

Modélisation numérique du grenaillage des pièces initialement cémentées ou carbonitrurées

Pierre Renaud

▶ To cite this version:

Pierre Renaud. Modélisation numérique du grenaillage des pièces initialement cémentées ou carbonitrurées. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2011. Français. NNT: 2011ENAM0018. pastel-00606275

HAL Id: pastel-00606275 https://pastel.hal.science/pastel-00606275

Submitted on 6 Jul 2011

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.





2011-ENAM-0018

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

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

Pierre RENAUD

le 17 juin 2011

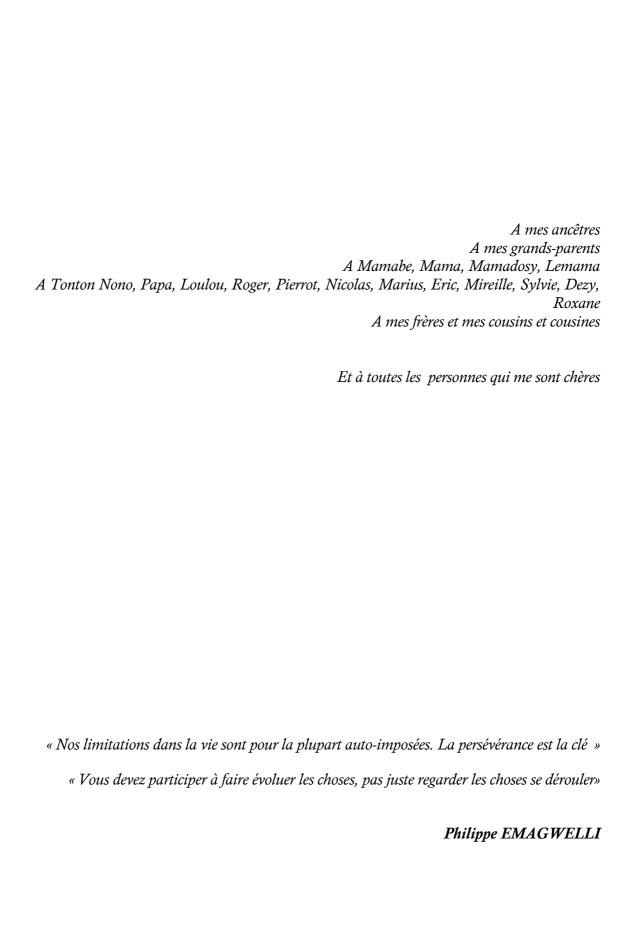
MODÉLISATION NUMÉRIQUE DU GRENAILLAGE DES PIÈCES INITIALEMENT CÉMENTÉES OU CARBONITRURÉES

Directeur de thèse : Laurent BARRALLIER

Co-encadrements de la thèse : Marc DESVIGNES, Régis KUBLER

Jurv

···· ,	
M. Louis CASTEX, Professeur, INSA, Toulouse	Président
M. Manuel FRANÇOIS, Professeur, UTT, Troyes	Rapporteur
M. Daniel NELIAS, Professeur, INSA, Lyon	Rapporteur
II. Laurent BARRALLIER, Professeur, MécaSurf, Arts et Métiers ParisTech, Aix-en-Provence	Examinateu
1. Marc DESVIGNES , Maître de conférence, MécaSurf, Arts et Métiers ParisTech, Aix-en-Provence	Examinateu
1. Régis KUBLER , Maître de conférence, MécaSurf, Arts et Métiers ParisTech, Aix-en-Provence	Examinateu
1. Philippe BRISTIEL, Docteur ENSAM, Ingénieur PSA, La Garenne-Colombe	Examinateu



Remerciements

Ce mémoire est le résultat de trois années de thèse effectuées au sein du laboratoire MécaSurf de l'École des Arts et Métiers ParisTech, en partenariat avec l'entreprise PSA Peugeot Citroën. Mes remerciements les plus sincères vont à l'endroit de Monsieur Laurent BARRALLIER, directeur du laboratoire MécaSurf, et Monsieur Pascal EBRARDT, responsable ingénierie numérique caractérisation validation chez PSA Peugeot Citroën, pour l'accueil qu'ils ont su me réserver, la confiance qu'ils m'ont accordée en m'acceptant dans leurs équipes.

Je remercie vivement Monsieur le Professeur Louis CASTEX de m'avoir fait l'honneur de faire partie de mon jury de thèse. J'adresse également mes remerciements à Monsieur le Professeur Manuel FRANÇOIS et Monsieur le Professeur Daniel NELIAS qui ont consacré du temps à l'examen de ce travail et accepté d'en être les rapporteurs.

Je remercie Monsieur Nicolas DUFAURE et Monsieur Nicolas CAILLET d'avoir initié ce projet ô combien intéressant.

Je souhaite également témoigner toute ma reconnaissance à mes encadrants, Monsieur le Professeur Laurent BARRALLIER, mon directeur de thèse, Monsieur le Maître de Conférence Marc DESVIGNES et Monsieur le Maître de Conférence Régis KUBLER, co-directeurs. Par leur disponibilité, leur haute compétence scientifique, leurs conseils toujours pertinents, ils ont pu m'orienter, très tôt, dans la bonne direction pour mes recherches. Je n'oublie pas de remercier mes autres professeurs, Gérard BARREAU, Agnès FABRE, Jean-Eric MASSE, pour m'avoir fait bénéficier de leurs connaissances.

Que Monsieur Philippe BRISTIEL, mon encadrant chez PSA, reçoive ma profonde gratitude. Son suivi rigoureux de mon travail et sa longue expérience en modélisation des traitements thermochimiques ont permis de donner une dimension plus aboutie à ce travail.

Mille mercis à mes collègues de chez PSA Peugeot Citroën pour leur gentillesse, l'atmosphère conviviale et chaleureuse dans laquelle j'ai eu la chance d'évoluer. Je pense à Bruno, Myriam, Nuzha, Marc, Taha... Je tiens à remercier tout particulièrement ceux qui m'ont aidé à la réalisation des essais expérimentaux.

Mes remerciements s'adressent aussi à tous les personnels du laboratoire MécaSurf, Michèle, Jean François, Jean-Philippe, Soumia, Pascal, Didier, à mes collègues doctorants, Dr. Lorelei, Dr. Asma, Dr. Camille, Dr. Sébastien, Dr. Fadel, Tarek, Nejah ainsi qu'aux élèves ingénieurs pour leur contribution à ce projet. J'ai eu beaucoup de plaisir à les côtoyer.

Enfin, je tiens à remercier chaleureusement ma famille, sans qui ce parcours n'aurait pas pu se faire. Son soutien sans faille pendant ces longues années d'étude a été une grande source d'encouragement. Je tiens à remercier tout particulièrement ma tante RENAUD-MALLET Mireille pour sa forte implication dans cette thèse. Grand merci également à mes amis Ahamadi, Judicaël, David, Ibrahim, Jin qui ont toujours été à mes cotés.

SOMMAIRE

INTRODUCTION	13
Chapitre I.SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE	15
Chapitre 1.51 NTHESE BIBLIOGRAPHIQUE	13
I.1 Traitements de précontrainte	17
I.2 Traitements thermiques de l'acier	
I.2.1 Diagramme d'équilibre Fe ₃ C	
I.2.2 Durcissement par trempe	
I.2.2.1 Austénisation	
I.2.2.2 Trempe	21
I.2.3 Transformation de l'austénite	
I.2.3.1 Transformations diffusives	22
I.2.3.1.1 Transformation perlitique	23
I.2.3.1.2 Transformation bainitique	
I.2.3.2 Transformation sans diffusion	
I.2.4 Austénite résiduelle	25
I.2.5 Le revenu	27
I.3 Traitements thermochimiques de l'acier	27
I.3.1 La cémentation gazeuse	28
I.3.1.1 Propriétés	28
I.3.1.2 Les principaux agents cémentant	29
I.3.2 La carbonitruration	30
I.3.2.1 Propriétés	
I.3.2.2 Action de l'azote sur les couches carburées	30
I.3.2.3 Obtention et propriétés des atmosphères	30
I.3.2.4 Mécanismes d'enrichissement en carbone et azote	30
I.3.3 Contraintes résiduelles	
I.3.3.1 Contraintes d'origine thermique	
I.3.3.2 Contraintes d'origines métallurgiques	
I.4 Le grenaillage de précontrainte	34
I.4.1 Grenailleuses	
I.4.1.1 Grenailleuses à air comprimé	
I.4.1.2 Grenailleuses à turbine	
I.4.2 Paramètres du grenaillage	
I.4.2.1 Paramètres intrinsèques au procédé	
I.4.2.1.1 Vitesse de projection	
I.4.2.1.2 Diamètre de la bille	
I.4.2.1.3 Angle d'incidence θ	
I.4.2.1.3 Débit	
I.4.2.1.4 Durée d'exposition	
I.4.2.1.5 Taux de recouvrement	
I.4.2.2 Paramètres intrinsèques aux matériaux	
I.4.3 Contrôle du procédé	41
I.4.3.1 Intensité d'Almen, courbe de saturation	
I.4.3.2 Evaluation expérimentale du point chaud	43

I.4.4 Les principales conséquences du grenaillage	43
I.4.4.1 Répartition de contraintes résiduelles	
I.4.4.2 Etat de surface	43
I.4.4.3 Influence du grenaillage sur des pièces initialement cémentées ou	
carbonitrurées	45
I.5 Travaux existants sur la modélisation numérique du grenaillage	47
1.5.1 Modélisation de Majzoobi et al. [MAJ05]	
I.5.2 Modélisation de Guagliano [GUA01]	
I.5.3 Modélisation de Hong et al. ([HON08] & [HON081])	50
I.5.4 Modélisation de Fathallah et al. [FAT06]	
I.5.5 Modélisation de Rouhaud et al. [ROU05]	
I.5.6 Modélisation de Meguid et al. [MEG02]	
I.5.7 Autres modélisations	
Chapitre II.ESSAIS EXPERIMENTAUX	57
II.1. Acier utilisé	
II.2 Traitements thermochimiques	
II.3. Grenaillage	
II.3.1. Type de grenaille	
II.3.2 Paramètre Machine	
II.3.3. Vérification de l'intensité Almen et du taux de recouvrement	
II.4. Analyse micrographique	
II.4.1. Objectifs	
II.4.2. Préparation des échantillons	
II.4.2.1. La découpe	
II.4.2.2. L'enrobage	
II.4.2.3. Le polissage	
II.4.2.4. L'attaque chimique	
II.4.2.5. L'analyse microstructurale	
II.4.3. Microstructures et discussions	
II.5. Filiations de dureté	67
II.6. Résultats et discussion	
II.7. La diffraction des rayons X	
II.8. Essais de traction	75
Chapitre III.MODÉLISATION DU GRENAILLAGE	77
III.1. Historique des modélisations réalisées au laboratoire MécaSurf	
III.1.1. Energie de déformation élastoplastique	
III.1.2. Energie du choc élastique équivalente	
III.2. Modélisation numérique	
III.2.1. Mises en données (Prétraitement)	
III.2.1.1. Géométries	
III.2.1.2. Nombre de billes	
III.2.1.3. Disposition des billes, homogénéité :	
III.2.1.4. Entraxe, taux de recouvrement	
III.2.1.5. Maillage	88

III.2.1.5.1. Partitionnement, type d'éléments	
III.2.1.5.2. Notion de finesse, paramétrage du maillage	
III.2.1.6. Conditions aux limites, angles d'incidence	89
III.2.1.6.1. Massif	89
III.2.1.6.2. Billes	90
III.2.1.7. Gestion de contact	91
III.2.1.8. Etapes de calcul	92
III.2.1.8.1. Première étape : mise en contact	93
III.2.1.8.2. Deuxième étape : choc	
III.2.1.8.3. Troisième étape : amortissement	
III.2.1.9. Matériaux retenus pour la modélisation	
III.2.1.10. Post-traitement	
III.3. Etudes paramétriques	
III.3.1. Impact monobille	
III.3.1.1 Influence de la vitesse	
III.3.1.2 Influence de la taille de la bille	
III.3.1.3 Influence de l'angle d'impact	
III.3.2. Impact multibilles	
III.3.2.1 Redistribution de contraintes après impacts autour de la bille centrale	
III.3.2.2 Influence des impacts répétés	
III.3.2.3 Homogénéité d'impacts	
III.3.2.4 Isotropie dans le plan XY, contraintes dans la direction Z	
III.3.2.5 Influence de l'ordre d'impact	
III.3.2.6 Discussion	
III.3.2.7 Moyenne de contraintes à une profondeur donnée	
III.3.2.7 1. Moyenne dans la zone 1	
III.3.2.7 1.1. Effet de la moyenne sur l'hypothèse de l'uniformité d'impact	
III.3.2.7 1.2. Effet de la moyenne sur l'ordre d'impact	
III.3.2.7 2. Moyenne dans la zone 2	114
III.3.2.8. Bilan	
111.5.2.0. Ditail	110
Chapitre IV.MODÉLISATION DE LA CÉMENTATION OU DE LA	
CARBONITRURATION	117
IV.1. Couplage des différents phénomènes lors des traitements thermochimiques	110
(carbonitruration, cémentation)	
IV.2. La diffusion	
IV.3. Calcul thermique	
IV.4. Modélisation de transformation métallurgique	
IV.4.1. Modélisation des transformations avec diffusion par la méthode du temps	
fictif	
IV.4.2. Modélisation de la transformation martensitique	
IV.4.3. Modélisation des transformations par la "vectorisation" des diagrammes d	
transformation	
IV.5. Analyse mécanique	
IV.6. Outil de simulation numérique	
IV.7. Données d'entrée	
IV 7.1. Géométrie	129

IV.7.2. Données matériaux	130
IV.8. Applications	130
IV.8.1. La diffusion	131
IV.8.2. Calcul thermique	131
IV.8.3. Transformation métallurgique	
IV.8.3.1. Avec diffusion	
IV.8.3.2. Transformation martensitique	133
IV.8.3.3. Vectorisation des diagrammes de transformation	
IV.8.4. Calcul mécanique	
IV.8.5. Bilan	
Chapitre V.MODÉLISATION DU GRENAILLAGE EN TENANT COMPTE D	
L'ÉTAT INITIAL APRÈS TRAITEMENTS THERMOCHIMIQUES	141
V.1. Introduction de contraintes résiduelles dans un code éléments finis	
V.2. Relation entre contraintes résiduelles et déformations libres de contraintes p	
cas d'un massif semi-infini	
V.2.1. Cas d'un traitement de cémentation ou de carbonitruration	
V.2.2. Estimation de déformations plastiques	
V.3. Méthodes de génération de contraintes résiduelles	
V.3.1. Méthode de chargement thermique fictif (1ère méthode)	
V.3.1.1. Relation entre déformations plastiques et contraintes résiduelles	
V.3.1.2. Relation entre déformations plastiques et coefficients de dilatation.	
V.3.1.3. Etapes de la modélisation	
V.3.2 Méthode par application des champs mécaniques dans un code de calcu	
méthode)	154
V.4. Applications	
V.4.1. Traitement mécanique (Shot-peening)	
V.4.2. Traitements thermochimiques (cémentation ou carbonitruration)	
V.5. Analyse de l'évolution de contraintes sous chargement mécanique	163
V.6. Discussion sur les deux méthodes	166
V.7. Lois de comportement du matériau à gradient de propriétés	167
V.7.1. Méthode de Chaussumier	167
V.7.1.1. Estimation de la résistance à la traction	
V.7.1.2. Estimation de la capacité de déformation plastique en fonction de l	a
profondeur	168
V.7.1.3. Estimation de la limite d'élasticité	170
V.7.1.4. Bilan	
V.7.1.5. Corrélations Essais/modélisations	173
V.7.1.5.1. Cémentation	174
V.7.1.5.1.1. Moyenne dans la zone 1	
V.7.1.5.1.2. Moyenne dans la zone 2	175
V.7.1.5.2 Carbonitruration	
V.7.1.5.2 1.Moyenne dans la zone 1	
V.7.1.5.2.2 Moyenne dans la zone 2	
·	
V.7.2. Exploitation de la modélisation de l'essai Jominy	
V.7.2.1. Principe	
V.7.2.2. Construction de la loi de comportement	180

V.7.2.3. Illustration de la méthode	183
V.7.2.4. Résultats	185
V.7.2.4.1. Cémentation	
V.7.2.4.2. Carbonitruration	
V.7.2.5. Corrélations physiques/numériques	189
V.7.2.5.1. Cémentation	189
V.7.2.5.1.1. Moyenne dans la zone 1	189
V.7.2.5.1.2. Moyenne dans la zone 2	190
V.7.2.5.2. Carbonitruration	191
V.7.2.5.2.1. Moyenne dans la zone 1	
V.7.2.5.2.2. Moyenne dans la zone 2	191
V.7.3. Bilan	192
V.7.4. Evolution des caractéristiques mécaniques	
CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES	197
BIBLIOGRAPHIE	200
LISTE DES FIGURES	207

INTRODUCTION

Les pièces de pignonnerie de la boite de vitesse des véhicules sont plus que jamais soumises à des contraintes surélevées, à cause de rendements qui sont en augmentation incessante. De ce fait, le risque de détériorer les pièces prématurément s'accroît. Les constructeurs automobiles cherchent donc, par tous les moyens, à augmenter la durée de vie des boîtes actuelles, en modifiant les procédés de fabrication, ou en jouant avec les propriétés des matériaux.

Les éléments de la pignonnerie sont soumis principalement à deux types de sollicitation [BON06]:(a) la flexion répétée à la base des dentures (pied de dent), (b) le cisaillement (phénomène de Roulement-Glissement) générateur d'écaillage (ou pitting) en flanc de dent (au niveau primitif de la dent). Sous l'action de ces contraintes, variables dans le temps, les propriétés locales d'un matériau se trouvent modifiées, et peuvent entraîner la formation de fissures, ainsi que la rupture de la structure. Ce processus est appelé « Endommagement par fatigue ».

Simultanément, les mesures sur la réduction des émissions de gaz à effet de serre (sommet de KYOTO sur les évolutions climatiques, la Commission Européenne), notamment du CO_2 et l'amélioration de la dynamique de conduite poussent les constructeurs automobiles à développer des véhicules plus légers et peu consommateurs de carburant.

Un compromis doit alors être trouvé pour réaliser des pièces qui soient à la fois légères, et, en même temps, résistantes aux efforts de fatigue. La marge de manœuvre pour une nouvelle conception de structures de la boite de vitesse est limitée. La mise à profit des meilleurs matériaux peut s'avérer extrêmement coûteuse. L'amorçage de la fissure se fait généralement en surface, siège des sollicitations spécifiques telles que le frottement et l'usure. La tenue mécanique d'une surface est un facteur décisif quant à la résistance de la pièce aux efforts de fatigue. Le choix des traitements de surface de qualité est le plus judicieux afin d'augmenter la durée de vie des pièces. Cette amélioration est due essentiellement au durcissement de la couche superficielle [SEL03] et à l'introduction des contraintes résiduelles de compression qui diminuent localement le chargement [PAR02]. Les propriétés tribologiques peuvent également être améliorées par des traitements de surface adéquats [KAR97], [ARQ85]. Ces derniers ont l'avantage en outre de générer un gradient de propriétés conférant un bon compromis entre un matériau dur en surface, et relativement ductile à cœur.

Chez PSA Peugeot Citroën, certains éléments de pignonnerie de la boîte de vitesse subissent généralement deux types de traitement de surface : d'abord des traitements thermochimiques tels que la cémentation et la carbonitruration, suivis du grenaillage de précontrainte. Chaque traitement de surface possède plus ou moins ses avantages et inconvénients. Ainsi, les traitements thermochimiques (TTCH) apportent essentiellement de la dureté. Ils introduisent des contraintes résiduelles qui sont suffisamment stables en service, mais le niveau maximal atteint est faible. Les traitements thermochimiques ont aussi l'inconvénient d'être longs et coûteux. Le grenaillage est peu onéreux et rapide. En maîtrisant bien les paramètres influents, on arrive à atteindre un niveau de contrainte relativement élevé. Néanmoins, les contraintes résiduelles résultantes sont moins stables et peuvent se relaxer plus facilement en service. La combinaison de ces deux traitements, pour tirer profit des leurs avantages respectifs, pourrait être judicieux pour optimiser les coûts, les performances, l'encombrement et la durée de vie.

Les traitements mécaniques et thermochimiques ont été largement traités séparément, en particulier au laboratoire MécaSurf. Mais, la combinaison de ces deux types de

traitement n'a pas encore fait l'objet d'études approfondies. C'est l'objectif de cette thèse. Nous cherchons à modéliser numériquement le grenaillage des pièces initialement thermochimiquement. Les traitements thermochimiques (cémentation. carbonitruration) génèrent, au sein de la pièce, un gradient de champs mécaniques qu'il faut prendre en compte, en termes de contraintes résiduelles, déformations plastiques, pour la modélisation du grenaillage. Il s'agit donc de définir l'état mécanique de la pièce après traitement thermochimique et de l'introduire comme état initial pour le modèle du grenaillage. A cette fin, nous avons proposé une modélisation de la carbonitruration (ou de la cémentation). Mais l'obtention des données matériaux nécessaire pour la modélisation constitue un handicap majeur. En effet, la modélisation doit prendre en compte les couplages complexes entre les différents phénomènes physiques : thermiques, métallurgiques, mécaniques. A chaque instant, le matériau est caractérisé par les proportions des constituants métallurgiques (ferrite, perlite, bainite, martensite) dépendant de la température, de la composition chimique et surtout de la vitesse de refroidissement. Du point de vue modélisation, les données à connaître sont, entre autres, les diagrammes TRC et TTT, les coefficients de dilatation thermique, les changements de volume au cours de transformations de phases (expansion au refroidissement), et, c'est le plus délicat, la loi de comportement, à tout instant, en fonction des phases métallurgiques [LEB86]. Etant donné la difficulté liée à la modélisation du traitement de carbonitruration (ou de cémentation), nous préconisons une autre méthode. L'état initial, après traitement thermochimique, est déterminé expérimentalement : analyses par diffraction des rayons X des contraintes résiduelles résultantes. De ces dernières, nous déterminerons les déformations plastiques correspondantes ainsi que l'état d'écrouissage de manière à définir entièrement l'état mécanique de la pièce après traitement thermochimique. Des méthodes permettant d'introduire cet état initial, comme état initial pour la modélisation du grenaillage, seront détaillées dans le chapitre V [HAD96]. L'autre difficulté est de trouver une loi de comportement qui soit représentative de ce matériau à gradient de propriétés. L'hétérogénéité du matériau ne permet pas de procéder aux moyens habituels pour déterminer la loi de comportement. Nous nous inspirerons de la méthode proposée par Chaussumier [CHA00], qui exploite la dureté en profondeur.

Ce mémoire comprend cinq parties :

Le premier chapitre correspond à une synthèse bibliographique des différents traitements de surface, en particulier leurs rôles sur la durée de vie des pièces. Les procédés de cémentation, de carbonitruration et du grenaillage y sont décrits ainsi qu'une sélection de modélisations.

Différents essais expérimentaux ont été nécessaires pour les caractérisations du matériau et à la validation de nos résultats : les essais de traitements thermochimiques (cémentation, carbonitruration), grenaillages, microstructures, dureté, analyses par diffraction des rayons X de contraintes résiduelles et des phases métallurgiques. C'est l'objet du deuxième chapitre.

Dans le troisième chapitre, nous développons le modèle numérique du grenaillage.

Le quatrième chapitre propose de modéliser numériquement les procédés de cémentation et de carbonitruration.

Le dernier chapitre est consacré à la prise en compte des résultats de traitements thermochimiques comme état initial pour le modèle du grenaillage.

Chapitre I.

SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE

Dans ce chapitre, correspondant à une synthèse bibliographique, nous évoquerons les différents traitements de surface appliquées aux aciers (thermiques, thermochimiques, mécaniques) : le principe et leur rôle sur la résistance en fatigue.

I.1 Traitements de précontrainte

L'amélioration des propriétés locales de l'acier par un traitement de surface peut se faire par voies thermiques, thermochimiques ou encore mécaniques. Ces différents traitements ont en commun les qualités suivantes:

- Ils permettent d'augmenter la dureté en surface, par écrouissage ou par transformations métallurgiques. L'augmentation de dureté garantit généralement une bonne résistance aux efforts de fatigues, en minimisant les dommages causés par l'usure et les effets en sous-couches dues aux chargements répétés [BON06]. En première approximation, le contact entre deux dents de pignon peut être assimilé à un contact de type Hertz entre deux cylindres élastiques, produisant un champ de contraintes, suivant l'axe de contact, caractérisé par trois contraintes principales de compression et une contrainte de cisaillement. Cette dernière fait environ un angle de 45° par rapport à l'axe de contact et atteint sa valeur maximale à la profondeur z=0.78a (a étant le rayon d'impact). Elle semble être la principale source d'initiation de fissures, qui se propageront dans le matériau lors des chargements cycliques [BON06]. L'efficacité d'un traitement à durcir une plus grande profondeur est, pour cette raison, primordiale. Legris [LEG81] observe une relation linéaire entre l'amplitude de contrainte admissible à 10⁶ cycles et la dureté Brinell (100 < HB < 500).
- Ils introduisent des contraintes de compression dans les couches superficielles, dues aux hétérogénéités de déformations au sein de la pièce (déformations plastiques, expansions volumiques dus aux changements de températures ou aux transformations des phases métallurgiques). Les contraintes résiduelles de compression améliorent significativement la limite d'endurance lors des efforts cycliques pour deux raisons: en s'opposant, d'une part, aux contraintes de traction résiduelles (causées par les procédées de fabrication par exemple) ou en service, elles diminuent l'effet de contrainte globale. Le risque de dépasser la valeur, de ce que Starker et al. [STA79] appellent la résistance locale, s'en trouve alors amoindri. Selon eux, la fissure s'amorce localement à l'endroit où cette valeur est franchie. D'autre part, les contraintes de compression freinent la propagation de fissures amorcées [MEG83]. Celles-ci apparaissent généralement en surface. Pour les mêmes raisons évoquées précédemment, selon laquelle la fissure peut s'initier en profondeur lors de contacts de Hertz, le profil du gradient de contraintes a son importance. Une zone en compression plus étendue est avantageuse.

L'efficacité d'un traitement provient à la fois de l'effet de durcissement et de l'introduction de contraintes résiduelles de compression. Plusieurs auteurs [WOL81], [EVA65] ont essayé de séparer l'apport de ces deux phénomènes. Ils en ont conclu que le durcissement est surtout profitable à un matériau initialement doux, et que les contraintes sont favorables pour un matériau dur. Le tableau ci-dessous regroupe les différentes catégories de traitements rencontrés dans l'industrie automobile et aéronautique :

Tableau I- 1 Différents traitements de surface

Type de traitement	Origines principales des contraintes	Dénomination des traitements
Mécanique	Déformation plastique locale	Sablage, grenaillage, martelage, galetage, polissage
Thermique	Dilatation différentielle et Transformation de phase	Trempe superficielle
Thermochimique	Diffusion, dilation différentielle et transformation de phase, précipitation	Cémentation, nitruration, carbonitruration

Dans ce chapitre, nous aborderons, brièvement, des notions sur les traitements thermiques des aciers, en particulier la trempe superficielle, phase indispensable à l'approche de traitements thermochimiques. Nous présenterons par la suite le principe du traitement mécanique du grenaillage.

I.2 Traitements thermiques de l'acier

Le procédé de traitement thermique d'un acier consiste à lui faire subir une variation de la température en fonction du temps. Il se compose d'un certain nombre d'opérations de chauffage et de refroidissement. Le but étant d'améliorer les caractéristiques des matériaux (résistance à la rupture, augmentation de la limite d'élasticité, dureté) pour une meilleure adaptation aux conditions en service. Cette amélioration vient des modifications structurales de la structure : meilleure homogénéisation, amélioration de la taille des grains (il permet de régénérer, par exemple, un métal ayant subi le forgeage et qui présente un grain trop grossier en affinant les grains). Il permet également de réduire les contraintes internes des matériaux, générées de par son histoire, qui peuvent être néfastes pour la pièce.

I.2.1 Diagramme d'équilibre Fe₃C

Les caractéristiques mécaniques de l'acier sont liées à sa microstructure. Il est constitué de fer et de carbone. L'allotropie du fer, mise en évidence par analyses thermiques ou dilatométriques, le rend très intéressant du point de vue métallurgique. A titre d'illustration, lors de chauffage à une température d'environ 912°C, le fer change de structure cristalline. La ferrite α : une solution solide d'insertion de carbone dans le fer α , de structure cubique centrée (CC), se transforme en austénite γ (solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ , de structure cubique face centrée (CFC)). Cette transformation de phase est accompagnée d'une diminution de volume. Inversement, lorsque la température descend en dessous d'une certaine valeur, le fer retrouve sa structure cubique centrée. Nous verrons par la suite que la vitesse de refroidissement joue un rôle capital. D'autres constituants micrographiques que la ferrite et la perlite, telles que la bainite et la martensite (constituants hors équilibre), peuvent en effet apparaître selon les conditions de refroidissement. Les propriétés de l'acier (paramètres cristallins,

masse volumique, capacité thermique, conductivité thermique) peuvent varier en fonction de la quantité des constituants présents.

Bien que d'autres éléments soient présents dans l'acier, un diagramme d'équilibre thermodynamique Fe₃C permet d'avoir un état de référence vers lequel les systèmes ont tendance à évoluer. Ce diagramme (figure I-1) indique, en fonction du pourcentage de carbone et de la température, les différentes phases solides que l'on peut trouver : fer α , fer γ , fer α + Fe₃C (carbure). Il est valable uniquement pour des aciers non alliés pour une condition de refroidissement lente.

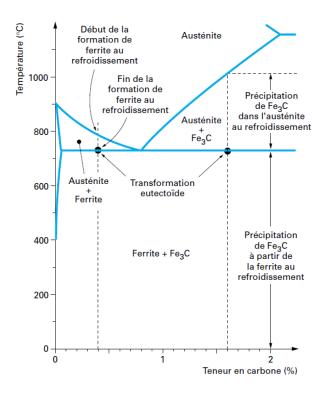


Figure I- 1 Le diagramme d'équilibre métastable Fe₃C [MUR98]

- Pour un acier eutectoïde (%C = 0.8), l'austénite γ solide se transforme totalement en perlite (α (ferrite) + Fe₃C (cémentite)).
- Pour un acier hypoeutectoïde (%C < 0.8), l'austénite γ solide se transforme en α (ferrite) + perlite (α + Fe₃C).
- Pour un acier hypereutectoïde (%C > 0.8), l'austénite γ solide se transforme en perlite (α + Fe₃C) + cémentite (Fe₃C).

I.2.2 Durcissement par trempe

La trempe consiste à refroidir rapidement un acier austénitisé dans le but de le durcir en formant de la martensite.

I.2.2.1 Austénisation

La première étape consiste à porter l'acier à une température d'austénisation Ta (NF EN 10052) de manière à repartir de façon homogène les éléments d'alliage. Pour les aciers hypoeutectoïdes, le domaine austénitique est repéré par la température de début d'austénitisation Ac1 et la température de fin d'austénitisation Ac3. L'augmentation de la température au-delà d'Ac3 aura pour avantage d'homogénéiser l'austénite en dissolvant les carbures, et l'inconvénient de grossir la taille du grain austénitique. En général, pour les aciers hypoeutectoïdes, on prend Ta = Ac3 + 20 à 50°C. Une température trop élevée pourrait par ailleurs engendrer des déformations importantes non souhaitables [VAN08]. La bonne maitrise de la durée d'austénisation Ta permet donc de trouver un bon compromis entre la température d'austénisation et le contrôle de la taille de grain. On peut ainsi diminuer la température d'austénisation et augmenter le temps d'homogénéisation de l'austénite, afin de limiter le grossissement du grain. L'ensemble de ce processus est représenté dans les diagrammes TTA (Température, Temps, Austénitisation) (figure I-2).

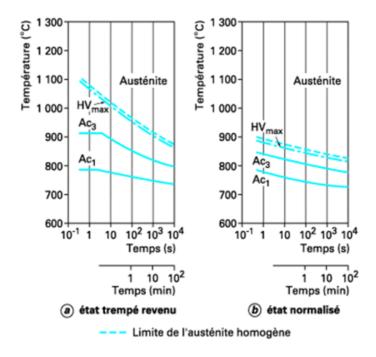


Figure I- 2 Exemple d'un diagramme TTA d'un acier [LEV03]

Influence des éléments d'alliage :

Les éléments d'alliage agissent sur l'austénisation par leur caractère gammagène (éléments qui stabilisent la phase austénitique: Mn, Ni), en augmentant le domaine austénitique par modification des positions de points Ac1 et Ac3. Ou, au contraire, par leur caractère alphagène (éléments qui stabilisent la phase ferritique: Si, Al, Cr, V, W, Mo, Ti, Be, B, Nb), en diminuant le domaine austénitique. La capacité d'éléments d'alliage à former des carbures (éléments carburigènes) influe également sur

l'homogénéité de l'austénite. Andrews [AND65] a proposé les formules empiriques suivantes pour estimer les valeurs de Ac1 et Ac3:

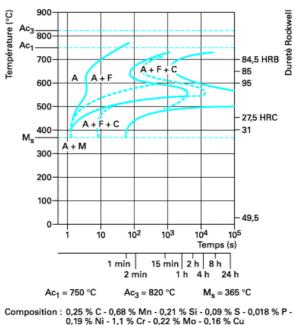
Valable pour un acier faiblement allié (% $C \le 0.6$)

Ac3 (°C) =
$$912-203\sqrt{(\%C)}$$
 -30 (% Mn) – 15.2 (% Ni) + 44.7 (% Si) + 104 (% V) + 13,1(% W) + 31.5 (% Mo)

Valable pour % $C \le 0.6$ et X % < 5, X étant les éléments d'alliages.

I.2.2.2 Trempe

Après austénitisation, la pièce est immergée dans un milieu adéquat (assurant un refroidissement rapide, tout en limitant les dangers liés aux risques de tapure. Le but est d'éviter la formation des structures perlitiques, et de provoquer la formation d'un constituant hors équilibre : la martensite. Cette transformation ne correspond plus au diagramme d'équilibre. Les différents points de transformation caractérisant le comportement métallurgique de l'acier lors du refroidissement sont décrits par d'autres diagrammes qui sont le diagramme TTT (Temps Températures Transformations) et le diagramme TRC (Transformations en Refroidissement Continu) qui sont présentés respectivement à la figure I-3 et à la figure I-4. Les premiers diagrammes TRC ont été établis par Davenport et Bain [DAV30] à partir des mesures dilatométriques. L'utilisation de diagramme TTT, comportant des paliers isothermes, permet de distinguer l'influence du temps et de la température sur les transformations de l'austénite (figure I-3).



Taille de grain à 900 °C = 25 μm (indice 8)

Figure I- 3 Diagramme TTT de l'acier 25CrMo4 après austénisation à 900°C durant 30min [DES04]

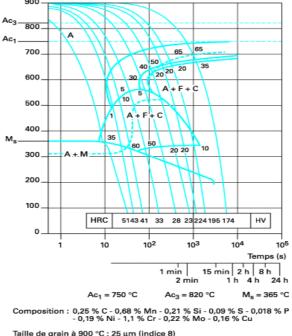


Figure I- 4 Diagramme TRC de l'acier 25CrMo4 après austénisation à 900°C durant 30 min [DES04]

I.2.3 Transformation de l'austénite

La transformation de l'austénite en conditions isothermes se déroule de deux façons en fonction de vitesse de refroidissement et de la température : avec ou sans diffusion.

I.2.3.1 Transformations diffusives

Cette transformation est caractérisée par des déplacements individuels d'atomes sur une grande distance à l'échelle interatomique. Elle se déroule à une température T₀ située entre la température d'équilibre thermodynamique de la transformation $\gamma \Leftrightarrow \alpha + Fe_3C$ (Ae₁) et la température du début de transformation de la martensite (Ms). Au cours du maintien à la température T₀ et après un certain temps d'incubation (illustré à la figure I-5), l'austénite, de composition homogène, se transforme progressivement jusqu'à un temps t_f, en ferrite (pauvre en carbone) et en carbure (riche en carbone). Les atomes de carbone doivent donc migrer par diffusion. Ce processus est complexe et dépend à la fois de la température (fixe) et du temps. On distingue deux types de transformation faisant intervenir le phénomène de la diffusion : la transformation perlitique et la transformation bainitique.

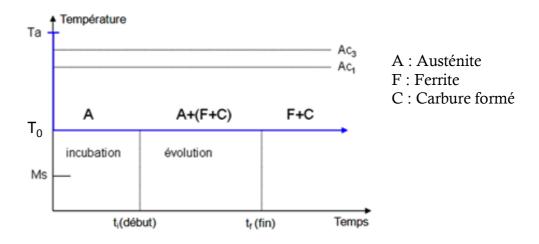


Figure I- 5 Schéma de principe de la transformation avec diffusion

I.2.3.1.1 Transformation perlitique

Elle se déroule à haute température. La formation de perlite débute aux joints de grains austénitiques et l'interface austénite/constituants properlitique (ferrite formée avant la transformation perlitique) [MUR98]. La transformation a lieu à l'état solide. La structure de perlite obtenue est lamellaire et l'espacement entre les lamelles, qui sont parallèles, diminue en fonction de la température. La transformation de l'austénite en perlite pour une température donnée peut être décrite selon une cinétique décrite par Johnson-Mehl-Avrami [AVR40], [JOH39] :

$$y = 1 - \exp(-bt^{n})$$

avec

y : est la fraction volumique de l'austénite transformée,

b et n : des coefficients expérimentaux. n est généralement compris entre 2 et 4.

t : durée de maintien isotherme

I.2.3.1.2 Transformation bainitique

Lorsque que la température baisse, mais reste supérieure à Ms, la diffusion devient plus compliquée. La transformation perlitique devient de plus en plus difficile et laisse place à une nouvelle transformation dite bainitique dont la morphologie diffère de celle de la perlite. Cette transformation se manifeste par une germination suivie de l'accroissement de la ferrite dans les joints de grains de l'austénite. Des carbures de fer seront formés [MUR98]. La cinétique de cette transformation peut être décrite par une loi type Austin et Rickert [AUS39] :

$$y = 1 - \frac{1}{1 - bt^n}$$

avec

y : est la proportion de bainite formée $(0 \le y \le 1)$,

b et n : des coefficients expérimentaux t : durée de maintien isotherme

I.2.3.2 Transformation sans diffusion

Lorsque le refroidissement est très rapide, en dessous de la température Ms « martensite start », l'austénite n'étant pas stable à basse température, il se produira une nouvelle transformation, sans diffusion et plus rapide, dite transformation martensitique, du nom de l'allemand Adolf Martens qui fut le premier à avoir découvert le phénomène en 1890. Cette transformation débute à la température Ms et s'achève à la température Mf « martensite finish ». Elle ne peut évoluer que si la température continue à s'abaisser. Elle s'opère par déplacement d'atomes de fer dans leurs positions dans le réseau de l'austénite pour une nouvelle disposition plus stable à basse température [MUR98]. Les atomes se déplacent de manière coordonnée sur une faible distance. L'absence de diffusion implique que la martensite (phase fille) hérite de la même composition que l'austénite (phase mère) dont elle est issue. Il s'agit d'une solution sursaturée de carbone dans le fer α . La structure cristalline de la martensite α ' est quadratique, c'est celle dans laquelle les atomes de carbone viennent s'insérer. Bain a proposé une modélisation simpliste de cette transformation en supposant qu'on pouvait obtenir une maille quadratique centrée à partir d'une maille cubique centrée tel que présenté sur la figure I-6.

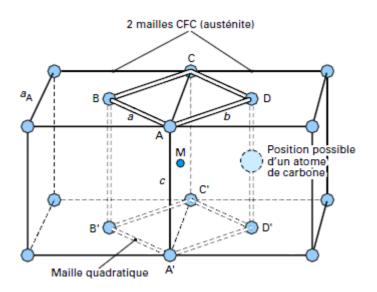


Figure I- 6 Origine de la maille quadratique selon Bain [MUR98]

La structure martensitique est siège d'une forte densité de dislocations, additionnée à l'effet de sursaturation en carbone, la martensite est dotée d'une très haute dureté. Ce type de transformation peut être décrit par la loi de Koistinen et Marburger[KOI59] :

$$y = 1 - \exp [-k (Ms - T)^n]$$

y : fraction volumique de l'austénite transformée en martensite k et n sont des coefficients expérimentaux. La valeur moyenne de k est 0.011 [BAR05].

D'autres auteurs [VER92] ont proposé des formules exprimant les coefficients k et n en fonction de la température Ms (°C):

$$\begin{array}{l} k = 0.36 \times 10^{-3} + 0.1 \times 10^{-4} \, Ms - 0.34 \times 10^{-6} \, Ms^2 + 0.32 \times 10^{-8} \, Ms^3 - 0.52 \times 10^{-11} \, Ms^4 \\ n = 2.08 - 0.76 \times 10^{-2} \, Ms + 0.16 \times 10^{-4} \, Ms^2 - 0.9 \times 10^{-8} \, Ms^3. \end{array}$$

Influence des éléments d'alliage :

Les éléments d'alliage, et le carbone, sont d'une importance primordiale. Ils influent en particulier sur la température à laquelle la transformation martensitique debute (Ms). Plusieurs lois empiriques ont été proposées pour déterminer la valeur de Ms:

```
- Nehrenberg [BAR05]:  Ms\ (^{\circ}C) = 500 - 300\ (^{\circ}C) - 33\ (^{\circ}Mn) - 17\ (^{\circ}Ni) - 22\ (^{\circ}Cr) - 11\ (Mo\ ^{\circ}) - 11\ (Si\ ^{\circ})  - Steven et Haynes[BHA13]:  Ms\ (^{\circ}C) = 561 - 474\ (^{\circ}C) - 33\ (^{\circ}Mn) - 17\ (^{\circ}Ni) - 17\ (^{\circ}Cr) - 21\ (^{\circ}Mo)  - Verein Deutscher Eisenhüttenleute [VER92]:  Ms\ (^{\circ}C) = 40 + 0.495\ K + 0.95 \times 10^{-3}\ K^{2}  avec:  K = 550 - 350\ (^{\circ}C) - 40\ (^{\circ}Mn) - 17\ (^{\circ}Ni) - 20\ (^{\circ}Cr) - 10\ (^{\circ}Mo) - 35\ (^{\circ}V) + 15\ (^{\circ}Co)  - Eldis [BAR05]:  Ms\ (^{\circ}C) = 531 - 391.2\ (^{\circ}C) - 43.3(^{\circ}Mn) - 21.8\ (^{\circ}Ni) - 16.2\ (^{\circ}Cr) - 7.5\ (^{\circ}Mo)  Valable pour 0.1 < ^{\circ}C < 0.8\ ;\ ^{\circ}S < 1.5\ ;\ 0.35 < ^{\circ}Mn < 1.80\ ;\ ^{\circ}Mo < 0.9\ ;\ ^{\circ}Cr < 1.5\ ;\ ^{\circ}Ni < 4.5  - Andrews [AND65]:  Ms\ (^{\circ}C) = 539 - 423\ (^{\circ}C) - 30.4\ (^{\circ}Mn) - 17.7\ (^{\circ}Ni) - 12.1\ (^{\circ}Cr) - 7.5\ (^{\circ}Mo)  Valable pour ^{\circ}C < 0.6
```

I.2.4 Austénite résiduelle

La transformation martensitique commence à la température Ms, se poursuit durant la chute de la température et s'achève lorsque la température Mf est atteinte. Si cette température Mf est inférieure à la température ambiante, la transformation de l'austénite ne sera pas complète. Il subsistera une quantité non transformée dite « austénite résiduelle ». Une température d'arrêt de trempe proche de la température Ms favorise l'existence de cette austénite résiduelle. Par conséquent, les éléments d'alliage, et la teneur en carbone, qui ont tendance à abaisser le point Ms comme l'illustre la formule

d'Andrews, diminueraient la proportion de la martensite formée et stabiliseraient l'austénite résiduelle. Expérimentalement, la teneur en austénite résiduelle peut être déterminée par dilatomètrie différentielle, diffractométrie des rayons X ou encore par microscopie quantitative [BAR05]. Numériquement, la relation de Koistinen et Marburger corrigée, pour prendre en compte l'effet de vitesse de refroidissement lent, permet d'évaluer la teneur en austénite résiduelle à la température Ti lors d'une trempe:

$$y_{rés} = (1 - Y)exp[-0.011(Ms' - Ti)(1 - \mu)]$$

où

 $Y=y_{_{\rm F}}+y_{_{\rm P}}+y_{_{\rm B}}$ représente la fraction massique d'austénite transformée en ferrite, perlite ou bainite avant Ms. Ms est la température du début de transformation martensitique qui peut être modifiée par la formation préalable de ferrite, perlite ou bainite. $\mu=0.41\cdot [1-exp(-0.03(\Delta t_{700}^{300})^{0.6}]$ est le facteur de stabilisation de l'austénite. Δt_{700}^{300} est la loi de refroidissement (en secondes).

Influence de la vitesse de refroidissement :

Un refroidissement suffisamment lent provoque partiellement la formation de la ferrite, de la perlite ou de la bainite (sur le diagramme TRC, la courbe de refroidissement pénètre dans ces zones respectives) avant la transformation martensitique. La trempabilité de l'acier s'en trouve abaissée. La trempabilité est déterminée expérimentalement par l'essai Jominy suivant la norme NF EN ISO 642. Elle est définie comme étant la difficulté de l'acier austénitique à se transformer en ferrite, perlite, bainite, et au contraire, à son aptitude à se transformer en martensite. Elle est liée directement à la pénétration de trempe. Celle-ci désigne la capacité de l'acier à recevoir une couche trempée plus ou moins profonde. Comme on peut le constater sur le diagramme TRC (cf. figure I-4), si d'autres transformations ont eu lieu avant la transformation martensitique, la valeur de Ms a tendance à diminuer. Tout se passe comme si d'autres éléments d'alliage, qui abaissent la température Ms, s'étaient formés. En fait, le carbone rejeté lors de la formation de ferrite contribue à stabiliser l'austénite. Grossmann [SCH93] a tenté de relier quantitativement la trempabilité d'aciers faiblement alliés à sa composition chimique et a introduit la notion de sévérité H (mm⁻¹) pour quantifier l'efficacité d'un fluide vis à vis de la trempabilité. Cela traduit la capacité d'un fluide à générer à un instant donné, un fort gradient thermique au sein de la pièce.

$$H = \frac{h}{2\lambda}$$

avec

h : est le coefficient d'échange moyen de chaleur entre la pièce et le milieu de trempe (Wm⁻¹K⁻²).

 λ : la conductivité thermique moyenne du milieu trempant (Wm⁻²K⁻¹).

I.2.5 Le revenu

Il n'est pas rare que les pièces trempées subissent un traitement de revenu. Cette opération consiste à porter la pièce à une température de chauffage inferieure à Ac1 suivi d'un maintien à cette température et un refroidissement jusqu'à la température ambiante (figure I-7). Ce traitement a pour but de corriger les défauts causés par la trempe (contraintes internes, fragilité). L'opération de revenu est destinée à créer un compromis satisfaisant entre Rm (Résistance Mécanique), Re (Résistance Elastique) et A% (l'allongement), K (la résilience). Le revenu provoque une évolution du matériau vers un état plus proche de l'état physico-chimique d'équilibre sans l'atteindre. Le revenu à basse température est généralement préconisé pour transformer la martensite de la trempe en martensite de revenu. Celle-ci étant plus résistante et ductile sans que la dureté soit sensiblement altérée, d'où une bonne résistance à l'usure.

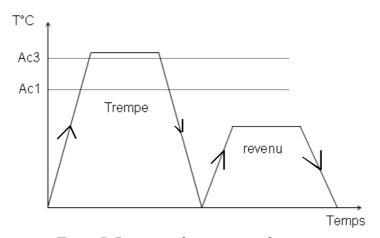


Figure I- 7 principe du traitement de revenu

I.3 Traitements thermochimiques de l'acier

Le traitement thermochimique consiste en une modification de la composition chimique de la couche superficielle par enrichissement d'un métal en éléments tels que carbone, azote. Le milieu extérieur sature les couches superficielles en cet élément et celui-ci sera transporté par diffusion vers l'intérieur de la pièce. Il est utilisé pour obtenir une dureté superficielle encore plus élevée, tout en gardant la ductilité au cœur. Nous nous intéresserons dans cette étude surtout à deux types de traitements thermochimiques qui sont la cémentation et la carbonitruration. D'autres traitements tels que la nitruration sont également très utilisés dans d'autres domaines. Nous ne donnerons ici qu'une présentation succincte de traitements de cémentation et de carbonitruration. Une description plus exhaustive de ces procédés est donnée au [LER94], [DUC07]. Le tableau ci-dessous regroupe les principaux traitements thermochimiques avec leurs principales caractéristiques :

Tableau I- 2 Différents traitements thermochimiques

Traitement thermochimique	Principe de mise en œuvre	Structure superficielle	Dureté + profondeur (en moyenne)
Cémentation	Diffusion du carbone (900 – 950°C) + Trempe	Couche martensitique	800 à 900 HV 0.2 à 2.5 mm
Nitruration	Diffusion de l'azote (520 – 560°C)	Couche de combinaison (10 à 50 µm) Couche de diffusion (0.1 à 0.6 mm)	600 à 900 HV 0.03 à 0.6mm
Carbonitruration	Diffusion du carbone et de l'azote (800 – 850°C) + Trempe	Couche de combinaison (10 à 70 µm) Couche de diffusion (0.5 à 1.5 mm)	800 à 900 HV 0.2 à 1.5mm

I.3.1 La cémentation gazeuse

I.3.1.1 Propriétés

C'est un traitement thermochimique de durcissement superficiel qui s'applique principalement à des aciers doux (faible teneur en carbone inférieure à 0.2%) garantissant une bonne ductilité et ténacité à cœur. Elle consiste en un enrichissement en carbone de la couche superficielle de la pièce, d'une teneur pouvant atteindre 0.8 à 1%, par maintien à température élevée dans un milieu susceptible de céder du carbone à l'acier. Le carbone pénètre vers l'intérieur de la pièce par diffusion pendant le maintien en température. La faible solubilité du carbone dans la ferrite implique que la cémentation s'effectue dans le domaine austénitique. La solubilité maximale dans l'austénite varie en fonction de température de 0.77% à 2.11%. Dans la pratique, la cémentation se réalise à une température comprise entre 925 à 975°C permettant un bon compromis entre la grosseur de grain, le temps de l'opération et la mise en solution de carbone. Le but étant d'éviter la formation des carbures ou des carbonitrures.

La suite de l'opération consiste à tremper cet acier enrichi en carbone de manière à former une structure martensitique de dureté élevée. La dureté étant liée directement à la teneur en carbone. Après trempe, le cœur de la pièce, non enrichi, présente une structure généralement martensitique à bas carbone, ou bainitique [MUR98]. L'interaction qui existe entre la couche enrichie et le cœur permet de réaliser des pièces présentant une surface très dure tout en conservant une certaine ductilité et malléabilité à cœur, gage d'une assez bonne résilience. Les caractéristiques mécaniques des pièces cémentées dépendent principalement de la répartition du carbone de la surface vers le cœur.

I.3.1.2 Les principaux agents cémentant

Le méthane

Constituant principal du gaz naturel, donne lieu à une réaction carburante avec l'acier :

$$CH_4 \Leftrightarrow C + 2H_2$$

La réaction de cémentation par le méthane est presque totale, toutefois sa vitesse de réaction est très faible. De plus, lorsque sa concentration est trop importante, il peut se décomposer avant d'arriver au contact de la pièce, et ainsi libérer du carbone amorphe formant des suies.

Le propane

Un rôle important est attribué à la molécule d'éthylène qui sert d'intermédiaire à la décomposition du méthane selon les réactions :

$$CH_4 \Leftrightarrow \frac{1}{2} C_2H_4 + H_2$$

Et

$$\frac{1}{2} C_2 H_4 \Leftrightarrow C + H_2$$

Cette formation d'éthylène permet d'expliquer la plus grande efficacité du propane comme agent cémentant que celle du méthane (il est le plus couramment utilisé au sein de PSA Peugeot Citroën). On a en effet les réactions suivantes :

$$C_3H_8 \Rightarrow CH_4 + C_2H_4$$

Et

$$CH_4 \Leftrightarrow \frac{1}{2} C_2H_4 + H_2$$

Conduisant à : $C_2H_4 \Leftrightarrow 2C + 2H_2$ (réaction favorisée par la basse pression)

Et

$$C_2H_4 \Leftrightarrow C + CH_4$$

Autre agent cémentant : le CO

En présence d'acier, le monoxyde de carbone peut réagir à haute température et fournir des atomes de carbone :

$$2 \text{ CO} \Leftrightarrow \text{C} + \text{CO}_2$$

En majorité, les atmosphères industrielles de cémentation, qu'elles soient obtenues par combustion endothermique d'hydrocarbures ou par décomposition de liquides organiques, sont riches à la fois en CO et H₂.

En présence d'hydrogène, on obtient la réaction suivante :

$$CO + H_2 \Leftrightarrow H_2O + C$$

I.3.2 La carbonitruration

I.3.2.1 Propriétés

Elle consiste à enrichir simultanément la pièce en carbone et en azote. Elle comporte un traitement de chauffage en atmosphère à des températures comprises entre 723 et 990°C, pendant des temps inférieurs à ceux des cémentations par le carbone seul, sauf pour les cémentations basses pressions, suivi en général d'une trempe directe ou interrompue. Comme le traitement a lieu à température plus faible que celle des cémentations par le carbone, les risques de surchauffe et de grossissement de grains sont limités et la trempe donne des déformations des pièces plus faibles et mieux maîtrisées.

