sur l'acier AISI 301LN 159

1. Analyse de la micro-géométrie 159
2. Analyse des champs mécaniques surfaciques 163
3. Analyse des contraintes résiduelles au droit de l'impact 166
4. Bilan 168

II. Simulation numérique du grenaillage de l'acier TRIP 780 169

1. Validation du modèle numérique 169
2. Influence de la transformation martensitique : étude numérique 180

III. Conclusions 186

Le modèle précédemment présenté a été utilisé pour décrire l'impact d'une ou plusieurs billes, à comportement purement élastique en acier sur un massif en acier à transformation de phase. Des simulations d'essais mono-impact ont tout d'abord été réalisées sur des massifs en acier AISI 301LN afin de confronter le modèle aux résultats expérimentaux obtenus préalablement, en termes de micro-géométrie des surfaces impactées et de contraintes résiduelles surfaciques. L'influence de la transformation martensitique est également étudiée sur la micro-géométrie.

Des simulations de grenaillage sur l'acier multiphasé TRIP 780 sont ensuite proposées et confrontées aux résultats expérimentaux disponibles, donnant l'évolution des contraintes résiduelles dans les phases cubique centrée (ferrite, bainite et martensite) et cubique face centrée (austénite), et de la fraction d'austénite résiduelle en fonction de la profondeur. Une étude de l'impact de la transformation de phase sur la distribution des différents champs mécaniques post-grenaillage a également été réalisée.

I. Simulation numérique d'impact sur l'acier AISI 301LN

1. Analyse de la micro-géométrie

Les essais expérimentaux présentés dans le troisième chapitre ont permis d'analyser la micro-géométrie des blocs impactés par des billes de différents diamètres pour deux vitesses d'impact : 35 et 70 $m.s^{-1}$. Les mêmes essais ont été simulés par éléments finis sous Abaqus/Explicit 6.13. Pour ce faire, la méthodologie présentée dans le chapitre précédent a été appliquée à l'impact d'une seule bille sur un massif semi-infini.

Le caractère axi-symétrique de la simulation de l'impact normal d'une bille sur un massif semi-infini permet de ne modéliser qu'une section de la bille et du massif (Figure V-1). Le temps de calcul de la simulation est alors réduit. Les autres conditions limites sont les mêmes que celles d'une simulation de grenaillage multibilles 3D : les déplacements latéraux de la face extérieure du massif sont bloqués, de même que les déplacements de la face inférieure. Seule la face impactée du massif est libre de se déplacer. Dans la zone de l'impact, les éléments ont une taille d'environ 30 µm.

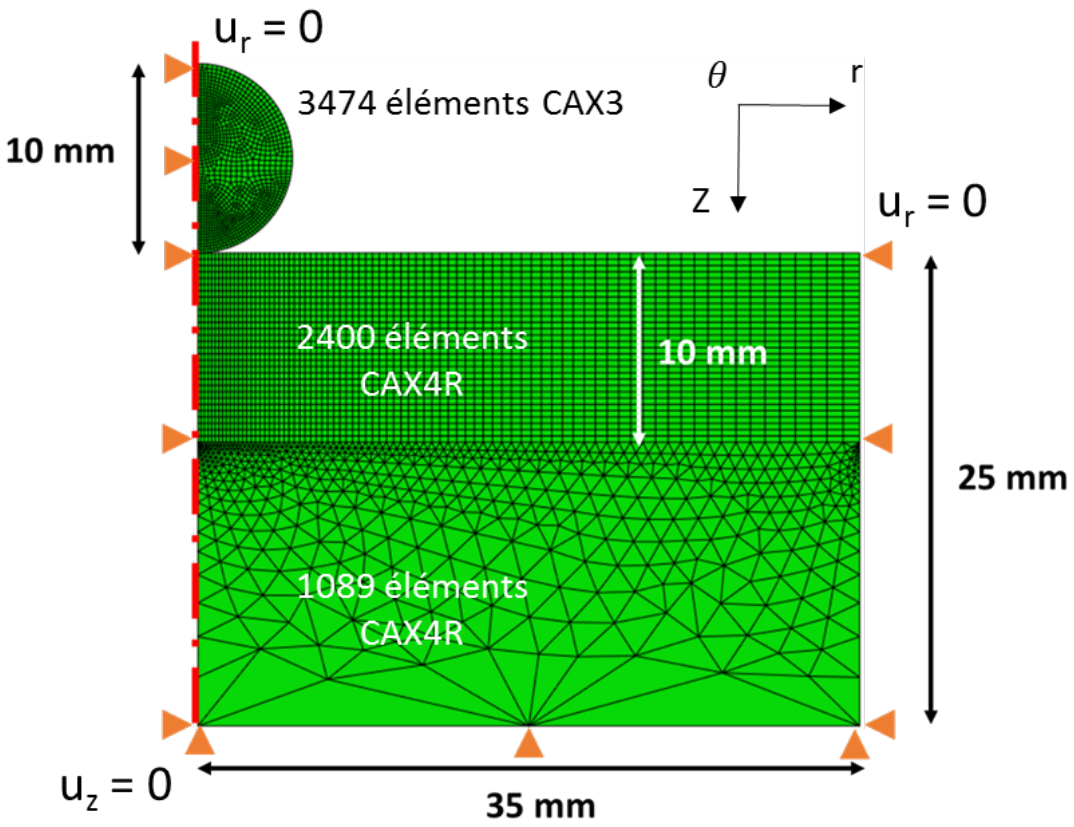


Figure V-1 : Dimensions et conditions aux limites d'un massif semi-infini en acier AISI 301LN impacté à 35 m.s^{-1} par une bille de 10 mm de diamètre.

La simulation de l'impact d'une bille à comportement purement élastique (E=207 GPa, ν= 0,3) de 10 mm de diamètre impactant le massif à 35 m.s^{-1} conduit à une surestimation des grandeurs expérimentales caractéristiques : la profondeur de l'impact δ est de 314 µm, le rayon de l'impact a est de 1,77 mm et la hauteur du bourrelet H_b de 36 µm contre respectivement 198 µm, 1,48 mm et 9 µm expérimentalement.

Cet écart a également été observé pour l'impact d'une bille à 70 m.s^{-1} : la profondeur de l'impact δ est de 606 µm, le rayon de l'impact a est de 2,35 mm et la hauteur du bourrelet H_b de 61 µm contre respectivement 386 µm, 2,01 mm et 21 µm expérimentalement.

Toutes ces valeurs sont données dans le Tableau V-1 :

		δ (µm)	a (mm)	H_b (µm)
v = 35 m.s^{-1}	**Expérience**	198	1,48	9
	Simulation	314	1,77	36
	Ecart (%)	58	19	300
v = 70 m.s^{-1}	**Expérience**	386	2,01	21
	Simulation	606	2,35	61
	Ecart (%)	57	17	190

Tableau V-1 : Évolution des grandeurs micro-géométriques expérimentales et simulées en fonction de la vitesse d'impact pour une bille de diamètre 10 mm.

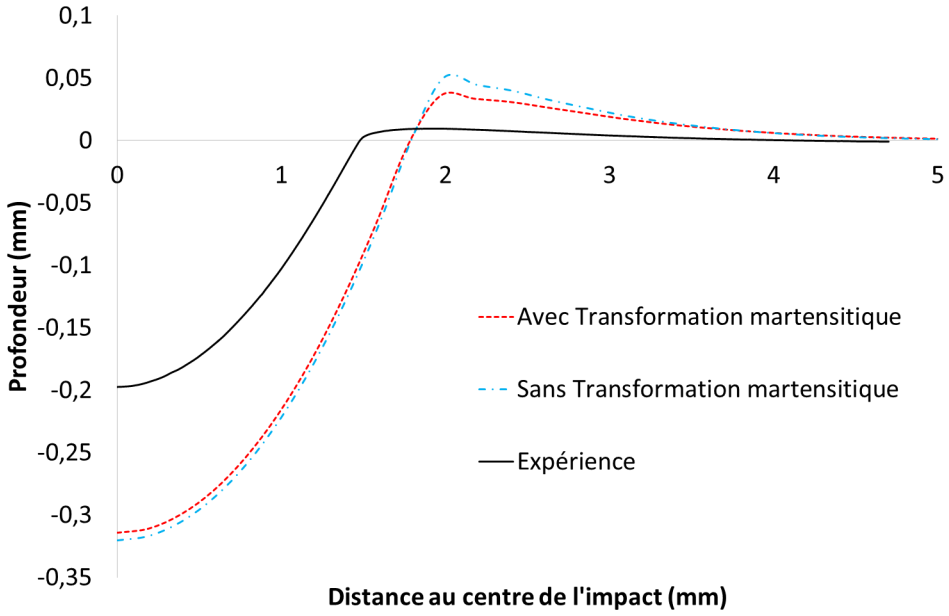
Si les grandeurs simulées sont supérieures à celles obtenues expérimentalement, les évolutions des grandeurs caractéristiques sont similaires (Tableau V-2) : la profondeur de l'impact et son rayon augmentent respectivement d'environ 90 et 30 % lorsque la vitesse d'impact de la bille passe de 35 à 70 m.s^{-1}.

	Expérience			**Simulation**		
	δ (µm)	a (mm)	H_b (µm)	δ (µm)	a (mm)	H_b (µm)
35 m.s^{-1}	198	1,48	9	314	1,77	36
70 m.s^{-1}	386	2,01	21	606	2,35	61
Ecart (%)	94	35	130	93	33	70

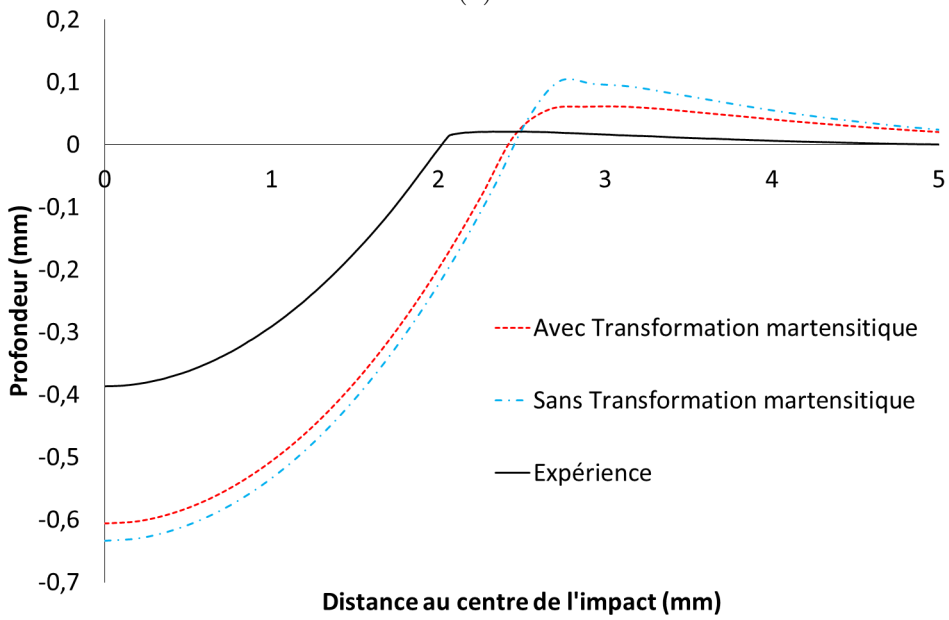
Tableau V-2 : Comparaison des évolutions des grandeurs caractéristiques expérimentales et simulées en fonction de la vitesse d'impact pour une bille de diamètre 10 mm.

L'écart entre les simulations et l'expérience peut provenir de la non prise en compte de l'effet visqueux dans le modèle. En effet, il a été montré expérimentalement qu'une augmentation de la vitesse de déformation en traction uni-axiale augmente fortement la limite d'élasticité de l'acier AISI 301LN (de plus de 200 MPa entre un essai quasi-statique et un essai à 1000 s^{-1}), ce qui peut impliquer une indentation moins marquée du massif par la bille. Les paramètres d'écrouissage ayant été identifiés sur des essais uni-axiaux, un autre jeu de coefficients d'écrouissage pourrait permettre d'améliorer la réponse. Il serait nécessaire de réaliser des essais pour d'autres types de sollicitations.

Afin d'étudier l'influence de la transformation martensitique sur la micro-géométrie, les simulations ont été réalisées avec et sans activation de la transformation martensitique (Figure V-2).



(a)



(b)

Figure V-2 : Profils de micro-géométrie expérimentaux et simulés (avec et sans transformation martensitique) de l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à : (a) 35 m.s^{-1}, (b) 70 m.s^{-1}.

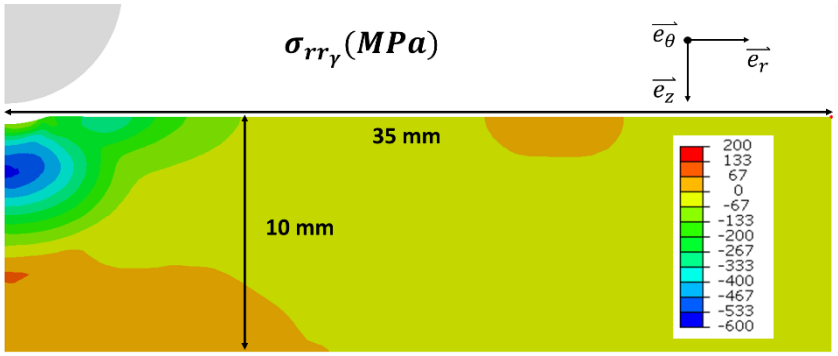
La non prise en compte de la transformation de phase entraîne une augmentation de la profondeur de l'impact, du rayon d'impact et également de la hauteur du bourrelet. Par exemple, pour une bille de diamètre 10 mm impactant le massif à 70 m.s^{-1}, il est observé une augmentation de 27 µm de la profondeur de l'impact, de 78 µm du rayon de l'impact et de 40 µm de la hauteur du bourrelet. Sans transformation de phase, il n'y a pas formation

de martensite de limite d'élasticité plus élevée que l'austénite (900 MPa pour la martensite contre 350 MPa pour l'austénite) et le matériau reste plus ductile. Il s'ensuit une indentation du matériau plus importante que lorsque la transformation martensitique est activée.

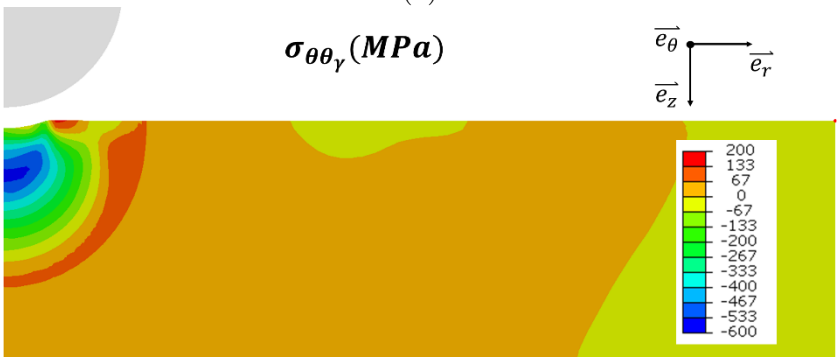
Cela explique qu'une augmentation de la limite d'élasticité du matériau lors de l'impact, qui serait modélisée par la prise en compte dans le modèle de l'aspect dynamique, permettrait de réduire la taille du cratère et donc d'obtenir des résultats plus proches de ceux obtenus expérimentalement.

2. Analyse des champs mécaniques surfaciques

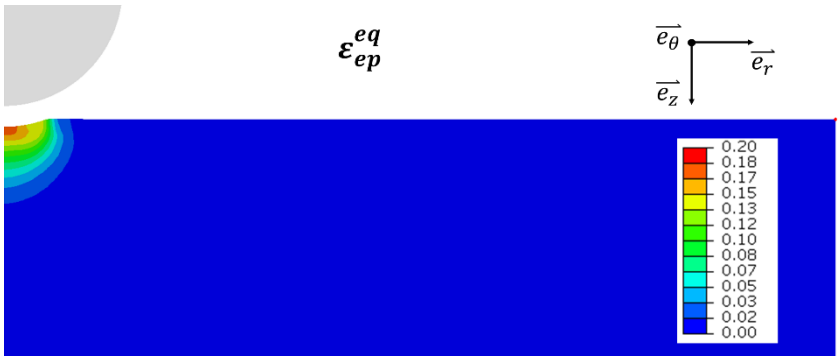
Les contraintes simulées ont été analysées selon les directions tangentielles ($\theta\theta$) et radiales (rr) à la surface des blocs impactés (partie supérieure du massif impacté - Figure V-3 a et b). Si les expériences ne permettent pas d'analyser les contraintes en profondeur au droit de l'impact, les simulations montrent un maximum de contrainte de compression de l'ordre de -600 MPa dans l'austénite à environ 2,3 mm de profondeur, quelle que soit la direction d'analyse. La déformation plastique équivalente macroscopique (Figure V-3 c) est maximale en surface et décroît progressivement jusqu'à une valeur presque nulle à environ 5 mm de profondeur. La fraction de martensite formée (Figure V-3 d) suit également la même tendance avec une fraction maximale de 30 % qui retombe progressivement à 0 à partir de 3 mm de profondeur et devient nulle à 5 mm de profondeur, ce qui correspond à la zone déformée plastiquement.



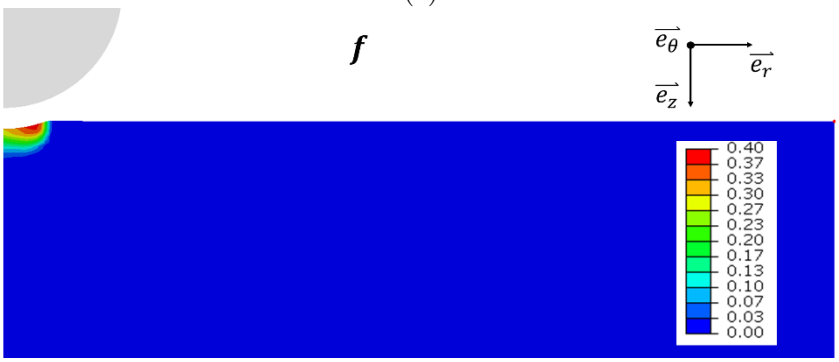
(a)



(b)



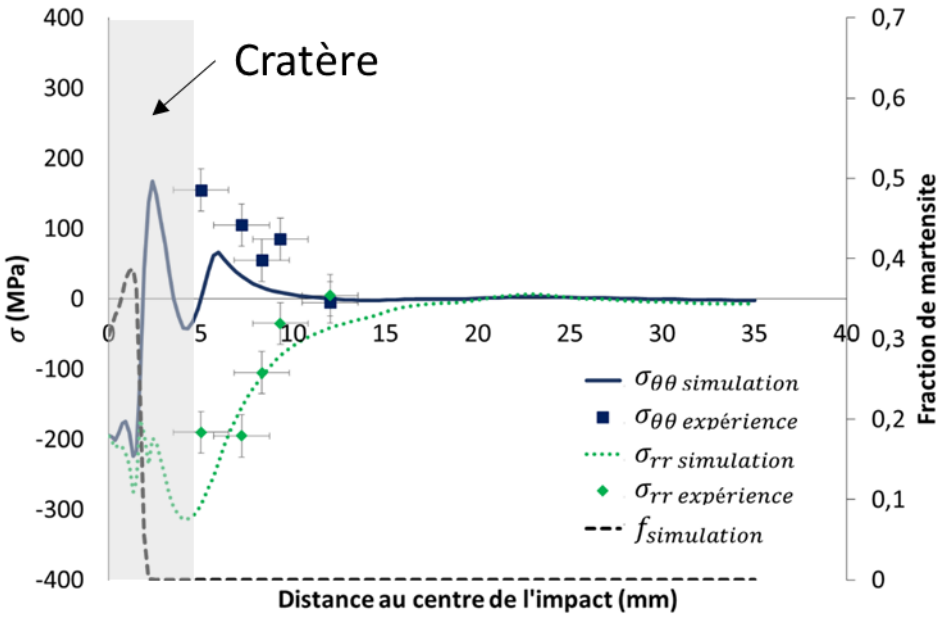
(c)



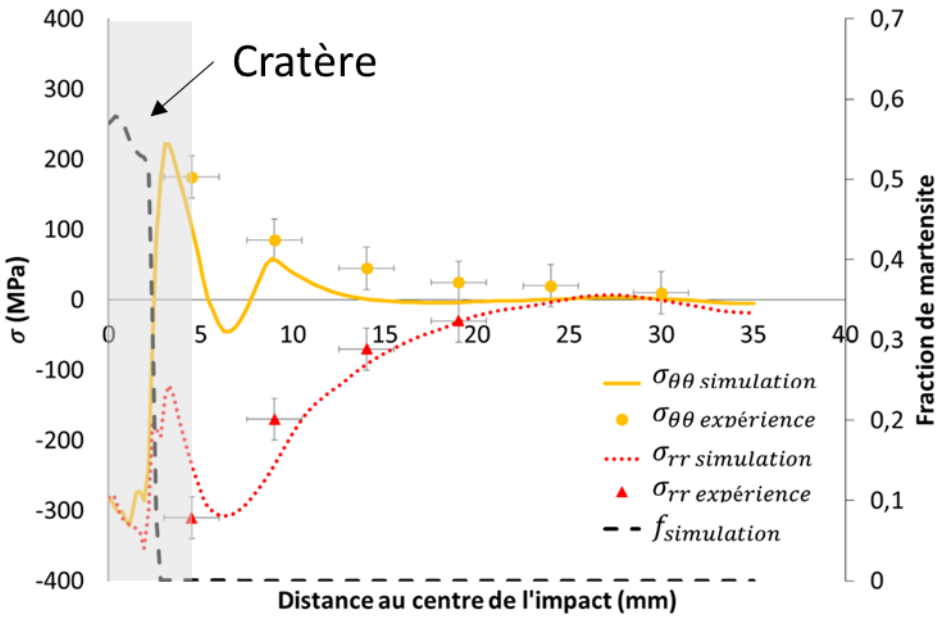
(d)

Figure V-3 : (a) Contraintes radiales dans l'austénite, (b) Contraintes tangentielles dans l'austénite, (c) Déformation plastique équivalente, (d) Fraction de martensite formée après l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à 35 m.s^{-1}.

Afin de les comparer aux résultats expérimentaux, les contraintes surfaciques dans les directions tangentielles et radiales ont été extraites dans la configuration non-déformée, de même que la fraction de martensite (Figure V-4 a et b).



(a)



(b)

Figure V-4 : Évolution des contraintes expérimentales et simulées dans les directions tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$ et radiale σ_{rr} dans l'austénite en surface pour l'impact d'une bille de diamètre 10 mm : (a) $v = 35\ m.s^{-1}$, (b) $v = 70\ m.s^{-1}$.

Les contraintes superficielles simulées dans les directions tangentielle et radiale sont en accord avec celles obtenues expérimentalement. Par exemple, pour l'impact d'une bille à 70 m.s^{-1}, la contrainte simulée est d'environ 210 MPa dans la direction tangentielle et d'environ -270 MPa dans la direction radiale, là où expérimentalement les contraintes sont respectivement de 175 et -310 MPa. Les contraintes reviennent progressivement à une valeur nulle à partir d'environ 20 mm du centre du cratère. Elles sont comprises dans la barre d'erreur des mesures expérimentales.

Le même type d'observation est fait lors du procédé d'expansion de trou où les contraintes sont en compression dans la direction radiale et en traction dans la direction tangentielle au trou [154]. Ces deux types d'expériences montrent l'anisotropie de comportement du matériau à une sollicitation de type impact ou trou en expansion.

Les simulations montrent aussi que la fraction de martensite est maximale au centre de l'impact, avec une fraction volumique d'environ 60 %. Elle diminue progressivement jusqu'à 0 % au bord du cratère. Expérimentalement, il a été montré que les pics de diffraction de la martensite ne sont observables que dans le cratère de l'impact, cela suggère que le diamètre de la zone dans laquelle il y a transformation martensitique est bien prédit par le modèle.

En diminuant la vitesse de projection de la bille, une légère diminution des contraintes dans les deux directions est observée, en accord avec les observations expérimentales. Les résultats, tant expérimentaux que numériques, montrent une diminution de la zone mise en contrainte lorsque la vitesse diminue. La simulation numérique permet également

d'observer une diminution de la fraction de martensite maximale au centre du cratère : 60 % avec une vitesse de projection de 75 m.s^{-1} et 40 % à 35 m.s^{-1}.

3. Analyse des contraintes résiduelles au droit de l'impact

Expérimentalement, il n'a pas été possible d'analyser les contraintes résiduelles en profondeur au droit de l'impact. Cette analyse est rendue possible par la simulation numérique. Elle nous a permis également d'étudier l'influence de la transformation martensitique sur la distribution des contraintes en profondeur. En effet, il a été montré précédemment que c'est dans le cratère laissé par l'impact que la fraction de martensite formée est maximale. L'exemple de l'impact d'une bille de diamètre 10 mm impactant le massif semi-infini à une vitesse de 70 m.s^{-1} est ici traité.

Les contraintes dans chaque phase, ainsi que l'évolution de la fraction d'austénite résiduelle, ont été analysées pour deux simulations : l'une avec transformation martensitique et l'autre sans. La Figure V-5 présente l'évolution de la contrainte macroscopique ($\sigma_{rr} - \sigma_{zz}$) en fonction de la profondeur.

Lorsque la transformation martensitique est activée, la contrainte macroscopique (Figure V-5) en surface est d'environ –80 MPa, puis diminue jusqu'à un maximum de compression de –280 MPa à une profondeur de 2,5 mm. La profondeur de la zone mise en compression est d'environ 7 mm. Le maximum de compression est obtenu en surface lorsque la transformation martensitique est désactivée et est légèrement plus élevé (-300 MPa). La profondeur de la zone mise en compression est plus faible d'environ 1 mm.

Ce résultat est en accord avec la théorie énoncée par Wohlfahrt [76] pour le cas du grenaillage multibilles. En l'absence de transformation martensitique, le matériau est entièrement austénitique et donc de dureté bien inférieure à celle de la bille utilisée. C'est donc l'effet dit de « martelage » qui prédomine : l'essentiel de l'énergie apportée par la bille est consommée dans la déformation plastique des couches superficielles du matériau, le cisaillement et les contraintes sont alors maximales en surface. A l'inverse, lorsque la transformation martensitique est activée, un durcissement du matériau est observé, notamment entre 0 et 2 mm de profondeur. L'énergie apportée par la bille n'est plus utilisée essentiellement pour la déformation plastique des couches superficielles ; la contrainte et le cisaillement sont alors maximaux en sous-couche (3 mm).

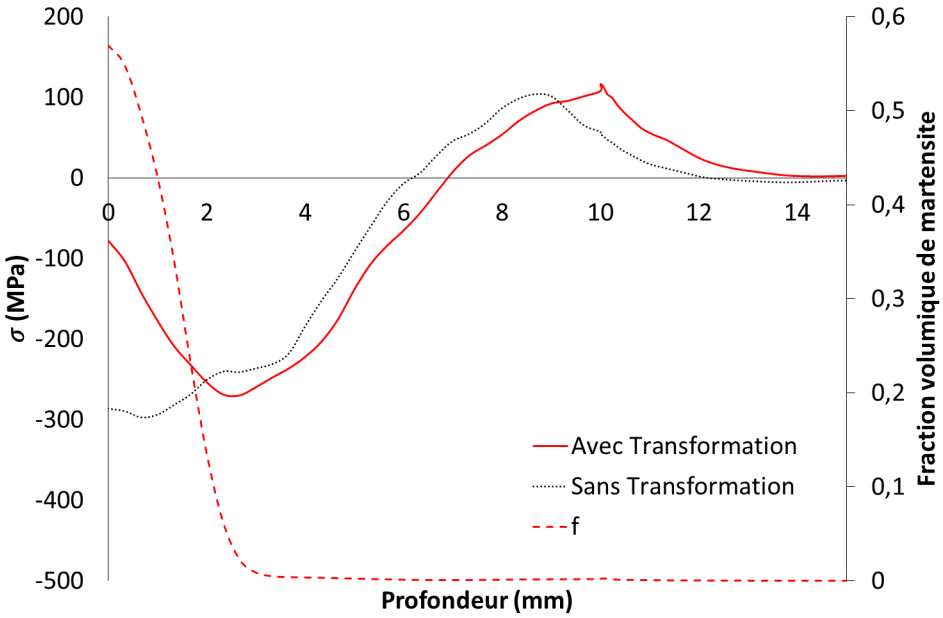


Figure V-5 : Évolution de la contrainte résiduelle macroscopique avec et sans transformation martensitique au droit de l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à une vitesse de 70 m.s^{-1}.

Les résultats montrent donc une contrainte macroscopique plus élevée entre 0 et 2 mm de profondeur lorsque la transformation martensitique est désactivée mais une contrainte plus importante ensuite si la transformation est active. Afin de mieux comprendre cette observation, il est nécessaire d'analyser la distribution des contraintes dans chaque phase (Figure V-6).

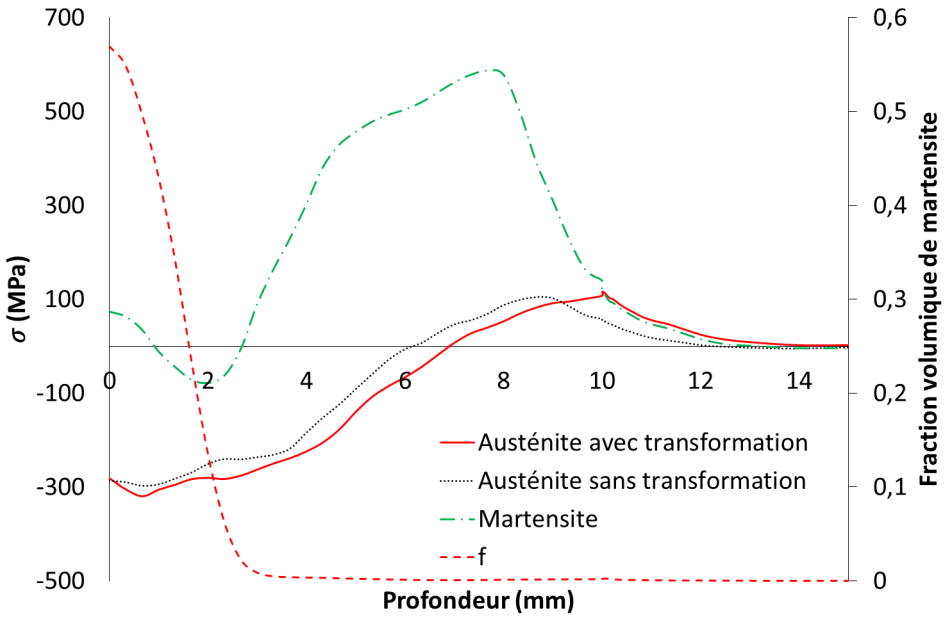


Figure V-6 : Évolution des contraintes résiduelles intra-phase ($\sigma_{rr} - \sigma_{zz}$) avec et sans transformation martensitique au droit de l'impact d'une bille de diamètre 10 mm à une vitesse de 70 m.s^{-1}.

Trois observations peuvent être faites sur ces résultats :

- La contrainte dans la phase austénitique est légèrement plus en compression lorsque la transformation de phase est activée : jusqu'à 50 MPa en plus.

- La contrainte dans la martensite est en traction entre 0 et 1 mm de profondeur, de l'ordre de 50 à 100 MPa, puis légèrement en compression entre 1 et 2 mm de profondeur.

- La contrainte dans la martensite est fortement en traction après une profondeur de 3 mm (jusqu'à 600 MPa) correspondant à la zone dans laquelle il n'y a plus que très peu de martensite (moins de 1 % de martensite étant due à une très faible déformation plastique).

Le fait que la martensite soit en traction entre 0 et 1 mm de profondeur explique donc que la contrainte macroscopique soit moins en compression lorsque la transformation martensitique est activée. La phase austénitique est également légèrement plus en compression lorsque la transformation martensitique est activée afin de conserver l'équilibre des contraintes du mélange multiphasé.

4. Bilan

Les contraintes simulées en surface par le modèle sont en accord avec les mesures expérimentales, aux incertitudes de mesure près. Toutefois, il faut noter qu'en dehors du cratère il n'y a plus de martensite car l'essentiel de la transformation martensitique a lieu dans le cratère, là où la déformation plastique est maximale, et que les taux de déformation mis en jeu sont très faibles. Aucune donnée expérimentale ne permet de juger de la justesse des champs mécaniques calculés au droit de l'impact de la bille qui montrent toutefois une forte influence de la transformation martensitique, celle-ci diminuant la contrainte de compression en surface.

Les simulations surestiment les grandeurs caractéristiques de l'impact. Toutefois, les variations relatives de ces grandeurs, lorsque la vitesse de projection augmente, sont bien décrites par le modèle. L'hypothèse d'une loi de comportement élastoplastique semble donc discutable pour la modélisation du comportement de l'acier AISI 301 sous sollicitation dynamique de type mono-impact. Les taux de déformation mis en jeu lors de l'impact de la bille, sont très importants et leur prise en compte dans un modèle élasto-viscoplastique devrait permettre d'être plus prédictif sur la micro-géométrie du cratère de l'impact mais aussi sur la distribution des champs mécaniques après impact.

Le développement d'un modèle élastoviscoplastique à l'échelle des phases passe par la prise en compte de l'évolution des limites d'élasticité de chacune des phases et de la cinétique

de transformation martensitique en fonction du taux de déformation. Une campagne d'essais expérimentaux assez lourde devrait donc être mise en œuvre afin de répondre à ce besoin. En première approximation, un modèle élastoplastique a donc été utilisé.