I.3.2.2 Action de l'azote sur les couches carburées

L'azote augmente les possibilités de dissolution du carbone dans l'acier : par sa dissolution dans la ferrite, il distend les mailles du réseau facilitant l'insertion de carbone dans les sites interstitiels. La présence d'azote abaisse la température d'austénisation (en dessous de 725°C), augmentant les possibilités de diffusion du carbone. Les couches austénitiques ainsi formées ont, par la présence simultanée de l'azote et du carbone, une trempabilité élevée : il y a abaissement de la température de début de transformation martensitique avec, en conséquence, la possibilité de transformation incomplète de l'austénite à température ambiante. La martensite au carbone et à l'azote obtenue après trempe possède une dureté élevée (pouvant atteindre 900 Hv).

I.3.2.3 Obtention et propriétés des atmosphères

Ces atmosphères sont composées de gaz ou vapeurs ayant les deux propriétés suivantes : carburante et nitrurante.

La fonction carburante est assurée soit par des atmosphères constituées d'hydrocarbure pur avec addition d'air, soit par des atmosphères endothermiques à base de gaz naturel et d'air ou d'azote auxquelles est ajouté un hydrocarbure pour en abaisser la teneur en CO₂ (élément décarburant). L'atmosphère protectrice composée de gaz endothermique a pour fonction de protéger les pièces contre l'oxydation.

La fonction nitrurante est obtenue par une addition d'ammoniac dans une proportion en général de 1 à 5%. Le mélange est effectué avant introduction dans le four.

I.3.2.4 Mécanismes d'enrichissement en carbone et azote

L'apport d'azote est effectué par la dissociation, au contact de l'acier chauffé, de composés de l'azote contenus dans le gaz. En particulier, l'ammoniac se dissocie en azote et hydrogène atomique ; l'azote donnant une solution solide et l'hydrogène, se recombinant en H_2 , se diffuse à l'extérieur. L'azote et l'hydrogène en excès se recombinent en N_2 et H_2 et se mélangent à l'atmosphère. L'azote peut également se combiner au carbone obtenu par la réaction: $2 CO \Rightarrow C + CO_2$, et le cyanogène (C_2N_2) ainsi formé peut agir sur l'acier en donnant C et N diffusant vers l'intérieur. La diffusion de l'azote et du carbone, éléments de rayons atomiques voisins, se fait par insertion dans

le réseau à des vitesses peu différentes. Toutefois, lorsque le carbone et l'azote sont présents simultanément, leur coefficient de diffusion est plus important que celui du carbone seul.

I.3.3 Contraintes résiduelles

Nous avons vu que les traitements de cémentation ou de carbonitruration permettent principalement d'augmenter la dureté superficielle, tout en gardant une certaine ductilité à cœur. Les propriétés mécaniques, notamment la résistance à l'usure, s'en trouvent optimisées. Cependant, du fait de la non-uniformité de la vitesse de refroidissement en tous points de la pièce et de la non-simultanéité de transformations de phases lors de la trempe, un champ de contraintes internes peut être induit. Ces deux facteurs sont en réalité liés. Toutefois, pour les besoins de l'explication, nous allons séparer arbitrairement l'influence du facteur thermique de celle de la métallurgie :

I.3.3.1 Contraintes d'origine thermique

En faisant l'hypothèse qu'aucune transformation de phases n'a eu lieu, les contraintes résiduelles viennent des incompatibilités de déformations lors de la trempe, dues aux différences de variations volumiques entre les divers points de la pièce, liées aux gradients thermiques instantanés. Il est effectivement facile d'imaginer que le refroidissement ne sera pas le même en surface et au cœur du la pièce. Il dépend directement de la géométrie, de la massivité de la pièce ainsi que de la sévérité du milieu de trempe. Pour simplifier, une zone où la vitesse de refroidissement est la plus rapide a tendance à se contracter. La continuité de la matière limite cette contraction par le reste de la pièce. Cette zone se trouve alors en traction et le reste en compression pour respecter l'équilibrage. En réalité, le phénomène est complexe car au cours du cycle complet du refroidissement les contraintes peuvent changer de signe. Des zones qui étaient en traction peuvent se trouver, en fin de processus, en compression. Cela explique le fait que le cœur soit en traction et la surface en compression. Le cœur est en effet refroidi en dernier. Des déformations plastiques irréversibles peuvent apparaître lors des différentes transformations. Maeder et al [MAE99] ont représenté ce processus sur la figure I-8.

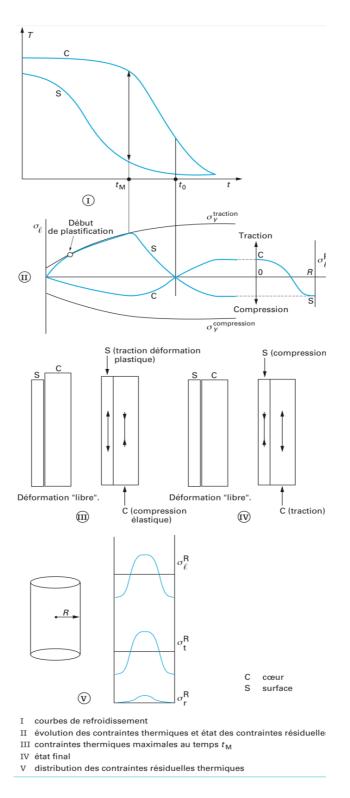


Figure I- 8 Vue simplifiée de la genèse des contraintes résiduelles d'origine thermique [MAE99].

I.3.3.2 Contraintes d'origines métallurgiques

Les transformations de l'austénite (A) lors du refroidissement conduisent à des variations positives de volume. Ces dernières dépendent fortement de la teneur en carbone et du type de transformation. Elles sont beaucoup plus importantes lors de transformations martensitiques (M) que bainitiques (B), par exemple. Les exemples suivants illustrent ce fait [BAR05] :

$$\frac{\Delta V}{V} = 1.55 - 0.18 \times (\%C) \text{ pour A} \rightarrow M$$

$$\frac{\Delta V}{V} = 1.55 - 0.48 \times (\%C) \text{ pour A} \rightarrow B_{\text{sup}}$$

$$\frac{\Delta V}{V} = 1.55 - 0.74 \times (\%C) \text{ pour A} \rightarrow B_{\text{inf}}$$

Les variations volumiques seront donc plus significatives en surface qu'au cœur du matériau pour les pièces cémentées et carbonitrurées, dues aux gradients de carbone. En outre, un acier à gradient de carbone se comporte comme un véritable composite, où à chaque point (profondeur) de la pièce correspond un diagramme TRC tel que présenté sur la figure I.9.

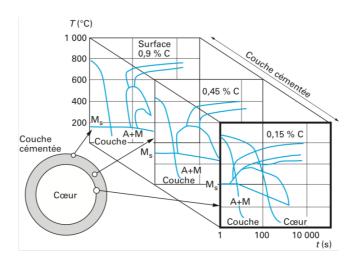


Figure I- 9 Diagramme TRC « composite » d'un matériau cémenté [MAE99]

D'après les différentes lois vues précédemment, qui expriment la température du début de transformation de l'austénite en martensite Ms (cf. I.2.3.2), celle-ci est d'abord atteinte au cœur de la pièce, où la teneur en carbone est la plus faible, et progresse vers l'extérieur. Le cœur se transforme alors en premier en martensite. Cette transformation est accompagnée d'une augmentation de volume qui sera accommodée par une déformation plastique des couches supérieures, encore austénitiques. Lorsqu'à son tour, la couche superficielle subit une transformation, l'augmentation de volume résultante est empêchée par le cœur qui est déjà martensitique et peu déformable, et dont la température est déjà bien basse. Par conséquent, les couches superficielles, qui se transforment en dernier, sont

mises en compression. Ce phénomène est accentué par le fait que la teneur en carbone est plus élevée en surface. La figure I-10 explique ce processus.

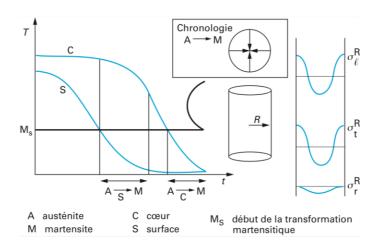


Figure I- 10 Genèse des contraintes résiduelles d'origine métallurgique lors de la trempe d'une pièce constituée d'un matériau avec transformation de phase [MAE99]

En réalité, la genèse de contraintes résiduelles lors des procédés de cémentation et de carbonitruration résulte d'influences simultanées des phénomènes thermiques et métallurgiques, voire mécaniques. En effet, les déformations plastiques sont créées lorsque les limites locales d'élasticité sont dépassées lors des différentes variations volumiques.

I.4 Le grenaillage de précontrainte

Le grenaillage de précontrainte (également appelé Shot Peening) est un traitement mécanique de surface dans le but de générer des contraintes résiduelles de compression, permettant d'améliorer la durée de vie d'une pièce. Il consiste à marteler la surface d'une pièce de grenailles (petites billes sphériques, en acier, céramique ou en verre), projetées à grande vitesse sous des conditions contrôlées. Les impacts déforment plastiquement la couche superficielle. La déformation en sous couche reste élastique. L'équilibrage global de la structure introduit des contraintes résiduelles de compression sur quelques dixièmes de millimètre. Le recouvrement total de la surface par un réseau d'empreintes suffisamment denses marque la fin de l'opération. Un profil uniforme de contraintes résiduelles est alors obtenu. De par son intérêt économique manifeste, comparé aux autres types de traitements, le grenaillage demeure aujourd'hui le procédé le plus utilisé dans les industries.

Selon Wohlfahrt [WOH84], confirmé par Hakimi [HAM84], deux mécanismes sont à l'origine de la génération de contraintes résiduelles de compression :

- L'effet de la pression de Hertz [DIW85] : les impacts répétés produisent un chargement normal. La contrainte de cisaillement correspondante est maximale en souscouche, à une profondeur donnée, fonction du rayon de l'aire de l'empreinte laissée par l'impact. La déformation plastique créée à cet endroit est maximale et à l'origine de contraintes de compression maximales. Ce mécanisme se manifeste surtout lorsqu'on grenaille un matériau dur ou lorsqu'on utilise des billes de faible dureté.
- L'effet de martelage qui correspond à un allongement plastique des couches superficielles (environ 10 à 30μm [MAE99]), qui se produit sous l'action de forces tangentielles provoquées par le jet de grenailles. Le cisaillement est maximal en surface et génère, par conséquent, un niveau de contrainte maximal au même endroit. La continuité de la matière limite l'allongement de cette couche superficielle mince par le reste de la pièce. Elle est de ce fait mise en compression. Cet effet affecte principalement un matériau de dureté faible, grenaillé à l'aide de billes de dureté élevée.

C'est la superposition de ces deux phénomènes qui crée les contraintes résiduelles de compression lors de l'opération du grenaillage, tel qu'illustre la Figure I-11. Il est à souligner que, fait primordial, ce sont les incompatibilités liées aux hétérogénéités de déformations plastiques qui sont à l'origine de contraintes résiduelles. Ces dernières n'auraient pas été générées en présence de déformations plastiques homogènes.

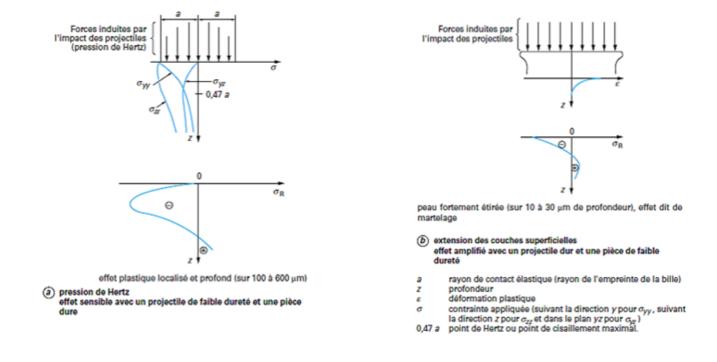


Figure I- 11 Origines de contraintes résiduelles lors du grenaillage [MAE99]

I.4.1 Grenailleuses

Deux types principaux de grenailleuses sont utilisés dans l'industrie : les machines à air comprimé et les machines à turbine.

I.4.1.1 Grenailleuses à air comprimé

Les billes sont propulsées par de l'air comprimé au travers d'une buse (cf. figure I-12). Cette machine présente l'intérêt d'être maniable et automatisable. Les paramètres sont bien maitrisés. Elle propose un jet de billes relativement directionnel. Ce procédé est ainsi utilisé pour des pièces à géométrie complexe ou pour des zones peu accessibles (surfaces intérieures). Les pièces sont traitées de manière unitaire. On peut également intégrer plusieurs buses d'orientations différentes pour traiter une pièce de forme complexe. Toutefois, cette machine nécessite un investissement et une maintenance lourds. Elle présente par ailleurs une capacité de production faible.



Figure I- 12 Exemple d'une buse de grenailleuse à air comprimé. [IMA01]

I.4.1.2 Grenailleuses à turbine

Dans ces machines, les billes sont introduites au centre de la turbine, qui tourne à une vitesse de rotation bien définie. Sous l'effet de la force centrifuge, les billes sont entraînées et accélérées vers l'extérieur de la turbine pour enfin être projetées en gerbe sur la pièce. Comme on peut le voir sur la Figure I-13, la zone grenaillée est beaucoup plus importante qu'avec le procédé précédent. Les paramètres sont moins maîtrisables, et plus particulièrement l'angle d'incidence (qui sera, du coup, compris dans une fourchette de valeurs). Ce procédé est plutôt destiné à des pièces de géométrie plus simple, ou à des pièces plus massives. Il est adéquat pour les chaînes de production où l'on traitera des quantités importantes de pièces similaires. Il en est de même pour des structures longues défilant en continu dans des machines en tunnel prévues à cet effet.

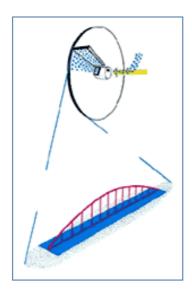


Figure I- 13 Illustration d'une turbine de grenaillage. [IMA02]

I.4.2 Paramètres du grenaillage

Tous paramètres pouvant augmenter l'intensité de l'impact sont des facteurs importants et influent sur le résultat du grenaillage [KYR96]. Ces paramètres sont liés soit aux matériaux (billes et pièce), soit au procédé lui-même. Ces derniers sont multiples et à maitriser impérativement. Non seulement pour atteindre l'objectif prévu pour la pièce, mais aussi pour éviter de la détériorer [DEV87]. En effet, les impacts provoquent obligatoirement de l'endommagement. Il s'agit constamment de trouver un meilleur compromis entre les avantages et les inconvénients. Le but étant naturellement d'éviter que les inconvénients ne surpassent les effets bénéfiques.

I.4.2.1 Paramètres intrinsèques au procédé

La figure I-14 illustre les différents paramètres liés au procédé du grenaillage.

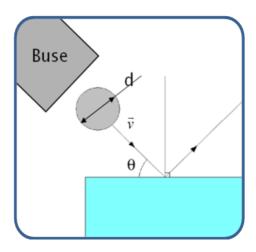


Figure I- 14 Schéma représentatif des paramètres du procédé

I.4.2.1.1 Vitesse de projection

Elle intervient directement dans l'expression de l'énergie cinétique de la bille, ce qui en fait un paramètre primordial. Elle est généralement comprise entre 20 et 100 m/s pour les grenailleuses traditionnelles. Elle augmente la zone affectée par le traitement et le niveau maximal de contrainte (figure I-15). Peu de méthodes permettent de mesurer cette vitesse expérimentale. La société WHEELBRATOR ALLEVARD [LEC93] a développé une méthode de mesure nommée TRAVEL. Les variables qui influent sur la vitesse sont la vitesse de rotation de la turbine ou de l'air, le diamètre de la buse de tir, le diamètre et la position de l'injecteur sur le jet d'air et la distance entre la pièce à grenailler et la buse. Une distance trop éloignée peut en effet causer une perte de vitesse du média, donc de l'énergie cinétique.

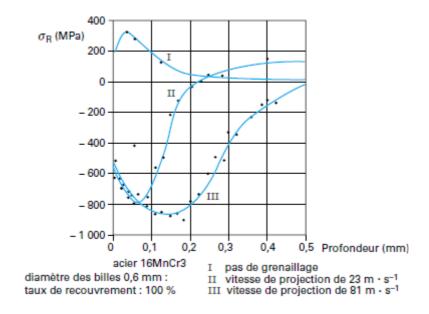


Figure I- 15 Influence de la vitesse sur les contraintes résiduelles [MAE99]

I.4.2.1.2 Diamètre de la bille

Il détermine le poids de la bille pour un matériau donné. Il aura une influence sur les déformations engendrées, et donc sur la rugosité. Il affecte la durée de traitement dans la mesure où toute géométrie angulaire est à proscrire afin d'éviter de créer des amorces de rupture en surface de la pièce lors des impacts. On attache donc une grande importance au tri des billes usagées afin de contrôler leur usure. La zone en compression augmente avec la dureté. La profondeur où le niveau de contrainte est maximal s'éloigne de la surface quand la taille de la bille augmente, comme l'illustre la figure I-16. Mais, celle-ci ne semble pas affecter de façon notoire la valeur de ce niveau maximal de contrainte.

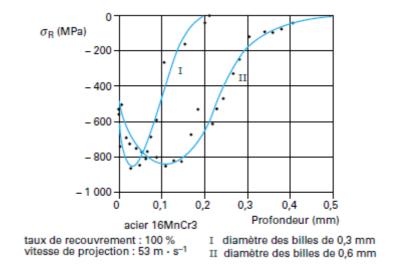


Figure I- 16 Influence du diamètre des billes de grenaillage sur les contraintes résiduelles [MAE99]

I.4.2.1.3 Angle d'incidence θ

En général l'angle d'incidence est d'environ 85° [MEG01] pour éviter des interférences entre les billes projetées et celles ayant rebondi sur la pièce. Cependant cet angle d'incidence peut varier entre 30° et 90° en fonction de la géométrie à traiter. L'angle d'incidence influe sur l'énergie emmagasinée par la pièce [FAT94].

I.4.2.1.3 Débit

Le débit correspond au nombre de billes projetées par unité de temps. Il dépend des réglages de la grenailleuse : diamètre de la buse ou de l'injecteur, pression d'utilisation, de la granulométrie du produit rejeté et du nombre de turbines. Il influence considérablement l'intensité du grenaillage. En effet, l'énergie cinétique diminue avec la quantité de grenailles projetées, du fait de l'interaction entre elles.

I.4.2.1.4 Durée d'exposition

C'est le temps pendant lequel la surface à traiter est soumise au bombardement des grains. De sa durée découlera un état de surface plus ou moins propre ou mécaniquement traité. La durée conditionne le nombre d'impacts sur la pièce. Elle conditionne les déformations plastiques cumulées dans la couche affectée par le traitement. Le temps ayant une incidence directe sur le coût, on s'efforcera de le réduire. Par l'augmentation du débit, par la mise en œuvre de mouvements des pièces ou mouvements du jet les plus efficaces possibles pour obtenir la meilleure couverture.

I.4.2.1.5 Taux de recouvrement

Le taux de recouvrement est le rapport entre la surface des impacts et la surface à grenailler. Un taux de 100% indique que la surface de la pièce est entièrement grenaillée. Le temps nécessaire pour obtenir ce recouvrement est appelé temps de base. On parle du taux de recouvrement de 200 ou 300% quand ce temps est multiplié par 2 ou 3 [LU006]. Il est à noter qu'un temps de recouvrement de 100% ne signifie pas forcément que le matériau ait atteint son état de saturation. Certains matériaux (alliage d'aluminium) peuvent atteindre un taux de recouvrement de 800%. Dans la pratique, la sécurité impose de limiter le temps de grenaillage correspondant à un taux de recouvrement environ 150% [DEV87]. L'examen visuel à la loupe reste la méthode la plus utilisée pour déterminer ce paramètre.

I.4.2.2 Paramètres intrinsèques aux matériaux

Ces paramètres correspondent aux caractéristiques mécaniques et physiques des matériaux utilisés, tant pour la bille que pour la pièce. Le choix de billes à employer doit être fait selon les caractéristiques du matériau à traiter.

Masse volumique (billes):

Elle détermine le poids de la bille pour une dimension donnée, et, donc, entrera en compte dans l'énergie cinétique de la bille.

Duretés (billes et pièce):

Le procédé étant basé sur la déformation plastique, il est souvent nécessaire que les billes soient au moins aussi dures que la pièce afin que ce soit cette dernière qui subisse les déformations principales. La rugosité superficielle finale est influencée par la dureté de la bille et de la pièce. Une bille de faible dureté est, dans certain cas, utilisée en augmentant l'intensité afin de répondre aux exigences particulières de l'état de surface.

Loi de comportement :

On notera aussi l'importance du **comportement élasto-visco-plastique** du matériau de la pièce. Chaque point de la surface peut être impacté plusieurs fois pour assurer un bon recouvrement. Sous l'effet de l'écrouissage, certains matériaux vont se durcir, d'autres vont avoir tendance à s'adoucir, et les autres ne vont pas évoluer. Le caractère dynamique de l'impact complexifie d'avantage le phénomène. Hakimi [HAK84] explique que pour les matériaux dont la dureté est inférieure à celle de la bille, cet effet dynamique n'affecte qu'une petite couche proche de la surface. Il augmente la valeur de contrainte résiduelle en extrême surface.

I.4.3 Contrôle du procédé

Les facteurs qui agissent sur le résultat du grenaillage sont variés. Et les innombrables combinaisons possibles de traitement rendent le procédé difficilement paramétrable. Des méthodes ont donc été élaborées afin d'assurer la robustesse et la répétitivité de l'opération. De plus, une exposition trop longue ou trop intense au jet de grenaille peut entraîner un phénomène de « sur-grenaillage » à l'origine de l'apparition de défauts superficiels tels que replis et fissures [DEV87].

I.4.3.1 Intensité d'Almen, courbe de saturation

Il s'agit d'un repère technologique mis au point par Almen (Général Motors, USA) et universellement adopté (Norme AFNOR NFL 06-832, présentée à la figure I-17) [ALM63]. On utilise une éprouvette en acier au carbone de type XC65 trempée et revenue, bridée sur un support et exposée à un jet de grenaille, au voisinage immédiat des pièces à grenailler. Lorsque l'éprouvette est libérée de ses brides, elle se déforme car la face grenaillée est allongée. On observe alors une flèche caractéristique appelée flèche d'Almen (figure I-18). Les normes définissent trois types d'éprouvettes N, A, C. A titre d'exemple, un grenaillage d'intensité Almen F15A se traduit F: Norme Française, 15: flèche de 0.15mm, A: éprouve de type A

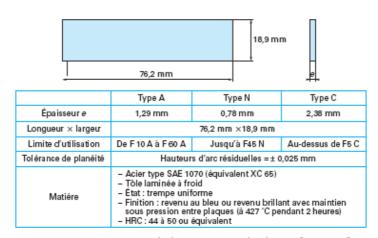


Figure I- 17 Norme de l'éprouvette d'Almen [LU006]

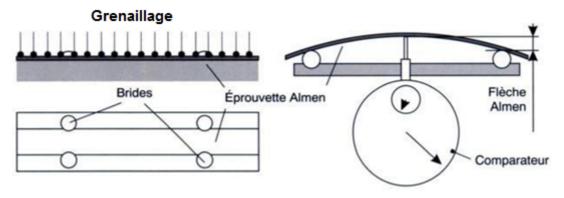


Figure I- 18 Mesure de la flèche d'Almen [COR98]

La Figure I-20 illustre l'utilisation de la flèche d'Almen. Elle est obtenue en traçant la courbe de saturation en fonction du temps d'exposition. Au bout d'un certain temps de grenaillage, la flèche n'évolue quasiment plus. Selon la norme, le temps de saturation est défini comme étant le temps d'exposition ts nécessaire pour obtenir la flèche Almen souhaitée dans des conditions telles que la flèche n'augmente pas plus de 10% lorsqu'on expose la pièce pendant 2ts [COR98] comme c'est illustré à la figure I-19.

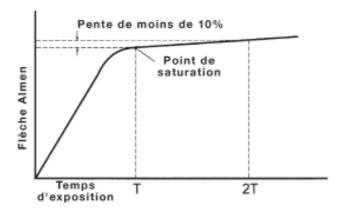


Figure I- 19 Courbe de saturation. [MIC08]

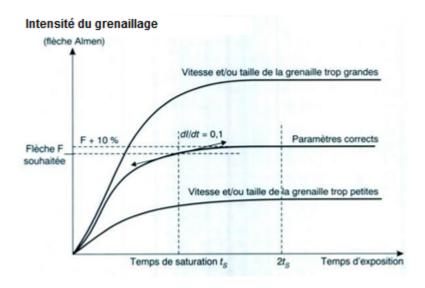


Figure I- 20 Courbe et temps de saturation [COR98]

L'essai Almen permet de contrôler la reproductibilité d'une opération de grenaillage dans des conditions données. Ce test n'est valable que dans des conditions précises appliquées à un matériau donné. En d'autres termes, deux flèches d'Almen obtenues dans des conditions d'essais différentes ne caractérisent pas le même effet. La flèche Almen ne définit ni le taux de recouvrement ni les contraintes résiduelles de la pièce. Elle ne prédit pas non plus l'évolution du matériau à traiter. Chaque matériau possède en effet sa propre loi de comportement.

I.4.3.2 Evaluation expérimentale du point chaud

Le point chaud correspond à la surface où le bombardement de grenaille à la turbine est le plus intense. La plaque est soumise à la grenailleuse pendant un temps d'exposition suffisamment important pour que l'on puisse nuancer les zones chaudes et ainsi évaluer les zones d'impacts des billes. Plus la plaque est chaude, plus nombreux ou intenses ont été les impacts.

On généralise et on délimite ainsi la surface de notre point. Cela permet de déterminer la position optimum où devra être placé notre pignon. Le sens de rotation le mieux adapté pour le grenaillage peut être déterminé par la même occasion. Deux méthodes peuvent être employées pour évaluer cette zone :

- Evaluation manuelle (tâtonnement de la plaque pour définir les zones plus chaudes que les autres).
- Evaluation par un thermocouple qui va repérer les températures exactes aux différents points de la plaque.

I.4.4 Les principales conséquences du grenaillage

I.4.4.1 Répartition de contraintes résiduelles

Les contraintes de traction (avant grenaillage) étirent la surface et peuvent entraîner des initiations de fissures. Ces contraintes peuvent résulter de l'effet de sollicitations extérieures ou être résiduelles. Elles sont produites par des procédés de fabrication comme le soudage, la rectification, l'emboutissage et l'usinage. L'opération de grenaillage de précontrainte redistribue les contraintes résiduelles dans la pièce : effacement des contraintes résiduelles en surface et remplacement par des contraintes résiduelles de compression. Les contraintes résiduelles de traction sont déplacées au cœur de la pièce, et sont par conséquent, moins dangereuses. L'efficacité de contraintes résiduelles produites par le grenaillage dépend de sa bonne répartition dans le matériau, du niveau maximal de contraintes de compression atteint et de sa position, de la zone déformée plastiquement, et surtout de sa stabilité lors des chargements en service [ROT87].

I.4.4.2 Etat de surface

Le grenaillage peut permettre d'atténuer ou d'éliminer des effets de défauts (entailles) dus aux procédés de fabrication, et de générer un état de surface isotrope dans toutes les directions du plan de la pièce (cf. figure I-21). L'état de surface dépend de l'intensité du grenaillage, donc de la vitesse de projection, de la nature de matériau de la bille et de la pièce. Selon certains auteurs [SAE67], l'influence de la taille des grenailles sur l'état de surface n'est pas bien claire. Ils affirment que pour un matériau de dureté donnée, il existe une taille optimale de bille qui produit un meilleur état de surface.

Afin d'améliorer l'état de surface, il est parfois nécessaire de recourir à un double grenaillage. En utilisant dans un premier temps des grenailles de taille relativement grande, et de billes de petite dimension par la suite. Sing et al. [SIN10] ont constaté que

le double grenaillage n'affecte pas énormément l'état de contraintes résiduelles obtenues avec un simple grenaillage. Néanmoins, les essais de fatigue qu'ils ont menés après un simple et un double grenaillage ont prouvé que ce dernier est le plus efficace. Ils en ont conclu que l'augmentation de durée de vie en fatigue est liée essentiellement à la bonne qualité de surface due au double grenaillage. Park et al. [PAR02], quant à eux, font les observations suivantes sur d'autres nuances d'aciers (SAE92954, DIN50CrV4): (a) le double grenaillage augmente le niveau de contrainte de 300 à 600 MPa, et cela sur une zone 25 à 50µm plus profonde que sur un simple grenaillage, (b) la rugosité superficielle diminue de 28%, (c) la dureté est la même pour un simple et double grenaillage quelque soit la nuance d'acier, (d) ils ont confirmé le fait que le double grenaillage augmente remarquablement la durée de vie en fatigue.

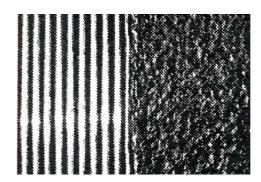


Figure I- 21 Acier avant / après grenaillage [NIK87]

Si la rugosité n'est pas trop importante, les cratères de grenaillage sont bénéfiques car ils améliorent la lubrification en retenant l'huile de lubrification. Par ailleurs, les particules arrachées lors d'un contact peuvent venir se loger dans ces cratères, et ne plus rester dans les zones de contact. Ces particules, qui sont généralement très dures, n'ont plus alors un rôle néfaste; car, en restant dans la zone de contact elles aggraveraient le phénomène d'abrasion (figure I-22).

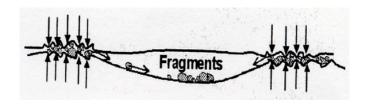


Figure I- 22 Les cratères de grenaillage stockent les débris de fretting [NIK87]

I.4.4.3 Influence du grenaillage sur des pièces initialement cémentées ou carbonitrurées

Les traitements thermochimiques peuvent générer des défauts superficiels dus aux phénomènes d'oxydation, décarburations, aux transformations incomplètes de phases ou encore aux transformations des phases non souhaitées. Le grenaillage de précontrainte est une mesure complémentaire aux traitements thermochimiques en corrigeant les imperfections :

- Le grenaillage améliore la topographie de surface. Il peut refermer une fissure initiée par l'oxydation superficielle par exemple (due à la carbonitruration, voir section II.4.3).
- L'austénite résiduelle laissée par les traitements thermochimiques peut être transformée en martensite. Pour un acier 20CrMnTi, la réduction de l'austénite résiduelle peut atteindre 62.24% en surface [HON91] (figure I-23). Cette transformation est provoquée par la déformation plastique [PAK81], [KRU08]. Plusieurs modèles numériques sont proposés pour tenir compte de la transformation de l'austénite en martensite par déformation plastique, et sont bien répertoriés par Kubler [KUB04]. Toutefois, leur utilisation dans la pratique est moins évidente. Car, elle nécessite des essais expérimentaux conséquents pour l'identification des paramètres matériaux correspondants.

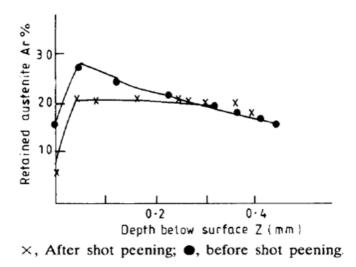
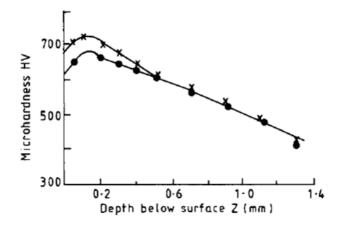


Figure I- 23 Austénite résiduelle d'un acier cémenté avant et après grenaillage [HON91]

L'austénite résiduelle diminue la dureté superficielle. L'opération de grenaillage, par écrouissage et par transformation métallurgique, permet d'augmenter la dureté sur une profondeur pouvant atteindre 0.4 mm [HON91] (figure I-24). Cette augmentation varie en fonction de la durée du grenaillage [PAK81].



×, After shot peening; ●, before shot peening.

Figure I- 24 Dureté d'un acier cémenté avant et après grenaillage [HON91]

Les contraintes résiduelles de compression issues des traitements thermochimiques (cémentation ou carbonitruration) ont tendance à décliner en surface, voire en traction, dus aux défauts superficiels. Le grenaillage de précontrainte augmente considérablement les contraintes résiduelles de compression dans la couche superficielle (figure I-25).

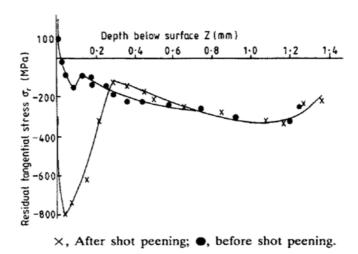


Figure I- 25 Contraintes résiduelles d'un acier cémenté avant et après grenaillage [HON91]

L'initiation et la propagation de fissures sont largement retardées par le grenaillage de précontrainte. Le gain de durée de vie atteint 30% pour un acier 20MnCrTi [PAK81]. D'après Batista et al. [BAT91], les défauts apparaissent au même moment pour un matériau uniquement carbonitruré et pour un matériau ayant été grenaillé en plus. C'est leurs évolutions qui diffèrent. Elle est beaucoup plus lente pour un matériau grenaillé en plus, due aux valeurs élevées de contraintes de compression (causées par le grenaillage) proche de la surface.

I.5 Travaux existants sur la modélisation numérique du grenaillage

Le grenaillage de précontrainte est un procédé de traitement de surface mécanique relativement complexe du fait des nombreux paramètres qui le régissent. Il est important de maîtriser l'influence des multiples paramètres. Depuis quelques années, avec des capacités de calcul numérique en constante augmentation, nous voyons se développer des projets de modélisation de procédés par éléments finis dans de nombreux laboratoires de recherche. Cette partie a pour objectif de recenser et de résumer quelques travaux sur la modélisation par éléments finis du grenaillage de précontrainte réalisés à ce jour.

1.5.1 Modélisation de Majzoobi et al. [MAJ05]

Dans cette étude publiée en 2005, les auteurs nous proposent la d'impacts monobille et multibilles. Tout d'abord, ils mettent en évidence le caractère « dynamique » de l'impact de grenaillage. Et ils insistent sur l'importance d'utiliser des lois de comportement tenant compte des paramètres d'écrouissage dynamique telles que les lois de Johnson-Cook, Zerilli-Armstrong ou encore Cowper-Symonds, qui prennent en compte les déformations mais aussi les taux de déformation. Ainsi, ils ont utilisé la loi de Johnson-Cook dans leur modélisation, utilisant pour paramètres des valeurs issues d'expérimentations.

Ils ont pu, dans un premier temps, modéliser divers impacts mono bille (en faisant varier les paramètres de grenaillage) pour pouvoir valider leur modèle. Pour cela, ils ont comparé les profils de déformation (cratères d'impacts) obtenus par la simulation avec des profils mesurés expérimentalement à partir d'essais d'impacts mono bille. Ils ont ainsi trouvé des résultats très proches entre simulation et expérience, imputant les quelques petites différences à des erreurs de mesures ou encore à des approximations numériques.

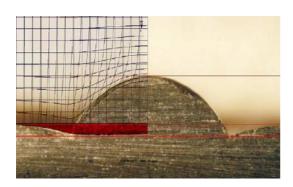


Figure I- 27 Maillage du massif pour un impact mono bille. [MAJ05]

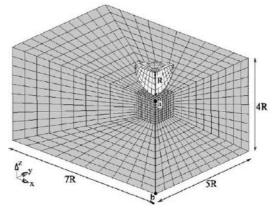


Figure I- 26 Exemple de comparaison des profils d'impact. [MAJ05]

En ce qui concerne la simulation d'impact multibilles, ils ont utilisé le modèle validé précédemment pour simuler les impacts de 4 à 25 billes. Il est intéressant de noter la finesse de maillage à proximité de la zone grenaillée (figure I-29). Les résultats montrent une uniformité des contraintes résiduelles pour un minimum de 25 billes (cf. figure I-28).

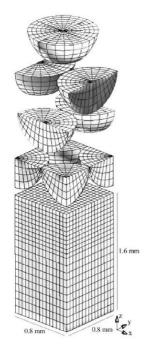


Figure I- 29 Maillage du massif et ordre des billes [MAJ05]

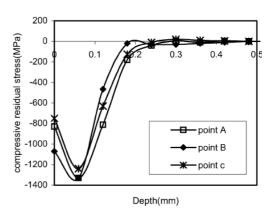


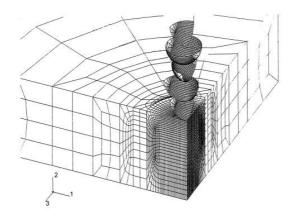
Figure I- 28 Profils de contraintes en différents points de la zone traitée. [MAJ05]

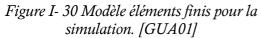
I.5.2 Modélisation de Guagliano [GUA01]

M. Gagliano, de l'Université Polytechnique de Milan, a proposé une simulation par éléments finis d'impacts multibilles sur un massif métallique afin de relier l'intensité Almen aux contraintes résiduelles de grenaillage de précontrainte. La simulation a permis de réaliser une étude paramétrique du procédé afin d'en tirer l'influence des principaux paramètres sur les profils de contraintes résiduelles. Il s'agissait de simuler l'impact successif de 5 billes. Le maillage, composé d'éléments brique à huit nœuds, est relativement fin dans la zone d'impacts (Figure I-30). Une surface rigide modélise les billes (hypothèse discutable au vu de l'importance des duretés). Cependant les résultats sont proches pour des billes considérées comme rigides ou comme déformables (il a utilisé des éprouvettes de deux types : en 39NiCrMo3 et SAE1070 (matériau des éprouvettes Almen)). Enfin, il précise qu'il n'avait pas tenu compte de la sensibilité des matériaux aux vitesses de déformation dans sa simulation. L'effet de cette sensibilité est atténué par l'échauffement dû aux impacts successifs. Il précise qu'il lui manquait des données pour décrire ces comportements des matériaux. Néanmoins, il conclut qu'il faudrait prendre en compte ce phénomène pour optimiser sa simulation en termes de résultats (mais pas en termes de temps de calcul).

Pour valider son modèle, il a analysé expérimentalement les contraintes résiduelles par la méthode des $Sin^2\psi$ en diffraction des rayons X et les a comparées aux valeurs données par la simulation. Il a attaqué chimiquement la surface pour enlever des petites couches successives et obtenir ainsi le profil des contraintes en fonction de la profondeur.

Ses résultats ont montré une profondeur en compression trop faible par rapport à la réalité (Figure I-31).





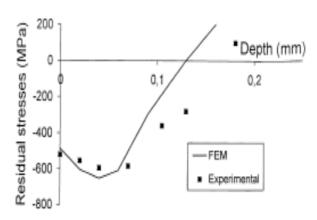


Figure I- 31 Contraintes résiduelles obtenues pour une intensité F 30A et une bille de diamètre 0.3mm. [GUA01]

Cette simulation lui a également permis de constater l'influence de la vitesse et du diamètre de la bille sur les contraintes résiduelles. Il apparaît alors que les paramètres les plus influencés par la taille de la bille et sa vitesse de projection sont la profondeur pour laquelle la contrainte de compression est maximale ainsi que la profondeur de la zone en compression. Selon lui, les valeurs en surface et les valeurs maximales de contraintes sont plutôt sensibles aux caractéristiques mécaniques du matériau traité.

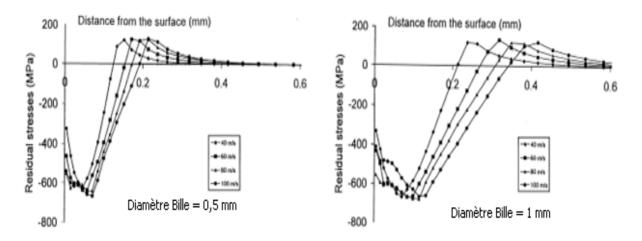


Figure I- 32 Profils de contraintes résiduelles pour différentes vitesses et des billes de diamètres 0,5 mm et 1 mm. [GUA01]

Enfin, il a pu obtenir les équations liant l'intensité Almen à la vitesse de projection, pour différents diamètres de billes. Pour cela, il a effectué des régressions polynomiales de ses courbes (Figure I-33) obtenues grâce au modèle.

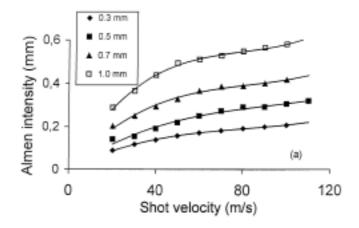


Figure I- 33 Courbes donnant l'intensité Almen en fonction de la vitesse, pour des billes en acier de différentes tailles. [GUA01]

I.5.3 Modélisation de Hong et al. ([HON08] & [HON081])

Ces auteurs ont travaillé sur la modélisation d'un impact mono bille sur un massif métallique, pour une étude paramétrique du procédé.

Encore une fois, ils ont utilisé une bille rigide (partant du postulat que dans l'industrie, on grenaille le plus souvent avec des billes plus dures que le matériau à grenailler). De même que pour la plupart des modélisations éléments finis, l'utilisation d'éléments brique à huit nœuds a été choisie pour la zone d'impact. On notera que le maillage est construit de telle manière que la finesse diminue avec la profondeur et la distance à la zone d'impact (Figure I-35).

Ils ont utilisé une loi de comportement élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope. Ils veulent en effet étudier l'influence des paramètres intrinsèques aux matériaux. Le choix de cette loi de comportement vient de sa simplicité de mise en équation et de paramétrage, bien que non représentatif de la réalité (Figure I-34).

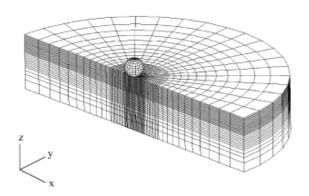


Figure I- 35 Modèle éléments finis. [HON08]

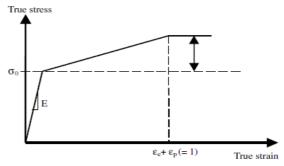


Figure I- 34 Loi de comportement élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope. [HON08]

Pour valider leur modèle, ils se sont basés sur les résultats de la modélisation de Meguid et al. [MEG01], ne trouvant pas assez de résultats expérimentaux dans la littérature. Ceci leur a ainsi permis de faire une étude paramétrique du procédé afin de déterminer l'influence des paramètres du grenaillage (procédé et matériaux) sur les profils de contraintes résiduelles. Ils ont alors pu en déduire les courbes ci-dessous (figure I-36, figure I-37, figure I-38) illustrant les variations des profils de contraintes en fonction de ces paramètres.

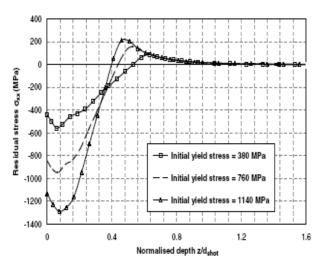


Figure I- 37 Influence de la vitesse [HON081]

Figure I- 36 Influence de la limite élastique du matériau traité [HON081]

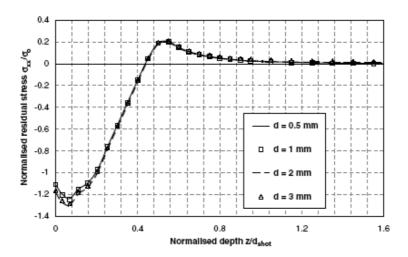


Figure I- 38 Influence du diamètre des billes [HON081]

Ils ont également étudié l'influence de l'angle d'incidence dans un second temps, mettant en évidence l'asymétrie des contraintes ainsi que des déformations pour un angle d'incidence non normal. Ils ont ensuite établi la courbe illustrant les variations du profil des contraintes en fonction de l'angle d'incidence.

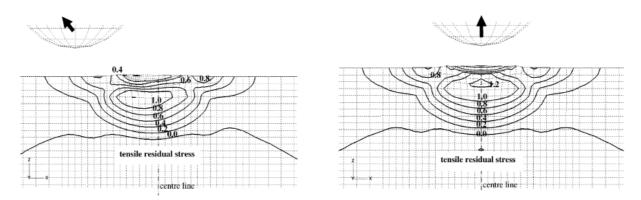


Figure I- 39 Mise en évidence de l'asymétrie des contraintes résiduelles [HON081]

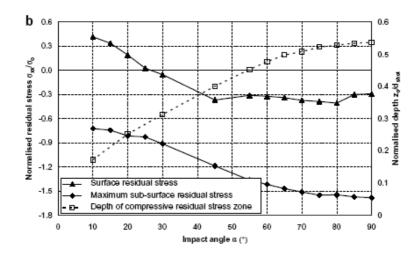


Figure I- 40 Influence de l'angle d'incidence [HON081]

I.5.4 Modélisation de Fathallah et al. [FAT06]

Ces auteurs, des laboratoires de mécanique de Sousse et Monastir, ont réalisé une modélisation de l'impact d'une bille rigide sur un massif pouvant être considéré comme infini. Ils se sont principalement intéressés à la détermination de l'endommagement de la pièce après grenaillage en introduisant la variable d'endommagement définie par Lemaître et Chaboche [LEM02].

La modélisation est réalisée en 3D à l'aide du logiciel ABAQUS et l'analyse a été faite en statique.

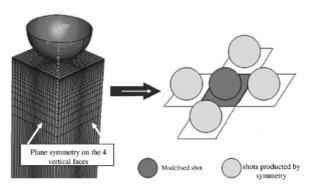


Figure I- 41 Modélisation géométrique des laboratoires de Sousse et Monastir [FAT06]

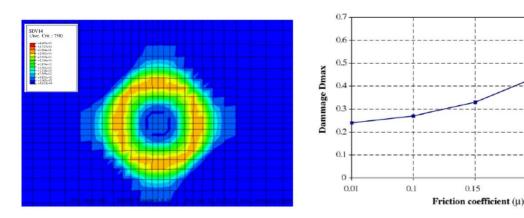


Figure I- 43 Iso valeurs de l'endommagement après le choc avec un coefficient de frottement de 0,2 [FAT06].

Figure I- 42 Influence du coefficient de frottement sur l'endommagement maximum [FAT06]

Cette modélisation met en évidence le fait que l'endommagement de la pièce a lieu en périphérie de la zone de contact. De plus, l'endommagement maximum augmente avec le coefficient de frottement. Cet aspect de l'étude du grenaillage est très important, car un endommagement trop important de la pièce peut conduire à l'effet contraire à celui souhaité c'est-à-dire à une diminution de la tenue en service. Cette modélisation permet donc de prévoir la zone d'endommagement maximum ainsi que sa valeur et peut permettre de déterminer les paramètres de grenaillage adéquats pour éviter un endommagement trop important.

I.5.5 Modélisation de Rouhaud et al. [ROU05]

Ces chercheurs, au laboratoire des systèmes mécaniques et d'ingénierie simultanée de l'Université de Technologie de Troyes, ont modélisé l'impact d'une bille sur un massif. Ils mettent en évidence les effets de l'écrouissage cinématique et de la loi de comportement du matériau de la bille sur les profils de contraintes résiduelles et de déformations plastiques.

Il s'agit d'un modèle 2D axisymétrique réalisé sous LS-DYNA et l'analyse est faite en statique. Les éléments utilisés sont des éléments à quatre nœuds avec un affinement de la maille au niveau de la zone de contact.

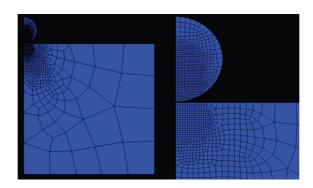


Figure I- 44 Modèle du laboratoire de Troyes [ROU05]

Cette modélisation permet de tester trois lois de comportement différentes pour la bille : rigide, élastique, élastoplastique, et quatre lois d'écrouissage pour le massif : écrouissage isotrope, ainsi que trois lois d'écrouissage cinématique avec des pentes d'écrouissage différentes. Les résultats obtenus sont les suivants :

Influence de la loi de comportement de la bille :

Lorsque la bille a un comportement élastoplastique on obtient une contrainte résiduelle positive en surface au niveau de l'axe de révolution (ce qui n'est pas le cas pour des billes élastiques ou rigides). Ceci est dû à un écoulement plastique de la bille au niveau de la zone de contact. Le maximum des contraintes résiduelles est le plus élevé pour des billes rigides et le plus faible pour des billes élastoplastiques.

Les déformations plastiques maximales varient du simple au triple entre le modèle à bille élastoplastique et celui à bille rigide.

Influence de la loi de comportement du matériau grenaillé :

Les lois à écrouissage cinématique produisent un profil de contraintes résiduelles radiale atypique qui est dû à un écoulement plastique pendant la phase de décharge et a tendance à diminuer la valeur absolue de la contrainte dans cette zone. Ce phénomène est d'autant plus important que la pente d'écrouissage est importante, il est beaucoup moins prononcé dans le cas où la bille est élastoplastique.

I.5.6 Modélisation de Meguid et al. [MEG02]

Cette étude part de l'observation qu'en dépit de l'importance du procédé de grenaillage notamment dans l'industrie aérospatiale ou automobile, trop peu d'attention est donnée à la modélisation précise de ce procédé. Leur étude consiste à examiner les effets d'impacts

d'une multitude de billes sur un acier haute résistance. La situation envisagée est une simulation sous LS-DYNA d'un nuage de billes dont la trajectoire est normale à la surface de contact, et dont la disposition des billes est indiquée sur la figure I-45.

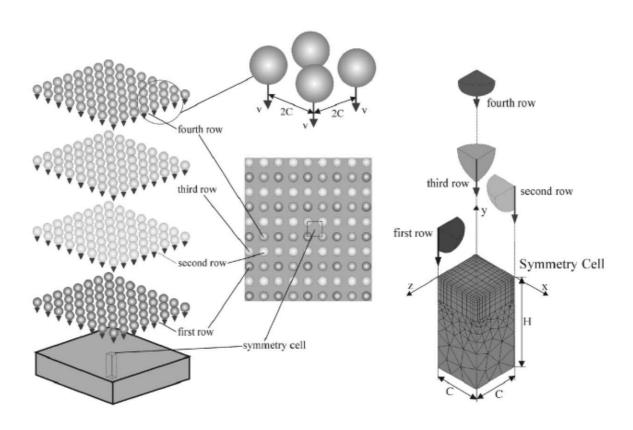


Figure I- 45 Modèle éléments finis d'un impact multi billes [MEG02]

En ce qui concerne le maillage de la pièce cible, il s'agit d'éléments brique à huit nœuds pour la partie en surface du massif, puis d'éléments tétraèdre à quatre nœuds pour le reste.

Leur étude permet d'abord de mettre en évidence le rôle de la dureté des billes sur les contraintes résiduelles engendrées ainsi que les déformations du massif. Pour cela, les auteurs ont comparé les résultats obtenus en considérant la bille comme étant rigide d'une part, puis déformable d'autre part. Les résultats montrent clairement que des billes déformables absorbent une part considérable de la déformation, et engendrent des déformations et contraintes résiduelles dans la pièce traitée plus faibles qu'avec une bille rigide (Figure I-46). De plus, les billes déformables ont une forme après impact non sphérique, ce qui est inacceptable dans le procédé de grenaillage.

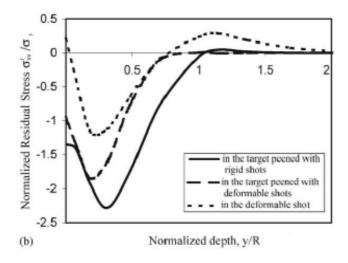


Figure I- 46 Contraintes résiduelles créées dans le massif en fonction de la profondeur selon la considération de la bille [MEG02]

La seconde remarque est qu'un impact multibilles engendre une distribution des déformations et contraintes résiduelles plus uniforme que le cas d'un impact à une ou deux billes.

Enfin, cette modélisation permet de donner plus d'indication quant à l'influence de la distance entre les billes. Il en résulte que plus la distance entre les axes d'impact des billes est petite, plus les déformations et les contraintes résiduelles ont une répartition uniforme. Cette simulation permet donc de conclure sur les effets bénéfiques d'un meilleur taux de recouvrement dans le cas d'un traitement par grenaillage de précontrainte

I.5.7 Autres modélisations

Plusieurs autres modèles existent. Des nombreux travaux ont notamment été réalisés au laboratoire MécaSurf (rappelés au chapitre III). En particulier, le laboratoire est à l'origine du logiciel du grenaillage utilisé par l'entreprise Metal Impovement Compagny (MIC). Nous pouvons citer aussi le modèle proposé par Miao et al. [MIA09]. Ces derniers ont remis en cause le caractère prédéfinis de l'ordre d'impacts, commun à la plupart des modèles existants et ont étudié l'importance de l'ordre aléatoire d'impacts. Nous pouvons également mentionner le modèle développé par Rouquette et al. [ROU09] qui se sont intéressés à l'influence de la température produite sous l'impact dynamique sur les contraintes résiduelles. Ils ont remarqué que la température avait pour effet de diminuer la valeur de contrainte proche de la surface. Toujours selon les auteurs, cet effet pourrait être une explication sur le fait que, dans la majorité des simulations du grenaillage, les contraintes sont surestimées [ROU05]. Kim et al. [KIM10], quant à eux, ont fait le constat qu'expérimentalement, l'analyse de contraintes par diffraction de rayons X est réalisée en faisant la moyenne sur une zone. Ils avaient alors l'idée de moyenner aussi les contraintes obtenues numériquement. Selon eux, la réalité est ainsi mieux représentée. D'autres auteurs proposent [CHA11], [FUL11] une modélisation du grenaillage par une méthode dite semi-analytique. Cette technique de résolution du problème des contacts élastoplastiques, basée sur les méthodes FFT 2D et FFT 3D, permet de réduire de façon considérable le temps de calcul.