II. Simulation numérique du grenaillage de l'acier TRIP 780

L'acier TRIP 780 est moins sensible à la vitesse de déformation que l'acier AISI 301LN. Afin de valider le modèle élastoplastique à transformation de phase, des simulations de grenaillage multibilles ont été réalisées sur des massifs semi-infinis en acier TRIP 780 dans les mêmes conditions que les essais expérimentaux.

1. Validation du modèle numérique

Deux simulations représentatives des essais expérimentaux de grenaillage ont été réalisées : une première avec des billes élastiques d'un diamètre de 400 µm impactant le matériau à 60 $m.s^{-1}$ (correspondant à une vitesse de turbine de 2500 tr/min) pour un taux de recouvrement de 230 % et une deuxième avec des billes d'un diamètre de 600 µm impactant le matériau à la même vitesse pour un taux de recouvrement de 270 %. Les conditions limites et dimensions du massif semi-infini indiquées dans le chapitre IV pour la simulation du grenaillage multibilles sont appliquées à la simulation de l'impact de trois rangées de billes : soit douze impacts (sept billes + cinq demi-billes) dans le plan XY et dix-neuf impacts en considérant le plan de symétrie. Les différents champs mécaniques et la fraction d'austénite résiduelle sont extraits dans un hexagone de « rayon » l'entraxe e, où ils n'évoluent plus et sont moyennés à chaque profondeur.

a) Évolution de la fraction d'austénite résiduelle après grenaillage

Les résultats de la simulation par éléments finis de l'impact de trois rangées de billes sur un massif semi-infini en acier TRIP 780 montre que l'essentiel de la transformation martensitique a lieu sous l'impact des billes jusqu'à une profondeur d'environ 200 µm (Figure V-7).

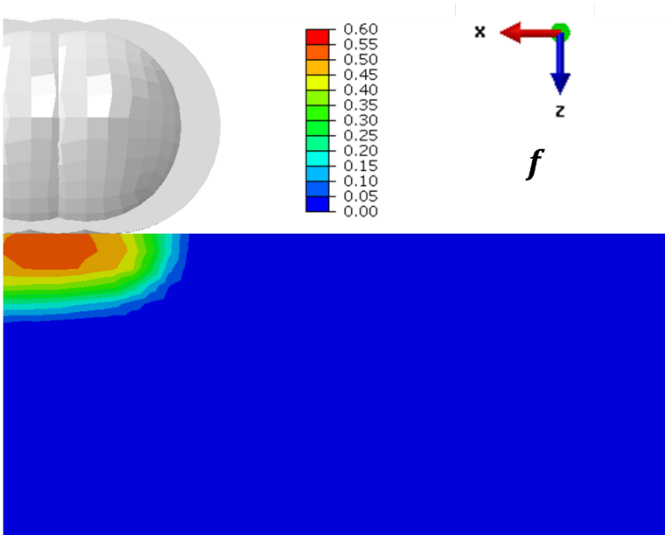


Figure V-7 : Distribution de la fraction d'austénite transformée f après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

Les évolutions de la fraction d'austénite résiduelle en fonction de la profondeur, obtenues expérimentalement et par simulation, sont comparées en Figure V-8. Aux incertitudes de mesure près, un bon accord entre les valeurs simulées et expérimentales est trouvé.

Expérimentalement, il n'a pas été possible de doser l'austénite résiduelle à une profondeur inférieure à 50 µm. La fraction d'austénite résiduelle en surface doit donc être inférieure à 5 %, ce qui n'est pas le cas par simulation où elle est environ égale à celle à 50 µm de profondeur (6 %).

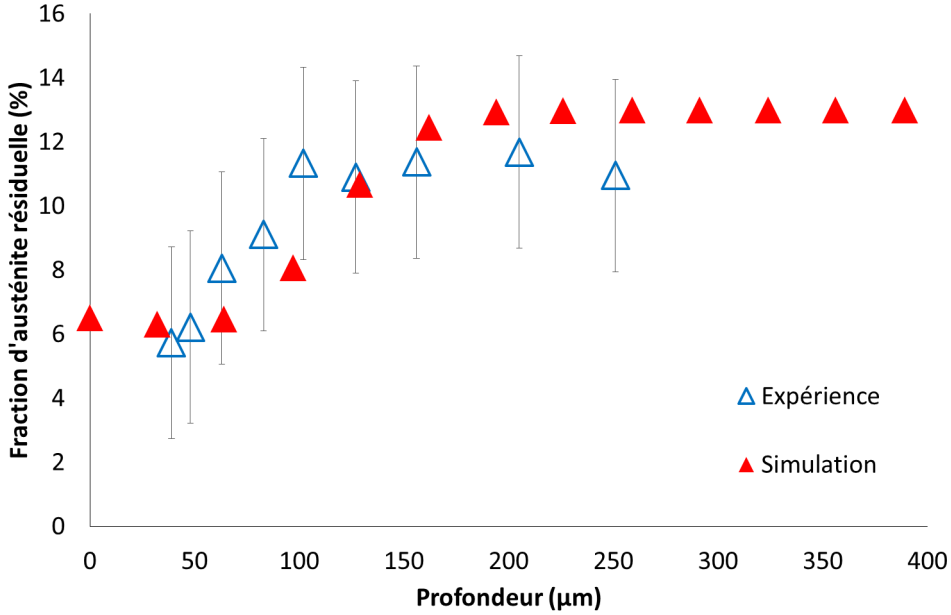


Figure V-8 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle expérimentale et simulée après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

A 50 µm de profondeur, la fraction de martensite simulée est quasiment équivalente à celle mesurée expérimentalement (environ 6 %). La fraction d'austénite résiduelle simulée augmente ensuite progressivement jusqu'à revenir à sa valeur initiale à une profondeur d'environ 150 µm. Expérimentalement, la zone dans laquelle il y a transformation de l'austénite en martensite n'excède pas 100 µm de profondeur, cette zone est donc surestimée d'environ 50 µm par la simulation.

Le modèle utilisé est élastoplastique et la cinétique de transformation martensitique dépend essentiellement de la déformation plastique dans l'austénite, c'est-à-dire que plus la déformation plastique dans cette phase est élevée, plus la fraction d'austénite résiduelle transformée augmente. On peut donc s'attendre à ce que la déformation plastique dans l'austénite soit globalement constante entre 0 et 50 µm de profondeur. Ce point sera détaillé au paragraphe II.1.c.

Les mêmes simulations ont été réalisées avec les billes de diamètre 600 µm (Figure V-9). En accord avec les observations expérimentales, une augmentation du diamètre de bille entraîne une augmentation de la profondeur affectée par la transformation martensitique : la fraction d'austénite résiduelle revient à sa valeur d'origine (~12 %) à une profondeur d'environ 150 µm pour les billes de diamètre 400 µm contre environ 250 µm avec des billes de diamètre 600 µm.

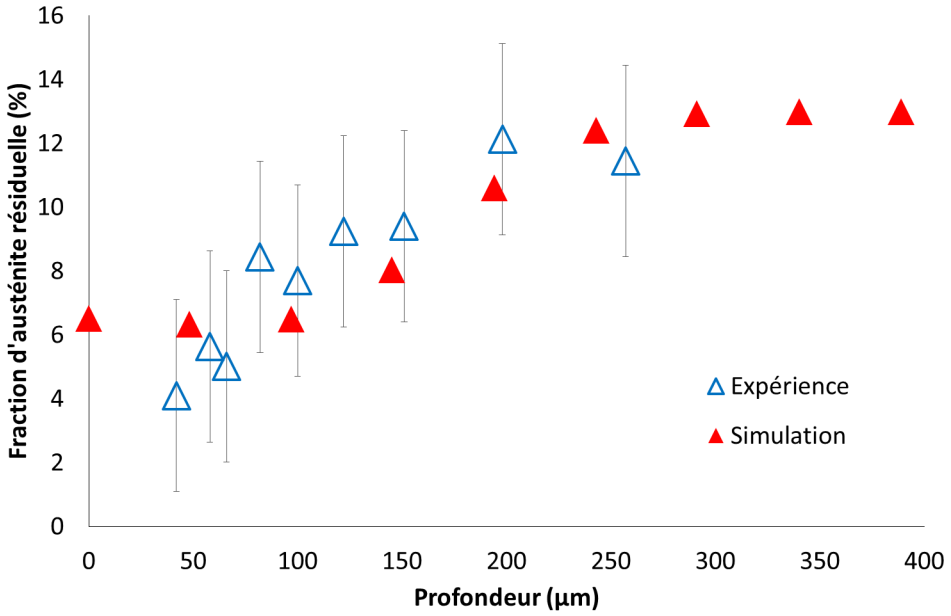


Figure V-9 : Évolution de la fraction d'austénite résiduelle expérimentale et simulée après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 270 %.

b) Distribution des contraintes résiduelles après grenaillage

i. Grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm

La Figure V-10 montre la distribution des champs de contraintes macroscopiques et dans chacune des phases (austénite, ferrite, bainite, martensite) suivant la direction xx dans le plan XZ, pour un grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm. Seules une moitié du massif semi-infini grenaillé et sa partie supérieure maillée finement sont ici présentées.

Les contraintes, macroscopique et intra-phase, sont distribuées en deux zones distinctes : une première sous l'impact des billes où le matériau est en compression et une seconde, plus en profondeur, où les contraintes sont en traction afin de conserver l'équilibre mécanique du massif. Le reste du massif n'étant pas affecté par le grenaillage, les contraintes sont nulles.

Macroscopiquement, et dans chacune des phases, il est observé aux bords de la zone impactée par les billes, un maximum de compression qui provient du fait que le massif n'est pas grenaillé entièrement contrairement à ce qui est fait expérimentalement. En effet, si les billes sont disposées au centre du massif afin d'avoir un taux de recouvrement de 230 % (chapitre IV), le reste du massif n'est pas grenaillé afin de respecter les conditions de massif semi-infini. Dans cette zone, l'impact répété des billes provoque un étirement de la matière. Il en résulte la formation d'un bourrelet de matière aux bords de cette zone mettant le matériau en compression. Cette zone mise en compression est un artefact purement numérique car, expérimentalement, c'est l'intégralité du massif qui est grenaillé avec un taux de recouvrement de 230 %, pas seulement une zone « élémentaire » située au centre du massif.

La distribution des contraintes dans les phases austénitique, ferritique et bainitique est sensiblement équivalente avec un niveau de compression compris entre –400 MPa et -500 MPa dans une zone de profondeur 300 µm (Figure V-10). La contrainte dans la phase martensitique atteint des niveaux beaucoup plus élevés, de l'ordre de -1000 MPa dans la zone où il y a eu transformation de l'austénite en martensite entre la surface et 200 µm de profondeur.

La simulation nous donne une information supplémentaire sur la répartition des contraintes : lors du grenaillage, les phases initialement présentes ont tendance à être beaucoup moins mises en compression que la martensite qui germe dans l'austénite. Elle est, à la fois, mise en compression par la sollicitation mécanique due au grenaillage mais également parce que sa limite d'élasticité est plus élevée.

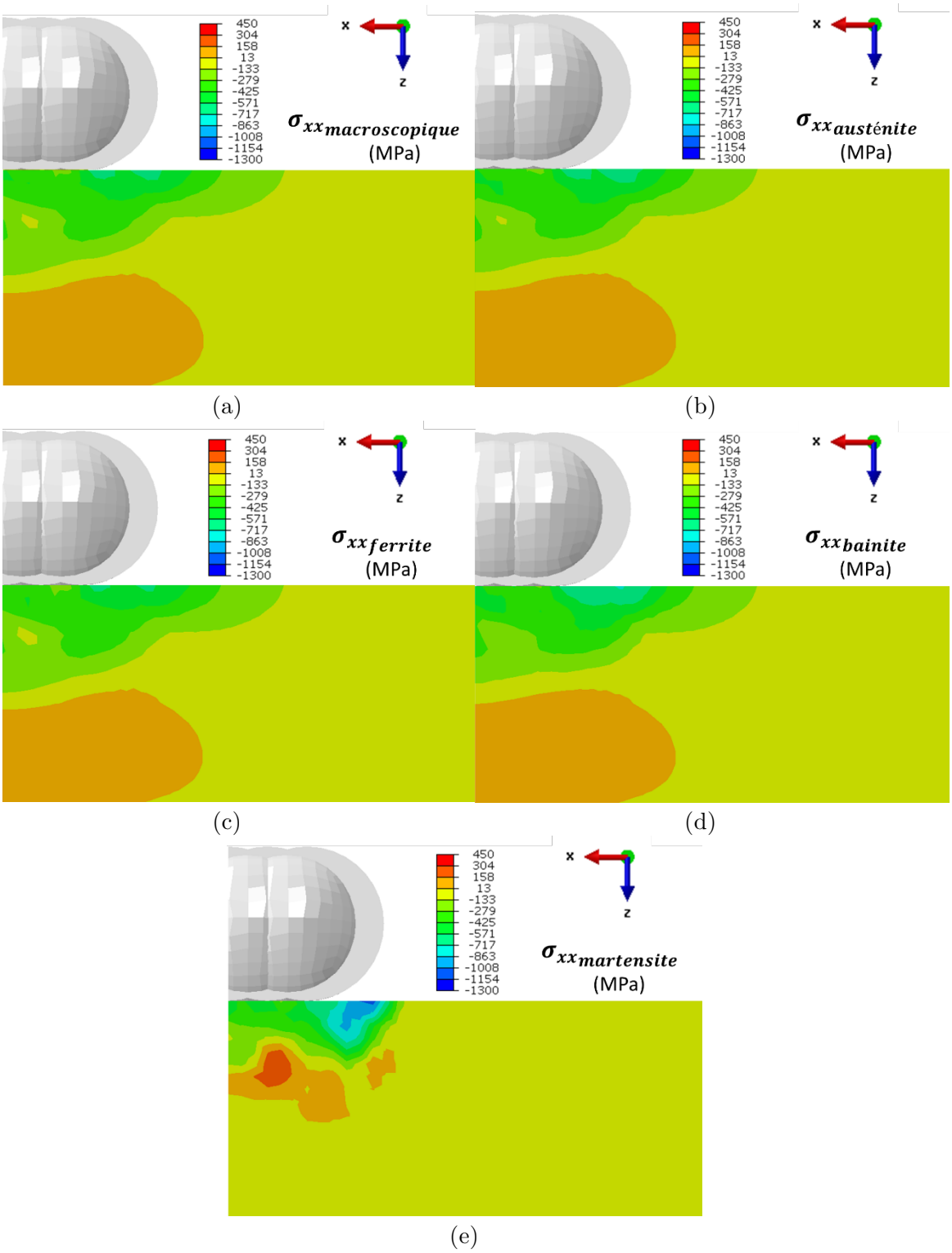


Figure V-10 : Évolution des contraintes macroscopiques et intra-phase dans le plan XZ après grenaillage avec des billes de 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 % : (a) Macroscopique, (b) Austénite, (c) Ferrite, (d) Bainite, (e) Martensite.

Afin d'analyser plus finement les résultats des simulations et de les comparer avec les résultats expérimentaux, les profils de contraintes dans la phase cubique centrée (Figure V-11) et dans l'austénite (Figure V-12) ont été extraits.

Expérimentalement, lors de l'analyse des contraintes par diffraction des rayons X, l'hypothèse d'une contrainte normale σ_{zz} nulle est faite à la surface. Ce n'est pas le cas par simulation où elle reste négligeable par rapport à la contrainte dans le plan XY, mais n'est pas nulle. Les contraintes extraites sont donc calculées par la différence entre la contrainte dans le plan et la contrainte normale, soit : $\sigma_{xx} - \sigma_{zz}$.

En surface, la simulation prédit dans la phase CC (mélange ferrite, bainite, martensite) une contrainte maximale de compression d'environ -400 MPa contre environ -500 MPa expérimentalement. La contrainte de compression simulée sous-estime celle obtenue expérimentalement entre 0 et 60 µm de profondeur, c'est-à-dire dans la zone où la fraction d'austénite résiduelle est minimale, respectivement la transformation de l'austénite en martensite est maximale.

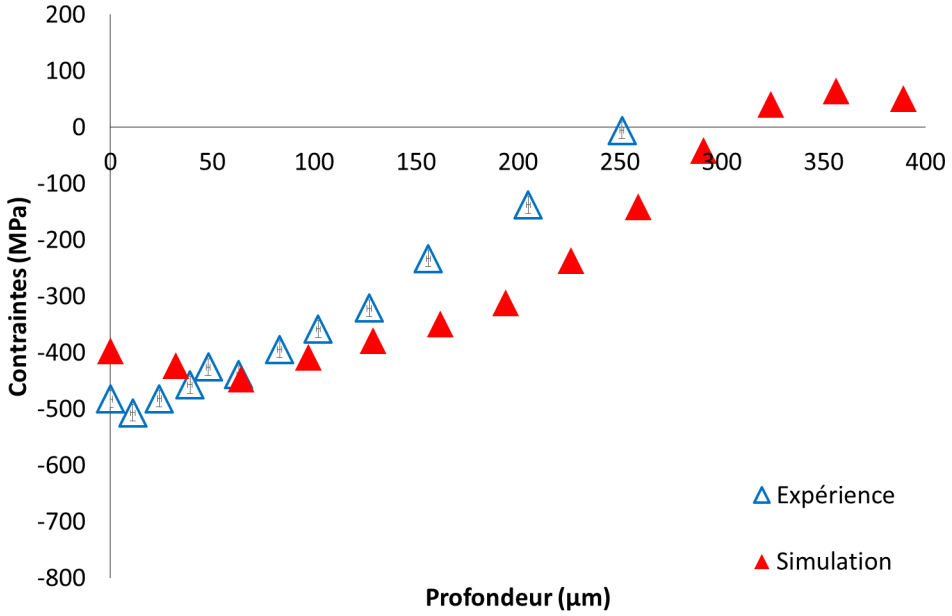


Figure V-11 : Évolution expérimentale et simulée de la contrainte dans la phase CC (mélange ferrite, bainite, martensite) après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

La contrainte dans la phase CC diminue ensuite progressivement jusqu'à revenir à une valeur nulle à une profondeur de 250 µm expérimentalement et environ 300 µm par simulation. Les simulations précédentes ont montré que la zone dans laquelle il y a transformation martensitique s'étendait sur une profondeur plus grande d'environ 50 µm (0 à 150 µm) que celle mesurée expérimentalement (0 à 100 µm), ce qui peut expliquer l'écart mesuré sur la profondeur à laquelle les contraintes reviennent à 0. Cela explique également que les contraintes entre 100 et 300 µm de profondeur soient surestimées : par simulation, la martensite est présente sur une profondeur plus importante, impliquant une mise en compression supplémentaire du matériau. La martensite disparaissant à une profondeur plus élevée de 50 µm par simulation, cela décale la diminution de la contrainte vers des profondeurs plus importantes, expliquant à la fois la surestimation de la contrainte et de la profondeur mise en compression.

La Figure V-12 présente les résultats dans la phase austénitique. Expérimentalement, il n'a pas été possible d'analyser les contraintes dans l'austénite entre 0 et 100 µm de profondeur, la fraction d'austénite résiduelle étant trop faible. Les valeurs présentées ici ne sont donc pas des valeurs corrigées de la redistribution due à l'enlèvement de matière, contrairement à celles dans la phase CC. Il peut être considéré en première approximation, et au regard des corrections faites dans la phase CC, qu'à partir de 100 µm de profondeur une redistribution d'au moins 100 MPa peut avoir lieu. C'est pourquoi une barre d'incertitude positive sur la valeur des contraintes est présentée (Figure V-12). L'évolution de la contrainte dans la phase austénitique après grenaillage est en relativement bon accord avec les valeurs expérimentales aux incertitudes de mesure près. Toutefois, comme dans la phase CC, la profondeur à partir de laquelle la contrainte revient à 0 par simulation est surestimée d'environ 50 µm.

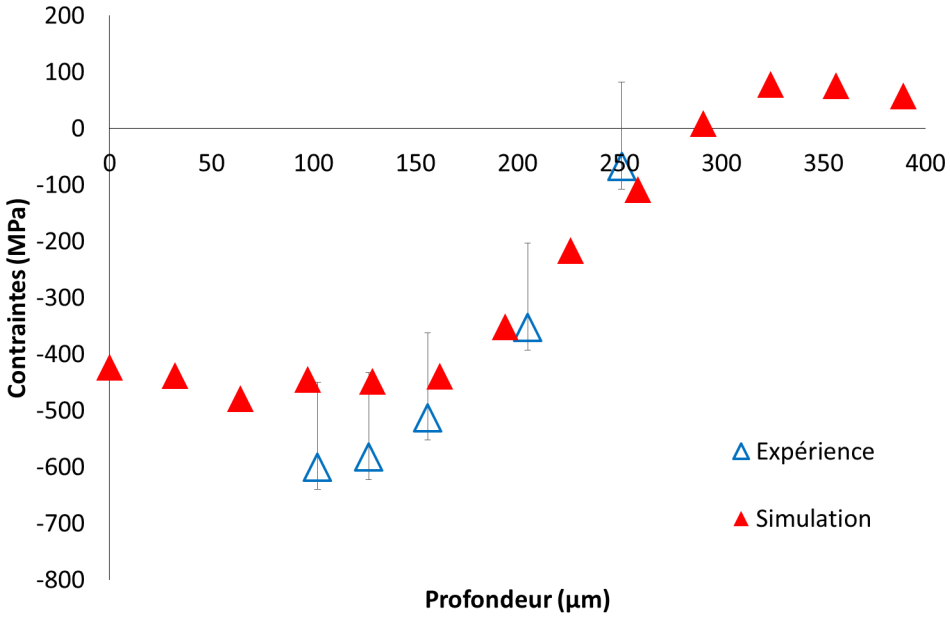
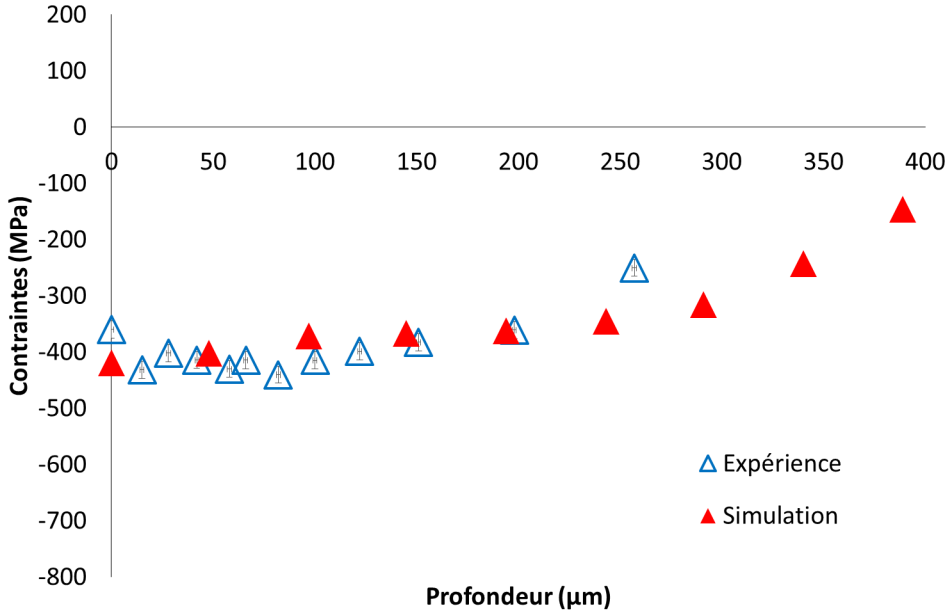


Figure V-12 : Évolution expérimentale et simulée de la contrainte dans la phase austénitique (CFC) après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

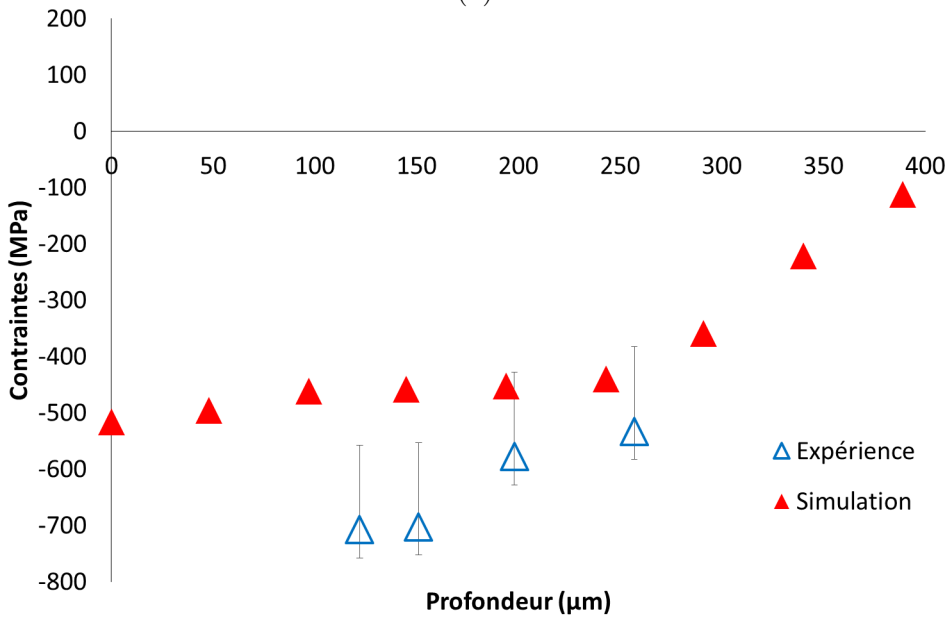
ii. Influence du diamètre de la bille

Les mêmes analyses ont été faites sur la distribution des contraintes dans les phases CFC et CC après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm à 2500 tr/min pour un taux de recouvrement de 270 % (Figure V-13 a et b). La contrainte dans la phase CC est bien prédite par le modèle. Dans la phase austénitique, la contrainte (après estimation de la correction due à l'enlèvement de matière) semble légèrement sous-estimée par le modèle, de l'ordre de 50 à 100 MPa. Comme ce qui est observé expérimentalement, l'augmentation du diamètre des billes entraîne une augmentation de la profondeur fortement mise en compression où la contrainte n'est pas inférieure de plus de 10 % à sa valeur maximale, en ne modifiant presque pas la valeur de la contrainte de compression maximale. Avec des

billes de diamètre 400 µm, les contraintes maximales simulées sont d'environ -400 MPa et -430 MPa sur une profondeur de 150 µm, respectivement dans les phases CC et austénitique. Pour un grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm, si une légère augmentation de la contrainte maximale dans l'austénite (-500 MPa) est observée, celle dans la phase CC n'évolue pas. C'est essentiellement une augmentation de la profondeur fortement mise en compression qui est observée : elle passe de 150 à 250 µm.



(a)



(b)

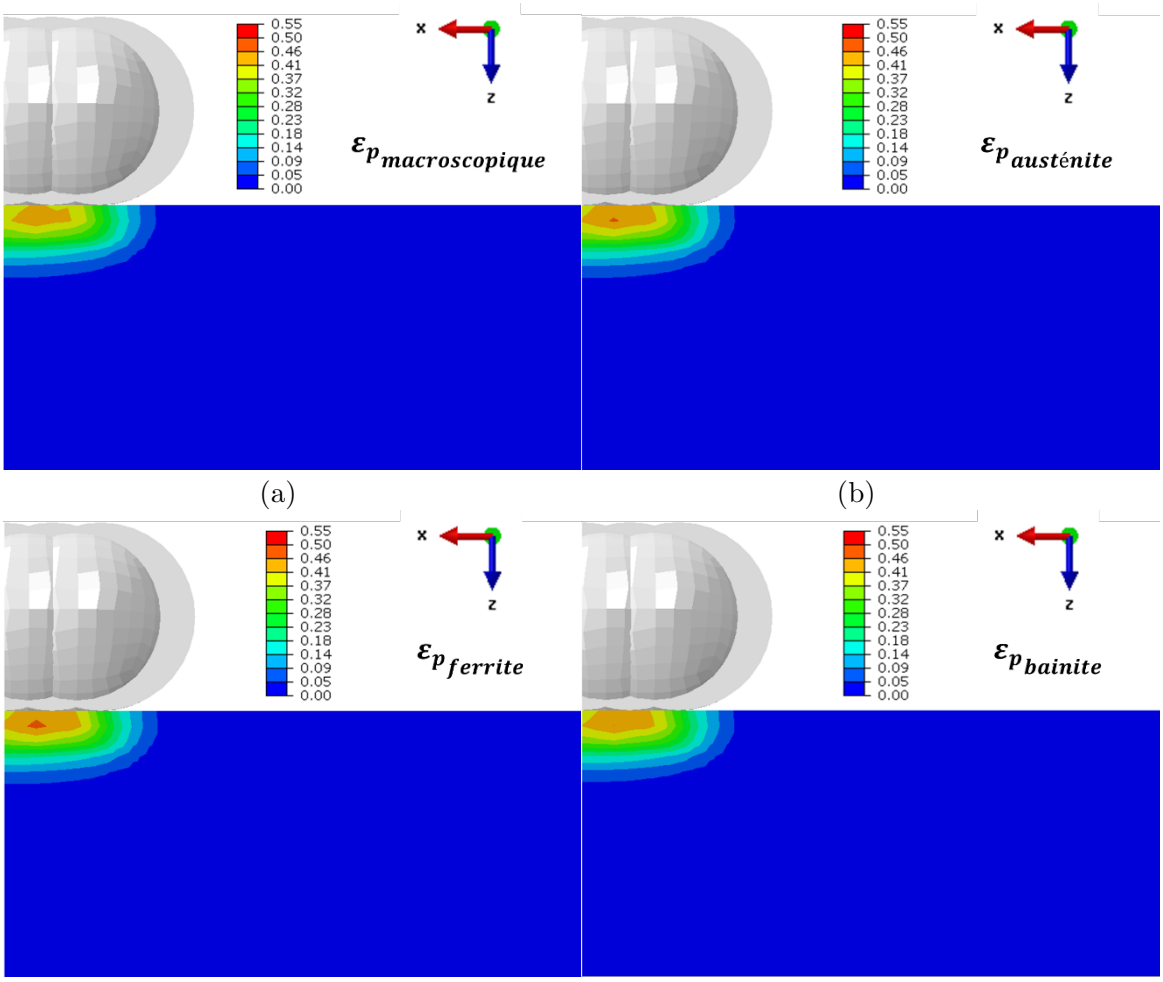
Figure V-13 : Évolution expérimentale et simulée de la contrainte (a) dans la phase CC et (b) dans la phase austénitique après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm à une vitesse de 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 270 %.

L'hypothèse du modèle élastoplastique semble donc justifiée pour la prédiction de la distribution des contraintes dans les phases austénitique et cubique centrée. Le passage à

un modèle élasto-viscoplastique devrait permettre, de par la prise en compte de la contrainte visqueuse, d'avoir des simulations encore plus représentatives de l'expérience.

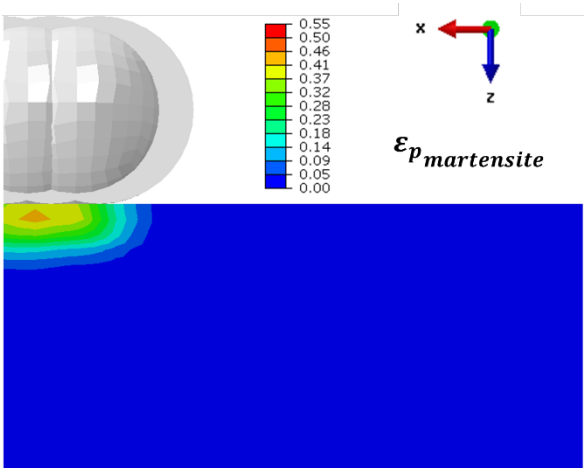
c) Évolution de la déformation plastique

De la même manière que pour la fraction d'austénite résiduelle et les contraintes, l'évolution de la déformation plastique équivalente après grenaillage a été étudiée. Quelle que soit la phase considérée, et de manière macroscopique, la déformation plastique est concentrée sous l'impact des billes (Figure V-14). Il est observé également que la déformation plastique semble équivalente, quelle que soit la phase considérée, hormis dans la martensite où elle semble plus faible. Les niveaux de déformations maximaux calculés par le modèle sont de l'ordre de 45 % dans l'austénite, la ferrite et la bainite et de l'ordre de 40 % dans la martensite.



(a) (b)

(c) (d)



(e)

Figure V-14 : Évolution des déformations plastiques équivalentes macroscopiques et intra-phase dans le plan XZ après grenaillage avec des billes de 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 % : (a) Macroscopique, (b) Austénite, (c) Ferrite, (d) Bainite, (e) Martensite.

Le tracé des profils de déformation plastique en fonction de la profondeur permet de comparer plus finement ces évolutions (Figure V-15). La déformation plastique équivalente est maximale en sous-surface, à environ 40 µm de profondeur, quelle que soit la phase considérée. Elle est d'environ 47 % dans les phases austénitique, ferritique et bainitique contre 42 % dans la phase martensitique qui est beaucoup plus dure et se déforme plastiquement moins que les autres : la limite d'élasticité de la martensite dans le modèle est de 1400 MPa contre 600, 510 et 700 MPa respectivement pour les phases austénitique, ferritique et bainitique.