Chapitre II.

ESSAIS EXPERIMENTAUX

Ce chapitre traite des différents essais expérimentaux réalisés pour les caractérisations du matériau et la validation des résultats : les traitements de cémentation, de carbonitruration, de grenaillage, microstructures, dureté, essais de traction, analyses par diffraction des rayons X de contraintes résiduelles et des phases métallurgiques.

II.1. Acier utilisé

La nuance de l'acier étudiée est le 29MnCr5. Acier généralement utilisé dans les pignonneries de boite de vitesse chez PSA Peugeot Citroën. La composition chimique donnée par la norme PSA [B531346] est :

Tableau II. 1 Composition chimique de l'acier 29MnCr5 (%	o massique	e)
--	------------	----

Al	Cr	Cu	Mn	Si	Ti	С	P	S	Fe
0.015	1.15	≤0.40	1.10	0.10	≤0.010	0.26	0.025	0.025	Bal.
0.040	1.30		1.40	0.40		0.32		0.040	

Le matériau initial, avant tout traitement thermochimique, est à l'état brut de laminage, de structure bainitique, de dureté environ Hv≈300MPa. La figure II.1 présente une micrographie optique de cet acier.



Figure II. 1 Matériau de référence

Les éprouvettes utilisées pour cette étude ont été usinées spécialement pour ce travail. La géométrie est choisie simple afin de faciliter ce travail. Les éprouvettes sont de dimensions $100 \times 15 \times 4 \text{ mm}^2$. L'épaisseur a été choisie de manière à être représentative de celle d'une dent de pignons (4mm). Les trous aux extrémités facilitent l'opération de grenaillage. La figure II.2 présente la géométrie des éprouvettes de traitement de surface.

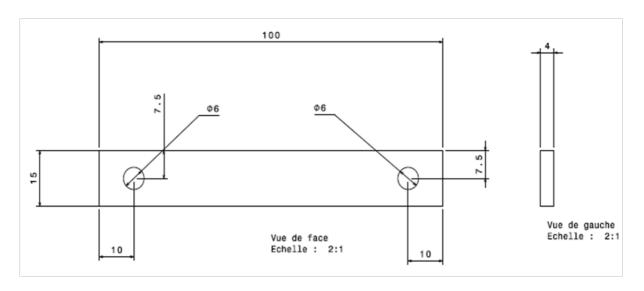


Figure II. 2. Dimensions de l'éprouvette [mm]

II.2 Traitements thermochimiques

Les pièces sont préalablement cémentées ou carbonitrurées avant d'être grenaillées suivant les conditions rappelées au tableau II.2.

Tableau II. 2. Conditions de traitements thermochimiques de la cémentation et de la carbonitruration

	Cémentation	Carbonitruration
Temps d'austénisation+diffusion	42min	180min
Température d'austénisation	940°C	860°C
Atmosphère nitrurant	-	Ammoniac
Atmosphère cémentant	acétylène	Propane et méthanol
Milieu de trempe	azote	Huile
Température de trempe	Gaz injecté à température ambiante	160 °C
Durée de trempe	10 min	10 min

II.3. Grenaillage

Les pièces ont subi des traitements thermochimiques sur toutes les faces. Seule une des faces a été grenaillée. Sur la même éprouvette, il est ainsi possible d'analyser la pièce cémentée ou carbonitrurée (dureté, contraintes résiduelles) avant et après grenaillage. La grenailleuse utilisée est le Wheelabrator Sisson Lehmann présenté à la figure II.3 avec les caractéristiques du montage.

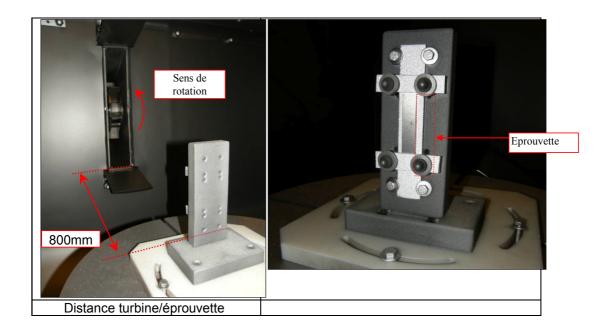


Figure II- 3. Montage pour le traitement du grenaillage

II.3.1. Type de grenaille

Lors de ce traitement, deux types de grenaille ont été utilisés :

- Fil coupé diamètre 0,4mm 700HV (bille en acier BA400)
- Fil coupé diamètre 0,6mm 700HV (bille en acier BA600)

II.3.2 Paramètre Machine

Les paramètres de la grenailleuse sont les suivants :

- Grenaillage à la turbine
- Débit de la turbine: 40kg/min
- Rotation turbine: 2890 tr/min
- Sens de rotation turbine : Gauche
- Tamis utilisés dans le séparateur vibrant présentés dans la figure II.3

Tableau II. 3. Grenaille utilisé

	Fil coupé		
Maille	0.4 mm	0.6 mm	
Tamis inférieur	320 μm	540 μm	
Tamis supérieur	680 μm	930 μm	

II.3.3. Vérification de l'intensité Almen et du taux de recouvrement

Les intensités Almen ont été déterminées sur l'éprouvette illustrée à la figure II.4, le recouvrement est contrôlé visuellement et ces valeurs sont indicatives (tableau II.4).

Grenaille	Temps et recouvrement	Intensité Almen	
Fil coupé Ø0,4mm – 700HV	12s →>100%	F30A	
Fil coupé Ø0,6mm – 700HV	5s→85% 7s→92% 12s→>100%	F51A	

Tableau II.4 Intensité Almen et recouvrement



Figure II- 4 Exemple d'éprouvette Almen utilisée pour le recouvrement et les intensités Almen

II.4. Analyse micrographique

II.4.1. Objectifs

Les examens micrographiques permettent d'observer :

- l'épaisseur totale (Et) d'une couche carbonitrurée ou cémentée. Elle est définie comme étant l'épaisseur de toute la zone enrichie en carbone ou en carbone et en azote,
- l'épaisseur de la zone martensitique,
- l'austénite résiduelle visible,
- la profondeur et la nature des éventuels défauts.

II.4.2. Préparation des échantillons

La qualité des résultats obtenus est fortement influencée par les soins apportés à la préparation qui comporte plusieurs étapes successives décrites dans les sections suivantes.

II.4.2.1. La découpe

Elle est réalisée à l'aide de moyens tels que les scies ou les tronçonneuses. La meule utilisée doit être adaptée au matériau coupé :

- tendre pour matériaux durs provoque une usure de la meule,
- dure pour les autres matériaux peut amener à une faible usure de la meule mais il y a un risque d'échauffement pouvant entraîner la brûlure de la pièce et ainsi occasionner la relaxation des contraintes.

Trois éprouvettes ont été nécessaires pour chaque type d'essai. Pour économiser les éprouvettes, les différentes analyses ont été effectuées sur une même éprouvette à différents endroits. Ainsi, une éprouvette est découpée en deux morceaux : partie (a) et partie (b) (cf. Figure II.5). Les découpes sont effectuées aux endroits où les effets de bords sont minimes. Le rééquilibrage de contraintes résiduelles dans le sens de la coupe choisie est supposé négligeable.

L'analyse de microstructure et le profil de dureté en profondeur sont effectués sur la partie (b), l'analyse de phases et de contraintes résiduelles, par diffraction des rayons X sur la partie (a).

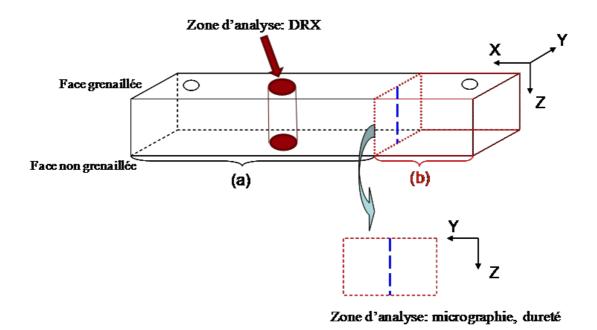


Figure II. 5 Zone d'analyse

II.4.2.2. L'enrobage

Il existe plusieurs types d'enrobage (avec résine durcissant à chaud ou à froid). L'enrobage à chaud (utilisé dans nos études), est idéal pour la préparation rapide d'un grand nombre d'échantillons avec des enrobages de qualité, de taille et de forme identiques. Il ne faut pas oublier que la température de polymérisation (comprise entre 140 et 190°) peut entraîner des modifications structurales du matériau à enrober. Pour

notre acier, cette température pourrait correspondre à un revenu qui diminue légèrement la dureté superficielle (chute environ 20HV d'après des études menées chez PSA). On l'utilise malgré tout car c'est un procédé rapide et peu onéreux.

II.4.2.3. Le polissage

Le polissage comporte 3 phases :

- Le dressage : ébauche qui a pour but d'éliminer les défauts provoqués par la découpe et de conférer une planéité à l'échantillon. Cette étape s'effectue avec des papiers abrasifs à fortes granulométries.
- Le pré polissage : diminution de la zone écrouie par le dressage en laissant sur la surface des rayures très fines et uniformes (8 à 15µm). Il est obtenu par des passages successifs sur des papiers de granulométries de plus en plus fines.
- Le polissage : permet l'obtention d'un poli miroir. Il est réalisé sur des draps textiles imprégnés d'un abrasif diamant ou alumine.
- La dernière étape du polissage est le séchage. Il ne doit laisser aucune trace sur l'échantillon : utilisation d'un solvant (alcool) suivi d'un séchage à air chaud ou comprimé parfaitement propre. Un nettoyage rigoureux à chaque étape est important pour éviter la pollution des postes suivants.

II.4.2.4. L'attaque chimique

L'attaque permet de révéler la microstructure des métaux par dissolution différentielle de chaque phase constituant le matériau par immersion ou par contact de l'échantillon fraîchement poli et sec dans le réactif. Elle crée le contraste nécessaire à l'observation des différents constituants. La neutralisation de l'attaque est obtenue par un rinçage abondant à l'eau ou à l'alcool afin qu'elle puisse révéler par exemple :

- la grosseur et la forme des grains (petit grains : refroidissement rapide ; gros grains refroidissement lent)
- la microstructure et les phases en présence suite aux traitements,
- la répartition d'inclusions ou de cavités.

Pour notre cas, le réactif d'attaque est du Nital à 3% (3mL d'acide nitrique + 97 mL d'alcool éthylique).

II.4.2.5. L'analyse microstructurale

Elle est faite après la préparation de l'échantillon et elle regroupe tous les moyens permettant d'observer et d'interpréter une structure.

Dans un premier temps, il est essentiel d'observer les micrographies sans attaque. Certains défauts peuvent être atténués ou cachés par l'attaque, tels que :

- l'oxydation survenue au cours d'un traitement thermique,
- les défauts à 2 dimensions (fissures ou replis),

- les défauts volumiques (trous, retassures).

Il est important de connaître le traitement appliqué pour une bonne interprétation de la micrographie. La description d'une microstructure nécessite deux étapes :

- 1- Une observation générale, vue d'ensemble pour
 - localiser les défauts et les différentes zones,
 - juger de l'homogénéité de la structure.
- 2- Une observation détaillée à plus fort grossissement et description des différentes zones pour :
 - analyser la nature et la topographie des phases (présentes),
 - mesurer ou juger la taille des constituants,
 - localiser ou évaluer un phénomène de diffusion ou d'échauffement (Zone Affectée thermiquement, soudure, retrempe),
 - analyser la conformité de la troostite (réseau d'oxydes en surface suite à un traitement thermochimique).

L'observation des microstructures est réalisée avec le microscope optique LEICA DMII.4000.

II.4.3. Microstructures et discussions

L'observation au microscope optique a révélé les microstructures suivantes présentées sur les figures II.6 (cémentation) et II.7 (carbonitruration).

Ces micrographies montrent la présence majoritaire de la martensite pour les deux types de traitements thermochimiques. Cependant la transition entre la couche enrichie en carbone (et en azote dans le cas de la carbonitruration) et le cœur de la pièce n'est pas facile à distinguer à l'aide d'un microscope optique. L'observation sur un Microscope Electronique à Balayage (MEB) n'est pas d'avantage concluante. Par ailleurs, la haute dureté surfacique des pièces cémentées ou carbonitrurées ne permet pas de noter de manière significative l'effet du grenaillage sur l'état de surface.

On distingue nettement de l'austénite résiduelle (en blanc), en quantité relativement importante. Celle-ci peut abaisser notablement la dureté en surface et modifier la répartition des contraintes résiduelles [DIA74]. Elle peut être tolérable, voire souhaitable, selon le type de sollicitation. Un taux de 20 à 25% est généralement favorable pour une tenue en fatigue. Sa répartition dans la pièce influe également sur la résistance en fatigue (un gradient régulier dans la profondeur est bénéfique pour une flexion et en fatigue de contact [DIA74]). La stabilité en austénite dépend de la composition chimique, en particulier de la teneur en carbone et en azote. Un moyen de contrôler la quantité de l'austénite est d'abaisser le potentiel en carbone de l'atmosphère cémentant et en azote de l'atmosphère nitrurant. On peut également diminuer la température avant la trempe de manière à former des carbures pour appauvrir l'austénite.

Dans le cas du traitement de carbonitruration, la présence de traces de CO, CO_2 et H_2O cause une oxydation superficielle du métal : le réseau d'oxyde ou troostite. Elle a lieu préférentiellement aux joints de grain. L'oxygène, fournit par CO, CO_2 et H_2O , se

combine avec les éléments d'alliages selon leur affinité: les éléments tels que Ti, Si, Mn, Cr ont un fort potentiel d'oxydation, alors que les éléments Fe, W, Mn, Ni, Cu réduisent l'oxydation [ATTT80]. Ce phénomène ne concerne qu'une profondeur superficielle. Il diminue la dureté et cause des microfissures de fatigue. Les contraintes de compression introduites par le grenaillage en diminuant les contraintes en fond de fissure, ont tendance à refermer les microfissures. Elles ralentissent ainsi leur croissance et augmentent de ce fait la durée de vie des pièces. La limite d'acceptation de cette oxydation interne fait l'objet d'un contrôle strict chez PSA.

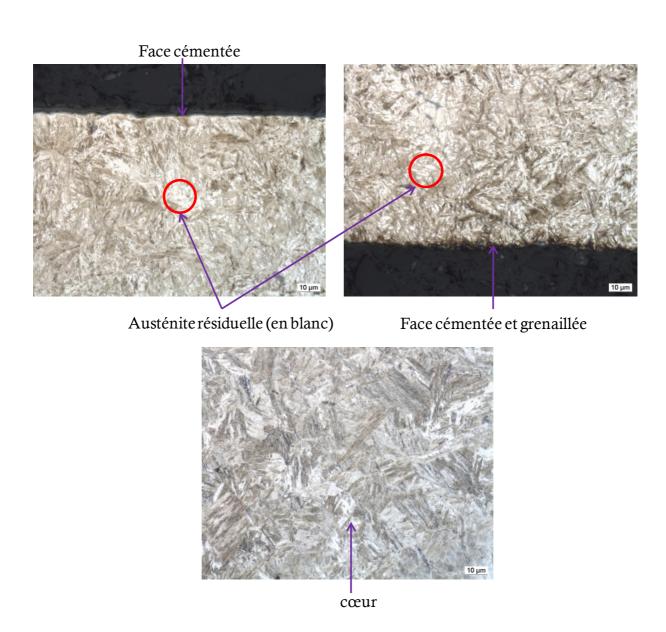


Figure II. 6 Microstructures de cémentation

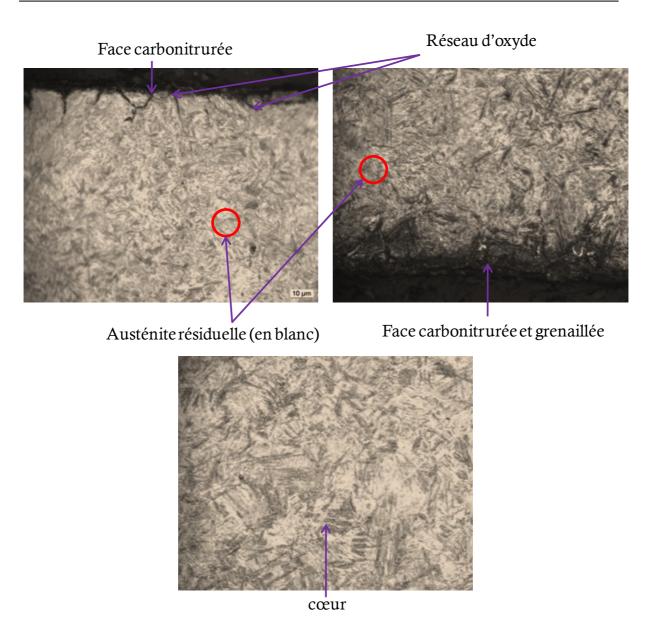


Figure II. 7 Microstructures de carbonitruration

II.5. Filiations de dureté

Le teneur en carbone et en azote varie graduellement de la surface vers le cœur de la pièce. La dureté évolue de la même manière. Les courbes de filiation de dureté sont des éléments importants quant à la caractérisation des traitements effectués. La dureté s'exprime, dans notre cas de figure, en Vickers. Plus précisément, pour notre matériau, la norme PSA [B15 2220] suggère la dureté HV_{0.3}. Il existe aussi d'autres unités de mesure de la dureté telles que la dureté Rockwell ou encore Brinell.

La machine de dureté est composée d'un indenteur permettant d'effectuer la mesure. Le pénétrateur ou indenteur est un diamant pyramidal à base carrée. Le calcul de la dureté s'effectue en mesurant les deux diagonales de l'empreinte. Une relation simple programmée au sein des machines de dureté permet le calcul et l'affichage numérique de la dureté Vickers.

Les filiations permettent de déterminer :

- L'évolution de la dureté jusqu'à la profondeur voulue
- Une baisse de dureté superficielle due à la présence de l'austénite résiduelle
- Couche mal trempée ou insuffisamment enrichie
- L'épaisseur conventionnelle de la surface enrichie (elle correspond à la distance par rapport à la surface où la dureté est de 650 HV d'après la norme applicable).

Ainsi, on peut définir l'apport du grenaillage sur les duretés en surface des pièces. La dureté permet de détecter des anomalies mais n'en explique pas la cause. Elle doit être combinée aux examens micrographiques afin de bien caractériser la qualité de traitement. Les filiations de dureté ont été réalisées sur la machine de microdureté VICKERS M1C010 du fournisseur EMCO. La mesure a été effectuée sur des pièces cémentées ou carbonitrurées avant et après grenaillage.

II.6. Résultats et discussion

Les filiations de dureté du matériau cémenté et du matériau carbonitruré, avant et après grenaillage, sont présentés respectivement sur la figure II.8 et la figure II.9. Il s'agit d'une moyenne de neuf profils sur une même éprouvette. La même étude a été réalisée sur trois éprouvettes différentes pour vérifier la dispersion. Elle est faible.

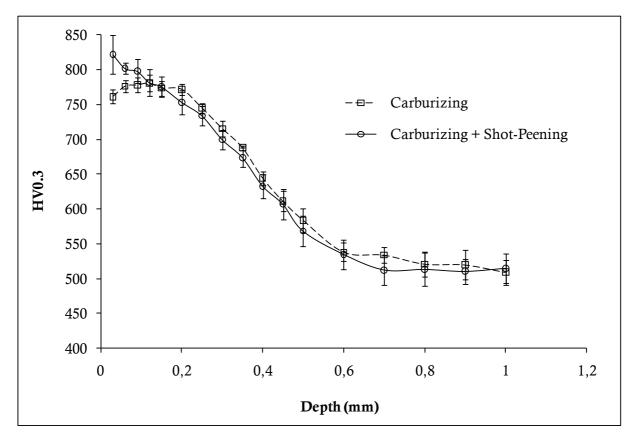


Figure II. 8. Filiation de dureté d'une pièce cémentée et grenaillée.

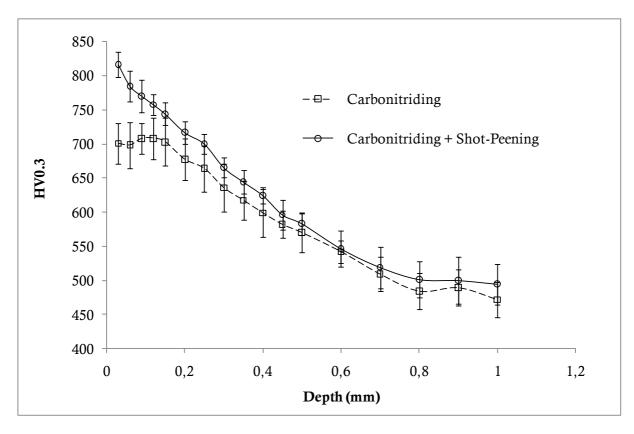


Figure II. 9. Filiation de dureté d'une pièce carbonitrurée et grenaillée.

D'après la convention (cf. II.5), l'épaisseur efficace de la couche traitée est d'environ 0.33 mm pour la cémentation et la carbonitruration. Une légère baisse de dureté de la couche superficielle due à la présence de l'austénite résiduelle est observée. La quantité d'austénite résiduelle est généralement plus importante lors de la carbonitruration que lors de la cémentation. En effet, l'azote participe à la baisse de la température du début de transformation de l'austénite en martensite. Cependant, dans les conditions particulières de déroulement de nos essais, nous n'observons pas une différence notable entre les deux traitements. La haute dureté surfacique de la pièce traitée thermochimiquement (dureté supérieure à la dureté de la grenaille (700HV)) la rend difficilement déformable par l'opération de grenaillage. L'effet de grenaillage sur l'état de surface est donc difficilement appréciable au microscope optique.

En générale, le grenaillage engendre des augmentations des niveaux de dureté superficielles quelque soit le type de traitement appliqué. Son influence semble être plus prononcée en carbonitruration qu'en cémentation. Cet apport de dureté est dû essentiellement à la transformation de l'austénite en martensite (figure II-14 et figure II-15); le cas échéant, engendrée par la déformation plastique. L'absence, ou la baisse peu significative de chute de dureté superficielle observée ici ne signifie pas l'absence de l'austénite résiduelle. Elle est présente sur une couche plus profonde et repartie de façon régulière. Le gradient est donc moins discernable. De plus, il s'agit d'une moyenne de profils réalisée sur plusieurs points de l'éprouvette. D'ailleurs, l'augmentation de la dureté après le grenaillage due essentiellement à la transformation de l'austénite en martensite témoigne de cette présence de l'austénite résiduelle avant le grenaillage.

II.7. La diffraction des rayons X

Les contraintes résiduelles proviennent des incompatibilités des déformations libres de contraintes qui peuvent être d'origine plastique, thermique ou métallurgique (transformation de phase). Cette incompatibilité doit être compensée par des déformations élastiques afin que les déformations totales vérifient l'équation de compatibilité comme l'exige la mécanique des milieux continus. Les contraintes résiduelles sont reliées à cette part élastique de déformations conformément aux lois d'élasticité de Hooke. L'analyse du niveau de contraintes résiduelles par la méthode de diffraction des rayons X consiste donc à analyser ces déformations élastiques et ainsi remonter aux contraintes correspondantes. Cette méthode a largement été étudiée, et le lecteur pourra trouver plus amples informations en [LEB01], [CAS87].

<u>Remarque</u>: l'appellation déformation libre de contrainte manquerait de rigueur concernant la déformation plastique. En effet, celle-ci n'est créée qu'en présence de contraintes. Le terme déformation inélastique serait mieux approprié [DEV87].

Les analyses de contraintes ont été menées sur un diffractomètre D500. Le générateur de rayons X est le générateur KRISTALLOFLEX 710/710H. L'ensemble est totalement piloté par un ordinateur. Le montage du goniomètre est de type Ω . L'anticathode du tube utilisé est le chrome. Un filtre de vanadium a été placé devant le détecteur linéaire. Le temps d'acquisition pour chaque pic est environ 60 secondes. Les principaux paramètres d'analyse sont rappelés dans le tableau II.4.

La figure II.10 représente les profils des contraintes résiduelles du matériau de référence, non traité thermochimiquement. Les grenailles utilisées sont des billes en acier de diamètre 0.4 mm (BA400) et 0.6 mm (BA600) de dureté HV=700MPa. Les analyses ont été effectuées sur deux éprouvettes pour chaque type de traitement pour vérifier la dispersion au niveau de valeur de contraintes. Les résultats ont montré que la dispersion est faible. Conformément à ce qui a été évoqué dans la partie bibliographique, l'augmentation de taille de la grenaille augmente la profondeur en compression, sans affecté de façon notoire le niveau de contraintes.

La figure II.11 et la figure II.12 représentent respectivement les profils de contraintes résiduelles du matériau cémenté puis grenaillé et du matériau carbonitruré puis grenaillé. Une grenaille de type BA600 a été utilisée. Dans les deux cas : la cémentation (figure II-11) et la carbonitruration (figure II-12), une augmentation considérable de niveau de contraintes résiduelles de compression, due au grenaillage de précontrainte, est observée dans la couche superficielle (sur une profondeur d'environ 200 µm). Le maximum de contraintes de compression est atteint sur une profondeur d'environ 100 µm pour les deux traitements. L'effet du grenaillage semble être plus significatif dans le cas de la carbonitruration. En effet, le niveau maximum de contraintes de compression passe d'une valeur d'environ -200 MPa à une valeur d'environ -1200 MPa, tandis que dans le cas de la cémentation, cette valeur passe de -200 µm à -800 µm. Dans le cas de la cémentation, entre une profondeur de 100 µm (où le niveau est maximum) et une profondeur de 200 µm, le niveau de contraintes de compression chute et a tendance à augmenter entre 200 µm à 400 µm, avant de diminuer de nouveau jusqu'à une profondeur de 700 µm, à partir de laquelle les contraintes changent de signe (contrainte de traction). Ce phénomène, qui n'a pu être expliqué clairement, n'apparaît pas dans le cas de la carbonitruration.

Les contraintes résiduelles produites lors des grenaillages se superposent à celles générées par les traitements thermochimiques qui déclinent nettement en surface. L'effet de grenaillage est très bénéfique pour des pièces soumises à la sollicitation cyclique de flexion ou de torsion [OSK10].

Remarque : l'analyse de contrainte en profondeur nécessite un enlèvement de matière par polissage électrolytique, dans le but de ne pas trop perturber les contraintes. Cependant, selon la géométrie de la pièce analysée (notamment pour des pièces cylindrique), la taille du volume de matière analysé par rapport au volume total de l'échantillon, l'équilibre globale de la pièce peut être modifiée. Il est donc nécessaire de procéder à la correction des valeurs de contraintes analysées [LEM82]. Un exemple de correction de contraintes résiduelles pour un matériau cémentée est présenté à la figure II-13. Pour notre géométrie, la relaxation causée par le polissage électrolytique est négligeable.

	Anode	Cr	
Appareillage	Surface d'analyse	$1 \text{mm}^2 < S < 1,5 \text{ mm}^2$	
	Plan de diffraction	Plan {211}	
	({hkl} et 2⊖)	2 ⊖=156°	
		13 ψ: -42°; -33°; -24°;	
Conditions d'acquisition	Angle ψ	-18°; -12°; -9°; 0°; 9°;	
		12°; 18°; 24°; 33°; 42°	
	Module de Young du matériau	E=217GPa	
Conditions de traitement des pics	Coefficient de Poisson du matériau	v = 0.28	
	Coefficients radiocristallographiques (S ₁ et 1/2S ₂)	S1=1,28.10 ⁻⁶ MPa ⁻¹ 1/2S2=5,92.10 ⁻⁶ MPa ⁻¹	

En utilisant la même machine que pour les analyses de contraintes, les taux de la martensite et de l'austénite, avant et après le grenaillage, d'un matériau cémenté (figure II-14) et d'un matériau carbonitruré (figure II-15) ont également été déterminés. Lors du dosage des phases, seule la présence de l'austénite et de la martensite a été détectée. Nous avons alors la relation suivante entre les taux de l'austénite et de la martensite :

Taux Austénite (%) = 1 - Taux Martensite (%)

Pour les deux traitements (cémentation et carbonitruration), le grenaillage de précontrainte permet de transformer de l'austénite résiduelle en martensite sur une profondeur d'environ 200 μ m (cf. figure II-14 et figure II-15). En surface, le taux de martensite passe de 50 % à un taux de 85 % après grenaillage pour les deux traitements.

Nous avons pu observer qu'à la fois pour les contraintes et pour la transformation martensitique, l'effet du grenaillage sur un matériau cémenté (ou carbonitruré) se manifeste sur une profondeur d'environ 200 μm . Il existerait vraisemblablement un lien entre l'augmentation de contraintes de compression et la transformation de l'austénite en martensite.

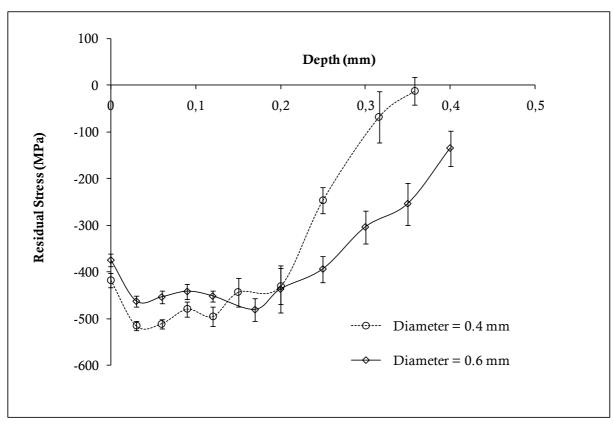


Figure II. 10. Profils de contraintes résiduelles du matériau grenaillé (non traité thermochimiquement)

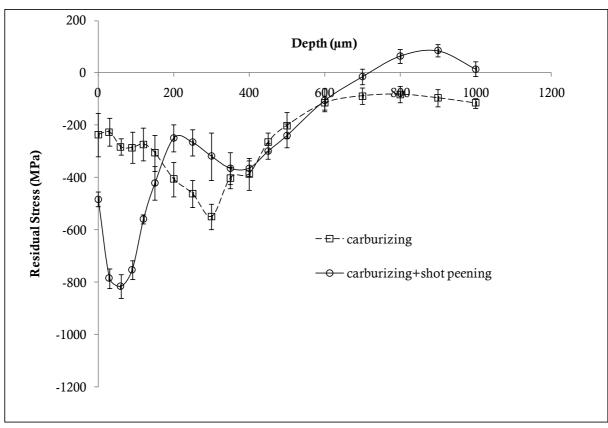


Figure II. 11. Profil de contraintes résiduelles du matériau cémenté puis grenaillé. Bille BA600

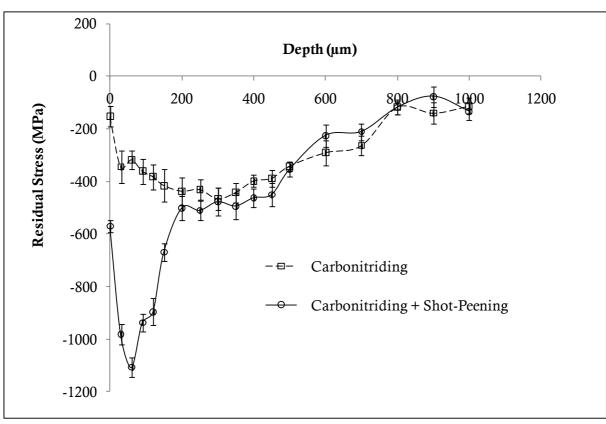


Figure II. 12. Profil de contraintes résiduelles du matériau carbonitruré puis grenaillé. Bille BA600

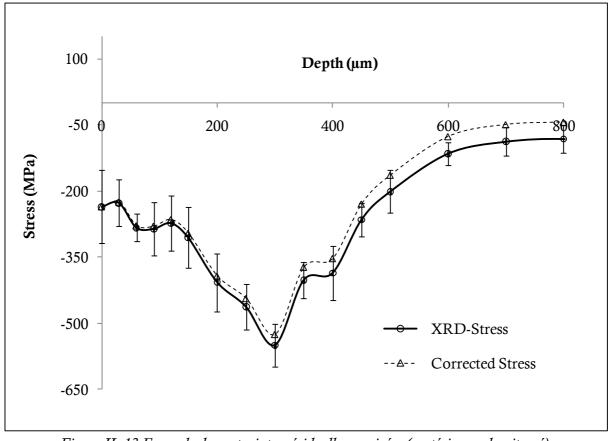


Figure II- 13 Exemple de contraintes résiduelles corrigées (matériau carbonitruré)

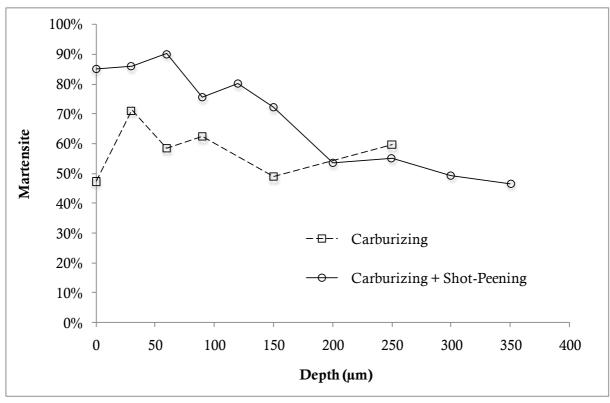


Figure II- 14 Taux de martensite avant et après grenaillage d'un acier 29MnCr cémenté

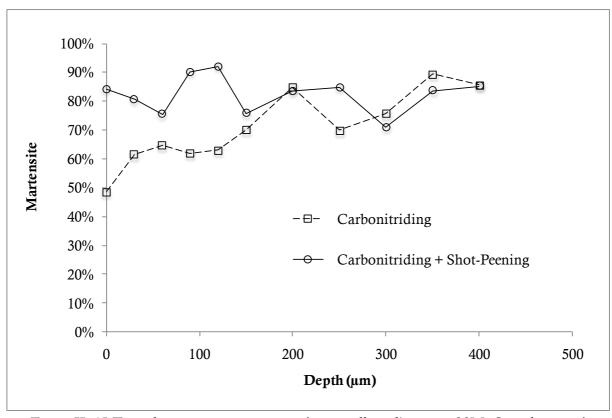


Figure II- 15 Taux de martensite avant et après grenaillage d'un acier 29MnCr carbonitruré

II.8. Essais de traction

La modélisation du grenaillage nécessite la connaissance de la loi de comportement élastoplastique de l'acier 29MnCr5. Nous nous intéresserons d'abord au matériau de référence n'ayant pas subi des traitements thermochimiques. Des éprouvettes de traction ont été usinées et des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes du matériau de référence (figure II-16). La courbe des contraintes-déformations est représentée sur la figure II-17.

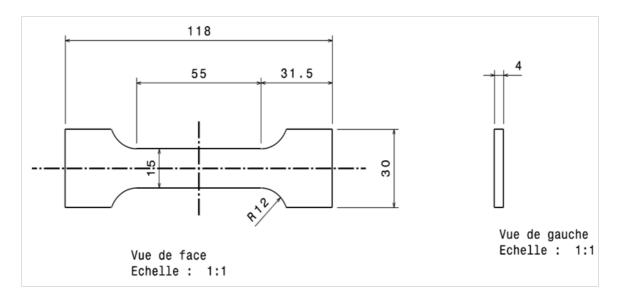


Figure II. 16. Eprouvette de traction [mm]

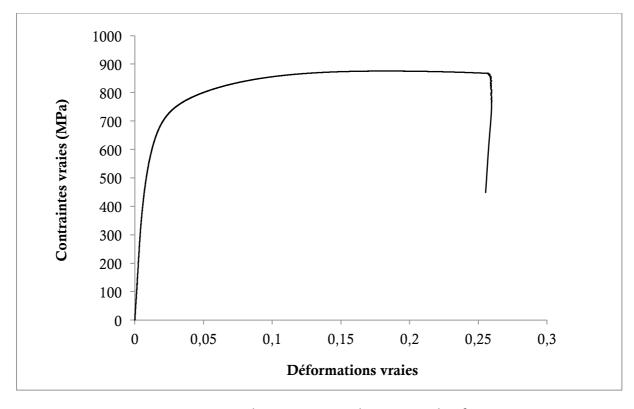


Figure II. 17. Loi de comportement du matériau de référence

Après traitements thermochimiques, le matériau est à gradient de propriété mécanique. La méthode proposée par Chaussumier [CHA00] (cf. Chap. V) pour tenir compte de ce gradient exploite les mesures de dureté en profondeur. Elle sera reliée aux propriétés mécaniques du matériau. Chaussumier émet certaines hypothèses sur le comportement élastoplastique du matériau dans les couches. Il est déduit du comportement au cœur de la pièce. Le matériau à cœur a subi le même cycle thermique que la cémentation ou de la carbonitruration mais n'est pas sujet à la diffusion de carbone (et de l'azote an carbonitruration). Certaines éprouvettes de traction ont donc été protégées par un produit nommé « insulite » de manière à éviter l'enrichissement en carbone et en azote. Elles ont été placées dans le même four que la cémentation ou la carbonitruration. Une vérification à l'aide de la filiation de dureté, sur quelque profondeur, a montré que le produit utilisé n'a pas suffit à protéger l'éprouvette. En effet, un gradient de dureté de la surface au cœur de l'éprouvette est observé attestant la diffusion du carbone vers l'intérieur de la pièce. Des essais de traction ont néanmoins été réalisés (figure II-18). Ces courbes semblent être peu exploitables.

Dans la mesure où le cœur du matériau traité thermochimiquement est constitué de la martensite à bas carbone et de la bainite, et que la microstructure de notre matériau de référence est du type bainitique (figure II-2), par la suite, nous exploiterons plutôt la courbe de traction du matériau de référence. Nous considérerons que la courbe d'écrouissage à cœur du matériau traité évolue de la même manière que celui du matériau de référence (figure II-17).

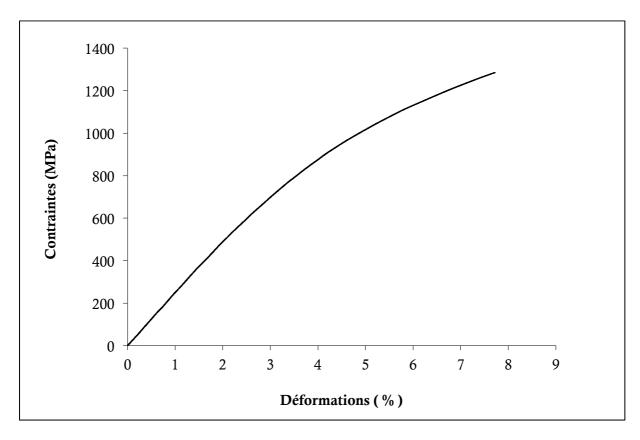


Figure II. 18. Loi de comportement du matériau trempé mais protégé pour éviter l'enrichissement en carbone (et en azote), représentative du comportement à cœur.

Chapitre III.

MODÉLISATION DU GRENAILLAGE

Avant d'aborder la modélisation du grenaillage du matériau initialement traité thermochimiquement (cf. chapitre V), nous nous intéresserons, dans un premier temps, à la modélisation du matériau non traité afin de fiabiliser le modèle numérique à travers des études paramétriques. Après un bref rappel des différentes modélisations du grenaillage réalisées au laboratoire MécaSurf, notamment le modèle analytique de Guechichi [GUE86], dans lequel une expression du rayon d'impact théorique *a* de l'empreinte du grenaillage, en fonction des paramètres du grenaillage, est proposée, nous présenterons les différentes étapes pour la construction du modèle numérique. Ce dernier, qui est entièrement automatisé à l'aide de la programmation Python d'Abaqus, va dépendre essentiellement de ce rayon d'impact *a*. Le modèle sera validé en le comparant aux essais expérimentaux pour deux types de grenaille (BA400 et BA600).

III.1. Historique des modélisations réalisées au laboratoire MécaSurf

Afin de limiter les essais de grenaillage et de contrôler des contraintes résiduelles, il est nécessaire de pouvoir estimer les conséquences d'un traitement de grenaillage de précontrainte dont les paramètres sont fixés : la nature, le diamètre et la vitesse des billes ainsi que la loi de comportement du matériau traité. En outre, un grenaillage mal maîtrisé peut avoir un effet néfaste pour la pièce générant un endommagement précoce [DEV87]. Le laboratoire MécaSurf travaille depuis plusieurs années sur la modélisation du grenaillage. Le premier modèle, développé par Guechichi [GUE86] était purement analytique. Il assimile le grenaillage à un chargement cyclique. Les contraintes appliquées au moment du choc sont calculées par la théorie de Davies [DAV49] qui définit une équivalence entre un choc élastoplastique et une sollicitation monotone élastique de type Hertz. Les champs de déformation plastique et les contraintes résiduelles sont déterminés à l'aide de la méthode de calcul élastoplastique cyclique de Zarka [ZAR79]. Le comportement du matériau grenaillé est supposé élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire. Kabou [KHA89] a amélioré le modèle en donnant une description plus fine de l'écrouissage et de la loi de comportement plastique. Fathallah [FAT94] a poursuivi l'étude en prenant en compte le taux de recouvrement et l'angle d'incidence des billes. Les hypothèses suivantes ont été prises :

Hypothèses sur le comportement du massif :

- La couche grenaillée a été traitée de façon homogène parallèlement à la surface. La profondeur traitée est faible par rapport aux autres dimensions. Ceci permet de considérer la pièce comme un massif semi-infini et de restreindre l'analyse aux calculs relatifs à la normale à la surface au droit de la bille.
- Le matériau traité est initialement vierge de toute déformation plastique.
- Le chargement est cyclique et le matériau a atteint son état stabilisé.
- Le matériau grenaillé a un comportement élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire.

Hypothèses sur le choc:

- Le choc est symétrique de plan XZ (figure III-1).
- Les billes sont sphériques de rayon identique.
- La vitesse d'impact est constante.
- La dureté de la bille est au moins égale à celle du massif.
- L'empreinte créée lors du contact est une empreinte sphérique de rayon a
- Calcul axisymétrique de l'impact normal d'une seule bille

Le champ des contraintes élastiques lors du contact entre une bille et un massif semiinfini peut être déterminé par la théorie de Hertz [GUE86]. Ce champ dépend du rayon d'impact a et de la pression au centre de l'impact p_0 (cf. figure III-1 de la section III-1.2.). Par ailleurs, l'homogénéité d'impacts suppose que ce champ des contraintes ne varie qu'en fonction de la profondeur z (il est constant à une profondeur donnée). L'expression de a et de p_0 , en fonction des paramètres du grenaillage, peut être déterminée par l'hypothèse d'équivalence énergétique, formulée par Davies [DAV49], entre une énergie de déformation élastoplastique (choc dynamique, cf. section III.1.1) et une énergie du choc élastique du type Hertz (statique, cf. III.1.2)

III.1.1. Energie de déformation élastoplastique

Lors du choc, l'énergie cinétique d'une bille W est transformée d'une part en énergie de déformation élastoplastique $W_{\rm ep}$ dans le matériau du massif et dans le matériau de la bille, d'autre part, de façon non négligeable, en énergie dissipée sous forme thermique ou vibratoire W_d tel que :

$$W = W_{ep} + W_d \tag{III-1}$$

On définit un rendement K qui est le rapport entre l'énergie de déformation élastoplastique et l'énergie totale W. Johnson [JOH72] estime que la valeur de K se situe aux alentours de 80 %. Cette valeur dépend vraisemblablement du rapport de dureté du matériau de la bille et de celui de la pièce. L'énergie de déformation élastoplastique peut donc s'exprimer sous la forme :

$$W_{ep} = KW = \frac{K\rho_b \pi D^3 V^2}{12}$$
 (III-2)

où D désigne le diamètre de la bille, V la vitesse d'impact et ρ_b la masse volumique de la bille.

III.1.2. Energie du choc élastique équivalente

Le glissement de la bille et le frottement superficiel sont négligés. Le choc est considéré purement élastique. D'après la théorie de Hertz [FAT94], après impact, la bille laissera sur la pièce une empreinte sous forme d'un disque de rayon a (Figure III-1).

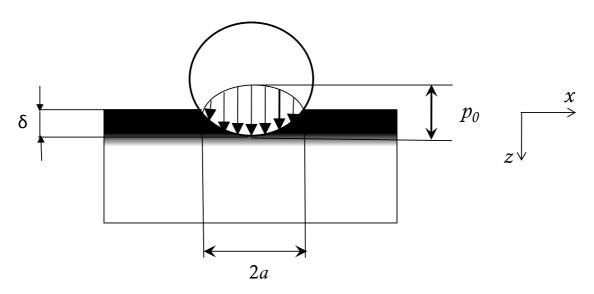


Figure III- 1 Représentation du rayon d'impact

La distribution de la pression dans la zone de contact est donnée par la formule suivante :

$$p(r) = p_0 \sqrt{1 - \frac{r^2}{a^2}}$$
 (III-3)

où r est la distance d'un point dans l'empreinte à son centre. a est le rayon d'impact théorique. p_0 est la pression de contact maximum.

L'énergie de déformation élastique lors d'un contact de type Hertz W_e , équivalent en énergie à un choc élastoplastique [DAV49], s'écrit :

$$W_e = \frac{p_m \pi a^4}{2D} \tag{III-4}$$

où p_m est la pression moyenne telle que :

$$p_{m} = \frac{2}{3} p_{0} = \frac{F}{\pi a^{2}}.$$
 (III-5)

F est la force résultante, donnée par l'expression suivante :

$$F = K_s \delta^{\frac{3}{2}}$$
 (III-6)

avec δ la profondeur d'impact, telle que [JOH72] :

$$a^2 = \delta D \tag{III-7}$$

 $K_{\rm s}$ la rigidité du système :

$$K_s = \frac{4\overline{E}\sqrt{D}}{3\sqrt{2}}$$
 (III-8)

 \overline{E} étant le module d'Young équivalent du système défini par:

$$\frac{1}{\overline{E}} = \frac{1 - v_m^2}{E_m} + \frac{1 - v_b^2}{E_b}$$
 (III-9)

où $E_{\scriptscriptstyle m}$, $\nu_{\scriptscriptstyle m}$ sont les paramètres d'élasticité du matériau à grenailler, et $E_{\scriptscriptstyle b}$, $\nu_{\scriptscriptstyle b}$ sont les paramètres d'élasticité de la bille.

En écrivant l'égalité énergétique :

$$W_{e} = W_{ep} = KW \tag{III-10}$$

Les relations suivantes peuvent être démontrées:

$$a = D\left(\frac{K\pi\rho_b V^2}{4\sqrt{2}E}\right)^{\frac{1}{5}} \tag{III-11}$$

$$p_0 = \left(\frac{\overline{E}^4 K \rho_b V^2}{\pi^4}\right)^{\frac{1}{5}} \tag{III-12}$$

Le rayon d'impact estimé analytiquement est un paramètre essentiel à l'automatisation de notre modèle numérique. Il va servir, par exemple, à calculer à priori le taux de recouvrement (cf. III.2.1.4.) et de paramétrer le maillage.

III.2. Modélisation numérique

La modélisation analytique a laissé place aux modélisations numériques par éléments finis, utilisant des logiciels tels que Ansys ou Abaqus. L'opération de grenaillage dépend des caractéristiques du matériau de la bille et de la pièce (densité, dureté, propriétés viscoélasto-plastiques). Elle est influencée également par une multitude de paramètres liés au procédé qu'il faut bien maîtriser pour assurer un bon niveau de contraintes résiduelles et d'éviter les détériorations possibles de la pièce grenaillée. A cette fin, le modèle numérique est un bon moyen permettant de prévoir l'influence des différents paramètres. Cependant, l'infinité de combinaisons possibles des différents paramètres influençant le grenaillage ne rend pas commode l'étude paramétrique. La phase de mise en donnée peut en effet être très fastidieuse (prétraitement) : maillage, assemblage des pièces. Il n'est pas envisageable de créer un modèle complet pour chaque cas de figure. Nous avons donc cherché à optimiser la démarche de la modélisation en la rendant plus automatique, facilitant ainsi l'étude paramétrique. L'idée est de proposer une boîte de dialogue à l'utilisateur, qui choisira en fonction de ce qu'il souhaite, les paramètres de grenaillage (vitesse de projection, angle d'incidence, taille de la bille, taux de recouvrement, caractéristique des matériaux) ainsi que les paramètres purement numériques liés aux éléments finis (type d'éléments, finesse du maillage, coefficient d'amortissement). Un modèle correspondant sera alors construit automatiquement, en utilisant la programmation python d'Abaqus [ABA10], durant toutes les phases du traitement (cf. figure III.2).

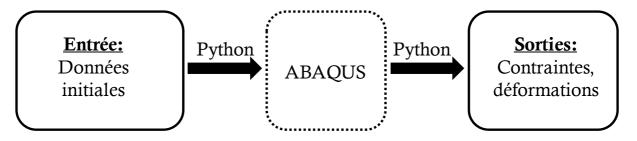


Figure III- 2 Principe de la modélisation automatique du grenaillage

Le paramétrage du modèle numérique va dépendre essentiellement des deux grandeurs: le rayon d'impact théorique a (calculé précédemment dans le modèle analytique de Guechichi) ainsi que la pénétration de la bille δ . Ces grandeurs dépendent, en effet, directement des paramètres du grenaillage (vitesse, diamètre).

III.2.1. Mises en données (Prétraitement)

III.2.1.1. Géométries

Le modèle numérique simule l'impact d'une ou plusieurs billes sur un massif. Trois types de pièces sont à différencier : massif, demi-bille (qui sera dans le plan de la symétrie), bille entière. Dans le but de trouver un meilleur compromis entre la précision des résultats et la durée du temps de calcul, le maillage sera plus fin dans la zone de contact

et plus grossier ailleurs (cf. III.2.1.5). Le massif est alors dimensionné et partitionné de manière à respecter cette condition. Les dimensions dans le plan xy varient en fonction des paramètres de grenaillage. Elles dépendent en particulier de la rangée des billes r (cf. III.2.1.2) et de l'entraxe entre les billes e (cf. III.2.1.4). Ces paramètres dépendent du rayon d'impact théorique a déterminé précédemment. Les conditions aux limites appliquées permettent de satisfaire les conditions d'un massif semi-infini. La hauteur du massif est de 2 mm. Une condition de symétrie appliquée sur la surface inférieure du massif permet de retrouver la profondeur totale de l'éprouvette réelle (4 mm) (cf. III.2.1.6.). Les différentes couches observées sur la figure III-3 vont surtout être utiles pour l'introduction de l'état mécanique après traitements thermochimiques que nous étudierons au chapitre V, où le matériau est à gradient de contraintes et de propriétés avant d'être grenaillé.

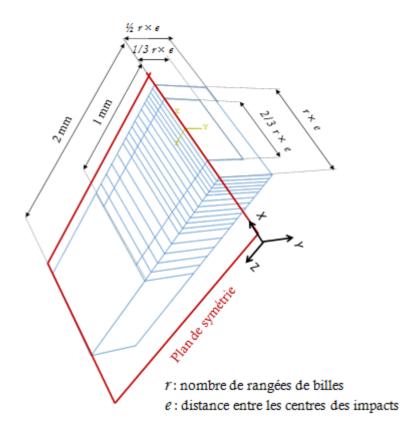


Figure III- 3 Dimensions du massif

III.2.1.2. Nombre de billes

Les dimensions du massif dépendent du nombre de rangées de billes r et de la distance (entraxe) entre les billes e. Les impacts sont symétriques par rapport au plan XZ. Le nombre possible de billes est 1, 5, 12, 22. La rangée est fonction du nombre de billes et définie dans le tableau III-1.

rangée	Nombre total de billes	Nombre de billes modélisées (avec conditions de symétrie)	Nombre de demi-billes	Nombre de billes entières
1	1	1	1	0
2	7	5	3	2
3	19	12	5	7
4	27	22	7	1 5

Tableau III- 1. Rangée des billes

III.2.1.3. Disposition des billes, homogénéité :

L'hypothèse de massif semi-infini est très confortable en terme de modélisation car elle permet de restreindre l'étude sur un volume représentatif. Elle suppose, entres autres, que la pièce ait été grenaillée de façon uniforme. Par conséquent, un certain nombre de billes impactant la surface est nécessaire pour se conformer à cette condition. En outre, la limitation des moyens numériques exige de choisir la disposition la plus judicieuse des billes de manière à ce que l'homogénéité et la compacité soient optimales. Et ce, en utilisant le nombre minimum de billes. Nous avons donc opté pour une disposition hexagonale des billes (illustrée en figure III-4). Les différentes couleurs représentent les rangées de billes. Les billes sont projetées une à une sur le massif. L'ordre d'arrivée par défaut est indiqué sur la figure III-4. Le programme développé pour le modèle permet de modifier l'ordre d'impacts, ou encore d'envoyer les billes de façon complètement aléatoire.

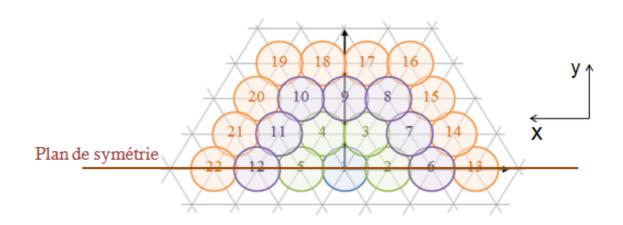


Figure III- 4 Disposition des billes et ordre de projection par défaut des billes

III.2.1.4. Entraxe, taux de recouvrement

Une des données initiales pour un modèle multibilles est le taux de recouvrement T(%). Ce dernier est défini comme étant le rapport entre la surface effectivement grenaillée et la surface à grenailler.

$$T(\%) = 100 \times \frac{Surface \ grenaillée}{Surface \ \hat{a} \ grenailler}$$
 (III-13)

Référons nous à la figure III-5 représentant le motif élémentaire lié à la disposition choisie des billes :

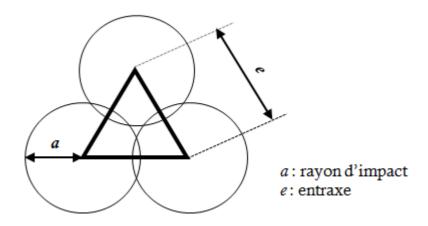


Figure III- 5 Représentation du motif élémentaire pour le calcul du taux de recouvrement

La surface à grenailler est un triangle équilatéral de coté e (l'entraxe). Nous avons donc :

Surface à grenailler =
$$\frac{\sqrt{3}}{4} \cdot e^2$$
 (III-14)

La surface grenaillée, quant à elle, est considérée comme étant la somme des surfaces d'impacts comprises dans la zone à grenailler, soit trois sixièmes de cercle de coté a (rayon d'impact calculé d'après la théorie de Hertz vue précédemment) :

Surface grenaillée =
$$\frac{\pi a^2}{2}$$
 (III-15)

En toute rigueur, pour calculer la surface grenaillée avec exactitude, il faudrait retrancher à l'expression précédente les intersections d'impacts, qui sont, dans notre cas, comptabilisées deux fois chacune. Néanmoins, dans un souci de simplification, nous approximerons le taux de recouvrement à la simple somme de ces impacts.

Nous en déduisons alors la formule nous permettant de déterminer l'entraxe entre les billes en fonction des données d'entrées:

$$e = 10 \times a \times \sqrt{\frac{2\pi}{\sqrt{3} \cdot T}}$$
 (III-16)

Les billes sont toutes placées à une distance (arbitraire) de 1 μ m de la surface supérieure du massif. Leur positionnement dans le plan xy est paramétré en fonction de l'entraxe e. La distance des billes par rapport au centre de la bille centrale est montrée dans le tableau suivant :

Tableau III- 2 Distances au centre des billes

Entraxe:	e
----------	---

1ère ra	ngée :	2ème ra	angée :
nombre total de billes	1	nombre total de billes	6
nombre de billes modélisées	1	nombre de billes modélisées	4
Distance au centre	Billes concernées	Distance au centre	Billes concernées
0	1	e	6

3ème rangée :				
nombre total de billes	12			
nombre de billes modélisées	7			
Distance au centre	Billes concernées			
2e	6			
e√3	6			

4ème rangée :				
nombre total de billes	18			
nombre de billes modélisées	10			
Distance au centre	Billes concernées			
3e e.√7	6 12			
C. V/	12			

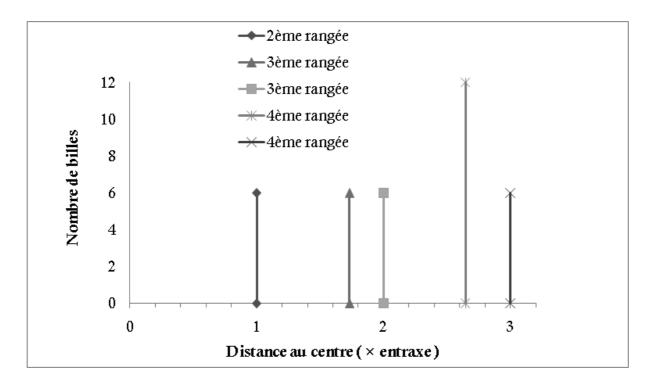


Figure III- 6 Distance au centre des billes

D'après la figure III-6, la disposition des billes adoptée est assez proche de l'axisymétrie (distance au centre assez homogène, tant en valeur qu'en nombre).

III.2.1.5. Maillage

III.2.1.5.1. Partitionnement, type d'éléments

Le maillage du massif est conçu de manière à obtenir un meilleur compromis entre la précision des résultats et la durée du temps de calcul. Il n'est pas nécessaire, en effet, d'avoir un maillage uniforme, ni de mailler avec la même précision au niveau de la zone d'impact et au pied du massif. Le massif est maillé de façon réglée dans la zone traitée, et libre dans tout le reste du massif. Le maillage régulier s'étend sur une profondeur de 1 mm. Généralement, le grenaillage n'affecte pas une zone aussi profonde. Cette taille est surtout en prévision de la prise en compte de l'effet de traitements thermochimiques, qui, en revanche, pourrait affecter une zone relativement profonde.

Le partitionnement du massif permet de le mailler avec deux types d'éléments différents. Abaqus dispose de nombreux éléments pour modéliser les structures 2D ou 3D. Le choix des éléments dépend : du domaine physique (mécanique, thermique, électrique), de la nature du problème (statique, dynamique, linéaire ou non), de la géométrie des pièces (poutres, plaques, coques, sphères, cylindres) et de la précision voulue. Les éléments hexaédriques à fonction de forme linéaire sont recommandés pour le problème de choc [ABA10], en déconseillant fortement l'utilisation d'éléments quadratiques. Nous retiendrons donc les éléments C3D8R dans la zone maillée régulièrement et les éléments tétraédriques C3D4 dans le reste du massif. Les billes sont maillées en éléments hexaédriques.

III.2.1.5.2. Notion de finesse, paramétrage du maillage

La boîte de dialogue offre la possibilité de choisir la finesse de maillage selon la précision et la vitesse de calcul souhaitées par l'utilisateur. La finesse de maillage étant définie telle que la taille d'éléments dans la zone de contact (t) correspond au rapport entre l'entraxe (e) et la finesse (f). Cette taille d'éléments est appliquée sur 1/3 de la bille (cf. figure III-7), dans la zone de contact. La taille dans le reste de la bille est multipliée par trois. Cette dernière valeur est entièrement paramétrable, de manière à pouvoir imposer la même taille de maille partout dans la bille.

On a:

$$t = \frac{e}{f}$$

où

t: taille d'éléments dans la zone de contact

e : entraxe entre les billes

f: finesse du maillage

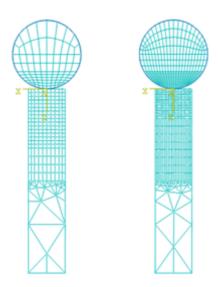


Figure III- 7 Finesse de maillage (finesse 6 à gauche et finesse 10 à droite)

III.2.1.6. Conditions aux limites, angles d'incidence

Les conditions aux limites sont illustrées à la figure III-8 pour le massif et à la figure III-9 pour les billes.

III.2.1.6.1. Massif

L'hypothèse du massif semi-infini suppose que, comme son nom l'indique, celui-ci soit suffisamment massif pour limiter les déformations de la zone traitée, et générer, par conséquent, des contraintes résiduelles de compression en couche superficielle. Globalement, la pièce n'est que très peu déformée. Dans le cas contraire, nous retombons dans le cas du peen-forming où une courbure due aux déformations plastiques est créée. Dans le cas du massif semi-infini, les déplacements latéraux sont nuls. Seuls les déplacements en profondeur, suivant la direction z, sont possibles. Numériquement, le moyen le plus simple pour vérifier cette condition en modélisation 3D est d'imposer des conditions de symétrie sur toutes les surfaces latérales ainsi que sur le bas du massif (les blocages en translation perpendiculairement aux surfaces et les rotations dans le plan perpendiculairement aux surfaces ne sont pas autorisés). Nous laissons libre uniquement la surface supérieure (sujette aux contacts). Ces conditions nous permettent de ne modéliser qu'un volume représentatif du massif et limiter ainsi le temps de calcul.

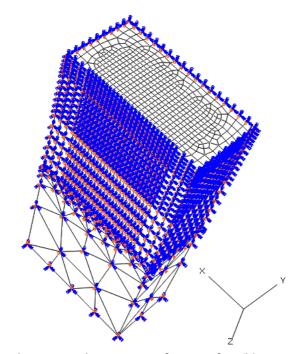


Figure III- 8 Conditions aux limites massif semi-infini (blocage surfaces latérales)

III.2.1.6.2. Billes

Quant au chargement des billes, nous supposons que la vitesse incidente est dans le plan xz. Cette hypothèse a deux conséquences :

- Elle suggère l'existence de demi-billes dans le plan de symétrie *xz* sur les quelles cette condition de symétrie est logiquement appliquée (cf. figure III-9). Cela participe à l'optimisation de temps de calcul.
- L'angle d'incidence est dans le plan xz. Nous imposerons alors pour chaque bille et demi-bille un champ de vitesse, qui a deux composantes en fonction de l'angle d'incidence θ , et défini tel que:

$$V_z = V \cdot \sin(\theta) \text{ suivant } \vec{z}$$

$$V_x = V \cdot \cos(\theta) \text{ suivant } \vec{x}$$
(III-17)

Remarque: Dans notre cas, la vitesse n'est pas déterminée expérimentalement. Néanmoins, le laboratoire MécaSurf dispose d'une banque de donnée dans laquelle, pour plusieurs types de grenaille, l'intensité Almen est reliée à la vitesse de projection. Pour ce faire, une campagne de modélisation du grenaillage, en faisant varier la valeur la vitesse, a été entreprise. La bonne vitesse, celle qui correspond à l'intensité Almen mesurée expérimentalement, est celle pour laquelle le profil de contraintes résiduelles corrèle bien avec les résultats expérimentaux. A titre d'exemple, pour une bille en acier, de diamètre d=0.6 mm (BA600), une intensité Almen de F51A correspond à une vitesse de 55 m/s.

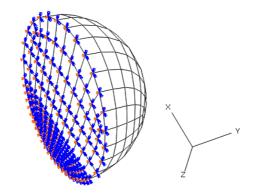


Figure III- 9 Condition de symétrie demi-bille

III.2.1.7. Gestion de contact

Le logiciel Abaqus propose plusieurs possibilités pour gérer le contact entre différentes pièces au sein de l'assemblage. Une étude comparative de ces différents algorithmes a ainsi été menée, illustrée dans le tableau III-3, à l'issue de laquelle, au vu du temps et de la convergence de calcul ainsi que de la qualité de résultats, la combinaison « par défaut » (« Node centered », « One config », « Default » et « Penalty ») est retenue. Il est cependant important de garder à l'esprit qu'il existe d'autres combinaisons possibles, qui peuvent être testées en cas de non convergence de la combinaison par défaut.

Tableau III- 3 comparaisons sur la gestion du contact

		Propriétés	Propriétés	N°	Temps de	PEEQ (1	0^-3)	σ _{Von Mise}	_s (MPa)
Gestion d	lu contact	Normales	tangentielles	Simulation	calcul	Surface	Max	Surface	Max
			Penalty	1	25 min	93	107	393	706
		Default							
			Lagrange	2	46 min	93	107	387	702
		Augmented	Penalty	3	29 min	96	109	415	702
	One config	Lagrange	Lagrange	4	30 min	96	109	410	704
		Penalty	Penalty	5	24 min	93	107	393	705
		renally	Lagrange	6	47 min	93	107	386	702
Node		Direct	Penalty	7	24 min	95	108	406	700
			Lagrange	8			RREUR		
centered	Two config	Default	Penalty	9	24 min	93	107	393	706
			Lagrange	10		E	RREUR		
		Augmented	Penalty	11	28 min	96	109	416	703
		Lagrange	Lagrange	12	29 min	96	109	410	704
			Penalty	13	24 min	93	107	392	705
		Penalty	Lagrange	14		E	RREUR		
		Divost	Penalty	15	23 min	95	108	406	700
		Direct	Lagrange	16			RREUR		

Par ailleurs, pour définir un contact ainsi que ses propriétés sous Abaqus, il nous faut préciser les deux surfaces en contact. Au sein de cette « paire de contact », Abaqus distingue la surface maître et la surface esclave, définies de telle sorte que les nœuds de la surface maître ne puissent pas pénétrer dans la surface esclave. Et, réciproquement, les

nœuds de la surface esclave ne sont pas autorisés à pénétrer dans la surface maître (cf. illustration en figure III-10). Il est possible de définir les surfaces maîtres et esclave de façon symétrique. Ainsi, aucun des nœuds d'une surface ne peut traverser la surface avec laquelle elle est en contact.

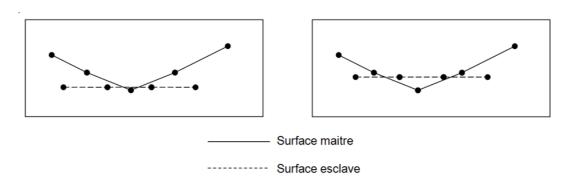


Figure III- 10 Illustration des déplacements autorisés (gauche) et non-autorisés (droite) entre la surface maître et la surface esclave.

Le haut du massif est choisi comme étant la surface esclave et les surfaces de billes comme surfaces maîtres, comme c'est illustré à la figure III-11. Nous ne prenons pas en compte les interactions possibles entre les différentes billes. Aucune gestion de contact n'est donc nécessaire entre ces dernières.

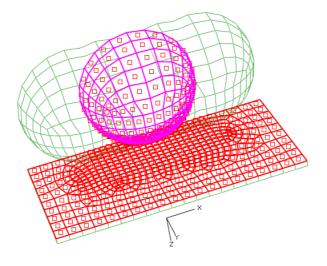


Figure III- 11 Interaction bille-massif

III.2.1.8. Etapes de calcul

Le temps de calcul doit être optimisé afin d'être sûr de simuler l'impact complet de la bille pour une durée de calcul minimale. Une durée de simulation trop faible peut mettre fin à la simulation prématurément, tandis qu'une valeur trop grande augmente le temps de calcul inutilement. L'impact de billes sur un massif est décomposé en trois étapes pilotées en temps.

III.2.1.8.1. Première étape: mise en contact

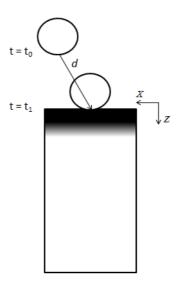


Figure III- 12 Etape 1 de calcul

Nous considérons un mouvement de corps rigide de la bille qui vient en contact avec le massif (cf. figure III-12). Les billes sont toutes placées à une distance d=1 µm de la surface supérieure du massif. Elles sont projetées à une vitesse constante V. Le temps de mise en contact est l'intervalle de temps durant lequel la bille part de la position initiale pour arriver en contact avec le massif. Cette durée, t_1 , est calculée de la façon suivante :

$$t_1 = \frac{d}{V} \tag{III-18}$$

III.2.1.8.2. Deuxième étape : choc

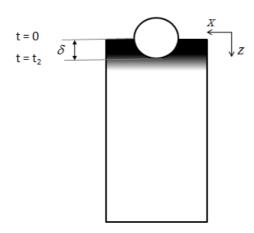


Figure III- 13 Position de la bille à la fin de l'étape 2

Il s'agit de la durée pendant laquelle la bille pénètre dans le massif jusqu'à la profondeur d'impact maximal δ (cf. figure III-13). Cette durée t_2 est estimée en supposant que la bille est animée d'une décélération constante $\gamma=\gamma_0$. Elle passe de la vitesse $V=V_0$ à une vitesse nulle V=0 de la surface de contact à la profondeur de pénétration maximale δ . L'estimation de ce temps est obtenue en résolvant les équations du mouvement :

$$\gamma(t) = \gamma_0$$

$$V(t) = \gamma_0 t + V_0$$

$$x(t) = \frac{\gamma_0}{2} t^2 + V_0 t + x_0$$
(III-19)

et

$$x(t_2) = \delta = \frac{a^2}{D}$$

III.2.1.8.3. Troisième étape: amortissement

Dans le cas réel, après impact, le massif oscille autour de sa position d'équilibre (retour élastique). La viscosité naturelle du matériau permet d'amortir cette oscillation. Dans notre cas, la viscosité est négligée. Une viscosité numérique artificielle est alors introduite afin de permettre l'amortissement du massif (autrement, il oscillerait indéfiniment)

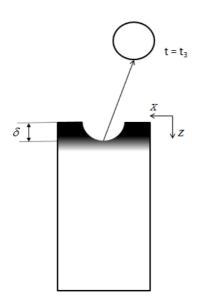


Figure III- 14 Position de la bille à la fin de l'étape 3

Durant cette étape, la bille repart dans la direction opposée au cours du rebond (figure III-14). Les billes sont projetées au fur et à mesure, et la contrainte suivante doit être respectée : une bille n'entre en contact avec le massif que lorsque l'amortissement total numérique (retour élastique) de la bille précédente a eu lieu. Cette durée, t_3 , peut être

déterminée avec précision par la simulation. Cela implique que pour chaque cas de figure (vitesse, diamètre, matériaux, angle) une simulation d'impact monobille doit être réalisée pour déterminer la durée t_3 . La figure III-15 montre, par exemple, l'évolution du profil de contraintes résiduelles dans la direction \bar{x} en fonction du temps au point où la déformée est maximale pour une vitesse V=55 m/s, un diamètre de bille de d=0.6 mm, finesse 6 en schéma explicite. Dans ce cas-ci, l'amortissement de contraintes résiduelles se fait après une durée de l'ordre de 1 µs. En réalité, il suffirait de choisir un temps suffisamment grand pour s'assurer de l'amortissement total des paramètres (contraintes résiduelles, déformations plastiques). En effet, nous pouvons prendre une marge de sécurité sur le temps d'amortissement en le surestimant. Car les incréments de temps, automatiques, utilisés par le logiciel sont de plus en plus grands. Ainsi, nous pouvons nous rendre compte que c'est la phase de contact qui consomme la majorité du temps de calcul total. Maximiser le temps d'amortissement n'aura que très peu d'incidence sur le temps total de calcul.

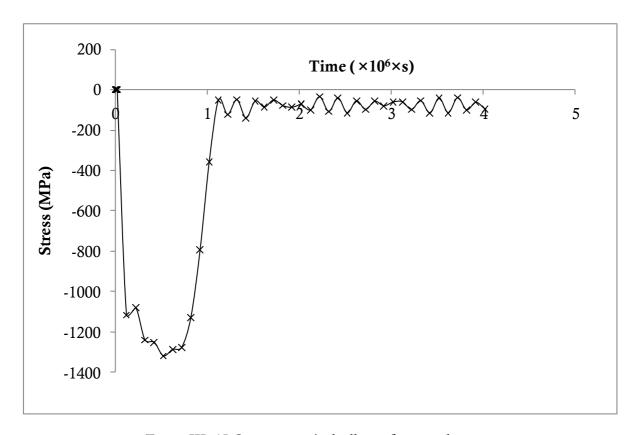


Figure III- 15 Contraintes résiduelles en fonction du temps

III.2.1.9. Matériaux retenus pour la modélisation

La courbe d'écrouissage pour le massif est issue de l'essai de traction du matériau de référence, non traitée thermochimiquement (cf. Chap. II). Quant à la bille, nous ne disposons que de la dureté (700HV) et du pourcentage de carbone (≈0.8%). Nous avons donc cherché un matériau qui a une dureté et un taux de carbone proches de ceux du matériau de la bille. Notre choix s'est porté sur une bille en acier 100Cr6 de module de

Young 207000 MPa, de coefficient de Poisson 0,29 et de masse volumique 7500 kg/m³ [OVA10]. Les lois d'écrouissage du massif et de la bille sont présentées à la figure III-16.

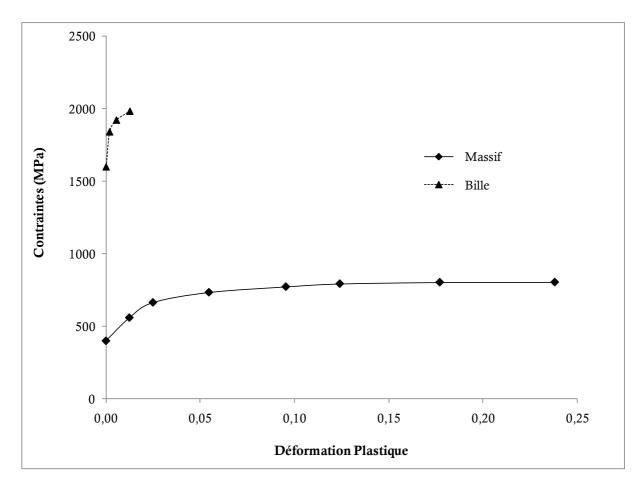


Figure III- 16 Courbes d'écrouissage.

III.2.1.10. Post-traitement

Le post traitement est une étape essentielle pour l'analyse des résultats des simulations. Elle nécessite une approche rigoureuse dans la mesure où il s'agit de comparer les simulations les unes par rapport aux autres. C'est à ce stade que le calcul peut être validé en le comparant avec les résultats expérimentaux. Les grandeurs qui nous intéressent sont essentiellement les contraintes résiduelles en profondeur ainsi que les déformations plastiques équivalentes. Ces dernières peuvent servir de variable de l'endommagement. Pour cela, Abaqus propose de créer des chemins « Path » (figure III-17) en sélectionnant les nœuds de la géométrie, en fonction desquels il est possible d'étudier le profil d'une donnée (contraintes ou déformations plastiques en fonction de la profondeur).

Notre hypothèse stipule que la surface a été impactée de façon uniforme. Nous limitons de ce fait notre analyse au droit de la bille centrale, en supposant que l'évolution des déformations plastiques à un point (ici la bille centrale) n'est influencée que par des impacts voisins (rappelons que les contraintes résiduelles résultent d'un équilibrage global de la structure). Le raisonnement qui a été fait au droit de la bille est valable sur n'importe quel point de la pièce.

Dans le but de faciliter l'analyse des résultats, une macro de post-traitement (Python) a également été créée. Elle permet d'obtenir automatiquement des profils de contraintes et des déformations en fonction de la profondeur. L'essentiel du travail de l'utilisateur est de bien interpréter les résultats obtenus.

III.3. Etudes paramétriques

Afin de fiabiliser le modèle numérique, différentes études paramétrique vont être menées. D'abord, nous étudierons l'influence des paramètres du grenaillage tels que la vitesse, l'angle, la taille de billes sur un cas d'impact d'une seule bille sur un massif semi-infini. Par la suite, l'influence d'impact de plusieurs billes sera analysée : nombre, disposition l'ordre d'ordre d'impact des billes.

Remarque: sauf indication contraire, les différents paramètres de la modélisation du grenaillage sont résumés dans le tableau III-4. De même, les différents profils (contraintes, déformations) qui vont être présentés par la suite sont relevés dans la direction X.

Tableau III- 4 Paramètres de la modélisation

Vitesse	Angle	diamètre	recouvrement	finesse	Coefficient de frottement	Calcul
55 m/s	90°	0.6 mm	110 %	6	0.4	Explicite

III.3.1. Impact monobille

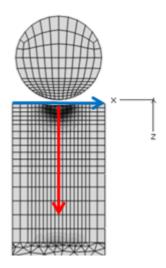


Figure III- 17 Direction de mesure impact monobille

Bien que non représentatif de la réalité, l'impact monobille permet de faire une analyse qualitative rapide de l'influence des différents paramètres. A cet effet, le laboratoire

MécaSurf développe une machine de grenaillage d'impact monobille (figure III-18) qui permettra de valider plus facilement les modèles numériques. Dans cette étude, nous allons en particulier mettre en évidence l'influence de la vitesse de projection, de la taille de bille, et de l'angle d'impact. Les profils de contraintes résiduelles et de la déformation plastique équivalente en profondeur au droit de la bille sont tracés (figure III-17 en rouge suivant l'axe z), ainsi que l'empreinte créée par l'impact (figure III-17 en bleu dans la direction x). Les conditions de calculs sont résumées au tableau III-5.

Tableau III- 5 Conditions de calcul du modèle monobille

Calcul	Finesse	Coefficient de Frottement	Nombre de billes
Explicite	6	0.4	1

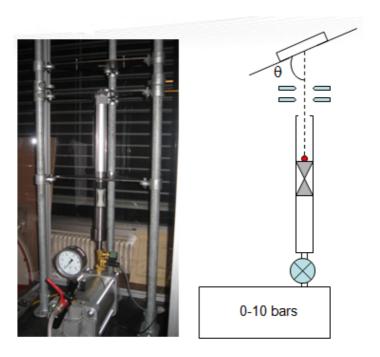


Figure III- 18 Machine d'impact monobille (MécaSurf)

III.3.1.1 Influence de la vitesse

Nos résultats obtenus sur les contraintes résiduelles et les déformations plastiques (figure III-19 et figure III-20) sont en accord avec les résultats habituellement obtenus dans les différents modèles existants. En effet, une augmentation de la vitesse conduit à une augmentation de niveaux maximum de contraintes et de déformation plastique ainsi que la zone affectée par le traitement.

D'après la figure III-20, la profondeur où la déformation plastique équivalente est maximale varie peu avec la vitesse. L'empreinte laissée par l'impact s'accroît également avec la vitesse (figure III-21). A une vitesse de 110~m/s, l'allongement maximum de la courbe d'écrouissage ($\approx 24~\%$) est localement dépassé. Le risque d'initiation locale de fissures est élevé.

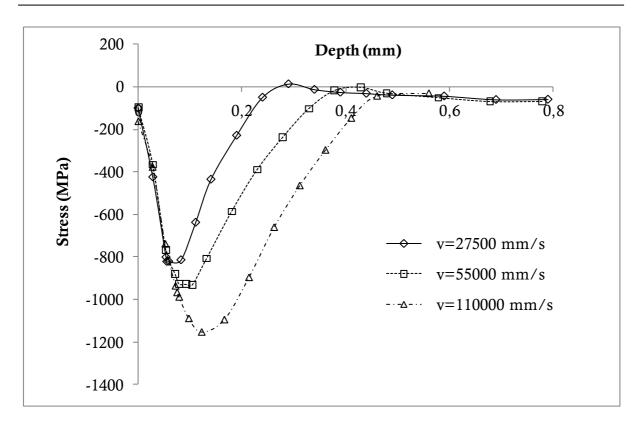


Figure III- 19 Influence de la vitesse sur les contraintes résiduelles (composante XX)

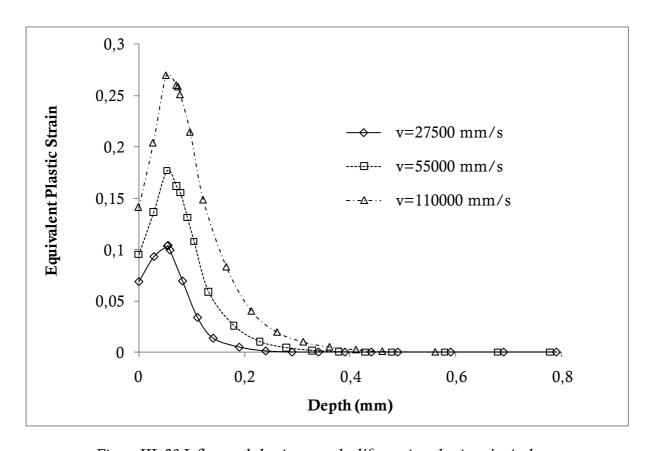


Figure III- 20 Influence de la vitesse sur la déformation plastique équivalente

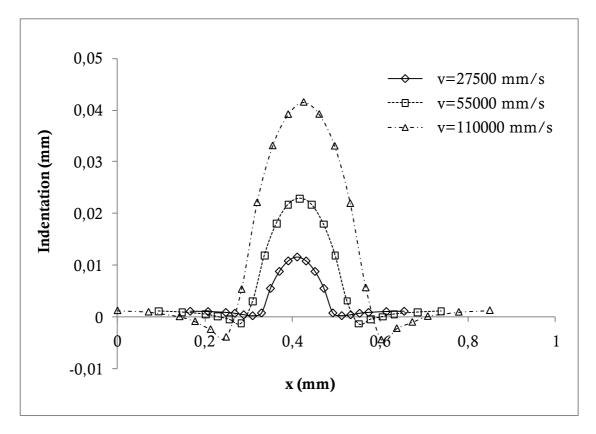


Figure III- 21 Influence de la vitesse sur le cratère du grenaillage

III.3.1.2 Influence de la taille de la bille

L'influence de la taille de la bille a été étudiée. Pour ce faire, quatre diamètres de bille : 0.3 mm, 0.6 mm, 0.9 mm et 1.2 mm ont été utilisés. La vitesse de projection est de 55 m/s. La même tendance que précédemment est observée : la zone plastifiée augmente avec la taille de la bille. Toutefois, pour un diamètre de 0.6 mm, 0.9 mm et 1.2 mm, les niveaux maximums atteints de contraintes (figure III-22) et de déformation plastique (figure III-23) sont pratiquement constants. Cette constatation va dans le même sens que ce qui été avancé dans la partie bibliographique [MAE99]. Pour un matériau donné, il existerait une taille minimale de bille à partir de la quelle les niveaux maximum de contraintes et de déformations n'évoluent que très peu. Seule la profondeur affectée par le traitement varie. L'enfoncement en profondeur de contraintes (figure III-22), du fait de rééquilibrage de la structure, est plus significatif que celui de la déformation plastique cumulée (figure III-23). Le cratère du grenaillage augmente avec le diamètre de la bille (figure III-24).

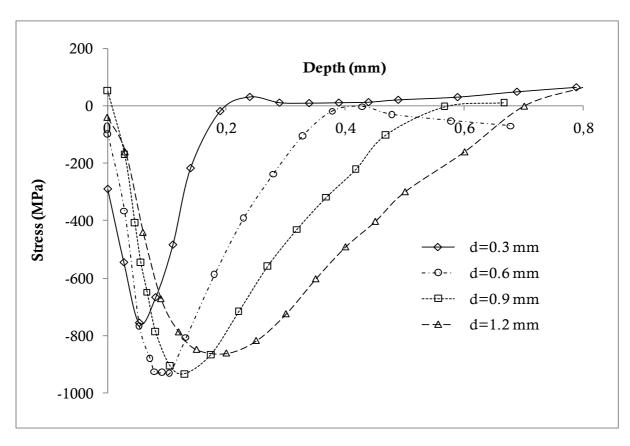


Figure III- 22 Influence de la taille de la bille sur les contraintes résiduelles (composante XX)

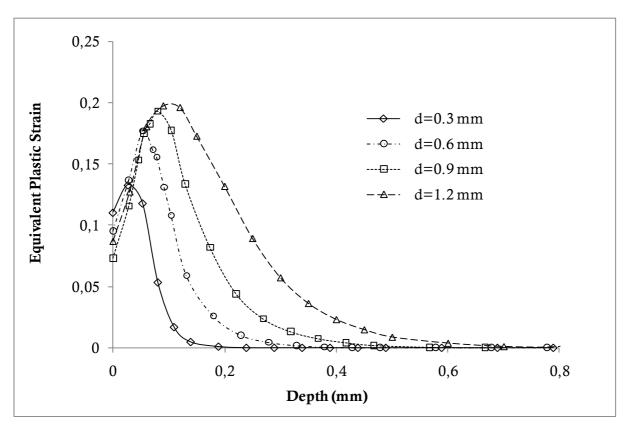


Figure III- 23 Influence de la taille de la bille sur la déformation plastique équivalente

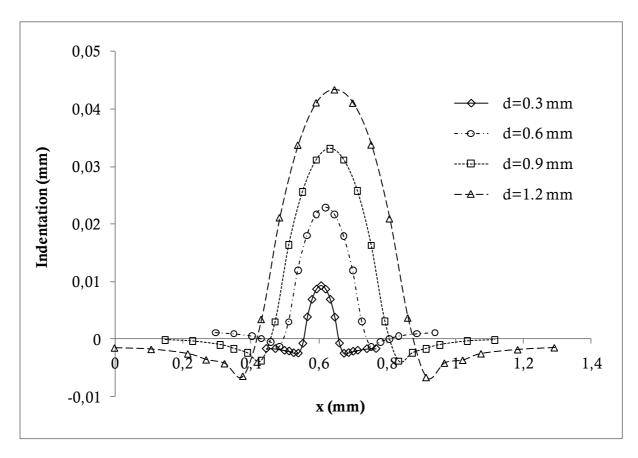


Figure III- 24 Influence de la taille de la bille sur le cratère du grenaillage

III.3.1.3 Influence de l'angle d'impact

En réalité, la bille n'impacte pas perpendiculairement la surface de la pièce ne serait-ce que pour éviter les interférences entres les billes. L'angle d'impact varie en fonction de la machine utilisée, de la distance entre la machine et la pièce, de la courbure de la pièce. Quatre angles ont été testés 30°, 45°, 60° et 90° (normal à la surface). Le diamètre de la bille est de 0.6 mm. La bille est projetée à une vitesse de 55 m/s. Les autres paramètres sont les mêmes qu'au tableau III-5. La figure III-25 montre que le niveau maximal atteint de contraintes et la zone mise en compression augmente avec l'angle d'impact. Toutefois, quelque soit l'angle de projection, le maximum de contrainte est atteint à la même profondeur. Comme l'illustre la figure III-26, l'endommagement en surface est maximal pour les angles faibles (représentée par la déformation plastique équivalente), à cause des contraintes de cisaillement. D'ailleurs, pour les angles de 30° et 45°, l'allongement maximal est largement dépassé. Il y a un risque élevé de rupture de la surface. En revanche, il n'y a pas des différences notables pour les angles 60° et 90°.

Le cratère du grenaillage augmente avec l'angle d'impact d'après la figure III-27.

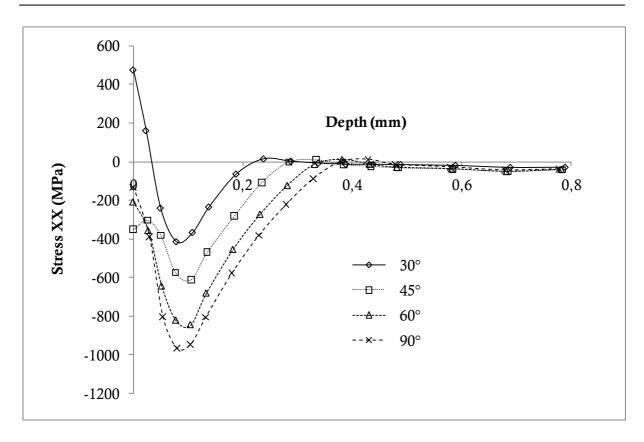


Figure III- 25 Influence de l'angle d'impact sur les contraintes résiduelles (composante XX)

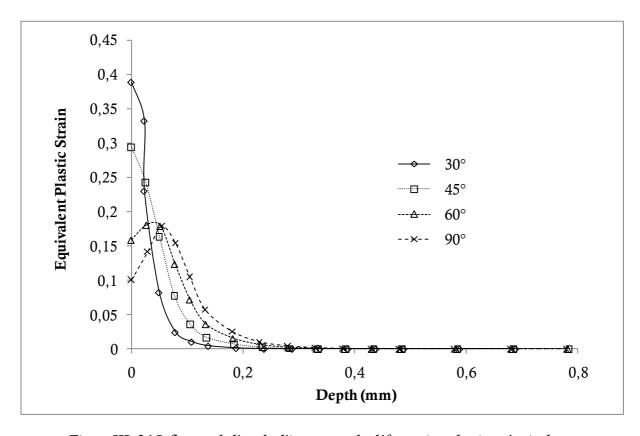


Figure III- 26 Influence de l'angle d'impact sur la déformation plastique équivalente

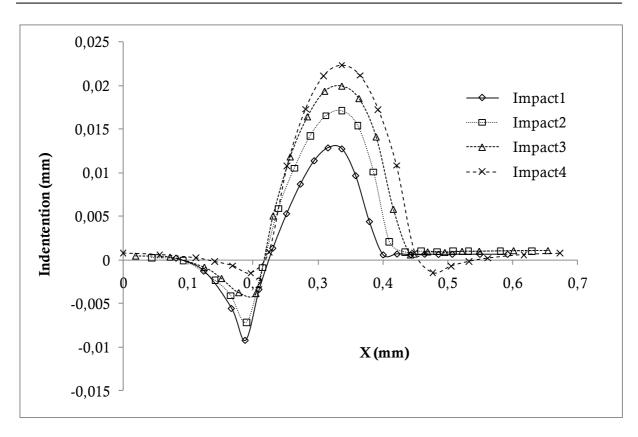


Figure III- 27 Influence de l'angle d'impact sur le cratère du grenaillage

III.3.2. Impact multibilles

Dans cette partie, nous allons nous intéresser à l'influence des impacts successifs de plusieurs billes sur un massif semi-infini. L'analyse des résultats seront menées au droit de la bille centrale (cf. figure III-28).

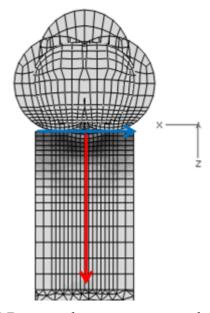


Figure III- 28 Direction de mesure impact multibilles (5 billes)

Le grenaillage industriel fait intervenir plusieurs billes. Nous allons nous intéresser à l'influence du nombre d'impacts autour de la bille centrale sur l'évolution des contraintes au droit de celle-ci. Les conditions de calcul pour un impact monobille sont gardées (finesse 6, calcul explicite, coefficient de frottement 0.4). Le tableau III-6 regroupe les conditions supplémentaires pour le calcul multibilles.

Tableau III-	6 Conditions	de calcul du	modèle	multihilles

Angle	Vitesse	Diamètre	Taille d'élément	Recouvrement
90°	55m/s	0.6mm et 0.4 mm	0.028 mm	110 %

III.3.2.1 Redistribution de contraintes après impacts autour de la bille centrale

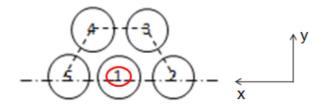


Figure III- 29 Ordre d'impact 5 billes

L'impact successif de cinq billes est étudié dans l'ordre indiqué sur la figure III-29. La figure III-30 montre l'évolution de contraintes résiduelles après chaque impact autour de la bille centrale. La profondeur en compression ne semble pas être affectée, de façon notoire, par le nombre d'impacts. En revanche, le niveau évolue; dans notre cas, il a tendance à diminuer jusqu'au quatrième impact et augmente au cinquième impact. D'après la figure III-31, la déformation plastique cumulée au droit de la bille centrale augmente également avec les impacts autour.

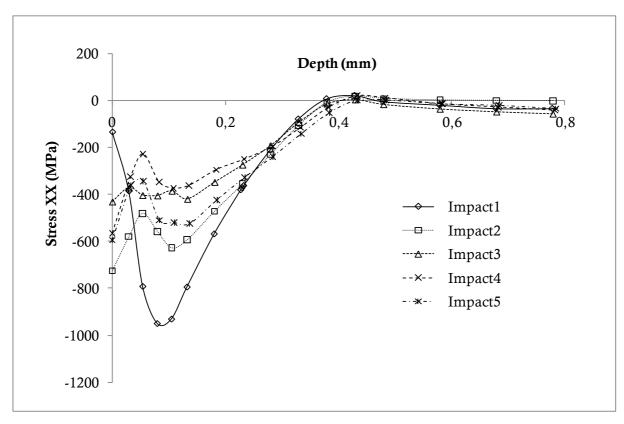


Figure III- 30 Redistribution de contrainte avec les impacts autour de la bille centrale

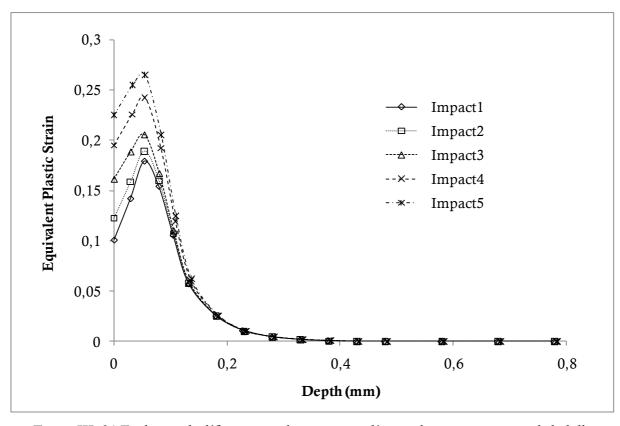


Figure III- 31 Evolution de déformation plastique cumulée avec les impacts autour de la bille centrale

III.3.2.2 Influence des impacts répétés

Une même zone peut être bombardée plusieurs fois lors de l'opération de grenaillage. L'impact successif de cinq billes au même endroit est analysé. La figure III-32 met en évidence l'augmentation du niveau de contraintes et de la zone compressée avec le nombre des billes. La déformation plastique cumulée augmente également du fait de répétition d'impacts (figure III-33). Pour notre matériau, celle-ci arrive à saturation au bout du quatrième impact. Prolonger l'impact au-delà de cinq impacts pourrait favoriser l'initiation de fissures. En effet, d'après la figure III-33, la déformation plastique cumulée évolue très peu entre le quatrième et le cinquième impacts.

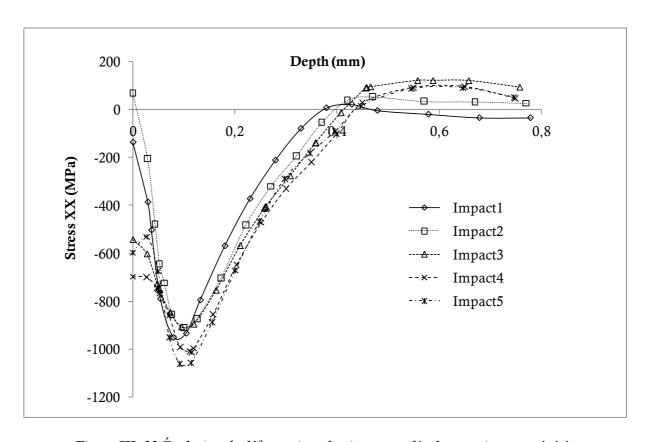


Figure III- 32 Évolution de déformation plastique cumulée due aux impacts répétés

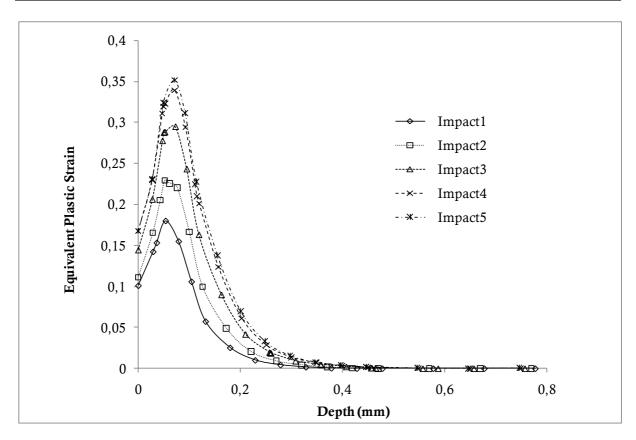


Figure III- 33 Évolution de déformation plastique cumulée due aux impacts répétés

III.3.2.3 Homogénéité d'impacts

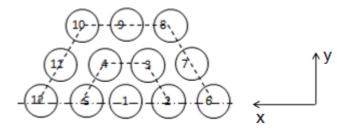


Figure III- 34 Impact 12 billes

Rappelons que la modélisation proposée repose sur l'hypothèse d'un massif semi-infini. Cette condition suggère une uniformité d'impacts sur toute la surface. L'isotropie dans le plan XY doit donc être vérifiée et les contraintes dans la direction Z doivent d'être négligeables. De même, le matériau a atteint son état stabilisé et l'ordre d'impact des billes ne doit pas influer sur le profil de contraintes résiduelles. Nous allons mener l'étude sur douze billes (figure III-34), qui sont projetées de façon complètement aléatoire sur la surface. Les conditions de modélisation sont les mêmes que pour l'impact 5 billes

(tableau III-6). Les résultats vont d'abord être montrés (III.3.2.4 et III.3.2.5) et ils seront commentés par la suite (III.3.2.6).

III.3.2.4 Isotropie dans le plan XY, contraintes dans la direction Z

Pour la séquence 7-2-12-4-6-11-10-8-9-3-1-5, les profils de contraintes résiduelles dans la direction X et Y au droit de la bille centrale sont comparés (Figure III-35). Sur la même figure, le profil de contraintes dans la direction Z a également été tracé. Une faible dispersion est notée entres les profils de contraintes dans les directions X et Y. En revanche, les contraintes dans la direction Z sont loin d'être négligeables. En effet, le niveau de contrainte dépasse le -200 MPa à une profondeur de 300 μ m (au droit de la bille centrale). Les mêmes études ont été menées pour d'autres ordres d'impacts, et les mêmes tendances ont été observées.

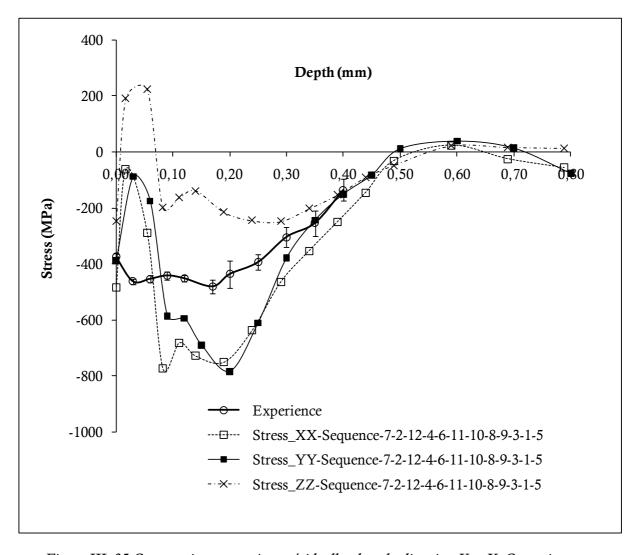


Figure III- 35 Comparaison contraintes résiduelles dans la direction X et Y. Contraintes en profondeur dans la direction Z au droit de la bille centrale

III.3.2.5 Influence de l'ordre d'impact

Pour vérifier l'influence de l'ordre d'impacts des billes, nous avons modélisé quatre ordres aléatoires d'impacts. La figure III-36 illustre l'allure des contraintes résiduelles au droit de la bille centrale pour les quatre séquences d'impacts.

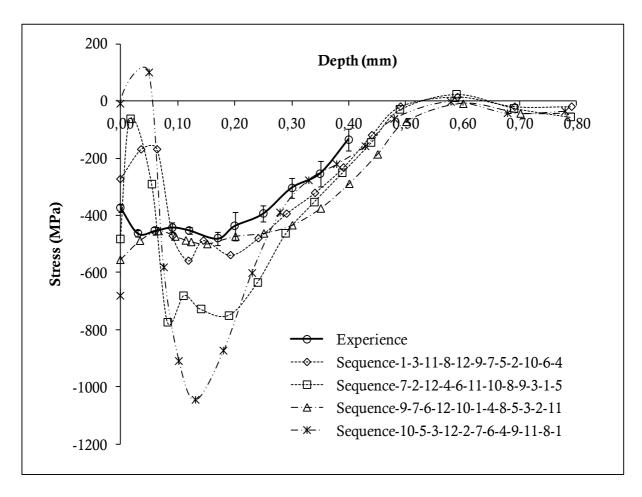


Figure III- 36 Influence de l'ordre d'impact sur les contraintes résiduelles pour cinq billes

III.3.2.6 Discussion

Au droit de la bille centrale, l'hypothèse choisie pour notre étude n'est pas respectée. En effet, nous observons une certaine dispersion entre les profils de contrainte dans les directions X et Y. Et les contraintes dans la direction Z ne sont pas tout à fait négligeables (Figure III-35). Par ailleurs, des écarts importants sont notés en ce qui concerne l'allure des contraintes résiduelles pour les différents ordres d'impacts (Figure III-36). Au regard de ce qui a été vu précédemment (figure III-31 et figure III-33), un certain nombre d'impacts, voisins et au même endroit, est requis pour arriver à un état stabilisé du matériau. Dans notre cas, le nombre de billes utilisées (douze billes) est clairement insuffisant pour obtenir un état homogène de la pièce.

III.3.2.7 Moyenne de contraintes à une profondeur donnée

L'augmentation de nombre d'impacts conduirait à état plus homogène de la pièce, auquel cas l'ordre d'impact n'aurait aucune incidence sur les résultats obtenus. Cependant, comme nous avons pu le voir (figure III-33), en considérant juste un point de la surface, il faut au moins quatre billes pour arriver à l'état de saturation. Un nombre trop conséquent de billes doit donc être mis en jeu pour que cette solution soit viable industriellement en termes de temps de calcul. Une autre idée pour laquelle nous avons opté est de moyenner les contraintes en profondeur sous les impacts, à l'image de qui se fait expérimentalement lors des analyses de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Un programme de post-traitement (Python) a été développé qui construit un hexagone à partir de la longueur L renseignée par l'utilisateur (cf. figure III-37). La moyenne en profondeur d'une variable (contrainte, déformation, déplacement) comprise dans cette zone peut alors être déterminée. Sur la Figure III-37, nous distinguons deux domaines dans les quelles les études (moyennes) sur les profils de contraintes vont être menées:

- zone 1 (entraxe*2) limitée à la dernière rangée de billes (sous les impacts),
- zone 2 (entraxe *3,5) au-delà de la zone d'impact, mais où les valeurs de contraintes sont globalement uniformes dues aux conditions aux limites.

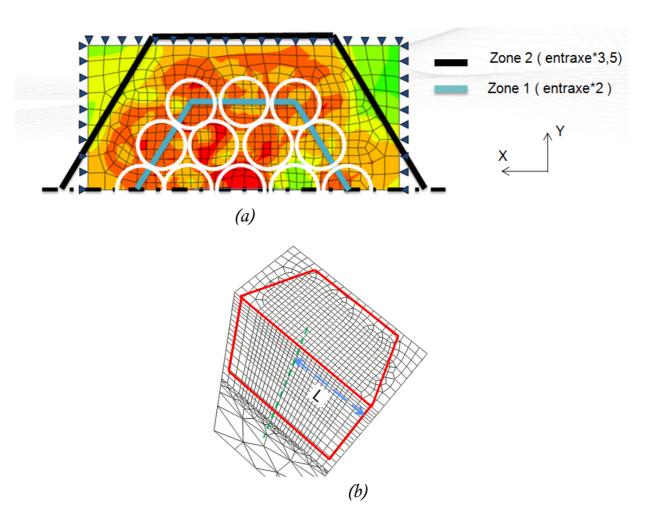


Figure III- 37 Moyenne en profondeur de contraintes dans un hexagone : (a) vue 2D, (b) vue 3D

III.3.2.7 1. Moyenne dans la zone 1

III.3.2.7 1.1. Effet de la moyenne sur l'hypothèse de l'uniformité d'impact

Prenons le cas de la séquence 7-2-12-4-6-11-10-8-9-3-1-5 de la figure III-35, une moyenne de contraintes en profondeur dans la zone 1 a été effectuée, domaine sous les impacts limité aux centres de la dernière rangée de billes (2*entraxe). Les profils de contraintes dans les directions X et Y montrent que l'isotropie est respectée (Figure III-38). Le niveau maximal de contraintes dans la direction X a baissé mais reste relativement élevé pour être négligeable, il est passé de -250 MPa, en regardant au droit de la bille centrale, à une valeur de -100 MPa, en calculant la moyenne dans la zone 1. La comparaison de niveau de contraintes dans la direction X (ou Y) donné par la simulation et le résultat expérimental montre un écart d'environ 200 MPa (Figure III-38). Cet écart est réduit quand la comparaison est faite sur $\sigma_{XX}(z) - \sigma_{ZZ}(z)$ comme c'est le cas expérimentalement lors des analyses par diffraction des rayons X. Une assez bonne corrélation est alors obtenue entre l'essai et la modélisation numérique (Figure III-38). Le calcul a toutefois tendance à sous-évaluer la valeur de contrainte en surface. Un écart d'environ 150 MPa est observé.

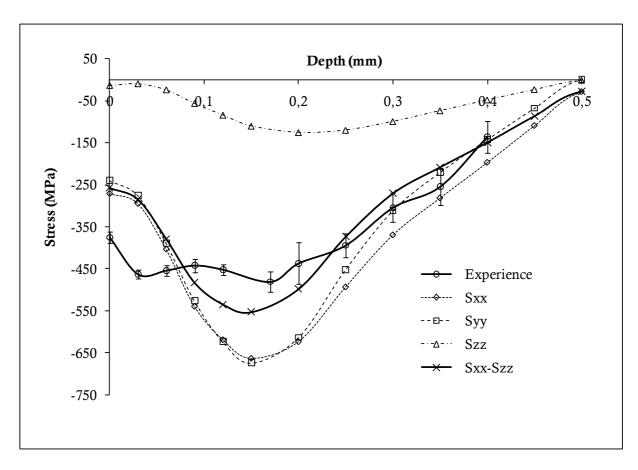


Figure III- 38 Effet de la moyenne dans la zone1 sur l'hypothèse de l'uniformité d'impact

III.3.2.7 1.2. Effet de la moyenne sur l'ordre d'impact

Afin de vérifier la pertinence de la démarche vue précédemment, une moyenne en profondeur de contraintes $\sigma_{XX}(z) - \sigma_{ZZ}(z)$ est appliquée sur les quatre profils de contraintes de la Figure III-36, correspondant aux différents ordres d'impact (séquences) où une forte dispersion a été observée en analysant les résultats au droit de la bille centrale. La même tendance que la figure III-38 est notée : un bon accord avec la courbe expérimentale. Une faible dispersion de niveau de contraintes, ne dépassant pas 50MPa, est observée entre les différentes séquences (Figure III-39). Trois différentes séquences ont été choisies pour une bille de diamètre 0.4 mm (Figure III-40). La comparaison est également concluante : la contrainte en surface et le niveau maximal atteint sont bien estimés par la modélisation numérique. En revanche, la profondeur affectée par le grenaillage est légèrement surévaluée par le calcul. Par cette méthode, l'ordre d'impact n'a que peu d'influence.