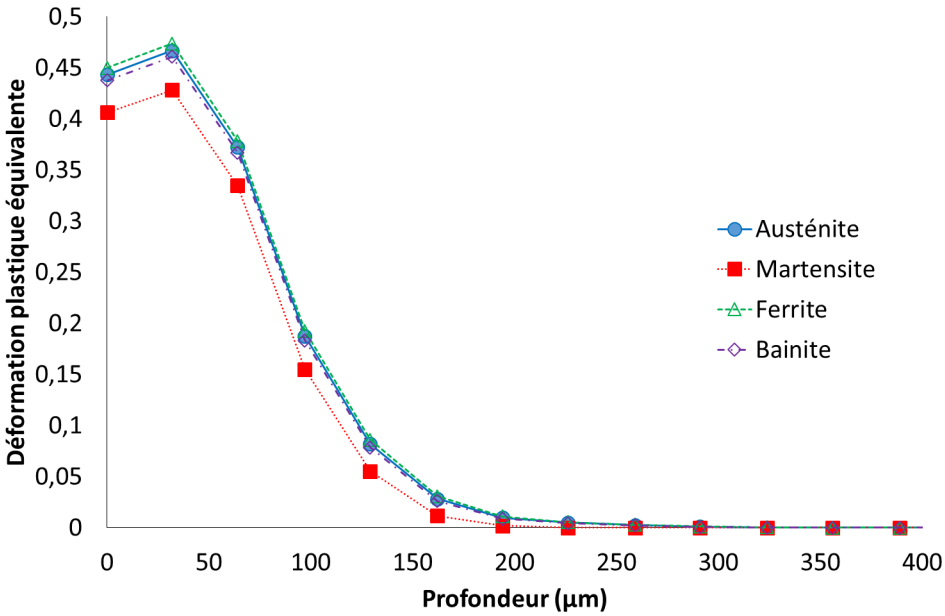


Figure V-15 : Évolution de la déformation plastique équivalente intra-phase en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

Comme suggéré lors de l'analyse de l'évolution de la fraction d'austénite résiduelle en fonction de la profondeur, la déformation plastique équivalente dans la phase austénitique (et dans les autres phases) est maximale et presque constante jusqu'à 50 µm de profondeur, ce qui explique la fraction d'austénite résiduelle presque constante également dans cette zone.

Les mêmes observations ont pu être faites sur la simulation du grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm (Figure V-16). Les niveaux de déformations sont identiques, seule la zone dans laquelle les déformations sont maximales augmente : elle passe d'environ 30 µm avec des billes de 400 µm à 50 µm avec celles de diamètre 600 µm. La profondeur déformée plastiquement est également augmentée, passant d'environ 200 à environ 250 µm avec les billes de diamètre 600 µm.

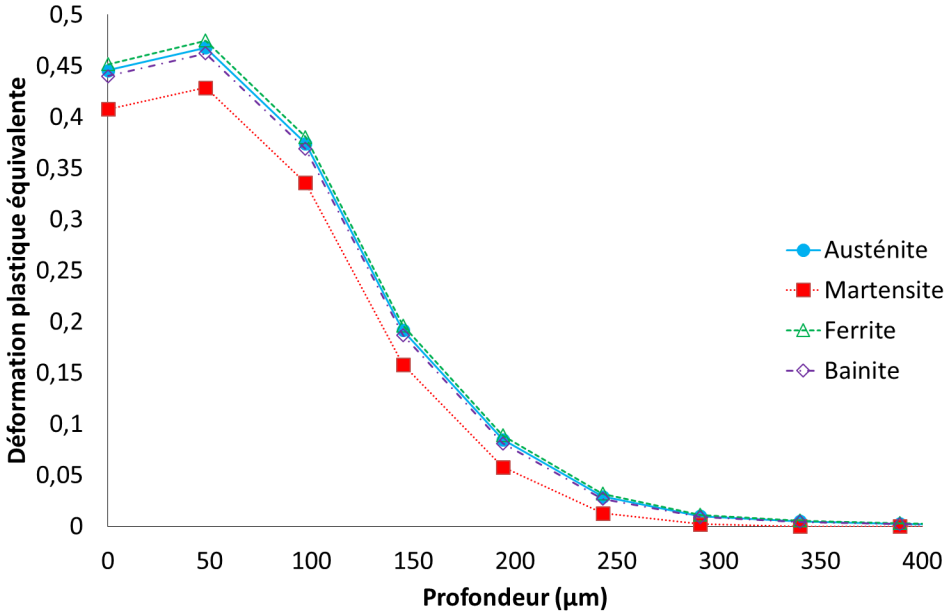


Figure V-16 : Évolution de la déformation plastique équivalente intra-phase en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 600 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 270 %.

d) Bilan

Les résultats des simulations sur le grenaillage multibilles de l'acier TRIP 780 sont encourageants. Les distributions des différents champs mécaniques, dans chacune des phases, et de la fraction d'austénite résiduelle - que ce soit lors du grenaillage avec des billes de diamètre 400 ou 600 µm - sont correctement prédites par le modèle élastoplastique à transformation de phase : une légère sous-estimation de la contrainte maximale dans la phase CC, de l'ordre de 80 à 100 MPa, a pu être observée, notamment sur l'essai avec des billes de diamètre 400 µm. Pour les deux grenaillages, la zone où la contrainte est inférieure de moins de 10 % à la contrainte maximale est surestimée par simulation : de 50 µm avec des billes de diamètre 400 µm et de 100 µm avec celles de 600 µm.

Dans la littérature, d'autres modèles élastoplastiques (sans transformation de phase) ont été utilisés pour prédire la distribution des champs de contraintes après grenaillage. Frija et al. [109] sur un acier (nuance non communiquée) ont obtenu une bonne prédiction de la profondeur à laquelle la contrainte de compression macroscopique est maximale et de la profondeur à laquelle la contrainte revient à 0 MPa. Toutefois, la contrainte maximale prédite par leur modèle est surestimée d'environ 300 MPa. Guagliano [108] a prédit une contrainte maximale macroscopique ne s'écartant pas de plus de 50 MPa de la valeur expérimentale. Les contraintes calculées par son modèle entre 0 et 60 µm de profondeur sont toutes comprises dans l'incertitude de la mesure expérimentale. Par contre, la profondeur à laquelle la contrainte n'est plus en compression est sous-estimée de près de 100 µm par son modèle.

Ces deux études montrent qu'il est assez difficile d'obtenir, à la fois, une bonne description de la contrainte de compression maximale et de la profondeur à laquelle la contrainte redevient nulle. A l'image du modèle réalisé par Guagliano [108], le modèle utilisé dans cette étude permet une bonne prédiction de la contrainte de compression maximale, macroscopique et intra-phase mais surestime la profondeur à laquelle la contrainte redevient nulle. L'évolution de la fraction d'austénite dans la profondeur est également bien prédite par le modèle. A notre connaissance, aucune autre étude n'a encore pris en compte la transformation martensitique lors du grenaillage à l'exception des travaux de Halilovic et al. [117], mais pour le cas du choc laser.

Les résultats peuvent encore être améliorés en prenant en compte l'influence du taux de déformation sur les contraintes intra-phase et sur la cinétique de transformation martensitique. Le développement d'un modèle élasto-viscoplastique devrait permettre d'obtenir une meilleure représentation des résultats expérimentaux, notamment dans les zones dites de sous-surface (entre 0 et 100 µm de profondeur) là où les taux de déformations sont les plus élevés.

2. Influence de la transformation martensitique : étude numérique

Il n'est pas possible expérimentalement de réaliser l'étude de l'influence de la transformation de phase sur le comportement au grenaillage. En effet, la réalisation d'un grenaillage à chaud permettrait d'annihiler la transformation martensitique dans le matériau mais en modifierait ses propriétés mécaniques et microstructurales. Le couplage du modèle numérique développé avec un code éléments finis permet de réaliser cette étude pour laquelle il suffit de désactiver la transformation martensitique directement dans la loi de comportement, et d'en étudier l'effet sur la distribution des différents champs mécaniques après grenaillage. A l'image de l'étude précédente, la distribution des différents champs de contraintes est d'abord présentée avant l'évolution des déformations plastiques

équivalentes de chacune des phases de l'acier. Le cas traité est celui d'un grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 2500 tr/min pour un taux de recouvrement de 230 %.

a) Impact sur la distribution des contraintes résiduelles

L'acier TRIP 780 ne possède initialement que 12 % d'austénite résiduelle, la transformation martensitique étant maximale entre 0 et 100 µm de profondeur ; c'est dans cette zone que la transformation doit impacter la distribution des contraintes résiduelles. L'évolution de la contrainte macroscopique après grenaillage (Figure V-17) montre une légère augmentation de la contrainte de compression sur les quarante premiers micromètres lorsque la transformation de phase est active. Cela correspond à la zone où la fraction d'austénite résiduelle est minimale et respectivement la fraction de martensite maximale.

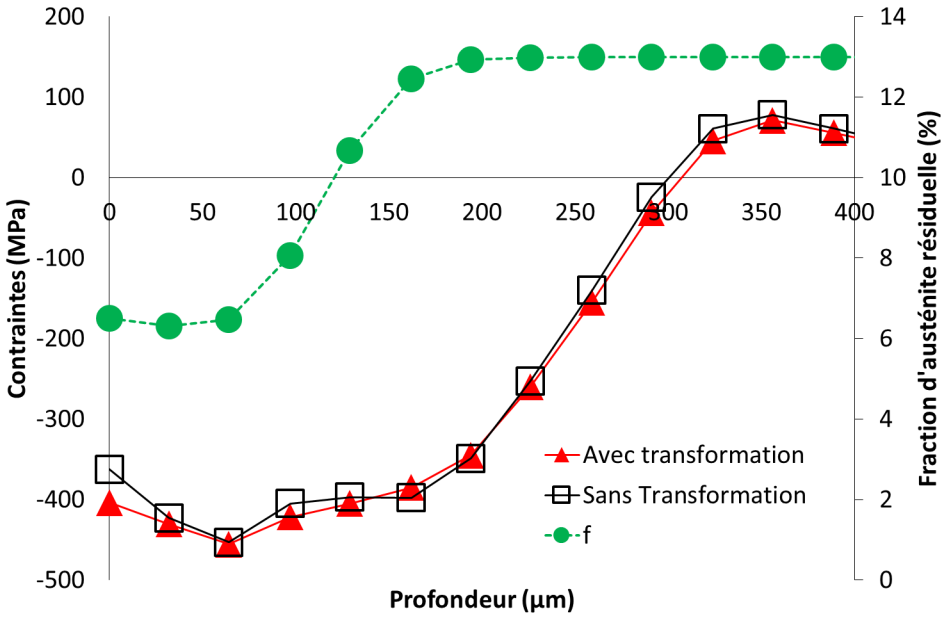


Figure V-17 : Influence de la transformation martensitique sur l'évolution de la contrainte résiduelle macroscopique en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

L'activation de la transformation martensitique entraîne la transformation d'une partie de l'austénite en martensite qui est fortement mise en compression entre 0 et 140 µm de profondeur, de l'ordre de -1000 MPa (Figure V-18). La martensite après grenaillage ne constitue toutefois, au maximum, que 7 % du matériau. Lorsque la transformation martensitique est désactivée, il n'y a donc pas apparition d'une nouvelle phase fortement mise en compression.

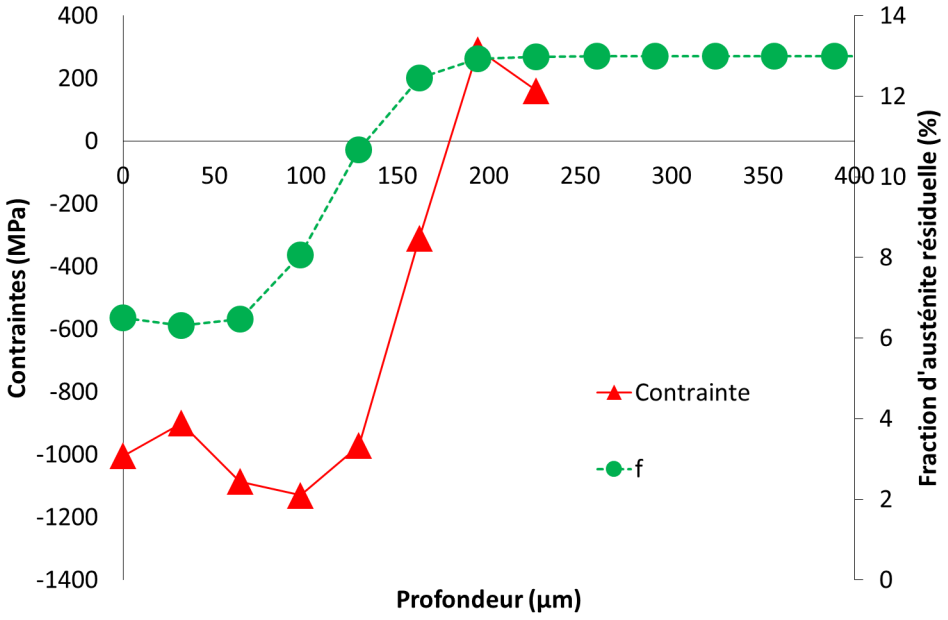


Figure V-18 : Évolution de la contrainte dans la martensite en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

Malgré le faible pourcentage de martensite présent dans l'acier après grenaillage entre 0 et 150 µm de profondeur, sa forte mise en compression jusqu'à près de -1200 MPa à 100 µm de profondeur augmente sensiblement la contrainte de compression dans la phase cubique centrée (Figure V-19) : une augmentation maximale de la contrainte de compression de l'ordre de 100 MPa est même observée en surface, là où la fraction de martensite est maximale. Les contraintes dans les phases ferritique et bainitique ne sont que très peu modifiées par la transformation martensitique. Il y a donc peu ou pas d'interaction entre le comportement mécanique des différentes phases.

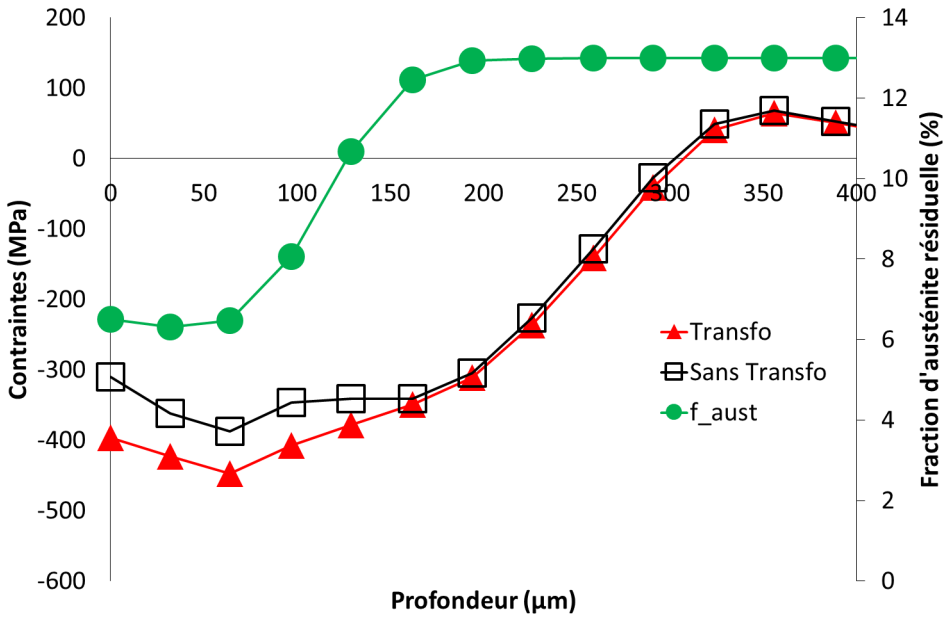


Figure V-19 : Évolution de la contrainte dans la phase cubique centrée en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

Lors de l'activation de la transformation martensitique, il n'est pas non plus observé de modification notable de la contrainte dans la phase austénitique (Figure V-20).

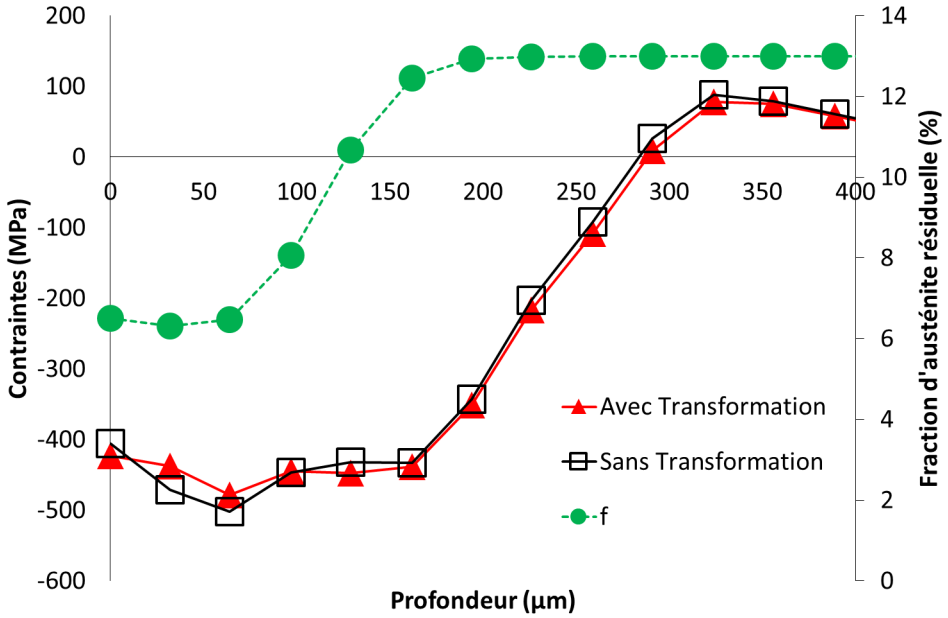


Figure V-20 : Évolution de la contrainte dans l'austénite en fonction de la profondeur après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

L'activation de la transformation martensitique permet lors du grenaillage de précontrainte d'augmenter la contrainte macroscopique de compression en sous-surface, entre 0 et 100 µm de profondeur, là où la fraction de martensite est maximale dans le matériau. Elle semble

donc bénéfique pour le matériau dans le sens où une augmentation de la mise en compression permet d'améliorer la tenue en service du matériau.

b) Impact sur la déformation plastique

Les simulations montrent que la déformation plastique entre 0 et 100 µm de profondeur augmente lorsque la transformation de phase est désactivée (Figure V-21). En surface, la déformation plastique équivalente est d'environ 43 % lorsque la transformation martensitique est activée contre 50 % lorsqu'elle est désactivée. La déformation plastique maximale est observée à environ 40 µm de profondeur et est d'environ 46 % lorsque la transformation martensitique est activée contre 52 % lorsqu'elle ne l'est pas. La déformation de transformation suit également une évolution décroissante. La sommation de la déformation de transformation et de la déformation plastique lorsque la transformation martensitique est activée correspond à la déformation plastique sans transformation de phase. Cela signifie que la même déformation totale a été introduite dans les deux cas mais avec des mécanismes différents.

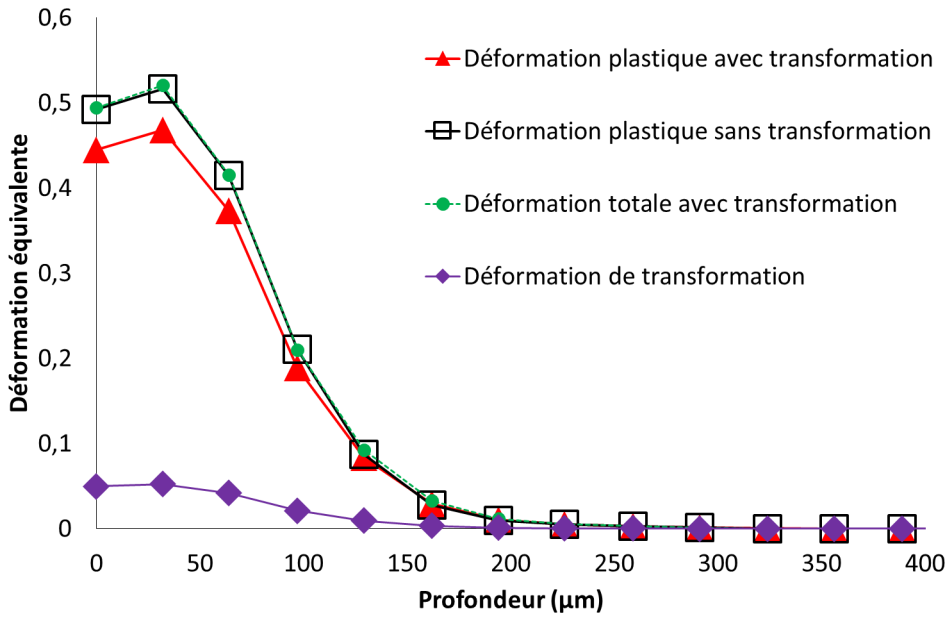


Figure V-21 : Évolution de la déformation équivalente macroscopique après grenaillage sur l'acier TRIP 780, avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %, avec et sans transformation de phase.

La déformation plastique équivalente, lorsque la transformation de phase est activée, suit une évolution très proche de la FWHM mesurée par diffraction des rayons X (chapitre III). Un écart est obtenu sur les cinquante premiers micromètres où la FWHM suit une évolution purement décroissante.

Une analyse à l'échelle des constituants montre la même tendance (Figure V-22) : les déformations plastiques équivalentes dans la ferrite, la bainite et l'austénite sont plus élevées lorsque la transformation de phase est désactivée. Lors de l'activation de la

transformation martensitique, l'austénite ne plastifie plus mais se transforme, ce qui limite sa déformation plastique et impacte celle des autres phases.

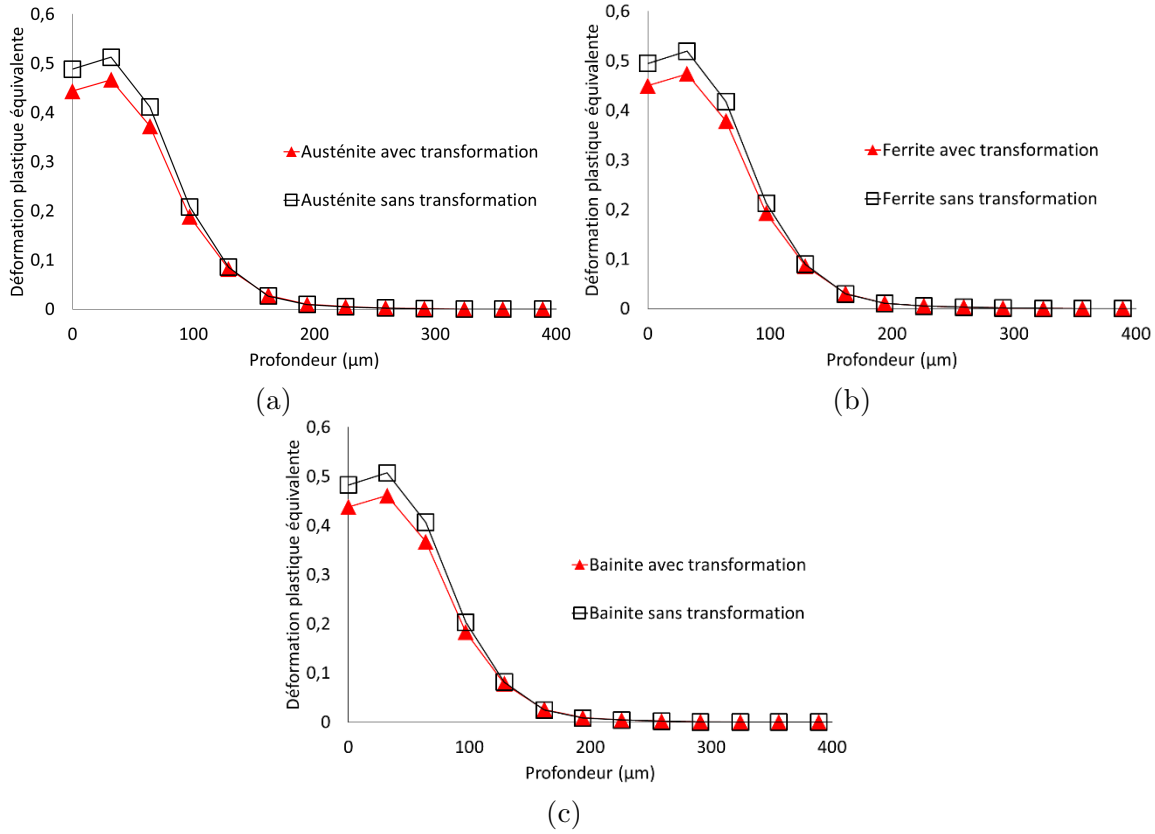


Figure V-22 : Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la profondeur dans chacune des phases, après grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm à 60 m.s^{-1} pour un taux de recouvrement de 230 %.

La localisation de type Taylor (iso-déformation) explique aussi que l'écart entre les déformations plastiques de chaque phase avec et sans transformation martensitique corresponde également à la déformation de transformation comme pour la déformation macroscopique.

c) Bilan

Un impact bénéfique de la transformation de l'austénite en martensite lors du grenaillage, notamment sur la distribution des contraintes résiduelles dans l'acier TRIP 780, a été mis en évidence lors de cette étude paramétrique. La germination de la martensite, fortement mise en compression dans l'austénite, permet d'augmenter la contrainte de compression macroscopique dans le matériau notamment en sous-surface (entre 0 et 50 µm de profondeur). La germination de la martensite entraîne également une diminution de la déformation plastique macroscopique du matériau en surface et sous-surface mais également dans chacune des phases du matériau. Cette mise en compression plus importante de la surface du matériau ainsi qu'une diminution de la déformation plastique devraient offrir à l'acier TRIP 780 une meilleure tenue en service.

III. Conclusions

Le modèle élastoplastique à transformation de phase a permis d'étudier numériquement l'impact du grenaillage sur la transformation martensitique de deux aciers : l'AISI 301LN et le TRIP 780. Pour ce faire, des simulations d'essais mono-impact (AISI 301LN) et de grenaillage (TRIP 780) ont été réalisées et comparées aux expériences. Les résultats obtenus, notamment pour le grenaillage de l'acier TRIP 780, sont encourageants.

Les analyses de la micro-géométrie du cratère laissé par la bille lors de la simulation d'un essai mono-impact sur l'acier AISI 301LN ont montré une surestimation des différentes grandeurs mesurées expérimentalement, que ce soit la profondeur de l'impact, son rayon ou encore la hauteur du bourrelet. Ces simulations ont été réalisées avec et sans transformation martensitique, et montrent que son activation entraîne une légère diminution de la profondeur de l'impact ainsi que de la hauteur du bourrelet. Cela suggère également qu'en prenant en compte l'influence du taux de déformation sur les propriétés mécaniques et la cinétique de transformation martensitique, une augmentation de la limite d'élasticité dans la zone de l'impact soumise à de forts taux de déformation conduirait à une diminution de la taille du cratère.

Les contraintes surfaciques simulées par éléments finis sont très proches de celles mesurées expérimentalement au bord du cratère de l'impact. Ce résultat est encourageant mais ne permet pas de confirmer la justesse du modèle élastoplastique pour ce matériau car il a été montré qu'il n'y avait pas de martensite en dehors du cratère. De plus, la déformation plastique est concentrée sous l'impact de la bille, ce sont donc là que les taux de déformations sont les plus élevés durant l'impact et que le développement d'un modèle élasto-viscoplastique serait d'un grand intérêt.

Le modèle élastoplastique a également été testé sur le grenaillage multibilles d'un acier TRIP 780. Pour cela, des simulations ont été comparées aux résultats expérimentaux en termes de fraction d'austénite résiduelle et de contraintes résiduelles. Que ce soit pour les simulations de grenaillage avec des billes de diamètre 400 µm ou 600 µm, les résultats obtenus par simulation sont très proches de l'expérience. Seul un léger écart peut être observé sur les cent premiers micromètres, là où les taux de déformation sont les plus importants et non pris en compte par le modèle élastoplastique. L'acier TRIP 780 étant beaucoup moins sensible à l'aspect dynamique que l'acier AISI 301LN, le modèle élastoplastique à transformation de phase peut être considéré comme justifié pour ce matériau. Un impact positif de la transformation martensitique lors du grenaillage a également été mis en évidence : après grenaillage, la phase martensitique est fortement en compression et augmente la contrainte macroscopique du matériau, entre 0 et 150 µm, là où il y a transformation de l'austénite en martensite.

Conclusion générale

Actuellement, l'influence du grenaillage de précontrainte n'est que peu ou pas prise en compte dans les bureaux d'études, de manière couplée entre le procédé et les conséquences en termes de tenue mécanique, entraînant un surdimensionnement des pièces mécaniques. Il est donc possible d'alléger les structures en proposant un modèle numérique de simulation du grenaillage de précontrainte prenant en compte les propriétés du matériau traité. Dans le cas des aciers à effet TRIP, il faut considérer en plus, la transformation de phase de l'austénite en martensite. C'était là tout le challenge de cette thèse : mieux comprendre l'impact du grenaillage sur les propriétés mécaniques et sur la fraction de martensite formée dans les aciers à transformation de phase et en proposer une modélisation numérique susceptible d'être utilisée pour la simulation par éléments finis du grenaillage de précontrainte. Expérimentalement, l'évolution des contraintes intra-phase et de la fraction d'austénite résiduelle dans la profondeur des échantillons grenaillés a été analysée par diffraction des rayons X.

Trois matériaux ont été étudiés, différant par la complexité de leur microstructure. Le premier est un acier initialement monophasé, l'acier austénitique AISI 301LN, et les deux autres, des aciers multiphasés à transformation de phase, utilisés dans l'industrie automobile.

L'acier TRIP 780 présente un effet TRIP moins marqué que l'acier AISI 301LN car la fraction d'austénite résiduelle initiale y est plus faible. L'étude de l'acier 23MnCrMo5 s'est aussi avérée plus complexe car les pièces grenaillées dans l'industrie présentent un gradient initial de microstructure et de propriétés mécaniques dû au procédé de cémentation basse pression. Une stratégie a dû être adoptée afin d'étudier cette microstructure à gradient. Des éprouvettes d'épaisseur 1 mm, enrichies de manière homogène à différents taux de carbone correspondant chacune à une profondeur du bloc massif, ont été réalisées. La connaissance du comportement à cœur et en surface doit permettre par extrapolation de connaître le comportement du massif cémenté à chaque profondeur (Chaussumier [155]). Malheureusement, les éprouvettes de 1 mm enrichies à 0,8 %C, représentatives des couches superficielles, connaissent une rupture fragile. Il faudrait alors développer une nouvelle gamme de traitements thermochimiques avec un pourcentage de carbone inférieur à 0,8 %C afin de s'affranchir de la rupture fragile des éprouvettes, mais elle représenterait une couche plus profonde du bloc massif.

L'intérêt de cette étude a également été d'analyser les contraintes, dans chacune des phases (austénitique et cubique centrée), des matériaux après grenaillage de précontrainte et non de manière macroscopique. Il a pu être montré par diffraction des rayons X que le maximum de contraintes après grenaillage était obtenu en très proche surface, quelle que soit la phase considérée, mais que la contrainte de compression dans la phase cubique centrée était plus importante que dans l'austénite. La martensite germant à l'intérieur des grains austénitiques, elle semble mise en compression non seulement par l'impact répété des billes mais également par l'austénite dans laquelle elle germe ; de plus la martensite a une limite d'élasticité plus élevée que l'austénite. La diffraction des rayons X a également

permis de montrer que la fraction d'austénite transformée en martensite était maximale en surface des blocs grenaillés.

L'effet d'une pré-déformation initiale en traction uni-axiale sur l'acier TRIP 780 n'a entraîné aucune modification significative des profils de contraintes dans les phases cubique centrée et cubique face centrée après grenaillage. Seule une diminution constante de la fraction d'austénite résiduelle et une augmentation constante de la FWHM provenant de la déformation initiale en traction ont été observées, leurs évolutions étant identiques avec ou sans pré-déformation initiale. Industriellement, les pièces de liaison au sol en acier TRIP 780 sont mises en forme par emboutissage ; il s'agirait, dans une prochaine étude, de soumettre les échantillons à des sollicitations multiaxiales complexes représentatives de la pré-déformation initiale subie par les tôles en usine.

Tous les essais précédents ont permis, notamment, d'alimenter un modèle numérique mais également de les comparer aux résultats de simulations numériques du grenaillage. Dans cette thèse, une loi de comportement multiaxiale élastoplastique à transformation de phase a pu être développée, s'appuyant sur les travaux de Kubler et al. [67]. Elle permet de combler un manque de la littérature, la simulation numérique du procédé de grenaillage sur des matériaux dans lesquels la phase austénitique se transforme en martensite sous sollicitation thermomécanique. La modélisation se faisant à l'échelle des phases, il est alors également aisé de comparer les résultats de simulations, notamment les contraintes intra-phase, avec les résultats expérimentaux obtenus par diffraction des rayons X.

La loi de comportement élastoplastique utilisée a montré ses limites lors de la simulation des essais mono-impact surestimant les mesures expérimentales de micro-géométrie. Les taux de déformation engendrés par l'impact de la bille à la surface étant très importants (de l'ordre de 10000 s^{-1}) et l'acier AISI 301LN étant très sensible à l'aspect dynamique (comportement mécanique et cinétique de transformation martensique), l'hypothèse d'un modèle élastoplastique n'est plus adaptée et la transformation en modèle élastoviscoplastique avec couplage thermomécanique sera nécessaire. Toutefois, le modèle prédit relativement bien le comportement de l'acier TRIP 780 qui est moins sensible à l'aspect dynamique : les simulations de grenaillage avec des billes de 400 ou 600 µm montrent une distribution des contraintes intra-phase et de la fraction d'austénite résiduelle très proche de l'expérience, qui pourrait également être améliorée en passant à un modèle élasto-viscoplastique. Les simulations de grenaillage sur l'acier TRIP 780 ont montré, comme ce qui a été observé sur l'acier AISI 301LN, que la contrainte de compression dans la martensite était supérieure à celle dans l'austénite.