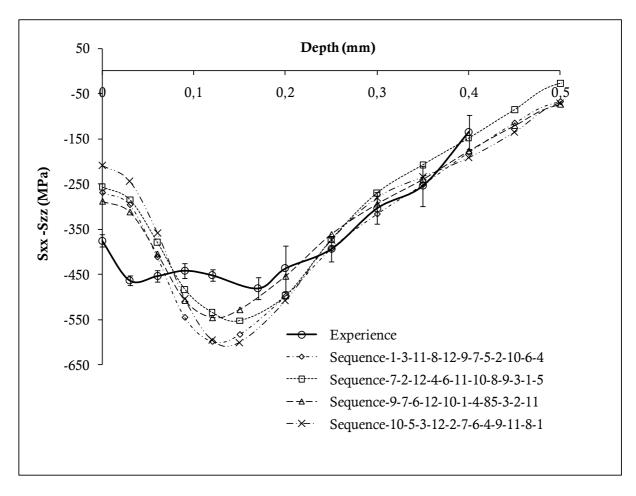


Figure III- 39 Moyenne en profondeur des contraintes dans la zone 1, billes de diamètre d=0.6 mm

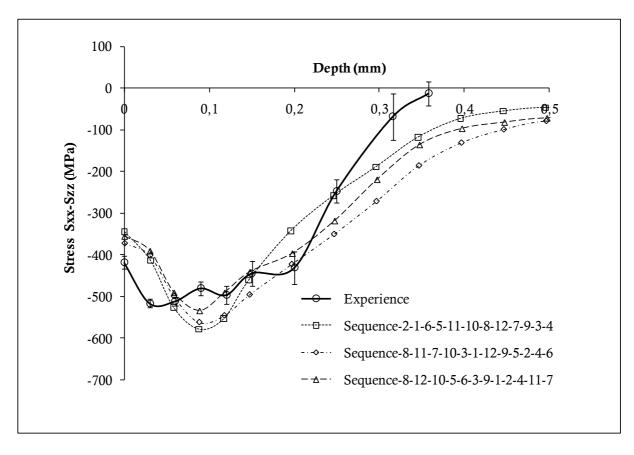


Figure III- 40 Moyenne en profondeur des contraintes dans la zone1, billes de diamètre d=0.4 mm

III.3.2.7 2. Moyenne dans la zone 2

Comme nous venons de le voir, la comparaison entre les contraintes $\sigma_{xx}(z) - \sigma_{zz}(z)$ expérimentales et la simulation numérique par éléments finis, en moyennant les contraintes à une profondeur donnée dans la zone 1, est assez satisfaisante. Nous nous rapprochons de notre hypothèse d'uniformité d'impact. Les profils de contraintes donnés par le calcul avoisinent ceux obtenus expérimentalement. Néanmoins, quelques dispersions sont observées. La figure III-37 montre que, de part les dimensions du massif et les conditions aux limites imposées, les contraintes sont globalement uniformes même un peu au delà de la zone impactée (zone2). Tout se passe, comme si en réalité, un nombre plus important de billes (rangée supplémentaire) a été modélisé. La même démarche que précédemment a été menée en moyennant, cette fois-ci, dans la zone 2. L'application de la méthode sur la séquence 7-2-12-4-6-11-10-8-9-3-1-5 de la Figure III-35, montre une nette amélioration de la précision des résultats. L'hypothèse de l'uniformité d'impact est vérifiée. En effet, l'isotropie dans le plan XY est respectée et les contraintes dans la direction Z sont négligeables (figure III-41). Par ailleurs, un meilleur accord est constaté entre le calcul et l'expérience. La vérification de ce résultat sur les quatre différentes séquences de la figure III-36, nous conforte dans cette constatation (figure III-42). La dispersion est fortement réduite et l'ordre d'impact n'a que très peu d'influence sur les profils de contraintes. La même tendance est observée pour les billes de diamètre 0.4mm pour les trois différentes séquences (figure III-43).

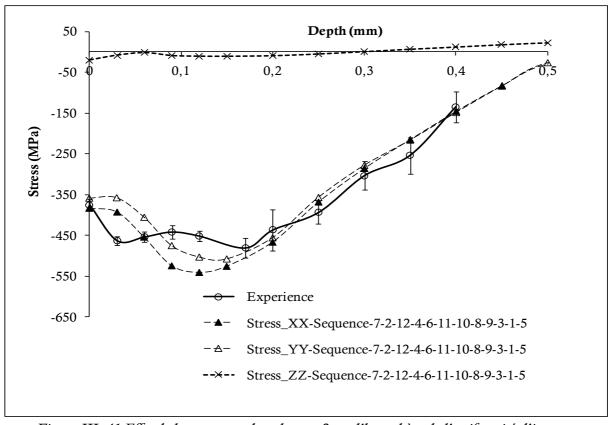


Figure III- 41 Effet de la moyenne dans la zone2 sur l'hypothèse de l'uniformité d'impact

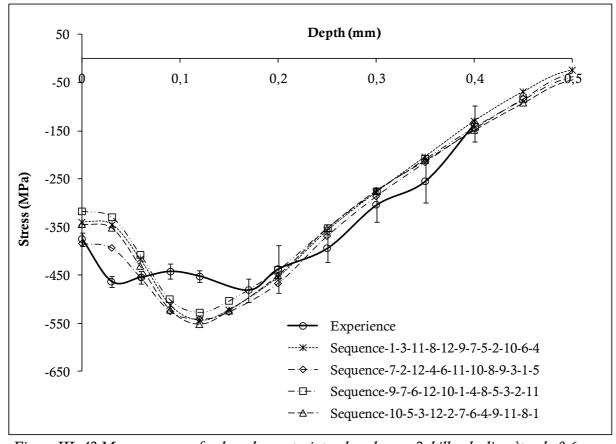


Figure III- 42 Moyenne en profondeur des contraintes dans la zone2, billes de diamètre d=0.6 mm

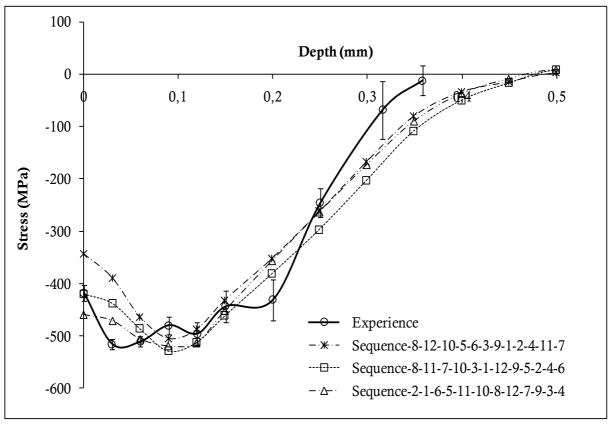


Figure III- 43 Moyenne en profondeur de contraintes dans la zone2, billes de diamètre d=0.4 mm

III.3.2.8. Bilan

Une simple analyse au droit de la bille centrale entraine une telle dispersion des résultats qu'ils ne sont pas interprétables en l'état pour pouvoir être confrontés aux résultats expérimentaux. L'hypothèse de l'uniformité d'impact n'est pas vérifiée et une forte influence de l'ordre d'impact est notée. En s'inspirant de ce qui se pratique expérimentalement lors des analyses des diffractions des rayons X, où une moyenne en profondeur de contraintes $\sigma_{_{XX}}(z) - \sigma_{_{ZZ}}(z)$ est déterminée, les problèmes ont pu être résolus. Deux zones ont été choisies pour calculer les moyennes. La première zone (zone 1), plus physique, s'intéressant à ce qui se passe sous les impacts, permet d'obtenir des résultats significatifs pour les deux types de grenailles (BA600 et BA400). Quelques écarts subsistent cependant. Une moyenne sur une zone plus large (zone 2) est effectuée, où les contraintes sont globalement uniformes même en dehors de la zone d'impacts dues aux effets de bords. Cette zone, de taille 0,75mm, est par ailleurs plus représentative du spot expérimental, qui fait 1 mm de diamètre. Une meilleure précision est ainsi obtenue. A ce stade, les tentatives de modélisation avec une rangée supplémentaire des billes (22 billes) ont rencontré des difficultés. Mais, l'effet de bord doit être étudié de façon plus approfondie : nombre de billes, taille du massif, conditions aux limites.

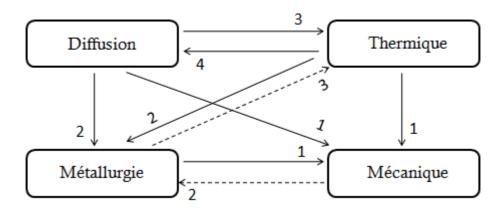
Chapitre IV.

MODÉLISATION DE LA CÉMENTATION OU DE LA CARBONITRURATION

Le chapitre suivant celui-ci sera consacré à la modélisation du grenaillage du matériau initialement carbonitruré (ou cémenté). Le cahier des charges de la thèse ne prévoyait pas une modélisation de traitement thermochimique. En fait, l'état après les traitements thermochimiques est déterminé expérimentalement et doit être introduit comme condition initiale pour le modèle du grenaillage. Néanmoins, étant donnés les moyens à notre disposition chez PSA Peugeot Citroën, et dans le but d'élargir notre prédiction, nous proposons, dans ce chapitre, une modélisation numérique de traitement de cémentation ou carbonitruration.

IV.1. Couplage des différents phénomènes lors des traitements thermochimiques (carbonitruration, cémentation)

Pour la modélisation, le cycle de chauffage n'est pas primordial (influence de la vitesse de chauffage, transformations intermédiaires éventuelles). En effet, le but est d'enrichir la pièce en carbone (et en azote) pendant un certain temps de maintien à l'état austénitique avant la trempe. La diffusion et la solubilité étant plus favorables en phase austénitique que ferritique. Par ailleurs, la genèse des contraintes résiduelles a lieu lors de la trempe martensitique. Nous partons de cet état austénitique durant lequel la diffusion se déroule. Et nous nous intéresserons aux différents phénomènes qui se produiront lors de la trempe (refroidissement). Ces procédés font intervenir différents phénomènes physiques interdépendants, schématisés sur la figure IV-1.



- 1 : Propriétés mécaniques (E, loi de comportement...) fonctions de la température, du % de carbone et de la microstructure métallurgique
- 2 : Propriétés métallurgiques (TTA / TRC...) fonctions du % de carbone et de la température, voire de la mécanique
- 3 : Propriétés thermiques (conductivité thermique, Cp...) fonctions du % de carbone et de la microstructure métallurgique
- 4 : Diffusivité du carbone dans l'austénite fonction de la température

Figure IV- 1 Couplage des différents phénomènes lors des traitements thermochimiques

D'autres couplages existent mais ne sont pas ici pris en compte : une approximation selon laquelle la thermique est indépendante de la métallurgie, et de la mécanique (chaleur latente de transformation, effet de dissipation mécanique sur la thermique) permet de faciliter le calcul. Par souci de simplification et par manque de données, l'influence des sollicitations mécaniques sur les transformations métallurgiques (plasticité de la transformation) pourrait également être négligée. Cependant, Denis [DEN99], après des études menées au LSG2M (Laboratoire de Science et Génie des Matériaux Métalliques, Ecole des Mines de Nancy), a prouvé que pour les aciers cémentés les contraintes générées pendant les transformations influencent sensiblement le pourcentage de phase calculé.

Les couplages complexes entres les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques rendent complexe la modélisation. Elle se déroule en quatre étapes :

IV.2. La diffusion

La mise en contact de la pièce dans une atmosphère cémentante (et carbonitrurante) a pour effet d'augmenter les teneurs en carbone (et en azote) en extrême surface. Des valeurs qui peuvent être contrôlées selon les teneurs en surface souhaitées. Le carbone (et l'azote) pénètrent à l'intérieur de l'acier par diffusion de manière à réduire l'hétérogénéité de la composition du matériau. De la même façon que lorsque l'on échauffe une pièce, la surface est d'abord échauffée, et, par la suite, la chaleur diffuse progressivement à l'intérieur de la pièce jusqu'à une température d'équilibre. Ainsi, il existe une analogie entre les équations qui régissent le transfert de chaleur, qui obéit aux lois de Fourrier, et la diffusion des atomes qui obéit aux lois de Fick :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = div(D^{\gamma} \overrightarrow{grad}C) \tag{IV-1}$$

avec

C: concentration molaire en carbone (ou en azote) D^{γ} : coefficient de diffusion en phase austénitique

οù

$$D_c^{\gamma} = (0.07 + 0.06\%C) \exp\left(\frac{-1600}{T}\right)$$
 est le coefficient de diffusion de carbone [DUC07]

La diffusion se déroule à une température d'austénisation fixe. Elle peut donc être modélisée, en premier lieu, indépendamment de la thermique, de la mécanique et de la transformation de phase. Le phénomène dépend de la composition chimique de l'acier : le nickel, le chrome et le molybdène l'augmentent tandis que le silicium l'abaisse [KAS70]. Le temps de diffusion influe sur la répartition du carbone (et de l'azote) dans la pièce, donc sur la profondeur affectée par les traitements.

IV.3. Calcul thermique

Selon notre hypothèse, le calcul thermique peut être mené parallèlement à la diffusion. Il est gouverné par l'équation de la conduction thermique :

$$\rho \cdot Cp \cdot \frac{dT}{dt} - div \left(\lambda \cdot gra\vec{d}T\right) = Q + \dot{q}$$
 (IV-2)

avec:

 ρ : masse volumique (kg·m⁻³)

Cp: chaleur (ou capacité thermique) massique (J·kg⁻¹·°C⁻¹)

T : température (°C)

t: temps (s)

 λ : conductivité thermique (W·m⁻¹·°C⁻¹)

Q: quantité de chaleur (densité de puissance) dissipée par effet Joule ($W \cdot m^{-3}$)

 $\dot{q} = \sum_{k} \Delta H_k \frac{dy_k}{dt}$: quantité de chaleur liée aux transformations de phases (W·m⁻³)

 ΔH_{k} : enthalpie de la transformation de la phase mère vers la phase $k (J \cdot m^{-3})$

 y_{k} : fraction volumique de la nouvelle phase k

Le terme \dot{q} peut être, selon les transformations, positif (apport d'énergie, cas des transformations au refroidissement) ou négatif (consommation d'énergie, cas de la transformation austénitique). Ce terme de couplage qui rend la thermique dépendante de la métallurgie est dans notre cas négligeable.

Les conditions aux limites s'appliquant sur toute la surface externe S de la charge se traduisent par l'équation :

$$\lambda \cdot \frac{dT}{dn} = -\varphi_c - \varphi_r \tag{IV-3}$$

avec:

 λ : conductivité thermique (W·m⁻¹·°C⁻¹) n : vecteur normal unitaire à la surface S

 φ_c et φ_r : densités de flux de chaleur perdue par convection et rayonnement (W·m⁻²)

La densité de flux de chaleur par convection s'exprime par la relation suivante :

$$\varphi_c = h(T_s - T_e) \tag{IV-4}$$

avec:

h: coefficient de convection (W·m⁻²·°C⁻¹) T_s : température de surface de la charge (°C)

T_e : température du fluide (°C)

Le transfert de chaleur par rayonnement peut être négligé devant les autres modes de transfert : conduction, convection [BRI01].

IV.4. Modélisation de transformation métallurgique

Lors d'une trempe les transformations peuvent s'opérer de deux façon : avec et sans diffusion :

- Transformation avec diffusion du carbone : il s'agit de transformations de l'austénite en ferrite, perlite ou bainite au cours du refroidissement. La particularité de ces transformations est d'être liée non seulement à la température mais aussi au temps en procédant par germination, puis par croissance des germes grâce à la diffusion du carbone.
- Transformation sans diffusion : cela concerne uniquement la transformation de l'austénite en martensite, laquelle dépend uniquement de la température.

IV.4.1. Modélisation des transformations avec diffusion par la méthode du temps fictif

Les transformations liées à la diffusion du carbone dépendent à la fois de la température et du temps, ce qui rend leurs modélisations plus complexes que celle de la martensite. Lors d'une trempe, les transformations se font en conditions anisothermes (représentées par le diagramme TRC). Dans ce cas, la modélisation repose sur le principe dit d'additivité, selon lequel la microstructure obtenue à la fin d'un refroidissement donné résulte de la somme des transformations élémentaires isothermes. La microstructure finale est ainsi le résultat de la somme de transformations élémentaires isothermes calculées après discrétisation du cycle thermique en petits paliers isothermes.

En général, la loi utilisée pour décrire les transformations isothermes est celle de Johnson-Mehl-Avrami, qui s'écrit :

$$y_i = 1 - e^{-bt^n} \tag{IV-5}$$

Le principe dit du temps fictif, combiné avec la formule de Johnson-Mehl-Avrami (illustré à la figure IV-2), permet d'aboutir au modèle suivant :

$$y_i = 1 - e^{-b_i \cdot (t_i^* + \Delta t_i)^{n_i}}$$
 (IV-6)

οù

$$t_i^* = \sqrt[n]{\frac{1}{b_i} \ln(\frac{1}{1 - y_{i-1}})} : \text{ est le temps fictif associé à } y_{i-1}$$

 y_{i-1} et y_i : sont les pourcentages transformés aux paliers i et i-1

 Δt_i : est l'intervalle de temps du palier i

 n_i et b_i : sont des paramètres du matériau, fonctions de la température

On obtient ainsi un calcul itératif du pourcentage transformé dans lequel le passage du palier i-1 au palier i se fait en deux étapes :

1- A partir de la valeur du pourcentage transformé y_{i-1} du palier i-1 et des paramètres n_i et b_i (fonctions de la température Ti), on calcule la valeur du temps fictif t_i^* correspondant au temps nécessaire pour obtenir un pourcentage équivalent en conditions isothermes à la température Ti.

2- L'incrément de temps Δt_i du palier i est ajouté au temps fictif t_i^* et on procède au calcul du nouveau pourcentage y_i .

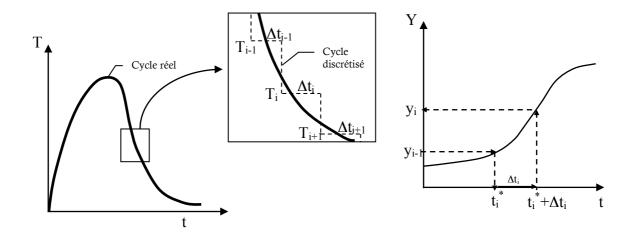


Figure IV- 2- Principe d'additivité [BRI08]

Cette formulation peut encore être complétée en introduisant un facteur y_m représentant le pourcentage maximal transformable de façon à tenir compte de transformations partielles de l'austénite en ferrite ou perlite. L'équation devient alors :

$$y_i = y_m \cdot (1 - e^{-b_i \cdot (t_i^* + \Delta t_i)^{n_i}})$$
 (IV-7)

IV.4.2. Modélisation de la transformation martensitique

La proportion de la martensitique formée ne dépend que de la température. Le modèle communément utilisé pour décrire cette transformation est celui de Koistinen et Marburger :

$$y = y_a \cdot (1 - e^{-\alpha(Ms - T)})$$
 (IV-8)

y_a: pourcentage d'austénite restant à transformer.

 M_s : température de début de transformation martensitique

 α : paramètre de l'acier

IV.4.3. Modélisation des transformations par la "vectorisation" des diagrammes de transformation

Avant la trempe, la pièce est constituée de l'austénite de teneur carbone (et en azote) maximale en surface et moindre en profondeur. Lors du refroidissement, le comportement de cette austénite à gradient est très complexe. A chaque point de la pièce correspond un diagramme TRC. Connaissant les diagrammes TRC en tous points de la pièce, Bristiel propose une modélisation dite de « vectorisation des diagrammes de transformation ». Il consiste à décrire, sous forme de courbes, les différents domaines d'apparition des phases métallurgiques visibles sur les diagrammes TRC ou TTT. Chaque domaine est décrit par 3 fonctions de la vitesse de refroidissement (illustré à la figure IV-3): Ti qui correspond au début de la transformation, Tf pour la fin de la transformation et Ym qui donne la fraction de nouvelle phase formée à la sortie du domaine.

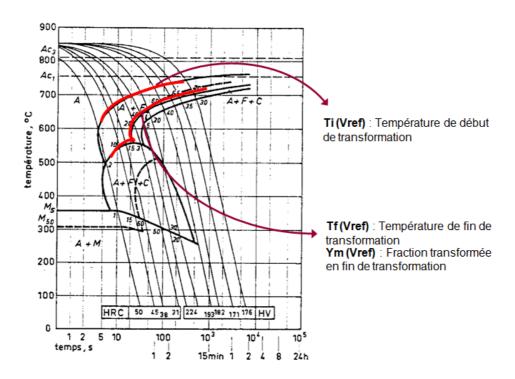


Figure IV- 3 Illustration de la méthode de « vectorisation des diagrammes de transformation » [BR108]

En utilisant ce modèle, la proportion de phase entre Ti et Tf suit une évolution de type « arc tangent » (cf. figure IV-4) :

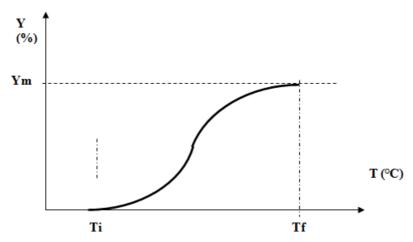


Figure IV- 4 Evolution de phase calculée par la méthode de « vectorisation de diagramme de transformation » [BRI08]

IV.5. Analyse mécanique

Dans l'hypothèse où la mécanique n'influe pas sur la métallurgie, l'évolution de la microstructure en chaque point de la pièce peut être calculée indépendamment de la mécanique. Elle dépend de l'histoire thermique et du taux de carbone, précédemment déterminés. Auquel cas, le calcul mécanique peut être effectué en dernière étape en récupérant les résultats de la diffusion, de la thermique et de l'évolution des phases. En considérant l'effet de la mécanique sur les transformations des phases, à travers la plasticité de la transformation [GRE65], ou encore, par la modification de la température de transformation martensitique Ms en fonction des contraintes existantes [KCH95], les calculs mécaniques et métallurgiques sont réalisés au même moment. Et, pour chaque incrément de temps, l'effet réciproque d'un phénomène envers l'autre doit être pris en compte.

Le comportement mécanique d'un acier au cours d'une trempe est généralement considéré comme thermo-élasto-plastique, en négligeant la viscosité [BAR921]. L'évolution de l'état mécanique se calcule de façon incrémentale, et l'incrément de la déformation totale peut s'écrire [MAE99] :

$$d\varepsilon^{t} = d\varepsilon^{e} + d\varepsilon^{p} + d\varepsilon^{th} + d\varepsilon^{tr} + d\varepsilon^{pt}$$
 (IV-9)

• $d\varepsilon^{e}$ incrément de déformation élastique

avec
$$\underline{\varepsilon}^{e} = \frac{1+\nu}{E} \underline{\sigma} - \frac{\nu}{E} tr(\underline{\sigma}) \cdot \underline{I}$$
 (IV-10)

• $d\varepsilon^{th}$ et $d\varepsilon^{tr}$ sont respectivement les incréments de la déformation thermique et de la déformation liée à la transformation.

Pour prendre en compte ces changements de volume, il suffit de remplacer la déformation thermique classique par une déformation thermo-métallurgique ε^{thm} [BER04]:

$$\varepsilon^{thm}(T) = \sum y_k \varepsilon_k^{th}(T)$$
 (IV-11)

 $arepsilon_{_k}^{^{th}}$ déformation thermique des phases k . $y_{_k}$ pourcentage d'une phase k

Ces courbes peuvent être directement identifiées sur les courbes dilatométriques de l'acier (figure IV-5). Elles sont généralement assimilées à des droites (une par phase métallurgique) définies par une pente et une origine

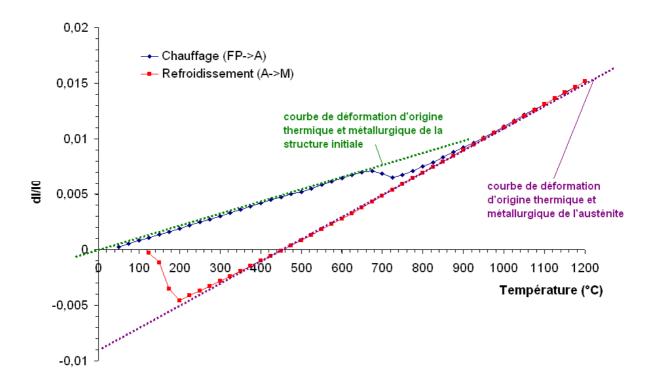


Figure IV- 5 Exemple d'une courbe dilatométrique [BRI08]

• $d\varepsilon^p$ est l'incrément de la déformation plastique

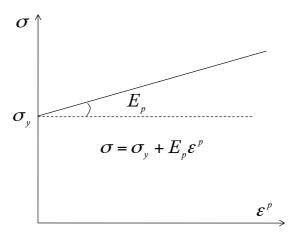


Figure IV- 6 Écrouissage linéaire

Une loi d'écrouissage linéaire isotrope est utilisée [HAB92] présentée à la figure IV-6, telle que :

$$\sigma = \sigma_{y} + E_{p} \varepsilon^{p} \tag{IV-10}$$

 σ_y est la contrainte d'écoulement du matériau, approchée par une loi de mélange linéaire des phases:

$$\sigma_{y}(T,\%C) = \sum_{k} y_{k} \sigma_{y}^{k}(T,\%C)$$
 (IV-11)

 σ_y^k est la limité d'élasticité d'une phase k fonction de la température et du pourcentage de carbone.

De même, $E_{\scriptscriptstyle p}$ est la pente d'écrouissage, calculée également en appliquant une loi de mélange :

$$E_p(T, \%C) = \sum_k y_k E_p(T, \%C)$$
 (IV-12)

• $d\varepsilon^{pt}$ est l'incrément de la déformation due à la plastique de transformation

La plasticité de transformation s'ajoute à la plasticité classique pour tenir compte de l'influence des contraintes internes sur le comportement du matériau au cours des transformations métallurgiques. Elle a fait l'objet de plusieurs études [GRE65], [GUI81]. La formule générale utilisée dans notre modèle pour définir l'incrément de déformation plastique de transformation d'une phase k est la suivante (modèle de Giusti [GUI81]) :

$$d\varepsilon_{ij}^{pt} = \sum_{k} \frac{3}{2} L_k . h(y_k) . dy_k . S_{ij}$$
 (IV-13)

avec : L_k : coefficient de plasticité de transformation du constituant k

h: fonction de la fraction volumique du constituant k dy_k : incrément de la fraction volumique du constituant k

 S_{ii} : tenseur déviateur des contraintes

Le seul paramètre de ce modèle est L_k , la fonction $h(y_k)$ étant fixée dans notre modèle. Elle est définie telle que :

$$h(y_k) = 2(1 - y_k)$$
 où y_k est la fraction de la phase formée k (IV-14)

Cette fonction est plus particulièrement adaptée à la transformation martensitique.

IV.6. Outil de simulation numérique

Quelques logiciels existent permettant de décrire les phénomènes métallurgiques de l'acier, dédiés notamment au procédé de soudage, SYSWELD, FORGE. Toutefois, le manque de souplesse de ces logiciels peut constituer un défaut. En effet, l'utilisateur n'a pas la possibilité de développer des modèles spécifiques et est contraint d'utiliser les modèles proposés, que ce soit pour décrire les propriétés physiques ou les lois de comportement [BRI01]. En outre, la gestion d'un grand nombre d'éléments pour les grandes structures pourrait poser problème pour ces logiciels. Notre solution consiste à utiliser le logiciel Abaqus, en intégrant la métallurgie à l'aide d'un ensemble de sous-routines développées par Bristiel, initialement commercialisé par la société PRISMECA sous le nom de Metal7. Ce dernier permet d'étendre les champs d'applications d'Abaqus en ajoutant la possibilité de simuler les transformations métallurgiques et les effets de ces transformations sur les propriétés et les résultats mécaniques (déformations, contraintes résiduelles).

Le couplage Abaqus / sous-routines, illustré à la figure IV-7, repose sur l'utilisation des « portes » que constituent les sous-routines utilisateur en Fortran d'Abaqus [ABA10].

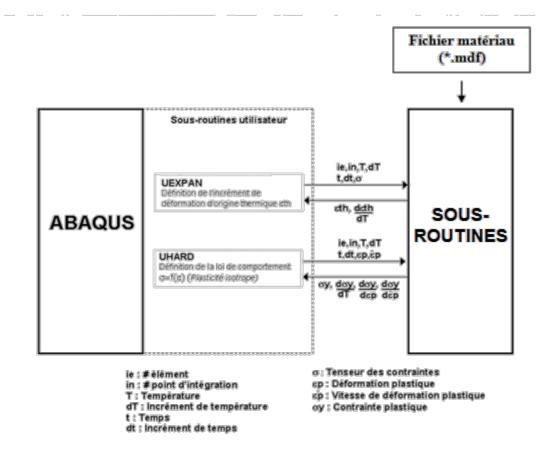


Figure IV- 7 Couplage ABAQUS / Sous-routines en Fortran [BRI08]

Dans un article qu'il publie sur la simulation de soudage, Bristiel [BRI10] présente une technique permettant de modéliser les transformations de l'austénite en martensite sous Abaqus à partir de la loi de Koistinen-Marburger [KOI59].

IV.7. Données d'entrée

Une méthode de modélisation d'un matériau 29MnCr5 cémenté à 940°C et trempé dans de l'azote à la température ambiante est donnée en illustration. Le même principe peut être appliqué pour la carbonitruration.

IV.7.1. Géométrie

Contrairement au grenaillage, où uniquement la couche superficielle est déformée plastiquement, dans le cas de la cémentation (ou de la carbonitruration), toute la pièce subit les transformations. En fait, la qualification « traitement de surface » est justifiée par le fait que le but recherché soit d'avantage marqué en surface : dureté élevée, contrainte

de compression. Le choix de la géométrie et des conditions aux limites doit donc être fait avec beaucoup de précaution. Une modélisation avec le même massif utilisé dans le modèle du grenaillage (modèle réduit) a été testée mais le résultat était trop éloigné de la réalité. L'éprouvette entière a alors été modélisée. Plus exactement, nous avons simulé 1/8 de l'éprouvette (50×7×2mm³) en appliquant les conditions de symétrie sur les trois directions (figure IV-8)

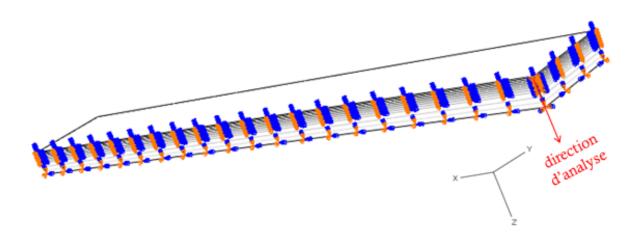


Figure IV-8 Géométrie pour la modélisation de la carbonitruration

IV.7.2. Données matériaux

La difficulté de mettre en œuvre des essais expérimentaux permettant d'identifier toutes les données matériaux nécessaires à notre modélisation nous à contraint à recourir à plusieurs sources. La majorité des données est fournie par JMatPro mais elles sont incomplètes, notamment au niveau de la loi de comportement de chaque phase métallurgique. Nous disposons également de la base de données PSA issues des différentes campagnes d'essais expérimentaux. La bibliographie (thèse, article) nous a aussi été très utile. Et enfin, le travail depuis plusieurs années de Bristiel sur le sujet nous a été d'une grande aide.

IV.8. Applications

Tous les résultats qui sont montrés, par la suite, ont été relevés sur l'axe de symétrie de l'éprouvette (cf. figure IV-8).

IV.8.1. La diffusion

La première étape consiste à modéliser la diffusion de carbone illustrée à la figure IV-9. Les propriétés thermo physiques sont fonctions de ce pourcentage de carbone.

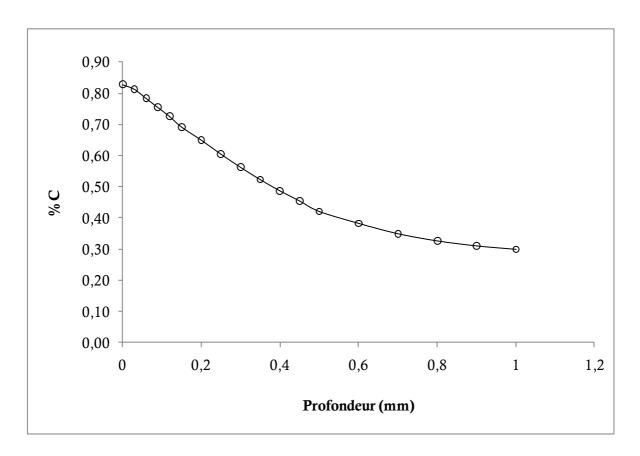


Figure IV- 9 Diffusion de carbone

IV.8.2. Calcul thermique

La principale difficulté pour le calcul thermique est d'obtenir le coefficient de convection h. Il peut être déterminé à l'aide des logiciels dédiés à la mécanique de fluide tels que Fluent. L'évolution de la température en fonction du temps est montrée à la figure IV-10. Il s'agit d'une trempe dans de l'azote gazeuse à température ambiante d'un acier cémenté.

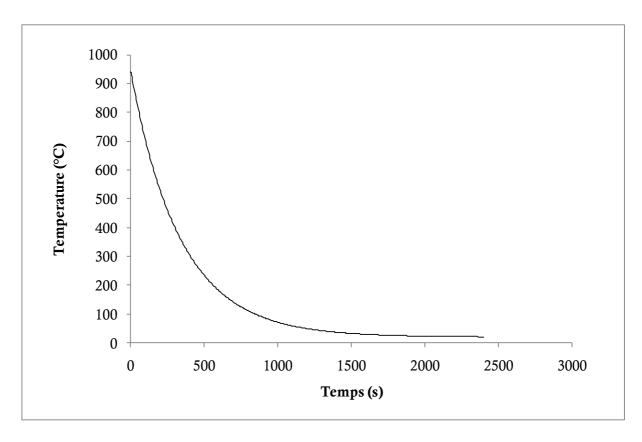


Figure IV- 10 Evolution de la température en fonction du temps

IV.8.3. Transformation métallurgique

IV.8.3.1. Avec diffusion

En pratique, les trois paramètres que l'utilisateur devra définir pour utiliser le modèle de Johnson-Mehl-Avrami dans Metal7 sont les paramètres n, b et y_m . Ces paramètres peuvent être fonctions de la température mais aussi, par exemple, de la température d'austénitisation. Ils sont directement identifiables sur le diagramme TTT (fourni par JMatPro) [SER03] (cf. figure IV-11):

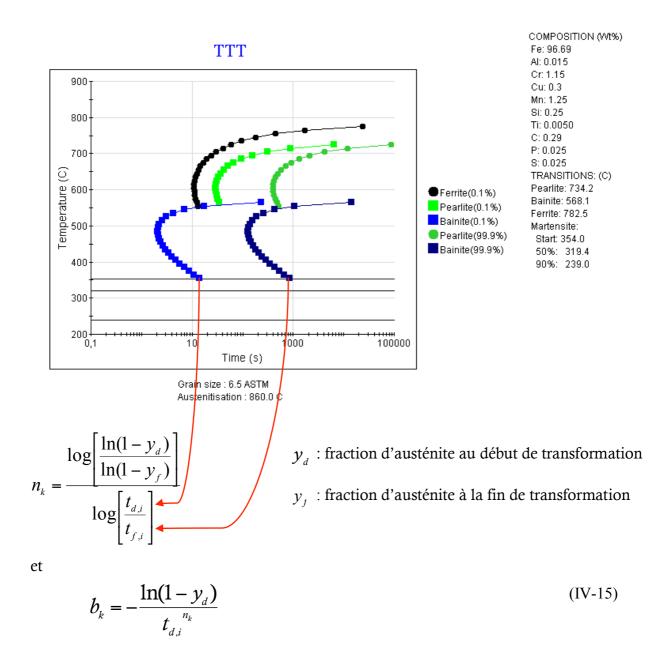


Figure IV- 11 Diagramme TTT fourni par JMatPro de l'acier 29MnCr5 austénisé à 860°C

IV.8.3.2. Transformation martensitique

Dans Metal7, les paramètres que l'utilisateur doit définir pour utiliser le modèle de Koistinen-Marburger sont Ms et α . La température du début de transformation Ms en fonction du pourcentage de carbone utilisée dans notre modèle est donnée à la figure IV-12.

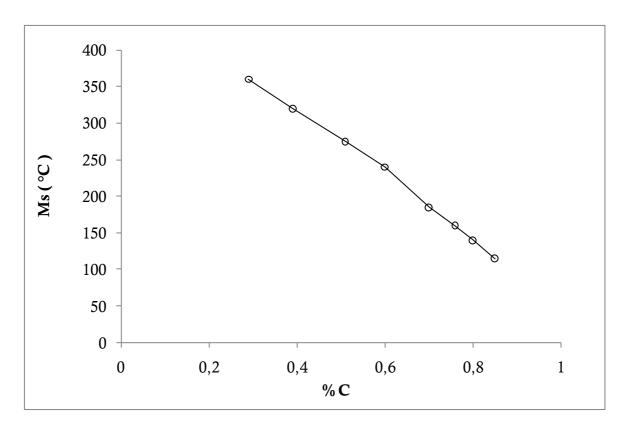


Figure IV- 12 Ms en fonction du pourcentage de carbone

IV.8.3.3. Vectorisation des diagrammes de transformation

Ce modèle peut être utilisé en connaissant les diagrammes TRC en chaque point de la pièce. JMatPro fournit les données pour construire les digrammes TRC par notre modèle. La figure IV-13 montre le digramme TRC en surface (0.85%C) et la figure IV-14 celui à cœur (0.29%C). Une comparaison a été effectuée entre notre diagramme TRC et celui obtenu expérimentalement (que nous ne montrerons pas ici pour des raisons de confidentialité). La corrélation est concluante.

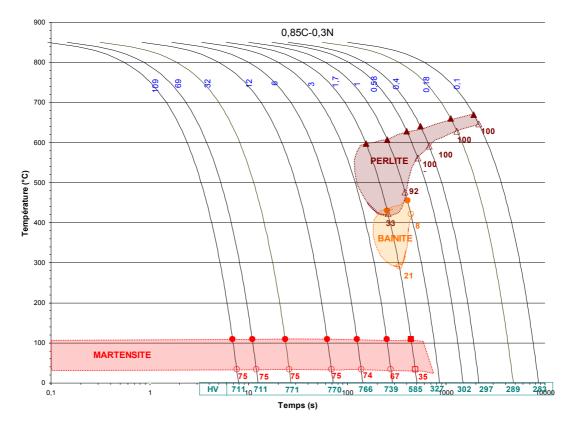


Figure IV- 13 Diagramme TRC en surface

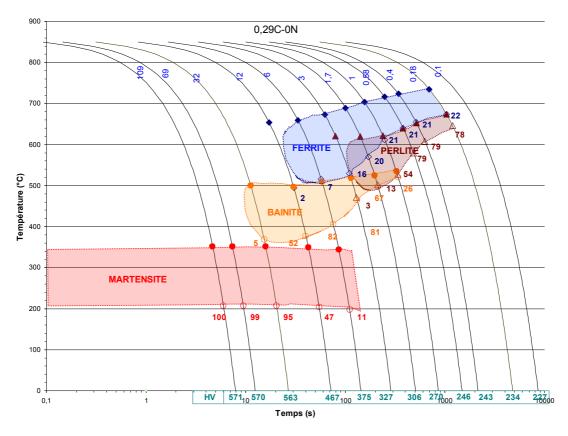


Figure IV- 14 Diagramme TRC à cœur

IV.8.4. Calcul mécanique

Les figures IV-15 et IV-16 sont des exemples de paramètres matériaux. Il s'agit respectivement de la limite d'élasticité et de la pente d'écrouissage de la martensite en fonction de la température et du taux de carbone. Le pourcentage des constituants métallographiques est montré à la figure IV-17. La figure IV-18 présente une corrélation entre l'essai et le calcul numérique du taux de l'austénite sur une profondeur de 250µm après la cémentation. La comparaison est assez probante sur une profondeur d'environ 150 μm. L'écart devient plus important après 150 μm. La teneur en austénite est plus importante expérimentalement que par le calcul. Toutefois, nous ne disposons pas suffisamment pas de points (après 250µm) pour conclure de façon plus précise sur cette comparaison essai/calcul. La comparaison entre les contraintes résiduelles après cémentation, déterminées expérimentalement par diffraction des rayons X et le calcul numérique est encourageante (figure IV-19). La contrainte en surface est assez bien estimée, de même que la profondeur affectée par le traitement. La profondeur où la contrainte est maximale est également bien évaluée par le calcul (300µm). En revanche, le calcul numérique sous-estime le niveau de contraintes atteint. Expérimentalement, cette valeur maximale est de -550MPa. La modélisation numérique donne une valeur de -450MPa. Un écart de 100MPa est donc noté. Il est à souligner que expérimentalement l'analyse de contraintes est réalisée uniquement dans la phase α, alors que numériquement, le calcul est effectué par une loi de mélange de toutes les phases, y compris de l'austénite. Bloquel [BLO96] a montré que pour un matériau cémenté 16MnCr5 proche de notre matériau, l'erreur est négligeable pour l'analyse de contraintes si la phase austénitique n'est pas prise en compte.

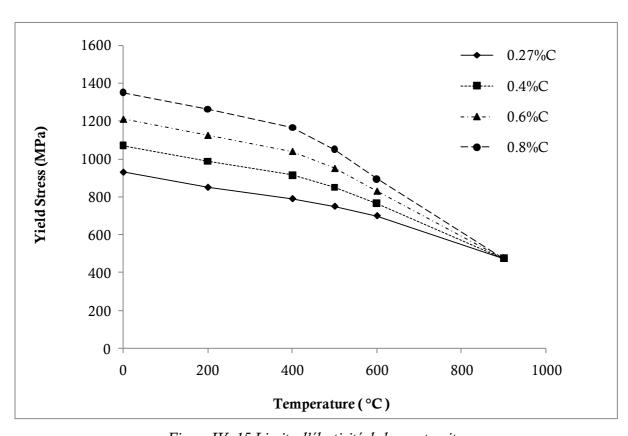


Figure IV- 15 Limite d'élasticité de la martensite

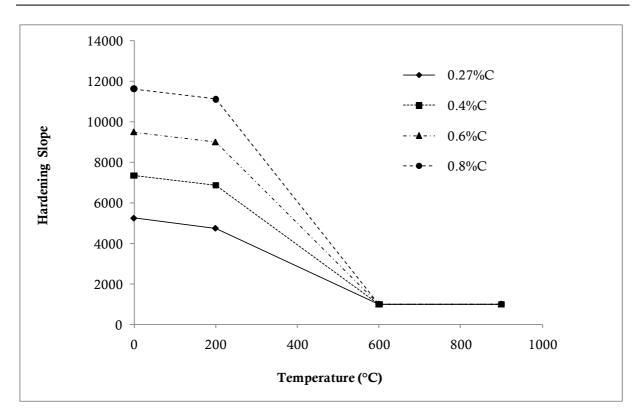


Figure IV- 16 Pente d'écrouissage de la martensite

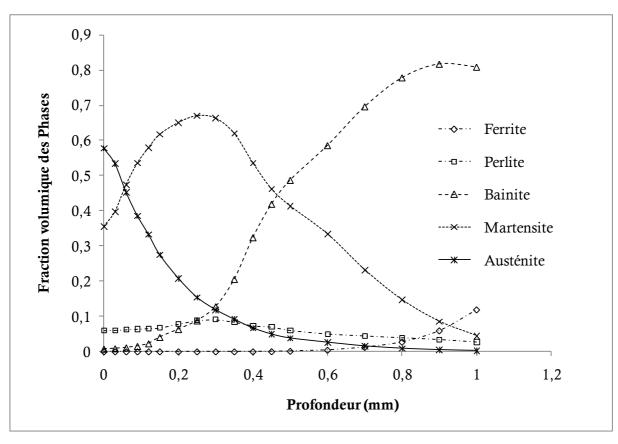


Figure IV- 17 Evolution de la fraction volumique des phases en fonction de la profondeur

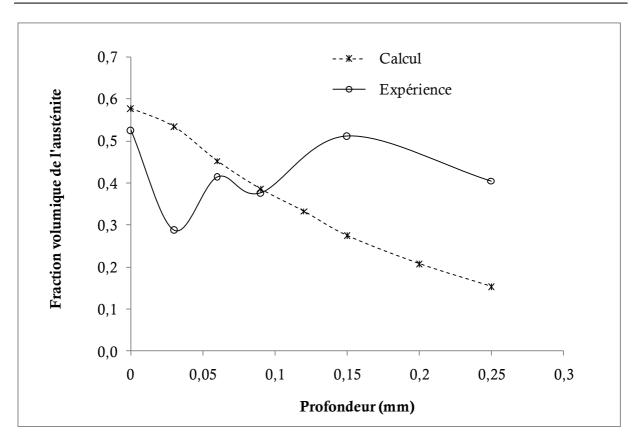


Figure IV- 18 Comparaison essai/calcul de la quantité de l'austénite

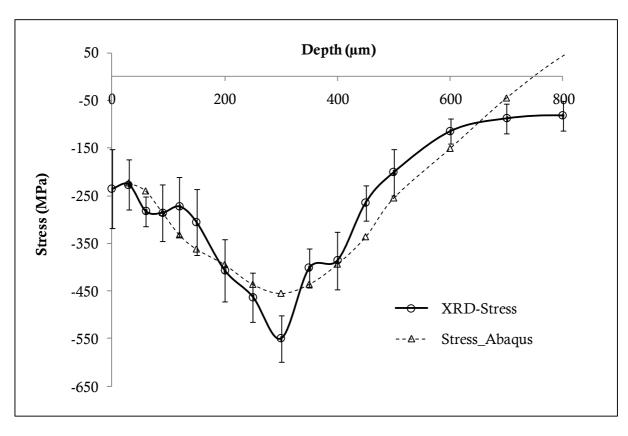


Figure IV- 19 Comparaison essai/calcul de contraintes résiduelles.

IV.8.5. Bilan

La figure IV-17 est en accord avec l'observation micrographique de la figure II-7. En effet, elle montre une présence, en quantité relativement élevée, de l'austénite sur une profondeur assez importante (400 μ m). Une fraction volumique pouvant atteindre 50 % en surface. Parallèlement, une baisse de fraction volumique de la martensite est observée dans la couche superficielle (200 μ m). Elle est maximale (70%) entre une profondeur de 200 μ m à 350 μ m, avant de diminuer progressivement jusqu'à cœur du matériau. La même évolution est observée en ce qui concerne les contraintes résiduelles (figure IV-19) : le niveau de contraintes de compression baisse proche de la surface, et atteint son maximum en sous-couche (300 μ m).

On note la présence d'une quantité infime de perlite dans la couche superficielle. L'expérience n'a pas détecté ce constituant métallographique. Cette présence n'est d'ailleurs pas souhaitable dans la mesure où elle abaisse la dureté car c'est un élément de faible dureté qui a tendance à abaisser la température du début de transformation martensitique Ms (cf. I.2.4.1), favorisant, par conséquent, la présence de l'austénite résiduelle.

La phase présente à cœur est essentiellement de la bainite. Cette observation n'est pas tout à fait conforme à l'observation micrographique (cf. figure II-7) où la présence de la martensite est notée. L'explication pourrait venir du fait que nos données matériaux, utilisées pour la modélisation, sont moins précises concernant la bainite, la ferrite et la perlite que l'austénite et la martensite. En effet, nous nous sommes essentiellement intéressés à ces deux dernières phases métallurgiques, partant du postulant que ce sont les seules phases présentes dans la zone où les contraintes sont en compression (couche superficielle). En outre, nous constatons une différence assez significative à cœur (à partir de 600 μ m) des profils des contraintes résiduelles déterminées expérimentalement et par le calcul numérique. En particulier, le calcul donne des contraintes de traction à partir de 600 μ m tandis que les contraintes déterminées expérimentalement restent en compression.

En dépit des difficultés liées à l'obtention des données matériaux, les différentes corrélations essais/modélisations sur les phases et les contraintes résiduelles sont relativement satisfaisantes. Ce travail pourrait constituer une perspective intéressante pour une modélisation entièrement numérique du grenaillage du matériau initialement carbonitruré (ou cémenté) que nous aborderons dans le prochain chapitre. En effet, dans le prochain chapitre, l'état mécanique après traitement thermochimique est déterminé expérimentalement (analysant les contraintes résiduelles par diffraction de rayon X). Cet état initial doit être introduit comme état initial pour le modèle du grenaillage. Outre les problèmes liés aux données matériaux, deux principales difficultés rendent difficile la modélisation entièrement numérique (enchainement traitement thermochimique suivit du grenaillage sous Abaqus): (a) la géométrie : nous avons vu que la modélisation de la cémentation a été effectué sur l'éprouvette entière, ce qui constitue un inconvénient majeur pour le calcul du grenaillage qui nécessite un temps de calcul plus important. (b) l'autre inconvénient est que les différents programmes permettant de tenir compte de la métallurgie sous ABAQUS sont écrits en implicite, ce qui est également un handicap pour le calcul de choc lors du grenaillage.

Chapitre V.

MODÉLISATION DU GRENAILLAGE EN TENANT COMPTE DE L'ÉTAT INITIAL APRÈS TRAITEMENTS THERMOCHIMIQUES

Techniquement, l'enchainement du calcul de carbonitruration suivi du grenaillage est parfaitement faisable en utilisant Metal7. Néanmoins nous sommes confrontés à des difficultés: outre le problème lié aux données matériaux, les différentes sous-routines utilisées par Metal7 ne sont valables en réalité que pour la version implicite d'Abaqus, ce qui représente un inconvénient majeur pour le calcul des chocs lors du grenaillage. D'autant plus vrai que, comme nous l'avons vu, la modélisation du procédé de carbonitruration a été réalisée avec 1/8 de l'éprouvette. En revanche, Metal7 pourrait aisément être adapté pour tenir compte de la transformation de l'austénite en martensite due à la déformation plastique, à condition d'être capable d'identifier tous les paramètres matériaux nécessaires à l'implémentation d'un modèle.

La solution la plus simple consisterait à projeter les résultats de la carbonitruration sur le modèle réduit du grenaillage par la méthode que nous allons expliciter dans ce chapitre. Dans ce qui suit, l'état après traitement thermochimique est déterminé expérimentalement : contraintes résiduelles, lois de comportement à gradient de propriétés. Cet état initial pourrait être également obtenu par modélisation comme nous l'avons vu au chapitre précédent. La modélisation du grenaillage doit tenir compte de cet état initial.

V.1. Introduction de contraintes résiduelles dans un code éléments finis

Les contraintes résiduelles jouent un rôle primordial sur la durée de vie en fatigue des pièces mécaniques. L'introduction volontaire des contraintes résiduelles de compression, par des procédés de traitements de surfaces : grenaillage, cémentation, nitruration, est d'ailleurs fréquemment d'usage dans les industries automobiles et en aéronautique. Les contraintes de compression s'opposent aux contraintes de traction en service retardant ainsi l'apparition des fissures. L'application d'un chargement extérieur, selon la nature du matériau et le type de traitement de surfacé utilisé (mécanique ou thermochimique) entraîne un rééquilibrage des contraintes résiduelles au sein de la pièce jusqu'à atteindre un état stabilisé [MAE99].

Que ce soit pour l'étude de phénomènes de relaxation de contraintes résiduelles [TOR02] ou l'estimation de la durée de vie en fatigue d'une pièce [FLA04] (détermination des paramètres des critères de fatigue dépendant des contraintes résiduelles), ou bien encore la modélisation du comportement élastoplastique d'un matériau traité superficiellement [CHA00], nous devons introduire les contraintes résiduelles comme état initial dans un code de calcul en éléments finis. Les valeurs de ces contraintes résiduelles peuvent être obtenues par l'analyse de diffraction des rayons X [CAS81]. Les contraintes résiduelles ont pour origine une hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle (macro et microscopique) [MAE99]. L'origine principale de contraintes résiduelles lors de traitements mécaniques (grenaillage, galetage) est l'incompatibilité des déformations plastiques [WOH84]. Dans le cas de la nitruration, elles viennent de l'incompatibilité volumique due aux phénomènes de diffusion : insertion d'azote et de carbone dans la maille ferritique, ainsi qu'à la formation des nitrures et des carbures [BAR92], [LOC98], [JEG10]. Dans le cas de la cémentation ou de la carbonitruration, la diffusion, l'incompatibilité de déformations plastiques et l'incompatibilité des déformations volumiques, due à la dilation différentielle et à la non-simultanéité des transformations

des phases lors de la trempe martensitique, participent activement à la genèse des contraintes résiduelles [SUG09].

L'évolution des contraintes résiduelles lors des chargements mécaniques résulte d'une replastification du matériau. Nous devons donc être vigilants sur la manière d'introduire ces contraintes résiduelles. En effet, le procédé de la nitruration ne fait pas intervenir la déformation plastique mais des phénomènes métallurgiques, les contraintes résiduelles qui en résultent sont mécaniquement stables et ne devraient donc pas être relaxées par le chargement extérieur [BAR92], [LOC98], [JEG10]. Les contraintes résiduelles doivent donc être introduites de manière à se superposer aux contraintes en service. Elles n'évoluent pas pendant le chargement. A l'inverse, le chargement extérieur fait évoluer les valeurs des contraintes résiduelles d'origine mécanique tant que la replastification est possible [DEV87]. Elles sont prises en compte dans la définition de la loi de comportement élastoplastique du matériau. Des techniques permettant de prendre en compte ces contraintes seront détaillées par la suite [AHD96]. Des difficultés viennent s'ajouter dans le cas de la cémentation et de la carbonitruration quand les phénomènes mécaniques et métallurgiques sont mis en jeu simultanément. Il n'est pas aisé, tout du moins par l'analyse de diffraction des rayons X, d'évaluer séparément l'influence de la mécanique et de la métallurgie.

Pour une surface régulière et un traitement uniforme, l'hypothèse de massif semi-infini peut être retenue. L'étude peut donc être menée sur un volume représentatif (pièce témoin), ce qui limite le temps de calcul. L'autre avantage est que nous pouvons, dans ce cas, établir analytiquement les relations reliant les contraintes aux déformations libres de contraintes. Ce sont des déformations incompatibles (hétérogènes), qui peuvent provenir de la plasticité, de la thermique ou des phénomènes métallurgiques (transformation de phases, précipitation, diffusion) et qui sont à l'origine des contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles résultent d'un équilibre global de la pièce. Elles dépendent donc fortement de la géométrie. En revanche, les déformations libres de contraintes sont liées aux propriétés du matériau et ne dépendent que de la profondeur (pour un traitement uniforme). Il est toujours possible de travailler sur une pièce étalon (massif semi-infini), d'en déduire les déformations libres de contraintes (à partir des contraintes résiduelles obtenues par diffractions des rayons X), et de les introduire dans des pièces de forme plus complexe. Les contraintes résiduelles seront obtenues par équilibrage global de la pièce [MAE99]. Car, selon notre hypothèse, pour un même matériau et même type de traitement, les déformations libres sont les mêmes perpendiculairement à la surface quelque soit la forme de la pièce, à l'image de la diffusion.

V.2. Relation entre contraintes résiduelles et déformations libres de contraintes pour un cas d'un massif semi-infini

Les traitements de surface affectent généralement la surface de façon homogène. Les contraintes et les déformations varient uniquement en fonction de la profondeur z. Les cisaillements (de contraintes et des déformations) dans les plans xy sont considérées nulles. La profondeur affectée par le traitement est faible comparée aux autres dimensions. Les calculs peuvent donc être effectués dans l'hypothèse d'un massif semi-infini. Bien que traité superficiellement, le matériau est supposé macroscopiquement isotrope. Dans l'hypothèse de petites déformations, la déformation totale $\underline{\varepsilon}^t$ se

décompose en déformations libres de contraintes $\underline{\underline{\varepsilon}}^l$ et en une déformation elastique $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$, qui compense l'incompatibilité des déformations libres de contraintes afin d'assurer la compatibilité de la déformation totale.

$$\underline{\varepsilon}^{t}(z) = \underline{\varepsilon}^{e}(z) + \underline{\varepsilon}^{l}(z) \tag{V-1}$$

La déformation libre de contrainte $\underline{\varepsilon}^{l}$ se décompose en déformation plastique $\underline{\varepsilon}^{p}$ et en déformation volumique $\underline{\varepsilon}^{v}$ (d'origine thermique ou métallurgique) [MOT86]:

$$\underline{\varepsilon}^{l}(z) = \underline{\varepsilon}^{p}(z) + \underline{\varepsilon}^{v}(z) \tag{V-2}$$

L'hypothèse de l'incompressibilité plastique se traduit par la relation suivante:

$$tr(\underline{\varepsilon}^{p}(z)) = 0 (V-3)$$

La déformation volumique est identique dans les trois directions x, y et z:

$$\varepsilon_{xx}^{v}(z) = \varepsilon_{yy}^{v}(z) = \varepsilon_{yy}^{v}(z) = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V}$$
 (V-4)

où $\frac{\Delta V}{V}$ est la variation de volume thermique ou de transformation de phase

Cette déformation élastique est à l'origine des contraintes résiduelles dans la pièce. Elles sont liées par la relation d'élasticité pour un matériau isotrope :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{e}(z) = \frac{1+\nu}{E} \cdot \underline{\underline{\sigma}}(z) - \frac{\nu}{E} \cdot tr(\underline{\underline{\sigma}}(z)) \cdot \underline{\underline{I}}$$
 (V-5)

E étant le module d'élasticité du matériau et ν le coefficient de Poisson

Les déformations totales étant compatibles, elles vérifient les six équations de compatibilité :

$$\varepsilon_{x,y}^{t}(z) + \varepsilon_{y,x}^{t}(z) - 2\varepsilon_{y,y}^{t}(z) = 0$$

$$\varepsilon_{y,z}^{t}(z) + \varepsilon_{z,y}^{t}(z) - 2\varepsilon_{y,z}^{t}(z) = 0$$

$$\varepsilon_{z,x}^{t}(z) + \varepsilon_{x,z}^{t}(z) - 2\varepsilon_{z,x}^{t}(z) = 0$$
(V-6)

traduisent la continuité de la courbure des fibres déformées

$$(\varepsilon_{zx,y}^{t}(z) + \varepsilon_{xy,z}^{t}(z) - \varepsilon_{yz,x}^{t}(z))_{,x} = \varepsilon_{xx,yz}^{t}(z)$$

$$(\varepsilon_{xy,z}^{t}(z) + \varepsilon_{yz,x}^{t}(z) - \varepsilon_{zx,y}^{t}(z))_{,y} = \varepsilon_{yy,zx}^{t}(z)$$

$$(\varepsilon_{yz,x}^{t}(z) + \varepsilon_{zx,y}^{t}(z) - \varepsilon_{xy,z}^{t}(z))_{,z} = \varepsilon_{zz,xy}^{t}(z)$$

$$(V-7)$$

traduisent la continuité de la rotation

Compte tenu de l'hypothèse sur les contraintes de cisaillement suivant x et y $(\sigma_{xy}(z) = \sigma_{yx}(z) = 0, \forall z)$, le tenseur de contraintes résiduelles peut s'écrire sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) = \begin{pmatrix} \sigma_{xx}(z) & 0 & \sigma_{xz}(z) \\ 0 & \sigma_{yy}(z) = \sigma_{xx}(z) & \sigma_{yz}(z) \\ \sigma_{zx}(z) & \sigma_{zy}(z) & \sigma_{zz}(z) \end{pmatrix}$$
(V-8)

Le champ de contraintes résiduelles est statistiquement admissible. En l'absence de forces volumiques, il vérifie les équations:

d'équilibres

$$div(\underline{\sigma}(z)) = 0 \Rightarrow \sigma_{ij,i} = 0$$
 dans le repère cartésien (V-9)

L'équation (V-9) est équivalente à :

$$\begin{cases}
\frac{\partial \sigma_{xx}(z)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{zx}(z)}{\partial z} = 0 \\
\frac{\partial \sigma_{yy}(z)}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{zy}(z)}{\partial z} = 0 \\
\frac{\partial \sigma_{xz}(z)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yz}(z)}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{zz}(z)}{\partial z} = 0
\end{cases}$$
(V-10)

ce qui conduit aux résultats suivants:

$$\begin{cases}
\sigma_{zx}(z) = C_1 \\
\sigma_{zy}(z) = C_2 \\
\sigma_{zz}(z) = C_3
\end{cases}$$
(V-11)

• les conditions aux limites à la surface de normale \vec{n}

$$\underline{\underline{\sigma}}(z) \cdot \vec{n} = 0 \tag{V-12}$$

avec
$$\vec{n} = \vec{z} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \end{pmatrix}_{0,x,y,z}$$
 \Rightarrow
$$\begin{cases} \sigma_{xz}(z) = C_1 = 0 \\ \sigma_{yz}(z) = C_2 = 0 \\ \sigma_{zz}(z) = C_3 = 0 \end{cases}$$
 (V-13)

Le tenseur de contraintes résiduelles peut alors s'écrire:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx}(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{xx}(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$
 (V-14)

Le champ des contraintes résiduelles étant auto-équilibré, il vérifie:

• l'équilibre des efforts normaux:

$$\int_{Sx} \sigma_{xx}(z) dy dz = 0 (V-15)$$

• l'équilibre des moments fléchissant:

$$\int_{Sx} z \sigma_{xx}(z) dy dz = 0 (V-16)$$

Les équations (V-5) et (V-14) nous permettent d'aboutir à la relation suivante:

$$\varepsilon_{xx}^{l}(z) = \frac{1 - v}{E} \cdot \sigma_{xx}(z) + \varepsilon_{xx}^{l}(z)$$

$$\varepsilon_{z}^{l} = \frac{-2v}{E} \cdot \sigma_{xx}(z) + \varepsilon_{z}^{l}(z)$$
(V-17)

par ailleurs les équations de compatibilité (V-6) donnent:

$$\varepsilon_{rx,zz}^{t}(z) = 0 \Rightarrow \varepsilon_{rx}^{t}(z) = Az + B$$
 (V-18)

Pour que la déformation ait une valeur finie en tout point, même pour $z \to \infty$, il est nécessaire que A soit nul. Ce qui donne:

$$\varepsilon_{x}^{l}(z) = \frac{1 - v}{E} \cdot \sigma_{x}(z) + \varepsilon_{x}^{l}(z) = B$$

$$\varepsilon_{z}^{l} = \frac{-2v}{E} \cdot \sigma_{x}(z) + \varepsilon_{z}^{l}(z)$$
(V-19)

En faisant l'hypothèse que le cœur du matériau n'est le siège d'aucunes déformations libres de contraintes, dans la mesure où il n'est pas affecté par les traitements, II est possible de calculer B:

$$B = \frac{1 - v}{E} \sigma_{xx}(coeur) - \varepsilon_{xx}^{l}(coeur)$$
 (V-20)

Pour un traitement superficiel, les contraintes à cœur sont nulles. D'où B=0. Finalement, dans le cas d'un massif semi-infini, nous pouvons relier les contraintes résiduelles aux déformations libres de contraintes par la relation:

$$\varepsilon_{xx}^{I}(z) = \varepsilon_{xx}^{P}(z) + \varepsilon_{xx}^{V}(z) = \frac{v(z) - 1}{E(z)} \cdot \sigma_{xx}(z)$$
 (V-21)

V.2.1. Cas d'un traitement de cémentation ou de carbonitruration

Comme nous l'avons évoqué dans la partie bibliographique, le traitement de la cémentation ou de la carbonitruration consiste à un enrichissement en carbone (et en azote dans le cas de la carbonitruration) de la couche superficielle. Il se déroule à haute température, en phase austénitique. Cet acier à gradient de carbone sera trempé par la suite dans un milieu adéquat pour obtenir une structure martensitique dure. La teneur en carbone joue un rôle prépondérant sur les transformations de phases. Elle diminue notamment la température du début de la transformation martensitique Ms [MIL99]. Du fait du gradient de carbone, la transformation de phases ne se déroule pas au même moment. Elle débute au cœur de la pièce où la quantité en carbone est la moins élevée. En fonction de la géométrie de la pièce et l'efficacité du milieu de trempe, le refroidissement ne se fait pas non plus simultanément dans toute la pièce. La haute teneur en carbone proche de la surface ne permet pas une transformation complète de l'austénite en martensite. Il subsistera une quantité d'austénite non transformée (austénite résiduelle). L'insertion de carbone dans la maille ferritique lors de la diffusion est également source d'incompatibilité volumique. Un couplage complexe de plusieurs phénomènes de diffusion, thermique, métallurgique et mécanique est alors responsable de la genèse de contraintes résiduelles. L'hypothèse de massif semi-infini est toujours valable. Comme nous l'avons vu précédemment, la déformation totale s'écrit :

$$\underline{\varepsilon}^{t}(z) = \underline{\varepsilon}^{e}(z) + \underline{\varepsilon}^{p}(z) + \underline{\varepsilon}^{v}(z) \tag{V-22}$$

La déformation plastique $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ se décompose en déformation plastique classique $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ et en déformation liée à la plasticité de la transformation $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ [MOT86].

$$\underline{\varepsilon}^{p}(z) = \underline{\varepsilon}^{cp}(z) + \underline{\varepsilon}^{tp}(z) \tag{V-23}$$

La déformation volumique $\underline{\varepsilon}^{\nu}$ se décompose en déformation thermique $\underline{\varepsilon}^{th}$ et en déformation métallurgique $\underline{\varepsilon}^{tm}$ (variation volumique liée à la transformation de phase).

$$\underline{\varepsilon}^{v}(z) = \underline{\varepsilon}^{th}(z) + \underline{\varepsilon}^{tm}(z) \tag{V-24}$$

Les contraintes résiduelles (et les phases présentes) après traitements thermochimiques, par l'analyse de diffraction des rayons X, sont supposées connues.

Les contraintes résiduelles sont les résultats d'incompatibilités des déformations plastiques et volumiques. En faisant l'hypothèse que la mécanique n'influe pas sur la thermique, ni sur la métallurgie, les déformations volumiques sont mécaniquement stables. La définition de l'état mécanique d'un matériau après cémentation ou carbonitruration consiste donc en une estimation de déformations plastiques. Sachant que nous disposons uniquement de contraintes résiduelles et des phases présentes après traitement analysées expérimentalement par diffraction des rayons X. Ces contraintes résiduelles "totales" étant le résultat d'incompatibilités des déformations à la fois plastiques et volumiques.

V.2.2. Estimation de déformations plastiques

Pour estimer les déformations plastiques, nous faisons d'autres hypothèses : la vitesse de refroidissement lors de la trempe est suffisamment rapide pour que seule la transformation de l'austénite en martensite ait pu se produire (c'est le but recherché dans la pratique). Cette transformation non diffusive ne dépend pas du temps. Elle débute à la température Ms et se poursuit uniquement par variation de la température. Ce type de transformation peut être décrit par la loi de Koistinen et Marburger [KOI59] :

$$y = 1 - \exp[k(Ms - T)^n]$$
 (V-25)

y: fraction volumique de l'austénite transformée en martensite k et n sont des coefficients expérimentaux

Les paramètres Ms, k et n nécessaires à l'implémentation de ce modèle sont identifiables expérimentalement (essais dilatométriques). Néanmoins, plusieurs corrélations empiriques sont proposées qui expriment ces paramètres en fonction de la composition chimique de l'acier (voir la partie bibliographique).

Dans le cas de la cémentation ou de la carbonitruration, les déformations volumiques peuvent être représentées simplement par une déformation thermo-métallurgique $\underline{\varepsilon}^{thm}$:

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{thm}(z) = \sum_{phases} y_i(z) \cdot \alpha_i(z) \cdot \Delta \theta(z)$$
 (V-26)

 y_i désigne les fractions volumiques d'austénite et de la martensite présentes

 α_i désigne un coefficient dilatation thermique pour chaque phase. Il dépend à la fois de la température et de la composition chimique

V.3. Méthodes de génération de contraintes résiduelles

Deux méthodes pour introduire des contraintes résiduelles dans un code de calcul vont être présentées. La première développée par Desvignes [AHD96] propose de rentrer les déformations libres de contraintes (qui ne dépendent pas de la géométrie comme nous l'avons évoqué précédemment) et de remonter aux contraintes résiduelles par équilibrage de la pièce. Cette méthode peut donc être utilisée même pour des géométries complexes. Nous verrons que l'hypothèse choisie est assez restrictive et ne permet pas de représenter au mieux tous les phénomènes physiques. La deuxième méthode est plus souple dans la mesure où les phénomènes physiques peuvent être définis. Toutefois, elle nécessite de pouvoir relier de façon analytique les contraintes résiduelles aux déformations libres de contraintes. Elle est donc utilisable que pour des géométries de formes simples.

V.3.1. Méthode de chargement thermique fictif (1ère méthode)

Certains codes de calcul en éléments finis tel qu'ABAQUS [ABA10] disposent des fonctionnalités permettant d'introduire l'état initial d'un matériau en termes de contraintes résiduelles, des déformations plastiques ainsi que de variables d'écrouissage. Pour ceux qui n'en disposent pas, Desvignes et Ahdad [AHD96] ont proposé une méthode pour introduire ces contraintes résiduelles. Cette méthode repose sur l'hypothèse que les contraintes résiduelles proviennent des incompatibilités des déformations plastiques. Elle est donc valable pour des contraintes d'origine mécanique. Les contraintes résiduelles résultent d'un équilibrage global [SAA95] de la structure, de manière à ce que les équations de compatibilité, les conditions aux limites et les équations d'équilibre soient respectées. Elles dépendent donc de la géométrie de la pièce, contrairement aux déformations plastiques dont elles sont issues. Celles-ci dépendent surtout, en effet, de la nature du matériau. L'idée est donc d'introduire des déformations plastiques et remonter aux contraintes résiduelles correspondantes par équilibrage de la pièce. Plus précisément, ces déformations plastiques seront générées par un chargement thermique fictif à l'aide des coefficients de dilatation thermiques que nous pouvons rentrer facilement comme une caractéristique du matériau.

V.3.1.1. Relation entre déformations plastiques et contraintes résiduelles

Pour des traitements purement mécaniques tels que le grenaillage ou le galetage, les déformations volumiques sont négligeables. Seules les déformations plastiques sont mises en jeu. D'après l'équation précédente (V-17), elles peuvent être reliées aux contraintes résiduelles par les expressions suivantes [ZAR90]

$$\sigma(z) = \sigma_{xx}(z) = \sigma_{yy}(z)$$

$$\varepsilon^{p}(z) = \varepsilon_{xx}^{p}(z) = \varepsilon_{yy}^{p}(z) = -\frac{1}{2} \cdot \varepsilon_{zz}^{p}(z)$$

$$\varepsilon^{p}(z) = \frac{v - 1}{E} \cdot \sigma(z)$$
(V-27)

V.3.1.2. Relation entre déformations plastiques et coefficients de dilatation

Considérons le cas d'un massif infini où les déplacements sont nul en tout point. En appliquant un chargement thermique, et sous l'effet de variation de la température, des déformations plastiques peuvent se produire. Elles dépendent naturellement du comportement élastoplastique du matériau. Pour établir la relation entre les déformations plastiques et les coefficients de dilatation qui en sont la cause, nous considérons que le matériau est isotrope, de comportement élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire.

Lorsque nous appliquons un chargement thermique, la déformation totale s'écrit :

$$\underline{\varepsilon}^{t} = \underline{\varepsilon}^{e} + \underline{\varepsilon}^{p} + \underline{\varepsilon}^{th} = 0$$
 (V-28)

où $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \underline{\underline{\alpha}} \cdot \Delta \theta$ représente le tenseur des coefficients de dilations thermique. $\Delta \theta$ variation de température.

La loi de Hooke pour un matériau isotrope s'écrit :

$$\underline{\sigma} = 2\mu\underline{\varepsilon}^{e} + \lambda tr(\underline{\varepsilon}^{e}) \cdot \underline{\underline{I}}$$
 (V-29)

où

$$\lambda = \frac{Ev}{(1+v)(1-2v)}$$
 et $\mu = \frac{E}{2(1+v)}$ sont les coefficients de Lamé

D'après les équations (V-28) et (V-29), nous obtenons :

$$\underline{\underline{\sigma}} = 2\mu \cdot (-\underline{\varepsilon}^{p} - \underline{\varepsilon}^{th}) + \lambda . tr(-\underline{\varepsilon}^{p} - \underline{\varepsilon}^{th}) \cdot \underline{I}$$
(V-30)

$$\underline{\sigma} = -2\mu\underline{\varepsilon}^{p} - 2\mu\underline{\varepsilon}^{th} + \lambda tr(-\underline{\varepsilon}^{th}) \cdot \underline{I} \qquad \text{car } tr(\underline{\varepsilon}^{p}) = 0$$

L'application du critère de plasticité de Von Mises, pour le matériau à écrouissage cinématique linéaire, nous donne :

$$(dev(\underline{\underline{\sigma}}) - \underline{\underline{X}}) : (dev(\underline{\underline{\sigma}}) - \underline{\underline{X}}) = \frac{2}{3} \cdot \sigma_{y}^{2}$$
 (V-31)

où $dev(\sigma)$ le tenseur de déviatorique du tenseur de contraintes σ .

 σ_{v} la limite d'élasticité initiale du matériau

 $\underline{\underline{X}}$ le tenseur variable d'écrouissage cinématique, tel que $\underline{\underline{X}} = C \cdot \underline{\varepsilon}^p = \frac{2}{3} \cdot h \cdot \underline{\varepsilon}^p$

où *h* désigne la pente d'écrouissage

En injectant (V-30) dans (V-31), l'expression suivante est obtenue:

$$(-2\mu \cdot dev(\underline{\varepsilon}^{p}) - 2\mu \cdot dev(\underline{\varepsilon}^{th}) - C \cdot \underline{\varepsilon}^{p}) : (-2\mu \cdot dev(\underline{\varepsilon}^{p}) - 2\mu \cdot dev(\underline{\varepsilon}^{th}) - C \cdot \varepsilon^{p}) = \frac{2}{car} \cdot \sigma_{y}^{2}$$

$$(V-32)$$

De plus, nous avons $tr(\underline{\varepsilon}^{p}) = 0$, ce qui nous donne :

$$dev(\underline{\varepsilon}^{p}) = \underline{\varepsilon}^{p} - \frac{1}{3} \cdot tr(\underline{\varepsilon}^{p}) = \underline{\varepsilon}^{p}$$
 (V-33)

L'équation (IV-32) devient alors :

$$(dev(-2\mu \cdot \underline{\varepsilon}^{th}) - (2\mu + C) \cdot \underline{\varepsilon}^{p}) : (dev(-2\mu \cdot \underline{\varepsilon}^{th}) - (2\mu + C) \cdot \underline{\varepsilon}^{p}) = \frac{2}{3} \cdot \sigma_{y}^{2}$$
(V-34)

L'équation (V-34) est équivalent à :

$$Tr(\left[\left(dev(-2\mu \cdot \underline{\varepsilon}^{th}) - (2\mu + C) \cdot \underline{\varepsilon}^{p}\right)\right]^{2}) = \frac{2}{3} \cdot \sigma_{y}^{2}$$
 (V-35)

Puisque dans notre cas les $\underline{\varepsilon}^{th}$ sont des déformations thermiques purement fictives, pour résoudre ce système, nous pouvons librement introduire une variable K telle que :

$$-2\mu \cdot \underline{\varepsilon}^{th}(z) = (2\mu + C) \cdot \underline{\varepsilon}^{p}(z) + K(z) \cdot \underline{\varepsilon}^{p}(z)$$
 (V-36)

De l'équation (V-35) et (V-36), nous déduisons l'expression de K telle que :

$$K(z) = \frac{\sigma_{y}}{3 \cdot \varepsilon_{xx}^{p}(z)}$$
 (V-37)

Connaissant \mathcal{E}^p nous pouvons aisément déterminer les coefficients de dilatation thermique fictifs correspondant aux contraintes résiduelles déterminées expérimentalement par :

$$\underline{\underline{\alpha}}(z) = -\frac{(2\mu + C + K(z))}{2\mu \cdot \Delta \theta} \cdot \underline{\underline{\varepsilon}}^{p}(z)$$
 (V-38)

V.3.1.3. Etapes de la modélisation

Les étapes suivantes doivent être suivies pour introduire les contraintes résiduelles comme état initial dans une pièce par la méthode développée par Desvignes (méthode appliquée ici dans un cas d'un massif semi-infini mais reste valable pour n'importe quelle géométrie) :

- i. Déterminer expérimentalement (analyse par diffraction des rayons X) les contraintes résiduelles en profondeur.
- ii. Calculer les déformations plastiques associées à ces contraintes résiduelles. Hypothèse massif semi-infini (équation V-27).
- iii. Dans les conditions de massif infini, calculer les coefficients de dilatation thermique, donnant ces déformations plastiques sous une variation de température $\Delta\theta = (\theta_1 \theta_0)$, θ_0 étant la température initiale prise nulle, donc $\Delta\theta = \theta_1$ (équation V-38).
- iv. Partitionner la pièce en plusieurs couches. Chaque couche aura des propriétés mécaniques différentes. Tout se passe comme si l'on avait, fictivement, plusieurs matériaux.
- v. Définir les propriétés élastiques (E, ν), la loi de comportement plastique du matériau qui, rappelons-le, est une loi d'écrouissage cinématique linéaire représentée par une droite de pente h qui est le coefficient d'écrouissage. Attribuer à chaque couche les coefficients de dilatation $\alpha(z)$ correspondants, qui seront variables en fonction de la température et définis comme suit :

$$\begin{cases} \alpha(z) \neq 0 (= \alpha(z) \text{ cal cul\'e}) & \text{si } 0 \leq \theta \leq \theta_1 \\ \alpha(z) = 0 & \text{sinon} \end{cases}$$
 (V-39)

vi. Mailler la pièce de manière à mettre en évidence le gradient des propriétés : maillage fin proche de la surface et grossi au fur et à mesure que l'on s'en éloigne.

- vii. Bloquer tous les degrés de liberté de la structure, et appliquer une température $\theta = \theta_1$. Grâce aux coefficients de dilatation, le calcul donnera les déformations plastiques voulues.
- viii. Débloquer les DDL en appliquant les conditions aux limites du problème : massif semi-infini conditions de symétrie sur les faces latérales. Les déformations plastiques seront inchangées sauf rééquilibrage plastique. Par l'équilibrage global du système, nous obtiendrons le tenseur complet des contraintes.
 - ix. Supprimer les contraintes d'origine thermique en appliquant une température $\theta = 0$, où les coefficients de dilatation sont nuls ($\alpha(z) = 0$).

V.3.2 Méthode par application des champs mécaniques dans un code de calcul (2ème méthode)

Abaqus permet d'introduire directement un état initial du matériau à l'aide des commandes adéquates. L'état de contraintes initiales peut directement être renseigné sur chaque point d'intégration d'éléments du maillage (via la carte *Initial conditions type=STRESS). Il en est de même pour des déformations plastiques (carte *Initial conditions type=PLASTIC STRAIN). La variable d'écrouissage, qui est la déformation plastique cumulée, permet de se positionner initialement sur la loi de comportement (la commande correspondante est la carte *Initial conditions type=HARDENING). Il s'agit donc de bien utiliser ses commandes afin de mieux représenter les phénomènes physiques. Des études sont menées pour comprendre le couplage entre ces différents paramètres sous Abaqus. Pour le traitement mécanique, différents cas sont analysés (cf. figure V-2):

- a. uniquement les composantes de la contrainte sont renseignées. Il s'agit de vérifier si les déformations plastiques sont estimées correctement.
- b. uniquement les composantes de la déformation plastique sont renseignées
- c. les composantes de la contrainte et les composantes de la déformation plastique sont renseignées
- d. les composantes de contraintes et la déformation plastique cumulée sont renseignées

La principale difficulté est de connaître, en chaque élément de maillage, les valeurs de ces différentes grandeurs. Cependant, dans les conditions de massif semi-infini, ce qui est souvent le cas pour des traitements de surface, il est possible, comme nous l'avons vu précédemment, de relier les déformations plastiques aux contraintes résiduelles. Quant à la variable d'écrouissage, elle est représentée par la déformation plastique équivalente aux sens de Von Mises donnée par l'expression suivante [LEM02] :

$$\varepsilon_{eq}^{p} = \left(\frac{2}{3} \varepsilon^{p} : \varepsilon^{p}\right)^{1/2} \tag{V-36}$$

Pour un massif semi-infini, d'après (V-27) nous obtenons :

$$\varepsilon_{eq}^{p}(z) = \left| 2 \cdot \varepsilon_{xx}^{p}(z) \right| \tag{V-37}$$

V.4. Applications

Pour illustrer les deux méthodes précédemment présentées, nous allons les appliquer sur un cas simple d'un massif parallélipédique de dimension $1\times1\times2\text{mm}^2$. Le maillage et les conditions aux limites du massif semi-infini sont illustrés à la figure V-1 (blocage surfaces latérales). Il s'agit du même massif utilisé pour le modèle du grenaillage, mais de dimension plus grande dans le plan XY de manière à minimiser les effets de bord lors de la mise en équilibre du massif (cf. V.5). La taille de maille dans le plan XY est de 0.1 mm. Sur la partie haute du massif (sur 1mm), nous avons la même progression en profondeur de la taille de maille que pour la Figure III-3 (modèle grenaillage). La taille de maille dans la partie inférieure du massif (1mm) est de 0.5 mm.

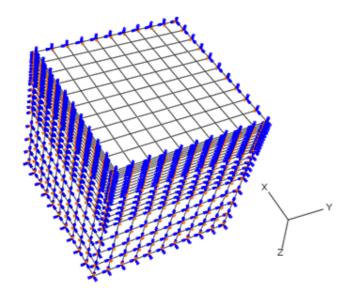


Figure V- 1 massif semi-infini pour l'étude : (blocage des surfaces latérales)

V.4.1. Traitement mécanique (Shot-peening)

Nous allons appliquer les méthodes sur un acier de nuance 29MnCr5 grenaillé à l'aide de billes en acier de diamètre 0.6mm (cf. figure II-10). Les analyses de contraintes résiduelles par diffraction de rayon X ont été menées sur cet acier. Ces contraintes sont introduites dans le code de calcul aux éléments finis Abaqus à l'aide de ces deux méthodes. Dans le cas du grenaillage, seules les déformations plastiques sont sources de contraintes résiduelles. La relation reliant les contraintes résiduelles nous permet de calculer les composantes de la déformation plastique (équation V-21) ainsi que la variable

d'écrouissage (équation V-37) (utile pour la deuxième méthode). La couche affectée par le grenaillage est environ 400µm (faible devant la profondeur totale : 4mm). L'épaisseur totale sera divisée en plusieurs couches. En particulier, la zone affectée par le grenaillage est divisée en onze sous-couches. La taille de différentes sous-couches (Tableau V.1) correspond à la norme suggérée par PSA [B152220] pour la filiation de dureté :

Tableau V.1 Dimensions des différentes sous-couches

Numéro de Couche	Epaisseur (µm)	Profondeur (µm)	
1 ^{ère}	30	30	
$2^{ m eme}$	30	60	
3 ^{ème}	30	90	
4 ^{ème}	30	120	
5 ^{ème}	30	150	
6 ^{ème}	50	200	
$7^{ m ème}$	50	250	
8 ^{ème}	50	300	
9 ^{ème}	50	350	
10 ^{ème}	50	400	
11 ^{ème}	50	450	
12 ^{ème}	50	500	
13 ^{ème}	100	600	
14 ^{ème}	100	700	
15 ^{ème}	100	800	
16 ^{ème}	100	900	
17 ^{ème}	100	1000	

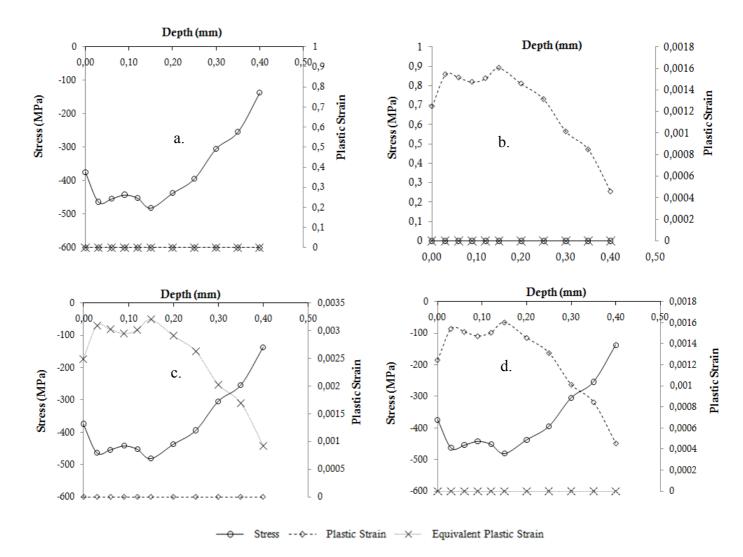
Numériquement, les conditions de massif semi-infini peuvent être obtenues en bloquant les déplacements suivant z de la surface inférieure et en imposants des conditions de symétrie de chaque surface latérale du massif (Figure V-1).

Pour la première méthode, les caractéristiques du matériau utilisées sont résumées dans le tableau V-2. Ces valeurs sont purement arbitraires (fictives) et ne sont que des moyens pour créer des déformations plastiques souhaitées.

Nous avons vérifié que les différents grandeurs (contraintes, déformations) ne dépendent bien que de la profondeur. Les profils peuvent donc être relevés à n'importe quel endroit du massif.

Tableau V- 2 Données matériau

E(MPa)	ν	$\sigma_{_{y}}(MPa)$	h	$\Delta heta$
210000	0.3	760	5	100°C



- a. Introduction de composantes de contraintes résiduelles (sans les déformations plastiques correspondantes, ni la déformation plastique équivalente).
- b. Introduction de composantes de déformations plastiques (sans les contraintes résiduelles correspondantes, ni la contrainte plastique équivalente).
- c. Introduction de composantes de contraintes résiduelles et la déformation plastique équivalente (sans les composantes de déformations plastiques).
- d. Introduction de composantes de contraintes résiduelles et de déformations plastiques (sans la déformation plastique équivalente).

Figure V-2 Couplage Abaqus pour l'introduction d'état initial

La figure V-2 montre l'effet des couplages de différentes commandes pour l'introduction d'un état initial sous Abaqus sur les profils. Il s'avère alors qu'Abaqus ne fait pas le lien direct entre les contraintes et les déformations plastiques initialement. Aucune valeur de contraintes résiduelles, de déformations plastiques et de la déformation plastique équivalente ne doit être omise pour définir correctement l'état mécanique du matériau après un traitement de surface (figure V-3).

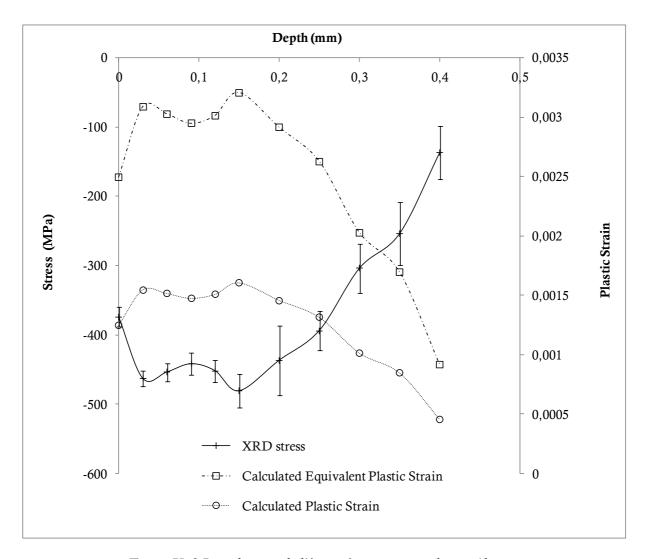


Figure V- 3 Introduction de l'état mécanique initial sous Abaqus

Pour la première méthode, les coefficients de dilatation thermique fictifs produisant les mêmes déformations plastiques sous une température de 100°C ont été calculés (figure V-4). Ces coefficients sont introduits pour chaque couche. Tous les nœuds du maillage sont initialement bloqués. Par un calcul thermique, sous une température de 100°C, on retrouve les mêmes déformations pastiques initiales. Dans un deuxième temps, les degrés

de liberté sont libérés (cf. Figure V-1 (a)). Seules les conditions de symétries sur la surface latérales sont gardées. Les déformations plastiques sont inchangées. En appliquant une

température de 0°C, où les coefficients de dilatation sont nuls, l'équilibrage global du système donne les contraintes résiduelles initiales.

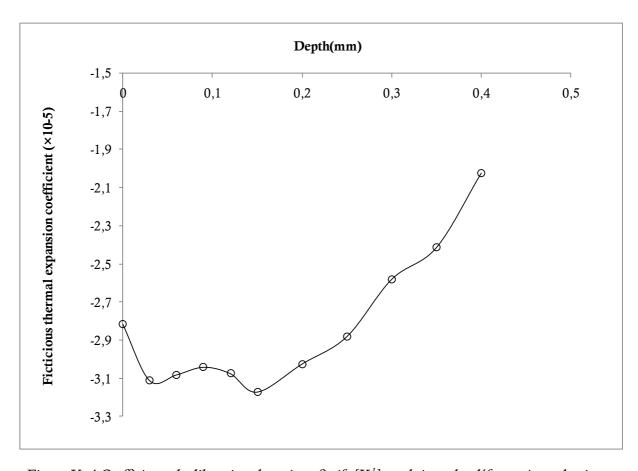


Figure V- 4 Coefficients de dilatation thermique fictifs [K-1] produisant les déformations plastiques

La contrainte de Von Mises, la déformation plastique équivalente, les contraintes et les déformations plastiques dans la direction *X* ont été comparées (figure V-5) pour les deux méthodes. On note la parfaite concordance.

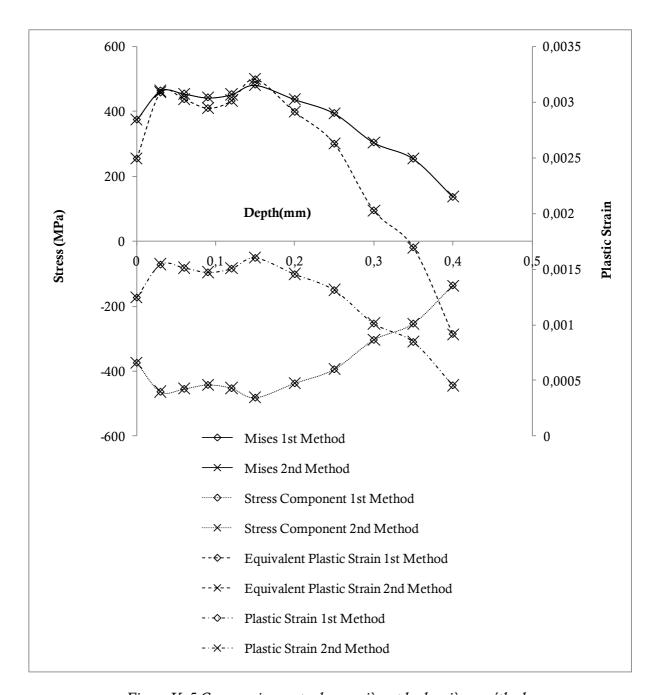


Figure V-5 Comparaison entre la première et la deuxième méthode

V.4.2. Traitements thermochimiques (cémentation ou carbonitruration)

Les déformations thermo-métallurgiques peuvent être déterminées expérimentalement par des essais dilatométriques. Mais, la mise en place de tels essais est difficile à mettre en œuvre. En effet, les essais doivent être réalisés pour chaque composition chimique représentant les différentes sous-couches, et ceci à haute température. Néanmoins, plusieurs auteurs [SAU04], [LI001], [GU006], [GU007], [GU005], et [KIK84] ont

entrepris un travail conséquent pour estimer les propriétés mécaniques et métallurgiques des matériaux, implantées notamment dans le logiciel JMatPro (Java-based Materials Property simulation software). Ce logiciel peut fournir, pour une composition chimique et une taille de grain données, plusieurs propriétés du matériau en fonction, par exemple, de la température et des constituants micrographiques

Nous travaillons toujours sur l'acier 29MnCr5 carbonitruré à 860°C et trempée dans de l'huile à 160°C. La figure V-6 montre des exemples de modélisation des essais dilatométriques à l'aide du logiciel JMatPro, au cœur de la pièce (qui contient 0.29%C) et en surface (qui contient 0.85%C et 0.3%N). On peut remarquer que la transformation de l'austénite a lieu d'abord à cœur où la température du début de transformation martensitique Ms, qui diminue en fonction du pourcentage de carbone et d'azote (cf. I.2.3.2.1), est la plus élevée.

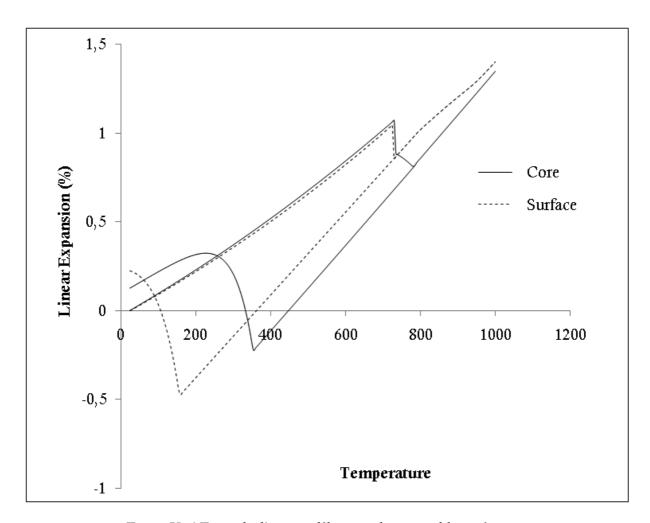


Figure V- 6 Exemple d'une modélisation des essais dilatométriques

La figure V-7 montre un profil de la déformation thermo-métallurgique en fonction de la profondeur, qui varie, en l'occurrence, en fonction de la composition chimique, en particulier des taux de carbone et d'azote. Conformément à ce qui a été dit dans la partie bibliographique [BAR05] (cf. I.3.3.2), l'augmentation du volume lors de la transformation martensitique est proportionnelle au pourcentage de carbone (et d'azote).

Par conséquent, la déformation volumique est maximale dans la couche superficielle et diminue en profondeur. Toutefois, une chûte est observée en extrême surface (sur une profondeur d'environ $100\mu m$) où la transformation martensitique est limitée, et où la fraction volumique de l'austénite résiduelle est importante.

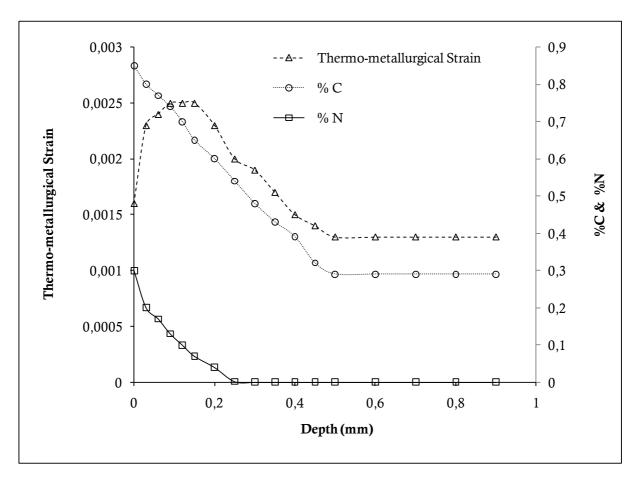


Figure V- 7 Profil de déformations thermo-métallurgiques en profondeur, fonction de pourcentage de carbone et d'azote à 25°C donné par JMatPro

Un profil de contraintes résiduelles de cet acier carbonitruré à été déterminé expérimentalement par analyse de diffraction de rayon X présenté à la figure V-8. Connaissant les contraintes résiduelles et les déformations thermo-métallurgiques, les déformations plastiques peuvent être calculées en utilisant l'équation V-21, de même que les déformations plastiques équivalentes présenté également sur la figure V-8:

$$\varepsilon_{xx}^{p}(z) = -\frac{1 - v(z)}{E(z)} \cdot \sigma_{xx}^{res}(z) - \varepsilon_{xx}^{thm}(z)$$
 (V-39)

Sur la figure V-8 est également présentée la déformation plastique équivalente sans tenir de la déformation volumique. La différence de l'état d'écrouissage (représenté ici par la déformation plastique équivalente), avec et sans prise en compte de la déformation volumique liée à la thermique et à la transformation de phase, est ainsi mise en évidence.

On peut noter par exemple que la déformation plastique équivalente maximale est plus proche de la surface et sa valeur est plus importante à cœur en considérant la déformation volumique que sans en tenir compte.

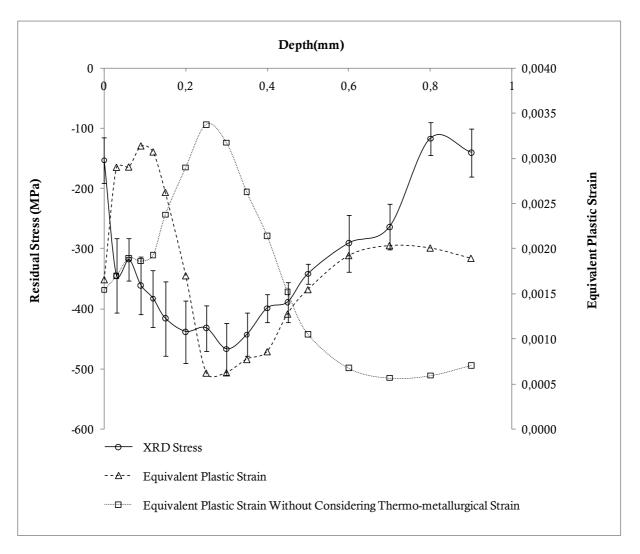


Figure V- 8 Profil de contraintes résiduelles d'un acier 29MnCr5 carbonitruré, déformation plastique équivalente correspondante, ainsi que la déformation plastique équivalente sans considérer la déformation thermo-métallurgique

V.5. Analyse de l'évolution de contraintes sous chargement mécanique

Par définition même de contraintes résiduelles, elles proviennent d'un équilibrage global de la structure. Cette partie a pour but d'analyser la réorganisation de celles-ci lorsque le matériau est soumis à un chargement mécanique. Le maillage, le chargement et les conditions aux limites sont présentés à la figure V-1.

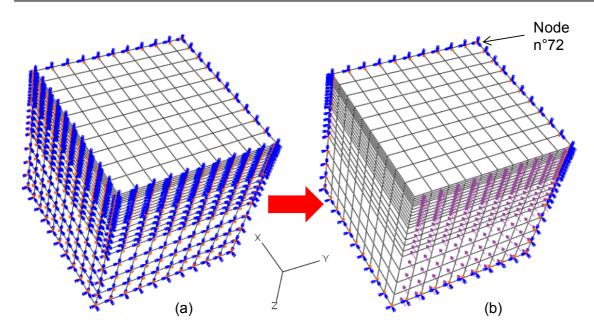


Figure V-9 (a) condition massif semi-infini : blocage des surfaces latérales. (b) condition d'équilibre du massif

Le matériau est supposé élastoplastique. Les caractéristiques élastiques du matériau restent les mêmes (E=210GPa,v=0.3). L'écrouissage est supposé isotrope, linéaire donnée sur la Figure V-10 :

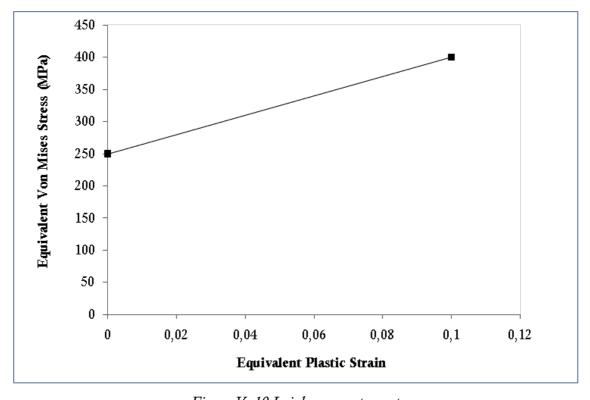


Figure V- 10 Loi de comportement

Avant le chargement, la valeur initiale de la déformation plastique équivalente dans la première couche est de 0.002493. Ce qui signifie que la valeur de la contrainte sur la surface de charge s'est déjà déplacée de 249MPa (la limite d'élasticité initiale du matériau non traitée) à une valeur supérieure (c'est-à-dire 253.2386MPa). C'est la nouvelle valeur de la limite d'élasticité du matériau qu'il faut franchir pour créer une déformation plastique additionnelle.

Nous allons simuler un essai de compression sur une face dans la direction X. Pour cela, nous commençons par libérer les degrés de liberté sur une des faces dans la direction X et une autre dans la direction Y de manière à ce que la pièce soit juste en équilibre, les conditions d'un massif semi-infini sont supprimées (Figure V-9 (b)). L'étude sera menée sur la première couche, sur le nœud n°72, nœud d'intersection des faces sur lesquelles les conditions aux limites de symétrie dans la direction X et Y sont maintenues (Figure V-9 (b)). Du fait du rééquilibrage de la pièce, la valeur de contrainte équivalente de Von Mises est passée de 374MPa à 118.229MPa. La nouvelle limite d'élasticité n'étant pas atteinte, la valeur de la déformation plastique reste inchangée (0.002493). Dans un deuxième temps, nous appliquons linéairement un effort de compression de 210MPa, sur la face libérée, dans la direction X (Figure V-9-(b)). La Figure V-11 montre l'évolution de contrainte de Von Mises et de déformation plastique équivalente avec les deux méthodes : Desvignes et Abaqus. Le résultat est le même dans les deux cas. Nous pouvons remarquer que la contrainte de Von Mises augmente tandis qu'aucune déformation plastique ne se produit jusqu'à dépasser une contrainte équivalente de Von Mises de 253.2386MPa, qui correspond à l'actuelle limite d'élasticité. Une nouvelle limite d'élasticité est alors créée. Et lorsque celle-ci est dépassée à nouveau, une nouvelle déformation plastique se produit et ainsi de suite.

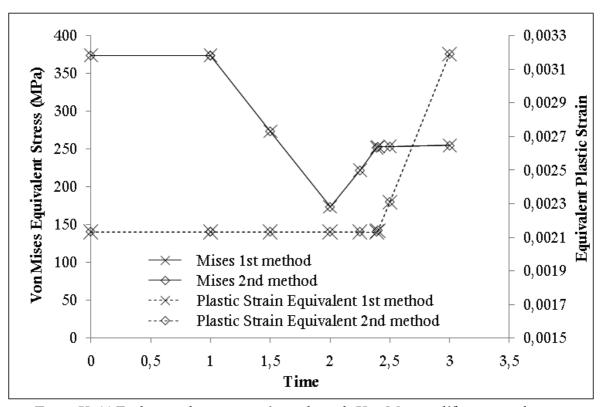


Figure V- 11 Evolutions de contrainte équivalente de Von Mises et déformation plastique équivalente

V.6. Discussion sur les deux méthodes

Nous avons vu dans cette étude comment introduire des contraintes résiduelles dans un code de calcul en éléments finis. La première méthode proposée par Desvignes, basée sur un calcul thermique fictif, a pour avantage de pouvoir être utilisée dans n'importe quel logiciel où le calcul thermomécanique est possible. Toutefois, sa validation est limitée aux cas des traitements mécaniques. Les fonctionnalités du logiciel Abaqus permettent, quant à elles, de découpler les déformations plastiques et les contraintes résiduelles. Elles permettent à cet égard de mieux représenter la réalité mais nécessitent une vigilance particulière sur les données à renseigner et sur le couplage qu'Abaqus en fait. Nous avons également vu, à partir d'un simple profil de contraintes résiduelles après traitement de surface, et à l'aide de certaines hypothèses, comment définir entièrement un état mécanique du matériau.

En fait l'association de ces deux méthodes permet de tenir compte de n'importe quelle géométrie et de définir avec précision les déformations libres de contraintes. Voici les étapes à suivre :

- Le même traitement est appliqué sur une pièce réelle (géométrie complexe) et une pièce étalon (massif semi-infini) du même matériau.
- Sur la pièce étalon, on effectuera des analyses des contraintes par diffraction des rayons X. Les déformations libres de contraintes correspondantes peuvent être calculées.
- Dans un premier temps, on fait l'hypothèse que les déformations libres de contraintes sont uniquement de type plastique. Par la méthode développée par Desvignes (lère méthode), nous pouvons générer des contraintes résiduelles au sein de la pièce réelle (des analyses de contraintes sur la pièce réelle peuvent servir de vérification).
- A ce stade, les contraintes dans la pièce sont correctes. Elles peuvent être posttraitées sur chaque élément de maillage de manière à pouvoir être réintroduites comme état initial par la deuxième méthode (Abaqus).
- Les déformations libres de contraintes sont erronées. Les déformations plastiques sont surestimées. Connaissant les déformations thermo-métallurgiques, nous pouvons calculer les déformations plastiques réelles comme nous l'avons vu précédemment. Elles seront rentrées comme état initial par la deuxième méthode.

Cette étude constitue la première étape de la modélisation du grenaillage des pièces initialement cémentées ou carbonitrurées. Les procédées de cémentation et de carbonitruration ne sont pas modélisés numériquement. Nous avons juste des profils de contraintes résultantes et devons les introduire comme conditions initiales dans le modèle du grenaillage. L'état initial, après traitement thermochimique, pourrait également être obtenu par la modélisation (cf. Chapitre IV) à condition de disposer de toutes les données matériaux

La prochaine question à se poser est la construction des lois de comportement qui soient représentatives de ce matériau à gradient des propriétés. C'est l'objet de la prochaine section.