Ces différents résultats expérimentaux et numériques ont permis de mieux comprendre l'impact du grenaillage de précontrainte sur les aciers à transformation de phase de l'austénite résiduelle instable en martensite. Contrairement à de nombreuses études, les contraintes, dans chacune des phases, ont été analysées et comparées avec les résultats de simulation. Le modèle multiaxial élastoplastique à transformation de phase offre une bonne

réponse au grenaillage pour l'acier TRIP 780. Toutefois, le développement d'un modèle élasto-viscoplastique passant par la détermination du comportement de chaque phase sous sollicitation dynamique permettrait d'améliorer les résultats des simulations sur l'acier TRIP 780 et d'obtenir des résultats corrects sur l'acier AISI 301LN pour lequel l'hypothèse d'un modèle élastoplastique n'est pas juste. Il serait également intéressant d'avoir une base de données expérimentales plus fournie pour l'identification des paramètres du modèle passant, par exemple, par la réalisation d'essais mécaniques de compression avec dosage de phases pendant l'essai ou encore d'essais multiaxiaux.

Bibliographie

[1] E. C. Bain and N. Y. Dunkirk, “The nature of martensite,” *trans. AIME*, vol. 70, no. 1, pp. 25–47, 1924.

[2] J. D. Vos, L. Delaey, and E. Aernoudt, “Theoretical Analysis and Physical Transformation Model for a Self-Accommodating Group of 9 R Martensitic Variants,” *Zeitschrift fur Met.*, vol. 69, no. 8, pp. 511–517, 1978.

[3] J. Van Humbeeck, “Aspects microstructuraux: relations entre la transformation martensitique et les propriétés thermomécaniques,” *Hermes-Paris*, 1994.

[4] M. S. Wechsler, D. S. Lieberman, and T. A. Read, “Trans. Aime 197, 1503 (1953),” *J. Appt. Phys*, vol. 26, p. 473, 1955.

[5] J. S. Bowles and J. K. Mackenzie, “The crystallography of martensite transformations I,” *Acta Metall.*, vol. 2, no. 1, pp. 129–137, 1954.

[6] E. Aeby Gautier, “Transformations perlitique et martensitique sous contrainte de traction dans les aciers,” *Thèse, INPL*, 1985.

[7] W. Mitter, *Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen: mit 3 Tabellen*. Borntraeger, 1987.

[8] E. Gautier, J. S. Zhang, and X. M. Zhang, “Martensitic transformation under stress in ferrous alloys. Mechanical behaviour and resulting morphologies,” *Le J. Phys. IV*, vol. 5, no. C8, pp. C8–41, 1995.

[9] G. Colette, “Etude cinétique de la transformation martensitique sous contrainte de traction,” *Thèse INPL*, 1978.

[10] J.-C. Videau, G. Cailletaud, and A. Pineau, “Experimental study of the transformation-induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel,” *Le J. Phys. IV*, vol. 6, no. C1, pp. C1–465, 1996.

[11] A. Tahimi, L. Taleb, and F. Barbe, “Plasticité induite par transformation de phase martensitique dans l’acier 35NCD16,” *19ème Congrès Français de Mécanique, Marseille*, 2009.

[12] S. Meftah, “Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers,” *Thèse, Insa Rouen*, 2007.

[13] C. L. Magee, “Phase transformations,” *ASM, Met. Park. OH*, vol. 115, 1970.

[14] G. W. Greenwood and R. H. Johnson, “The deformation of metals under small stresses during phase transformations,” *Proc. R. Soc. London. Ser. A. Math. Phys. Sci.*, vol. 283, no. 1394, pp. 403–422, 1965.

[15] Y. Kim, T.-H. Ahn, D.-W. Suh, and H. N. Han, “Variant selection during mechanically induced martensitic transformation of metastable austenite by nanoindentation,” *Scr. Mater.*, vol. 104, pp. 13–16, 2015.

[16] M. De Jong and G. W. Rathenau, “Mechanical properties of an iron-carbon alloy during allotropic transformation,” *Acta Metall.*, vol. 9, no. 8, pp. 714–720, 1961.

[17] W. J. Dan, S. H. Li, W. G. Zhang, and Z. Q. Lin, “The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel,” *Mater. Des.*, vol. 29, no. 3, pp. 604–612, 2008.

[18] D. Maréchal, “Linkage between mechanical properties and phase transformations in a 301LN austenitic stainless steel,” *PhD Thesis, Univ. Br. Columbia*, 2011.

[19] S. Nanga-Nyongha, “Comportement et transformations martensitiques de deux aciers inoxydables austénitiques: effets de la température, de la vitesse et du chargement,” *Thèse, Mines ParisTech*, 2008.

[20] Y. Tomita and T. Iwamoto, “Constitutive modeling of trip steel and its application to the improvement of mechanical properties,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 37, no. 12, pp. 1295–1305, 1995.

[21] H. Kim, J. Lee, F. Barlat, D. Kim, and M.-G. Lee, “Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensitic phase transformation in TRIP-assisted steel,” *Acta Mater.*, 2015.

[22] H. Wang, Y. Jeong, B. Clausen, Y. Liu, R. J. McCabe, F. Barlat, and C. N. Tomé, “Effect of martensitic phase transformation on the behavior of 304 austenitic stainless steel under tension,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 649, pp. 174–183, 2016.

[23] R. Kubler, “Comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP: Approches micromécaniques et phénoménologiques—applications à la mise en forme,” *Thèse, Arts Métiers ParisTech*, 2004.

[24] A. A. Lebedev and V. V. Kosarchuk, “Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels,” *Int. J. Plast.*, vol. 16, no. 7–8, pp. 749–767, 2000.

[25] E. S. Perdahcıoğlu and H. J. M. Geijselaers, “A macroscopic model to simulate the mechanically induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels,” *Acta Mater.*, vol. 60, no. 11, pp. 4409–4419, 2012.

[26] J. van Beeck, V. G. Kouznetsova, and M. P. F. H. L. van Maris, “The mechanical behaviour of metastable austenitic steels in pure bending,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 24, pp. 7207–7213, 2011.

[27] E. Ishimaru, H. Hamasaki, and F. Yoshida, “Deformation-induced martensitic transformation behavior of type 304 stainless steel sheet in draw-bending process,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 223, pp. 34–38, 2015.

[28] A. M. Beese and D. Mohr, “Effect of stress triaxiality and Lode angle on the kinetics of strain-induced austenite-to-martensite transformation,” *Acta Mater.*, vol. 59, no. 7, pp. 2589–2600, 2011.

[29] A. A. Lebedev and V. V. Kosarchuk, “Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels,” *Int. J. Plast.*, vol. 16, no. 7–8, pp. 749–767, 2000.

[30] Q. Furnemont, “The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels,” *PhD Thesis, Univ. Cathol. Louvain*, 2003.

[31] S. S. Hecker, M. G. Stout, K. P. Staudhammer, and J. L. Smith, “Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: Part I. Magnetic measurements and mechanical behavior,” *Metall. Trans. A*, vol. 13, no. 4, pp. 619–626, 1982.

[32] F. Peng, X. Dong, K. Liu, and H. Xie, “Effects of Strain Rate and Plastic Work on Martensitic Transformation Kinetics of Austenitic Stainless Steel 304,” *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 22, no. 10, pp. 931–936, 2015.

[33] Q. Hao, S. Qin, Y. Liu, X. Zuo, N. Chen, W. Huang, and Y. Rong, “Effect of retained austenite on the dynamic tensile behavior of a novel quenching-partitioning-tempering martensitic steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, 2016.

[34] X. C. Wei, L. Li, R. Y. Fu, B. De Cooman, P. Wollants, X. D. Zhy, and L. Wang, “Influence of the strain rate on the strain-induced transformation of retained austenite to martensite in high strength low alloy TRIP steels.,” in *Proceedings of the International Conference on TRIP-aided high strength ferrous alloys, GRIPS, Aachen: Mainz 2002*, 2002, pp. 373–377.

[35] M. R. Berrahmoune, “Transformation martensitique et rupture différée dans l’acier austénitique instable 301LN,” *Thèse, Arts Métiers ParisTech*, 2006.

[36] D. P. Koistinen and R. E. Marburger, “A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels,” *Acta Metall.*, vol. 7, no. 1, pp. 59–60, 1959.

[37] B. Skrotzki, “The Course of the Volume Fraction of Martensite vs. Temperature Function M sub X(T),” *J. Phys. IV(France)*, vol. 1, no. 4, pp. 367–372, 1991.

[38] V. C. Prantil, M. L. Callabresi, J. F. Lathrop, G. S. Ramaswamy, and M. T. Lusk, “Simulating distortion and residual stresses in carburized thin strips,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 125, no. 2, pp. 116–124, 2003.

[39] T. Inoue, D. Y. Ju, and K. Arimoto, *Advances in Engineering Plasticity and its Applications*. Elsevier, 1993.

[40] M. Hong, K. Wang, Y. Chen, and F. Liu, “A thermo-kinetic model for martensitic transformation kinetics in low-alloy steels,” *J. Alloys Compd.*, vol. 647, pp. 763–767, 2015.

[41] T. Inoue, D.-Y. Ju, and K. Arimoto, “Metallo-Thermo-Mechanical Simulation of Quenching Process--Theory and Implementation of Computer Code‘ Hearts,’” *Quenching Distortion Control*, pp. 205–212, 1992.

[42] T. Angel, “Formation of martensite in austenitic stainless steels-effects of deformation, temperature, and composition,” *J. iron steel Inst.*, vol. 177, no. 1, p. 165, 1954.

[43] F. Abrassart, “Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages Fe-Ni-Cr-C,” *Thèse, Univ. Nancy 1*, 1972.

[44] J. R. C. Guimaraes, “The deformation-induced martensitic reaction in polycrystalline Fe-30.7 Ni-0.06 C,” *Scr. Metall.*, vol. 6, no. 9, pp. 795–798, 1972.

[45] O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi, “TRIP and its kinetic aspects in austempered 0.4 C-1.5 Si-0.8 Mn steel,” *Scr. Metall.*, vol. 21, no. 10, pp. 1301–1306, 1987.

[46] A. H. C. Hansel, P. Hora, and J. Reissner, “Description of strain-induced martensitic phase transformation in metastable austenitic steels for the simulation of deep drawing processes at non isothermal conditions,” *Proc. IDDRG 98*, pp. 387–398, 1998.

[47] K. Tanaka and Y. Sato, “A mechanical view of transformation-induced plasticity,” *Ingenieur-Archiv*, vol. 55, no. 2, pp. 147–155, 1985.

[48] G. B. Olson and M. Cohen, “Kinetics of strain-induced martensitic nucleation,” *Metall. Trans. A*, vol. 6, no. 4, pp. 791–795, 1975.

[49] R. G. Stringfellow, D. M. Parks, and G. B. Olson, “A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels,” *Acta Metall. Mater.*, vol. 40, no. 7, pp. 1703–1716, 1992.

[50] T. Iwamoto, T. Tsuta, and Y. Tomita, “Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 40, no. 2–3, pp. 173–182, 1998.

[51] T. Iwamoto and T. Tsuta, “Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels,” *Int. J. Plast.*, vol. 16, no. 7, pp. 791–804, 2000.

[52] P.-O. Santacreu, J.-C. Glez, G. Chinouilh, and T. Froehlich, “Behaviour model of austenitic stainless steels for automotive structural parts,” *Steel Res. Int.*, vol. 77, no. 9–10, pp. 686–691, 2006.

[53] Fd. Fischer, *Modelling and simulation of transformation induced plasticity in elasto-plastic materials*. Springer, 1997.

[54] M. Cherkaoui, M. Berveiller, and H. Sabar, “Micromechanical modeling of martensitic transformation induced plasticity (TRIP) in austenitic single crystals,” *Int. J. Plast.*, vol. 14, no. 7, pp. 597–626, 1998.

[55] V. I. Levitas, “Thermomechanical theory of martensitic phase transformations in inelastic materials,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 35, no. 9, pp. 889–940, 1998.

[56] V. I. Levitas, “Phase-field theory for martensitic phase transformations at large strains,” *Int. J. Plast.*, vol. 49, pp. 85–118, 2013.

[57] S. Denis, “Modélisation des interactions contrainte-transformation de phase et calcul par éléments finis de la genèse des contraintes internes au cours de la trempe des aciers,” *Thèse, INPL*, 1987.

[58] S. Franitza, “Zur Berechnung der Wärme-und Umwandlungsspannungen in langen Kreiszylindern,” *PhD Thesis, Tech. Univ. Braunschweig*, 1972.

[59] J. Giusti, “Contraintes et déformations résiduelles d’origine thermique : Application au soudage et à la trempe des aciers,” *Thèse, Univ. Paris VI*, 1981.

[60] J. B. Leblond, J. Devaux, and J. C. Devaux, “Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases,” *Int. J. Plast.*, vol. 5, no. 6, pp. 551–572, 1989.

[61] J. B. Leblond, “Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II: Coupling with strain hardening phenomena,” *Int. J. Plast.*, vol. 5, no. 6, pp. 573–591, 1989.

[62] J.-C. Videau, G. Cailletaud, and A. Pineau, “Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul de structures,” *J. Phys. IV*, vol. 4, no. C3, pp. C3–227, 1994.

[63] J. M. Diani, H. Sabar, and M. Berveiller, “Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomenon in steels,” *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 33, no. 13, pp. 1921–1934, 1995.

[64] F. Azzouz, G. Cailletaud, T. Antretter, F. D. Fischer, and K. Tanaka, “Transformation Induced Plasticity TRIP in Steels Subjected to Nonmonotonic Loading Paths—Experiments and Theory,” in *Proceedings of the Conference on Plasticity, Whistler*, 2000, pp. 175–177.

[65] S. Gallée, P. Y. Manach, and S. Thuillier, “Mechanical behavior of a metastable austenitic stainless steel under simple and complex loading paths,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 466, no. 1–2, pp. 47–55, 2007.

[66] S. Gallée and P. Pilvin, “Deep drawing simulation of a metastable austenitic stainless steel using a two-phase model,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 6–7, pp. 835–843, 2010.

[67] R. F. Kubler, M. Berveiller, and P. Buessler, “Semi phenomenological modelling of the behavior of TRIP steels,” *Int. J. Plast.*, vol. 27, no. 3, pp. 299–327, 2011.

[68] M. Fischlschweiger, G. Cailletaud, and T. Antretter, “A mean-field model for transformation induced plasticity including backstress effects for non-proportional loadings,” *Int. J. Plast.*, vol. 37, pp. 53–71, 2012.

[69] M. Cherkaoui, M. Berveiller, and X. Lemoine, “Couplings between plasticity and martensitic phase transformation: overall behavior of polycrystalline TRIP steels,” *Int. J. Plast.*, vol. 16, no. 10, pp. 1215–1241, 2000.

[70] H. Hallberg, P. Hakansson, and M. Ristinmaa, “A constitutive model for the formation of martensite in austenitic steels under large strain plasticity,” *Int. J. Plast.*, vol. 23, no. 7, pp. 1213–1239, 2007.

[71] M. Wolff, M. Böhm, M. Dalgic, and I. Hüßler, “Evaluation of models for TRIP and stress-dependent transformation behaviour for the martensitic transformation of the steel 100Cr6,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 43, no. 1, pp. 108–114, 2008.

[72] M. Wolff, M. Böhm, R. Mahnken, and B. Suhr, “Implementation of an algorithm for general material behavior of steel taking interaction between plasticity and transformation-induced plasticity into account,” *Int. J. Numer. Methods Eng.*, vol. 87, no. 12, pp. 1183–1206, 2011.

[73] R. Mahnken, A. Schneidt, and T. Antretter, “Macro modelling and homogenization for transformation induced plasticity of a low-alloy steel,” *Int. J. Plast.*, vol. 25, no. 2, pp. 183–204, 2009.

[74] “index @ icsp9.iitt.com.” [Online]. Available: http://icsp9.iitt.com/.

[75] “offer_spare_parts_of_shot_blasting_machine @ www.diytrade.com.” [Online]. Available: http://www.diytrade.com/china/pd/5006264/offer_spare_parts_of_shot_blasting_machine.html.

[76] H. Wohlfahrt, “The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress,” in *Proceedings of the Second International Conference on Shot Peening, Chicago*, 1984, pp. 316–331.

[77] H. Hertz, “Uber die Berührung fester elasticher Körper, Jf reine u. angew.” Math, 1881.

[78] J. Barralis, L. Castex, and G. Maeder, “Précontraintes et traitements superficiels,” *Tech. l’ingénieur M*, vol. 1, 1999.

[79] V. Llaneza and F. J. Belzunce, “Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and work hardening,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 356, pp. 475–485, 2015.

[80] D. N. Braski and D. M. Royster, “X-ray measurement of residual stresses in titanium alloy sheet,” *Annu. Conf. Appl. X-RAY Anal. Denver*, 1966.

[81] R. F. Brodrick, “Protective shot peening of propellers,” *Part I, Residual Peen. Stress. WADC Rep.*, vol. 55, p. 56, 1955.

[82] A. Niku-Lari, “Méthode de la Flèche méthode de la Source des Contraintes Residuelles,” in *Proceedings of ICSP 1, Paris*, 1981.

[83] R. Fathallah, G. Inglebert, and L. Castex, “Modelling of shot peening residual stresses and plastic deformation induced in metallic parts,” in *Proceedings of the*

Sixth International Conference on Shot Peening, ICSP6, San Francisco, CA, 1996, pp. 464–473.