V.7. Lois de comportement du matériau à gradient de propriétés

Après traitements thermochimiques, le matériau présente un gradient de propriétés mécaniques. Le matériau est donc hétérogène avant d'être grenaillé. La simulation numérique doit permettre de prédire l'évolution de ce dernier grâce à la loi de comportement adéquate. Cependant, des problèmes subsistent : une éprouvette représentative de ce matériau hétérogène ne peut être usinée pour y effectuer des essais. Cela aurait pour effet de rééquilibrer les contraintes résiduelles. Les moyens habituels pour caractériser la loi de comportement (essais de traction, flexion) ne sont pas exploitables dans notre cas. Deux méthodes pour tenir compte de ces gradients de propriétés mécaniques vont être présentées

V.7.1. Méthode de Chaussumier

Chaussumier [CHA00], dans sa thèse, a proposé une méthode pour essayer de contourner ce problème sur un matériau nitruré. Nous allons nous inspirer de sa méthode pour construire nos lois de comportement.

V.7.1.1. Estimation de la résistance à la traction

Des éprouvettes de traction (du même matériau) ont été placées dans les mêmes fours de cémentation et de carbonitruration. Elles ont cependant été protégées à l'aide d'un produit (insulite) de manière à éviter l'enrichissement en carbone (et en azote). Elles ont donc été soumises aux mêmes cycles thermiques (austénitisation, trempe) que les échantillons cémentés ou carbonitrurés sans que la composition chimique ait été modifiée. Ces éprouvettes non enrichies, que Chaussumier [CHA00] appelle le matériau de base, représenteront en fait ce qui se passe au cœur de l'éprouvette, là où la diffusion n'a pu parvenir. Les dimensions des éprouvettes sont suffisamment faibles pour justifier l'hypothèse selon laquelle les différentes variations volumiques dues aux changements de température et aux transformations de phase se font de manière parfaitement homogène. Par conséquent, aucune incompatibilité ne vient provoquer la genèse des contraintes résiduelles dans ces éprouvettes de traction bien qu'elles aient été trempées. Des essais de traction ont donc été menés sur ces éprouvettes de manière à prédire le comportement à cœur du matériau cémenté ou carbonitruré une fois soumis à un chargement. L'idée que propose Chaussumier est de déduire le comportement dans les différentes couches de la pièce à partir du comportement à cœur. Pour ce faire, il a exploité le seul essai qui ne relaxe que très peu les contraintes résiduelles : la filiation de dureté. Par ailleurs, plusieurs corrélations sont proposées qui relient la dureté aux propriétés mécaniques du matériau [FEL05], en particulier la résistance à la traction. Dans notre étude, nous nous inspirerons de la loi de Rabbe [CHA00]:

$$\sigma_{u}(z) = k \times Hv(z)$$
 (V-40)

avec

 $\sigma_{\rm u}(z)$ désigne la résistance à la traction dans les couches

Hv(z) désigne dureté dans les couches

k désigne le coefficient multiplicateur

La résistance à la traction du matériau de base σ_u (cœur) est directement identifiable sur les essais de traction qui ont été précédemment effectués. De plus, nous disposons de la filiation de dureté du matériau cémenté et carbonitruré (cf. chapitre II). En l'occurrence, la valeur de dureté à cœur Hv(cœur) est connue. L'application de la loi de Rabbe nous permet de déterminer le coefficient k:

$$k = \frac{\sigma_u(\text{cœur})}{H\nu(\text{cœur})}$$
 (V-41)

Barrallier [BAR92] et Locquet [LOQ98] ont fait remarquer que la couche nitrurée présente dans son épaisseur une évolution progressive du matériau dont elle est issue. Il n'existe pas, selon eux, de transition métallurgique nette. Chaussumier en tire alors deux conséquences : d'une part, il propose de prendre une valeur constante du coefficient k sur toute la profondeur. La dureté en profondeur étant connue, il est alors possible de calculer la résistance en traction en profondeur en utilisant l'équation V-40. Il suppose d'autre part une similitude de la loi d'écrouissage dans toutes les couches. Cette remarque faite par Barrallier et al. est supposée toujours valable dans le cas du matériau cémenté ou carbonitruré dans la mesure où les microstructures sont majoritairement martensitiques. Seule la quantité de carbone les diffère. En surface, où le taux de carbone est élevé, la martensite formée a une morphologie aciculaire. À cœur, où la quantité en carbone est faible, elle est en lattes. La transition entre ces deux domaines est progressive [MAE99].

V.7.1.2. Estimation de la capacité de déformation plastique en fonction de la profondeur

Les traitements thermochimiques augmentent les caractéristiques mécaniques du matériau telles que la limite d'élasticité σ_y , la résistance à la traction σ_u , la dureté, tandis que les capacités de déformations diminuent (A%, Z%).

Chaussumier a avancé l'hypothèse qu'en surface, la couche nitrurée a un comportement plutôt fragile. Cette conclusion vient du fait que lors de l'essai de traction, les fissures sont apparues soudainement et ont été accompagnées d'une émission sonore. Par ailleurs, la haute dureté atteinte en surface peut nous diriger vers cette hypothèse.

Dans le cas du matériau cémenté ou carbonitruré, cette hypothèse ne peut être retenue. En effet, l'austénite résiduelle en surface abaisse notablement la dureté. Et il est tout à fait imaginable de s'attendre à un certain écrouissage de cette couche lors des chargements. Nous ne possédons pas d'éprouvette ayant la composition chimique de la surface du matériau cémenté ou carbonitruré (0.8%C) afin d'y effectuer des essais de traction. La valeur de l'allongement en surface est donnée dans la littérature pour un matériau proche ou par le logiciel JMatPro. Cette valeur est aux alentours de 4%.

La capacité de déformation au cœur A%(cœur) est obtenue expérimentalement (toujours à l'aide de l'essai de traction sur le matériau de base). L'évolution de la capacité de la déformation en fonction de la profondeur est estimée en supposant qu'elle varie

linéairement entre la couche la plus dure, proche de la surface, et le cœur du matériau comme l'illustre la figure V-12.

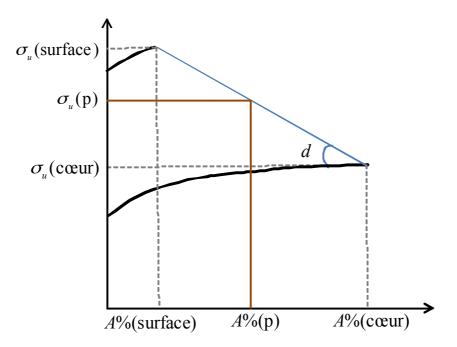


Figure V-12 Evolution de la capacité de déformation en profondeur

L'hypothèse selon laquelle l'allongement évolue linéairement entre la couche la plus dure et le cœur, dans les couches traitées, nous amène à définir une pente d de cette évolution :

$$d = \frac{\sigma_u(\text{cœur}) - \sigma_u(\text{surface})}{A\%(\text{cœur}) - A\%(\text{surface})} = \frac{\sigma_u(\text{cœur}) - \sigma_u(\text{p})}{A\%(\text{cœur}) - A\%(\text{p})}$$
(V-42)

Nous pouvons alors déduire l'allongement dans une profondeur p :

$$A\%(p) = A\%(cour) - \frac{1}{d}(\sigma_u(cour) - \sigma_u(p))$$
 (V-43)

Les paramètres A%(cœur), $\sigma_u(cœur)$, $\sigma_u(p)$ et d étant connus, A%(p) peut être calculé pour toute profondeur p.

V.7.1.3. Estimation de la limite d'élasticité

Par souci de simplification, le module de Young *E* et le coefficient de Poisson sont supposés constants en profondeur. Hypothèse que nous savons approximative dans les couches nitrurées [BAR92].

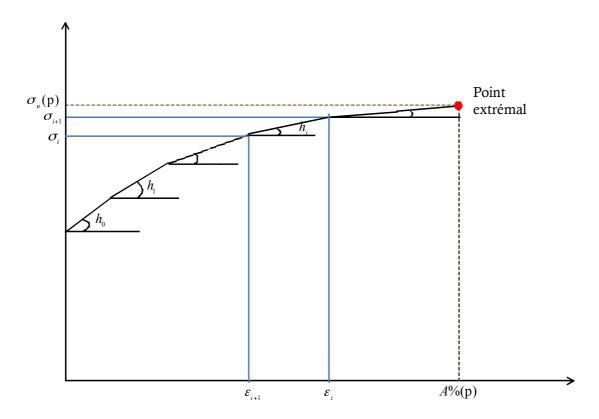


Figure V-13 Courbe d'écrouissage multilinéaire du matériau de base

Reprenons la loi d'écrouissage du matériau de base qu'on peut considérer multilinéaire. Chaque tronçon i, constituant la courbe d'écrouissage sur chaque plage de déformation, est représenté par une pente h_i . L'hypothèse de la similarité de la loi d'écrouissage du matériau à celle du matériau de base se traduit par le parallélisme des différents tronçons. En partant du point extrémal pour chaque profondeur, il s'agit de la résistance à la traction $\sigma_u(p)$ et la capacité de déformation A%(p), la limite d'élasticité $\sigma_y(p)$ peut être déduite en suivant les pentes de la courbe d'écrouissage.

$$h_{i} = \frac{\sigma_{i+1} - \sigma_{i}}{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_{i}}$$
 (V-44)

La valeur de contrainte au point i se déduit alors du point i+1. Rappelons qu'initialement les valeurs de contraintes et de déformations au point i+1 sont connues. Elles correspondent à la valeur au dernier point $(\sigma_u(p), A\%(p))$ sur la courbe d'écrouissage. Les ε_i sont les mêmes que pour le matériau de base.

$$\sigma_{i} = \sigma_{i+1} - h_{i}(\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_{i}) \tag{V-45}$$

En particulier:

$$\sigma_{v} = \sigma_{0} = \sigma_{1} - h_{0}(\varepsilon_{1} - \varepsilon_{0})$$
 correspond à la limite d'élasticité. (V-46)

V.7.1.4. Bilan

En résumé, sous différentes hypothèses, les étapes à suivre pour construire les lois de comportement en fonction de la profondeur de notre matériau à gradient de propriétés sont les suivantes :

- 1) Modélisation du comportement élastoplastique du matériau de base. Rappelons qu'il ne s'agit pas du matériau livré par l'aciériste, mais le matériau ayant subi le même cycle thermique que le traitement thermochimique. Il a été protégé, en y appliquant des produits tels que l'insulite ou par cuivrage, de manière à empêcher l'enrichissement en carbone (et en azote).
- 2) Détermination de la résistance à la traction $\sigma_u(p)$ en fonction de la dureté par des lois empiriques qui relient celle-ci à la dureté.
- 3) Détermination de la capacité de déformation en fonction de la profondeur.
- 4) Détermination de la limite d'élasticité en fonction de la profondeur.

La principale lacune de cette méthode est de ne pas représenter tous les phénomènes liés à la transformation de l'austénite en martensite lors du grenaillage. Entre autres, son effet sur le profil de contraintes résiduelles.

Un programme a été développé permettant de lire la loi d'écrouissage du matériau de base et la dureté en profondeur et de construire automatiquement les lois de comportement en fonction de la profondeur. La figure V-14 et la figure V-15 illustrent respectivement l'évolution de la courbe d'écrouissage en fonction de la profondeur d'un matériau cémenté et d'un matériau carbonitruré par la méthode proposée par Chaussumier.

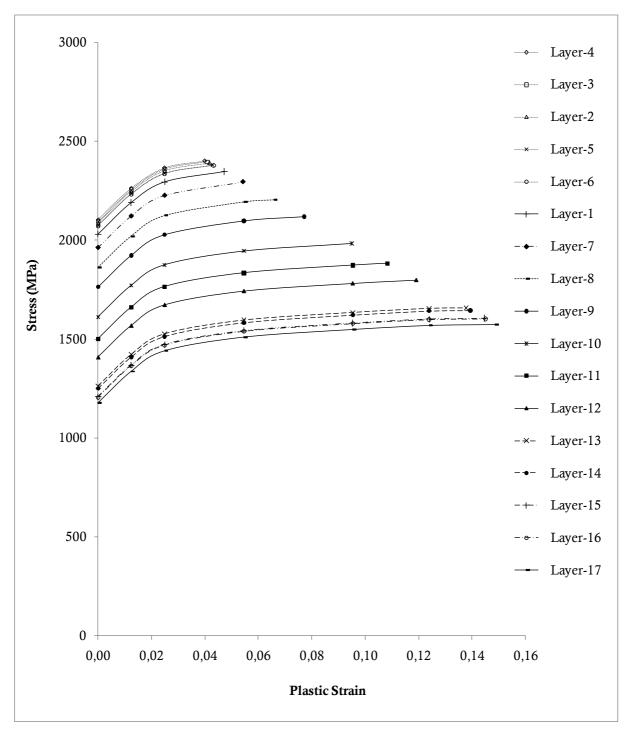


Figure V- 14 Loi d'écrouissage d'un matériau à gradient de propriétés d'un matériau cémenté par la méthode Chaussumier. Couches 1 à 17 pour des profondeurs respectives de 30-60-90-120-150-200-250-300-350-400-450-500-600-700-800-900-1000 µm

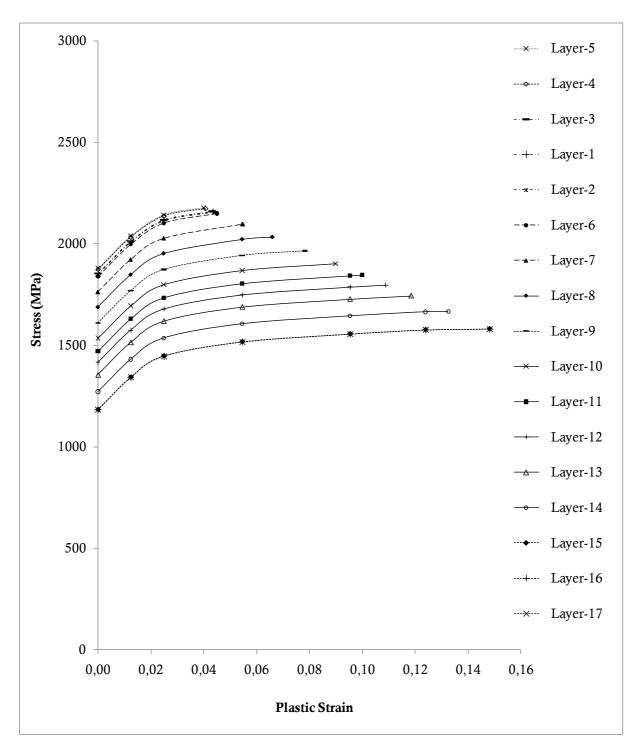


Figure V- 15 Loi d'écrouissage d'un matériau à gradient de propriétés d'un matériau carbonitruré par la méthode Chaussumier

V.7.1.5. Corrélations Essais/modélisations

En utilisant les méthodes d'introduction de contraintes résiduelles et la loi de comportement du matériau à gradient des propriétés vues précédemment, les résultats

suivants présentent les comparaisons entre les contraintes résiduelles dans la direction X obtenues expérimentalement par diffraction des rayons X et celles données par la modélisation numérique sous Abaqus. Les paramètres de la modélisation du grenaillage sont les mêmes que pour l'impact de douze billes d'un matériau non traité thermochimiquement vu précédemment. Comme dans le cas de la modélisation du grenaillage sans traitement thermochimique, les résultats ont été obtenus en effectuant la moyenne en profondeur. Nous discuterons des moyennes dans les deux zones de la figure III-37.

V.7.1.5.1. Cémentation

V.7.1.5.1.1. Moyenne dans la zone 1

La figure V-16 correspond à une moyenne en profondeur de contraintes $\sigma_{XX}(z) - \sigma_{ZZ}(z)$ dans la zone 1. La contrainte en surface est assez bien évaluée par la simulation numérique. Un écart d'environ 400 MPa est observé entre le niveau maximal de contraintes expérimental et numérique. La profondeur où cette contrainte est maximale est, toutefois, bien estimée par le calcul. Il en est de même pour la profondeur affectée par le grenaillage (200µm)

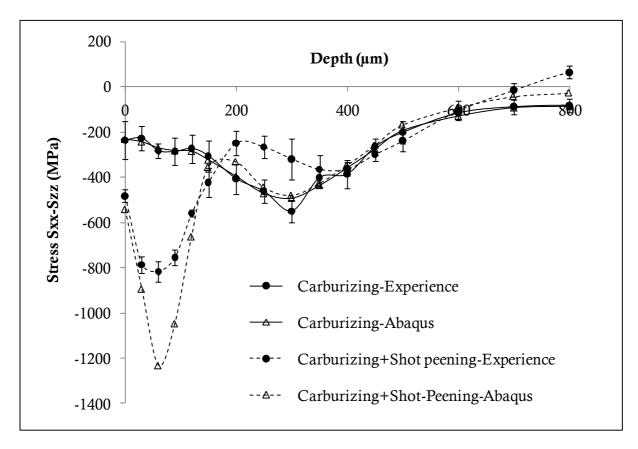


Figure V- 16 Comparaison Essais/modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau cémenté avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier). Moyenne dans la zone 1

V.7.1.5.1.2. Moyenne dans la zone 2

La figure V-17 montre une meilleure précision entre essai et modélisation de contraintes résiduelles en moyennant dans la zone 2. La déformation plastique équivalente modélisée correspondante est illustrée à la figure V-18. La valeur de contrainte en surface et l'allure de contraintes de compression (la profondeur), dues au grenaillage, sont assez bien évaluées. La profondeur où le niveau de contrainte de compression (environ 60 µm) est maximum est également bien estimée par le calcul. Néanmoins, un écart d'environ 100 MPa de cette contrainte maximale est noté entre le calcul et l'essai. Le calcul a tendance à surestimer cette valeur de contrainte maximale.

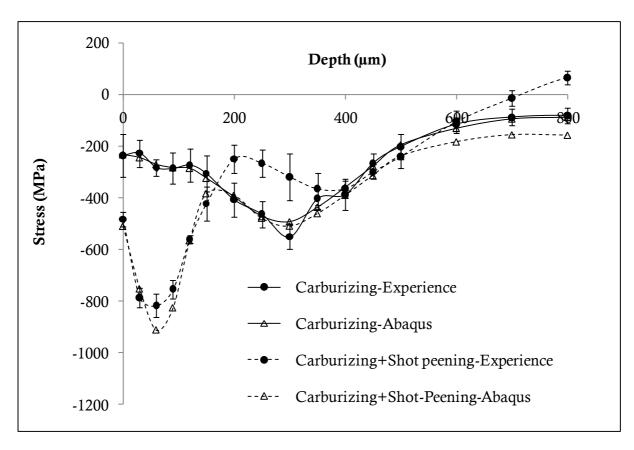


Figure V-17 Comparaison Essais/modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau cémenté avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier). Moyenne dans la zone 2

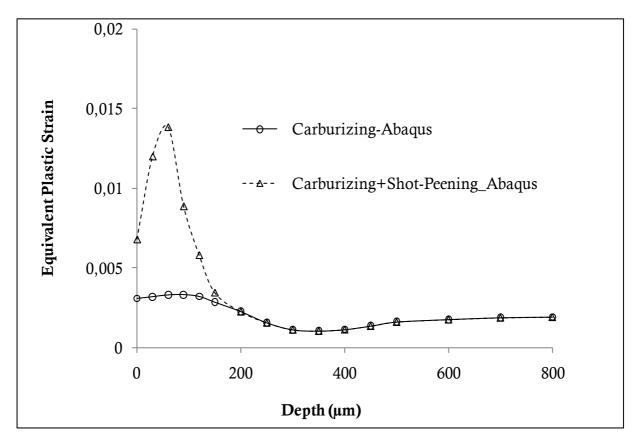


Figure V- 18 Déformation plastique équivalente modélisée d'un matériau cémenté avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier)

V.7.1.5.2 Carbonitruration

V.7.1.5.2 1. Moyenne dans la zone 1

La figure V-19 montre une moyenne en profondeur de contraintes $\sigma_{XX}(z) - \sigma_{ZZ}(z)$ dans la zone 1 pour un matériau carbonitruré. La comparaison de contrainte en surface et le niveau maximal de contraintes présente un écart d'environ de 200 MPa entre le calcul et l'expérience. La profondeur où la contrainte est maximale est bien évaluée par le calcul (60µm). La profondeur affectée par le grenaillage est également bien estimée par le calcul (200µm)

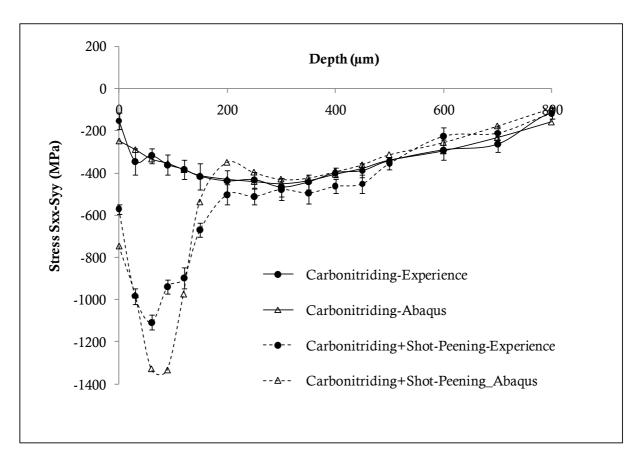


Figure V- 19 Comparaison Essais/Modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau carbonitruré avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier). Moyenne dans la zone 1

V.7.1.5.2.2 Moyenne dans la zone 2

La figure V-20 montre une comparaison entre essai et modélisation des contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau carbonitruré (les contraintes dans la direction Z étant négligeables en moyennant dans la zone 2). La moyenne a été effectuée dans la zone 2 et une meilleure précision est obtenue. Un exemple de calcul implicite y figure également. Une meilleure estimation est obtenue avec le calcul implicite de la profondeur en compression, mais le temps de calcul est trop conséquent. En revanche, le calcul explicite est plus précis en ce qui concerne la valeur de contrainte en surface, le niveau maximal de contraintes de compression ainsi que la profondeur où cette contrainte est maximale. Le maillage pour le calcul implicite (finesse 4) est plus grossier que celui d'explicite (finesse 4). La déformation plastique équivalente modélisée correspondante est illustrée à la figure V-21.

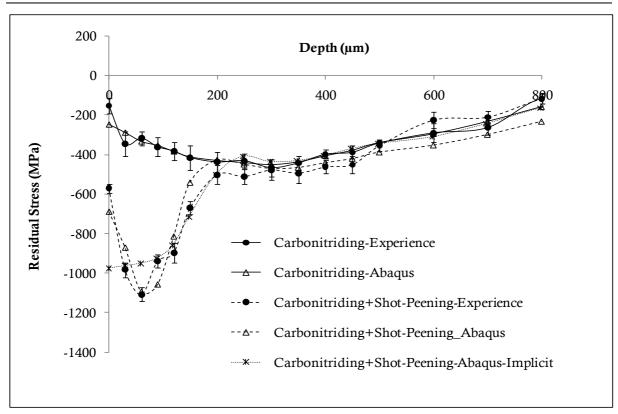


Figure V- 20 Comparaison Essais/Modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau carbonitruré avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier) Moyenne dans la zone 2

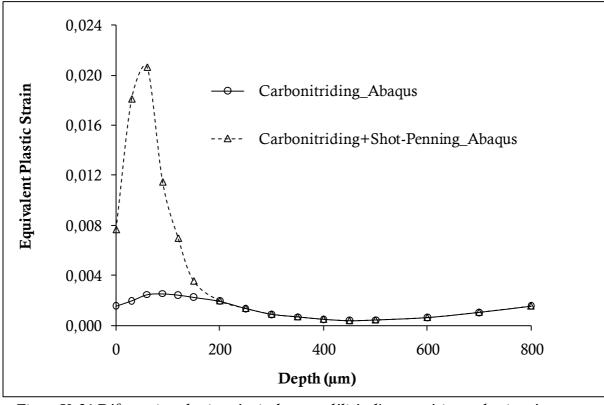


Figure V-21 Déformation plastique équivalente modélisée d'un matériau carbonitruré avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier)

V.7.2. Exploitation de la modélisation de l'essai Jominy

Une autre méthode de construction des lois de comportement élastoplastique à gradient de propriétés va être présentée dans cette section. Aucun essai de traction n'est nécessaire pour cette méthode. Les différentes propriétés physiques du matériau sont estimées à l'aide des corrélations empiriques en fonction de la composition chimique. Sous certaines hypothèses, cette méthode tient compte de l'histoire métallurgique du matériau lors de la trempe. Elle est basée sur l'exploitation de la modélisation de l'essai de Jominy fournie par JMatPro. Elle exploite également la dureté en profondeur.

V.7.2.1. Principe

Rappelons, tout d'abord, que l'essai Jominy (cf. figure V-22) avait pour but de caractériser de façon globale la trempabilité de l'acier. En voici le principe [SCH93] : après austénitisation, une éprouvette normalisée est refroidie par un jet d'eau perpendiculaire à la face inférieure (a). Sur différents points bien définis, on mesure la dureté sur un méplat usiné longitudinalement (b). Et on reporte la valeur de dureté J(x) en fonction de la distance de l'extrémité trempée (c) (essai défini par la norme NF EN ISO 642).

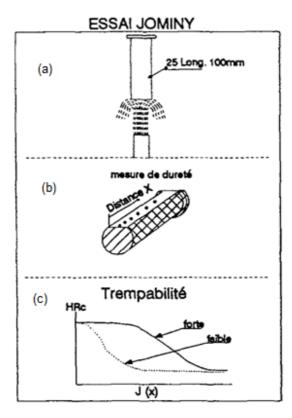


Figure V- 22 Essai Jominy [SCH93]

Du point de vue de la modélisation, le travail de Just [JUS87] a permis d'exprimer la courbe Jominy (dureté) en fonction de la composition chimique sur différents points de

l'éprouvette Jominy (distance par rapport à l'extrémité trempée). Il propose, par exemple, la formule suivante pour des aciers de teneur en carbone supérieure à 0.29 :

$$J_d = 78 \text{ C \%} + 22 \text{ Cr \%} + 21 \text{ Mn \%} + 6.9 \text{ Ni \%} + 33 \text{ Mo \%} - 16.1 \text{ (d) } 0.5 + 1.17 \text{ d} + 18$$

$$J_d \text{ désigne la dureté (en HRC) à la distance d.}$$
(V-47)

Le modèle implémenté sous JMatPro [SAU98] reprend l'approche de Kirkaldy et al. [KIR84], qui consiste à associer à la barre Jominy des diagrammes TRC et TTT. À chaque position le long de la barre Jominy correspond une loi complexe de refroidissement. Ces auteurs ont établi une formule permettant de calculer la courbe de refroidissement pour chaque position :

$$\dot{T} = -(T_a - 297) \frac{4\eta}{\sqrt{\pi} d^2} \phi^3 \exp(-\phi^2)$$
avec
$$\phi = \sqrt{\frac{\pi}{2}} \left(\frac{T - 297}{T_a - 297} \right) + 0.4406 \left(\frac{T - 297}{T_a - 297} \right)^{3.725}$$
(V-48)

 η est la diffusivité thermique à une distance d le long de la barre Jominy. T la température et T_a la température d'austénisation

Il est donc possible de déterminer l'évolution de la microstructure, en particulier l'état final [SAU04], ainsi que la dureté correspondante [HON80]. Une fois la dureté obtenue, elle peut être reliée [LI001] aux propriétés mécaniques telles que la limite d'élasticité et la résistance à la traction en se basant notamment sur les relations développées par Tabor [TAB51], qui relient les contraintes aux déformations utilisant les lois de Ludwig.

V.7.2.2. Construction de la loi de comportement

Notre méthode repose sur l'hypothèse qu'à une dureté donnée correspond une loi de refroidissement et une microstructure données. Un matériau qui a la même composition chimique, a été soumis aux mêmes conditions d'austénitisation et a la même dureté qu'un point sur l'éprouvette Jominy est donc supposé avoir les mêmes caractéristiques (métallurgiques et mécaniques).

Dans la pratique, JMatPro prend en entrée la composition chimique et la taille de grain austénitique de l'acier D. Cette dernière dépend des conditions d'austénisation et est calculée en utilisant la formule ci-dessous :

$$D^a = Ct \exp(\frac{-Q}{RT}) \tag{V-49}$$

avec

D taille de grain (mm). C constante du matériau. a constante du matériau. Q énergie d'activation. R constante de gaz. T température (K). t temps (s). Les valeurs suivantes donnent des résultats satisfaisants et sont généralement utilisées : a = 4, $C = 0.4948 \times 10^{14} \, mm^4 / \, s$, Q/R = 63900.

Nous supposons que la diffusion du carbone (et de l'azote) n'affecte pas les autres éléments d'alliage dans les couches traitées. La couche traitée présente alors un gradient de composition chimique, qui ne varie qu'en fonction de la teneur en carbone (et de l'azote en carbonitruration). À priori, la composition chimique pour une profondeur donnée est sensiblement la même que celle à cœur (le matériau de base: 29MnCr5), mais avec une teneur en carbone (et d'azote) correspondant au résultat de la diffusion. Chaque couche a donc en commun les éléments d'alliage suivants (cf. Tableau II.1 de la section II.1):

Tableau V. 3 Eléments d'alliage commun aux différentes couches cémentées (% massique)

A1	Cr	Cu	Mn	Si	Ti	P	S
0.015	1.15	0.3	1.25	0.25	0.005	0.025	0.025

À ce stade de notre étude, les profils de carbone et d'azote sur des éprouvettes de pièces cémentées ou carbonitrurées, qui nous donnent précisément le pourcentage à une profondeur donnée de la pièce, n'ont pas été déterminés expérimentalement. À défaut, nous supposerons que la diffusion de carbone et de l'azote suit le domaine supérieur de l'exigence PSA (cf. figure V-23).

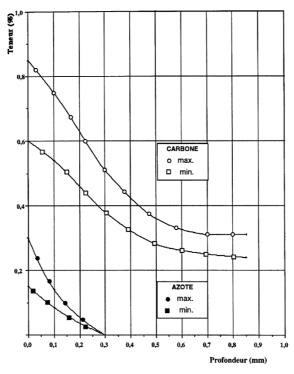


Figure V- 23 Profil carbone et azote défini par la norme PSA [B531346]

Ainsi, connaissant la composition chimique des différentes couches et la dureté obtenue expérimentalement, la modélisation de l'essai Jominy fournie par JMatPro nous donnera la loi de comportement élastoplastique correspondant à cette dureté. La dureté étant liée directement à la vitesse de refroidissement et à une microstructure donnée. La pièce est hétérogène, telle un composite. Elle sera découpée en plusieurs sous-couches de caractéristiques mécaniques différentes.

La figure V-24 présente une comparaison entre la courbe Jominy obtenue expérimentalement et celle obtenue par la modélisation JMatPro de l'acier 29MnCr5 et prouve la pertinence du modèle JMatPro. La figure V-25 montre les différents constituants micrographiques correspondants (donnés par JMatPro).

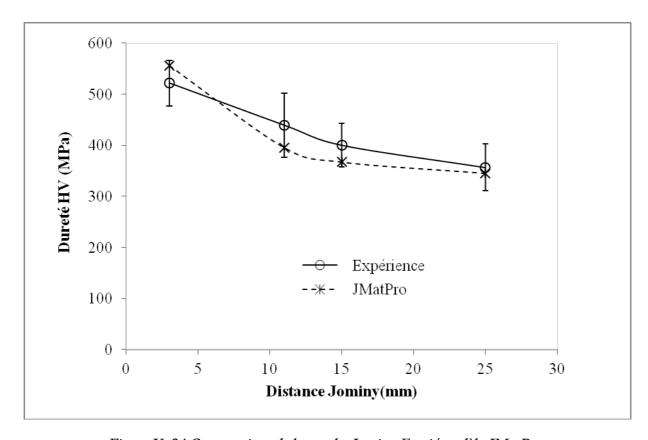


Figure V-24 Comparaison de la courbe Jominy Essai/modèle JMatPro

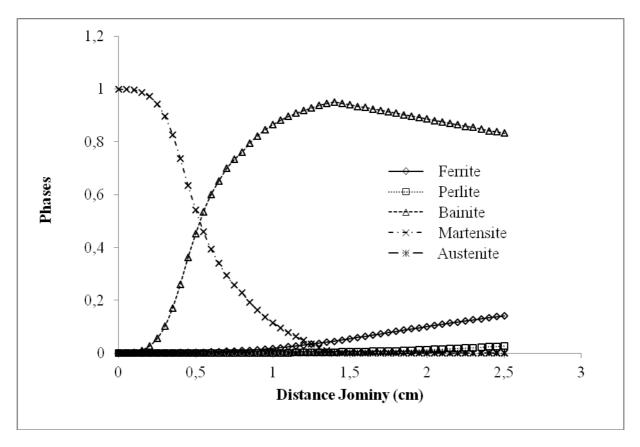


Figure V-25 Constituants micrographiques le long de la barre Jominy donnés pas JMatPro

V.7.2.3. Illustration de la méthode

Nous allons illustrer la méthode sur la première couche dans le cas de la cémentation, d'épaisseur 0.03mm, de dureté HV=741, de teneur en carbone %C=0.85.

Pour le traitement de cémentation, la phase d'austénitisation et de diffusion du carbone se déroule pendant 42 min à une température de 940°C. JMatPro estime que dans ces conditions, la taille de grain vaut 6.5 ASTM (≈41,9 microns). Nous simulons un essai Jominy (cf. figure V-26) sur un matériau présentant la composition suivante :

Tableau V. 4 Composition chimique de la première couche cémentée (% massique)

A1	Cr	Cu	Mn	Si	Ti	С	P	S
0.015	1.15	0.3	1.25	0.25	0.005	0.85	0.025	0.025

En résultats, nous avons accès à des valeurs de caractéristiques mécaniques (dureté, limite d'élasticité, résistance à la traction) en différents points de l'éprouvette Jominy.

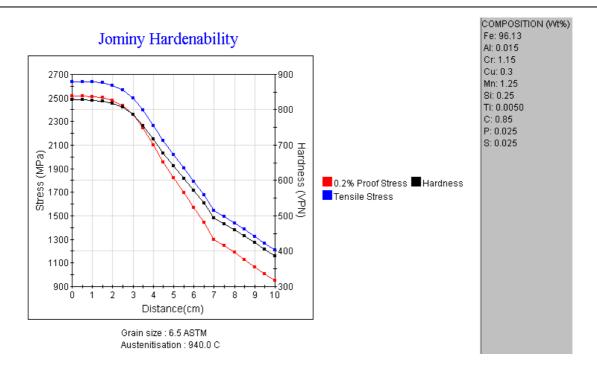


Figure V- 26 Essai Jominy par JMatPro

Nous lisons alors la valeur de dureté proche de la dureté mesurée expérimentalement (ici HV=762). JMatPro fournit directement une loi de comportement correspondant (cf. figure V-27)

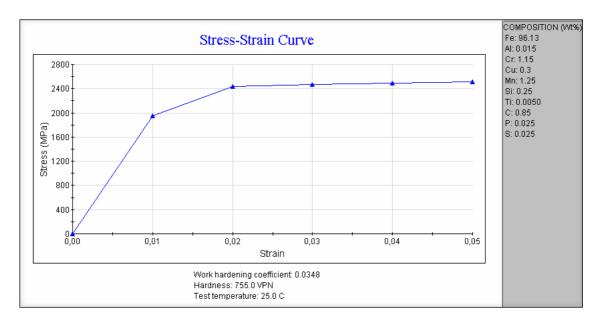


Figure V- 27 Loi de comportement pour une dureté Hv=755

V.7.2.4. Résultats

De même que pour la méthode Chaussumier vue précédemment, le massif est divisé en plusieurs sous couches. Les dimensions de différentes couches sont rappelées au Tableau V.5 (norme PSA [B152220] pour la filiation de dureté de ce matériau) :

V.7.2.4.1. Cémentation

La même méthode est reproduite pour les différentes couches cémentées illustrées sur la figure V-28. Nous obtenons alors la loi d'écrouissage en profondeur de la couche cémentée (figure V-29).

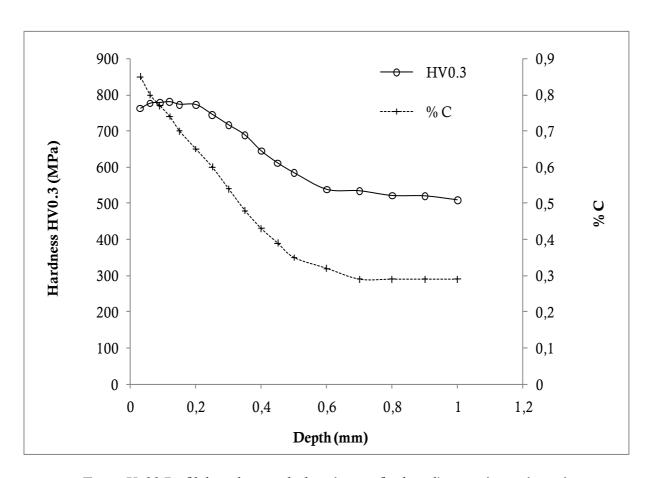


Figure V-28 Profil de carbone et de dureté en profondeur d'un matériau cémenté

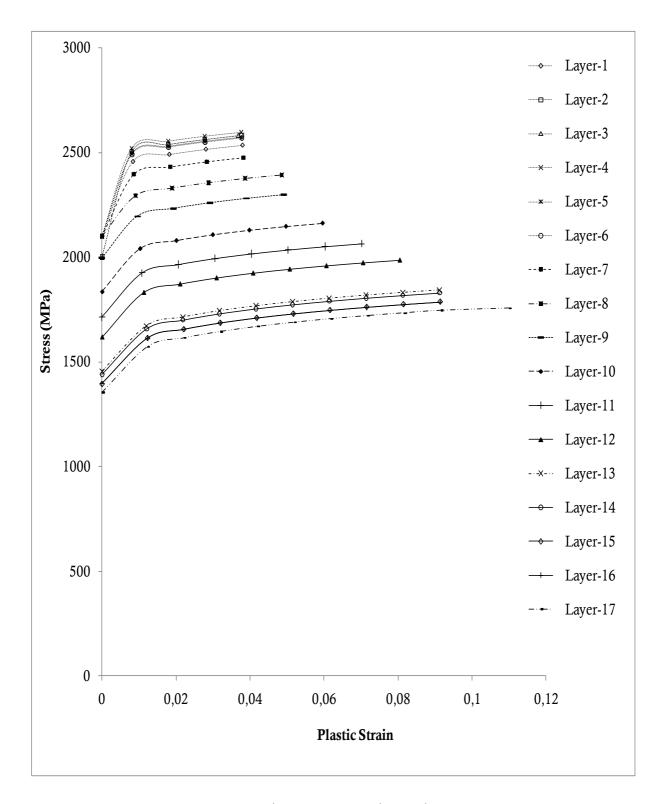


Figure V-29 Loi de comportement des couches cémentées

V.7.2.4.2. Carbonitruration

Pour la carbonitruration, la phase d'austénitisation et de diffusion se déroule pendant 180 min à une température de 860°C. JMatPro nous donne alors 7.9 ASTM (≈26.4 microns) comme valeur de taille de grain.

La même démarche que pour la cémentation est adoptée en prenant en compte la diffusion de l'azote en plus. Les figures V-30 et V-31 présentent les résultats obtenus :

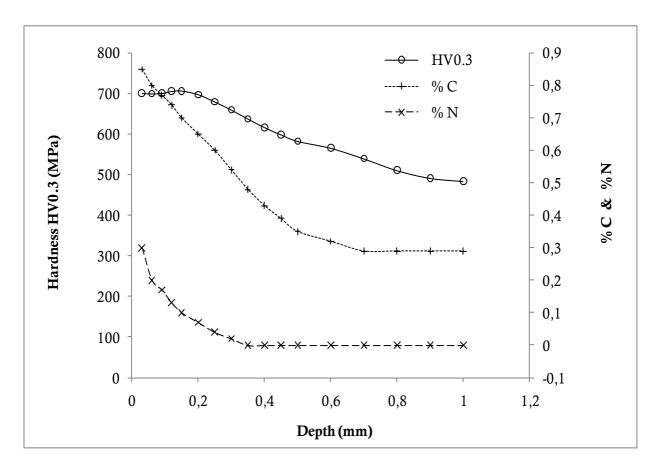


Figure V-30 Profils de carbone, d'azote et de dureté en profondeur d'un matériau carbonitruré

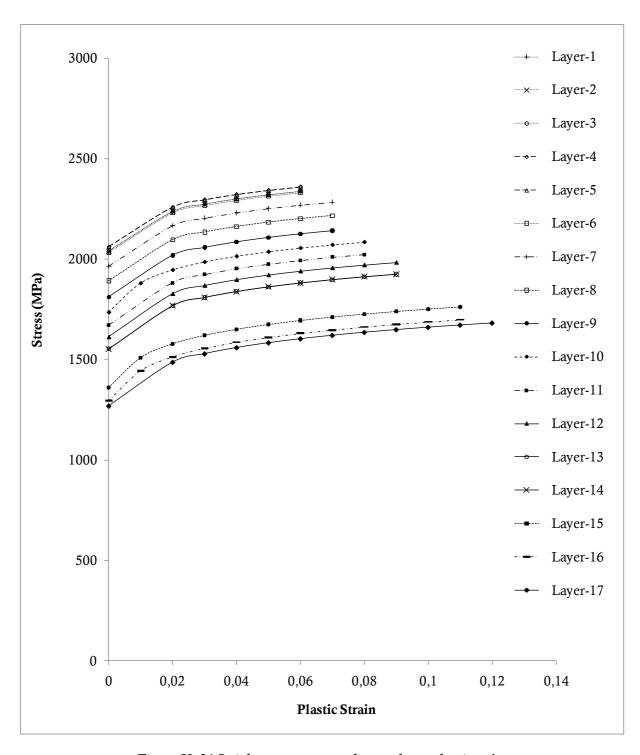


Figure V-31 Loi de comportement des couches carbonitrurées

V.7.2.5. Corrélations physiques/numériques

L'état initial est introduit par les mêmes méthodes développées précédemment. En utilisant les lois de comportement déduites à partir de l'essai Jominy modélisé sous JMatPro, les comparaisons suivantes, entre les essais et la modélisation numérique du matériau cémenté (ou carbonitruré) avant et après grenaillage, sont obtenues.

V.7.2.5.1. Cémentation

V.7.2.5.1.1. Moyenne dans la zone 1

La figure V-32 correspond à une moyenne en profondeur de contraintes $\sigma_{XX}(z) - \sigma_{ZZ}(z)$ dans la zone 1. Un écart d'environ de 150 MPa est observé entre la valeur de contrainte en surface et le niveau de contrainte maximale. La profondeur où cette contrainte est maximale est bien estimée par le calcul. Elle est situé à environ $60\mu m$. La profondeur affectée par le grenaillage est légèrement plus faible (180 μm) par le calcul que celle obtenue expérimentalement (200 μm).

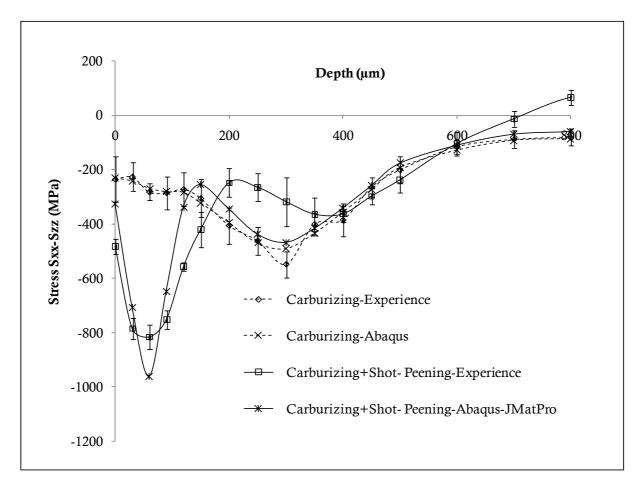


Figure V- 32 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau cémenté avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie par JMatPro.

Moyenne dans la zone 1

V.7.2.5.1.2. Moyenne dans la zone 2

Les contraintes résiduelles dans la direction X, obtenues expérimentalement et numériquement, d'un matériau cémenté sont montrées sur la figure V-33. Une meilleure précision est obtenue par rapport à moyenne dans la zone 1 (Figure V-32). L'écart de contraintes en surface est d'environ 100 MPa. Le niveau et la profondeur de contrainte maximale de compression sont assez bien estimés par le calcul numérique. La profondeur en compression donnée par le calcul numérique est plus faible que celle déterminée expérimentalement.

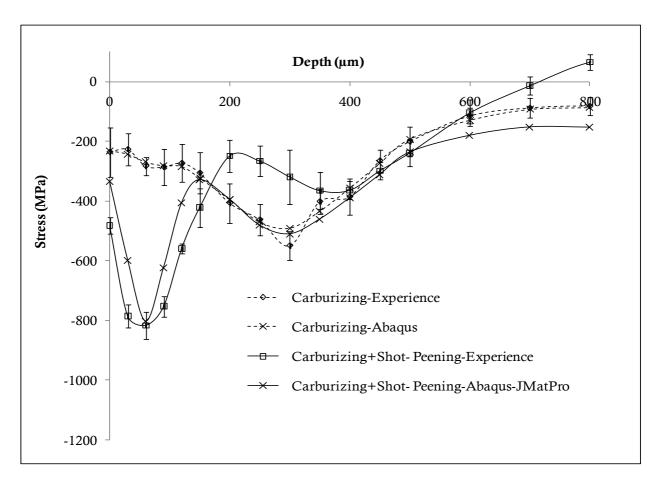


Figure V- 33 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau cémenté avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie par JMatPro Moyenne dans la zone 1

V.7.2.5.2. Carbonitruration

V.7.2.5.2.1. Moyenne dans la zone 1

La figure V-34 illustre une comparaison entre les profils de contraintes expérimentales et numériques ($\sigma_{xx}(z) - \sigma_{zz}(z)$), avant et après grenaillage. La moyenne en profondeur a été effectuée dans la zone 1. La contrainte en surface, la profondeur affectée par le traitement et la profondeur où la contrainte est maximale sont assez bien évaluées par la modélisation numérique. En revanche, le calcul surestime le niveau maximal de contrainte atteint. Un écart d'environ 200 MPa est observé entre le calcul et l'expérience.

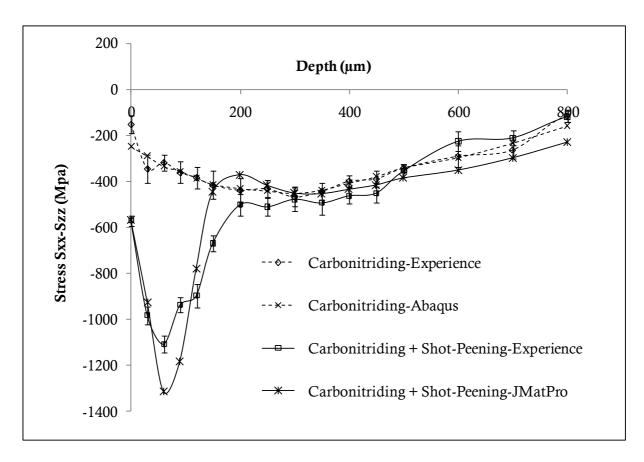


Figure V- 34 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau carbonitruré avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie par JMatPro. Moyenne dans la zone1

V.7.2.5.2.2. Moyenne dans la zone 2

Les contraintes résiduelles dans la direction *X* d'un matériau carbonitruré obtenues expérimentalement et numériquement sont montrées à la figure V-35 en moyennant dans la zone 2. La contrainte en surface est bien estimée par le calcul. Il en est de même de contrainte maximale (le niveau atteint et la profondeur où celle-ci est située). Il y a un écart d'environ 50 µm de la profondeur affectée par le grenaillage. Une meilleure précision est obtenue en moyennant dans la zone 2 par rapport à la zone 1 (Figure V-34).

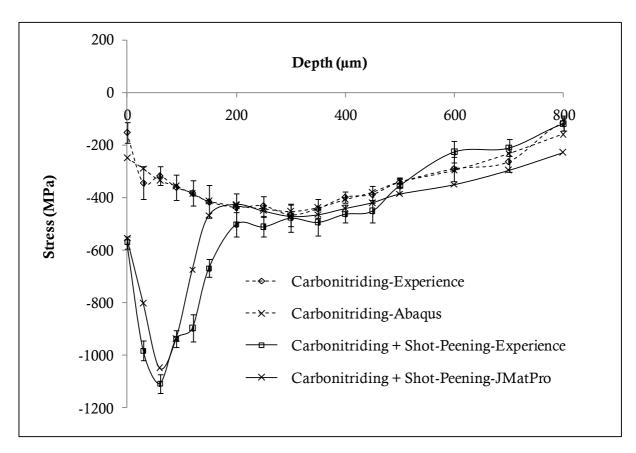


Figure V- 35 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X d'un matériau carbonitruré avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie par JMatPro. Moyenne dans la zone2

V.7.3. Bilan

Deux zones ont été considérées pour le calcul de la moyenne. La zone 1 est plus physique, car elle se limite à ce qui se passe sous les impacts. La zone 2 va au-delà de la zone d'impacts. Néanmoins, nous avons pu remarquer que, de part les effets de bords, les contraintes sont uniformes même un peu en dehors de la zone d'impact. Tout se passe comme si nous modélisons plus de billes (12 billes), ce qui permet de couvrir plus de surface. La moyenne en profondeur de contraintes dans les deux zones permet d'estimer assez bien la valeur de contrainte en surface, la profondeur affectée par le grenaillage ainsi que la profondeur où la contrainte est maximale. La moyenne dans la zone 1 a tendance à surestimer la valeur de contrainte maximale. Une meilleure précision est obtenue en moyennant dans la zone 2.

Les corrélations entre notre modèle numérique du grenaillage, avec ou sans prise en compte des traitements thermochimiques préalables, et des résultats expérimentaux sont assez probantes. En règle générale, pour les deux lois de comportement à gradient de propriétés (Chaussumier et Jominy), la contrainte en surface, le niveau de contrainte maximum et la profondeur où cette contrainte maximale est localisée sont relativement bien estimés par le calcul. La modélisation numérique a tendance à sous évaluer la profondeur affectée par le grenaillage. Les deux méthodes présentent le défaut de ne pas

tenir compte de la transformation de l'austénite en martensite, ce qui pourrait être une explication de cette sous-évaluation de la profondeur affectée par le grenaillage. Il est également à souligner que l'analyse expérimentale des contraintes par diffraction des rayons X est effectuée uniquement dans la phase ferritique (martensite). La contribution de l'austénite n'est pas prise en compte. Les lois de comportement utilisées dans le modèle sont celles d'un matériau homogène équivalent au comportement d'un matériau multiphasé. Ces lois exploitent en effet la dureté « totale » du mélange qui est une « moyenne » de dureté de chaque phase métallurgique.

La figure V-36 et la figure V-37 représentent respectivement la limite d'élasticité en profondeur du matériau cémenté et du matériau carbonitruré, obtenues par les deux méthodes : Chaussumier et JMatPro. Pour les deux traitements, un gradient de la limite d'élasticité est observé. La valeur la plus élevée de cette limite d'élasticité ne se situe pas en extrême surface où une baisse de dureté causée par la présence trop importante de l'austénite résiduelle est observée.

Une meilleure précision est observée avec la loi de comportement obtenue par la méthode proposée par Chaussumier comparée à loi fournie par JMatPro (Figure V-38 et Figure V-39). Néanmoins, le résultat obtenu à l'aide de JMatPro est assez satisfaisant et présente l'avantage de réduire le nombre d'essais expérimentaux. Par ailleurs, à l'aide des certaines hypothèses, cette dernière méthode représente mieux les phénomènes physiques lors de la trempe.

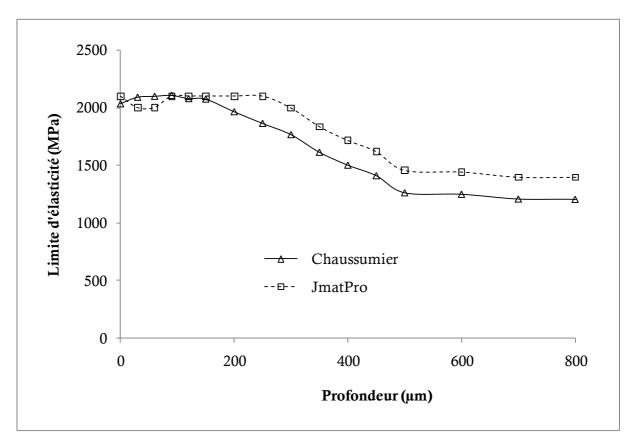


Figure V- 36 Limite d'élasticité en profondeur : matériau cémenté

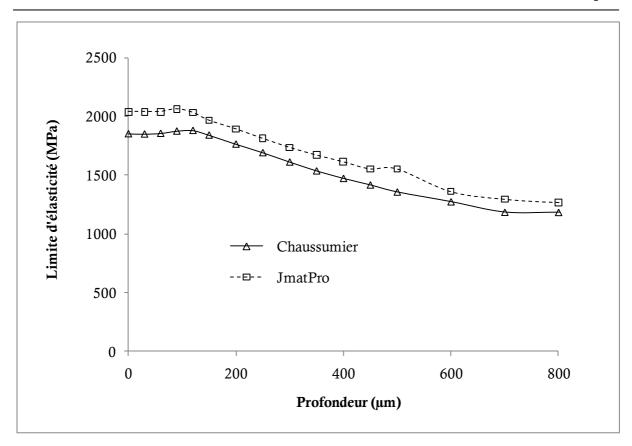


Figure V-37 Limite d'élasticité en profondeur : matériau carbonitruré

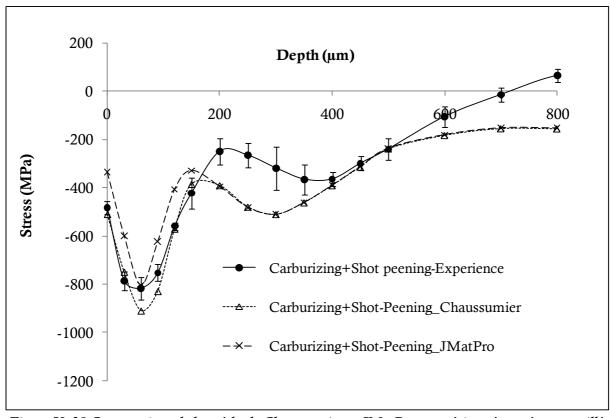


Figure V-38 Comparaison de la méthode Chaussumier et JMatPro: matériau cémenté et grenaillé

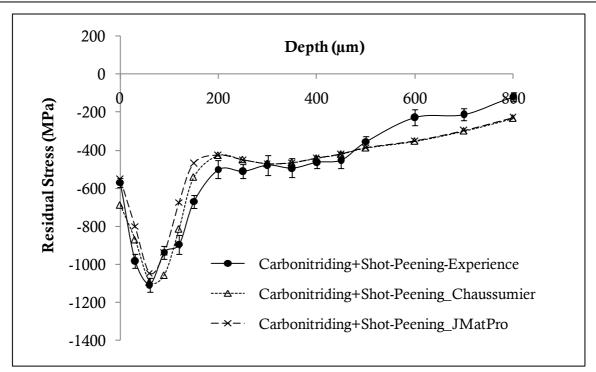


Figure V-39 Comparaison Chaussumier et JMatPro: matériau carbonitruré et grenaillé

V.7.4. Evolution des caractéristiques mécaniques

Le modèle permet également de prédire l'apport du grenaillage sur les caractéristiques mécaniques des pièces initialement traitées thermochimiquement. La figure 40 (b) met en évidence l'augmentation de la limite d'élasticité sur une profondeur d'environ $150\mu m$ d'un matériau carbonitruré et grenaillé par la suite. Ce qui est en parfaite corrélation avec l'augmentation de la dureté (sur $150~\mu m$ également) que nous avons pu observer expérimentalement (figure 40 (a)). Cette augmentation vient à la fois de l'écrouissage et de la transformation martensitique. Notre modèle ne permet pas de distinguer l'influence séparée de ses deux phénomènes. Cette étude pourrait constituer une perspective intéressante.

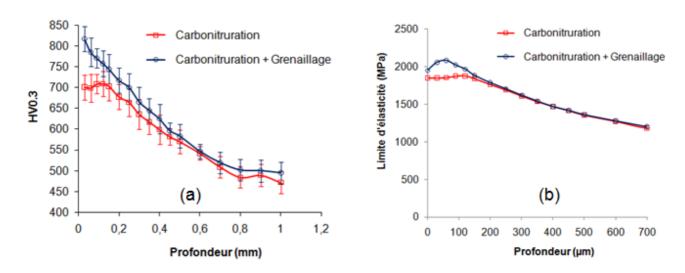


Figure V- 40 Evolution des caractéristiques mécaniques : dureté (a) ; limite d'élasticité (b)

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

L'objectif qui nous a été confié était de réaliser un modèle numérique du grenaillage d'un matériau initialement cémenté ou carbonitruré. Ces traitements, appliqués sur des pièces de pignonnerie de la boîte de vitesse, permettent de mieux répondre au compromis sur l'optimisation du poids et de la résistance des pièces. L'état après traitements thermochimiques est supposé connu et constitue une donnée d'entrée pour la modélisation numérique du grenaillage. Différents essais de cémentation, de carbonitruration et de grenaillage ont été réalisés sur des éprouvettes d'étude. Des investigations expérimentales ont été menées pour la caractérisation du matériau cémenté (ou carbonitruré) : observation des microstructures, filiation de dureté, essais de traction, analyse des contraintes et des phases par diffraction des rayons X.

La montée en puissance des ordinateurs et des stations de calcul depuis quelques années, donne la possibilité aux scientifiques d'établir des modèles numériques de plus en plus complets et précis. L'étude du grenaillage, qui fait intervenir des nombreux paramètres, peut bénéficier avantageusement de ces outils.

Un modèle numérique du grenaillage sans traitement thermochimique a d'abord été développé. Profitant d'une longue expérience du laboratoire MécaSurf en matière de modélisation du grenaillage de façon analytique ou numérique par éléments finis, nous sommes parvenus à proposer un outil numérique paramétré et relativement simple d'utilisation, qui permet de modéliser la plupart des cas de grenaillage. À ce niveau, la programmation du modèle éléments finis en langage Python a permis de simplifier et d'automatiser les opérations de modélisation, facilitant l'optimisation de certains paramètres à travers des études paramétriques assez commodes. Un travail de fiabilisation de cet outil a été mené et approfondi, permettant d'identifier l'influence des différents paramètres, tant numériques que physiques sur, entre autres, les profils de déformations plastiques et de contraintes résiduelles. L'optimisation du temps de calcul en particulier a fait l'objet d'une étude poussée (gestion de contact, amortissement numérique, coefficient de frottement, type et taille d'élément de maillage, dimension du massif).

Le gain en temps de calcul a également été favorisé par certaines simplifications : viscosité négligée, hypothèse d'un massif semi-infini permettant de restreindre l'étude sur un volume représentatif. Cette dernière hypothèse suppose une homogénéité d'impact et suggère un état stabilisé du matériau. Malgré la disposition optimale des billes, le nombre des billes utilisées (12 billes) ne semble pas suffire à satisfaire notre hypothèse de massif semi-infini en un point au droit de la bille centrale. Plutôt que d'augmenter le nombre de billes, ce qui aurait pour conséquence d'augmenter considérablement le temps de calcul, nous avons eu l'idée de moyenner les contraintes en profondeur, à l'instar de ce qui se pratique expérimentalement sur un volume irradié par les rayons X. Il en résulte que cette démarche permet, à la fois, de se conformer à notre hypothèse, mais aussi de se rapprocher au mieux des résultats expérimentaux. Le programme Python a été conçu de manière à faciliter une modification éventuelle, par l'utilisateur, de certains paramètres : nombre, disposition des billes, taille du massif. Ainsi, par exemple, il serait aisé de modifier le programme pour modéliser le double grenaillage. Des profils de contraintes résiduelles obtenues expérimentalement et par calcul numérique ont été comparés pour

deux tailles de grenailles (0.6mm et 0.4mm). Les corrélations sont assez satisfaisantes pour permettre de valider notre modèle (chapitre III).

Dans le chapitre IV, nous avons proposé une modélisation des traitements de carbonitruration et cémentation sous Abaqus. Ce procédé fait intervenir des couplages complexes entre les différents phénomènes physiques : thermique, métallurgique et mécanique. La métallurgie n'est pas prise en compte de façon native sous Abaqus, mais grâce à la souplesse d'utilisation du code Eléments finis, celle-ci a pu être ajoutée en utilisant des sous-programmes écrits en Fortran. La principale difficulté pour cette méthode est l'obtention de différentes données matériaux nécessaires au déroulement du calcul (les différents diagrammes TRC, TTT). Elle nécessite une campagne d'essai, qui est difficile à mettre en œuvre. Car, elle doit généralement se dérouler dans des conditions extrêmes (températures élevées par exemple). Qui plus est, nous avons à faire à un matériau à gradient de composition chimique, qui se comporte comme un véritable composite (gradients de propriétés). Ce qui alourdit considérablement les essais expérimentaux et présente un autre inconvénient : le coût. Heureusement, grâce au travail mené par plusieurs auteurs, des modèles empiriques existent permettant d'estimer différentes propriétés du matériau, implémenté, par exemple, dans le logiciel JMatPro. Actuellement, l'entreprise PSA Peugeot Citroën a lancé une campagne d'essais qui permettrait de pallier au problème de manque de données. Malgré tout, les résultats de notre simulation sont très encourageants comparés aux essais expérimentaux. L'enchaînement direct de simulation numérique de carbonitruration suivi du grenaillage pose un problème de temps de calcul. Toutefois, ce problème serait parfaitement surmontable en projetant le résultat de la carbonitruration comme état initial de la modélisation du grenaillage.

Par la suite, le modèle a été adapté de manière à prendre en compte l'effet des traitements thermochimiques. Il s'agit d'une part de définir l'état mécanique de la pièce après la cémentation (ou la carbonitruration) en termes de contraintes résiduelles, de déformations plastiques ainsi que l'état d'écrouissage. Le couplage complexe entre les phénomènes thermiques, métallurgiques, mécaniques lors de l'opération de cémentation (ou de carbonitruration) ne facilite pas cette étape. Le logiciel JMatPro nous a toutefois été d'une grande assistance pour cette fin. Il s'agit maintenant d'introduire cet état initial dans un code de calcul éléments finis. Deux méthodes ont été exposées, et qui se sont avérées être très complémentaires. En effet, les différentes déformations volumiques et plastiques à l'origine des contraintes résiduelles peuvent être prises en compte par les possibilités qu'offre le logiciel Abaqus sur l'introduction des conditions initiales. La méthode développée par Desvignes, quant à elle, permet de toujours se ramener à une éprouvette d'étude (massif semi-infini). Il propose d'introduire les déformations, sources des contraintes résiduelles, et de remonter aux contraintes par équilibrage global de la pièce. D'autre part, l'hétérogénéité du matériau rend délicate la détermination de la loi de comportement en profondeur de ce matériau à gradient de propriétés. Nous avons pu valider la méthode proposée par Chaussumier qui exploite la filiation de dureté. Une autre méthode basée sur l'exploitation de la modélisation de l'essai Jominy, fournie par JMatPro, a également été proposée. En dépit des hypothèses simplificatrices, et la non prise en compte de certains phénomènes tels que la viscosité ou l'effet de transformation de la martensite due au grenaillage, la confrontation entre la modélisation numérique et les essais physiques est probante.

L'objectif industriel est atteint. Un outil, facile d'utilisation, et entièrement automatisé est disponible. Les seules données d'entrée, demandées à un utilisateur, sont : la loi de comportement à cœur, la dureté en profondeur et le profil de contraintes résiduelles en profondeurs. Ces données sont obtenues expérimentalement. Les autres données à connaître sont les déformations volumiques (déformations thermo-métallurgiques) en profondeur. Ces dernières peuvent être mesurées sur des courbes dilatométriques pour les différentes couches. Elles sont donc difficilement accessibles expérimentalement à cause notamment des gradients de composition chimique. Néanmoins, des logiciels tels que JMatPro modélisent ces courbes dilatométriques en fonction des compositions chimiques.

Scientifiquement, l'étude peut toujours être approfondie, par exemple, en remettant en cause certaines de nos hypothèses telles que la viscosité, les conditions aux limites (les effets de bord). Nous avons proposé une méthode qui permet de toujours effectuer la modélisation sur une pièce étalon de manière à faciliter l'étude. Le passage sur une pièce réelle (géométrie complexe) se fait par l'introduction des déformations inélastiques incompatibles, sources de contraintes résiduelles, et remonter aux contraintes par équilibrage globale de la pièce. En effet, selon notre hypothèse, ces déformations libres de contraintes sont les mêmes en profondeur pour la pièce étalon et la pièce réelle. Cette démarche est à vérifier sur une pièce réelle (engrenage). D'autres études peuvent également être menées telles que l'endommagement causé par le grenaillage. Car, ce dernier ne comporte pas uniquement des avantages.

D'autres perspectives, qui nécessitent des nouveaux développements, sont également à envisager. En particulier, l'enchainement de la modélisation entièrement numérique sous Abaqus: traitement thermochimique suivit du grenaillage. Il s'agit, entre autres, de convertir les différents programmes dédiés à la métallurgie en explicite. La prise en compte de la transformation de phase pendant le grenaillage peut également être étudiée. Il s'agit de trouver des lois qui modélisent la transformation martensitique due à la déformation plastique et être capable d'identifier tous les paramètres matériaux correspondants. L'utilisation des lois de comportement multiphasées sera nécessaire.

BIBLIOGRAPHIE

[ABA10] ABAQUS, User's Manual. Ver. 8.2. - 2010.

[AHD96] F. AHDAD, M. DESVIGNES, "Contraintes résiduelles et déformations plastiques, leurs relations mutuelles pour les pièces de géométries simples". Matériaux et techniques, N°5-6, pp46-50. - 1996.

[ALM63] J. ALMEN, P.H. BLACK, "Residual stresses and fatigue in metals". Toronto. - 1963.

[AND65] K.W. ANDEWS, "Empirical formulae for calculation of some transformation temperature". Journal of the iron and steel Institute. - 1965.

[ARQ85] J.L. ARQUES, J.M. PRADO, "The dry wear resistance of carbonitrided steel". Wear 103 321-331. - 1985.

[ATT80] Association Technique de Traitement Thermique, "Le traitement thermique des aciers sous atmosphère" [Livre]. - Paris : PYC Édition, 1980.

[AUS39] J.B. AUSTIN, R.L. RICKETT, Trans. Am. Inst. Min. Engrs. 135, p. 396. - 1939.

[AVR40] M. AVRAMI, "Kinetics of phase change". Part I & II, Journal of chem. Phys, 1939, vol. 7, pages 1103-1113, vol. 8, pages 212-224. - 1940.

[B152220] norme PSA, "Traitements Thermochimiques Cémentation-Carbonitruration". - 2005.

[B531346] norme PSA, "Aciers de construction sous forme de barres ou de fils nuance 29MnCr5". - 2004.

[BAR05] J. BARRALIS, G.MAEDER, "Précis Métallurgique". Edition Nathan. - 2005.

[BAR92] L. BARRALLIER, "Genèse des contraintes résiduelles de nitruration. Etude expérimentale et modélisation". Thèse ENSAM. - 1992.

[BAR921] E. BARRERE, "Contribution à la modélisation des contraintes résiduelles lors de la trempe superficielle au défilé après un chauffage par induction". Thèse ENSAM. - 1992.

[BAT91] A. C. BATISTA et al., "Contact fatigue of automotive gears: evolution and effects of residual stresses introduced by surface treatments". - 1991.

[BER04] J-M. BERGHEAU, "Modélisation numérique des procédés de soudage". Technique de l'ingénieur [B7758]. - 2004.

[BHA09] H.K.D.H. BHADESHIA, "Austenite Grain Size and the Martensite-Start Temperature". Scripta Materialia 60 493–495. - 2009.

[BLO96] F. BLOQUEL "Détermination des contraintes résiduelles par diffractométrie X des couches biphasées. Application au cas de la cémentation". J. Phys. IV, Vol 06. Num C4. 1996. - 1996.

[BON06] M. BONIARDI et al., "Influence of carburizing and nitriding on failure of gears- A case study". Engineering Failure Analysis 13 312-339 . - 2006.

[BRI01] P. BRISTIEL, "Modélisation magnétothermique, métallurgique et mécanique de la trempe superficielle après chauffage par induction appliquée aux vilebrequins". Thèse ENSAM. - 2001.

[BRI08] P. BRISTIEL, "Formation Metal7: Installation, commandes, modèles et variables PRISMECA". - 2008.

[BRI10] P. BRISTIEL, "Simulation numérique du soudage. Application au cas industriel d'une traverse arrière automobile". Technique de l'ingénieur [BM7762]. - 2010.

- [BRO83] P. J. BROFMAN, G. S. ANSELL, Metallurgical Transactions A 14A 1929–1931. 1983.
- [CAS81] L. CASTEX, J.L. LEBRUN, G. MAEDER, J.M. SPRAUEL, "Mesure des contraintes résiduelles par diffraction X". Pub. Sci. et Tech., 22, ENSAM, Paris . 1981.
- **[CAS87] L. CASTEX, J.M. SPRAUEL,** "Evolution récente de l'analyse des contraintes résiduelles par diffractométrie X'". Revue française de mécanique, n°1987-2, p103-110. 1987.
- **[CHA00] M. CHAUSSUMIER,** "Un modèle statistique de calcul en fatigue multiaxiale pour les pièces mécaniques en acier nitruré". Thèse docteur en Mécanique et matériaux ENSAM . 2000.
- **[CHA04] I. CHAIEB,** "Analyse et simulation des contraintes résiduelles induites par des traitements mécaniques de précontrainte en grenaillage et choc laser". Thèse Université de REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE . 2004.
- [CHA11] T.CHAISE, D. NELIAS, "Modélisation rapide d'impact par méthode semianalytique".
- Poster disponible sur http://lamcos.insa-lyon.fr/Posters/Posters/pdf/16.pdf. 2011.
- [COR98] A. CORNE, "Physique et ingénierie des surfaces". EDP Science. 1998.
- **[DAV30] E.S. DAVENPORT, E.C. BAIN,** "Transformation of austenite at constant subcritical temperatures". Transaction of Metallurgical Society of AIME, vol. 90, pages 117-154. 1930.
- **[DAV49] R. M. DAVIES,** "The determination of static end dynamic yield stresses using a steel ball". Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences. 1949.
- [DEN99] S. DENIS P. ARCHAMBAULT, C. AUBRY, A. MEY, J.Ch. LOUIN, A. SIMON "Modelling of phase transformation kinetics in steels and coupling with heat treatment residual stress prediction. J. Phys. IV France 9, pp. 323-332. 1999.
- **[DES04] Y. DESALOS,** "Bases métallurgiques des traitements thermiques". Technique de l'ingénieur [M 1111]. 2004.
- **[DEV87] M. DESVIGNES,** "Influence du Grenaillage de Précontrainte sur la Tenue en. Fatigue de l'acier 35CD4". Thèse ENSAM. 1987.
- [DIA74] A. DIAMENT, R. EL HAIK, R. LAFONT, R. WYSS, "Tenue en fatigue superficielle des couches carbonitrurées et cémentées en liaison avec la répartition des contraintes résiduelles et les modifications du réseau cristallin apparaissant en cours de fatigue". 1974.
- [DIW85] L. DIWISCH et al., "Le mémoire de HERTZ sur les contacts ponctuels". Publication Scientifique Technique N°30 ENSAM. 1985.
- [DUC07] J. DUCLY, M. GANTOIS, "Théorie des traitements thermochimiques". Techniques de l'ingénieur [M 1 222] . 2007.
- **[EVA65] W.P. EVANS et al.,** "Local atomic arrangements studied by X-Ray diffraction". Proc. Of Symposium in Chicago, chap 11. 1965.
- **[FAT06] R. FATHALLAH et al.,** "Finite element modelling of shot peening process: prediction of the compressive residual stresses, the plastic deformations and the surface integrity". Materials science and engineering. A426, pages 173-180. 2006.
- **[FAT94] R. FATHALLAH,** "Modélisation des procédés de grenaillage incidence des billes et taux de recouvrement". Thèse ENSAM. 1994.
- **[FEL05] E. FELDER,** "Dureté des métaux courants. Cas limite rigide Plastique". Technique de l'ingénieur [M4155]. 2005.

- [FIS49] J. C. FISHER, J. H. HOLLOMON, D. TURNBULL, Metals Transactions 185 691–700. 1949.
- **[FLA04] J. FLAVENOT,** "Concentration de contrainte, prévision de durée de vie en fatigue". Technique de l'ingénieur (BM7850). 2004.
- **[FUL11] B. FULLERINGE, D. NELIAS,** "Modélisation semi-analytique des contacts élasto-plastiques Application à l'usure des surfaces revêtues". Poster disponible sur http://lamcos.insa-lyon.fr/Posters/Posters/pdf/8.pdf. 2011.
- [GHO94] G. GHOSH, G. B. OLSON, Acta Metallurgica and Materialia 42 3361–3370 . 1994.
- [GRE65] G.W. GREENWOOD, R.H. JOHNSON, "The deformation of metals under small stresses during phase transformation". Proc. Roy. Soc. A 283, p403-422 . 1965.
- **[GUA01] M. GUAGLIANO,** "Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach". Journal of Materials Processing Technology 110, 277-286. 2001.
- **[GUE86] H. GUECHICHI,** "Prévision des contraintes résiduelles dues au grenaillage de précontrainte". Thèse ENSAM. 1986.
- **[GUI81] J. GUISTI,** "Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique-Application au soudage et à la trempe des aciers". Thèse de doctorat, Université de Paris VI. 1981.
- [GUO05] Z. GUO, N. SAUNDERS, A.P. MIODOWNIK, J.-PH. SCHILLÉ, "Modelling of materials properties and behaviour critical to casting simulation". Materials Science and Engineering A 413–414 465–469. 2005.
- [GUO06] Z. GUO, N. SAUNDERS, A.P. MIODOWNIK, J.-PH. SCHILLÉ, "Modelling of High Temperature Mechanical Properties and Density Change of Steels during Solidification". Materials Science and Technology (MS&T). 2006.
- [GUO07] Z. GUO, N. SAUNDERS, P. MIODOWNIK, J.P. SCHILLÉ, "Modelling Phase Transformations and Material Properties Critical to Prediction of Distortion during Heat Treatment of Steels". European Conference on Heat Treatment . 2007.
- **[HAB92] A.M. HABRAKEN, M. BOURDOUXHE,** "Coupled thermo-mechanical-metallurgical analysis during the cooling process of steel pieces". European Journal of Mechanics, A/Solids, 11, n°3, pp 381-402. 1992.
- **[HAK84] D. HAKIMI,** "Caractérisation mécanique et métallurgique de la structure d'une couche grenaillée". Thèse de doctorat de 3ème cycle, Université de Paris Sud-Orsay. 1984.
- **[HAY66] A.G. HAYNES,** "Interrelation of isothermal and continuous-cooling heat treatments of lowalloy steels and their practical significance". T.L. Hughes, Editor, Heat Treatment of Metals, ISI Spec Rep. 95, Iron and Steel Institute, London, pp. 13–23. 1966.
- **[HON08] T. HONG et al.,** "A numerical study of the residual stress pattern from single shot impacting on a metallic component". Advances in Engineering Software 39, 743 756. 2008.
- **[HON081] T. HONG et al.,** "A numerical simulation to relate the shot peening parameters to the induced residual stresses". Engineering Failure Analysis 15, 1097-1110. 2008.
- **[HON80] R. W. K HONEYCOMBE,** "Steels: Microstructure and Properties". Edward Arnold: London p.99. 1980.
- **[HON802] R. W. K HONEYCOMBE,** "Steels: Microstructure and Properties". Edward Arnold: London p.99. 1980.

- **[HON91] X. HONGHIN et al.,** "The effect of shot peening on rolling contact fatigue behaviour and its crack initiation and propagation in carburized steel". Wear, 15177-86. 1991.
- [IMA01] source: http://images.google.com. 2010.
- [IMA02] source: http://www.surfanet.org . 2010.
- **[INO97] T. INOUE,** "Residual stresses and distortions, metallo-thermo-mechanics: Simulation of engineering processes incorporating phase transformations". Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3, p. 474-547. 1997.
- **[JEG10] S. JEGOU, L. BARRALLIER, R. KUBLER,** "Residual stress generation in nitrided ternary Fe-3%Cr-0.345%C alloy: phase transformations induced residual stresses". Acta Materiala, 58 no. 7, 2666–2676. 2010.
- **[JOH39] W.A. JOHNSON, R.F. MEHL,** "Reaction Kinematics in process of nucleation and growth". Trans. AIME, 135, p.416-458. 1939.
- [JOH72] W. JOHNSON, "impact strength of materials", Edward Arnold, London. 1972.
- [JUS87] E. JUST, "Metal Progress". 1969.
- **[KAR97] M.B. KARAMIS, R. IPEK,** "An evaluation of using possibilities of carbonitrided simple steels instead of carburizing low alloy steel (wear properties)". Applies Surface Science 119 25-33. 1997.
- **[KAS70] KASCALA,** Rev. Met 67-p. 931-943. 1970.
- **[KCH95] M. KCHAOU,** "Contribution à la prédétermination des états structuraux et des contraintes résiduelles après trempe superficielle". Thèse ENSAM. 1995.
- **[KIM10] T. KIM et al.,** "An area-average approach to peening residual stress under multi-impacts using a three-dimentional symmetry-cell finite element model with plastic shots". Materials and Design 31 50-59 . 2010.
- **[KIR84] J. S. KIRKALDY, D.VENUGOPOLAN,** "Phase Transformations in Ferrous Alloys". Eds. A. R. Marder and J. I. Goldstein, (AIME: Warrendale) p.125. 1984.
- [KOI59] D.P. KOISTINEN et R.E. MARBURGER, "Acta Metallurgica". 7, p. 58. 1959.
- **[KRU08] U. KRUPP et al.,** "Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: Influence of temperature and carbon content". Materials Science and Engineering . 2008.
- **[KUB04] R. KUBLER,** "Comportement thermomécanique des aciers a effet trip: approche micromécanique et phénoménologiques. Application à la mise en forme". Thèse ENSAM. 2004.
- **[KYR96] S. KYRIACOU,** "Shot-peening mechanics, a theorical study". Proceedings of the 6th international conference on shot peening. 1996.
- **[LEB01] J. L. LEBRUN,** "Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayon X", ENSAM Angers. 2001.
- **[LEB86] J. B. LEBLOND, G. MOTTET, J. C. DEVAUX,** " A theorical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations-Study of classical plasticity for ideal-plastic phases". J. Mech. Phys. Solids Vol. 34, No. 4, pp. 441-432. 1986.
- [LEC93] Y. LECOFFRE et al., "a real time velocity measuring system for use in shot peening". Shot peening Conference. Wheelabrator Allevard. Grenoble. 1993.
- **[LEG81] L. LEGRIS, M.H.E. HADDAD, T.H. TOPPER,** "The effect of cold rolling on the fatigue properties of SAE 1010 steel". Materials experimentation and design in fatigue. Proc. Of Fatigue-Westbury house –p. 97-105. 1981.

- [LEM02] J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, "Mécanique des matériaux solides". Dunod, 2ème édition. 2002.
- **[LEM82] R. LEMAITRE,** "Etude par diffraction des rayon X des contraintes résiduelles introduites par la gamme de fabrication de barre de torsion-relation avec la tenue en fatigue". Thèse de docteur ingénieur, ENSAM. 1985.
- [LER94] C. LEROUX, D. GHIGLIONE, C. TOURNIER, "Cémentation. Carbonitruration". Techniques de l'ingénieur [M1226]. 1994.
- [LEV03] R. LÉVÊQUE, "Traitements superficiels des aciers à outils". Technique de l'ingénieur [M 1 135] . 2003.
- **[LI001] X. LI, A.P. MIODOWNIK, N. SAUNDERS,** "Simultaneeous Calculation of Mechanical Properties and Phase Equilibria". Journal of Phase Equilibria Vol. 22 No 3. 2001.
- **[LOC98] J. LOCQUET,** "Caractérisations métallurgiques et mécaniques de couches nitrurées Relation Microstructure-Comportement". PhD ENSAM . 1998.
- [LU006] J. LU, "Traitements de surface mécaniques-Principes". Techniques de l'ingénieur [M1190]. 2006.
- [MAE99] G.MAEDER, L.CASTEX, J. BARRALIS, "Précontraintes et traitements superficiels". Techniques de l'ingénieur [M1180]. 1999.
- [MAJ05] G.H. MAJZOOBI & al., "A three-dimensional simulation of shot peening process using multiple shot impacts". Journal of Materials Processing Technology 164-165, 1226-1234. 2005.
- [MEG01] S.A. MEGUID, G. SHAGAL, J.C. STRANART, J. DALY, "Three dimensional dynamique Finite element analysis of shot peening induced residual stresses". 2001.
- **[MEG02] S.A. MEGUID et al.** "3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model". International Journal of Impact Engineering 27, 119-134. 2002.
- [MEG83] S.A. MEGUID, E.B. CHEE, "The effect of peening and re-peening upon partially fatigued components". Journal of mechanical working technology. 1983.
- [MIA09] H.Y. MIAO et al., "On the potential applications of 3D random finite element model for simulation of shot peening". Advances in Engineering Software 1023-1038 . 2009.
- [MIC08] MIC, "Guide d'Applications du Grenaillage de Précontrainte". Disponible sur www.metalimprovement.com. 2008.
- [MIL99] R. MILLOT et al., "Transformation of residual austenite under thermomechanical variations". J. Phys. IV. 1999.
- [MOT86] R. MOTTET, J.C. DEVAUX, "A theorical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations II. Study of classical plasticity for ideal plastic phases". J. Mech. Phys. Solids Vol 34, No 4, pp.411-432. 1986.
- [MUR98] G. MURRY, "Transformation des aciers". Technique de l'ingénieur [M 1115] . 1998.
- [NIK87] A. NIKU-LARI, "Traitements et revêtements des métaux". Hermes. 1987.
- **[OSK10] OSK-KIEFER,** "Grenaillage de précontrainte sur des engrenages". Source : http://www.osk-kiefer.de/home/default.asp,. 2010.
- [OVA10] OVAKO, "Product specification". 2010.
- **[PAK81] S. PAKRASKI, J. BETZOLD,** "Effect of shot peening on properties of carbonitrided case with retained austenite". Conf Proc: ICSP-1, p.193-200. 1981.

- **[PAR02] K. PARK, C. JUNG,** "The effect of compressive residual Stress of two-Stage Shot Peening for Fatigue Strenght of Spring Steel". Proceeding or twelfth International offshore and Polar Engineering Conference, Japan. 2002.
- [REN09] P. RENAUD, P. BRISTIEL, L. BARRALLIER, M. DESVIGNES, R.F. KUBLER, "Optimisation du procédé de grenaillage de précontrainte par modélisation par éléments finis", CFM . 2009.
- [REN10] P. RENAUD, P. BRISTIEL, L. BARRALLIER, M. DESVIGNES, R.F. KUBLER, "Experimental analysis of shot peening on carburized or carbonitrided parts", ECRS8. 2010.
- [REN101] P. RENAUD, P. BRISTIEL, L. BARRALLIER, M. DESVIGNES, R.F. KUBLER, "Contribution of shot peening on carburized or carbonitrided parts", AMPT . 2010.
- [REN11] P. RENAUD, P. BRISTIEL, L. BARRALLIER, M. DESVIGNES, R.F. KUBLER, "Introduction of residual stresses resulting from surface treatments into a finite element software". 2011.
- [ROU05] E. ROUHAUD et al., "Un modèle éléments finis pour le grenaillage, les effets d'écrouissage cinématique". 17ème Congrès Français de Mécanique. Troyes, France. 2005.
- [ROU051] ROUHAUD et al., "Modeling of residual stress, shot peening". Handbook on Residual stress, vol. 2. Society of Experimental Mechanics, pp 116-148. 2005.
- [ROU09] S. ROUQUETTE, E. ROUHAUD, M. FRANÇOIS, A. ROOS, J-L. CHABOCHE, "Coupled thermo-mechanical simulations of shot impacts: Effects of temperature on residual stress field due to shot-peening". Journal of Materials Processing Technology 209 3879-3886. 2009.
- **[SAA95] G. SAADA,** "L'état métallique Déformation plastique". Technique de l'ingénieur (M45). 1995.
- [SAE67] SAE, "Manuel on Shot peening". J 908 . 1967.
- **[SAU04] N. SAUNDERS, Z. GUO, A.P. MIODOWNIK, J.-PH.SCHILLÉ,** "Modelling the Material Properties and Behaviour of Multicomponent Alloys". International Congress on FEM Technology with ANSYS CFX & ICEM CFD Conference. 2004.
- **[SAU041] N. SAUNDERS, Z. GUO, A.P. MIODOWNIK, J.P. SCHILLE,** "The Calculation of TTT and CCT Diagrams for General Steels". Internal report of Sente Software Ltd., Guildford GU2 7YG, U.K. 2004.
- **[SAU98] N. SAUNDERS, A. P. MIODOWNIK,** "CALPHAD Calculation of Phase Diagrams". Pergamon Materials Series vol.1, ed. R. W. Cahn, (Elsevier Science: Oxford). 1998.
- **[SCH93] G. SCHANNE, G. KELLEN et C. WEIDER,** "Prévision de la réponse à la trempe des aciers en fonction de l'efficacité des fluides de trempe". Colloque Ci, supplément au Journal de Physique III, Volume 3, novembre . 1993.
- **[SCH93] G. SCHANNE, G. KELLEN, C. WEIDER**, "Prévision de la réponse à la trempe des aciers en fonction de l'efficacité des fluides de trempe". JOURNAL DE PHYSIQUE IV. 1993.
- **[SEL03] B. SELÇUK, R. IPEK, M.B. KARAMIŞ,** "a study on friction and wear behavior of carburized, carbonitrided and borided AISI 1020 and 5115 steels". Journal of Materials technology 141 187-197. 2003.
- **[SER03] S. SERAJZADEH,** "Prediction of temperature distribution and phase transformation on the run-out table in the process of hot strip rolling". Applied Mathematical Modeling 27 861-875. 2003.

- [SIN10] L. SINGH, R.A. KHAN, M.L. AGGARWAL, "Effect of shot peening on hardening and surface roughness of nitrogen austenic stainless steel". International Journal of Engineering Science and Technology. Vol. 2(5), 818-826. 2010.
- **[STA79] P. STARKER, H. WOLHFART, E. MACHERAUCH**, "Fatigue et Engineering Materials and Structures", 1, p. 297-305. 1979.
- **[SUG09] A. SUGIANTO et al.,** "Numerical simulation and experimental verification of carburizing-quenching process of SCr420H steel helical gear". Journal of Materials Processing Technology. Volume 209, Issue 7, 1 April, Pages 3597-3609. 2009.
- **[TAB51] D. TABOR,** "The Hardness of Metals". Eds Jackson, W., Frohlich, H. and Mott, N. F. (Oxford University Press: Oxford), p.67. 1951.
- **[TOR02] M. A. S. TORRES, H. J. C. VOORWALD,** "An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel". International Journal of Fatigue, Volume 24, Issue 8, Pages 877-886 . 2002.
- **[VAN08] L. VANOVERBERGHE,** "Anticipation des déformations lors du Traitement thermique de pignons de Boites de vitesses". Thèse Mines Paris Tech. 2008.
- [VER92] VdEH, "Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Steel". 1992.
- **[WAN02] T. WANG, J. PLATTS, A. LEVERS,** "Finite Element Impact Modelling for Shot Peen Forming". The Shot Peener. ICSP-8. 16-20. 2002.
- **[WAN06] T. WANG, M.J. PLATTS, A. LEVERS,** "A process model for shot peen forming". Journal of Materials Processing Technology. Pages 159-162. 2006.
- **[WOH84] H. WOHLFAHRT,** "The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress". Proceeding of second International Conference on Shotpenning. Chicago. 1984.
- [ZAR90] J. ZARKA, G. INGLEBERT, P. KASMAI-NAVIDI, "A new approach in inelastic analysis of structures". CADLM. 1990.

LISTE DES FIGURES

Figure I- 1 Le diagramme d'équilibre métastable Fe ₃ C [MUR98]	19
Figure I- 2 Exemple d'un diagramme TTA d'un acier [LEV03]	20
Figure I- 3 Diagramme TTT de l'acier 25CrMo4 après austénisation à 900°C durant 30min	
[DES04]	21
Figure I- 4 Diagramme TRC de l'acier 25CrMo4 après austénisation à 900°C durant 30 min	
[DES04]	22
Figure I- 5 Schéma de principe de la transformation avec diffusion	23
Figure I- 6 Origine de la maille quadratique selon Bain [MUR98]	24
Figure I- 7 principe du traitement de revenu	27
Figure I- 8 Vue simplifiée de la genèse des contraintes résiduelles d'origine thermique [MAE99]	32
Figure I- 9 Diagramme TRC « composite » d'un matériau cémenté [MAE99]	33
Figure I- 10 Genèse des contraintes résiduelles d'origine métallurgique lors de la trempe d'une piè	èce
constituée d'un matériau avec transformation de phase [MAE99]	
Figure I- 11 Origines de contraintes résiduelles lors du grenaillage [MAE99]	
Figure I- 12 Exemple d'une buse de grenailleuse à air comprimé. [IMA01]	
Figure I- 13 Illustration d'une turbine de grenaillage. [IMA02]	
Figure I- 14 Schéma représentatif des paramètres du procédé	
	38
Figure I- 16 Influence du diamètre des billes de grenaillage sur les contraintes résiduelles [MAE99	
	39
Figure I- 17 Norme de l'éprouvette d'Almen [LU006]	41
Figure I- 18 Mesure de la flèche d'Almen [COR98]	41
Figure I- 20 Courbe et temps de saturation [COR98]	42
Figure I- 19 Courbe de saturation. [MIC08]	42
Figure I- 21 Acier avant / après grenaillage [NIK87]	
Figure I- 22 Les cratères de grenaillage stockent les débris de fretting [NIK87]	
Figure I- 23 Austénite résiduelle d'un acier cémenté avant et après grenaillage [HON91]	
Figure I- 25 Contraintes résiduelles d'un acier cémenté avant et après grenaillage [HON91]	
Figure I- 24 Dureté d'un acier cémenté avant et après grenaillage [HON91]	46
Figure I- 26 Exemple de comparaison des profils d'impact. [MAJ05]	47
Figure I- 27 Maillage du massif pour un impact mono bille. [MAJ05]	
Figure I- 28 Profils de contraintes en différents points de la zone traitée. [MAJ05]	48
Figure I- 29 Maillage du massif et ordre des billes [MAJ05]	
Figure I- 30 Modèle éléments finis pour la simulation. [GUA01]	
Figure I- 31 Contraintes résiduelles obtenues pour une intensité F 30A et une bille de	
diamètre 0.3mm. [GUA01]	49
Figure I- 32 Profils de contraintes résiduelles pour différentes vitesses et des billes de diamètres 0,5	
mm et 1 mm. [GUA01]	
Figure I- 33 Courbes donnant l'intensité Almen en fonction de la vitesse, pour des billes en acier d	lе
différentes tailles. [GUA01]	
Figure I- 34 Loi de comportement élastoplastique à écrouissage linéaire isotrope. [HON08]	
Figure I- 35 Modèle éléments finis. [HON08]	
Figure I- 36 Influence de la limite élastique du matériau traité [HON081]	
Figure I- 37 Influence de la vitesse [HON081]	
Figure I- 38 Influence du diamètre des billes [HON081]	
Figure I- 39 Mise en évidence de l'asymétrie des contraintes résiduelles [HON081]	

Figure I- 40 Influence de l'angle d'incidence [HON081]	. 52
Figure I- 41 Modélisation géométrique des laboratoires de Sousse et Monastir [FAT06]	53
Figure I- 42 Influence du coefficient de frottement sur l'endommagement maximum [FAT06]	
Figure I- 43 Iso valeurs de l'endommagement après le choc avec un coefficient de frottement de 0,2	
Figure I- 44 Modèle du laboratoire de Troyes [ROU05]	
Figure I- 45 Modèle éléments finis d'un impact multi billes [MEG02]	
Figure I- 46 Contraintes résiduelles créées dans le massif en fonction de la profondeur selon la	
considération de la bille [MEG02]	56
•	
Figure II. 1 Matériau de référence	59
Figure II. 2. Dimensions de l'éprouvette [mm]	
Figure II- 3. Montage pour le traitement du grenaillage	
Figure II- 4 Exemple d'éprouvette Almen utilisée pour le recouvrement et les intensités Almen	
Figure II. 5 Zone d'analyse	
Figure II. 6 Microstructures de cémentation	
Figure II. 7 Microstructures de carbonitruration.	
Figure II. 8. Filiation de dureté d'une pièce cémentée et grenaillée.	
Figure II. 9. Filiation de dureté d'une pièce carbonitrurée et grenaillée.	
Figure II. 10. Profils de contraintes résiduelles du matériau grenaillé (non traité	0)
thermochimiquement)	72
Figure II. 11. Profil de contraintes résiduelles du matériau cémenté puis grenaillé. Bille BA600	
Figure II. 12. Profil de contraintes résiduelles du matériau carbonitruré puis grenaillé. Bille BA60	
- 3··· ·- · · · · · · · · · · · ·	
Figure II- 13 Exemple de contraintes résiduelles corrigées (matériau carbonitruré)	
Figure II- 14 Taux de martensite avant et après grenaillage d'un acier 29MnCr cémenté	
Figure II- 15 Taux de martensite avant et après grenaillage d'un acier 29MnCr carbonitruré	
Figure II. 16. Eprouvette de traction [mm]	
Figure II. 17. Loi de comportement du matériau de référence	
Figure II. 18. Loi de comportement du matériau trempé mais protégé pour éviter l'enrichissement	
carbone (et en azote), représentative du comportement à cœur.	
T	
Figure III- 1 Représentation du rayon d'impact	81
Figure III- 2 Principe de la modélisation automatique du grenaillage	
Figure III- 3 Dimensions du massif	
Figure III- 4 Disposition des billes et ordre de projection par défaut des billes	
Figure III- 5 Représentation du motif élémentaire pour le calcul du taux de recouvrement	
Figure III- 6 Distance au centre des billes	
Figure III- 7 Finesse de maillage (finesse 6 à gauche et finesse 10 à droite)	
Figure III- 8 Conditions aux limites massif semi-infini (blocage surfaces latérales)	
Figure III- 9 Condition de symétrie demi-bille	
Figure III- 11 Interaction bille-massif	
Figure III- 10 Illustration des déplacements autorisés (gauche) et non-autorisés (droite) entre la	-
surface maître et la surface esclave.	92
Figure III- 12 Etape 1 de calcul	
Figure III- 13 Position de la bille à la fin de l'étape 2	
Figure III- 14 Position de la bille à la fin de l'étape 3	
Figure III- 15 Contraintes résiduelles en fonction du temps	
Figure III- 16 Courbes d'écrouissage.	

Figure III- 17 Direction de mesure impact monobille	97
Figure III- 18 Machine d'impact monobille (MécaSurf)	98
Figure III- 19 Influence de la vitesse sur les contraintes résiduelles (composante XX)	99
Figure III- 20 Influence de la vitesse sur la déformation plastique équivalente	99
Figure III- 21 Influence de la vitesse sur le cratère du grenaillage	100
Figure III- 22 Influence de la taille de la bille sur les contraintes résiduelles (composante XX)	101
Figure III- 23 Influence de la taille de la bille sur la déformation plastique équivalente	101
Figure III- 24 Influence de la taille de la bille sur le cratère du grenaillage	102
Figure III- 25 Influence de l'angle d'impact sur les contraintes résiduelles (composante XX)	
Figure III- 26 Influence de l'angle d'impact sur la déformation plastique équivalente	
Figure III- 27 Influence de l'angle d'impact sur le cratère du grenaillage	
Figure III- 28 Direction de mesure impact multibilles (5 billes)	
Figure III- 29 Ordre d'impact 5 billes.	105
Figure III- 30 Redistribution de contrainte avec les impacts autour de la bille centrale	
Figure III- 31 Evolution de déformation plastique cumulée avec les impacts autour de la bille	
centrale	106
Figure III- 32 Évolution de déformation plastique cumulée due aux impacts répétés	
Figure III- 33 Évolution de déformation plastique cumulée due aux impacts répétés	107
Figure III- 34 Impact 12 billes	108
Figure III- 35 Comparaison contraintes résiduelles dans la direction X et Y. Contraintes en	100
profondeur dans la direction Z au droit de la bille centrale	109
Figure III- 36 Influence de l'ordre d'impact sur les contraintes résiduelles pour cinq billes	
Figure III- 37 Moyenne en profondeur de contraintes dans un hexagone : (a) vue 2D, (b) vue	
Figure III- 38 Effet de la moyenne dans la zone1 sur l'hypothèse de l'uniformité d'impact	
Figure III- 39 Moyenne en profondeur des contraintes dans la zone1, billes de diamètre d=0.0	
1 iguit 111 55 hioyemia en projonació acis com amacs acis acis acis aci aciment a 0.0	113
Figure III- 40 Moyenne en profondeur des contraintes dans la zone1, billes de diamètre d=0.	
2 18 2120 years on projection was communitied than 20102, emilia to an animal of the	114
Figure III- 41 Effet de la moyenne dans la zone2 sur l'hypothèse de l'uniformité d'impact	
Figure III- 42 Moyenne en profondeur des contraintes dans la zone2, billes de diamètre d=0.0	
2 1/2/10 222 1/2 2/20/20/10 01/ projection was communities to the constraint to the	115
Figure III- 43 Moyenne en profondeur de contraintes dans la zone2, billes de diamètre d=0.4	
8	116
Figure IV- 1 Couplage des différents phénomènes lors des traitements thermochimiques	119
Figure IV- 2- Principe d'additivité [BRI08]	
Figure IV- 3 Illustration de la méthode de « vectorisation des diagrammes de transformation »	
[BRI08]	
Figure IV- 4 Evolution de phase calculée par la méthode de « vectorisation de diagramme de	
transformation » [BRI08]	125
Figure IV- 5 Exemple d'une courbe dilatométrique [BRI08]	
Figure IV- 6 Écrouissage linéaire	
Figure IV- 7 Couplage ABAQUS / Sous-routines en Fortran [BRI08]	
Figure IV- 8 Géométrie pour la modélisation de la carbonitruration	
Figure IV- 9 Diffusion de carbone	
Figure IV- 10 Evolution de la température en fonction du temps	
Figure IV- 11 Diagramme TTT fourni par JMatPro de l'acier 29MnCr5 austénisé à 860°C.	
Figure IV- 12 Ms en fonction du pourcentage de carbone	
Figure IV- 13 Diagramme TRC en surface	
- TAPPER - TO - POPAT VPITE - TARE VIV OVI IVVV	

Figure IV- 14 Diagramme TRC à cœur	135
Figure IV- 15 Limite d'élasticité de la martensite	
Figure IV- 16 Pente d'écrouissage de la martensite	
Figure IV- 17 Evolution de la fraction volumique des phases en fonction de la profondeur	
Figure IV- 18 Comparaison essai/calcul de la quantité de l'austénite	
Figure IV- 19 Comparaison essai/calcul de contraintes résiduelles.	
	100
Figure V- 1 massif semi-infini pour l'étude : (blocage des surfaces latérales)	155
Figure V- 2 Couplage Abaqus pour l'introduction d'état initial	
Figure V- 3 Introduction de l'état mécanique initial sous Abaqus	
Figure V- 4 Coefficients de dilatation thermique fictifs $[K^{-1}]$ produisant les déformations plasti	
	1.50
Figure V- 5 Comparaison entre la première et la deuxième méthode	
Figure V- 6 Exemple d'une modélisation des essais dilatométriques	
Figure V- 7 Profil de déformations thermo-métallurgiques en profondeur, fonction de pourcen	
carbone et d'azote à 25°C donné par JMatPro	162
Figure V-8 Profil de contraintes résiduelles d'un acier 29MnCr5 carbonitruré, déformation	102
plastique équivalente correspondante, ainsi que la déformation plastique équivalente sans con.	sidérer
la déformation thermo-métallurgique	163
Figure V-9 (a) condition massif semi-infini : blocage des surfaces latérales. (b) condition d'équ	
du massif(e) terramen u eq.	
Figure V- 10 Loi de comportement	164
Figure V- 11 Evolutions de contrainte équivalente de Von Mises et déformation plastique	10.
équivalente	165
Figure V- 12 Evolution de la capacité de déformation en profondeur	
Figure V- 13 Courbe d'écrouissage multilinéaire du matériau de base	
Figure V- 14 Loi d'écrouissage d'un matériau à gradient de propriétés d'un matériau cémente	
méthode Chaussumier. Couches 1 à 17 pour des profondeurs respectives de 30-60-90-120-150-	_
250-300-350-400-450-500-600-700-800-900-1000 μm	172
Figure V- 15 Loi d'écrouissage d'un matériau à gradient de propriétés d'un matériau carboni	
par la méthode Chaussumier	173
Figure V- 16 Comparaison Essais/modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X	
matériau cémenté avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier). Moyenne de	
zone 1	174
Figure V- 17 Comparaison Essais/modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X	
matériau cémenté avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier). Moyenne de	
zone 2	175
Figure V- 18 Déformation plastique équivalente modélisée d'un matériau cémenté avant et a	près
grenaillage (loi de comportement Chaussumier)	_
Figure V- 19 Comparaison Essais/Modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X	
matériau carbonitruré avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier). Moyen	
dans la zone 1	177
Figure V- 20 Comparaison Essais/Modélisation de contraintes résiduelles dans la direction X	(d'un
matériau carbonitruré avant et après grenaillage (loi de comportement Chaussumier) Moyenn	
la zone 2	178
Figure V-21 Déformation plastique équivalente modélisée d'un matériau carbonitruré avant	et
après grenaillage (loi de comportement Chaussumier)	
Figure V- 22 Essai Jominy [SCH93]	
Figure V- 23 Profil carbone et azote défini par la norme PSA [B531346]	

Figure V-24 Comparaison de la courbe Jominy Essai/modèle JMatPro	182
Figure V-25 Constituants micrographiques le long de la barre Jominy donnés pas JMatPro	183
Figure V- 26 Essai Jominy par JMatPro	184
Figure V- 27 Loi de comportement pour une dureté Hv=755	184
Figure V- 28 Profil de carbone et de dureté en profondeur d'un matériau cémenté	185
Figure V- 29 Loi de comportement des couches cémentées	186
Figure V-30 Profils de carbone, d'azote et de dureté en profondeur d'un matériau carbonitrus	ré 187
Figure V-31 Loi de comportement des couches carbonitrurées	188
Figure V- 32 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X a matériau cémenté avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie par JM. Moyenne dans la zone 1	
Figure V- 33 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X a	
matériau cémenté avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie par JM.	
Moyenne dans la zone 1	190
Figure V - 34 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X a matériau carbonitruré avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie pa	
JMatPro. Moyenne dans la zone1	191
Figure V- 35 Corrélation physique/numérique de contraintes résiduelles dans la direction X a matériau carbonitruré avant et après grenaillage à l'aide de la loi de comportement fournie pa	
JMatPro. Moyenne dans la zone2	192
Figure V-36 Limite d'élasticité en profondeur : matériau cémenté	193
Figure V-37 Limite d'élasticité en profondeur : matériau carbonitruré	194
Figure V-38 Comparaison de la méthode Chaussumier et JMatPro: matériau cémenté et gre	naillé
	194
Figure V-39 Comparaison Chaussumier et JMatPro: matériau carbonitruré et grenaillé	195
Figure V- 40 Evolution des caractéristiques mécaniques : dureté (a) ; limite d'élasticité (b)	195

MODÉLISATION NUMERIQUE DU GRÉNAILLAGE DES PIÈCES INITIALEMENT CÉMENTÉES OU CARBONITRURÉES

RESUME: Les traitements de surface sont des moyens de plus en plus utilisés pour augmenter la résistance en fatique des pièces métalliques en améliorant les propriétés du matériau. Chez PSA Peugeot Citroën, certaines pièces sont traitées thermochimiquement (par cémentation ou carbonitruration) avant d'être grenaillées de manière à tirer profit des avantages respectifs de chaque procédé. Cette étude a pour but de comprendre l'effet du couplage entre ces deux traitements de surface sur la génération des champs mécaniques. Des investigations expérimentales ont permis de mettre en évidence les effets suivant du grenaillage sur un matériau cémenté (ou carbonitruré) dans la couche superficielle: (a) le grenaillage augmente la dureté, (b) il augmente considérablement le niveau des contraintes résiduelles, (b) il permet de transformer de l'austénite résiduelle en martensite. Un modèle élément fini du grenaillage des pièces ayant été traitées thermochimiquement a été étudié. L'état mécanique après traitements thermochimiques a été déterminé expérimentalement par diffraction des rayons X. Le modèle du grenaillage prend en compte cet état initial en termes de contraintes résiduelles, déformations plastiques et de variable d'écrouissage. Le matériau est donc à gradient de propriété et se comporte tel un véritable composite. La loi de comportement en profondeur est obtenue en liant le profil de dureté aux propriétés du matériau. Le modèle permet d'estimer, entre autres, les profils des contraintes et des déformations plastiques des pièces préalablement traitées thermochimiques.

Mots clés : Grenaillage, Éléments Finis, Contraintes résiduelles, Cémentation, Carbonitruration, Dureté, Austénite, Martensite, Massif Semi-Infini

NUMERICAL SIMULATIONS OF THE SHOT PEENING PROCESS OF MATERIALS INITIALLY TREATED BY CARBURIZING OR CARBONITRIDING

ABSTRACT: Surface treatments are increasingly used to enhance fatigue resistance of metallic parts by improving material properties. At PSA Peugeot Citroen Company, some parts are treated thermo-chemically (by carburizing or carbonitriding) before shot-peening, in order to benefit from the advantages of each treatment. The aim of this study is to understand the combination of the effect of thermochemical treatments and of shot peening on the generation of residual mechanical fields. Experimental investigations have highlighted the following effects of shot-peening on a carburized (or carbonitrided) material in the surface layer: (a) shot-peening increases the hardness, (b) it increases considerably the level of residual stresses, (c) it makes it possible to transform residual austenite into martensite. This study deals with a finite element model of shot peening after thermochemical treatments. Mechanical state resulting from thermo-chemical processes are implemented in the model from experimental data obtained by X-ray diffraction stress analyses. Consequently, the shot-peening numerical simulation takes into account this initial state in terms of residual stresses, plastic strains and hardening parameters. Besides, the material exhibits a gradient of microstructure and mechanical properties due to the thermochemical treatment. Thus, it is modeled as a composite material, where the gradient of mechanical properties (stress-strain curve at a given depth) is linked to the in-depth measured hardness. This model is used to estimate the residual stress and plastic strain gradient following the shot peening process of an already thermochemically treated component.

Keywords: Shot peening, Finite elements, Residual stresses, Carburizing, Carbonitriding, Hardness, Austenite, Martensite, Semi-Infinite Body