[84] S. A. Meguid, G. Shagal, J. C. Stranart, and J. Daly, "Three-dimensional dynamic finite element analysis of shot-peening induced residual stresses," *Finite Elem. Anal. Des.*, vol. 31, no. 3, pp. 179–191, 1999.

[85] J. O. Almen and P. H. Black, *Residual stresses and fatigue in metals.* McGraw-Hill, 1963.

[86] "NF L06-832 : Série aérospatiale - Grenaillage conventionnel destiné à la mise en contrainte de compression superficielle de pièces métalliques," 2008.

[87] "NF L06-831 : Série aérospatiale - Pièces métalliques - Mise en contrainte de compression - Billes d'acier, billes de verre et billes de céramiques (grenailles sphériques)," 2006.

[88] S. Baragetti, "Three-dimensional finite-element procedures for shot peeening residual stress filed prediction," *Int. J. Comput. Appl. Technol.*, vol. 14, no. 1–3, pp. 51–63, 2001.

[89] C. Ould Mohamed Mahmoud, "Analyse des contraintes résiduelles générées lors du grenaillage : approches analytique, numérique et expérimentale des impacts de billes," *Thèse, UTT*, 2007.

[90] M. Klemenz, M. Zimmermann, V. Schulze, and D. Löhe, "Numerical prediction of the residual stress state after shot peening," in *High Performance Computing in Science and Engineering'06*, Springer, pp. 437–448, 2007.

[91] A. S. Franchim, V. S. de Campos, D. N. Travessa, and C. de M. Neto, "Analytical modelling for residual stresses produced by shot peening," *Mater. Des.*, vol. 30, no. 5, pp. 1556–1560, 2009.

[92] M. T. Khabou, "Modélisation du comportement et des contraintes résiduelles introduites dans un matériau soumis à un grenaillage," *Thèse, Arts Métiers ParisTech*, 1989.

[93] I. Lillamand, "Evolutions d'une couche grenaillée sous sollicitations thermiques et mécaniques cas de la fatigue oligocyclique," *Thèse, Arts Métiers ParisTech*, 1998.

[94] H. Guechichi, "Prévision des contraintes résiduelles dues au grenaillage de précontrainte," *Thèse, Arts Métiers ParisTech*, 1986.

[95] J. Zarka, J. J. Engel, and G. Inglebert, "On a simplified inelastic analysis of structures," *Nucl. Eng. Des.*, vol. 57, no. 2, pp. 333–368, 1980.

[96] K. Mori, K. Osakada, and N. Matsuoka, “Finite element analysis of peening process with plasticity deforming shot,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 45, no. 1–4, pp. 607–612, 1994.

[97] K. Schiffner and C. Droste gen. Helling, “Simulation of residual stresses by shot peening,” *Comput. Struct.*, vol. 72, no. 1–3, pp. 329–340, 1999.

[98] D. Deslaef, “Modélisation numérique du grenaillage de précontrainte,” *Thèse, UTT*, 2000.

[99] E. Rouhaud, A. Ouakka, C. Ould, J. L. Chaboche, and M. Francois, “Finite elements model of shot peening, effects of constitutive laws of the material,” *Proc. ICSP-9, Paris*, 2005.

[100] T. Kim, H. Lee, H. C. Hyun, and S. Jung, “A simple but effective FE model with plastic shot for evaluation of peening residual stress and its experimental validation,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 18, pp. 5945–5954, 2011.

[101] S. Rouquette, E. Rouhaud, M. François, A. Roos, and J.-L. Chaboche, “Coupled thermo-mechanical simulations of shot impacts: Effects of the temperature on the residual stress field due to shot-peening,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 209, no. 8, pp. 3879–3886, 2009.

[102] S. A. Meguid, G. Shagal, and J. C. Stranart, “3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 27, no. 2, pp. 119–134, 2002.

[103] G. H. Majzoobi, R. Azizi, and A. Alavi Nia, “A three-dimensional simulation of shot peening process using multiple shot impacts,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 164–165, pp. 1226–1234, 2005.

[104] S. T. S. Al-Hassani, K. Kormi, and D. C. Webb, “Numerical simulation of multiple shot impact,” *Proc. ICSP-7, Warsaw, Pol.*, pp. 217–227, 1999.

[105] J. Edberg, L. Lindgren, and K. Mori, “Shot peening simulated by two different finite element formulations,” *Simul. Mater. Process. theory, methods Appl.*, pp. 425–430, 1995.

[106] J. Schwarzer, V. Schulze, and O. Vöhringer, “Evaluation of the influence of shot peening parameters on residual stress profiles using finite element simulation,” in *Materials Science Forum*, vol. 426, pp. 3951–3956, 2003.

[107] T. Hong, J. Y. Ooi, and B. A. Shaw, “A numerical study of the residual stress pattern from single shot impacting on a metallic component,” *Adv. Eng. Softw.*, vol. 39, no. 9, pp. 743–756, 2008.

[108] M. Guagliano, “Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 110, no. 3, pp. 277–286, 2001.

[109] M. Frija, T. Hassine, R. Fathallah, C. Bouraoui, and A. Dogui, “Finite element modelling of shot peening process: Prediction of the compressive residual stresses, the plastic deformations and the surface integrity,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 426, no. 1–2, pp. 173–180, 2006.

[110] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides-3ème édition*. Dunod, 2009.

[111] T. Hong, J. Y. Ooi, and B. Shaw, “A numerical simulation to relate the shot peening parameters to the induced residual stresses,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 15, no. 8, pp. 1097–1110, 2008.

[112] V. B. Nguyen, H. J. Poh, and Y.-W. Zhang, “Predicting shot peening coverage using multiphase computational fluid dynamics simulations,” *Powder Technol.*, vol. 256, pp. 100–112, 2014.

[113] N. Tsuji, S. Tanaka, and T. Takasugi, “Effects of combined plasma-carburizing and shot-peening on fatigue and wear properties of Ti–6Al–4V alloy,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 203, no. 10–11, pp. 1400–1405, 2009.

[114] H. Y. Miao, D. Demers, S. Larose, C. Perron, and M. Lévesque, “Experimental study of shot peening and stress peen forming,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 15, pp. 2089–2102, 2010.

[115] H. Y. Miao, S. Larose, C. Perron, and M. Lévesque, “On the potential applications of a 3D random finite element model for the simulation of shot peening,” *Adv. Eng. Softw.*, vol. 40, no. 10, pp. 1023–1038, 2009.

[116] T. Chaise, J. Li, D. Nélias, R. Kubler, S. Taheri, G. Douchet, V. Robin, and P. Gilles, “Modelling of multiple impacts for the prediction of distortions and residual stresses induced by ultrasonic shot peening (USP),” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, no. 10, pp. 2080–2090, 2012.

[117] M. Halilovič, S. Issa, M. Wallin, H. Hallberg, and M. Ristinmaa, “Prediction of the residual state in 304 austenitic steel after laser shock peening – Effects of plastic deformation and martensitic phase transformation,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 111–112, pp. 24–34, 2016.

[118] P. Renaud, “Modélisation numérique du grenaillage des pièces initialement cémentées ou carbonitrurées,” *Thèse, Arts Métiers ParisTech*, 2011.

[119] H. Xiao, Q. Chen, E. Shao, D. Wu, Z. Chen, and Z. Wang, “The effect of shot peening on rolling contact fatigue behaviour and its crack initiation and propagation in carburized steel,” *Wear*, vol. 151, no. 1, pp. 77–86, 1991.

[120] D. Kirk, “Residual Stresses and Retained Austenite in Shot-Peened Steels,” in *Proceedings of First International Conference on Shot Peening, Chicago*, pp. 271–278, 1981.

[121] G. Fargas, J. J. Roa, and A. Mateo, “Effect of shot peening on metastable austenitic stainless steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 641, pp. 290–296, 2015.

[122] P. Renaud, “Numerical simulations of the shot peening process of materials initially treated by carburizing or carbonitriding,” *PhD Thesis, Arts Métiers ParisTech*, 2011.

[123] S. L. Clitheroe, “The physical and microstructural properties of peened austenitic stainless steel,” *PhD Thesis, Univ. Manchester*, 2011.

[124] M. Takemoto, S. Ueno, M. Nakamura, and G. Ueno, “Necessary condition for delayed fracture of metastable 304 stainless steel with strain-induced martensite,” *J. Acoust. Emiss.*, vol. 29, pp. 197–210, 2011.

[125] I. Nikitin and I. Altenberger, “Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 in the temperature range 25--600 C,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 465, no. 1, pp. 176–182, 2007.

[126] S. Bagherifard, R. Ghelichi, and M. Guagliano, “Numerical and experimental analysis of surface roughness generated by shot peening,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 258, no. 18, pp. 6831–6840, 2012.

[127] Y. Lv, L. Lei, and L. Sun, “Effect of shot peening on the fatigue resistance of laser surface melted 20CrMnTi steel gear,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 629, pp. 8–15, 2015.

[128] X. Kléber and S. P. Barroso, “Investigation of shot-peened austenitic stainless steel 304L by means of magnetic Barkhausen noise,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 21–22, pp. 6046–6052, 2010.

[129] K. Zhan, C. H. Jiang, and V. Ji, “Uniformity of residual stress distribution on the surface of S30432 austenitic stainless steel by different shot peening processes,” *Mater. Lett.*, vol. 99, pp. 61–64, 2013.

[130] P. Fu, K. Zhan, and C. Jiang, “Micro-structure and surface layer properties of 18CrNiMo7-6 steel after multistep shot peening,” *Mater. Des.*, vol. 51, pp. 309–314, 2013.

[131] P. Fu and C. Jiang, “Residual stress relaxation and micro-structural development of the surface layer of 18CrNiMo7-6 steel after shot peening during isothermal annealing,” *Mater. Des.*, vol. 56, pp. 1034–1038, 2014.

[132] P. Fu, C. Jiang, X. Wu, and Z. Zhang, “Surface Modification of 304 Steel Using Triple-Step Shot Peening,” *Mater. Manuf. Process.*, vol. 30, no. 6, pp. 693–698, 2015.

[133] S. Aloui, R. Othman, A. Poitou, P. Guégan, and S. El-Borgi, “Non-parametric identification of the non-homogeneous stress in high strain-rate uni-axial experiments,” *Mech. Res. Commun.*, vol. 35, no. 6, pp. 392–397, 2008.

[134] R. Othman, P. Guégan, G. Challita, F. Pasco, and D. LeBreton, “A modified servo-hydraulic machine for testing at intermediate strain rates,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 36, no. 3, pp. 460–467, 2009.

[135] S. Aloui, R. Othman, E. Verron, and P. Guégan, “Semi-analytic inverse method for rubber testing at high strain rates,” *Mech. Res. Commun.*, vol. 47, pp. 97–101, 2013.

[136] P. Guégan, R. Othman, D. Lebreton, F. Pasco, P. Villedieu, J. Meyssonnier, and S. Wintenberger, “Experimental investigation of the kinematics of post-impact ice fragments,” *Int. J. Impact Eng.*, vol. 38, no. 10, pp. 786–795, 2011.

[137] J.-C. Petiteau, R. Othman, P. Guégan, H. Le Sourne, and E. Verron, “Dynamic uniaxial extension of elastomers at constant true strain rate,” *Polym. Test.*, vol. 32, no. 2, pp. 394–401, 2013.

[138] T. Chaise, “Modélisation mécanique par méthode semi analytique : du contact roulant élastoplastique aux impacts multiples,” Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2011.

[139] E. J. Mittemeijer and P. Scardi, *Diffraction analysis of the microstructure of materials*, vol. 68. Springer Science & Business Media, 2013.

[140] A. D. Krawitz, “Introduction to diffraction in materials science and engineering,” *Introd. to Diffr. Mater. Sci. Eng. by Aaron D. Krawitz, pp. 424. ISBN 0-471-24724-3. Wiley-VCH, April 2001.*, p. 424, 2001.

[141] V. Hauk, *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: Evaluation-Application-Assessment*. Elsevier, 1997.

[142] “NF EN 15305 : Essais non-destructifs - Méthode d’essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X,” 2009.

[143] C. Lahanier, P. Parière, and G. Maeder, “Caractérisation de solides cristallisés par diffraction des rayons X,” *Tech. l’ingénieur*, vol. 33, no. 0, p. 10, 1983.

[144] “ASTM E975 - 13 : Standard practice for X-Ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation,” 2013.

[145] D. L. Sikarskie, “A series form of correction to stresses measured using X-Ray diffraction,” *AIME Met Soc Trans*, vol. 239, no. 4, pp. 577–580, 1967.

[146] K. L. Johnson, *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, 1985.

[147] M. Kobayashi, T. Matsui, and Y. Murakami, “Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening,” *Int. J. Fatigue*, vol. 20, no. 5, pp. 351–357, 1998.

[148] J. Zhang, “Influence de la contrainte sur la transformation martensitique d’alliages Fe Ni Cr,” *Thèse, INPL*, 1993.

[149] P. E. Reyes-Morel and I.-W. Chen, “Transformation Plasticity of CeO2-Stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals: I, Stress Assistance and Autocatalysis,” *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 71, no. 5, pp. 343–353, 1988.

[150] Q. P. Sun, K. C. Hwang, and S. W. Yu, “A micromechanics constitutive model of transformation plasticity with shear and dilatation effect,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 39, no. 4, pp. 507–524, 1991.

[151] E. Voce, “A practical strain-hardening function,” *Metallurgia*, vol. 51, no. 307, pp. 219–226, 1955.

[152] P. J. Armstrong and C. O. Frederick, *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*. Central Electricity Generating Board and Berkeley Nuclear Laboratories, Research & Development Department, 1966.

[153] E. Patoor and M. Berveiller, “Micromechanical modelling of the thermomechanical behavior of shape memory alloys,” in *Mechanics of Solids with Phase Changes*, Springer, 1997, pp. 121–188.

[154] M. Su, “Étude de l’influence et de l'optimisation du degré d'expansion à froid dans les mécanismes de réamorçage d'une fissure : étude numérique et expérimentale,” *Thèse, Univ. Lille 1*, 2005.

[155] M. Chaussumier, “Un modèle statistique de calcul en fatigue multiaxiale pour les pièces mécaniques en acier nitruré,” *Thèse, Arts Métiers ParisTech*, 2000.

Comportement d'aciers à transformation de phase austénite-martensite pour la simulation du grenaillage de précontrainte

RESUME :

Le grenaillage de précontrainte est un procédé couramment utilisé dans l'industrie (automobile, aréonautique, …) pour augmenter la durée de vie des pièces mécaniques et de structure : des contraintes de compression sont générées par déformation plastique de la surface. Dans le cas des aciers TRIP (TRansformation Induced Plasticity), qui possèdent une microstructure complexe, l'austénite métastable est susceptible de se transformer en martensite lors du grenaillage. L'état de contraintes obtenu est donc complexe : il résulte de l'effet combiné de la déformation plastique induite par le procédé et de la transformation martensitique qui conduit à une redistribution des contraintes entre l'austénite et la martensite. Ce travail a pour objectif de caractériser expérimentalement l'état mécanique, à l'échelle des phases, de différents aciers TRIP (AISI 301LN, TRIP 780 et 23MnCrMo5) ainsi que leurs fractions de phase respectives après grenaillage et d'en proposer une modélisation par éléments finis pouvant être, à terme, utilisée en bureaux d'études. Le modèle élastoplastique à transformation de phase, développé dans cette thèse, permet de prédire l'évolution des différents champs mécaniques, de manière macroscopique mais également à l'échelle des phases, ainsi que l'évolution de la fraction d'austénite résiduelle.

Mots clés : Grenaillage, Acier, TRIP, Cémentation, Pré-déformation, Eléments finis, Elastoplastique, Contraintes résiduelles, Austénite résiduelle, DRX.

Material behaviour of steels with austenite-martensite phase transformation for shot-peening simulation

ABSTRACT :

Shot-peening is commonly used in mechanical industries to increase life duration of mechanical and structural parts: residual compressive stresses are developed at the sub-surface of the material by plastic stretching of the surface. In the case of TRIP-effect steels (TRansformation Induced Plasticity), the metastable austenite can transform into martensite during shot-peening. The final distribution of stress is then more complex than for "standard steels" as it results from the mechanical strain imposed by the process and the martensitic transformation leading to a stress redistribution between austenite, martensite and the other phases. This work aims to characterize experimentally the mechanical state, at phase scale, of different TRIP steels (AISI 301LN, TRIP 780 and 23MnCrMo5) as well as the fraction of each phase after shot-peening and to propose a numerical model by finite elements which could be used in the future by engineering offices. An elastoplastic model with phase transformation was developed in this thesis which permits to predict the evolution of mechanical variables, macroscopically and at the phase scale, as well as the evolution of austenite volume fraction.

Keywords : Shot-peening, Steel, TRIP, Carburizing, Pre-straining, Finite elements, Elastoplastic, Residual stresses, Residual austenite, XRD.

ARTS ET MÉTIERS ParisTech

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY