



**HAL**  
open science

# Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement

Anis Hor

► **To cite this version:**

Anis Hor. Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Arts et Métiers ParisTech, 2011. Français. NNT : 2010ENAM0002 . pastel-00593068

**HAL Id: pastel-00593068**

**<https://pastel.hal.science/pastel-00593068>**

Submitted on 13 May 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.

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

**Doctorat ParisTech**

**T H È S E**

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

**Spécialité " Mécanique-matériaux "**

*présentée et soutenue publiquement par*

**Anis HOR**

le 31 Janvier 2011

**SIMULATION PHYSIQUE DES CONDITIONS THERMOMÉCANIQUES DE  
FORGEAGE ET D'USINAGE - CARACTÉRISATION ET MODÉLISATION  
DE LA RHÉOLOGIE ET DE L'ENDOMMAGEMENT**

Directeur de thèse : **Franck MOREL**

Co-encadrement de la thèse : **Jean Lou LEBRUN**

**Jury**

**M. Christophe DESRAYAUD**, Professeur, Centre SMS, École des Mines de Saint-Étienne  
**M. Pierre-Olivier BOUCHARD**, MCF-HDR, CEMEF, École des Mines de Paris  
**M. Jean-Claude GELIN**, Professeur, LMA, ENSMM Besançon  
**M. François HILD**, Directeur de Recherche au CNRS, LMT, ENS Cachan  
**M. Dominique COUPARD**, MCF, LAMEFIP, Arts et Métiers ParisTech - Centre de Bordeaux  
**M. Damien FABREGUE**, MCF, MATEIS, INSA de Lyon  
**M. Franck MOREL**, Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech - Centre d'Angers  
**M. Jean Lou LEBRUN**, MCF, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech - Centre d'Angers  
**M. Pascal DAGUIER**, Ingénieur, ASCOMETAL CREAS Hagondange

Président  
Rapporteur  
Rapporteur  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Invité

**T  
H  
È  
S  
E**





# Dédicaces

*Je dédie ce modeste travail à :*

*Mon très cher père Salah et ma très chère mère Jannette qui sont sans cesse à mes côtés. Que Dieu vous protège pour mon frère et moi. Nous avons toujours besoin de vous.*

*Ma très chère femme Refka qui m'a offert le plus beau cadeau de ma vie : ma petite Dorra.*

*Ma très chère belle famille : mon beau père Mokhtar, ma belle mère Aïcha qui m'ont toujours soutenu.*

*Mes très chers frères et sœurs : Hichem, Hamza, Riadh, Manel, Ines et Abir.*

*Toute ma famille.*

*Tous mes amis.*

*Enfin, la rédaction de ce manuscrit a été ponctuée par des événements inoubliables dans ma vie : je l'ai commencée avec la naissance de ma fille Dorra et je l'ai terminée avec la libération de mon pays la Tunisie.*

*"Lorsqu'un peuple veut la vie, force est au destin de répondre."*

*Abou el Kacem Chebbi (1909-1934)*

# Remerciements

L'aboutissement de ce Doctorat est avant tout le fruit d'un parcours jalonné de nombreuses rencontres. Ces rencontres ont nourri un projet qui, bien au delà du côté scientifique, est devenu un choix de vie. Pleinement conscient de la chance extraordinaire dont j'ai bénéficié, je voudrais profiter de la page qui m'est ici offerte pour remercier en toute sincérité les personnages les plus marquants de ce cheminement.

Mon premier professeur dans la vie était mon père, grâce à qui j'ai découvert les plaisirs des mathématiques très tôt. Je connaissais déjà à quatre ans la table de multiplication. Ces plaisirs se sont transformés en ambitions grâce à mon professeur d'école primaire *Abderlakder EL AGREBI*, il a su faire de moi un compétiteur dans les études qui n'accepte jamais la deuxième place. Au lycée, je n'oublierais jamais *Abdejelil BEN RJAB*, grâce à lui j'ai compris qu'être doué ne suffit pas pour réussir, il faut travailler durement pour avancer. Le premier génie que j'ai rencontré dans ma vie était mon professeur d'analyse en classes prépas *Tarek LAZHARI*. "Ne jamais apprendre une formule mathématique, il faut savoir la démontrer", un de ses précieux conseils qui resteront gravés dans ma mémoire.

A l'ENIM, j'ai commencé une histoire d'amour avec la mécanique. Je dois cette histoire à *Ramzi FREDJ* "l'âme de la mécanique". J'ai décidé de devenir chercheur le jour où j'ai rencontré la mécanique de solides et les grandes déformations de *Abdelwaheb DOGUI*, un enseignant et chercheur hors du commun. Merci Messieurs.

Le destin m'a offert un très grand cadeau lors de mon premier séjour en France dans le cadre de mon stage de master au LPMTM. J'ai appris que la recherche est avant tout un travail d'équipe. J'ai compris que les mathématiques peuvent fabriquer des pièces grâce à *Salima BOUVIER* et *José-Luis ALVES* et qu'elles peuvent faire parler les matériaux grâce à *Brigitte BACROIX*. Cette période était pour moi un rêve qui j'espère se poursuivra un jour. Merci à mes Professeurs (avec un grand P), si je suis là aujourd'hui c'est en grande partie grâce à vous.

Je dois également l'aboutissement de ce travail à *Franck MOREL*, qui m'a aidé à forger mes choix. Vous avez été un guide audacieux et si disponible, toujours présent et très réactif. Merci pour le temps que vous avez consacré à corriger ce long mémoire.

Avoir *Jean-Lou LEBRUN* dans son encadrement est un atout certain. Dommage qu'il m'ait fallu beaucoup de temps pour trouver la "longueur d'onde" de la communication sereine. J'espère véritablement, au-delà de cette thèse, pouvoir encore bénéficier de votre sens du détail, et de l'amplitude de votre champ d'action.

Que *Philippe PILVIN* et *François HILD*, soient également remerciés pour leurs conseils précieux et leur soutien.

Je tiens à remercier les rapporteurs de cette thèse, *Jean-Claude GELIN* et *Pierre-Olivier BOUCHARD*, pour la rapidité avec laquelle ils ont lu mon manuscrit et l'intérêt qu'ils ont porté à mes travaux. Merci également aux autres membres du jury qui m'ont fait l'honneur d'accepter de juger ces travaux : *Christophe DESRAYAUD* qui s'est dévoué pour présider le jury de thèse et les examinateurs *François HILD*, *Damien FABREGUE* et *Dominique COUPARD*.

Merci *Tarek BRAHAM, Camille ROBERT, Anne MOREL, Eric GilDEMYN, Imade KOUTIRI, Daniel BELLET* et *Sébastien SOULAS*. Ce travail est un témoin de votre contribution. *Titou, Etienne, Cyril, Alexandre, Guénael, Malek, Philippe, Alain, Mohamed, Raphaël, Benjamin, Nicolas, Cédric, Claude, Gilles, Daniel...* merci de m'avoir supporté et encouragé régulièrement.

Finalement, la rédaction de ce travail s'est terminée au cours de mon séjour à l'INSA de Lyon dans le cadre de mon post-doc à MATEIS. Je remercie énormément *Catherine VERDU* de m'avoir accordé sa confiance et de m'accepter en post-doc sans avoir soutenu ma thèse. Vous m'avez ouvert votre porte, m'offrant ainsi une relation personnelle et professionnelle d'une grande richesse. Je remercie également *Neji, Olivier* et *Jean-Yves* de m'avoir soutenu dans les moments difficiles.

Parce que ce remerciement-là ne s'inscrit dans aucune chronologie, je l'ai gardé pour la fin ... Mille mercis à ma femme *Refka* pour avoir fait preuve à chaque instant d'une compréhension et d'une patience hors du commun, pour m'avoir accordé son soutien total et sans réserve. Cette thèse est un témoin d'un énorme sacrifice commun.



# Table des matières

<b>Introduction générale</b>	<b>1</b>
<b>1 Les procédés de fabrication : relation procédé-matériau</b>	<b>3</b>
1.1 Introduction	4
1.2 Le procédé d'usinage	4
1.2.1 Échelle méso : formation du copeau	5
1.2.2 Les paramètres gouvernant le procédé d'usinage	8
1.3 Le procédé de forgeage	11
1.3.1 Les phénomènes physiques associés au procédé de forgeage	11
1.3.2 Paramètres de la déformation à chaud	15
1.4 Synthèse	15
1.5 La simulation physique des procédés	16
1.5.1 La simulation physique : c'est quoi ? pour quoi faire ?	16
1.5.2 Les techniques expérimentales utilisées	17
1.6 L'identification est un problème physique ou mathématique ?	19
1.6.1 Problème direct	20
1.6.2 Problème inverse	20
1.6.3 Les techniques d'identification	20
1.7 Les matériaux étudiés	21
1.7.1 Les aciers 42CrMo4 et 100Cr6	22
1.7.2 L'alliage d'aluminium 2017-T4	23
1.8 Conclusion	23
<b>2 Rhéologie expérimentale sur une large gamme de température et de vitesse</b>	<b>24</b>
2.1 Introduction	25
2.2 Démarche expérimentale	25
2.3 Essais de compression	28
2.3.1 Hypothèses et considérations expérimentales	29
2.3.2 Synthèse des résultats	30
2.4 Analyse des résultats expérimentaux	45
2.4.1 Les trois domaines de déformation	47
2.4.2 Forme des courbes de comportement : compétition écrouissage-adoucissement	49
2.4.3 Considérations thermodynamiques des mécanismes microstructuraux	51
2.4.4 Phénomène d'adoucissement et observations microstructurales	57
2.5 Conclusion	60

<b>3</b>	<b>Modélisation du comportement thermoviscoplastique</b>	<b>62</b>
3.1	Introduction . . . . .	63
3.2	Étude bibliographique des modèles de comportement existants . . . . .	63
3.2.1	Forme générale et différentes catégories de loi de comportement . . . . .	63
3.2.2	Modèles empiriques . . . . .	64
3.2.3	Modèles semi-physiques . . . . .	69
3.2.4	Modèles physiques basés sur la métallurgie . . . . .	70
3.2.5	Synthèse . . . . .	74
3.3	Identification et comparaison des différents types de modélisation . . . . .	75
3.3.1	Identification du comportement des matériaux étudiés . . . . .	75
3.3.2	Comparaison des différents types de modélisation . . . . .	93
3.4	Proposition d'un modèle empirique couplé . . . . .	98
3.4.1	Construction du modèle . . . . .	98
3.4.2	Identification . . . . .	101
3.4.3	Comparaison . . . . .	103
3.5	Conclusion . . . . .	105
<b>4</b>	<b>Caractérisation expérimentale de l'endommagement</b>	<b>106</b>
4.1	Introduction . . . . .	107
4.2	Méthodes expérimentales de caractérisation de l'endommagement . . . . .	108
4.2.1	Méthodes directes . . . . .	108
4.2.2	Méthodes indirectes . . . . .	109
4.3	Dispositifs et procédures expérimentales . . . . .	111
4.3.1	Dispositif de traction sur la machine GLEEBLE . . . . .	111
4.3.2	Méthode d'analyse d'images . . . . .	113
4.3.3	Machine de traction in-situ dans le MEB . . . . .	114
4.3.4	Technique de corrélation d'images numériques "DIC" . . . . .	115
4.3.5	Influence des paramètres d'acquisition sur les performances de la méthode DIC . . . . .	116
4.4	Caractérisation surfacique des mécanismes d'endommagement . . . . .	125
4.4.1	Acier 100Cr6 . . . . .	126
4.4.2	Acier 42CrMo4 de microstructure ferrito-perlitique . . . . .	135
4.4.3	Alliage d'aluminium 2017-T4 . . . . .	141
4.4.4	Conclusion sur les observations de l'endommagement en surface . . . . .	146
4.5	Caractérisation à cœur des phénomènes d'endommagement sur une large gamme de température . . . . .	148
4.5.1	Acier 100Cr6 . . . . .	148
4.5.2	Acier 42CrMo4 de microstructure ferrito-perlitique . . . . .	152
4.5.3	L'alliage d'aluminium 2017-T4 . . . . .	155
4.5.4	Conclusion sur les observations de l'endommagement à cœur . . . . .	157
4.6	Conclusion . . . . .	157
<b>5</b>	<b>Quantification et modélisation de l'endommagement</b>	<b>160</b>
5.1	Introduction . . . . .	161
5.2	Quantification de l'endommagement . . . . .	161
5.2.1	Essais de traction sur éprouvettes entaillées axisymétriques . . . . .	161
5.2.2	Caractérisation de l'évolution de l'endommagement . . . . .	163
5.2.3	Détermination des déformations vraies à partir de la simulation numérique . . . . .	167
5.2.4	Détermination du taux de triaxialité . . . . .	169

5.2.5	Synthèse . . . . .	171
5.3	Étude bibliographique des modèles d'endommagement . . . . .	171
5.3.1	Introduction . . . . .	171
5.3.2	Modèles d'endommagement non-couplés . . . . .	171
5.3.3	Modèles d'endommagement couplés . . . . .	173
5.3.4	Conclusion sur les modèles d'endommagement . . . . .	177
5.4	Identification de l'endommagement en thermoviscoplasticité . . . . .	177
5.4.1	Identification du critère de rupture Johnson-Cook . . . . .	178
5.4.2	Identification du modèle de GTN . . . . .	181
5.5	Conclusion . . . . .	188
<b>6</b>	<b>Applications dans le cas de la simulation numérique des procédés</b>	<b>189</b>
6.1	Introduction . . . . .	190
6.2	Formulation d'un problème thermomécanique . . . . .	190
6.2.1	Modélisation générale d'un problème thermomécanique . . . . .	190
6.2.2	Équations et hypothèses simplificatrices . . . . .	191
6.2.3	Couplage thermomécanique . . . . .	192
6.3	Caractéristiques générales des modèles EF utilisés . . . . .	192
6.3.1	Les paramètres introduits initialement dans le modèle EF . . . . .	193
6.3.2	Les paramètres ajustés en fonction des résultats . . . . .	193
6.4	Rhéologie et endommagement en usinage . . . . .	195
6.4.1	Simulation physique de l'usinage : l'éprouvette chapeau . . . . .	195
6.4.2	La coupe orthogonale . . . . .	206
6.5	Rhéologie et endommagement en forgeage . . . . .	215
6.5.1	Conditions expérimentales et résultats d'essai . . . . .	215
6.5.2	Simulation numérique du bipoinçonnement . . . . .	221
6.5.3	Confrontation expérimentale . . . . .	224
6.6	Conclusion . . . . .	226
	<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>227</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>i</b>
	<b>Table des Figures</b>	<b>xix</b>
	<b>Liste des Tableaux</b>	<b>xxi</b>
	<b>Annexes</b>	<b>xxii</b>



# Introduction générale

Les avancées scientifiques et technologiques dont ont bénéficié les codes de calcul ces dernières années ont rendu la simulation de tous les procédés de mise en forme possible. L'accord entre ces simulations numériques et les observations expérimentales reste néanmoins un souci majeur qui préoccupe les acteurs de la recherche dans le domaine de la mécanique des matériaux. En effet, la mise en place, l'identification et l'implémentation de lois de comportement à même de rendre compte précisément de différents phénomènes (rhéologie, endommagement ...) rencontrés dans les procédés de fabrication restent encore des problèmes ouverts. Le Laboratoire Arts et Métiers ParisTech Angers (LAMPA) conduit, depuis une quinzaine d'années, des travaux de recherche (thèses de R. Hambli, A. Mkaddem, S. Boude et dernièrement M. Habak) sur la caractérisation et la modélisation de plusieurs procédés de fabrication (pliage, usinage, superplasticité...) appliqués à différents matériaux métalliques (aciers à haute limite d'élasticité HLE S500MC et S315MC, acier à roulement 100Cr6, alliages d'aluminium, alliages de titane ...).

L'objectif de ce travail de thèse, soutenu par la région Pays de La Loire, est de déterminer la gamme de validité de différents types de modèles de comportement (rhéologie, endommagement) mais également de procéder à des analyses fines des mécanismes de déformation et d'endommagement. L'étude conduite, principalement expérimentale, a nécessité l'utilisation de nombreux dispositifs expérimentaux à même de caractériser la rhéologie et l'endommagement de différents matériaux métalliques. Des moyens d'essais thermomécaniques (simulateur GLEEBLE, « barres d'Hopkinson »), ainsi que des techniques de caractérisation plus fines (Microscopie Electronique à Balayage (MEB), dispositif de traction in-situ et corrélation d'images numériques (DIC)) sont en particulier employés.

Le coeur de ce travail concerne donc la meilleure connaissance de la rhéologie et de l'endommagement sur une très large gamme de températures et de vitesses de déformation. Les procédés de fabrication sont utilisés comme exemples d'application. La grande expertise du laboratoire dans le domaine de la caractérisation des procédés a permis de bien cerner les principaux phénomènes rencontrés lors d'opérations d'usinage et de forgeage. L'analyse des paramètres rhéologiques (quantité de déformation, vitesse et température) relatifs à chacun de ces procédés permettra d'abord la détermination du cadre du travail expérimental. Différents modèles de comportement et d'endommagement seront ensuite identifiés et comparés en s'appuyant sur une base expérimentale très importante développée sur trois matériaux : l'acier 100Cr6, l'acier 42CrMo4 avec deux microstructures différentes (ferrito-perlitique et bainitique) et l'alliage d'aluminium 2017-T4. Cette base de données comporte différents types de sollicitations : compression, traction sur éprouvettes axisymétriques simples et entaillées, cisaillement sur éprouvettes de type " chapeau " et bipoinçonnement. On cherchera ensuite à proposer un modèle de comportement à même de rendre compte de tous les phénomènes observés sur les différents matériaux. Des techniques originales d'observation et de quantification de l'endommagement vont être mises en place sur la base de suivis in-situ d'essais de traction dans un Microscope Electronique à Balayage. Une méthode de traitement d'image automatisée et une technique de corrélation d'images numériques seront utilisées dans ce cadre.

L'étude est décomposée en trois grandes parties : l'usinage et le forgeage, la rhéologie et l'endommagement. Elles sont réparties dans le manuscrit en six chapitres :

Le **premier chapitre** présente les procédés d'usinage et de forgeage ainsi que les conditions thermoméca-

niques qui les caractérisent. La transformation de la matière est généralement accompagnée par des phénomènes microstructuraux ayant une influence sur le comportement du matériau. Les phénomènes physiques associés, les techniques utilisées et les moyens expérimentaux permettant de les reproduire en laboratoire sont présentés. L'identification des coefficients des matériaux est détaillée. Les trois matériaux métalliques utilisés sont décrits.

Le **deuxième chapitre** est consacré à une étude rhéologique expérimentale. Des essais de compression sur une large gamme de température et de vitesse de déformation sont présentés. Trois domaines, froid, mi-chaud et chaud, sont distingués à l'aide de la forme de la courbe de comportement ainsi que des phénomènes microstructuraux accompagnant la déformation. L'influence de la vitesse de déformation et de la température est étudiée dans chacun des trois domaines. Les microstructures observées pour les différentes conditions sont analysées.

Le **troisième chapitre** concerne la mise en place d'une loi de comportement empirique et fait suite à l'identification et la comparaison de différents modèles de la littérature. Les démarches d'identification, appliquées pour déterminer les constantes des modèles relatifs aux trois matériaux étudiés, sont détaillées. Un modèle inspiré de la loi de Johnson-Cook est proposé pour mieux tenir compte des effets d'adoucissement, de sensibilités à la vitesse et à la température. Il est comparé à plusieurs modèles de la littérature notamment sous l'angle des procédures d'identification.

Le **quatrième chapitre** présente un suivi et une analyse expérimentale de l'endommagement pour une large gamme de températures. Deux méthodes directes sont appliquées. A froid, des essais in-situ sont conduits à l'intérieur d'un MEB puis complétés par une étude des champs de déformation microscopiques effectuée par corrélation d'images numériques. Les mécanismes d'endommagement observés en surface des échantillons sont confrontés, par la suite, à des observations à cœur. Ces observations sont faites à partir de coupes diamétrales d'éprouvettes axisymétriques simples préalablement déformées à différentes températures. Cette comparaison doit apporter des éléments de réponse sur les origines microstructurales de l'endommagement.

Le **cinquième chapitre** est consacré à la quantification de l'endommagement. Deux modèles d'endommagement, largement étudiés dans la littérature, sont identifiés. Le premier est découplé, il s'agit du critère de rupture de Johnson-Cook. Le deuxième est la loi de Gurson-Tvergard-Needeleman (GTN). Ce modèle d'endommagement couplé est basé sur la théorie de rupture locale. Des essais de traction sont réalisés sur des éprouvettes axisymétriques entaillées (avec différents rayons d'entaille). L'évolution de la fraction surfacique du vide est obtenue à l'aide d'un traitement d'images sur des coupes longitudinales. Le premier modèle est identifié d'une manière simple et directe. Le modèle GTN nécessite une approche inverse en utilisant un modèle éléments finis. Les deux modèles sont comparés qualitativement à travers la répartition des déformations au voisinage de la zone de rupture simulée numériquement.

Le **sixième chapitre** concerne l'utilisation des modèles de comportement étudiés dans les chapitres précédents dans le cadre de la simulation numérique des procédés de forgeage et d'usinage. Pour se rapprocher des conditions des pièces forgées, on utilise un essai de bi-poinçonnement qui entraîne un état de déformation plane (largement rencontré dans le domaine de la forge). Pour l'usinage, deux tests sont conduits. L'essai de cisaillement sur une éprouvette "chapeau", et un essai de coupe orthogonale. Les résultats des simulations sont comparés qualitativement et quantitativement avec les essais expérimentaux correspondants.

La conclusion regroupe les principales étapes de la démarche conduite et reprend les résultats scientifiques importants obtenus. Quelques perspectives montrent les suites possibles de ces travaux.

# Chapitre 1

## Les procédés de fabrication : relation procédé-matériau

### Sommaire

---

<b>1.1</b>	<b>Introduction</b> . . . . .	<b>4</b>
<b>1.2</b>	<b>Le procédé d'usinage</b> . . . . .	<b>4</b>
1.2.1	Échelle méso : formation du copeau . . . . .	5
1.2.2	Les paramètres gouvernant le procédé d'usinage . . . . .	8
<b>1.3</b>	<b>Le procédé de forgeage</b> . . . . .	<b>11</b>
1.3.1	Les phénomènes physiques associés au procédé de forgeage . . . . .	11
1.3.2	Paramètres de la déformation à chaud . . . . .	15
<b>1.4</b>	<b>Synthèse</b> . . . . .	<b>15</b>
<b>1.5</b>	<b>La simulation physique des procédés</b> . . . . .	<b>16</b>
1.5.1	La simulation physique : c'est quoi ? pour quoi faire ? . . . . .	16
1.5.2	Les techniques expérimentales utilisées . . . . .	17
<b>1.6</b>	<b>L'identification est un problème physique ou mathématique ?</b> . . . . .	<b>19</b>
1.6.1	Problème direct . . . . .	20
1.6.2	Problème inverse . . . . .	20
1.6.3	Les techniques d'identification . . . . .	20
<b>1.7</b>	<b>Les matériaux étudiés</b> . . . . .	<b>21</b>
1.7.1	Les aciers 42CrMo4 et 100Cr6 . . . . .	22
1.7.2	L'alliage d'aluminium 2017-T4 . . . . .	23
<b>1.8</b>	<b>Conclusion</b> . . . . .	<b>23</b>

---

## 1.1 Introduction

Les études récentes sur les procédés thermomécaniques comme l'usinage et le forgeage font une large part aux outils de simulation dans un but prédictif, et particulièrement aux modèles utilisant la méthode des éléments finis. Il est à noter que l'effort a dû porter essentiellement sur des questions liées à l'adaptation et à l'utilisation des éléments finis dans le contexte des procédés où se posent des problèmes de séparation de matière, de frottement, de contact, de très grandes déformations... Les questions émergentes concernent alors les critères et techniques de remaillage, de séparation des noeuds ou de la rupture, les schémas d'intégration, l'utilisation des formalismes lagrangien, eulérien ou mixte.

Au fur et à mesure que les problèmes numériques sont résolus, d'autres apparaissent. Ils concernent principalement les lois et les paramètres associés au matériau qui doivent nourrir les approches numériques et dont la détermination est rendue difficile par le caractère spécifique et extrême des sollicitations subies par le matériau usiné et/ou forgé. Dans le cadre des alliages métalliques qui nous concernent ici, déformations, vitesses de déformation, températures atteignent des valeurs très élevées qui peuvent donner lieu à des phénomènes d'instabilité à l'échelle microscopique. Ces phénomènes peuvent être étudiés tant au niveau mécanique (écrouissage et adoucissement, forces de frottement,...), thermique (adiabaticité, transferts outil/pièce,...) que métallurgique (recristallisation, modifications de structures, diffusion d'espèces,...).

Dans ce chapitre, nous présentons les deux procédés objets de l'étude, l'usinage et le forgeage. Nous précisons les conditions thermomécaniques associées à ces deux procédés ainsi que les phénomènes physiques agissant dans ces conditions thermomécaniques bien particulières. Enfin, les techniques et les matériaux utilisés pour l'étude de la rhéologie lors de ces procédés sont présentés.

## 1.2 Le procédé d'usinage

L'usinage est un procédé de génération de surfaces. Il consiste à créer une nouvelle surface par enlèvement de matière (formation de copeaux) en utilisant un outil coupant. Les caractéristiques de cette surface dépendent du couple outil-matière, c'est-à-dire des paramètres mis en jeu pendant la coupe (vitesse de coupe, vitesse d'avance, profondeur de passe,...). En usinage, il existe plusieurs configurations utilisables selon le procédé de coupe (le fraisage, le rabotage, le tournage,...). Durant notre étude, nous nous intéressons plus précisément à la technique d'enlèvement de matière par tournage suivant la configuration la plus simple qui est la coupe bidimensionnelle connue sous le nom de coupe orthogonale.

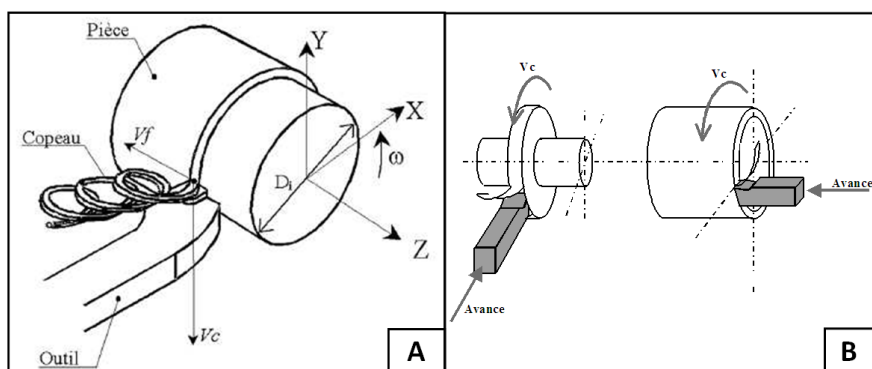


FIGURE 1.1 – Représentation du tournage (A) et de la coupe orthogonale (B) [Hab06].

La coupe orthogonale est une simplification du problème du tournage développée à la base par Merchant [Mer45]. Elle nécessite que l'arête de coupe soit perpendiculaire à la vitesse de coupe et à l'avance de l'outil. Dans cette configuration, le problème mécanique devient plan et peut être schématisé comme en figure 1.1. On peut noter en effet que la sollicitation est de type déformation plane au centre du copeau, et de type

contrainte plane sur les bords [STA66], ce qui réduit nécessairement la symétrie par translation [Cha01] (parallèle à l'arête) des champs de contraintes, déformations, températures, etc... tant dans l'outil que dans la matière.

On décompose souvent le problème de l'usinage à l'aide de trois échelles spatiales [Cha01] (schématisées figure 1.2) :

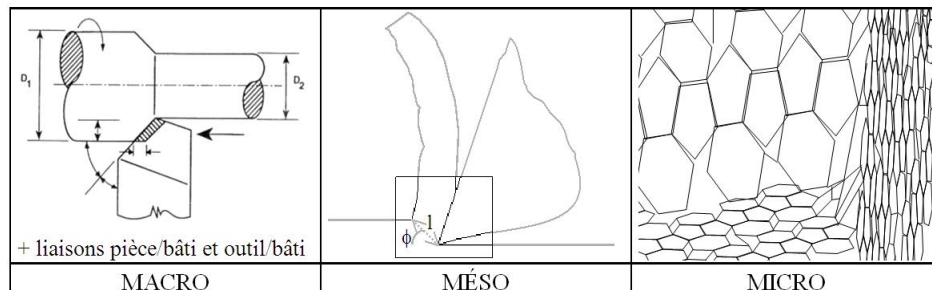


FIGURE 1.2 – Les différentes échelles utilisées en usinage [Cha01].

- L'échelle MACRO, de la machine-outil. C'est l'échelle des problèmes de rigidité dynamique, de vibrations, liés à la machine dans son ensemble et à la pièce ; on se soucie entre autres de la tenue des cotes et de la prévision de la rugosité résultante en surface de pièce. Le présent travail ne traite pas de ces aspects.
- L'échelle MÉSO, quelques  $mm^3$  autour de la pointe de l'outil, zone de formation du copeau et de l'observation de sa morphologie. C'est là qu'on enregistre les gradients de température, de contrainte et de déformation.
- L'échelle MICRO, échelle du matériau. Dans le cas de l'acier que nous traitons ici, c'est l'échelle des cristaux (et des inclusions) constituant le matériau, des phénomènes de localisation de déformation et des modifications de microstructure.

### 1.2.1 Échelle méso : formation du copeau

Les paramètres nécessaires à l'étude du procédé sont généralement attachés à l'échelle méso et méso-micro. En effet, l'échelle méso est à la fois :

- l'échelle de création des surfaces,
- l'échelle de la formation du copeau,
- l'échelle des couplages entre thermique, mécanique, et métallurgie,
- l'échelle de l'intégrité de surface,
- l'échelle de l'usure.

Pour comprendre les phénomènes physiques associés à la coupe, plusieurs auteurs ont étudié le processus de formation du copeau. Habak [Hab06] a essayé de comprendre ce processus en établissant un bilan énergétique (figure 1.3). Il suppose que la majorité de la puissance mécanique mise en oeuvre se transforme en puissance thermique. Les zones de cisaillement (primaire, secondaire, et tertiaire) générées par la coupe sont le siège de production de chaleur. Les flux de chaleur issus de ces zones sources sont dissipés, d'une façon non équivalente, dans la pièce, l'outil de coupe, le copeau, et une partie minime est évacuée par l'air.

Il utilise différents dispositifs expérimentaux pour montrer l'influence de la variation des conditions de coupe sur les différents composants du bilan énergétique. Cette approche reste incomplète car le flux de chaleur évacué par le copeau est très difficile à mesurer.

En se basant sur des observations micrographiques, d'autres auteurs [CS79, Pan96] ont utilisé une décomposition en cinq zones. L'interaction outil/matière est décrite suivant le plan formé par la vitesse de coupe et la vitesse d'avance.

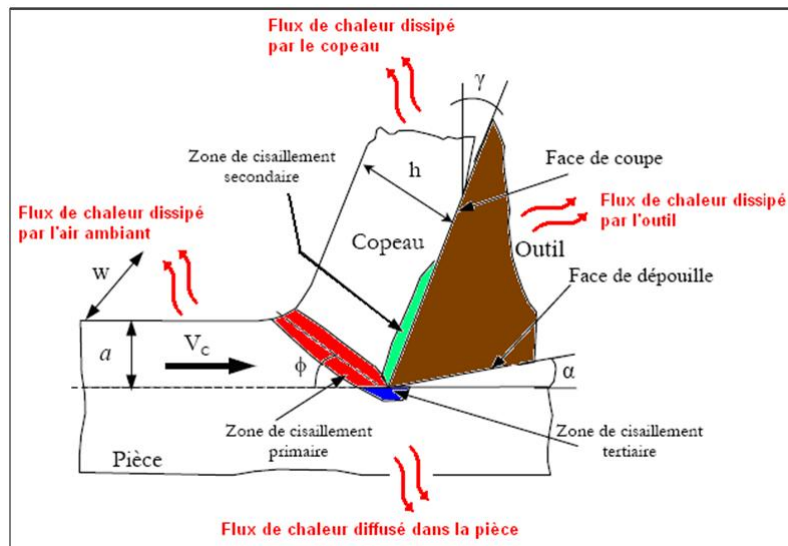


FIGURE 1.3 – Distribution des flux de chaleur générés par déformation et frottement en coupe orthogonale [Cal08].

- **Zone 1 : zone ou bande de cisaillement primaire** : elle provient du changement de direction d'écoulement de la matière. Cette zone est le siège de cisaillement avec des quantités et des vitesses intenses engendrant une forte élévation de la température due à la dissipation.
- **Zone 2 : zone ou bande de cisaillement secondaire** : induite par le frottement du copeau sur la face de l'outil, cette zone est à la fois soumise à de forts taux de cisaillement et à une forte élévation de température engendrée par le frottement.
- **Zone 3 : zone de séparation du matériau en pointe de l'outil** : dans cette région, l'outil exerce un effort de compression sur le matériau qui est refoulé et se sépare en deux parties ; le copeau et la pièce usinée. Cette zone est également appelée zone de cisaillement tertiaire.
- **Zone 4 : zone de frottement au niveau de la surface de dépouille** : l'outil frotte sur la surface usinée de la pièce ce qui génère un écrouissage de la surface de la pièce et une élévation de la température moins importante que celle engendrée dans la zone de cisaillement secondaire.
- **Zone 5 : zone d'amorce de déformations** : la déformation du copeau provoque des déformations élastiques et plastiques de la structure en amont de l'outil conduisant à des contraintes résiduelles en surface de la pièce.

L'étude des formes de copeaux observés lors de l'usinage des métaux (figure 1.4) permet de les classer en deux grandes familles : les copeaux festonnés et les copeaux continus. Ces deux formes très différentes conduisent à des questions sur les phénomènes physiques en jeu et sur l'interaction entre le changement des conditions de coupe ou du matériau et l'apparition ou la disparition d'un phénomène par rapport à l'autre.

Calamaz [Cal08] a réalisé une étude bibliographique assez générale sur la formation des copeaux dans le cas de l'usinage des métaux en général et des alliages de titane plus particulièrement. En effet, pour expliquer la formation des copeaux festonnés elle distingue deux théories. La première explique cette formation par la localisation de la déformation (ou cisaillement adiabatique), et la seconde par l'amorçage et la propagation d'une fissure au sein du matériau usiné (dans la bande de cisaillement primaire).

Pour la première hypothèse, une instabilité pendant le processus de coupe, résultant de la compétition entre l'adoucissement thermique et l'écrouissage du matériau et apparaissant dans la zone de cisaillement primaire, est à l'origine de cette morphologie dite de copeau festonné. La zone d'instabilité est exprimée par Recht [Rec64] comme étant la zone dans laquelle le taux d'adoucissement thermique excède le taux d'écrouissage, c'est-à-dire où la pente de la courbe contrainte de cisaillement  $\tau$ -déformation  $\gamma$  de cisaille-

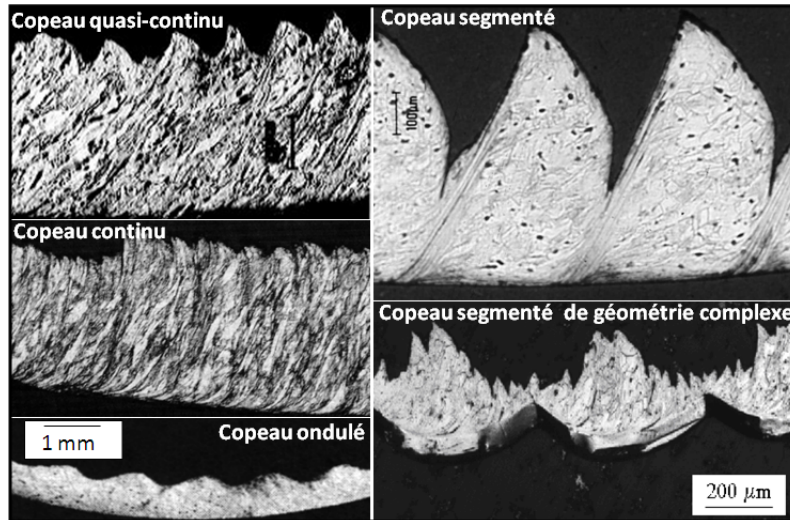


FIGURE 1.4 – Différentes formes de copeaux [Cha01].

ment devient négative ou nulle :

$$\frac{d\bar{\tau}}{d\bar{\gamma}} = \frac{\partial\bar{\tau}}{\partial\bar{\gamma}} + \frac{\partial\bar{\tau}}{\partial T} \frac{dT}{d\bar{\gamma}} \leq 0 \quad (1.1)$$

où  $\frac{\partial\bar{\tau}}{\partial\bar{\gamma}}$  représente l'écouissage,  $\frac{\partial\bar{\tau}}{\partial T}$ , l'adoucissement thermique et  $\frac{dT}{d\bar{\gamma}}$ , la variation de la température avec la déformation.

Le critère d'instabilité peut s'écrire :

$$R = \frac{\frac{\partial\bar{\tau}}{\partial\bar{\gamma}}}{\frac{\partial\bar{\tau}}{\partial T} \frac{dT}{d\bar{\gamma}}}, \quad \text{et } 0 \leq R \leq 1 \quad (1.2)$$

L'amorçage d'une bande de cisaillement adiabatique se produira lorsque la contrainte de cisaillement cessera de croître sous l'effet de l'écouissage pour décroître sous l'effet de l'adoucissement thermique, c'est-à-dire lorsque  $d\tau = 0$ . Si le critère est égal à l'unité, la localisation est imminente. Si la valeur est comprise entre 0 et 1, le cisaillement peut devenir catastrophique. Des valeurs supérieures à 1 indiquent une prédominance de l'écouissage et un copeau long et continu. Des valeurs négatives indiquent que le matériau devient, malgré une élévation de température, plus résistant [PMJ02].

D'autres auteurs soutiennent l'hypothèse selon laquelle la formation de copeaux festonnés serait au moins en partie due à l'amorçage et la propagation d'une fissure à l'intérieur de la bande de cisaillement primaire. Barry et al. [BBL01] affirment que pour un alliage de titane TA6V et à des vitesses de coupe faibles, la rupture dans la zone de cisaillement se produit par clivage (rupture fragile le long des plans de clivage), alors qu'à des vitesses de coupe élevées, la rupture est plutôt de type ductile (nucléation des cavités, croissance et coalescence), indiquant clairement un degré d'adoucissement thermique dans la zone de cisaillement primaire. Ils procèdent à ces hypothèses à partir de l'observation des surfaces libres (préalablement cisillées) d'un copeau festonné (figure 1.5). Ce résultat a été aussi retrouvé par Changeux dans le cas d'un acier inoxydable [Cha01].

Finalement, ce processus de formation du copeau a aussi une grande influence sur la stabilité de l'usinage. Lors de l'aplatissement de la matière, les efforts de coupe augmentent graduellement provoquant la déflexion de l'outil. Dès que la localisation de la déformation se produit, les efforts diminuent brusquement et l'outil revient dans sa position initiale. Ce processus se répète lors de la formation de chaque segment conduisant ainsi à des vibrations et à l'usure par fatigue de l'outil. Ce mécanisme de formation du copeau est propre à un processus de coupe instable résultant de l'instabilité thermomécanique du matériau [Cal08]. Nous constatons également que la formation d'un copeau segmenté est très différente de celle d'un

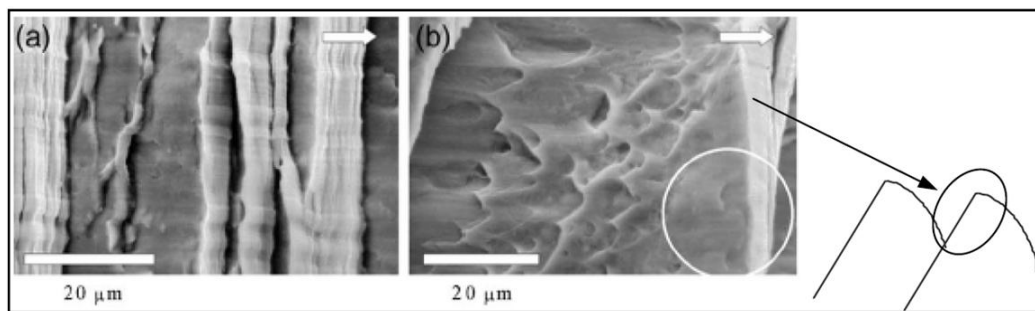


FIGURE 1.5 – Faciès d’une surface cisailée au niveau de la zone primaire : (a) rupture fragile ( $V_c=15\text{m/min}$ ) ; (b) rupture ductile ( $V_c=180\text{m/min}$ ). Les flèches indiquent la direction d’écoulement du copeau [BBL01].

copeau continu. Dans ce dernier cas, l’écrouissage prédomine sur l’adoucissement thermique. Dès que le cisaillement se produit le long du plan de cisaillement primaire, la contrainte nécessaire à une déformation supplémentaire sur ce plan devient plus élevée, donc le plan de glissement le plus facile se déplace légèrement en aval de l’outil. Cela conduit donc à une déformation uniformément répartie dans le copeau à une échelle macroscopique.

## 1.2.2 Les paramètres gouvernant le procédé d’usinage

L’étude de la formation du copeau est assez délicate car la zone d’étude est très petite (quelques dizaines de millimètres carrés) et les phénomènes thermomécaniques sont extrêmement violents et localisés sur des bandes de quelques micromètres. Ces conditions extrêmes rendent les mesures extrêmement délicates à réaliser et beaucoup d’inconnues persistent. Pendant la coupe, seules des valeurs macroscopiques comme les trois composantes de l’effort de coupe, la vitesse de coupe, la profondeur de passe et l’avance par tour peuvent être mesurées assez simplement. La récupération d’autres informations nécessite l’utilisation de méthodes expérimentales plus complexes comme les instrumentations optiques (caméras rapides et ultra-rapides, vidéo-microscope,...).

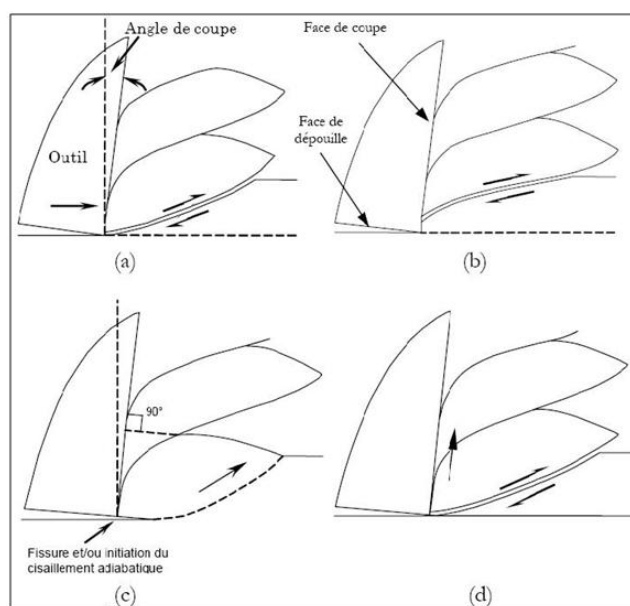


FIGURE 1.6 – Étapes de la formation d’un segment de copeau festonné ; (a) début de l’aplatissement de la matière, (b) localisation imminente de la déformation, (c) localisation de la déformation, (d) glissement du segment de copeau formé [KT81].



### – Trajets de déformation :

En se basant sur des images obtenues par vidéo rapide du processus de coupe, Komanduri et Von Turkovich [KT81] décrivent les étapes de formation d'un copeau festonné (figure 1.6). La formation d'un segment commence par la compression progressive du matériau en avant de l'outil. La surface de contact initiale entre la face de coupe et le segment est restreinte et la longueur de contact augmente avec la progression du processus de compression du matériau (figure 1.6(a),(b)). Entre le début et la fin de ce processus, il n'y a pratiquement pas de mouvement relatif entre la surface inférieure du segment de copeau qui est en train de se former et la face de coupe de l'outil. Cela favorise un transfert rapide de chaleur au niveau du bec de l'outil et facilite les éventuelles interactions chimiques outil/copeau, accélérant ainsi l'usure de l'outil. La formation graduelle du segment de copeau pousse lentement vers le haut le segment formé précédemment. Dès que la localisation de la déformation s'initie, le segment formé est déplacé parallèlement à la bande de cisaillement (figure 1.6(c)). Le cisaillement progresse rapidement et le segment de copeau glisse sur la face de coupe de l'outil (figure 1.6(d)). Cette alternance de vitesse relative nulle entre l'outil et le copeau lors de la compression de la matière et de glissement rapide lors de la localisation de la déformation est similaire au phénomène de "stick-slip" (collage-glissement).

Le trajet de déformation est relativement complexe et dépend aussi de la forme du copeau donc du matériau et des conditions de coupe. En effet, au début on obtient un trajet similaire à de la compression jusqu'à l'amorçage d'une bande localisée favorisant une sollicitation comparable à du cisaillement pur. Lorsque le copeau est continu, la phase de compression est plus étendue.

### – Quantité de déformation :

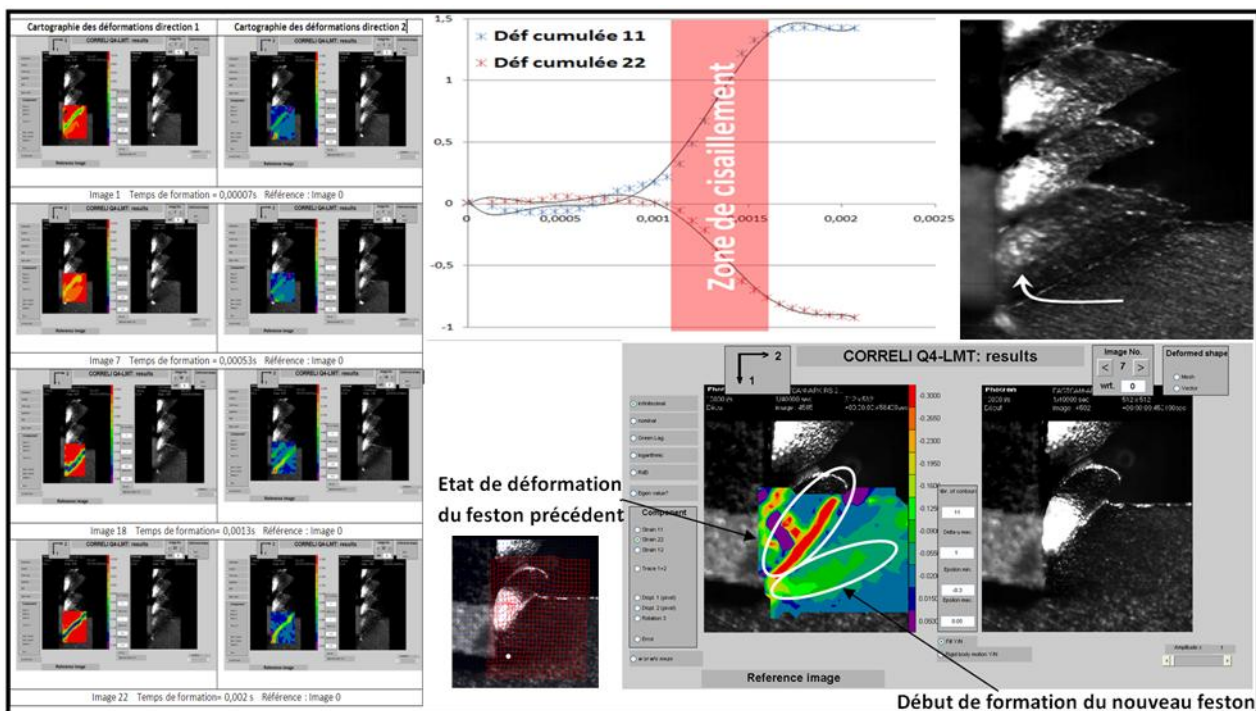


FIGURE 1.7 – Détermination expérimentale par corrélation d'image de la quantité de déformation lors d'une opération de rabotage sur un alliage de titane [GCBB09].

La détermination expérimentale de la quantité de déformation provoquée par une opération de coupe est très difficile pour des raisons citées précédemment. Les valeurs données dans la littérature sont des estimations géométriques ou obtenues par simulation numérique. Changeux [Cha01] trouve que le taux de déformation dans la zone de cisaillement primaire est supérieur à 2. D'autres auteurs estiment que la déformation cumulée dans cette zone est de l'ordre de 4. Une estimation de la valeur expérimentale de la

déformation pendant une opération de rabotage a été réalisée au sein du LAMPA du centre Arts et Métiers ParisTech d'Angers, en collaboration avec le LAMEFIP du centre de Bordeaux [GCBB09], en utilisant la méthode de mesure de champs cinématiques à partir des images successives prises par une caméra rapide et traitées par le logiciel Correli\_Q4. Bien que le maillage soit supérieur à la zone de localisation de la déformation (conduisant à une estimation inférieure à la réalité), les résultats ne semblent pas très loin des estimations rencontrées dans la littérature (figure 1.7).

La déformation plastique équivalente est de l'ordre de 2. Cette valeur est largement sous-estimée vu que la taille de l'élément du maillage de corrélation est plus grande que la largeur de la bande de cisaillement. Cependant, cette étude nous renseigne sur le chemin de déformation dans le plan formé par les axes 1 et 2 ainsi que sur les ordres de grandeur de la déformation et de la vitesse de déformation.

– **Vitesse de déformation :**

Étant donné que le temps d'acquisition de chaque image est connu, il est possible, après corrélation, de tracer l'évolution de la déformation en fonction du temps. La pente de cette courbe nous renseigne sur la vitesse de déformation. La valeur estimée dans la zone de cisaillement (zone en rouge dans la courbe de la figure 1.7) est de l'ordre de  $5.10^3 s^{-1}$ . Ce résultat semble proche de la réalité puisque le procédé de rabotage est caractérisé par des vitesses de coupe faibles par rapport au tournage et que les valeurs rencontrées dans la littérature sont comprises entre  $10^4$  et  $10^6 s^{-1}$ . Cette valeur reste également sous-estimée d'après les arguments détaillés précédemment.

– **Température :**

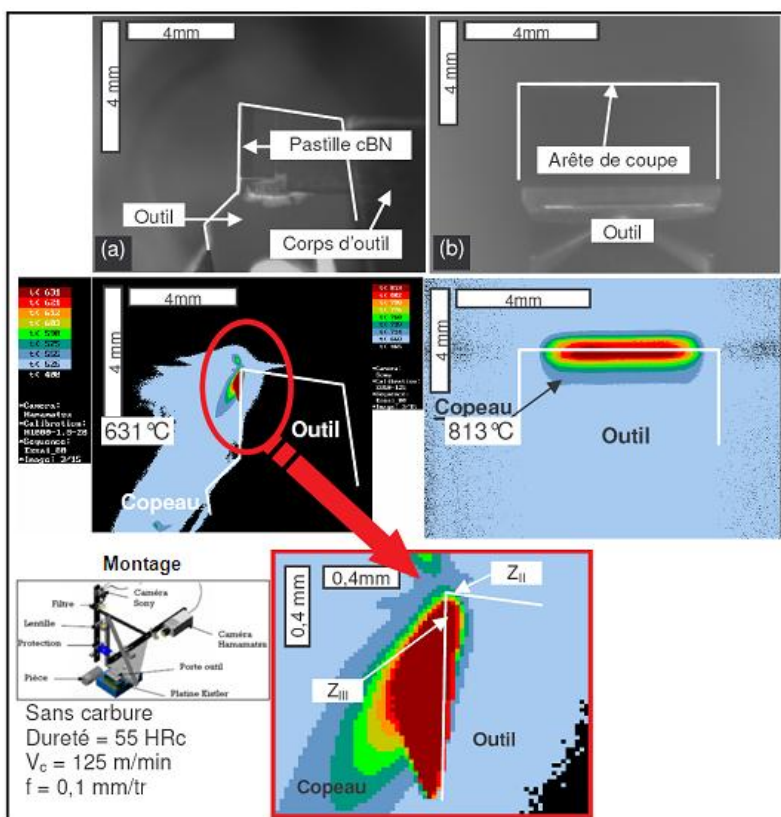


FIGURE 1.8 – Exemple de cartographie du champ de température obtenue par caméra CCD-PIRE. (a) Face latérale de coupe et (b) Face supérieure du copeau [Hab06].

Les évolutions thermiques peuvent être estimées en mesurant le flux thermique dans l'outil [Pui02] et en utilisant des caméras thermiques proches infrarouges qui permettent d'accéder au champ de température de la zone de coupe [Cal95, Msa98]. Habak [Hab06] a réalisé des mesures thermiques sur l'acier à roulement 100Cr6 traité (dureté 55 HRc) en utilisant un montage avec deux caméras. La première permet l'acquisition

d'une cartographie du côté de la zone de coupe (c'est-à-dire la zone latérale de coupe - figure 1.8a - avec émergence des zones de cisaillement secondaire et tertiaire). La deuxième caméra permet une cartographie de la face supérieure du copeau (figure 1.8b - avec émergence de la zone de cisaillement primaire ZI sur la face supérieure du copeau). Il estime la température de coupe de l'ordre de 820 °C dans la zone de cisaillement primaire et de 630 °C dans la zone de cisaillement secondaire et tertiaire (pour les conditions de coupe :  $V_c=125$  m/min et  $f=0.1$  mm/tr).

### 1.3 Le procédé de forgeage

Le forgeage est l'ensemble des techniques permettant d'obtenir une pièce mécanique en appliquant une force mécanique sur une pièce de métal (lopin), à froid ou à chaud, afin de déformer la pièce pour obtenir la forme voulue. La forge ne permet pas tout à fait d'obtenir les mêmes marges de tolérance que l'usinage, ce qui la rend inutilisable pour obtenir directement les pièces mécaniques ayant besoin d'un maximum de précision dimensionnelle. En revanche, les pièces obtenues sont généralement plus résistantes aux contraintes mécaniques car la déformation des métaux engendre un grand nombre de phénomènes métallurgiques, autant au niveau microscopique que macroscopique. Parmi ces phénomènes on trouve notamment le corroyage, qui lui-même est à l'origine du fibrage du métal. Le terme fibrage est utilisé par analogie avec des matériaux qui présentent réellement cette caractéristique tels que le bois ou encore certains composites. Dans le cas des métaux, il fait référence à l'orientation globale que prend la structure métallurgique en fonction du sens d'écoulement du matériau durant sa déformation.

Le procédé de forgeage englobe plusieurs types de procédés de mise en forme par déformation plastique tels que : le forgeage libre, le laminage, l'emboutissage, l'estampage, le matriçage, le tréfilage et le filage. Selon la température de déformation, trois domaines sont distingués :

- Lorsque  $T/T_f < 0.3$ , l'agitation thermique des atomes est faible, de telle sorte que les mécanismes athermiques, qui ne font pas intervenir celle-ci, sont en général prédominants. Les phénomènes de diffusion, de restauration et de recristallisation sont négligeables. C'est le domaine de la déformation à froid.
- Lorsque  $T/T_f > 0.5$ , l'agitation thermique est au contraire élevée de telle sorte que les mécanismes activés thermiquement sont prépondérants. Les phénomènes de restauration et de recristallisation dynamiques jouent un rôle très important. C'est le domaine de la déformation à chaud.
- Lorsque  $0.3 \leq T/T_f \leq 0.5$ , on observe une combinaison de deux types de mécanismes. Cette gamme de température, relativement peu utilisée, est celle de la déformation "à tiède" ou "à mi-chaud". Pour de nombreux alliages métalliques (aciers), elle correspond en outre à une structure biphasée, ce qui rend l'analyse des comportements mécanique et structural plus complexe.

#### 1.3.1 Les phénomènes physiques associés au procédé de forgeage

Le forgeage ou la mise en forme par déformation plastique est un procédé étudié depuis longtemps. Plusieurs mécanismes accompagnant cette déformation ont été observés. Ils dépendent étroitement des conditions rhéologiques (déformation, vitesse de déformation et surtout température) et des éléments d'addition dans le matériau (solutions solides d'insertion, élément d'alliages,...). Ce paragraphe constitue une synthèse de phénomènes observés et/ou modélisés dans la littérature.

##### 1.3.1.1 Les mécanismes de durcissement ou d'écrouissage

Au sens mécanique, l'écrouissage est, par définition, l'augmentation de la résistance du métal au cours de sa déformation irréversible (augmentation de la dureté, de la contrainte d'écoulement, changement de forme de la frontière d'écoulement,...). Au sens métallurgique, c'est la modification de la microstructure qui

est causée par l'augmentation très rapide de la densité de dislocations et qui se traduit par la formation de cellules d'écroutissage, de sous-grains,... Ces mécanismes sont observés principalement dans le domaine de la déformation à froid.

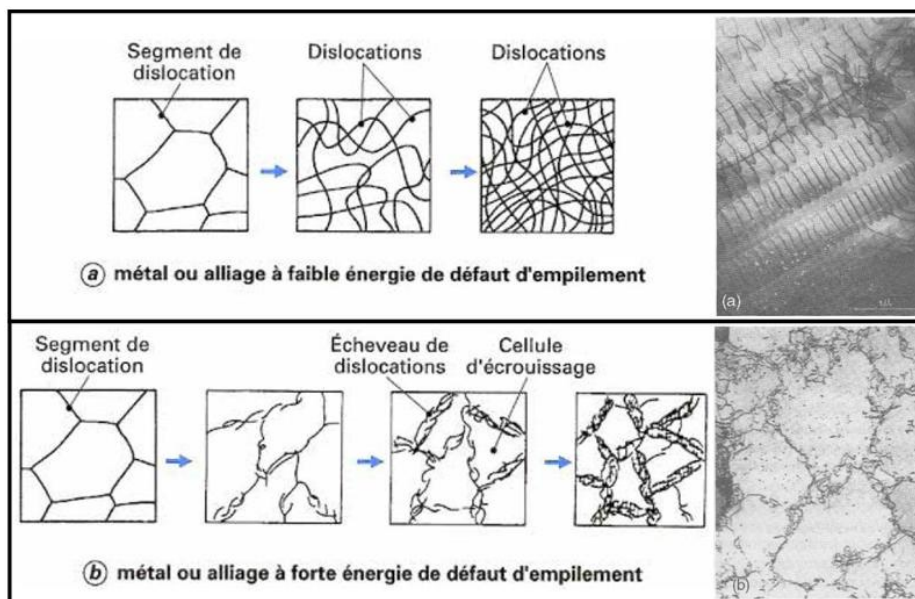


FIGURE 1.9 – Représentation schématique [Mon96] et observations MET [VDS07] des modifications microstructurales subies au cours de la déformation à froid.

L'observation par microscopie électronique en transmission de la structure du métal écroui amène à distinguer deux cas en ce qui concerne la distribution des dislocations [Mon96, VDS07] :

- dans les métaux à faible énergie de défaut d'empilement (quelques  $10^{-2} \text{ J/m}^2$ , comme le cuivre, les laitons, les aciers austénitiques), les dislocations sont réparties de manière relativement homogène (figure 1.9-a) ;
- dans les métaux à forte énergie de défaut d'empilement (quelques  $10^{-1} \text{ J/m}^2$ , comme l'aluminium, le fer  $\alpha$ , les aciers ferritiques), on observe au contraire la formation de cellules d'écroutissage : les dislocations se rassemblent en écheveaux délimitant des zones de cristal à peu près dépourvues de défauts (figure 1.9-b). Lorsque la déformation augmente, les cellules deviennent plus petites et tendent vers une taille limite. Elles présentent entre elles de faibles désorientations cristallographiques qui augmentent avec la déformation. Simultanément, les écheveaux deviennent plus épais et plus enchevêtrés.

Cette structure cellulaire, que l'on retrouvera dans le cadre de la déformation à chaud, correspond à un minimum de l'énergie élastique stockée pour une densité de dislocations donnée. Toutefois, sa formation suppose une mobilité suffisante des dislocations. Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement, la dissociation des dislocations en paires de dislocations partielles limite leur mouvement en rendant plus difficile, par exemple, le glissement dévié, ce qui explique l'absence de cellules d'écroutissage.

### 1.3.1.2 Hétérogénéité de la déformation plastique

Les observations ont montré que dans certains cas, notamment lorsqu'il existe peu de possibilité de glissement des dislocations ou dans le cas des grandes quantités de déformation, des hétérogénéités apparaissent et la déformation peut s'effectuer par maillage ou sous forme de bandes de cisaillement (figure 1.10).

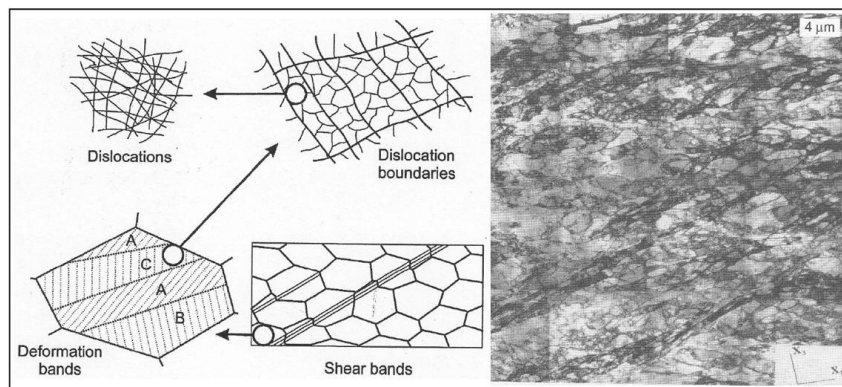


FIGURE 1.10 – Représentation schématique et observation MET de l'hétérogénéité de la déformation [VDSD07].

### 1.3.1.3 Les mécanismes d'adoucissement

Ce sont des mécanismes accompagnant et/ou précédant généralement la déformation à chaud. L'adoucissement (en anglais *restoration*) peut être statique ( $\sigma = 0$ ,  $\dot{\varepsilon} = 0$ ), ou dynamique ( $\sigma \neq 0$ ). Dans les deux cas, deux principaux phénomènes sont observés, selon la valeur de l'énergie de défaut d'empilement, la restauration (en anglais *recovery*) et la recristallisation (en anglais *recrystallization*).

#### – Recristallisation et restauration statiques

Appelées également recristallisation et restauration métadynamiques. Dans la plupart des procédés de forgeage, la pièce n'est pas réalisable en une seule passe qui est remplacée par plusieurs passes successives ou par des traitements de recuit après écrouissage. La microstructure du produit final ainsi que le comportement du matériau dans la passe suivante dépendent des mécanismes statiques apparaissant entre les passes ou pendant le recuit après écrouissage.

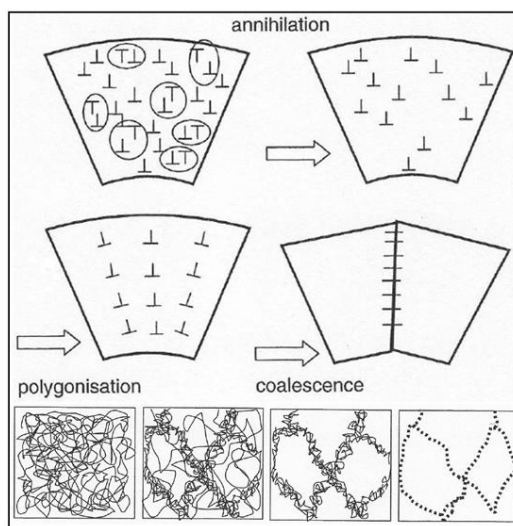


FIGURE 1.11 – Schématisation des phénomènes d'annihilation, polygonisation et de coalescence [VDSD07].

Dans la littérature, deux mécanismes d'adoucissement ont été observés :

1. La restauration statique : la structure granulaire ne change pas mais la densité de dislocation diminue par annihilation et les dislocations résiduelles se réarrangent et forment des sous-joints très stables délimitant des sous-grains (figure 1.11).
2. La recristallisation statique : la structure granulaire change. Ce phénomène ne se produit qu'après une déformation critique (quelques pourcents), commence après un temps d'incubation et exige une tem-

pérature suffisamment élevée (température de recristallisation). Il se manifeste par une germination de nouveaux grains. Les grains recristallisés croissent par la suite.

#### – Recristallisation et restauration dynamique

Les deux principaux mécanismes accompagnant la déformation à chaud sont la restauration et la recristallisation dynamique. Nous pouvons distinguer, comme dans le cas de l'écroutissage, deux types de métaux et alliages [Mon96] :

1. les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement (aluminium, fer  $\alpha$ , titane  $\beta$ , aciers ferritiques). La courbe présente d'abord un domaine d'écroutissage, puis un maximum relativement peu accentué, suivi d'un lent adoucissement conduisant à un domaine stationnaire, dans lequel la contrainte d'écoulement reste constante. Celui-ci n'est parfois atteint qu'après une déformation très élevée, qui ne peut être obtenue qu'au moyen d'essais de torsion. Un tel comportement est lié au processus de restauration dynamique.
2. Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement (cuivre, laitons, fer  $\gamma$ , aciers austénitiques), la phase d'écroutissage est généralement suivie d'un maximum unique, plus prononcé que dans le cas précédent. Le régime stationnaire est atteint pour des déformations beaucoup plus faibles. De plus, aux faibles vitesses de déformation et aux températures élevées, le palier stationnaire n'est atteint qu'après une série d'oscillations d'amplitude décroissante. Ce comportement est lié au processus de recristallisation dynamique.

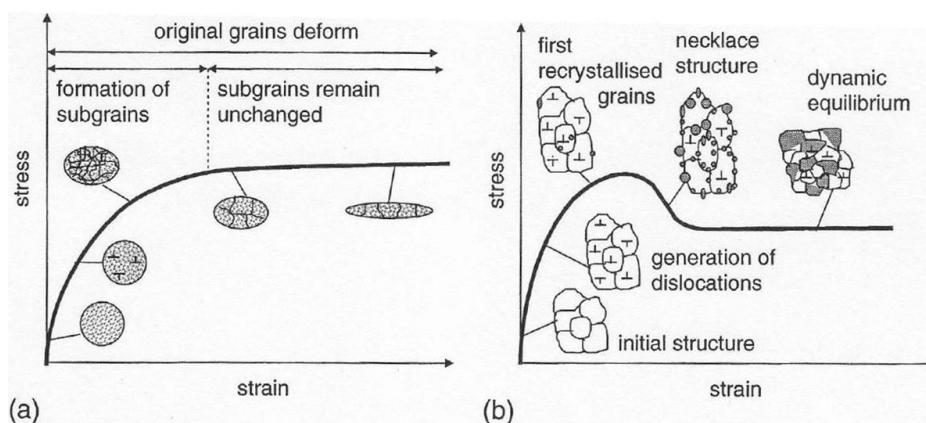


FIGURE 1.12 – Évolution de la microstructure durant (a) la déformation à chaud d'un matériau subissant de la restauration et (b) la déformation à chaud d'un matériau subissant de la recristallisation [VDSD07].

Les changements microstructuraux relatifs aux deux processus sont similaires à ceux observés dans le cas statique. La figure 1.12 illustre les phénomènes décrits dans le paragraphe précédent mais cette fois-ci sur la courbe de traction puisque dans le cas de l'adoucissement dynamique ces phénomènes se réalisent simultanément avec la déformation.

#### 1.3.1.4 Endommagement et rupture

Une problématique importante des procédés de fabrication, et en particulier de la mise en forme, est l'endommagement. Ce phénomène accompagne la déformation plastique quelles que soient les conditions rhéologiques. En fonction de la microstructure et sur une large gamme de vitesse de déformation et de température, ce phénomène se manifeste de différentes manières : clivage, rupture fragile, rupture par maillage ou cisaillement, intergranulaire, rupture ductile par coalescence et croissance des cavités...

La figure 1.13 propose une schématisation des mécanismes de rupture rencontrés en forgeage. Cette problématique fera l'objet des chapitres 4 et 5.



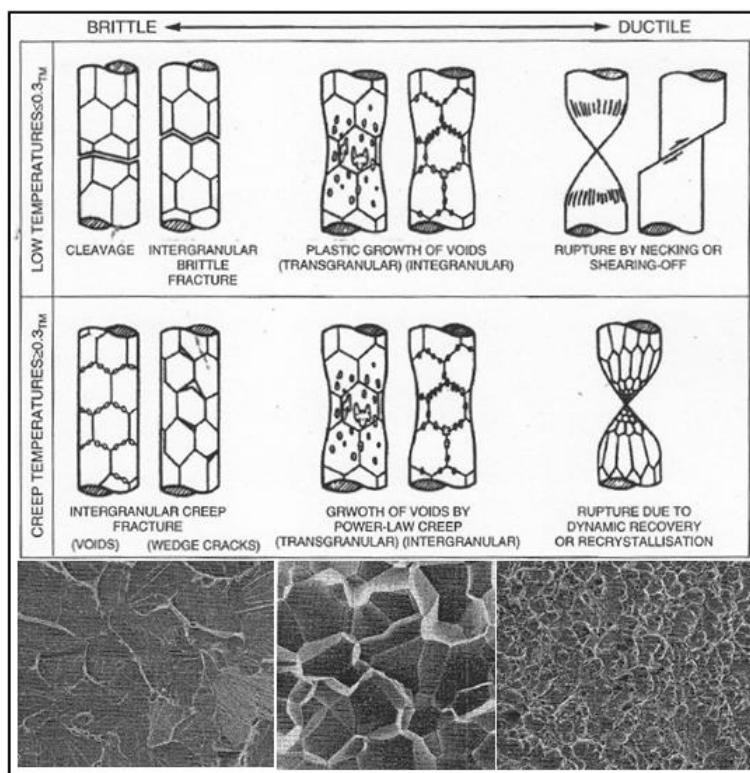


FIGURE 1.13 – Classification des mécanismes de rupture [VDS07].

### 1.3.2 Paramètres de la déformation à chaud

Les contraintes nécessaires pour induire une déformation à chaud, et les structures obtenues, dépendent de nombreux paramètres :

- La déformation ou les valeurs des déformations successives appliqués pendant différents intervalles de temps. Le temps qui sépare deux déformations joue un rôle à cause des phénomènes de restauration, recristallisation, précipitation.
- La température ou la variation de la température en fonction du temps. Il s’agit aussi bien de la température de préchauffage et sa durée (taille de grain initiale, mises en solution plus ou moins complètes) que les températures différentes auxquelles sont effectuées les déformations successives en n’oubliant pas le refroidissement jusqu’à l’ambiante.
- Vitesses de déformation : la restauration et la recristallisation dépendent du temps et donc de la vitesse de déformation.
- Les trajets de déformation : la plupart des lois d’érouissage supposent que la contrainte d’écoulement ne dépend que de la déformation équivalente, et non de la manière dont celle-ci a été imposée au matériau. Des études expérimentales ont montré que cela ne constitue qu’une approximation qui peut introduire des erreurs surtout dans le cas d’un changement brusque du chemin de déformation. C’est le cas du forgeage multi-passes.

## 1.4 Synthèse

Les sollicitations thermomécaniques complexes subies par le matériau au cours de ces deux procédés engendrent plusieurs mécanismes accompagnant la déformation et l’endommagement. Ces mécanismes dépendent beaucoup du matériau sollicité (nuance, microstructure, éléments d’addition, inclusions,...) mais aussi des paramètres rhéologiques. L’étude du comportement du matériau pendant un procédé nécessite

la réalisation d'essais spécifiques couvrant une large gamme de température et de vitesse et fournissant de grandes quantités de déformation allant jusqu'à 400 % dans le cas de l'usinage par exemple.

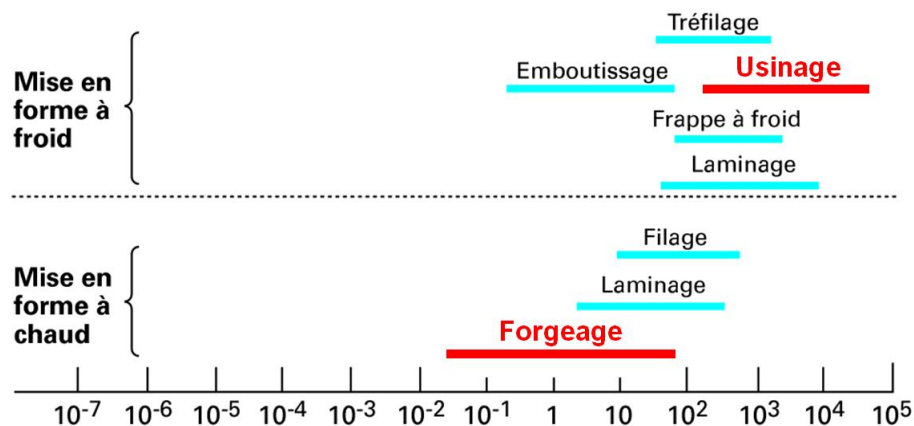


FIGURE 1.14 – Gammes de vitesses de déformation imposées (en  $s^{-1}$ ) en mise en forme [Mon96].

La figure 1.14 montre que la caractérisation de la rhéologie et de l'endommagement au cours du forgeage et de l'usinage nécessite une étude sur une large gamme de température et de vitesse de déformation. Les études qui ont essayé de traiter ce sujet sur des gammes larges sont rares [Gen98, Lur08]. Les essais de caractérisation sont principalement des essais de traction et rarement de torsion. Ces essais s'avèrent insuffisants pour l'étude de tels procédés. En effet, les sollicitations en traction fournissent des quantités de déformation très faibles avant l'apparition de l'endommagement ce qui peut masquer certains phénomènes apparaissant assez tard au cours du procédé. Ce problème est résolu par les essais de torsion mais ces derniers sont difficilement réalisables dans des conditions de vitesses élevées.

Ce travail de thèse a donc eu pour objectif d'aborder cette problématique de comportement sous des chargements très variés à l'aide d'une démarche principalement expérimentale. Nous allons, en particulier, simuler physiquement (ou expérimentalement) les trajets de déformations ainsi que les paramètres rhéologiques relatifs au forgeage et à l'usinage.

## 1.5 La simulation physique des procédés

### 1.5.1 La simulation physique : c'est quoi ? pour quoi faire ?

La simulation physique des procédés de mise en forme s'inscrit dans une pratique relativement ancienne d'étude de phénomènes complexes. Elle consiste à étudier ou à mesurer un phénomène physique par l'intermédiaire d'un autre phénomène plus simple ou moins coûteux à mettre en place et présentant suffisamment d'analogies avec lui (changement de matériau, d'échelle, de conditions,...). Un exemple bien connu est celui de la diffusion de la chaleur dans un corps étudiée par des mesures de potentiel électrique. La loi de diffusion de la chaleur (loi de Fourier) ayant la même expression mathématique que la loi de Laplace de circulation du courant électrique, il existe donc une similitude entre température et potentiel électrique.

Les premiers travaux scientifiques fondateurs de la simulation physique par matériaux modèles [FJM] sont ceux de Tresca (1864-1872) qui montrent la grande ressemblance de faciès de déformation de différents matériaux déformés dans les mêmes conditions. On peut donc, pour l'étude des déformations d'un matériau, utiliser un autre matériau plus facile à déformer : à déformations égales les morphologies des pièces seront identiques.

Dans l'étude des procédés de fabrication, le matériau, généralement métallique, est remplacé parfois par une pâte à modeler. Les principaux objectifs de la simulation physique sont la visualisation et la quantification des déformations, la mesure des grandeurs mécaniques associées à des déformations, et l'évolution des



géométries au cours des déformations. Cette pratique a été pendant longtemps développée par le CEMEF [Bra81, Gra91].

Avec le développement des moyens expérimentaux, l'ambition est maintenant de développer des simulations physiques permettant de reproduire des changements microstructuraux subis par le matériau durant le procédé. L'ancienne pratique qui consiste à changer le matériau par un autre plus simple dit "matériau modèle" (la plasticine, le plomb, la cire,...) n'est plus adéquate. Le défi est de trouver des solutions technologiques permettant de reproduire les mêmes conditions rhéologiques et les mêmes chemins de déformations qu'un procédé industriel dans le cadre d'un laboratoire. Cette mission est de plus en plus complexe lorsqu'il s'agit d'étudier des procédés tels que l'usinage et le forgeage dont les phénomènes physiques et microstructuraux sont très dépendants des conditions rhéologiques extrêmes. Plusieurs techniques ont été développées et concernent :

- Des géométries d'éprouvettes assez complexes (éprouvette "biseautée", éprouvette "chapeau", éprouvette biaxiale,...).
- Des méthodes de mesures pointues (corrélation d'images, caméras IR et PIR, tomographie,...).
- Des machines très flexibles et bien asservies.

### 1.5.2 Les techniques expérimentales utilisées

Les techniques expérimentales constituent un des points forts de la présente étude. En effet, pour appliquer des températures allant de l'ambiante à des températures de forgeage à chaud et pour couvrir une gamme de vitesse de déformation allant de  $10^{-2}$  à  $10^5 \text{ s}^{-1}$  avec des modes de sollicitations complexes, nous avons besoin de dispositifs expérimentaux capables de reproduire des cycles thermomécaniques proches de ceux rencontrés dans les procédés d'usinage (chauffage et refroidissement rapide et très local, déformations extrêmement rapides,...) et de forgeage (chauffage uniforme, déformation lente et parfois cyclique,...). Les deux principaux dispositifs expérimentaux utilisés sont :



FIGURE 1.15 – Dispositifs expérimentaux des Arts et Métiers ParisTech centre d'Angers : dispositifs barres d'Hopkinson (à gauche), et machine GLEEBLE (à droite).

1. La machine GLEEBLE (figure 1.15-droite) : c'est une machine d'essais dynamiques qui permet de simuler plusieurs variétés de situations thermiques, mécaniques et métallurgiques. Ce simulateur est capable de réaliser des chauffages jusqu'à  $1700 \text{ °C}$  (voire même  $3000 \text{ °C}$  avec des équipements spécifiques) avec une vitesse de montée en température qui peut aller théoriquement jusqu'à  $10000 \text{ °C/s}$ . Quant à la vitesse de refroidissement, elle peut atteindre  $330 \text{ °C/s}$  dans le cas d'un refroidissement

forcé. La mesure et le contrôle de la température se fait à l'aide d'un thermocouple soudé sur l'éprouvette. La possibilité de souder quatre thermocouples sur l'échantillon permet une maîtrise totale de l'hétérogénéité thermique due au chauffage par conduction. Mécaniquement, la vitesse de déplacement s'étend de  $10^{-2}$  à  $10^3$  mm/s, la mesure et le contrôle de la déformation peuvent être réalisés à l'aide de la traverse ou d'un extensomètre diamétral ou longitudinal en quartz. L'ensemble est asservi à l'aide d'un système extrêmement rapide avec une fréquence d'acquisition allant jusqu'à  $5.10^5$  Hz. Les différents montages utilisés sont détaillés dans les chapitres suivants.

2. Le dispositif barres d'Hopkinson (figure 1.15-gauche). Appelé également système SHPB pour Split Hopkinson Pressure Bar, ou barres de Kolsky du nom de celui qui a le premier utilisé le système dans sa configuration actuelle. Pour une gamme de vitesses de déformation supérieures à  $10^{-2}$  s<sup>-1</sup>, l'effet transitoire ne peut pas être négligé. Pour améliorer la qualité de la mesure, lorsqu'on ne peut utiliser des capteurs directement liés aux grandeurs à mesurer (méthodes optiques rapides par exemple), la solution consiste à tenir compte explicitement des phénomènes de propagation d'ondes, démarche qui conduit naturellement à l'utilisation d'un système de barres unidimensionnelles. La technique consiste à placer un petit échantillon entre deux longues barres identiques et de limite élastique élevée par rapport à celle du matériau testé. Des jauges de déformation sont collées sur les deux barres. Avec un projectile, on induit une onde élastique longitudinale de compression dans la barre entrante. Une partie de cette onde se réfléchit à l'interface barre-échantillon, une autre partie se transmet à l'échantillon puis induit une onde dans la barre sortante. Les ondes doivent être ensuite virtuellement transportées aux contacts entre les barres et l'échantillon. On peut alors calculer les efforts et les déplacements (en intégrant les vitesses, directement accessibles) aux faces correspondantes. La méthode de calcul ainsi que les spécifications des barres utilisées sont détaillées en Annexe 1. Le dispositif existant aux Arts et Métiers ParisTech, centre d'Angers permet d'obtenir des vitesses de déformation allant de  $10^3$  à  $5.10^4$  s<sup>-1</sup>. Il n'est pas équipé d'un système de chauffage.

En plus de ces deux dispositifs, d'autres techniques et méthodes expérimentales dites secondaires ou de caractérisation ont été utilisées :

- Des essais de suivi et de caractérisation de l'endommagement à froid. Il s'agit d'essais de traction in-situ dans un microscope électronique à balayage.
- Mesure de champ de déformation par corrélation d'images en utilisant le programme développé par F. Hild et S. Roux à l'ENS- Cachan "Correli\_Q4".
- Des techniques de caractérisation de la métallurgie telles que la microscopie optique, électronique, la mesure de dureté et l'analyse d'images.

La figure 1.16 représente, dans un diagramme température-vitesse de déformation, les différents domaines possibles de comportement mécanique [Lur08] :

- La zone 1 correspond à la mise en forme à chaud des métaux, dont la rhéologie caractéristique est obtenue généralement par des essais de compression.
- La zone 2 correspond aux essais à très grande vitesse de déformation et à température ambiante. La rhéologie caractéristique est obtenue par des essais sur barre de Hopkinson.
- La zone 3 correspond aux essais conventionnels dont la rhéologie caractéristique est accessible par différents types d'essais (traction, compression, torsion,...).
- La zone 4 regroupe les essais à grande vitesse de déformation et à chaud. Les moyens expérimentaux conventionnels ne permettent pas d'obtenir des données dans ce domaine.

Un des avantages majeurs du simulateur GLEEBLE est de pouvoir appliquer des conditions "extrêmes" de sollicitation (grandes vitesses de déformation et à chaud). C'est le seul dispositif capable de réaliser des essais appartenant aux domaines de sollicitation quasi-statique et dynamique dans les mêmes conditions et avec le même montage. Cette caractéristique va résoudre une partie des problèmes de comparaison et de discontinuité rencontrés dans les études visant à établir des modèles rhéologiques valables sur une large

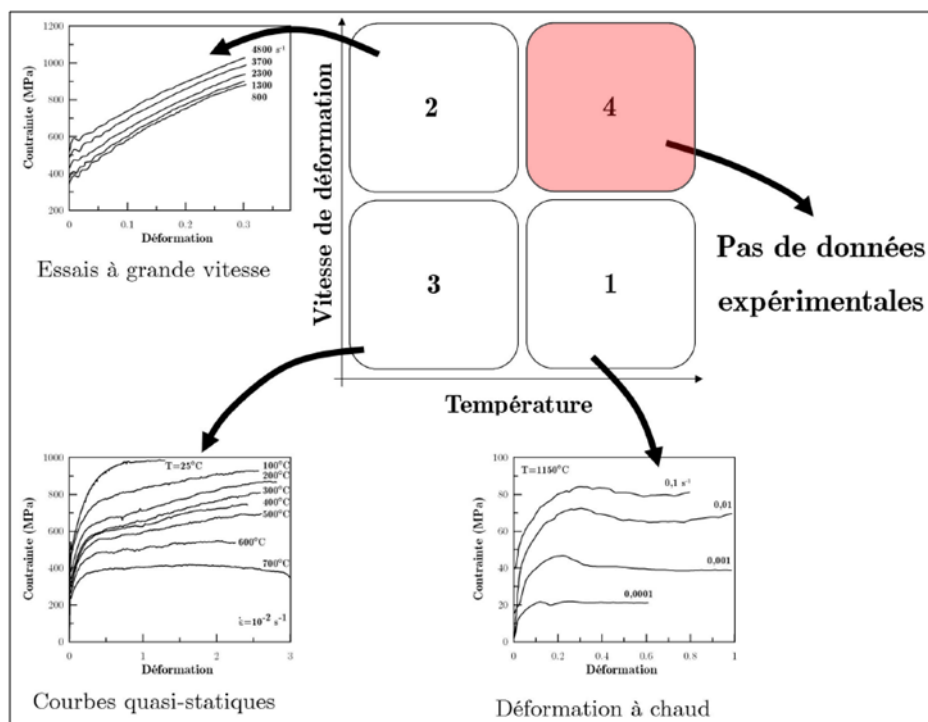


FIGURE 1.16 – Différents domaines représentés dans un diagramme tempéroture-vitesse de déformation correspondant à des comportements mécaniques distincts [Lur08].

gamme de vitesse de déformation.

## 1.6 L'identification est un problème physique ou mathématique ?

La démarche proposée dans cette étude consiste à identifier des modèles de comportement à travers des simulations physiques des procédés. Le problème d'identification va se poser car certains essais proposés ne permettent pas d'accéder directement à des mesures locales telles que la contrainte et la déformation. On se contente d'une mesure globale qui se présente sous la forme d'une courbe effort-déplacement. Certains modèles de comportement et/ou d'endommagement comportent également des paramètres qui ne sont pas directement mesurables avec des essais. Il est également important de vérifier si les modèles à identifier tiennent compte ou non des phénomènes physiques observés dans les essais expérimentaux utilisés pour l'identification. Les considérations mathématiques sont principalement des problèmes d'indétermination, de domaine de validité, et d'unicité de la solution.

A titre d'exemple, les paramètres de la loi de Johnson-Cook [JC83] identifiés (dans la littérature) à partir des mêmes essais pour un acier 100Cr6 traité (même dureté) varient énormément en fonction de la méthode d'identification employée (tableau 1.1).

	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
Guo et al. [GWZ06]	2482.2	1498.5	0.19	0.027	0.66
Huang et Liang [HL03]	774.78	134.46	0.3710	0.0173	3.1710
Habak [Hab06]	2125	1760	0.38	0.685	0.05

TABLE 1.1 – Constantes de la loi de Johnson-Cook d'après la littérature pour un acier 100Cr6 traité.

Cet exemple permet de mettre en évidence l'importance du processus d'identification. C'est un processus très complexe qui fait intervenir à la fois la précision du modèle, le processus expérimental et la méthode d'identification. Deux types de problèmes existent : problème direct, et problème inverse.

### 1.6.1 Problème direct

On parle de méthode directe lorsque les variables du modèle sont directement observables à partir des mesures. Dans ce cas, le problème d'identification se ramène à un problème de moindres carrés où il s'agit de trouver les paramètres  $\lambda$  qui minimisent les erreurs entre les valeurs mesurées  $M$  et les valeurs estimées par le modèle  $F(\lambda)$ .

### 1.6.2 Problème inverse

Lorsque les variables du modèle ne sont pas observables à partir des mesures expérimentales, on a souvent recours à une méthode inverse. Si  $M$  est un vecteur contenant un nombre de mesures expérimentales d'un système physique et  $F$  une modélisation de ce système, le problème inverse consiste à trouver le jeu de paramètres tel que  $F(\lambda) = M$ . La figure 1.17 illustre les deux méthodes directe et inverse.

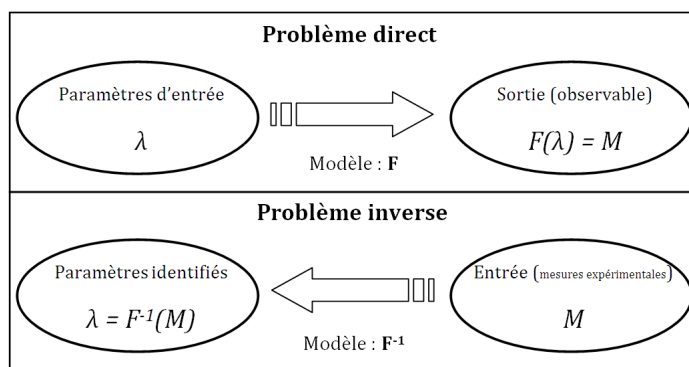


FIGURE 1.17 – Entrées et sorties des problèmes direct et inverse.

### 1.6.3 Les techniques d'identification

Si l'opérateur  $F$  peut être inversé, la résolution du problème inverse correspond au calcul de l'inverse de  $F$ . Cependant, pour l'identification des modèles de comportement,  $F$  ne peut, généralement, pas être inversé. Nous avons recours à des méthodes numériques pour résoudre le problème telles que les méthodes d'optimisation et les transformées.

#### 1.6.3.1 Les méthodes d'optimisation

Les méthodes les plus fréquemment rencontrées utilisent une fonction à minimiser (ou à maximiser), appelée fonction coût ou "fonction objectif" qui peut dépendre d'un plus ou moins grand nombre de paramètres et de contraintes. L'augmentation du nombre de paramètres influencera le nombre de calculs indispensables à l'estimation des dérivées premières et secondes de la fonction, ainsi que le nombre d'itérations nécessaires pour obtenir la convergence de l'algorithme vers une solution qui vérifie les critères du problème. Plusieurs méthodes existent dans la littérature [Gil08] :

- Méthodes utilisant le gradient de la fonction telles que la méthode de la plus forte pente et la Méthode du gradient conjugué.
- Méthodes de Newton telles que la méthode de Newton-Raphson et la méthode Newton.
- Méthodes de quasi-Newton telles que la méthode de Davidon-Fletcher-Powell et la méthode Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno.
- Méthodes basées sur l'intelligence artificielle telles que les algorithmes génétiques et les réseaux de neurones artificiels.

Dans le cas de l'identification des modèles de comportement, les méthodes utilisées sont généralement les méthodes de Newton pour les problèmes de moindres carrés telles que la méthode de Gauss-Newton et la méthode de Levenberg-Marquardt qui consiste à approximer les dérivées calculées dans le cas de la méthode de Gauss-Newton et résoudre les problèmes de convergence rencontrés dans cette méthode liés à la dérivabilité.

### 1.6.3.2 Utilisation des transformées

Une autre méthode pour résoudre  $\lambda = F^{-1}(M)$ , sachant que l'inverse de  $F$  est indéterminable analytiquement, consiste à utiliser les transformées tel que la transformée de Laplace et de Fourier. Cette méthode est utilisée fréquemment dans le domaine de l'électronique et de l'automatique pour l'identification des paramètres des modèles. Ces méthodes peuvent être utilisées dans notre étude surtout pour des modèles présentant des dérivées ce qui est le cas des modèles physiques qui seront présentés dans le chapitre 2.

## 1.7 Les matériaux étudiés

Pour pouvoir mettre en évidence les phénomènes décrits précédemment, trois matériaux sont utilisés. Deux aciers de familles différentes et un alliage d'aluminium corroyé. Les éprouvettes sont toutes prélevées dans des barres cylindriques de diamètre 12 à 15 mm (sauf pour l'acier 42CrMo4 de microstructure bainitique). Une brève description de ces matériaux sera donnée dans ce paragraphe. Certains paramètres mécaniques et physiques nécessaires pour cette étude sont présentés en annexe 2.

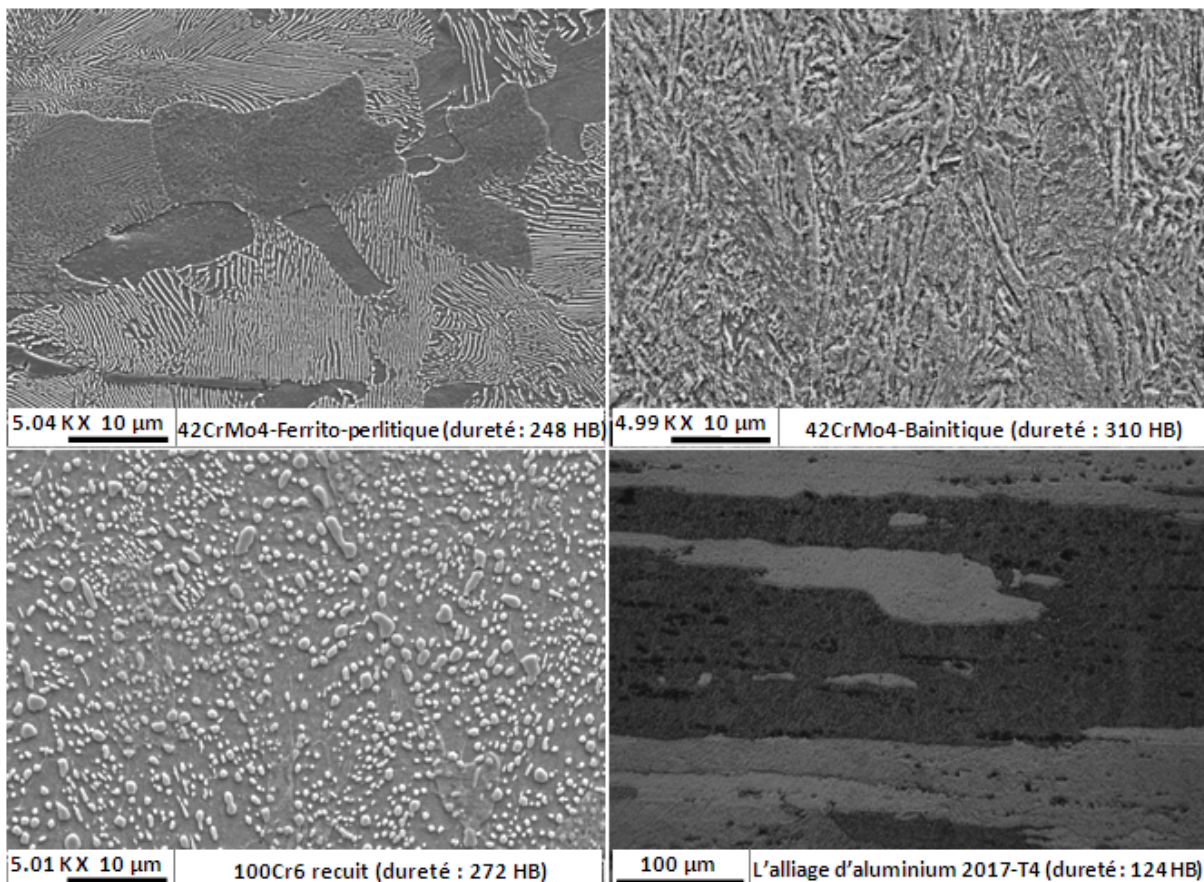


FIGURE 1.18 – Microstructures initiales des 3 matériaux étudiés.



### 1.7.1 Les aciers 42CrMo4 et 100Cr6

Les deux nuances d'acier 42CrMo4 et 100Cr6 constituent ensemble une grande partie de la production française en aciers destinés aux traitements thermiques. La présente étude porte en particulier sur ces deux nuances souvent utilisées pour fabriquer des pièces par usinage ou/et forgeage.

Les deux aciers ont deux duretés proches mais sont de classes différentes. Le premier est un acier hypo-eutectoïde (% C < 0.85) faiblement allié avec principalement du chrome et du molybdène, c'est le 42CrMo4. Le deuxième est un acier hyper-eutectoïde (% C > 0.85) faiblement allié avec du chrome, c'est le 100Cr6.

#### 1.7.1.1 Acier hypo-eutectoïde : 42CrMo4

C'est un acier dont l'usinabilité a été largement étudiée au sein du LAMPA. Ce matériau présente à l'état initial une microstructure ferrito-perlitique ou bainitique. Dans les deux cas, il présente un taux inclusionnaire important. En effet, des inclusions de sulfure de manganèse  $MnS$  de forme allongée dans le sens de laminage sont présentes en nombre. Des inclusions d'alumine  $Al_2O_3$  de forme sphérique ainsi que des oxydes sont également présents mais en plus petite quantité.

– Microstructure initiale ferrito-perlitique

Ce matériau présente deux phases, une phase ferritique et une phase perlitique (figure 1.18). La dureté est de 248 HB. Les éprouvettes sont prélevées dans des barres de diamètre 12 mm et de longueur 3 m. La détermination de la composition chimique par spectrométrie d'émission à étincelle donne :

Élément	C	Cr	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	S
Concentration (%m)	0.40	1.10	0.85	0.23	0.24	0.10	0.20	0.06

TABLE 1.2 – Composition chimique de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique.

– Microstructure initiale bainitique

La dureté est plus élevée, elle est de l'ordre de 310 HB. La microstructure est constituée d'une seule phase, la bainite (figure 1.18). La composition chimique (tableau 1.3) est quasiment la même que celle mesurée pour une microstructure ferrito-perlitique, sachant que les deux nuances ont été fournies par deux fournisseurs différents. Les éprouvettes utilisées pour cette nuance ont été prélevées dans des lopins de diamètre 60 mm et de longueur 0.5 m.

Élément	C	Cr	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	S
Concentration (%m)	0.43	1.16	0.72	0.175	0.2	0.21	0.17	0.04

TABLE 1.3 – Composition chimique de l'acier 42CrMo4 bainitique.

#### 1.7.1.2 Acier hyper-eutectoïde : 100Cr6

C'est un acier principalement utilisé pour la fabrication de roulements (bagues et billes). Il est souvent forgé et/ou usiné. Il présente de bonnes caractéristiques de forgeabilité. Cet acier a subi plusieurs améliorations ces dernières années surtout du point de vue de la propreté inclusionnaire afin d'obtenir une bonne tenue en fatigue de contact.

Les barres du 100Cr6 ont été livrées à l'état recuit. La structure est constituée de carbures (de carbone et de chrome) dispersés dans une matrice ferritique à faible teneur en carbone (figure 1.18). Des mesures de dureté ont été réalisées sur ces barres brutes de livraison. La valeur moyenne est de 272 HB avec une très faible dispersion. Les aciers à roulement sont souvent livrés sous cette forme, correspondant à l'adoucissement maximal de l'alliage car elle favorise leur mise en forme. La composition chimique a été vérifiée à l'aide d'un spectromètre d'émission à étincelle. Les résultats obtenus concordent avec la norme :

Élément	C	Cr	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	S
Concentration (%m)	1.03	1.41	0.33	0.24	0.14	0.13	0.02	0.01

TABLE 1.4 – Composition chimique de l'acier 100Cr6.

### 1.7.2 L'alliage d'aluminium 2017-T4

L'élément d'alliage de la famille 2000 est le cuivre. Leurs caractéristiques mécaniques sont obtenues par durcissement structural. L'alliage, souvent utilisé pour des applications aéronautiques, possède de bonnes caractéristiques mécaniques notamment à l'état trempé revenu ou mûri. Le 2017 anciennement appelé en France duralumin est également utilisé pour ses bonnes aptitudes à l'usinage. La désignation "T4" indique que l'alliage a été mis en solution, trempé puis mûri. La dureté mesurée sur des échantillons prélevés sur des barres est de 124 HB. La composition chimique mesurée par spectrométrie d'émission à étincelle est :

Élément	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Ti
Concentration (%m)	3.77	0.62	0.575	0.525	0.34	0.1	0.055	0.035

TABLE 1.5 – Composition chimique de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

Dans le reste du travail, des abréviations sont utilisées pour désigner ces matériaux. Le tableau 1.6 présente les matériaux utilisés pour l'étude de la rhéologie et de l'endommagement ainsi que les désignations qui vont être utilisées souvent dans ce travail.

Matériau	Désignation	Compression	Traction	Cisaillement	bipoinçonnement	Coupe
L'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique	42CrMo4-FP	X	X			
L'acier 42CrMo4 bainitique	42CrMo4-B	X		X	X	X
L'acier 100Cr6	100Cr6	X	X	X		
L'aluminium 2017-T4	Al 2017-T4	X	X	X	X	

TABLE 1.6 – Matériaux utilisés pour l'étude de la rhéologie et de l'endommagement et désignations.

## 1.8 Conclusion

Les principaux phénomènes microstructuraux accompagnant la déformation plastique pendant les procédés de forgeage et d'usinage sont l'érouissage, l'adoucissement et l'endommagement. Différentes écoles de modélisation existent pour rendre compte des comportements observés, de la modélisation empirique simple et découplée à la modélisation basée sur la physique des dislocations, où généralement tous les phénomènes sont couplés, en passant par des modélisations mixtes dites semi-empiriques ou semi-physiques. Ces modèles nécessitent des bases de données plus élaborées et plus complètes pour l'identification des grands nombres de paramètres nécessaires. Dans le cas des procédés d'usinage et de forgeage caractérisés par des grandes quantités de déformation ainsi que des intervalles de vitesse et de température importants, la gamme de validité de ces modèles doit être très large.

Dans les chapitres suivants, nous présenterons respectivement différentes modélisations de la rhéologie et de l'endommagement et nous nous appuyerons sur une étude expérimentale complète pour les analyser et les comparer.

## Chapitre 2

# Rhéologie expérimentale sur une large gamme de température et de vitesse

### Sommaire

---

<b>2.1</b>	<b>Introduction</b> . . . . .	<b>25</b>
<b>2.2</b>	<b>Démarche expérimentale</b> . . . . .	<b>25</b>
<b>2.3</b>	<b>Essais de compression</b> . . . . .	<b>28</b>
2.3.1	Hypothèses et considérations expérimentales . . . . .	29
2.3.2	Synthèse des résultats . . . . .	30
<b>2.4</b>	<b>Analyse des résultats expérimentaux</b> . . . . .	<b>45</b>
2.4.1	Les trois domaines de déformation . . . . .	47
2.4.2	Forme des courbes de comportement : compétition écrouissage-adoucissement . . . . .	49
2.4.3	Considérations thermodynamiques des mécanismes microstructuraux . . . . .	51
2.4.4	Phénomène d'adoucissement et observations microstructurales . . . . .	57
<b>2.5</b>	<b>Conclusion</b> . . . . .	<b>60</b>

---



## 2.1 Introduction

La rhéologie est la science qui étudie les déformations et l'écoulement de la matière. Elle a pour objet d'analyser les comportements des substances et d'établir leurs lois de comportement. Cette terminologie a été utilisée pour la première fois en 1929 par Bingham. En mécanique des solides, il s'agit d'établir, pour un matériau donné, une relation entre les différentes variables dites rhéologiques (pression, déformation, température, vitesse). Cette discipline est devenue de plus en plus importante avec le développement des codes éléments finis pour la simulation numérique des procédés. La modélisation du comportement des matériaux passe généralement par plusieurs étapes :

- Le développement d'une base de données expérimentales : il s'agit de réaliser des sollicitations thermomécaniques en faisant varier les différents paramètres rhéologiques et en observant la réponse à ces variations. Cette réponse se manifeste macroscopiquement par une courbe contrainte-déformation et microscopiquement par une variation de la microstructure (changement de phase, recristallisation, augmentation de la densité de dislocation, réorientation des grains,...). L'étendue de cette base de données dépend des procédés étudiés. Dans le chapitre précédant, nous avons montré que l'étude des procédés comme l'usinage et le forgeage nécessite une base de données très étendue en déformation, en température, et en vitesse de déformation.
- La détermination d'une relation explicite reliant les différentes variables rhéologiques : pour déterminer cette relation, plusieurs approches ont été développées. Elles peuvent être classées en trois grandes familles ; l'approche empirique qui se base sur des observations expérimentales macroscopiques (la courbe contrainte-déformation) pour établir une relation mathématique la plus simple possible entre les différentes variables rhéologiques, l'approche semi-physique qui conduit à une relation toujours empirique mais qui tient compte de certains phénomènes physiques, et l'approche physique qui introduit des variables internes dans la formulation, ces variables évoluent avec les phénomènes et affectent instantanément les autres variables rhéologiques.
- L'identification des paramètres des matériaux : il s'agit de trouver les constantes des matériaux introduites dans la formulation du modèle de comportement à partir de la base de données expérimentales. Certains de ces paramètres sont identifiables directement, d'autres nécessitent une analyse inverse.

Dans la littérature, ces trois étapes sont rarement considérées sauf pour des petites gammes de température ou/et de vitesse de déformation. Les sollicitations étudiées sont principalement la traction et la torsion et parfois la compression ou le cisaillement. L'originalité de cette étude est de détailler chacune de ces trois étapes sur un intervalle de température et de vitesse de déformation relativement large pour couvrir les domaines d'application associés aux procédés de forgeage et d'usinage.

Ce chapitre va constituer une étude expérimentale complète sur les matériaux d'étude. La sollicitation principale est la compression mais d'autres sollicitations ont été également étudiées (cisaillement et bipoinçonnement). Ces dernières seront présentées plus tard dans le chapitre 6. Cette étude expérimentale va permettre de détecter tous les phénomènes physiques macroscopiques et microscopiques. Elle va également rendre possible l'analyse de la sensibilité des matériaux utilisés à la température et à la vitesse de déformation sur une large gamme.

## 2.2 Démarche expérimentale

Pour pouvoir identifier la rhéologie des matériaux étudiés, une campagne d'essais a été conduite sur les deux dispositifs décrits dans le chapitre 1. Trois types de sollicitations ont été étudiées, la compression, le cisaillement et le bipoinçonnement. Les conditions thermomécaniques des essais réalisés sur chaque matériau sont décrites sur la figure 2.1.

Dans le cas des aciers, le pas de température choisi est de 200 K à faible température. A partir de 873

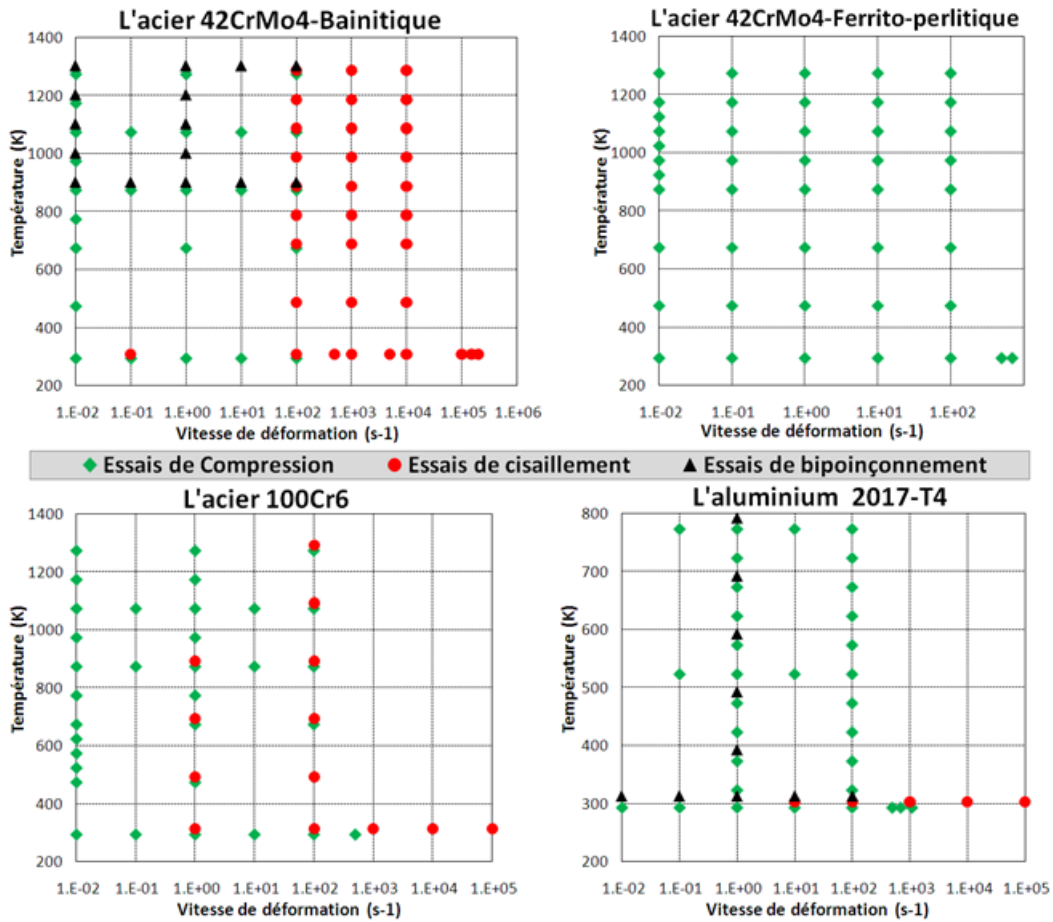


FIGURE 2.1 – Conditions thermomécaniques des différentes sollicitations réalisées sur les trois matériaux d'étude.

K, le pas de température est de 100 K voire même 50 K au voisinage de 1073 K, température de début d'austénitisation. Concernant l'alliage d'aluminium, le pas de température est fixe  $\Delta T = 50 K$ . Pour les vitesses de déformation, nous avons choisi, pour les différents matériaux, un pas logarithmique avec un facteur 10 entre les différentes vitesses. Pour les essais avec les barres d'Hopkinson, deux à trois essais ont été réalisés à des vitesses différentes.

Matériau	Compression	Cisaillement	Bipoinçonnement
L'acier 42CrMo4-ferrito-perlitique	195 essais	—	—
L'acier 42CrMo4-Bainitique	93 essais	99 essais	135 essais
L'acier 100Cr6	156 essais	39 essais	—
L'alliage d'aluminium 2017-T4	120 essais	15 essais	90 essais
Total des essais : 942 essais			

TABLE 2.1 – Nombres des essais réalisés pour les différents matériaux étudiés.

Chaque point de la figure 2.1 correspond à trois essais ou plus à la même condition. En effet, pour respecter l'hypothèse de répétabilité, trois essais successifs à la même condition ont été réalisés. Des essais supplémentaires ont été conduits, si nécessaire. Un exemple de reproductibilité des essais sur les deux dispositifs d'essai GLEELE et barres d'Hopkinson est proposé sur la figure 2.2. D'autres exemples sont présentés en annexe 3.

Tous les essais sont réalisés dans une cellule sous vide primaire ( $\sim 10^{-2} \text{ torr}$  ou  $\sim 10^{-5} \text{ bar}$ ). Les mesures de température sont conduites à l'aide d'un thermocouple soudé en surface (le plus proche possible de la

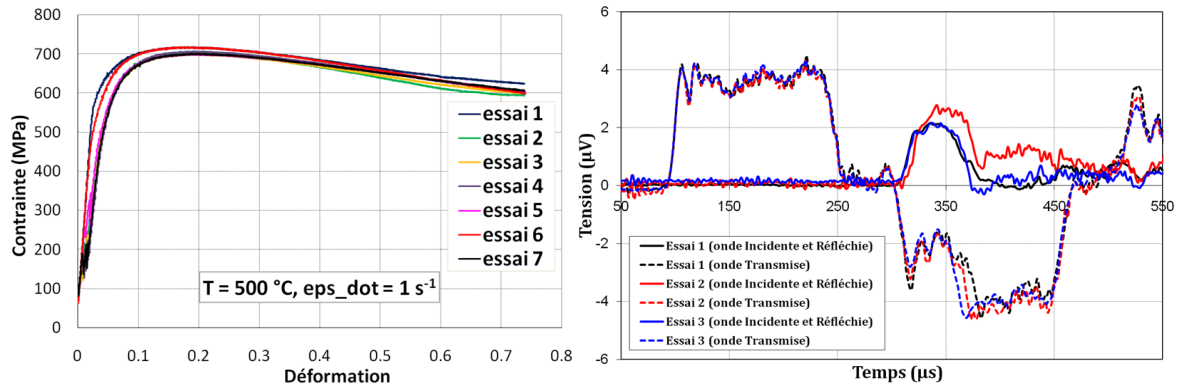


FIGURE 2.2 – Exemples de répétabilité des essais réalisés (à gauche) sur la GLEEBLE à ( $T = 500\text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ ) et (à droite) sur les barres d’Hopkinson à ( $T = 20\text{ °C}$ ,  $\dot{\epsilon} \approx 700\text{ s}^{-1}$ ).

zone de déformation). Le déplacement est mesuré pour les trois sollicitations par un extensomètre longitudinal fixé sur les mors et non sur l’éprouvette. La force est déterminée par une cellule d’effort placée en série avec l’éprouvette (figure 2.3). Le chauffage est effectué par conduction électrique. Pour améliorer la conductivité et diminuer le frottement à l’interface mors-éprouvettes, un papier en graphite et une pâte de Nickel ont été ajoutés. Les mors (plus précisément les enclumes) sont en graphite, elles portent le nom d’*enclumes chaudes* (appellation constructeur) car elles sont généralement à la même température que l’éprouvette. Ces techniques résultant d’études approfondies réalisées par le constructeur de la machine GLEEBLE permettent d’éviter des gradients trop importants de température dans l’éprouvette et garantissent dans le cas des essais de compression un gradient qui ne dépasse pas  $1\text{ °C}$  pour un échantillon de longueur  $12\text{ mm}$ . Ce gradient est très sensible également aux spécifications géométriques de l’éprouvette (parallélisme entre les deux faces, état de surface,...).

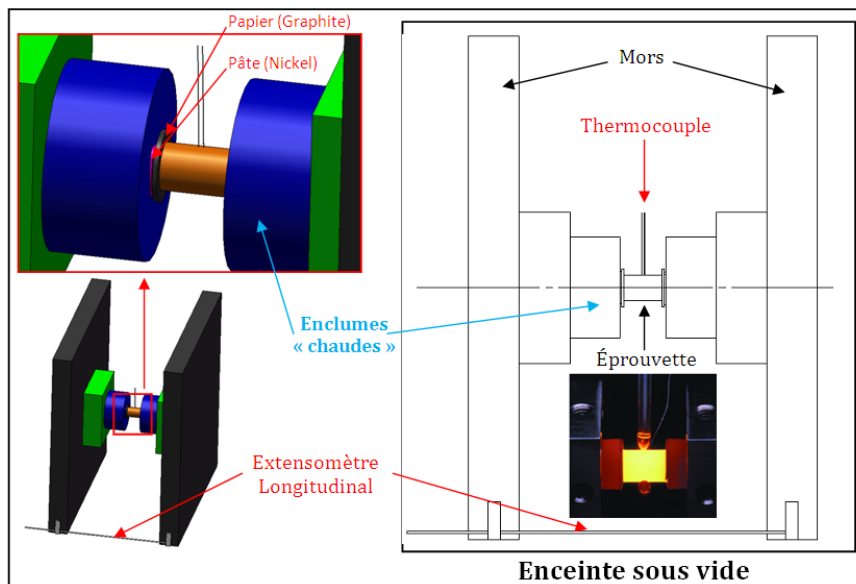


FIGURE 2.3 – Montage expérimental utilisé pour les essais de compression et de cisaillement. Utilisation des “enclumes chaudes”, des feuilles en graphite et de la pâte en Nickel pour réduire le frottement et améliorer la conductivité.

Pour les essais réalisés sur les barres d’Hopkinson, une schématisation simplifiée du montage est présentée dans le chapitre 1 (figure 1.15). Une explication du fonctionnement et de la méthode de détermination de la contrainte et la déformation à partir des tensions des ondes est proposée en annexe 1.

Les essais de compression sont utilisés pour caractériser la rhéologie des matériaux et seront donc pré-

sentés dans ce chapitre. Les essais de cisaillement “éprouvette chapeau” et de bipoinçonnement sont utilisés pour valider les modèles identifiés dans le cas des simulations physiques de l’usinage et de forgeage. Ces deux sollicitations seront présentées dans le chapitre 6.

### 2.3 Essais de compression

Les éprouvettes utilisées sont des lopins de diamètre 8 mm et de longueur 12 mm pour les aciers et de dimensions  $\varnothing 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$  dans le cas de l’alliage d’aluminium. Pour pouvoir identifier certains modèles de comportement et mettre en évidence les différents phénomènes, plusieurs cycles thermomécaniques ont été réalisés grâce à :

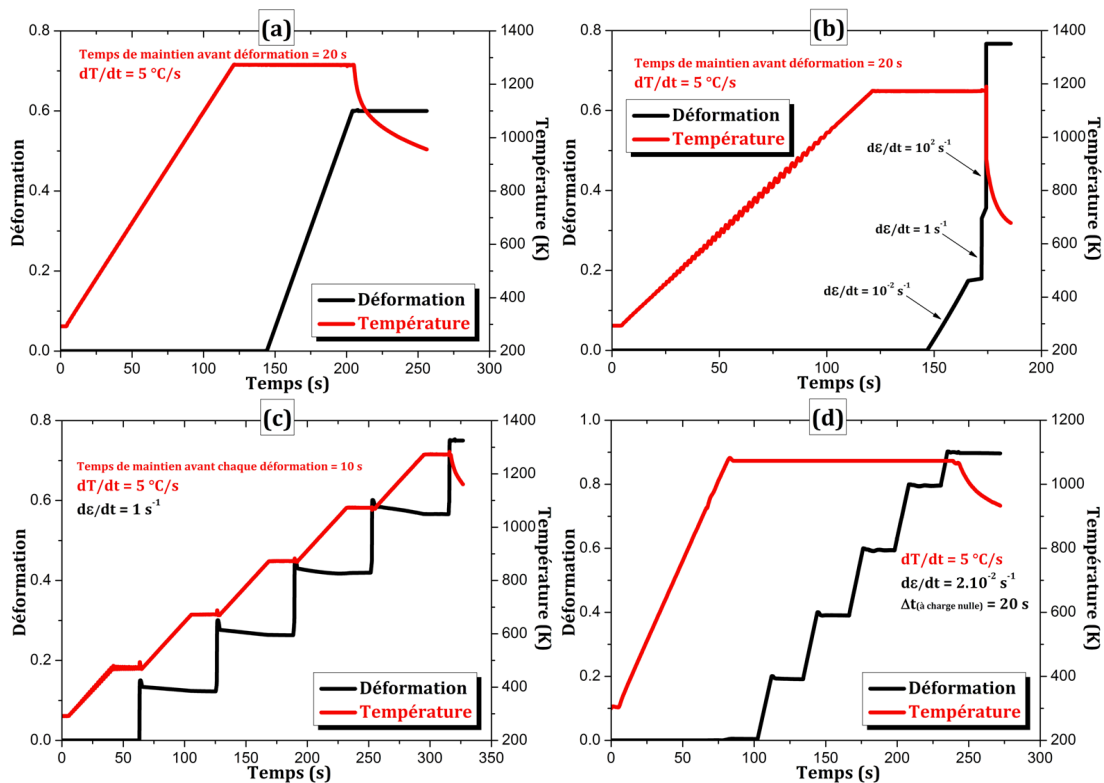


FIGURE 2.4 – Les différents cycles thermomécaniques des essais de compression : (a) essai de compression à température et vitesse de déformation constantes, (b) essai de compression avec sauts de vitesse, (c) essai de compression avec sauts de température, et (d) essai de charge-décharge en compression.

- Des essais de compression à température et vitesse de déformation constantes : le cycle thermomécanique (figure 2.4-a) consiste à chauffer le matériau avec une vitesse de chauffage de  $5 \text{ °C/s}$  jusqu’à la température de l’essai, maintenir cette température constante pendant  $20 \text{ s}$ , puis déformer le matériau à une vitesse de déformation constante et finalement refroidir par arrêt de chauffage, à l’air libre.
- Des essais de compression avec sauts de vitesse de déformation : le cycle est identique au précédent excepté que la vitesse de déformation est changée brutalement tous les pas de déformation, en maintenant la température constante (figure 2.4-b). Ces sauts sont réalisés parfois dans les deux sens ; croissant et décroissant.
- Des essais de compression avec sauts de température : cette fois, il s’agit de réaliser une augmentation rapide de la température en maintenant la vitesse de déformation constante (figure 2.4-c).
- Des essais de charge-décharge en compression : le cycle (figure 2.4-d) est toujours identique au premier. Des décharges pendant des durées variables tous les pas de déformation de  $0.2$  ont été réalisées suivies d’une déformation à la même vitesse.

### 2.3.1 Hypothèses et considérations expérimentales

Théoriquement, la température doit être uniforme le long de l'éprouvette. Un essai de vérification a été mené. Il consiste à réaliser une montée en température jusqu'à 1000 °C, un maintien et un refroidissement par arrêt de chauffage. La différence maximale observée entre la température mesurée par un thermocouple placé au milieu et celle par un autre placé à l'extrémité était de 13 °C (voir figure 2.5). Cette différence est très sensible aux spécifications géométriques de l'éprouvette (en particulier le parallélisme entre les deux faces du cylindre), à l'état de surface de ces deux faces et à la valeur de l'effort de précharge. L'hétérogénéité de la température aura un impact direct sur la forme du lopin déformé. Selon cette forme, nous jugeons la validité de l'essai. En effet, dans le cas où le lopin final n'est pas cylindrique, le résultat de l'essai est écarté. En suivant cette procédure, la température est considérée comme généralement uniforme dans tout le volume de notre lopin.

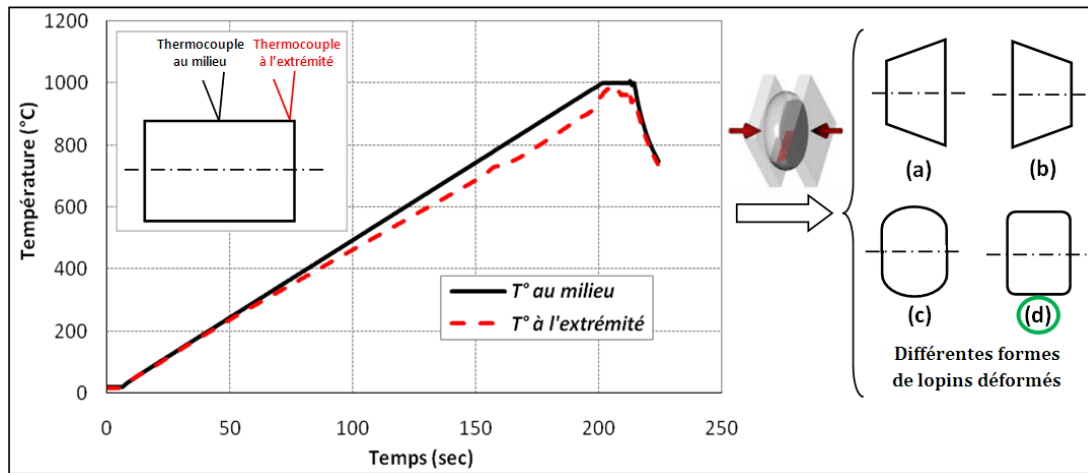


FIGURE 2.5 – Hétérogénéité de la température et son influence sur la forme du lopin déformé.

En plus des gradients de température qui introduisent des hétérogénéités de déformation, et bien que nous utilisons des techniques spécifiques pour éliminer le frottement, celui-ci est toujours présent. En se basant sur la pré-étude présentée dans l'annexe 3, qui consiste à établir l'influence du frottement sur la forme finale du lopin et l'erreur introduite par ce frottement dans la mesure de la déformation par l'extensomètre longitudinal, il a été décidé de négliger ce facteur. La forme finale du lopin est considérée cylindrique et non pas en "tonneau". Cette hypothèse reste raisonnable jusqu'à une déformation de 0.6. Au delà, l'erreur introduite par la forme tonneau du lopin déformé devient importante et cette hypothèse est inadaptée. Pour un écrasement inférieur à 60 %, la déformation et la contrainte vraies sont déterminées par les formules suivantes :

$$\varepsilon = \ln \left( \frac{l_0 + \Delta l}{l_0} \right), \quad \text{et} \quad \sigma = \frac{4F(l_0 + \Delta l)}{\pi D_0^2 l_0} \quad (2.1)$$

avec  $\Delta l$  la valeur algébrique (négative en compression) du déplacement mesuré par l'extensomètre longitudinal,  $F$  est la force mesurée par la cellule d'effort et  $l_0$  et  $D_0$  sont respectivement la longueur et le diamètre initiaux du lopin.

Pour des raisons de simplicité, lors de la présentation des modèles de comportement dans le chapitre suivant, la déformation élastique est négligée et la déformation inélastique est égale à la déformation totale. Pour rester cohérent avec cette simplification, les résultats expérimentaux bruts doivent être présentés dans l'espace contrainte-déformation inélastique. Un premier traitement des résultats bruts (voir annexe 3) est obligatoire. Il consiste à retrancher la déformation élastique de la déformation totale selon l'équation  $\varepsilon^{ine} = \varepsilon^{tot} - \sigma/E_a$ , avec  $E_a$  le module de Young apparent (déterminé sur la courbe expérimentale). Ce module est très faible par rapport au module réel. Cette grande différence provient de la souplesse du montage (déterminée

dans l'annexe 3). L'extensomètre longitudinal est placé sur les mors de la machine. Plusieurs surfaces de contact existent à l'intérieur de la zone de mesure (mors-enclume, enclume-graphite, graphite-lopin). Dans la suite du travail, la déformation inélastique sera appelée uniquement déformation et sera notée  $\epsilon$ . La température sera présentée généralement en Kelvin (K).

### 2.3.2 Synthèse des résultats

Les résultats expérimentaux sont présentés par matériau. Une description des phénomènes observés et illustrés par les courbes contrainte-déformation est détaillée au fur et à mesure. Une synthèse et une comparaison des observations expérimentales sont présentées à la fin de cette partie.

#### 2.3.2.1 L'acier 42CrMo4 Ferrito-perlitique

##### a - Essais de compression à température et vitesse de déformation constantes

Ces essais correspondent au cycle thermomécanique de la figure 2.4-a. Les courbes en rouge (2.7) correspondent aux conditions obtenues avec le dispositif "barres d'Hopkinson".

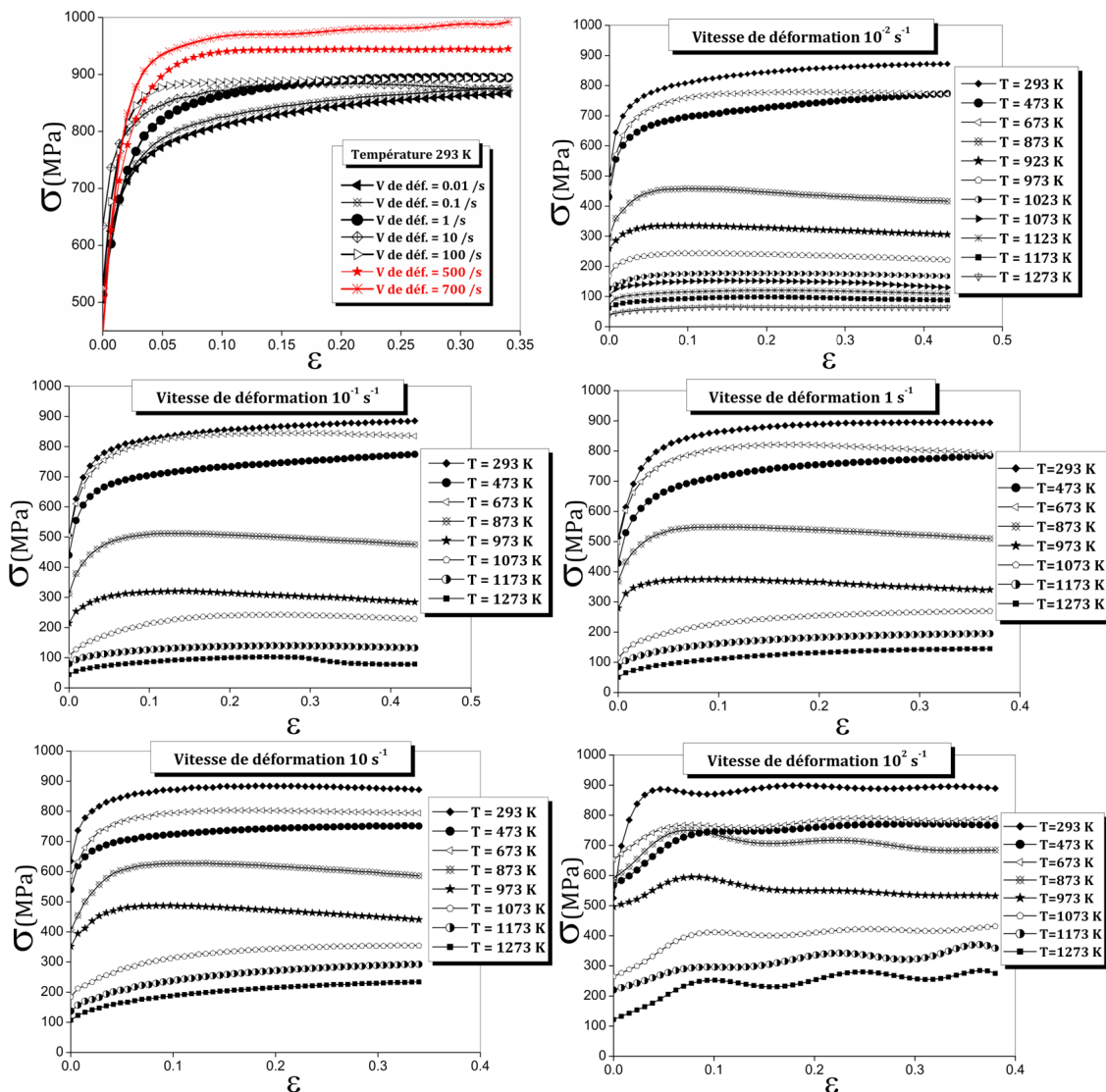


FIGURE 2.6 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l'acier 42CrMo4-FP.



La figure 2.6 montre que, quelle que soit la vitesse, la sensibilité à la température est quasiment identique. Il n’y a donc pas un changement de comportement en fonction de la vitesse de déformation dans cette gamme. En fonction de la température, l’observation des résultats permet de distinguer trois types de comportement :

- Lorsque  $T/T_f < 0.3$ , domaine de la déformation à froid. L’écrouissage est le phénomène dominant dans cet intervalle de température. La sensibilité à la vitesse est faible et la microstructure ne change pas.
- Lorsque  $0.3 \leq T/T_f \leq 0.5$ , domaine de la déformation à mi-chaud. Dans cette gamme de température, les courbes sont décroissantes. Le phénomène d’adoucissement par déformation (recristallisation et restauration dynamiques) domine l’écrouissage. La sensibilité à la vitesse de déformation a augmenté par rapport au premier domaine.
- Lorsque  $T/T_f > 0.5$ , domaine de la déformation à chaud. La forme de la courbe change complètement. Elle ressemble plus à la courbe de déformation de l’alliage d’aluminium. Le phénomène dominant est l’écrouissage et il ne cesse de croître avec la vitesse de déformation. Le matériau est de plus en plus visqueux et la sensibilité à la vitesse de déformation est très élevée.

Une étude plus détaillée est menée sur l’influence de la vitesse de déformation et l’évolution de la microstructure pour chaque domaine de déformation.

### Domaine de déformation à froid ( $T/T_f < 0.3$ )

Dans ce domaine, l’augmentation de la vitesse de déformation accroît légèrement le niveau des contraintes. La sensibilité de la contrainte à la vitesse est quasiment négligeable dans cet intervalle. Par contre, la vitesse joue plus un rôle adoucissant sur le comportement. En effet, plus la vitesse de déformation augmente et plus la pente de l’écrouissage diminue (figure 2.7). Le phénomène d’adoucissement est fonction de la vitesse dans ce domaine de déformation. A vitesse de déformation constante, l’écrouissage est globalement le même pour les trois températures (293, 473, et 673 K). La courbe d’évolution de la dureté en fonction de la température (figure 2.10) confirme cette constatation. La dureté est presque constante pour les trois températures de ce domaine et elle est supérieure à la dureté initiale du matériau. L’écrouissage est donc le phénomène dominant dans cette gamme de température. La microstructure ne change pas dans ce domaine de déformation.

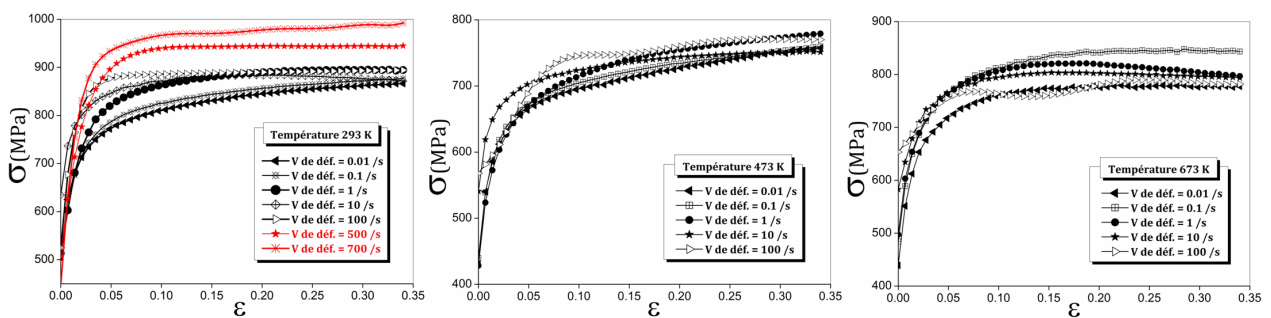


FIGURE 2.7 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation aux températures 293K , 473 K et 673 K (respectivement 20, 200, et 400 °C). Cas de l’acier 42CrMo4-FP.

### Domaine de déformation à mi-chaud ( $0.3 \leq T/T_f \leq 0.5$ )

Le phénomène dominant dans ce domaine est l’adoucissement, la pente de la courbe contrainte-déformation devient négative (figure 2.8) quelle que soit la vitesse de déformation. Cette dernière n’a pas d’influence sur l’adoucissement mais plutôt sur le niveau de contrainte. Par rapport au premier domaine, la sensibilité de la contrainte à la vitesse est marquée. Le matériau est de plus en plus visqueux.

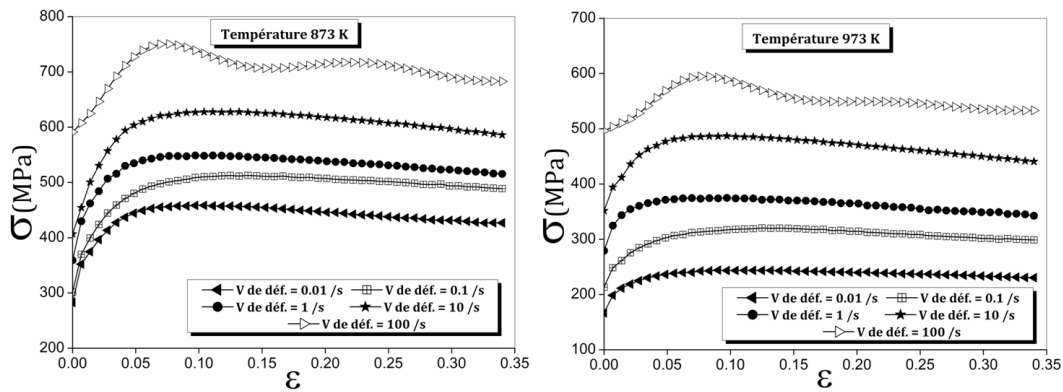


FIGURE 2.8 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation aux températures 873 K et 973 K (respectivement 600, et 700 °C). Cas de l’acier 42CrMo4-FP.

Sur la courbe d’évolution de la dureté en fonction de la température, cet adoucissement se manifeste par une diminution de la dureté par rapport au premier domaine. Cependant elle reste supérieure à la dureté initiale du matériau. Ceci est en accord avec les courbes de la figure 2.8, où, quelle que soit la vitesse, la contrainte d’écoulement à la fin de la déformation reste supérieure à la contrainte d’écoulement initiale. Finalement, la microstructure ne change pas et la taille des grains de ferrite est de plus en plus faible. En observant les micrographies des lopins déformés (figure 2.10) à ces températures, les grains de ferrite deviennent rares à cause de l’incompatibilité de la déformation entre les deux phases. Ce sont les grains de ferrite qui s’écrasent plus que les grains de perlite.

#### Domaine de déformation à chaud ( $T/T_f > 0.5$ )

La température d’austénitisation de l’acier se situe entre 1073 et 1173 K. A partir de ces températures, le matériau commence à se transformer d’une structure cc à une structure cfc. Dans cet intervalle de température, la forme de la courbe change complètement. La structure déformée n’est plus la même, elle est partiellement ou complètement transformée. Ceci explique le changement de forme des courbes (figure 2.9). Ces dernières ressemblent plus au comportement d’un matériau à structure cfc. La contrainte est plus sensible à la vitesse de déformation que dans le premier et deuxième domaine. Le matériau est plus visqueux. Comme pour le premier domaine, la vitesse de déformation a une influence sur la compétition écrouissage-adoucissement. L’effet est inversé par rapport au premier intervalle de température, c’est-à-dire plus la vitesse augmente plus l’adoucissement diminue et la pente de la courbe augmente donc l’écrouissage devient plus élevé.

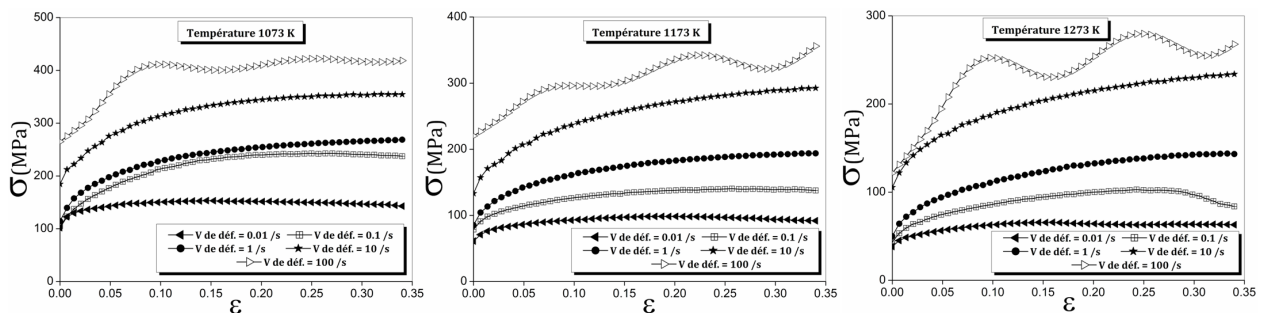


FIGURE 2.9 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation aux températures 1073 K, 1173 K et 1273 K (respectivement 800, 900, et 1000 °C). Cas de l’acier 42CrMo4-FP.

La courbe d’évolution de la dureté en fonction de la température présente une augmentation légère pour la première température (1073 K). Une faible quantité de matière est transformée. Ensuite, l’augmentation



est très grande; la dureté passe de 300 à 600 HB. Le matériau est totalement transformé pendant la déformation. L'observation des micrographies confirme ces constatations. En effet, à 1073 K, la microstructure est encore perlitique, puis à 1173 et 1273 K, elle se transforme en martensite. Il est à noter que la vitesse de refroidissement moyenne à l'air libre dans le dispositif GLEEBLE est de l'ordre de 40 à 50 K/s.

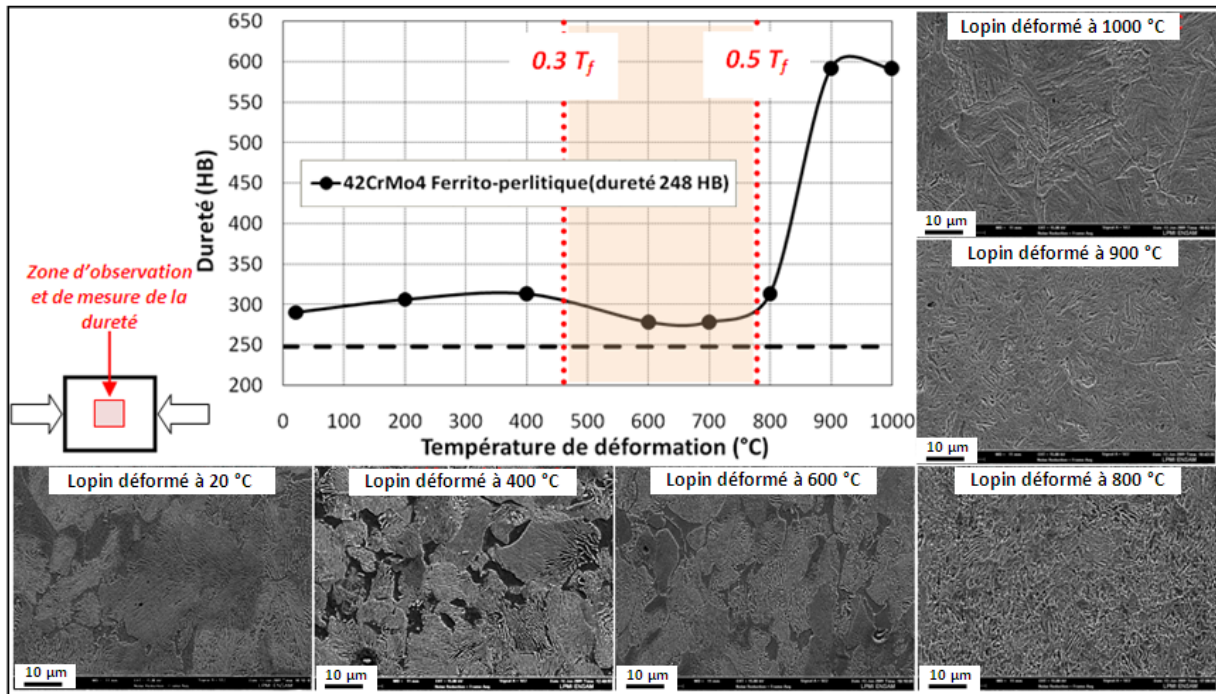


FIGURE 2.10 – Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 \text{ s}^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l'acier 42CrMo4-FP.

Finalement, ce type d'essais ne permet pas l'identification des modèles physiques car l'identification des paramètres relatifs aux variables internes traduisant la microstructure (phase, densité de dislocation, taille de grain...) nécessite l'observation de l'influence des variables rhéologiques (vitesse de déformation et température) sur la contrainte à microstructure constante. Or, dans les essais précédents, la microstructure change. De plus, ils ne permettent pas de mettre en évidence certains phénomènes comme la recristallisation et la restauration statique. Des essais plus complexes et plus appropriés ont donc été réalisés.

### b - Essais de compression avec sauts de vitesse ou de température

Pour certains modèles physiques, les variables internes sont fortement liées à la microstructure du matériau. Pour étudier l'influence des paramètres rhéologiques ( $\dot{\epsilon}$  et  $T$ ) sur ces variables, la microstructure ne doit pas changer. Dans le cas des essais présentés dans le paragraphe précédent, cette hypothèse n'est pas respectée. Des essais échelonnés ou des essais avec sauts de vitesse de déformation (ou de température) permettent de respecter cette hypothèse (figure 2.11). En effet, ces essais supposent que pendant le saut, le temps est suffisamment court (maximum 1 s) pour que la microstructure ne change pas et la différence entre les valeurs de cette variable interne (traduite par les valeurs de la contrainte) juste avant et juste après le saut contient uniquement la contribution de la vitesse de déformation (ou de la température).

Ce type d'essai permet également de réduire le nombre d'éprouvette et le temps de manipulation puisqu'un seul essai permet d'étudier l'influence de la vitesse à une température donnée ou l'influence de la température à une vitesse de déformation donnée. Les résultats de ces essais confirment les constatations détaillées précédemment sur la sensibilité à la vitesse, à la température et la compétition écrouissage-adoucissement.

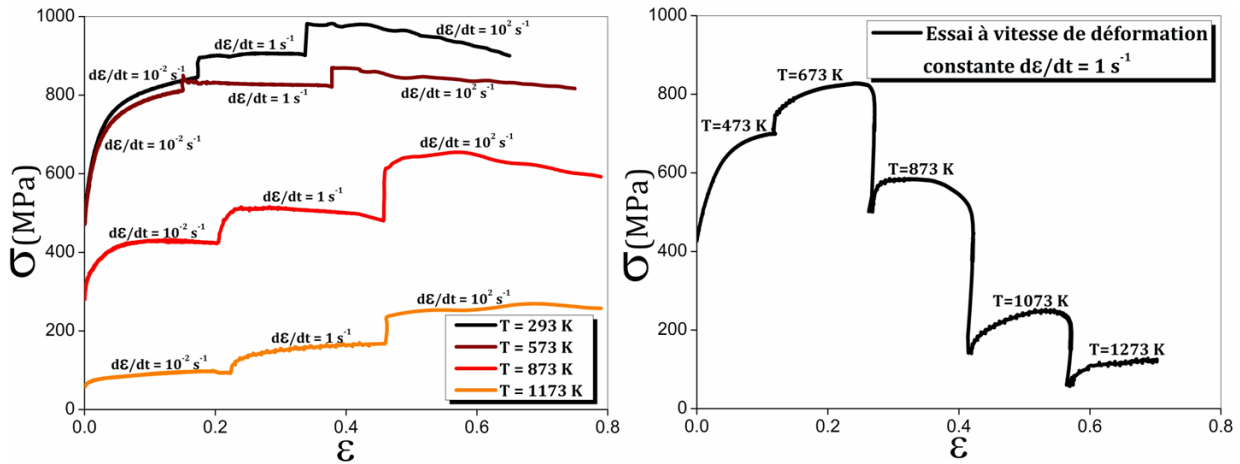


FIGURE 2.11 – Résultats des essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche) et essai à une vitesse de déformation de 1 /s avec sauts de température (à droite) sur l’acier 42CrMo4-FP.

**c - Essais de charge-décharge en compression : détection des phénomènes d’adoucissement statique**

Dans le cas des procédés comme le forgeage et l’usinage, on a souvent recours à des déformations en plusieurs étapes (forgeage multipasse, ébauche et finition en usinage). Les phénomènes d’adoucissement statique peuvent avoir un impact sur le comportement global des matériaux utilisés. Ces phénomènes sont difficiles à détecter lors des essais décrits précédemment. Une méthode expérimentale, développée par McQueen [McQ82] et utilisée surtout par Brown et Anand [Bro87], consiste à réaliser des essais de charge-décharge en compression à température et vitesse de déformation constantes.

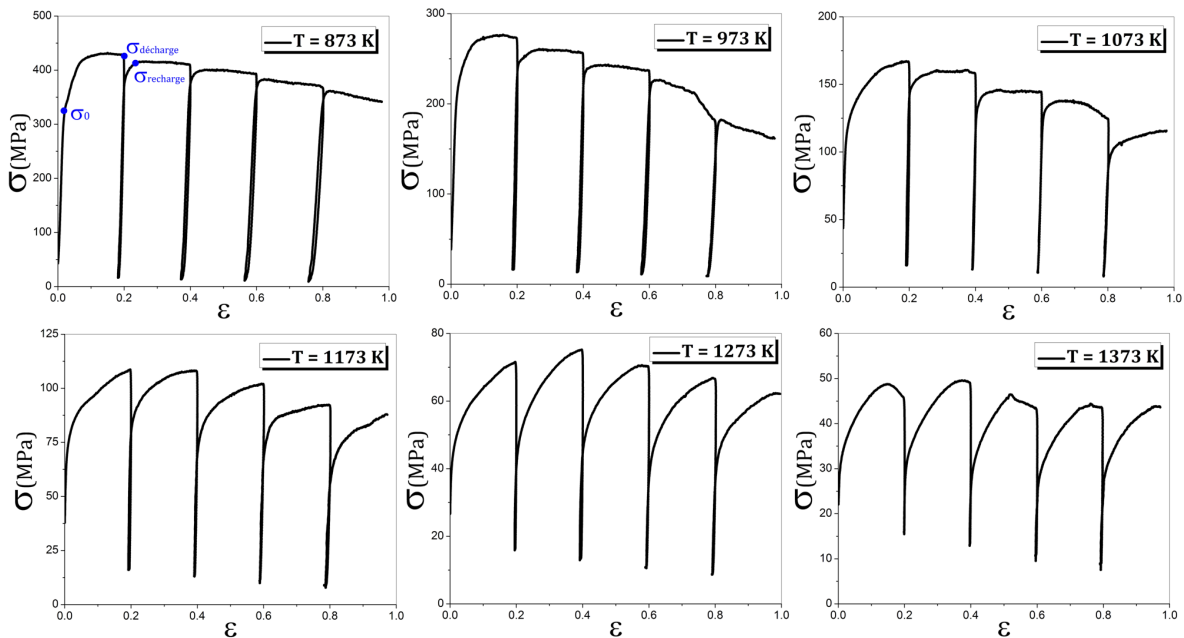


FIGURE 2.12 – Résultats des essais de charge-décharge en compression à chaud (différentes températures de 873 à 1373 K) à une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2}s^{-1}$  sur l’acier 42CrMo4-FP.

La décharge est effectuée pour un incrément de déformation, suivi d’un maintien à charge nulle durant un temps spécifique. Ce cycle mécanique est répété tous les incréments de déformation (figure 2.4-d). Pour quantifier cet adoucissement statique, l’auteur a utilisé un paramètre appelé fraction d’adoucissement (en

anglais Fractional Softening)  $FS$ . Pour le cycle de charge décharge  $i$ ,  $FS$  s'écrit :

$$FS_i = \frac{(\sigma_{décharge})_i - (\sigma_{recharge})_{i+1}}{(\sigma_{décharge})_i - \sigma_0} \quad (2.2)$$

avec  $(\sigma_{décharge})_i$  contrainte juste avant la décharge au  $i^{\text{ème}}$  incrément de déformation,  $(\sigma_{recharge})_{i+1}$  limite d'élasticité au moment de la recharge après le  $i^{\text{ème}}$  maintien à charge nulle, et  $\sigma_0$  limite d'élasticité initiale.

Ces phénomènes apparaissent, selon les auteurs, pour des températures relativement élevées et ne dépendent pas de la vitesse de déformation de l'essai (ce sont des phénomènes statiques). Les essais réalisés dans cette étude sont donc à vitesse de déformation constante  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2} s^{-1}$ , la température varie de 873 à 1373 K avec un pas de 100 K. Le temps de maintien en décharge pour ces essais est de  $\Delta t = 20 s$ . Les résultats de ces essais sont présentés sur la figure 2.12.

McQueen a constaté que, durant un essai de charge-décharge en compression, à une température et vitesse de déformation données, la fraction d'adoucissement  $FS$  reste constante si seule la restauration statique est présente. Cependant la recristallisation statique provoque une augmentation de la fraction d'adoucissement au delà d'une valeur critique de déformation. La figure 2.13 montre que la fraction d'adoucissement  $FS$  est constante en fonction de la déformation pour l'essai réalisé à la température 973 K. A cette température seule la restauration statique est présente. Pour le reste des températures, l'augmentation de la fraction d'adoucissement traduit la présence des phénomènes de recristallisation statique.

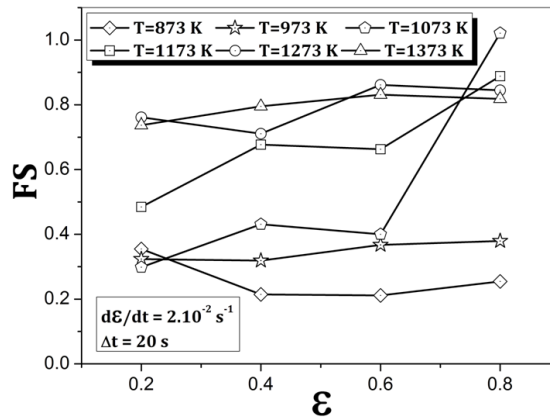


FIGURE 2.13 – Évolution de la fraction d'adoucissement en fonction de la déformation déterminée à partir des essais charge-décharge à différentes températures. Cas de l'acier 42CrMo4-FP.

Pour quantifier ce phénomène de restauration statique, une autre campagne d'essais a été réalisée à la température 973 K en gardant la vitesse de déformation constante  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2} s^{-1}$  mais en faisant varier le temps de maintien en décharge  $\Delta t$ . Après traitement, les résultats sont présentés dans le tableau 2.2.

$\epsilon_{décharge}$	$\sigma_{décharge}$ (MPa)	$\Delta t$ (s)	$\sigma_{recharge}$ (MPa)	$\Delta t$ (s)	$\sigma_{recharge}$ (MPa)
0.2	266.3	1	247.4	100	238.6
0.2	266.3	5	241.9	200	235.3
0.2	266.3	10	240.9	300	234.2
0.2	266.3	20	240.1	500	233.6
0.2	266.3	50	239.4		

TABLE 2.2 – Valeurs de contrainte à la recharge après différents temps de maintien en décharge ( $T=973$  K et  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2} s^{-1}$ ). Cas de l'acier 42CrMo4-FP.

Plus le temps de maintien en décharge est grand, plus la contrainte d'écoulement après recharge est

faible. Ce résultat est en cohérence avec les résultats trouvés par Brown et Anand [Bro87]. Ces résultats (tableau 2.2) vont être utilisés par la suite pour identifier le modèle de ces auteurs.

### 2.3.2.2 L'acier 42CrMo4 bainitique

Le matériau est le même, seule la microstructure initiale change. En fonction des résultats obtenus pour le premier matériau, le plan d'expérience a été diminué, il contient moins d'essais. L'objectif est de confirmer les constatations précédentes et de préciser les différences.

#### a - Essais de compression à température et vitesse de déformation constantes

Quelques essais sont présentés sur la figure 2.14.

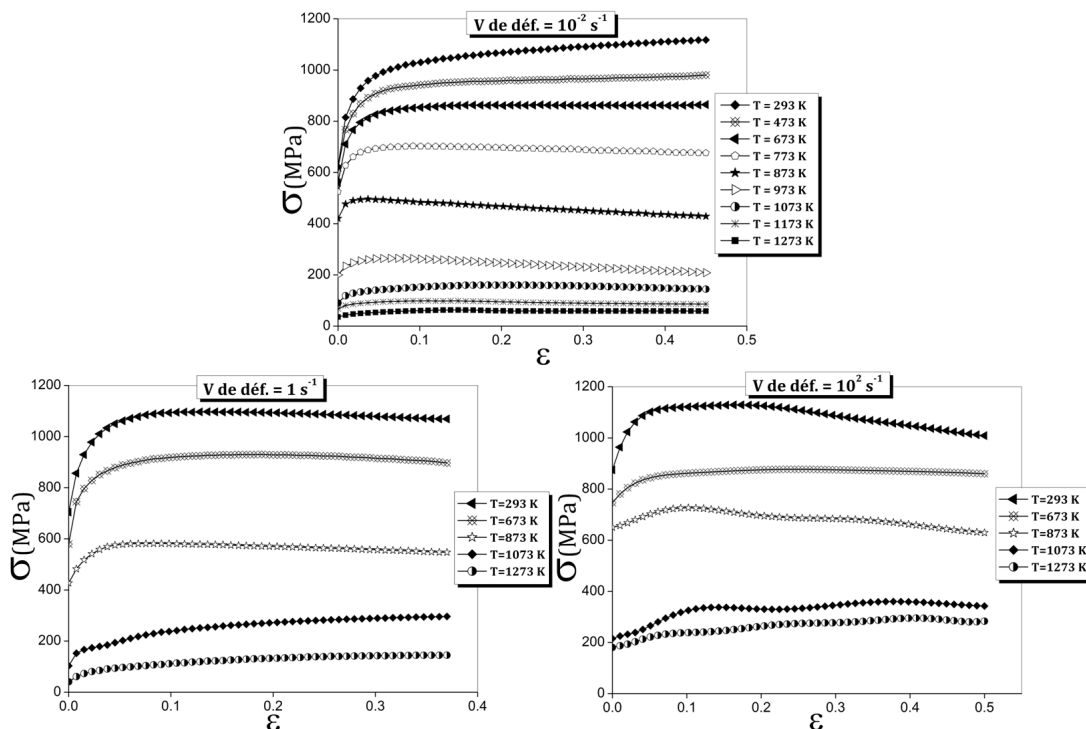


FIGURE 2.14 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l'acier 42CrMo4-B.

Par la suite, nous allons étudier l'influence de la vitesse et l'évolution de la microstructure pour chaque domaine de déformation :

#### Domaine de déformation à froid ( $T/T_f < 0.3$ )

De même que dans le cas d'une microstructure initiale ferrito-perlitique, le phénomène dominant dans cet intervalle de température est l'écroutissage. Il diminue néanmoins avec l'augmentation de la vitesse de déformation. La sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse est très faible (figure 2.16- à gauche). La dureté reste constante dans ce domaine et est supérieure à la dureté initiale (figure 2.15). La microstructure ne change pas.

#### Domaine de déformation à mi-chaud ( $0.3 \leq T/T_f \leq 0.5$ )

La dureté diminue progressivement et devient, à partir de 873 K, inférieure à la dureté initiale du matériau avant la sollicitation thermomécanique. L'adoucissement est cette fois plus élevé que dans le premier cas. Ce résultat est confirmé par les courbes contrainte-déformation (figure 2.16-au milieu). En effet, la pente

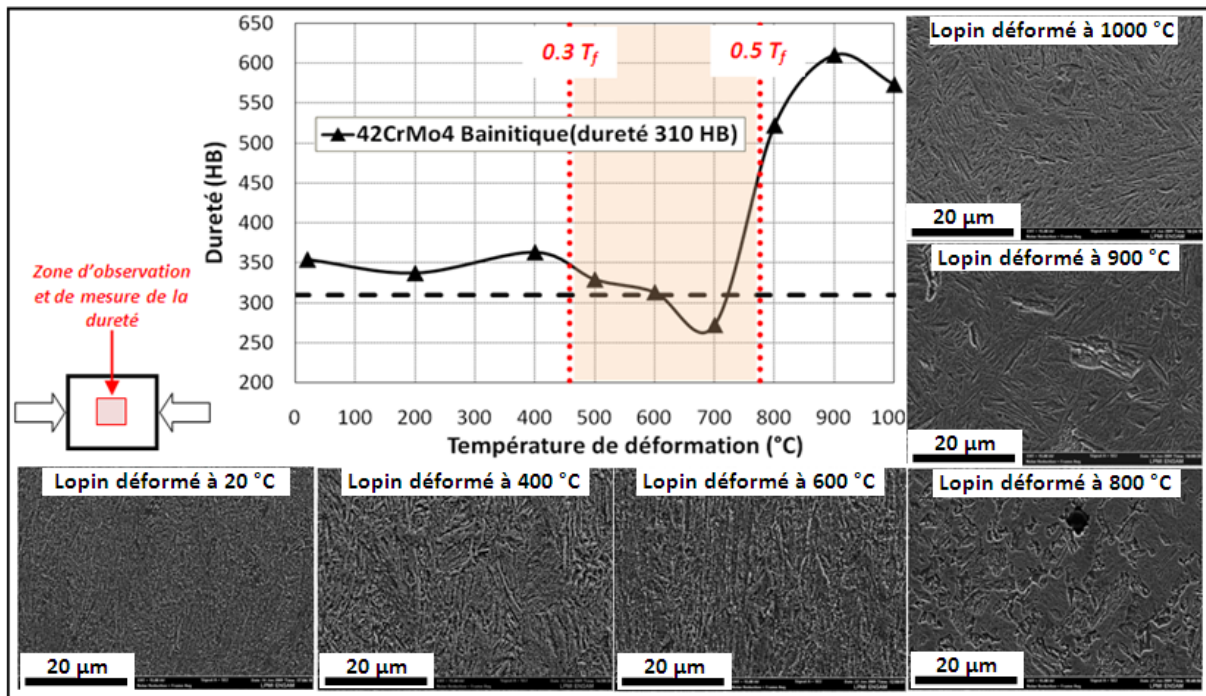


FIGURE 2.15 – Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 \text{ s}^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l’acier 42CrMo4-B.

de ces courbes est de plus en plus grande en valeur absolue, et à partir de 873 K, la contrainte d’écoulement, à la fin de la déformation, devient inférieure à la limite d’élasticité initiale. La sensibilité de cette contrainte à la vitesse de déformation est de plus en plus élevée. La microstructure ne change pas, également dans ce domaine.

**Domaine de déformation à chaud ( $T/T_f > 0.5$ )**

Les mêmes constatations que pour le premier matériau peuvent être faites. Il y a une transformation partielle puis totale. La forme des courbes contrainte-déformation change (figure 2.16-à droite). La contrainte d’écoulement est plus sensible à la vitesse de déformation. Cette vitesse favorise de plus en plus l’écrouissage et augmente la pente. La dureté augmente beaucoup et la microstructure finale du lopin déformé est martensitique (figure 2.15).

La sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation dans les trois domaines est similaire aux observations correspondant aux premiers aciers.

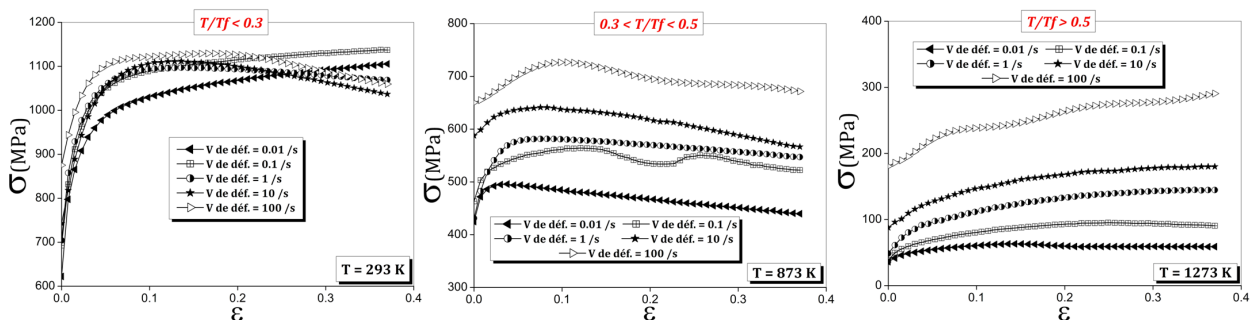


FIGURE 2.16 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation dans les trois domaines de déformation ; à froid, à mi-chaud et à chaud. Cas de l’acier 42CrMo4-B.

Enfin, ces essais simples sont complétés par des essais plus complexes décrits ci-après.



**b - Essais de compression avec sauts de vitesse ou de température**

Les résultats de ces essais confirment l'existence des trois domaines de comportement délimités par la compétition écrouissage-adoucissement et par la sensibilité à la vitesse de déformation. Le changement de la microstructure initiale, tout en gardant la même composition chimique, n'a pas provoqué un changement fondamental dans le comportement de cet acier sur une large gamme de température et de vitesse de déformation. Quelques changements ont néanmoins été observés comme :

- un adoucissement plus élevé dans le domaine de déformation à mi-chaud. La dureté du lopin déformé à ces températures est inférieure à la dureté initiale du matériau contrairement au premier cas où la dureté a diminué tout en restant supérieure à la dureté initiale.
- La contrainte d'écoulement à la température 673 K est inférieure à la contrainte d'écoulement à 473 K alors que dans le cas de la microstructure ferrito-perlitique, elle était supérieure.
- A 1073 K, la quantité de la phase  $\alpha$  transformée en phase  $\gamma$  est supérieure en partant d'une microstructure bainitique.

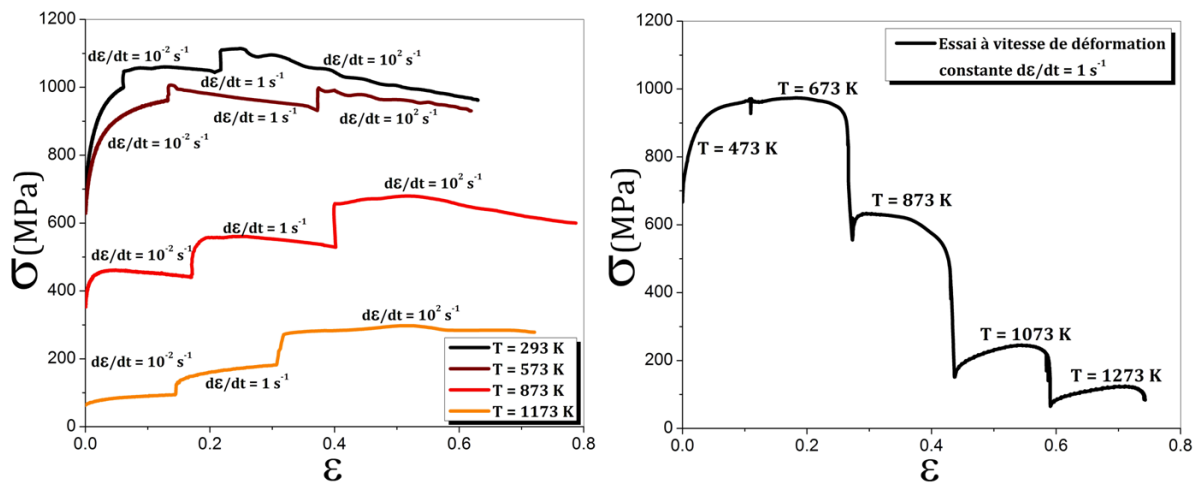


FIGURE 2.17 – Essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche) et essai à une vitesse de déformation de 1 /s avec sauts de température (à droite) pour l'acier 42CrMo4-B.

**2.3.2.3 L'acier 100Cr6**

Une autre famille d'acier a été également étudiée. Il s'agit des aciers hyper-eutectoïdes et plus précisément de l'acier 100Cr6. L'objet de cette partie est de comprendre si le comportement d'un acier de cette famille est identique à celui d'un acier hypo-eutectoïde sur une large gamme de température et de vitesse de déformation.

**a - Essais de compression à température et vitesse de déformation constantes**

Le plan d'expérience a été réduit par rapport à celui appliqué dans le premier cas. La gamme de température est toujours la même : de 293 à 1273 K, ainsi que pour l'intervalle de vitesse de déformation entre  $10^{-2}$  et  $10^3 \text{ s}^{-1}$ . Les courbes contrainte-déformation relatives à une partie des essais réalisés sont présentées sous formes de trois graphiques (figure 2.18). Dans chaque graphique, les courbes avec la même vitesse sont superposées.

La première différence dans le comportement de cet acier est l'existence d'un maximum local suivi d'un minimum local de contrainte pour les courbes contrainte-déformation à faible température. Ce maximum disparaît au fur et à mesure que la température augmente. L'étude du comportement de ce matériau sur une large gamme de température et de vitesse permet de différencier trois domaines de déformation :

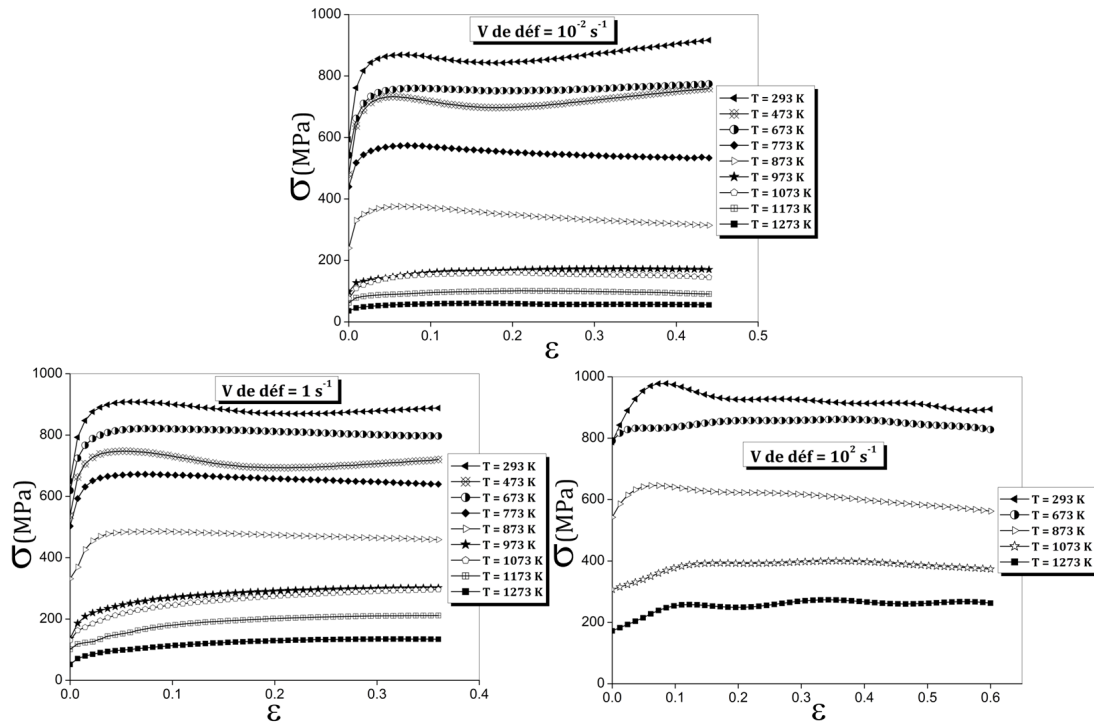


FIGURE 2.18 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l’acier 100Cr6.

#### Domaine de déformation à froid ( $T/T_f < 0.3$ )

Ce domaine est caractérisé par un maximum local suivi d’une augmentation de la contrainte d’écoulement, signe d’une phase d’écrouissage par déformation plastique. La dureté des lopins déformés augmente légèrement en fonction de la température de déformation (figure 2.20). Elle est toujours supérieure à la dureté initiale. Le matériau est écroui par déformation dans ce domaine. La sensibilité de la contrainte d’écoulement à la vitesse de déformation est très faible (figure 2.19-à gauche). Cette vitesse a une influence sur la forme du maximum local de contrainte et sur le taux d’écrouissage. En effet, plus la vitesse augmente plus la “bosse” est aplatie. L’effet de la vitesse dans ce domaine est identique à celles observées pour les deux microstructures de l’acier 42CrMo4.

#### Domaine de déformation à mi-chaud ( $0.3 \leq T/T_f \leq 0.5$ )

Comme pour l’acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique, la dureté du lopin déformé diminue dans ce domaine. Elle devient inférieure à la dureté initiale du matériau à partir de la température  $T=773$  K. Cette diminution montre que le matériau subit un phénomène d’adoucissement par déformation dans cet intervalle. L’adoucissement apparaît également sur les courbes contrainte-déformation (figure 2.19-au milieu), où le maximum local de contrainte disparaît progressivement et la pente de la courbe devient négative. La contrainte d’écoulement est sensible à la vitesse de déformation. En effet, en multipliant cette vitesse par dix, elle augmente d’environ 80 MPa.

#### Domaine de déformation à chaud ( $T/T_f > 0.5$ )

Dans ce domaine, la dureté des lopins déformés augmente (figure 2.20), signe d’une transformation partielle. La microstructure de la zone déformée ainsi que la dureté montre que la transformation n’a pas été totale et/ou la vitesse de refroidissement n’était pas suffisante pour former une microstructure martensitique contrairement au cas du 42CrMo4. Le comportement global de cette structure hétérogène formée par la phase  $\alpha$ , la phase  $\gamma$  et les carbures non dissout ressemble plus au comportement d’un cfc. La forme

des courbes (figure 2.19-à droite) est identique aux formes rencontrées dans ce domaine pour le premier et second matériau. Pour les deux premiers matériaux, la transformation était totale surtout pour les températures supérieures à 1173 K. Il est donc possible que la transformation ait été totale à 1173 et 1273 K et que le refroidissement ait été suffisamment lent pour reformer les carbures et pour éviter les transformations bainitique et martensitique.

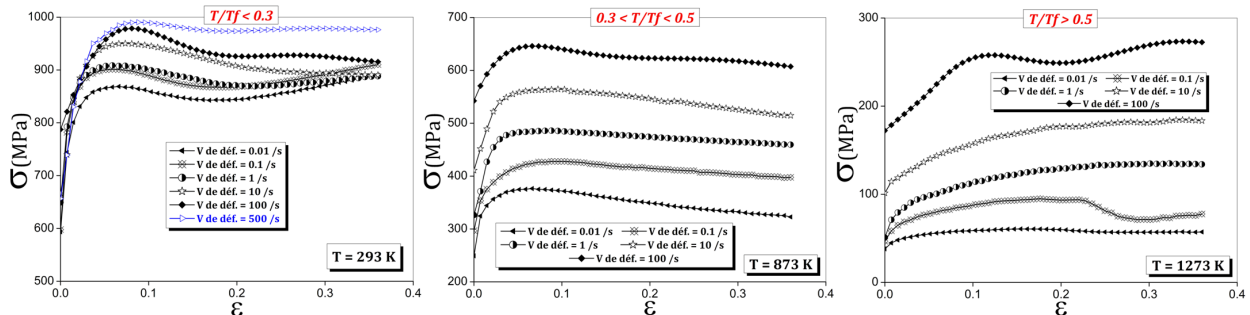


FIGURE 2.19 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation dans les trois domaines de déformation ; à froid, à mi-chaud et à chaud.

Enfin, la sensibilité de la contrainte à la vitesse est élevée. Le phénomène dominant dans ce domaine de température est l'écroissage. Le taux d'écroissage est d'autant plus élevé que la vitesse de déformation augmente.

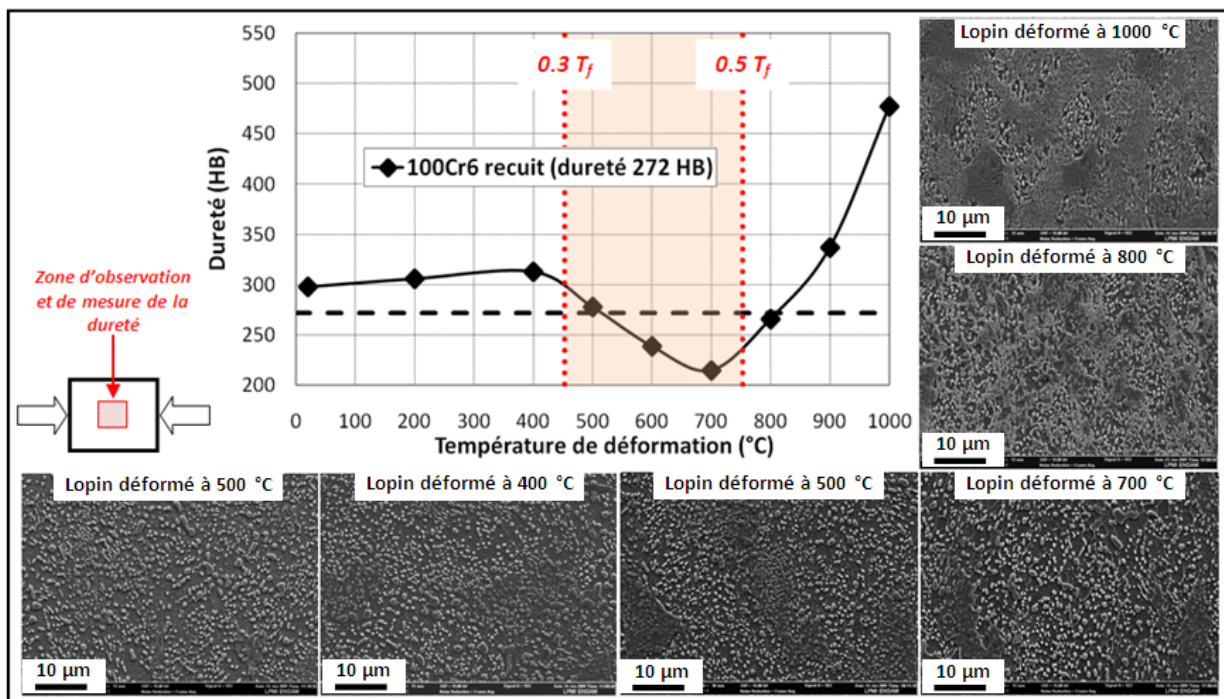


FIGURE 2.20 – Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 \text{ s}^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l'acier 100Cr6.

**b - Essais de compression avec sauts de vitesse ou de température**

Ces essais confirment les résultats obtenus dans le cas des essais de compression simple. Ils permettent d'observer l'évolution de la compétition écroissage-adoucissement par déformation en fonction de la température à partir d'un seul essai et sur une seule éprouvette (figure 2.21-à droite). La sensibilité de la contrainte



d'écoulement à la vitesse de déformation à une température donnée est observable également à partir d'un seul essai et l'évolution de cette sensibilité avec la température est illustrée sur la figure 2.21-à gauche.

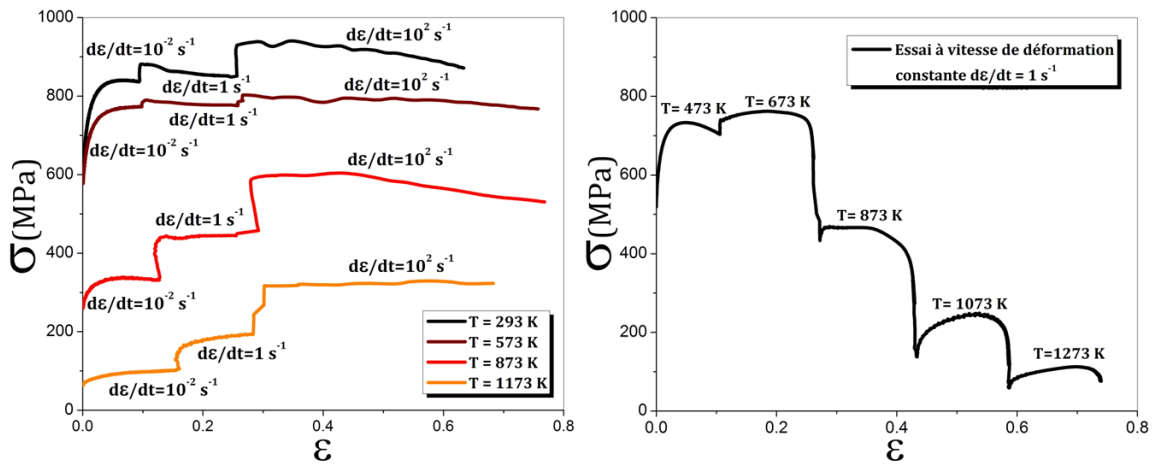


FIGURE 2.21 – Résultats des essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche) et essai à une vitesse de déformation de 1 /s avec sauts de température (à droite) sur l’acier 100Cr6.

**c - Essais de charge-décharge en compression : détection des phénomènes d’adoucissement statique**

La même méthode appliquée dans le cas de l’acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique pour détecter la température d’apparition du phénomène de restauration statique est utilisée dans ce cas. Des essais de charge-décharge avec maintien-recharge ont été réalisés à différentes températures entre 873 et 1373 K. La vitesse de déformation est toujours la même et est égale à  $2 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ . Le temps de maintien en décharge tous les pas de 0.2 de déformation est de 10 s.

Comme pour l’acier 42CrMo4-FP, la fraction d’adoucissement  $FS$  et son évolution en fonction de la déformation sont déterminés à partir des courbes contrainte-déformation en utilisant la relation (2.2). En se référant aux travaux de McQueen [McQ82], la température qui correspond au phénomène de restauration statique est  $T=1073$  K puisque la fraction  $FS$  reste constante pendant la déformation (figure 2.22).

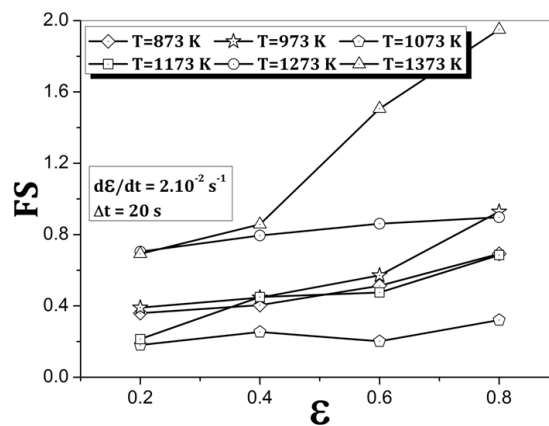


FIGURE 2.22 – Évolution de la fraction d’adoucissement en fonction de la déformation déterminée à partir des essais charge-décharge à différentes températures. Cas de l’acier 100Cr6

Une fois la température de production de ce phénomène de restauration statique connue, une deuxième campagne d’essais est réalisée en faisant varier cette fois le temps de maintien à charge nulle. Les résultats de ces essais sont illustrés dans le tableau 2.3. Ces valeurs vont servir par la suite pour identifier des fonctions relatives à ce phénomène dans les modèles de comportement.

$\epsilon_{\text{décharge}}$	$\sigma_{\text{décharge}}$ (MPa)	$\Delta t$ (s)	$\sigma_{\text{recharge}}$ (MPa)	$\Delta t$ (s)	$\sigma_{\text{recharge}}$ (MPa)
0.2	157.4	1	151.9	100	143.3
0.2	157.4	5	149.8	200	142.1
0.2	157.4	10	148.6	300	141.4
0.2	157.4	20	146.9	500	139.4
0.2	157.4	50	145.2		

TABLE 2.3 – Valeurs de contrainte à la recharge après différents temps de maintien en décharge ( $T=1073$  K et  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2}s^{-1}$ ). Cas de l’acier 100Cr6.

En conclusion, l’étude du comportement des trois aciers sur une large gamme de température et de vitesse de déformation permet de mettre en évidence :

- l’existence de trois domaines de déformation différents en fonction de la température,
- l’évolution de la compétition écrouissage-adoucissement et la sensibilité à la vitesse,
- l’évolution de la dureté des lopins déformés en fonction de la température de déformation et de la microstructure dans ces trois domaines.

Quelques différences apparaissent. Elles concernent, pour le premier domaine, la forme de la courbe de départ et la sensibilité à la température, pour le deuxième domaine de déformation, l’intensité d’adoucissement et l’impact sur la dureté du lopin après déformation, et pour le troisième, la microstructure finale et la transformation qui a lieu pendant la déformation.

2.3.2.4 L’alliage d’aluminium 2017-T4

Trois types d’essais on été étudiés comme dans les cas précédents.

a - Essais de compression à température et vitesse de déformation constantes

Dans le cas des alliages d’aluminium, la contrainte d’écoulement est très sensible à la température. Le pas de température choisi dans ce cas est de 50 K au lieu de 100 à 200 K dans le cas des aciers. La gamme de température étudiée est comprise entre 293 et 773 K. L’intervalle de vitesse de déformation est le même, c’est-à-dire entre  $10^{-2}$  et  $10^3 s^{-1}$ .

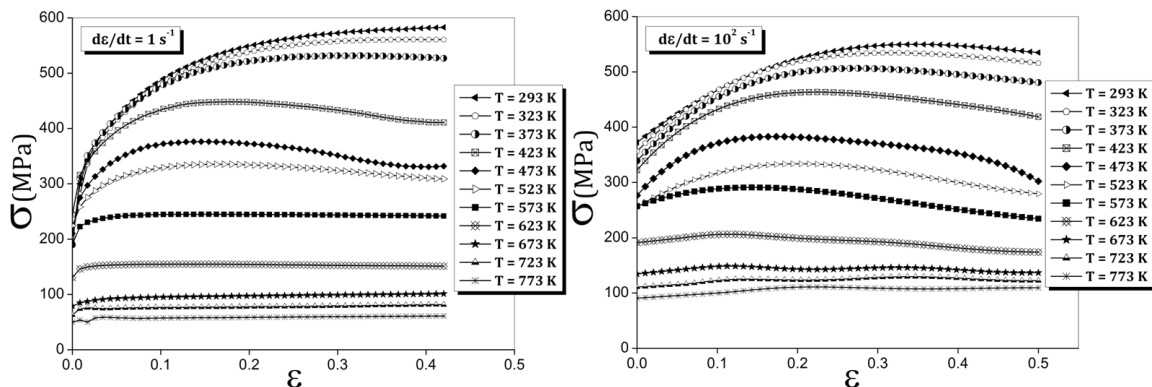


FIGURE 2.23 – Exemples d’évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l’alliage d’aluminium 2017-T4.

La figure 2.23 présente les courbes contrainte-déformation pour quelques essais réalisés en modifiant les conditions thermomécaniques. Selon la forme des courbes, il est possible d’identifier les trois domaines de déformation de la même manière que dans le cas des aciers. Dans la suite, chaque domaine est étudié plus en détail en précisant les phénomènes accompagnant la déformation plastique et leurs impacts sur le comportement de l’alliage.

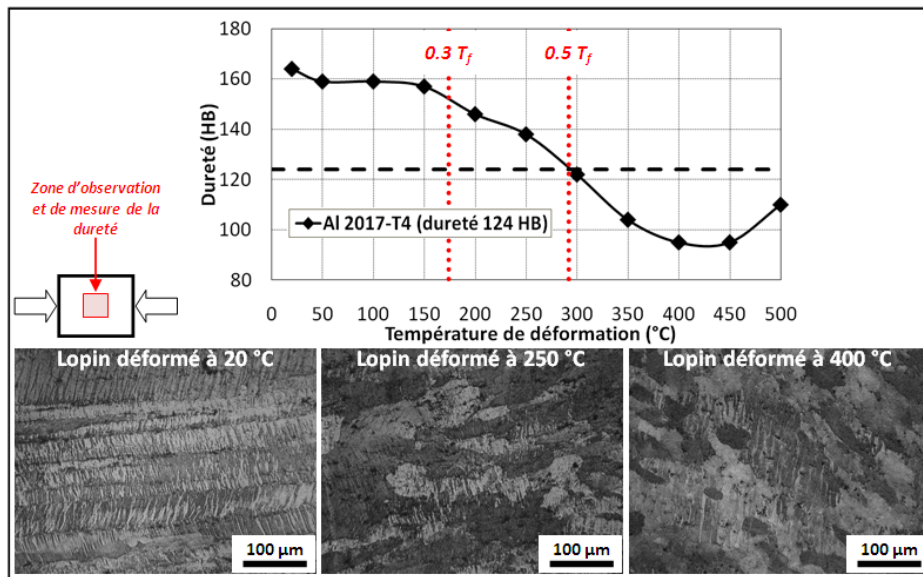


FIGURE 2.24 – Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 \text{ s}^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l’alliage d’aluminium 2017-T4.

**Domaine de déformation à froid ( $T/T_f < 0.3$ )**

La forme des courbes contrainte-déformation (figure 2.25-à gauche) est différente des courbes rencontrées pour les aciers. Le taux d’écrouissage est nettement supérieur aux cas des aciers. L’augmentation de la vitesse de déformation provoque une diminution de la contrainte d’écoulement contrairement aux cas des aciers où, quel que soit le domaine, l’augmentation de la vitesse conduit à une contrainte plus élevée. Néanmoins, la sensibilité du phénomène d’écrouissage à cette augmentation est la même pour tous les matériaux étudiés. En effet, le taux d’écrouissage diminue lorsque la vitesse augmente. Ceci est observable également sur la courbe de dureté des lopins déformés. Cette dernière diminue légèrement avec la température de déformation dans ce domaine. Concernant la microstructure, on retrouve les gros grains initialement allongés dans le sens de laminage des barres, mais avec des stries (lignes de glissement) dans la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation (figure 2.24).

**Domaine de déformation à mi-chaud ( $0.3 \leq T/T_f \leq 0.5$ )**

A mi-chaud, la sensibilité de la contrainte d’écoulement à la vitesse de déformation reste faible (figure 2.25-au milieu). Par contre, le phénomène d’adoucissement est déclenché à partir d’une vitesse critique comprise entre  $10^{-1}$  et  $1 \text{ s}^{-1}$ . Le comportement de l’alliage d’aluminium 2017 dans ce domaine est très différent de l’acier. La vitesse fait augmenter l’adoucissement, comme dans le cas de l’acier, mais provoque également un changement de comportement à partir d’une vitesse critique. Finalement, la dureté continue à diminuer avec une pente plus élevée en valeur absolue (figure 2.24). La dureté des lopins déformés reste toujours supérieure à la dureté initiale du matériau. La microstructure change et les gros grains allongés dans le sens de laminage disparaissent laissant place à des grains de taille moyenne et de forme moins allongée.

**Domaine de déformation à chaud ( $T/T_f > 0.5$ )**

La forme des courbes contrainte-déformation dans ce domaine est particulière (figure 2.25- à droite). Le comportement ressemble à celui d’un matériau parfaitement plastique sans écrouissage ni adoucissement. Des ondulations apparaissent au début de la partie plastique pour des vitesses faibles. Ces ondulations

s'amortissent et disparaissent par la suite. Ce phénomène particulier correspond à la recristallisation dynamique dans des matériaux à faible énergie de faute d'empilement [Mon96]. La microstructure résultante de ce phénomène est formée par des grains de petite taille (micrographie à droite dans la figure 2.24). La dureté est inférieure à la dureté initiale du matériau formé par des gros grains. Dans ce domaine, le matériau est visqueux. La contrainte d'écoulement est sensible à la vitesse de déformation, plus cette dernière augmente plus la contrainte devient importante.

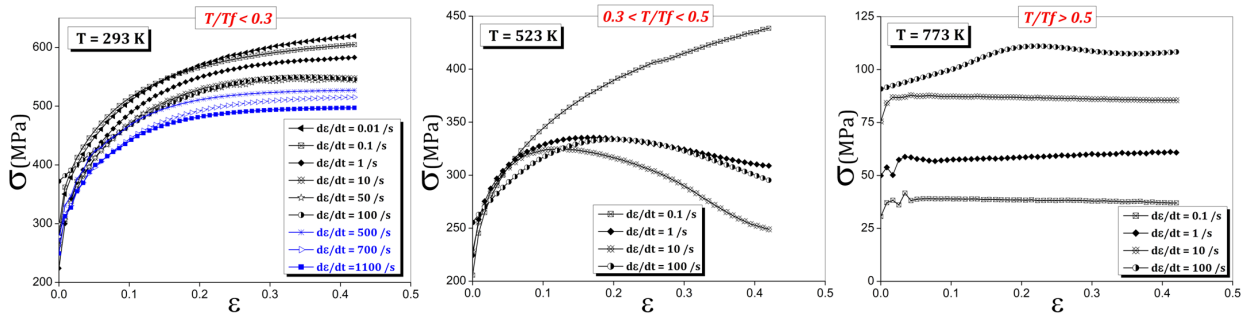


FIGURE 2.25 – Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation dans les trois domaines de déformation. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

Enfin, le phénomène microstructural accompagnant la déformation plastique dans le deuxième et troisième domaine correspond à la recristallisation dynamique. La vitesse de déformation a une influence sur l'apparition ou non de ce phénomène. En effet à mi-chaud, il apparaît pour des vitesses de déformation élevées et à chaud pour des vitesses faibles.

### b - Essais de compression avec sauts de vitesse ou de température

De la même manière que pour les aciers, des essais avec sauts de vitesse et de température ont été réalisés. Ces essais ne permettent pas de bien mettre en évidence certains phénomènes comme la recristallisation, mais servent d'étude comparative pour l'influence de la vitesse de déformation à différentes températures. Ces essais vont permettre par la suite d'identifier les modèles physiques en se concentrant sur le saut et en supposant que le temps est suffisamment court pour que la microstructure reste inchangée.

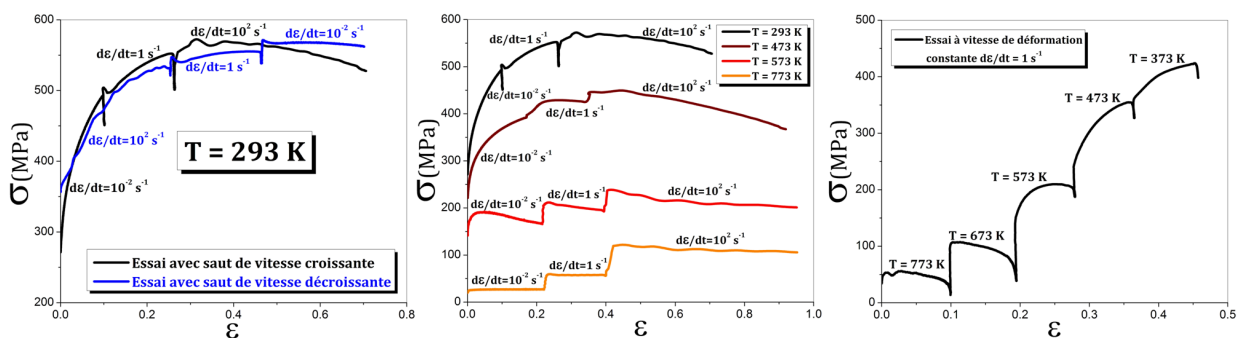


FIGURE 2.26 – Résultats des essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche et au milieu) et essai à une vitesse de déformation de 1/s avec sauts de température (à droite) sur l'alliage d'aluminium 2017-T4.

### c - Essais de charge-décharge en compression : détection des phénomènes d'adoucissement statique

Pour observer les phénomènes d'adoucissement en statique, la même démarche que pour les aciers a été appliquée. Le phénomène de recristallisation dynamique qui se manifeste par des ondulations au moment de la recharge est malheureusement venu compliquer ce type d'essais. En effet, les ondulations de fréquence

et d'amplitudes différentes d'une décharge à une autre (figure 2.27) ont rendu ces résultats inexploitable. Lors de l'identification du modèle d'Anand, ce phénomène sera négligé dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

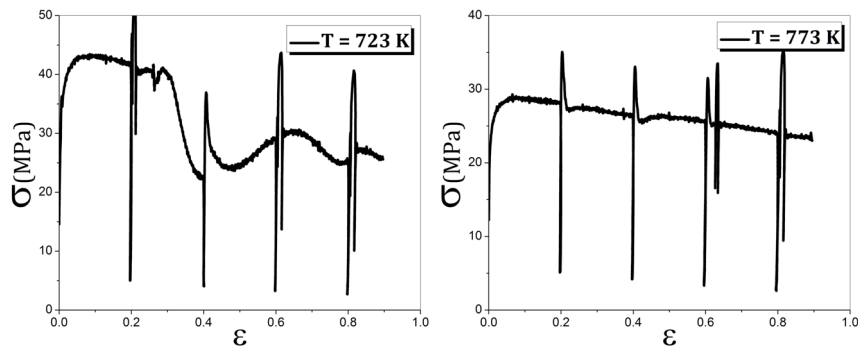


FIGURE 2.27 – Résultats des essais de charge-décharge en compression à chaud (températures 723 et 773 K) à une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2} s^{-1}$  sur l'alliage d'aluminium 2017-T4.

## 2.4 Analyse des résultats expérimentaux

Dans la littérature, les modèles de comportement thermo-viscoplastique empiriques se basent sur le fait que la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la température et à la vitesse de déformation dans le cas d'un matériau de structure cubique centré tel que l'acier conduit à des courbes de même allure. Lorsque la température ou la vitesse de déformation augmente, il suffit de translater la courbe vers le haut ou vers le bas (figure 2.28-à gauche). Ces deux paramètres rhéologiques n'ont aucune influence sur la forme de la courbe donc sur l'écrouissage alors que dans le cas d'une structure cubique à face centrée, tel que dans l'alliage d'aluminium, l'augmentation ou la diminution de l'un de ces deux paramètres provoque, en plus de la variation de la contrainte d'écoulement, un changement de la forme de la courbe et donc une variation du taux d'écrouissage (figure 2.28-à droite).

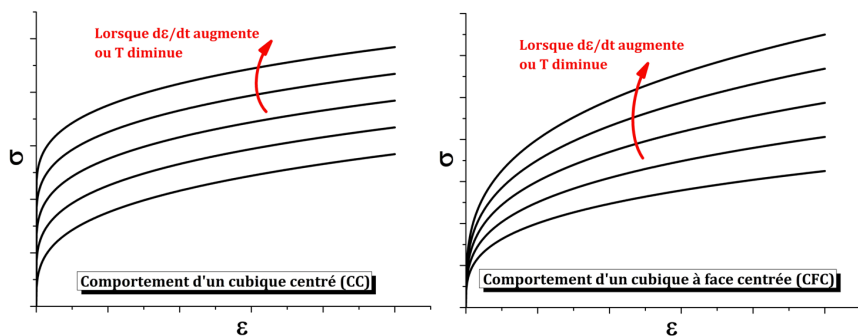


FIGURE 2.28 – Différence entre le comportement d'un matériau à structure CC (à gauche) et CFC (à droite) dans la littérature.

L'étude du comportement des quatre matériaux sur une large gamme de vitesse de déformation et de température a permis de dégager, en fonction de la température, trois domaines de déformation (à froid, à mi-chaud et à chaud). La forme des courbes contrainte-déformation, l'évolution de la dureté des lopins déformés et même l'évolution de la limite d'élasticité en fonction de la température (figure 2.29) montrent la grande différence dans le comportement dans chaque domaine. En plus de l'influence sur la contrainte d'écoulement, la vitesse de déformation joue un rôle sur les phénomènes accompagnant la déformation inélastique tel que l'écrouissage et l'adoucissement. Dans le cas de l'alliage d'aluminium, elle conditionne l'apparition du phénomène de recristallisation dynamique.

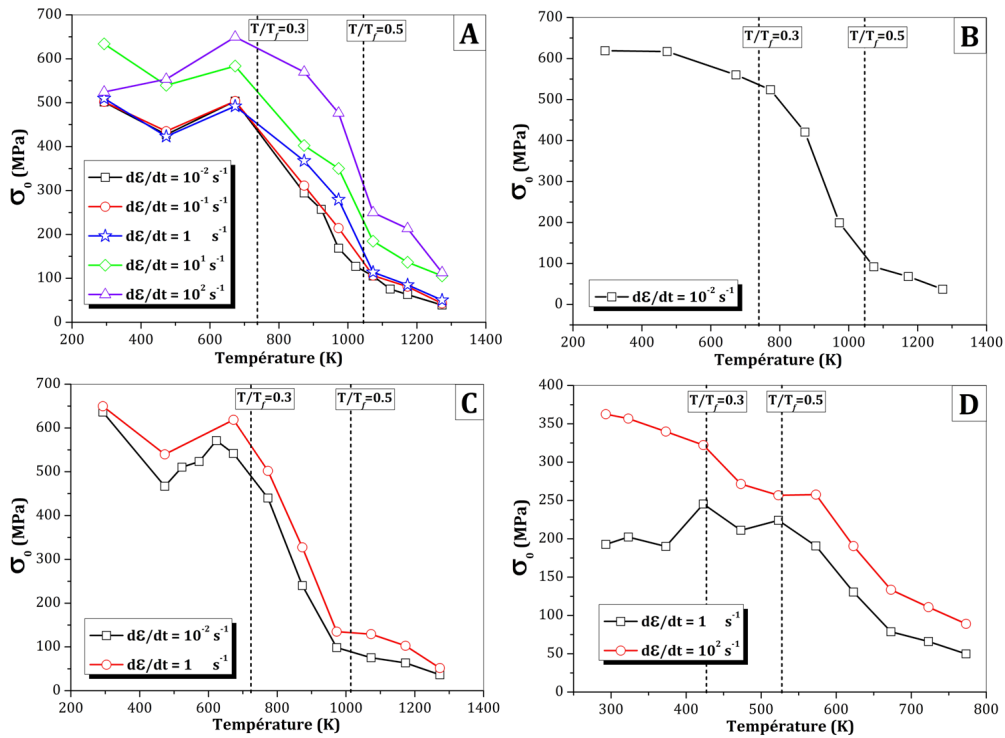


FIGURE 2.29 – Évolution de la limite d'élasticité (Annexe 3) en fonction de la température dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP (A), l'acier 42CrMo4-B (B), l'acier 100Cr6 (C) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (D).

La comparaison entre le comportement des matériaux testés révèle donc certaines ressemblances et différences en fonction du domaine étudié : à froid, à mi-chaud ou à chaud (figure 2.30).

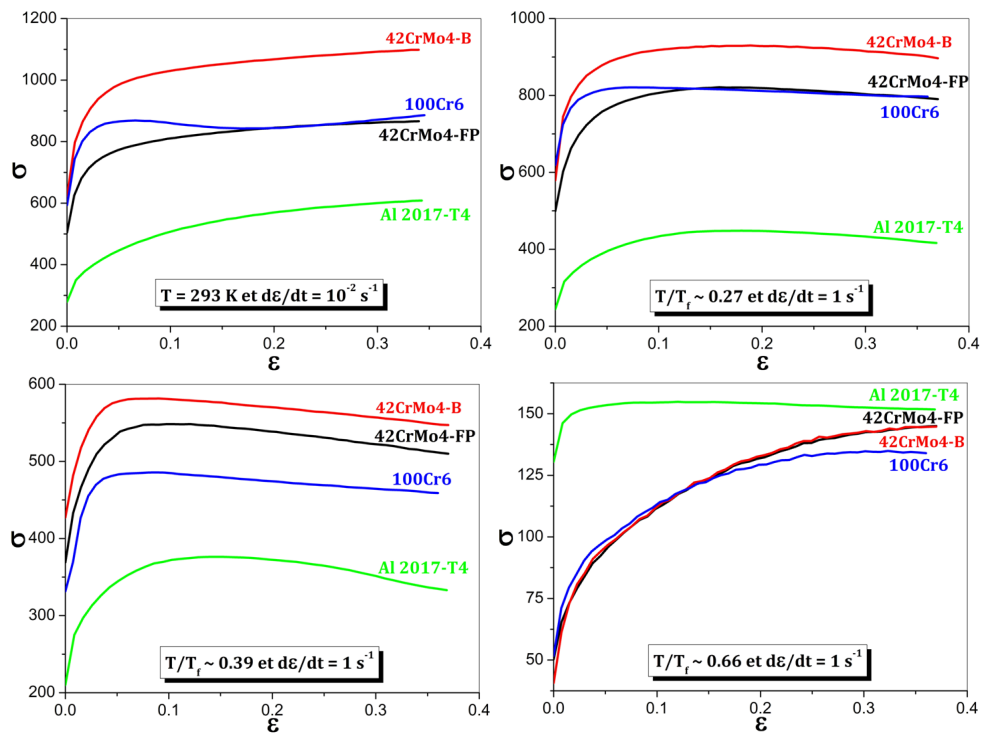


FIGURE 2.30 – Comparaison entre la forme des courbes contrainte (en MPa)-déformation pour les quatre matériaux étudiés dans les trois domaines de déformation.



## 2.4.1 Les trois domaines de déformation

### 2.4.1.1 Domaine de déformation à froid ( $T/T_f < 0.3$ )

Dans le domaine de déformation à froid, le phénomène dominant est l'écroutissage, la contrainte augmente avec la déformation. La sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse est très faible dans notre intervalle d'étude. Cependant l'augmentation de cette vitesse provoque, dans le cas des aciers, une diminution du taux d'écroutissage et dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017 une diminution de la contrainte au lieu de son augmentation avec la vitesse. Ce résultat peut être expliqué par le phénomène d'auto-échauffement. La courbe de la figure 2.31 montre l'augmentation, à la surface de l'échantillon, de la température au cours de la déformation à une vitesse de  $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$ . Il est imaginable, qu'à coeur, la température soit supérieure. Cette température d'auto-échauffement provoque un effet adoucissant et diminue le taux d'écroutissage dans le cas de l'acier. Dans le cas de l'aluminium, beaucoup plus sensible aux effets de température, la légère augmentation de la contrainte suite à cette élévation de la vitesse est compensée par la diminution résultante de la température d'auto-échauffement.

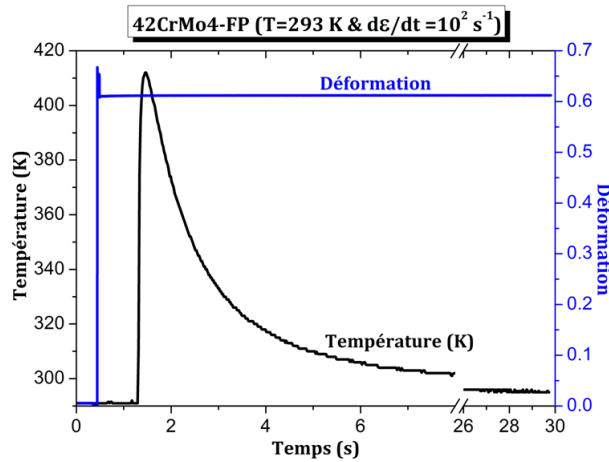


FIGURE 2.31 – Augmentation de la température pendant la déformation due à l'auto-échauffement dans le cas d'un essai de compression à  $T = 293 \text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$  sur l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique.

Un autre phénomène, inexpliqué celui-là, apparaît dans le cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique ainsi que pour l'acier 100Cr6 de microstructure ferritique avec carbures. La contrainte d'écoulement dans le cas d'un essai de compression à 673 K est supérieure à celle à la température de 473 K (figure 2.32).

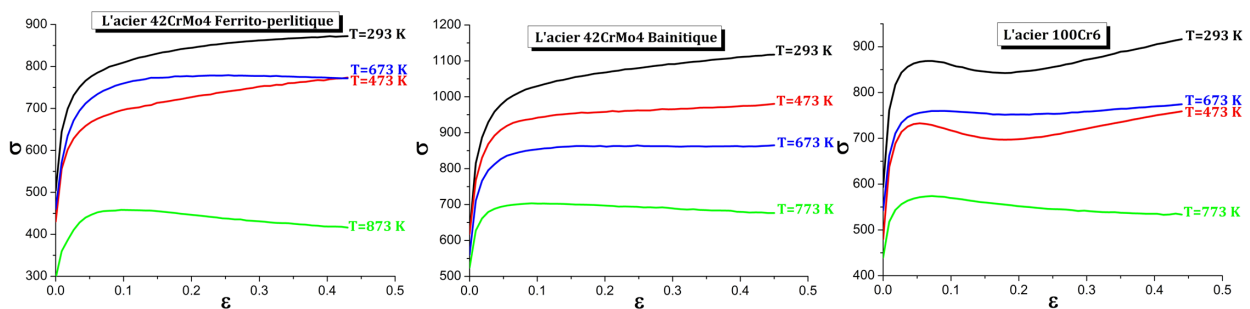


FIGURE 2.32 – Courbes contrainte (en MPa)-déformation pour les températures situées entre 293 et 773 K et à la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . Cas des trois aciers.

Une étude plus fine dans cette zone de température a été menée sur l'acier 100Cr6 (figure 2.33). Elle permet d'observer une évolution de la forme de la courbe de comportement pour des températures in-

termédiaires dans cette zone. En effet entre les températures 293 et 623 K, la contrainte augmente avec la température. Le maximum de contrainte diminue progressivement et la "bosse" disparaît au fur et à mesure. L'écroutissage qui suit ce maximum augmente aussi légèrement. A partir de la température  $T=623$  K, le maximum local de contrainte disparaît, le taux d'écroutissage diminue et l'évolution de la contrainte avec la température diminue lorsque la température augmente.

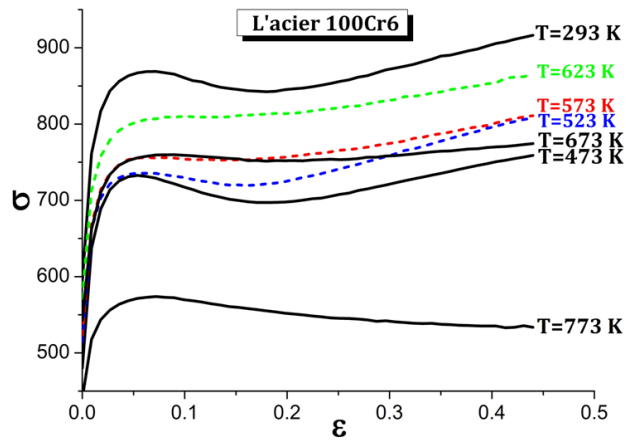


FIGURE 2.33 – Courbes de comportement en compression de l'acier 100Cr6 pour une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et pour des températures situées entre 293 et 773 K (contrainte en MPa).

Cette étude a été complétée par des observations microscopiques et des analyses de dureté (figure 2.34). La microstructure ne présente pas des grands changements. La taille des carbures est la même. La dureté valide les constatations à propos de l'écroutissage. Elle augmente jusqu'à la température  $T= 623$  K, puis elle diminue. Des observations EBSD permettraient d'apporter d'autres éléments de réponse pour expliquer ce phénomène.

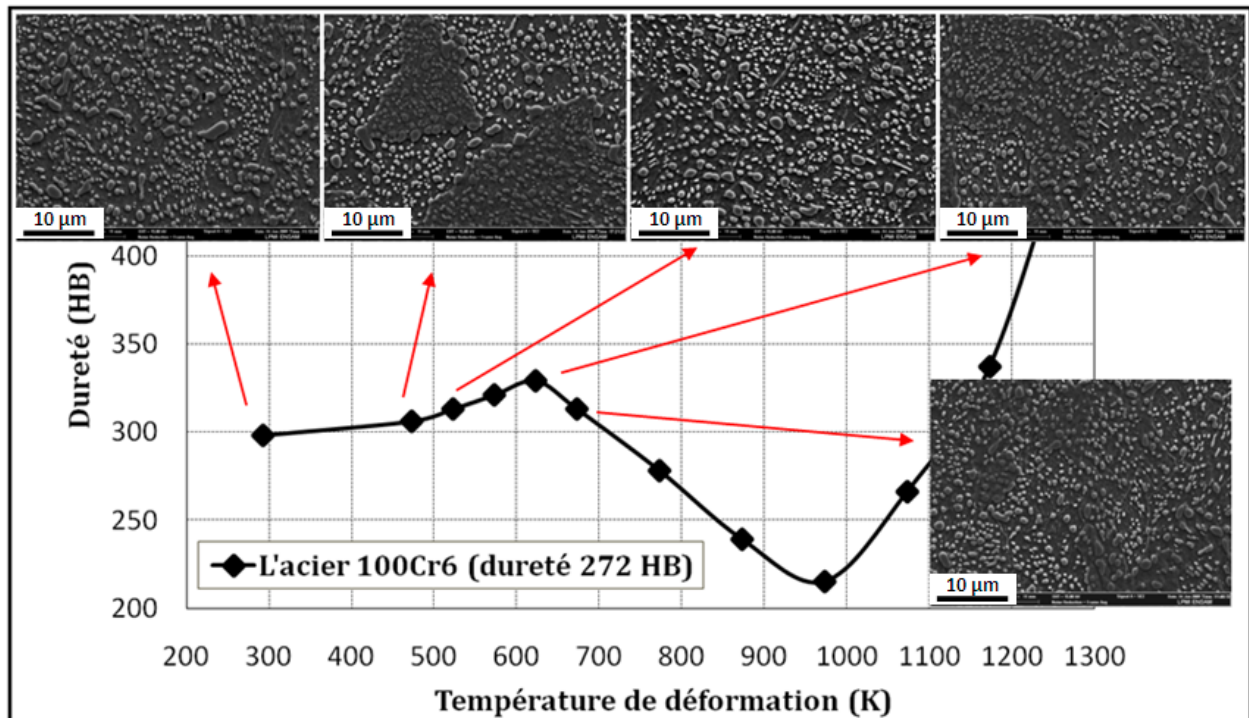


FIGURE 2.34 – Évolution de la dureté et de la microstructure des lopins en acier 100Cr6 déformés à des températures situées entre 293 et 773 K.



### 2.4.1.2 Domaine de déformation à mi-chaud ( $0.3 \leq T/T_f \leq 0.5$ )

Dans ce domaine, peu étudié dans la littérature, les courbes de comportement deviennent décroissantes. Le phénomène dominant pour les deux structures CC et CFC est l'adoucissement. En se référant à la figure 1.12 du chapitre 1, les courbes contrainte-déformation prouvent que le phénomène accompagnant la déformation plastique est la recristallisation dynamique. Cependant cette recristallisation se manifeste de différentes manières selon que le matériau est à faible ou forte énergie de faute d'empilement. Le dernier paragraphe de cette synthèse est consacré à une étude de ce phénomène dans le cas des matériaux de l'étude. La vitesse de déformation influe beaucoup sur la contrainte d'écoulement et très peu sur la forme de la courbe donc sur l'adoucissement dans le cas de la structure CC (les aciers), contrairement à la structure CFC (l'aluminium), où elle a très peu d'influence sur la variation de la contrainte mais conditionne l'apparition ou non de la recristallisation. Cette dernière apparaît à partir d'une vitesse de déformation critique. Une diminution par rapport à cette vitesse donne une courbe d'écrouissage similaire au premier domaine. Enfin, la dureté des lopins déformés diminue suite aux phénomènes d'adoucissement. Elle devient même inférieure à la dureté initiale dans le cas des aciers. La microstructure ne change pas sauf dans le cas de l'alliage d'aluminium où la taille de grains diminue.

### 2.4.1.3 Domaine de déformation à chaud ( $T/T_f > 0.5$ )

C'est le domaine le plus complexe à étudier surtout dans le cas des aciers. Pour ces derniers et dans cet intervalle de température, un changement de phase partiel puis total provoque une transformation de la structure de cubique centré à cubique à face centrée. La courbe contrainte-déformation correspond à la compression d'un mélange de deux structures différentes dans le cas d'un changement partiel puis d'une structure homogène CFC dans le cas où le changement devient total. A faible vitesse de déformation, le phénomène accompagnant la déformation plastique de cette phase hétérogène puis homogène est la recristallisation. A partir d'une vitesse de  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ , ce phénomène disparaît et la courbe devient similaire à celle de l'aluminium dans le premier domaine. L'écrouissage remplace ce phénomène d'adoucissement. Le matériau devient visqueux dans le cas de l'acier et de l'aluminium, la variation de la vitesse provoque une variation de la contrainte d'écoulement. Cette vitesse conditionne aussi l'apparition ou non du phénomène de recristallisation dans les deux cas. Pour l'alliage d'aluminium, la dureté continue à diminuer et devient inférieure à la dureté initiale et la microstructure présente des grains de petites tailles au lieu des gros grains observés initialement. Dans les aciers, un changement de phase a eu lieu. La microstructure résultante est martensitique dans le cas du changement total et intermédiaire dans le cas d'un changement partiel. La dureté a augmenté brutalement suite à ce changement.

## 2.4.2 Forme des courbes de comportement : compétition écrouissage-adoucissement

Dans ce paragraphe, on s'intéresse à la forme des courbes contrainte-déformation. La variation de cette forme selon les conditions thermomécaniques indique une compétition entre les deux principaux phénomènes qui accompagnent la déformation plastique : l'écrouissage et l'adoucissement.

Dans le cas des aciers (tableau 2.4), à faible température et vitesse de déformation, la contrainte d'écoulement continue à augmenter avec la déformation plastique. L'écrouissage est le phénomène observé dans les deux premières lignes du tableau. L'adoucissement commence à apparaître à partir de la température de 673 K pour des vitesses de déformation élevées, puis s'amplifie au fur et à mesure pour des températures supérieures quelle que soit la vitesse. A partir de la température  $T = 1073 \text{ K}$ , un changement de phase a lieu. Le matériau déformé est hétérogène (Fer  $\alpha$  + Fer  $\gamma$ ) puis homogène à des températures supérieures. Dans cet intervalle, et contrairement au deuxième domaine où l'augmentation de la vitesse de déformation fait apparaître le phénomène d'adoucissement, ce phénomène n'est observé que pour des vitesses faibles. En

augmentant la vitesse, la pente devient positive et les courbes de comportement deviennent similaires aux courbes observées à froid pour l'alliage d'aluminium.

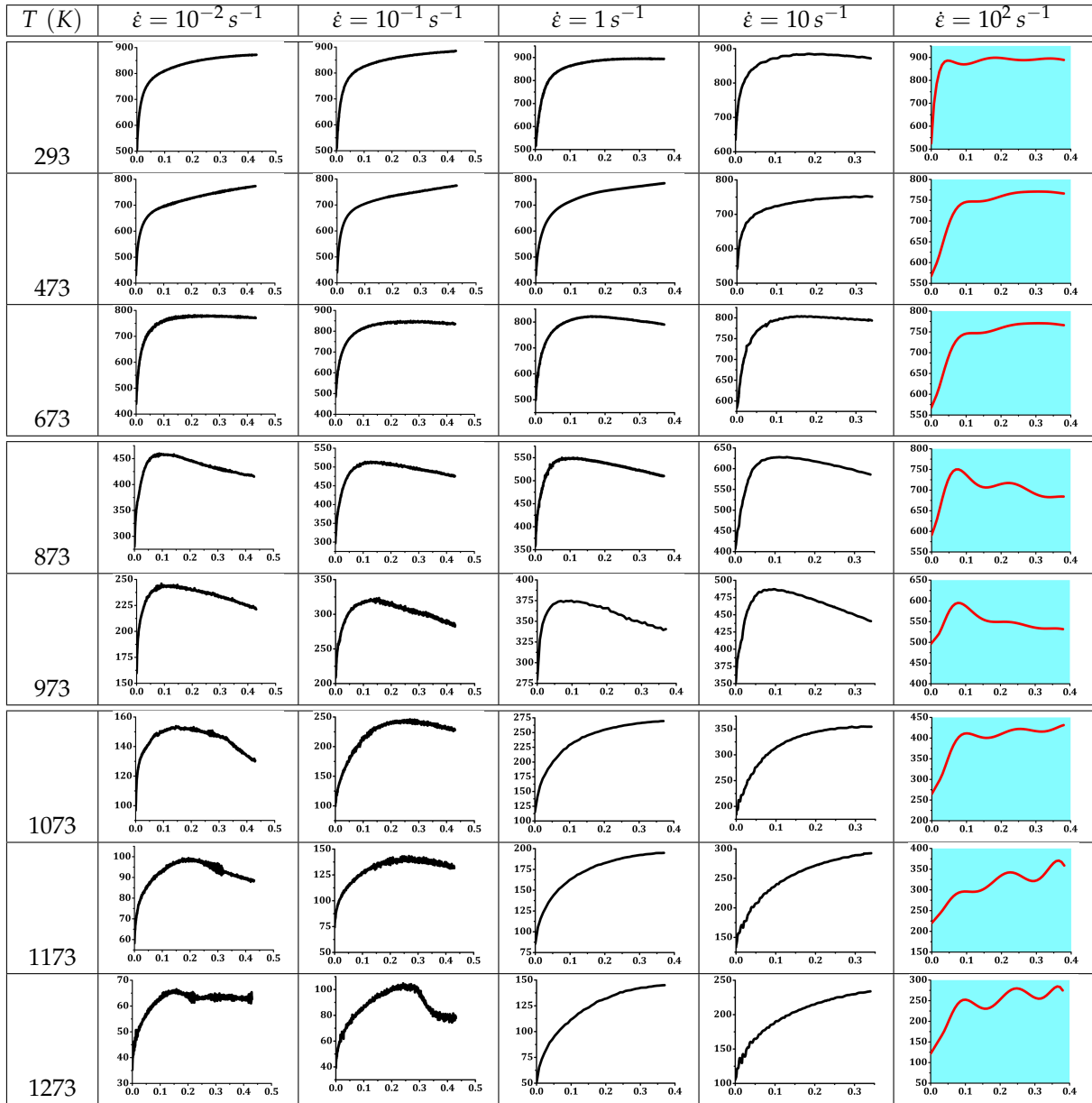


TABLE 2.4 – Différentes formes des courbes contrainte-déformation en fonction des conditions thermomécaniques. Cas de l'acier 42CrMo4-FP. Pour la vitesse  $\dot{\epsilon} = 10^2 s^{-1}$ , les ondulations résultent du choc (courbes en rouge, voir Annexe 3).

Pour l'alliage d'aluminium (tableau 2.5), à faible température et vitesse, l'écroutissement est plus important. La pente est plus élevée par rapport au cas des aciers. Cependant, à grande vitesse de déformation, la pente devient négative même à froid. L'adoucissement est plus dépendant de la vitesse. A partir de la température  $T=423$  K, l'adoucissement apparaît pour des vitesses plus faibles ( $\dot{\epsilon} = 1 s^{-1}$ ) et continue à exister pour les vitesses élevées. A très faible vitesse ( $\dot{\epsilon} < 1 s^{-1}$ ), le phénomène observé est toujours l'écroutissement dans le premier et deuxième domaine. Enfin à chaud, la tendance est inversée. A grande vitesse, le phénomène accompagnant la déformation plastique est l'écroutissement. Et à faible et moyenne vitesses, des ondulations apparaissent signe du phénomène de recristallisation dynamique.

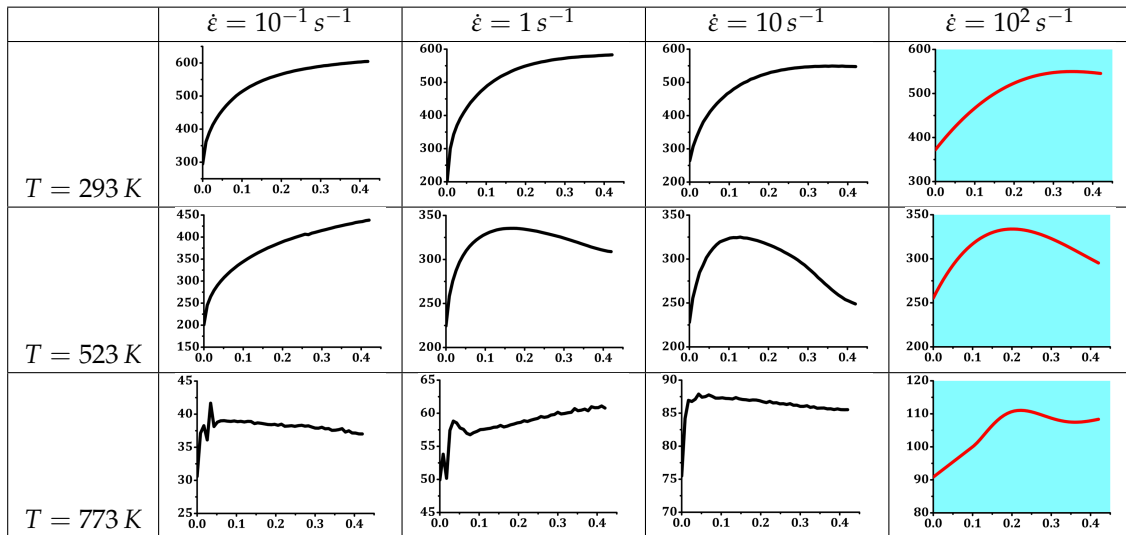


TABLE 2.5 – Différentes formes des courbes contrainte-déformation en fonction des conditions thermomécaniques. Cas de l’alliage d’aluminium 2017-T4. Pour la vitesse  $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$ , ondulations résultant du choc (courbes en rouge).

### 2.4.3 Considérations thermodynamiques des mécanismes microstructuraux

Une autre méthode peut être utilisée pour modéliser le comportement dynamique des matériaux et pour mettre en évidence les changements microstructuraux durant la déformation à chaud. Cette approche est basée sur l’évaluation de la puissance de dissipation complémentaire (notée  $J$ ) à partir des relations entre la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  et la contrainte d’écoulement  $\sigma$  durant le processus de déformation. En se basant sur des considérations thermodynamiques, Prasad et al. [PGD<sup>+</sup>84, Pra03] proposent que les conditions thermomécaniques optimales du processus de déformation correspondent à la valeur maximale de  $J$ . En effet, Ziegler a montré que le comportement du processus de déformation suit le principe de vitesse maximale de production d’entropie qui est équivalent aux principes de la force minimale ou la vitesse minimale irréversibles dans l’espace des forces ou des vitesses [Zie65]. A une température donnée (dans l’intervalle de déformation à chaud), la vitesse du travail de dissipation (puissance) est directement proportionnelle à la vitesse de production d’entropie interne, qui est toujours positive d’après le principe d’irréversibilité :

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = T \frac{dS}{dt} \geq 0 \quad (2.3)$$

avec  $\sigma$  la contrainte effective,  $\dot{\epsilon}$  la vitesse de déformation effective,  $T$  la température et  $\frac{dS}{dt}$  la vitesse de production d’entropie interne. La vitesse totale de production d’entropie est constituée de deux parties complémentaires. La première partie (généralement plus grande) est “l’entropie de conduction” qui est due à la conduction de la chaleur de l’endroit où elle est générée (suite à la déformation plastique) aux régions les plus froides de la pièce. La deuxième partie est due à la dissipation microstructurale qui réduit la contrainte d’écoulement nécessaire pour la déformation plastique (mouvement des dislocations). Ziegler [Zie65] représente ces deux parties en termes de fonctions dissipatives dans l’espace des vitesses et des forces et il montre que la puissance totale dissipée instantanément ( $\sigma \dot{\epsilon}$ ) est donnée par :

$$P = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (2.4)$$

La première intégrale est la puissance de dissipation contenue  $G$ , la deuxième est la puissance de dissipation co-contenue ou complémentaire  $J$  (figure 2.35-a). La forme de la courbe  $\sigma = f(\dot{\epsilon})$  donne une indication sur la part de la puissance dissipée destinée à la conduction de la chaleur et celle destinée à la dissipation mi-

crostructurale. La viscoplasticité a pour origine cette dissipation due à la microstructure. Une loi puissance est souvent utilisée pour décrire la relation  $\sigma = f(\dot{\epsilon})$  dans le cas de la déformation plastique :

$$\sigma = K(T, \epsilon, \dot{\epsilon}) \dot{\epsilon}^{m(T, \epsilon, \dot{\epsilon})} \quad (2.5)$$

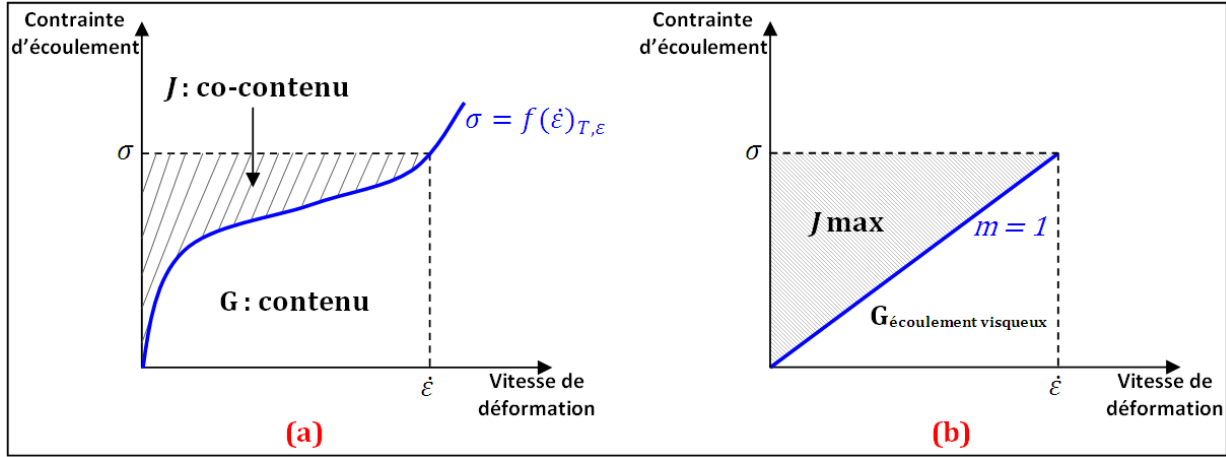


FIGURE 2.35 – Représentation schématique de : (a) la puissance de dissipation contenue  $G$  et complémentaire  $J$  pour un matériau de comportement représenté par une courbe  $\sigma = f(\dot{\epsilon})$  (la puissance totale de dissipation est donnée par le rectangle) et (b) la puissance de dissipation complémentaire maximale  $J_{\text{max}}$  obtenue pour une sensibilité à la vitesse de déformation  $m = 1$  [PGD<sup>+</sup>84].

Pour des valeurs fixes de  $T$  et  $\epsilon$ , on s'intéresse aux quantités  $(\Delta J/\Delta G)$  et  $(\Delta J/\Delta P)$  pour des petites variations de  $\dot{\epsilon}$  afin d'obtenir un indicateur du changement de mécanismes de dissipation. En supposant que la dépendance de  $K$  et  $m$  à la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  est faible (pas nécessairement nulle), les valeurs instantanées de  $\Delta J$ ,  $\Delta G$  et  $\Delta P$  sont données par les intégrales :

$$\begin{aligned} \Delta J &\approx \int_{\sigma}^{\sigma+\Delta\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \\ \Delta G &\approx \int_{\dot{\epsilon}_0}^{\dot{\epsilon}_0+\Delta\dot{\epsilon}_0} \sigma d\dot{\epsilon} \\ \Delta P &\approx K (\dot{\epsilon} + \Delta\dot{\epsilon})^{m+1} \end{aligned} \quad (2.6)$$

Les quantités  $(\Delta J/\Delta G)$  et  $(\Delta J/\Delta P)$  sont donc égales à :

$$\Delta J/\Delta G = m \quad (2.7)$$

$$\Delta J/\Delta P = m/(m+1) \quad (2.8)$$

Prasad [Pra03] définit le rendement de la puissance de dissipation ( $\eta$ ) par rapport à un dissipateur linéaire ( $m = 1$ ) comme étant :

$$\frac{\Delta J/\Delta P}{(\Delta J/\Delta P)_{\text{linéaire}}} = \frac{m/(m+1)}{1/2} = \frac{2m}{m+1} \equiv \eta \quad (2.9)$$

Cette analyse permet de mettre en évidence l'importance du paramètre  $m$  qui définit l'importance relative (non absolue) de répartition de la puissance entre la production de chaleur et les changements microstructuraux. La valeur de  $m$  est comprise entre 0 et 1 pour un écoulement stable d'un solide viscoplastique [Zie65]. L'augmentation de  $m$  entraîne l'augmentation de la dissipation microstructurale. Une valeur de  $m$  inférieure à 0 (communément appelée sensibilité négative à la vitesse de déformation) est observée dans le cas du vieillissement dynamique où les dislocations mobiles sont à plusieurs reprises verrouillées et déverrouillées par la rapidité du déplacement des atomes de soluté. Lorsque  $m > 1$ , on peut parler de "locking solids" en mécanique des milieux continus [Pra57]. Ces deux extrêmes représentent des instabilités d'écoulement.

En tenant compte de cette approche, les changements microstructuraux peuvent être représentés par deux cartographies appelées cartographies du processus de déformation (processing maps) :

1. **La cartographie de puissance de dissipation complémentaire** : elle représente la variation 3D du rendement (équation (2.9)) en fonction de la température et de la vitesse de déformation sous forme de contours d'iso-rendement. Le paramètre  $\eta$  peut s'écrire également  $\eta = J/J_{max}$ . La variation du rendement  $\eta$  en fonction des conditions thermomécaniques représente donc l'évolution de la puissance de dissipation complémentaire  $J$  pour ces gammes de températures et de vitesses de déformation. Plusieurs mécanismes métallurgiques peuvent contribuer à la puissance de dissipation co-contenue durant la déformation à chaud. Souvent, dans le cas des matériaux avec des microstructures complexes ou pour des alliages à deux phases, ces phénomènes microstructuraux se produisent simultanément et/ou de manière interactive. Ainsi, la valeur  $J$  sera le résultat global de ces interactions. Les phénomènes métallurgiques tels que la restauration et la recristallisation dynamique, la rupture interne (formation d'une cavité ou ouverture d'une micro-fissure), la dissolution ou la croissance d'une particule ou d'une phase, la transformation de phase ou la précipitation induite par déformation contribuent à la variation de la puissance de dissipation complémentaire [PGD<sup>+</sup>84]. Lorsque deux mécanismes de dissipation ayant des caractéristiques différentes se produisent simultanément, la valeur de  $J$  atteint son maximum si l'énergie de dissipation de l'un est égale à celle de l'autre. Dans le cas de la mise en forme à chaud, les conditions les plus favorables sont celles qui correspondent aux valeurs de  $J$  les plus élevées ( $\eta$  le plus grand).
2. **La cartographie d'instabilité** : elle est élaborée en se basant sur le critère d'instabilité dérivant des principes d'extremum de l'irréversibilité thermodynamique appliquée à la mécanique des milieux continus en grandes déformation [Zie65]. Comme pour la première cartographie, le principe de partition de la puissance de dissipation est également appliqué de manière que les instabilités d'écoulement causées par les changements microstructuraux soient révélées par cette carte. Le critère est donné par le paramètre (sans dimensions)  $\zeta$  pour l'instabilité d'écoulement :

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln [m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \leq 0 \quad (2.10)$$

Les régimes de température et de vitesse de déformation où  $\zeta$  est négatif signifient des instabilités dans la déformation plastique à ces conditions. Les instabilités se manifestent généralement sous la forme de bandes de cisaillement adiabatique ou de localisation de la déformation dans la microstructure. La cohérence de ce critère est largement validé par des observations microstructurales [PGD<sup>+</sup>84, Pra03].

Cette approche est souvent utilisée pour des gammes de température et de vitesse très faibles, comprises dans le domaine de déformation à chaud en quasi-statique. Dans cette étude nous essayons d'appliquer la méthode de la puissance de dissipation complémentaire dans le cas d'un intervalle large de conditions thermomécaniques.

#### 2.4.3.1 Cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique

Le paramètre  $\eta$  est présenté en termes de pourcentage dans les cartographies de la figure 2.36. Nous rappelons qu'une valeur élevée de ce paramètre est synonyme d'un changement microstructural contribuant à l'augmentation de la puissance de dissipation  $J$  et donc du rendement  $\eta$ . Dans les cartographies déterminées pour différentes valeurs de déformation plastique, les valeurs importantes de  $\eta$  (pouvant atteindre 40 %) sont observées au voisinage de la température de changement de phase. Une augmentation de ce paramètre est également observée au voisinage de la température de 400 °C (ou 673 K). C'est la température à partir de laquelle le phénomène d'adoucissement de la contrainte d'écoulement débute. Une variation importante de ce paramètre en fonction de la vitesse de déformation est également détectée pour une tem-

température de l'ordre de 1000°C. Cette variation peut être expliquée par le phénomène de recristallisation très sensible à la vitesse.

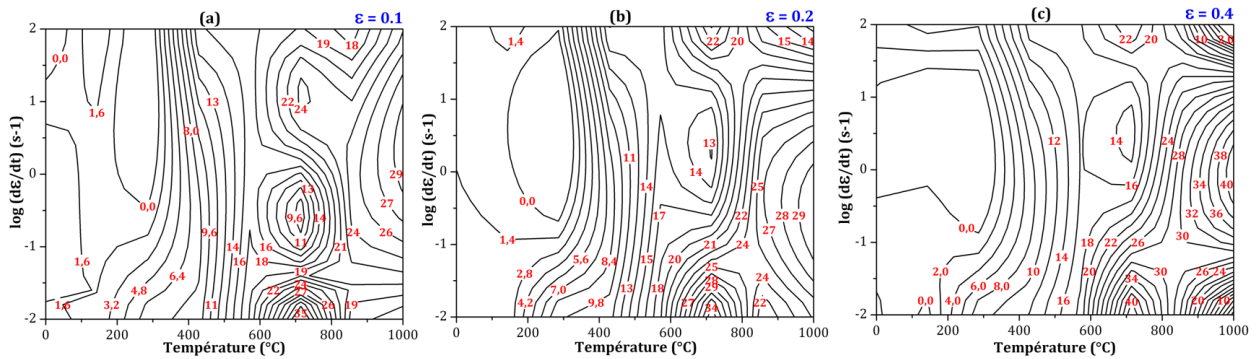


FIGURE 2.36 – Cartographies de la puissance de dissipation à différentes déformations : (a) 0.1, (b) 0.2 et (c) 0.4. Cas de l'acier 42CrMo4-FP.

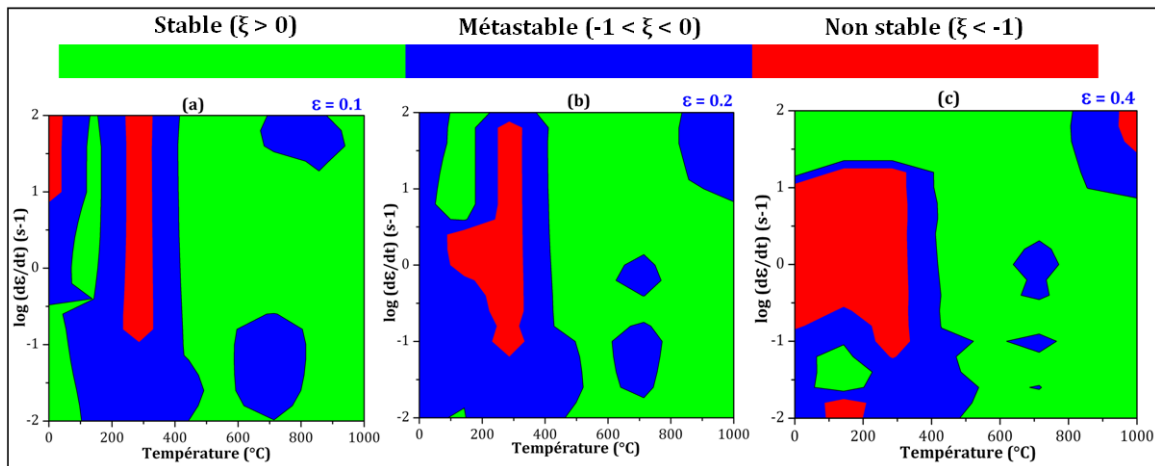


FIGURE 2.37 – Cartographies d'instabilité d'écoulement à différentes déformations : (a) 0.1, (b) 0.2 et (c) 0.4. Cas de l'acier 42CrMo4-FP.

Concernant les cartographies d'instabilité d'écoulement, la zone de déformation à chaud est généralement stable quelle que soit la vitesse. Des instabilités apparaissent pour la déformation à froid et plus précisément entre les températures de 200 et 400°C. Ces instabilités peuvent être à l'origine de la contrainte d'écoulement supérieure pour une température de 400 °C par rapport à celle déterminée à une température de déformation de 200 °C. D'après le critère de Ziegler, deux zones, stable et non stable selon le signe de  $\zeta$ , doivent être observées. Chiba et al [CLMN09] ont justifié par des observations microstructurales l'existence d'une zone métastable observée pour des valeurs de  $\zeta$  comprises entre -1 et 0. Cette zone représente généralement l'intermédiaire entre la stabilité et l'instabilité de l'écoulement.

La détermination de ces deux types de cartographies pour différentes valeurs de déformation montre que quelle que soit la déformation choisie, les constatations sont les mêmes. Les zones d'instabilité ainsi que les conditions de dissipation maximale de la microstructure sont identiques pour les trois valeurs de déformation étudiées. Pour le reste de l'étude nous avons choisi d'étudier ces phénomènes à une seule valeur de déformation. La plus grande valeur a été sélectionnée pour s'approcher des conditions de saturation.

### 2.4.3.2 Cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique

Pour l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique, les observations sont presque les mêmes. Une augmentation de la puissance de dissipation au niveau des température de changement de phase est

également remarquée. Par contre, les élévations de la valeur du rendement  $\eta$  observées dans le cas précédent entre les températures 200 et 400 °C ont disparu (figure 2.38-A). Ceci est cohérent avec les résultats expérimentaux observés précédemment où nous avons mentionné la disparition de cette augmentation de la contrainte à 400 °C dans le cas de l'acier bainitique. Concernant l'instabilité, elle est toujours observée dans les conditions d'écoulement plastique à froid (figure 2.38-B). Un état métastable est observé pour des températures légèrement supérieures, cette métastabilité est probablement provoquée par le phénomène d'adoucissement de la contrainte.

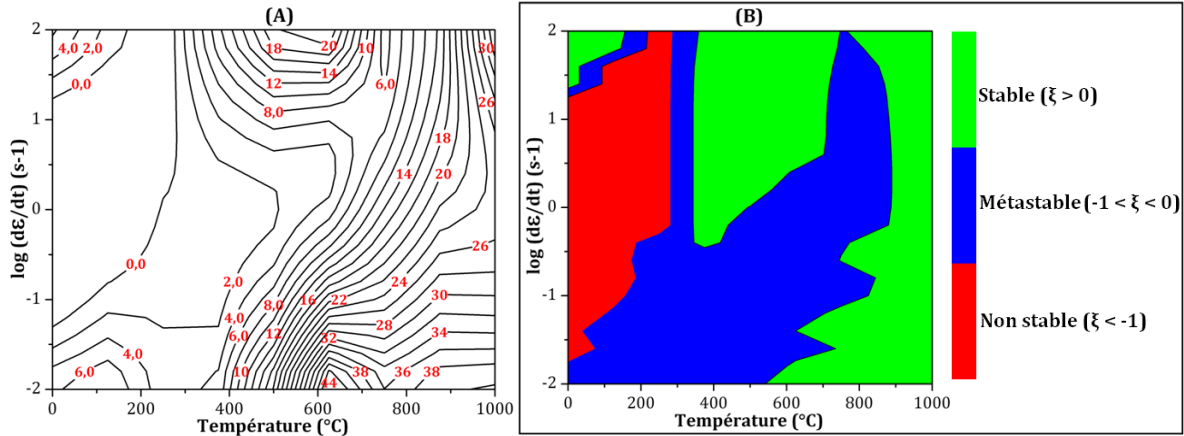


FIGURE 2.38 – Cartographies de la puissance de dissipation (A) et d'instabilité d'écoulement (B) à une déformation de 0.4. Cas de l'acier 42CrMo4-B.

### 2.4.3.3 Cas de l'acier 100Cr6

Dans le cas de l'acier 100Cr6, les mêmes pics de la puissance de dissipation ont été observés (figure 2.39-A). La déformation de ce matériau est plus stable que pour les deux précédentes nuances. En effet, les zones d'instabilité et de métastabilité sont réduites.

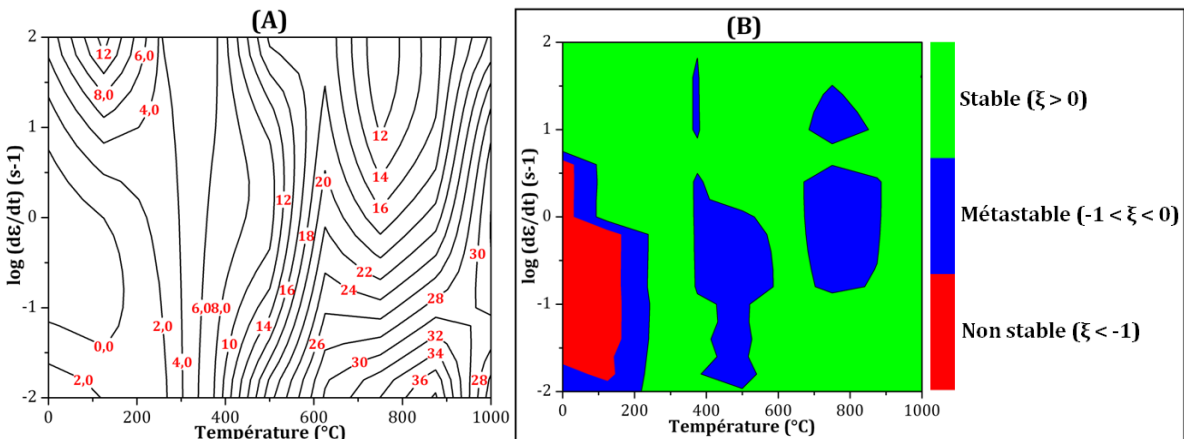


FIGURE 2.39 – Cartographies de la puissance de dissipation (A) et d'instabilité d'écoulement (B) à une déformation de 0.4. Cas de l'acier 100Cr6.

Cette instabilité, souvent observée lors de la déformation à froid, est due, selon Prasad et al. [PGD<sup>+</sup>84], aux phénomènes de localisation de la déformation et à l'apparition des bandes de cisaillement. Ce résultat confirme les constatations données précédemment sur l'influence de l'augmentation de la vitesse de déformation sur la microstructure. En effet, nous avons remarqué que cette augmentation a un effet sur le



matériau principalement à froid par l'apparition de la localisation et des bandes de cisaillement due à l'auto-échauffement et que, à chaud, elle entraîne uniquement une augmentation de la contrainte d'écoulement.

En résumé, les cartographies de dissipation et d'instabilité montrent que les trois aciers sont destinés à la mise en forme à chaud. Ce domaine dans lequel leur puissance de dissipation est maximale et leur stabilité est meilleure surtout dans le cas de l'acier 100Cr6 où la zone de stabilité est bien étendue ce qui confirme la bonne forgeabilité de cet acier destiné à la fabrication des roulements.

#### 2.4.3.4 Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4

Les deux cartographies de cet alliage d'aluminium sont bien particulières. En effet, d'après les deux cartes de la figure 2.40, ce matériau peut être destiné à la mise en forme à grande vitesse de déformation. Condition pour laquelle sa puissance de dissipation est importante et sa stabilité au cours de la déformation est meilleure quelle que soit la température. Contrairement aux aciers où la stabilité lors de l'écoulement plastique est plus sensible à la température, la stabilité de la déformation de cet alliage est fonction de la vitesse de déformation. Ceci peut être dû aux phénomènes de recristallisation observés précédemment dans le cas de ce matériau, ces phénomènes étant très sensibles à la vitesse de déformation.

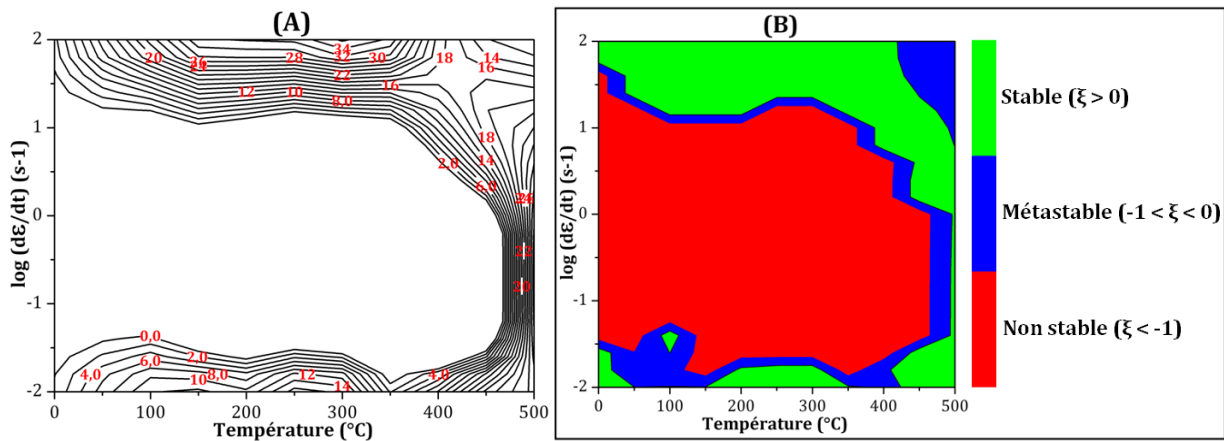


FIGURE 2.40 – Cartographies de la puissance de dissipation (A) et d'instabilité d'écoulement (B) à une déformation de 0.4. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

#### 2.4.3.5 Synthèse

L'approche basée sur la puissance de dissipation complémentaire est souvent utilisée (surtout en Asie) pour caractériser le comportement dynamique durant le processus de déformation. Les cartographies du rendement de la puissance de dissipation complémentaire sont très exploitées dans les milieux universitaires et industriels pour les raisons suivantes :

1. Cette puissance est définie uniquement à partir des combinaisons de  $T$  et  $\dot{\epsilon}$  (valeurs maximales de  $J$  et de  $\eta$ ) et permet de séparer les régimes d'apparition des ruptures internes.
2. C'est un invariant (défini en termes de puissance), il est applicable quel que soit l'état de contrainte.
3. Elle peut être utilisée facilement comme condition indépendante dans la méthode des éléments finis.
4. Il s'agit d'un paramètre continu et peut être intégré dans l'analyse par éléments finis.
5. Elle est simplement intégrable dans le processus industriel pour le choix des conditions de mise en forme à chaud.

Malgré des considérations thermodynamiques, cette approche reste très phénoménologique. Les "processing maps" ne permettent pas d'estimer totalement les changements microstructuraux. Montheillet et al.



[MJN96] ont discuté l'insuffisance de cette approche. Les travaux de J. Favre (thèse en cours à Tohoku University/Insa de Lyon) montrent que ces cartographies ne permettent pas d'estimer les conditions de la recristallisation dynamique dans le cobalt. D'après notre étude, les cartographies de dissipation et d'instabilité permettent de mettre en évidence certains phénomènes mais ne permettent pas de conclure définitivement sur leur existence. Seules, elles sont insuffisantes pour établir les conditions favorables pour la déformation. Des informations complémentaires doivent être fournies par des observations microstructurales. La détermination de ces cartographies nécessite également la réalisation de plusieurs essais à des pas de température et de vitesse très réduits. On a souvent recours à des interpolations pour compléter la base de données nécessaire. Ceci peut conduire à ne pas détecter plusieurs phénomènes apparaissant à des températures ou vitesses particulières. Dans notre cas, et malgré la base de données étendue, nous avons eu recours à des interpolations par des polynômes de Bézier pour la détermination des cartographies.

Enfin, l'application de la cartographie d'instabilité pour la détermination des conditions thermomécaniques de déformation les plus favorables semble plus pertinente que la carte du rendement de la puissance  $J$ . En effet, pour augmenter la productivité, la vitesse de déformation sélectionnée est la plus grande possible assurant un écoulement stable. L'emploi des vitesses élevées entraîne généralement des microstructures fines, un critère souvent recherché dans les procédés industriels.

#### 2.4.4 Phénomène d'adoucissement et observations microstructurales

Dans le cas des aciers, deux comportements différents à l'adoucissement ont été observés :

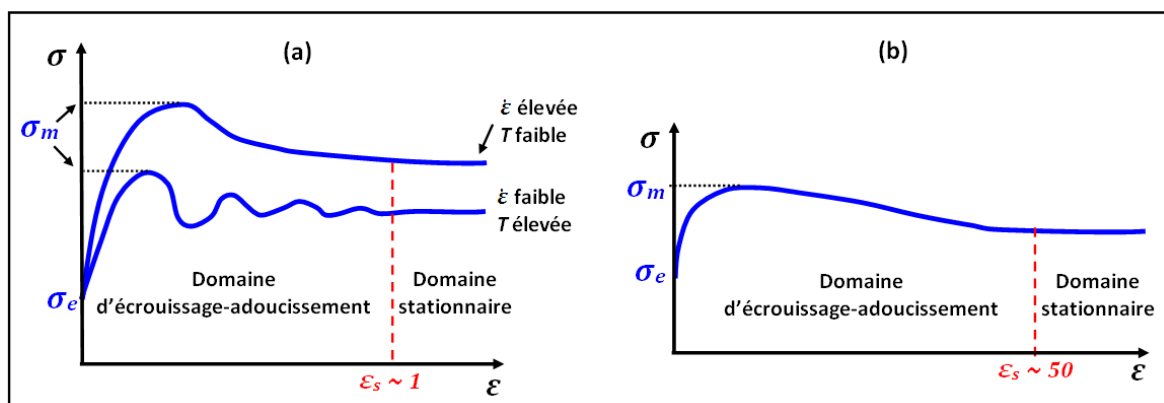


FIGURE 2.41 – Courbes contrainte-déformation caractéristiques d'un métal à (a) faible énergie de faute d'empilement, et (b) haute énergie de faute d'empilement [Mon96].

- Avant le changement de phase ( $T < 1073 K$ ), la microstructure est cubique centrée, à faible température et faible vitesse, le phénomène accompagnant la déformation plastique est l'écroutissage. Lorsque la vitesse de déformation ou la température augmente, la pente de la courbe contrainte-déformation devient de plus en plus décroissante. Le phénomène d'adoucissement apparaît. La contrainte de saturation n'est jamais atteinte. En se basant sur la figure 2.41-b, les courbes à des températures élevées ou/et des grandes vitesses (tableau 2.4) indiquent que le phénomène observé est la restauration dynamique qui accompagne la déformation plastique pour les matériaux à haute énergie de faute d'empilement.
- Après le changement de phase ( $T > 1073 K$ ), la microstructure est cubique à face centrée, à faible vitesse, les courbes indiquent la présence de l'adoucissement et tendent rapidement vers un contrainte de saturation. L'adoucissement, dans ce cas, correspond à la recristallisation dynamique observée pour des matériaux à faible énergie de faute d'empilement. Le changement de phase est accompagné d'une diminution de l'énergie de faute d'empilement. Puis, lorsque la vitesse augmente, le phénomène de

recristallisation disparaît. L'écroissage est, dans ce cas, le mécanisme qui accompagne la déformation. Microscopiquement, nous n'avons pas observé de changement de taille de grains en présence d'adoucissement (figure 2.42). Néanmoins, une diminution de la dureté des lopins déformés a été souvent remarquée lorsque la courbe de comportement présente de l'adoucissement.

Dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, l'adoucissement s'est manifesté de deux manières :

- A faible température et pour des vitesses élevées, la courbe contrainte-déformation passe par un maximum local. La pente devient ensuite négative et la courbe descend vers une valeur de saturation (exemple : l'essai correspondant à  $T = 473\text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ , tableau 2.5).
- A température élevée et pour des faibles et moyennes vitesses, des ondulations ont été observées au début de la déformation puis elles sont amorties et la courbe devient quasi-stationnaire.

	$T/T_f < 0.3$	$0.3 < T/T_f < 0.5$	$T/T_f > 0.5$
Cas des aciers			
écrouissage	oui	non	oui
adoucissement	non	oui	oui
sensibilité de $\sigma$ à $\dot{\epsilon}$	faible	élevée	élevée
relation entre la compétition écroui-adoucis et $\dot{\epsilon}$	non	non	oui
changement microstructural	non	non	phase
Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4			
écrouissage	oui	non	oui
adoucissement	oui	oui	oui
sensibilité de $\sigma$ à $\dot{\epsilon}$	faible	faible	élevée
relation entre la compétition écroui-adoucis et $\dot{\epsilon}$	oui	non	oui
changement microstructural	non	taille de grain	taille de grain

TABLE 2.6 – Différents phénomènes rencontrés en fonction du domaine de déformation dans le cas des aciers et de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

Ce comportement correspond au phénomène de recristallisation dynamique qui accompagne la déformation plastique dans les matériaux à faible énergie de faute d'empilement (figure 2.41-a). Ce comportement résulte des mécanismes microstructuraux de croissance et de germination de nouveaux grains décrits dans le chapitre 1. L'observation microscopique des lopins déformés confirme l'apparition de ces mécanismes. En effet, pour les courbes présentant de l'écrouissage, la taille de grain ne change pas après déformation (figure 2.43). Pour les courbes présentant de la recristallisation dynamique, la taille des grains est plus faible. Ces grains deviennent de plus en plus fins et la pente négative d'adoucissement est plus grande en valeur absolue.

Le tableau 2.6 présente une synthèse des différents phénomènes observés dans le cas des matériaux étudiés en fonction du domaine de température.

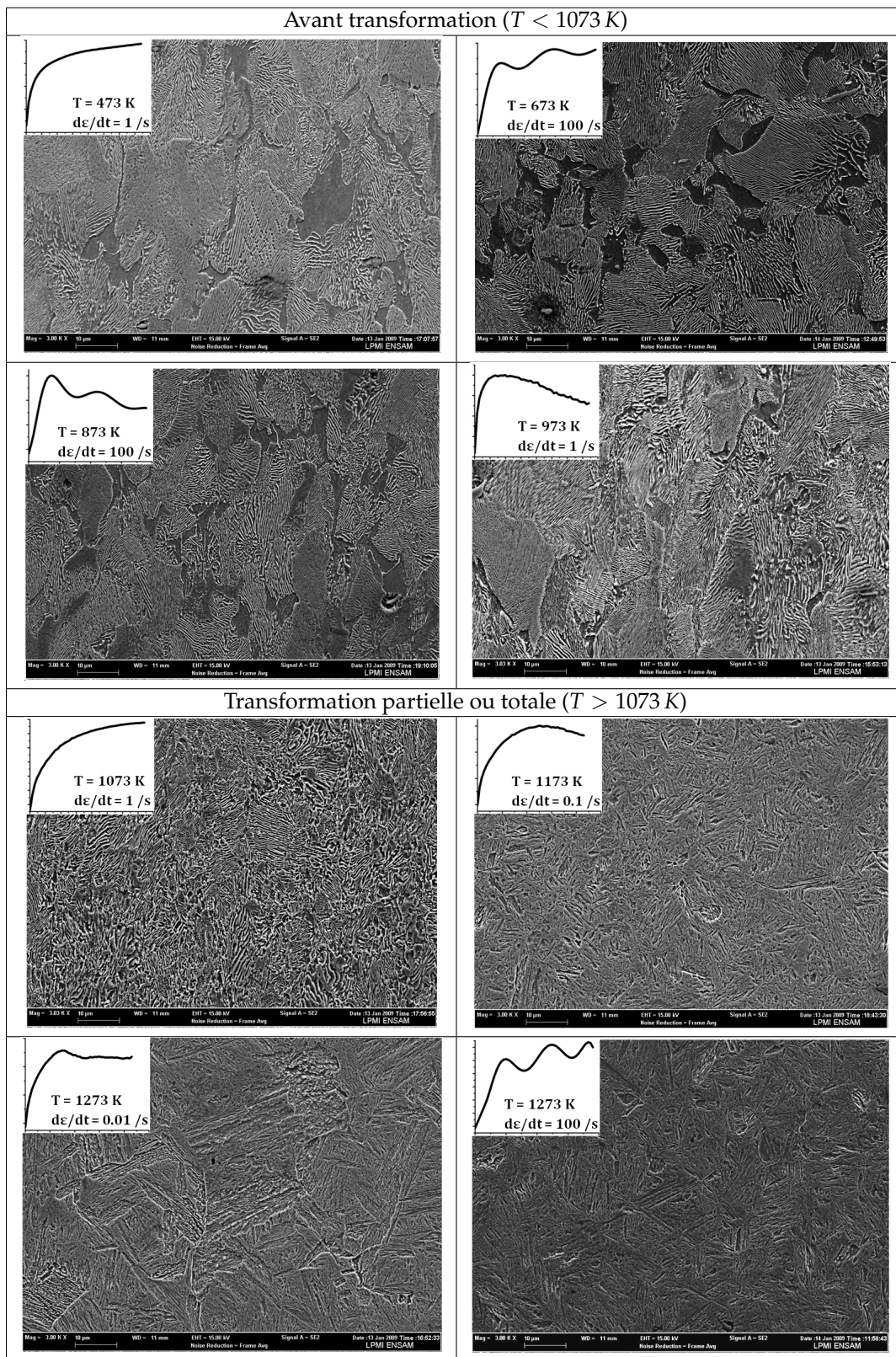


FIGURE 2.42 – Évolution de la microstructure des lopins déformés en fonction de la température et la vitesse de déformation. Cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique.

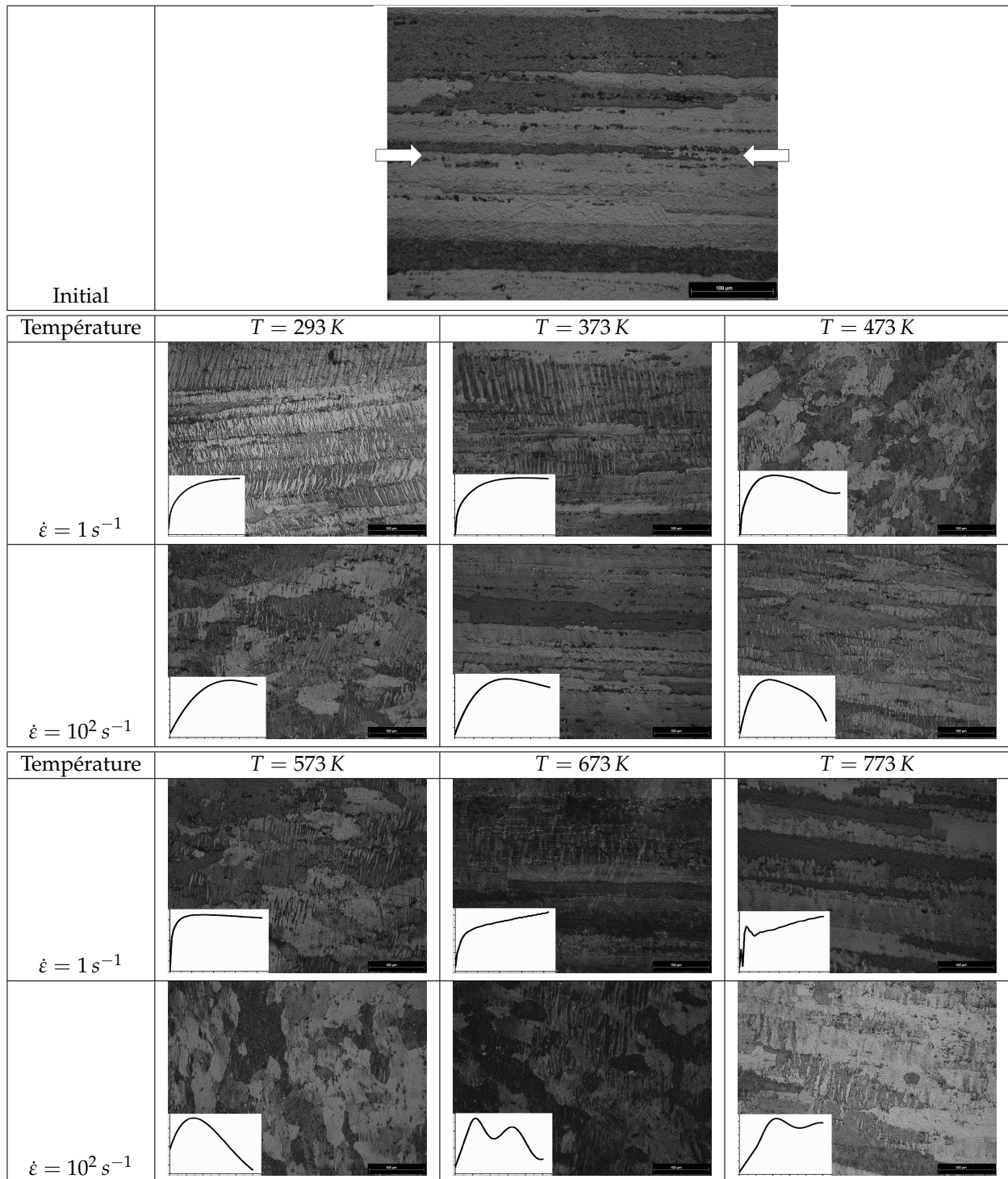


FIGURE 2.43 – Évolution de la microstructure des lopins déformés en fonction de la température et la vitesse de déformation. Cas de l’alliage d’aluminium 2017-T4.

## 2.5 Conclusion

Une étude expérimentale de la rhéologie des deux grandes familles d’aciers avec des microstructures différentes ainsi qu’un alliage d’aluminium 2017-T4 a été menée sur une large gamme de température et de vitesse de déformation caractéristique des procédés de forgeage et d’usinage. Trois domaines de déformation ont été distingués en fonction du comportement et de la variation de la microstructure (dureté et micrographie). A l’issue de cette étude, chaque domaine a été caractérisé par son comportement, à sa

voir la compétition écrouissage-adoucissement, la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, le phénomène d'adoucissement (recristallisation ou restauration),... Des essais complémentaires ont permis également de localiser les températures d'apparition de la restauration statique. Enfin, en se basant sur des considérations thermodynamiques, les conditions thermomécaniques d'instabilité (bandes de cisaillement, macles, hétérogénéités) et des changements microstructuraux sont mis en évidence grâce à des cartographies de répartition des puissances de dissipation.

## Chapitre 3

# Modélisation du comportement thermoviscoplastique

### Sommaire

---

<b>3.1</b>	<b>Introduction</b> . . . . .	<b>63</b>
<b>3.2</b>	<b>Étude bibliographique des modèles de comportement existants</b> . . . . .	<b>63</b>
3.2.1	Forme générale et différentes catégories de loi de comportement . . . . .	63
3.2.2	Modèles empiriques . . . . .	64
3.2.3	Modèles semi-physiques . . . . .	69
3.2.4	Modèles physiques basés sur la métallurgie . . . . .	70
3.2.5	Synthèse . . . . .	74
<b>3.3</b>	<b>Identification et comparaison des différents types de modélisation</b> . . . . .	<b>75</b>
3.3.1	Identification du comportement des matériaux étudiés . . . . .	75
3.3.2	Comparaison des différents types de modélisation . . . . .	93
<b>3.4</b>	<b>Proposition d'un modèle empirique couplé</b> . . . . .	<b>98</b>
3.4.1	Construction du modèle . . . . .	98
3.4.2	Identification . . . . .	101
3.4.3	Comparaison . . . . .	103
<b>3.5</b>	<b>Conclusion</b> . . . . .	<b>105</b>

---

### 3.1 Introduction

Différents phénomènes affectant le comportement mécanique des matériaux étudiés (illustré par les courbes contrainte-déformation) ont été observés dans le chapitre précédent. Ce chapitre 3 a pour ambition de traiter de la modélisation de ces différents mécanismes à travers des relations mathématiques reliant la contrainte aux différentes variables rhéologiques. Les différentes approches possibles sont présentées à travers une étude bibliographique, la plus large possible, concernant principalement des modèles utilisés dans le cadre de la simulation des procédés d'usinage et de forgeage. Pour chaque famille de modèles, le processus d'identification des principales lois est présenté en précisant les points forts et les points faibles et en procédant à une comparaison entre ces différentes lois. Un modèle empirique va également être proposé et identifié en se basant sur les différentes formulations existantes dans la littérature. Ce modèle est confronté par la suite aux autres modèles. La comparaison porte sur la capacité du modèle à prédire les différents comportements observés et ceci avec un nombre restreint de paramètres à identifier et une méthode d'identification simple.

### 3.2 Étude bibliographique des modèles de comportement existants

Afin de modéliser l'évolution de la contrainte en fonction des variables rhéologiques ainsi que les phénomènes physiques observés dans une large gamme de température et de vitesse de déformation, une étude bibliographique sur les modèles de comportement thermo-viscoplastique a été menée. Parmi le très grand nombre de lois disponibles dans la littérature, seules celles applicables pour simuler les procédés d'usinage et de forgeage sont discutées.

#### 3.2.1 Forme générale et différentes catégories de loi de comportement

La plupart des lois de comportement ont été développées dans le cadre d'un comportement isotrope. Dans la suite, le matériau sera donc supposé *isotrope*. Les tenseurs des contraintes et des vitesses de déformation sont remplacés par les contrainte et vitesse de déformation équivalentes de von Mises (notées  $\sigma$  et  $\dot{\epsilon}$  respectivement). Une ou plusieurs *variables internes* (notées  $\alpha_i$ ) permettront de décrire plus en détail l'histoire de la déformation et les paramètres physiques du matériau étudié (densité de dislocations, taille des grains, etc.). Avec ces hypothèses, une loi de comportement se réduit donc à expliciter les fonctions suivantes :

$$\sigma = \sigma(\dot{\epsilon}, T, \alpha_i) \quad \text{et} \quad \dot{\alpha}_i = \alpha_i(\sigma, \dot{\epsilon}, T, \alpha_j) \quad (3.1)$$

En général, ce sont les lois d'évolution  $\frac{d\alpha_i}{dt}$  des variables internes qui sont fournies. Il faut intégrer le système d'équations différentielles au cours du temps pour déterminer la contrainte d'écoulement. La forme des lois de comportement n'est pas arbitraire. Des restrictions sur leur forme constituent les principes fondamentaux de la formulation des lois de comportement. Une étude détaillée de ces principes peut être trouvée dans Forest et al. [FAD08].

Les lois de comportement rhéologiques se divisent en trois catégories :

- Les modèles empiriques et phénoménologiques,
- Les modèles semi-physiques,
- Les modèles incorporant des phénomènes physiques.

Les lois empiriques ont généralement une formulation simple qui n'utilise pas de variables internes. Quelques essais permettent d'identifier leurs coefficients. Par ailleurs, leur forme mathématique est choisie de manière à faciliter leur implémentation dans les logiciels de calcul numérique. Cela permet d'effectuer des calculs avec peu de ressources numériques et expérimentales. Ces deux avantages expliquent pourquoi les modèles empiriques sont très souvent utilisés. Les modèles rhéologiques plus évolués proposent des solutions



souvent plus complexes à utiliser, mais basées sur la physique de la déformation. Des variables internes représentent alors l'histoire de la déformation et/ou les grandeurs caractéristiques de l'état physique du matériau (taille des grains, densité de dislocations, etc.). On distingue souvent les modèles semi-empiriques, qui ont une formulation simple tout en intégrant un minimum de caractéristiques physiques, des modèles physiques qui simplifient au minimum les relations déduites de la physique de la déformation.

La suite de ce chapitre recense les modèles empiriques et physiques les plus couramment utilisés. Les notations générales suivantes seront utilisées :  $\sigma_0$  désigne la limite d'élasticité (ou la contrainte pour une déformation plastique nulle),  $\sigma_s$  ou  $\sigma_\infty$  la limite de la contrainte quand la déformation devient très grande. Les coefficients  $n, m, p, \dots$  seront utilisés comme exposants, et les coefficients  $A, B, C, \dots$  constitueront les différents paramètres des modèles.

### 3.2.2 Modèles empiriques

L'observation phénoménologique de la réponse des matériaux soumis à diverses sollicitations a mis en évidence trois classes principales de comportement mécanique : l'élasticité, la viscosité et la plasticité. Chacun de ces comportements élémentaires peut être décrit par des modules élémentaires représentés sur la figure 3.1. L'assemblage de ces modules permet de décrire des comportements plus complexes (élastoplasticité, viscoélasticité,...).

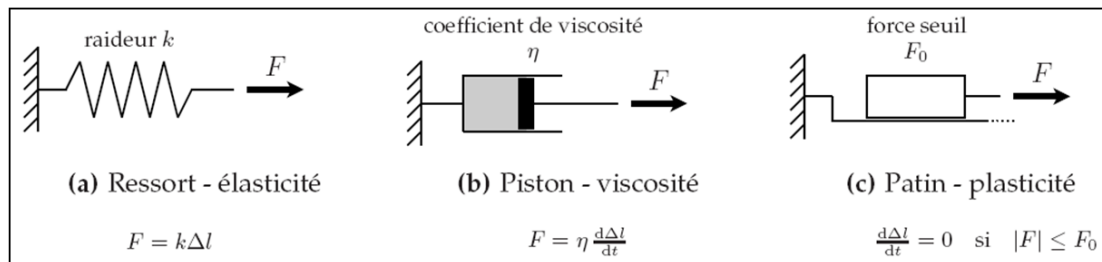


FIGURE 3.1 – Modules élémentaires décrivant le comportement rhéologique des matériaux.

On peut citer par exemple, le modèle de Bingham généralisé (figure 3.2-a) qui modélise un comportement de type élastoviscoplasticité. Ce modèle a été utilisé pour représenter plusieurs types d'écoulements. L'allure qualitative des réponses à un chargement uniaxial en fonction de la vitesse de sollicitation est représentée sur la figure 3.2-b. L'effet de la température n'apparaît malheureusement pas dans ce type de lois de comportement.

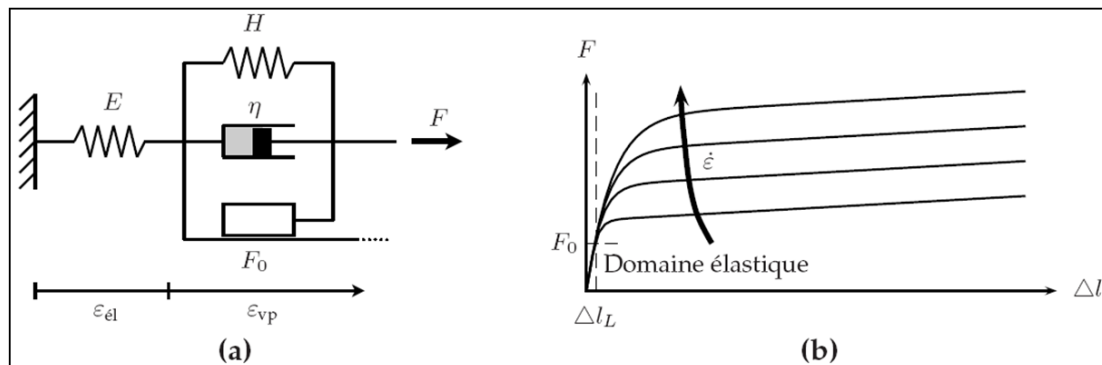


FIGURE 3.2 – Représentation schématique du modèle de Bingham généralisé (a) et réponse associée pour une sollicitation en traction (b) [Lur08].

3.2.2.1 Lois quasi-statiques

Les premiers modèles rhéologiques introduits ont permis de décrire de manière simple les courbes contrainte-déformation à température et vitesse de déformation imposées. Leurs équations ne dépendent alors que de la déformation plastique  $\varepsilon$  (tableau 3.1).

Référence du modèle	Formulation	Paramètres
Ludwik [Lud09]	$\sigma = \sigma_0 + K \varepsilon^n$	$\sigma_0, K, n$
Hollomon [Hol45]	$\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n$	$\sigma_0, n$
Prager [Pra55]	$\sigma = \sigma_0 + \tanh(E\varepsilon/\sigma_0)$	$\sigma_0, E$
Voce [Voc48]	$\sigma = \sigma_s + (\sigma_0 - \sigma_s) \exp(-\varepsilon/\varepsilon_0)$	$\sigma_0, \sigma_s, \varepsilon_0$
Swift [Swi52]	$\sigma = \sigma_0 (\varepsilon + \varepsilon_0)^n$	$\sigma_0, \varepsilon_0, n$

TABLE 3.1 – Différentes formulations des lois de comportement quasi-statiques.

Ces formes mathématiques simples sont toujours utilisées comme éléments de lois de comportement plus évoluées pour décrire l'écrouissage des métaux.

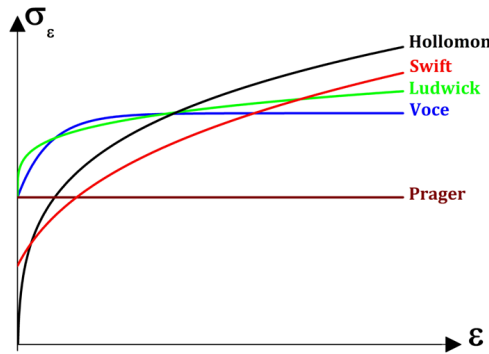


FIGURE 3.3 – Représentation des différents modèles quasi-statiques.

3.2.2.2 Modèles découplés

Les lois quasi-statiques (tableau 3.1) sont en général multipliées par des "modules" afin de décrire de manière empirique l'influence de la température et de la vitesse de déformation. Une seule formule mathématique décrit alors l'écrouissage, les effets de la vitesse de déformation, et ceux de la température. La forme générale de cette catégorie de lois de comportement est :

$$\sigma = \sigma_\varepsilon(\varepsilon) \times \sigma_{\dot{\varepsilon}}(\dot{\varepsilon}) \times \sigma_T(T) \tag{3.2}$$

où  $\sigma_\varepsilon$  est une fonction choisie parmi les expressions du tableau 3.1,  $\sigma_{\dot{\varepsilon}}$  est le module décrivant la sensibilité à la vitesse de déformation, et  $\sigma_T$  est le module décrivant l'influence de la température.

Références du modèle	module $\sigma_{\dot{\varepsilon}}$	Paramètres
Loi puissance	$\dot{\varepsilon}^m$	$m$
Cowper et Symonds [CS57]	$1 + (\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)^m$	$\dot{\varepsilon}_0, m$
Ludwik [Lud09]	$\log(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)$	$\dot{\varepsilon}_0$
Sokolowsky [Sok48]	$\log(1 + \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)$	$\dot{\varepsilon}_0$
Johnson et Cook [JC83]	$1 + C \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)$	$\dot{\varepsilon}_0, C$

TABLE 3.2 – Liste de modules multiplicatifs décrivant l'influence de la vitesse de déformation.

Le tableau 3.2 rassemble les différentes expressions proposées pour les fonctions  $\sigma_{\dot{\varepsilon}}$  et le tableau 3.3 regroupe celles concernant l'influence de la température. On peut construire une loi de comportement en

Références du modèle	module $\sigma_T$	Paramètres
Loi puissance	$T^{-\nu}$	$\nu$
Johnson et Cook [JC83]	$1 - \left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0}\right)^m$	$T_0, m$
Litonsky [Lit77]	$1 - T/T_0$	$T_0$
Vinh et al. [VAR80]	$\exp(W/T)$	$W$
Zhao et Gary [ZG96]	$1 - \beta(T - T_0)$	$T_0, \beta$
Arrhénus	$\exp(-Q/RT)$	$Q$

TABLE 3.3 – Liste de modules multiplicatifs décrivant l'influence de la température.

combinant les modules adaptés au problème étudié. Ces modèles sont appelés lois de comportement découplées. Les modèles les plus utilisés dans l'industrie et la recherche (pour simuler les procédés de fabrication) sont :

1. Le modèle proposé par Johnson et Cook [JC83] est utilisé pour simuler les procédés relativement rapides comme l'usinage et certains procédés de forgeage. Ce modèle a pour expression :

$$\sigma = [A + B \varepsilon^n] \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \quad (3.3)$$

où  $A, B, C, n$  et  $m$  sont les paramètres du modèle.  $T_m$  est la température de fusion du matériau, et  $T_0$  et  $\dot{\varepsilon}_0$  sont respectivement la température et la vitesse de déformation de référence. De nombreux auteurs ont modifié cette formulation pour mieux représenter certains phénomènes ou applications particulières. Holmquist et Johnson [HJ91] ont observé expérimentalement une augmentation de la contrainte avec la vitesse de déformation plus importante que l'expression (3.3). L'expression  $(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)^\alpha$  a été choisie comme module de vitesse de déformation. Andrade et al. [AMC94] ont modifié le module de température afin de représenter empiriquement l'effet d'adoucissement dû à la recristallisation dynamique quand la température dépasse une valeur limite  $T_C$ . L'expression choisie est  $\left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \times H(T)$  où  $H(T \geq T_C) = \sigma_i/\sigma_s$  et  $H(T \leq T_C) = 1$  est une fonction faisant intervenir deux paramètres :  $\sigma_i$  contrainte juste avant le début de la recristallisation, et  $\sigma_s$  contrainte de l'état stationnaire.

2. Deux autres lois de comportement découplées de formulation très simple sont souvent utilisées. Elles utilisent trois paramètres pour décrire de manière séparée l'influence de l'écoulement, de la vitesse de déformation et de la température :

$$\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m T^{-\nu} \quad (3.4)$$

$$\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \exp(-Q/RT) \quad (3.5)$$

Ces lois permettent de définir les paramètres rhéologiques classiques utilisés pour décrire l'écoulement de matériau.  $n$  est le taux d'écrouissage, ou sensibilité à la déformation,  $m$  est la sensibilité à la vitesse de déformation,  $\nu$  est la sensibilité à la température et  $Q$  est l'énergie d'activation apparente de la déformation du matériau. Ces quatre paramètres rhéologiques peuvent être mesurés à l'aide d'essais mécaniques uniaxiaux. On préférera en général utiliser l'énergie d'activation plutôt que la sensibilité à la température pour décrire l'influence de l'échauffement. En effet, la forme exponentielle possède une base physique, ce qui n'est pas le cas de la forme puissance. Cette forme est aussi utilisée dans le paramètre de Zener-Hollomon  $Z$  qui établit une correspondance entre température et vitesse de déformation [ZH44] :

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) \quad (3.6)$$

3. Enfin, plusieurs modèles empiriques ont été développés en utilisant une combinaison des lois d'écrouissage (tableau 3.1) et des modules listés dans les tableaux 3.2 et 3.3, à titre d'exemple :

– Le modèle de Sellars et Tegard [Sel85, Sel95] :

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_0 - \sigma_s) \{1 - \exp [0.693 (\varepsilon/t_{0.5\dot{\varepsilon}})]\} \quad (3.7)$$

$$\text{avec : } \dot{\varepsilon} = Af(\sigma_s) \exp(-Q/RT) \quad \text{et} \quad \begin{cases} f(\sigma_s) = [\sinh(\alpha\sigma_s)]^{n_3} & \forall \sigma_s \\ f(\sigma_s) = \sigma_s^{n_1} & \text{pour } \sigma_s < 1 \\ f(\sigma_s) = \exp(n_2\sigma_s) & \text{pour } \alpha\sigma_s > 1.2, n_2 = \alpha n_3 \end{cases}$$

– Le modèle de Picart [Pic86] :

$$\sigma = \sigma_0 + C_1 \varepsilon^{C_2} \left[ \exp\left(\frac{\Delta H}{\eta T}\right) \right]^{1/C_3} \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{C_4}\right)^{1/C_5} \quad (3.8)$$

### 3.2.2.3 Modèles couplés

La forme découplée entre écrouissage, vitesse et température est une hypothèse forte sur la loi de comportement. Khan et Liang [Lur08] ont montré les limites d'une telle approche pour le cas du tantale et de ses alliages où les effets de l'écrouissage et de la vitesse de déformation sont couplés. La forme qu'ils proposent est :

$$\sigma = \left[ A + B \left(1 - \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{\ln \dot{\varepsilon}_0}\right) \varepsilon^n \right] [\dot{\varepsilon}]^C \left[ 1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0}\right)^m \right] \quad (3.9)$$

où  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$  et  $m$  sont les paramètres du modèle. Ce type de modèle correspond aux lois de comportement couplées à l'inverse de la loi (3.3).

De même, Bäker [Bäk06] et Coupard [Cal08] ont réalisé des simulations numériques de la formation de copeaux au cours de l'usinage. Pour cela, les auteurs ont proposé deux lois de comportement dérivées du modèle de Johnson-Cook de manière que l'adoucissement dû à la température soit en compétition avec l'écrouissage dû à la déformation. Ce phénomène d'adoucissement est primordial pour l'amorçage, puis l'amplification de la localisation de la déformation. Cette dernière est à l'origine de la formation des bandes de cisaillement adiabatique. Les deux modèles présentent alors un couplage entre les effets de l'écrouissage, de la vitesse de déformation et de la température. Le modèle proposé par Bäker est :

$$\sigma = \left[ A \varepsilon^{n_0 f(T)} \right] \left[ 1 + C \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] f(T) \quad \text{avec : } f(T) = \exp[-(T/T_0)^m] \quad (3.10)$$

où  $A$ ,  $n_0$ ,  $C$ ,  $T_0$  et  $m$  sont les paramètres du modèle. Cette forme utilise une fonction  $f$  qui dépend de la température. Elle permet d'atténuer de manière artificielle l'effet de l'écrouissage tout en produisant un fort adoucissement de la contrainte due à la température. Le modèle proposé par Coupard est :

$$\sigma = [A + B \varepsilon^n] \left[ 1 + C \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \left[ 1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0}\right)^m \right] \left[ D + (1 - D) \tanh\left(\frac{1}{\varepsilon + \varepsilon_0}\right) \right] \quad (3.11)$$

avec :

$$D = 1 - \left(\frac{p\varepsilon^r}{1 + p\varepsilon^r}\right) \tanh\left[\left(\frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0}\right)^q\right] \quad (3.12)$$

Cette loi, nommée également TANH, ajoute à la loi de Johnson-Cook un terme supplémentaire qui modélise l'adoucissement avec la déformation. Le paramètre  $\varepsilon_0$  dans l'équation (3.11) permet de moduler la déformation pour laquelle la contrainte est maximale. Étant donné que les phénomènes liés à l'adoucissement par la déformation dépendent de la déformation et de la température, l'expression de  $D$  est exprimée en fonction de ces deux variables (équation (3.12)). Dans cette équation,  $p$  contrôle la pente de la décroissance de la contrainte après le pic,  $T_{rec}$  contrôle la température d'apparition de l'adoucissement et  $q$  contrôle l'intervalle de température sur lequel apparaît le phénomène de "strain softening". Ce modèle présente, d'après l'auteur, l'avantage que les paramètres déjà identifiés pour le modèle de Johnson et Cook de base restent

valables. Il suffit juste de trouver les paramètres relatifs à la nouvelle formulation ( $\varepsilon_0$ ,  $p$ ,  $q$ ,  $r$  et  $T_{rec}$ ).

Un autre modèle couplé a été proposé par Lurdos et Montheillet [Lur08], il est basé sur la loi de Voce [Voc48] qui tend vers une contrainte établie  $\sigma_s$  avec la déformation. Un terme  $A\varepsilon^n$  supplémentaire y est ajouté de manière à modéliser un maximum de contrainte observé dans certains cas et pour certains matériaux. Une comparaison entre la loi de Voce classique et la loi de Voce modifiée par Lurdos est présentée sur la figure 3.4.

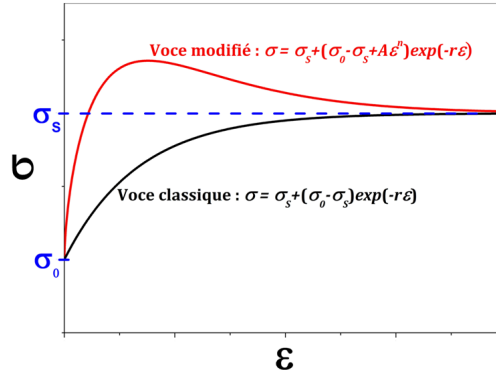


FIGURE 3.4 – Allures qualitatives de la loi de Voce classique et de la version modifiée.

Le modèle de Lurdos et Montheillet s'écrit donc :

$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_0 - \sigma_s + A\varepsilon^n) \exp(-r\varepsilon) \quad (3.13)$$

où  $\sigma_s$ ,  $\sigma_0$ ,  $r$ ,  $A$ , et  $n$  sont des paramètres qui varient avec la température et la vitesse de déformation. Ils sont exprimés en fonction du paramètre de Zener-Hollomon  $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$  (équation (3.6)) de la manière suivante :

$$\begin{aligned} \sigma_s &= \sigma_s^0 Z^{m_s} \\ \sigma_0 &= \sigma_0^0 Z^{m_0} \\ r &= r_0 Z^{m_r} \\ A &= A_0 Z^{m_A} \\ n &= n_0 Z^{m_n} \end{aligned} \quad (3.14)$$

où  $m_0$ ,  $m_s$ ,  $m_r$ ,  $m_A$ , et  $m_n$  sont les coefficients de sensibilité à la vitesse de déformation,  $\sigma_0^0$ ,  $\sigma_s^0$ ,  $r_0$ ,  $A_0$ , et  $n_0$  sont des constantes adimensionnelles, et  $Q$  est l'énergie d'activation apparente du matériau qui est supposée être la même pour chaque paramètre. Ce type de variation avec la température et la vitesse de déformation est couramment observé dans le domaine de la déformation à chaud. Dans le but de simplifier l'écriture du modèle, les auteurs supposent que les paramètres varient de la même manière quelles que soient les conditions de température ou de vitesse de déformation. Ceci donne au modèle une très large gamme de validité en température et en vitesse de déformation.

Mulyadi et al. [MREB06] ont proposé également un modèle qui a été appliqué dans le cas du forgeage des alliages de titane. Ce modèle prend en compte la compétition écrouissage-adoucissement en multipliant la fonction d'écrouissage par une paramètre  $\lambda$  qui évolue d'une manière exponentielle avec la déformation vers une état d'équilibre  $\lambda_s = \lambda_0 Z^q$  :

$$\lambda = \lambda_s + (1 - \lambda_s) \exp(-\alpha\varepsilon) \quad (3.15)$$

La contrainte d'écoulement est alors définie par :

$$\sigma = K\lambda Z^m (1 - \exp(-\beta\varepsilon)) \quad (3.16)$$

$Z$  est le paramètre de Zener-Hollomon défini précédemment.  $K$ ,  $\lambda_0$ ,  $Q/R$ ,  $m$ ,  $q$ ,  $\alpha$  et  $\beta$  sont les paramètres du matériau. Ce modèle a été appliqué principalement pour des petites gammes de température et à des vitesses faibles.

### 3.2.3 Modèles semi-physiques

L'ensemble des modèles présentés dans le paragraphe précédent présente des formulations mathématiques simples et adaptées aux simulations numériques. Cependant, ces lois ne possèdent pas de bases physiques, ce qui limite leur intérêt. L'amélioration des techniques de calcul numérique ainsi que l'augmentation constante de la puissance de calcul des ordinateurs a rendu possible l'utilisation de modèles plus complexes de manière à produire de meilleures modélisations du comportement mécanique des matériaux. La partie suivante présente des lois basées sur des considérations physiques. Ces modèles dits semi-physiques s'appuient sur la physique des dislocations, à la base de la déformation des métaux. Des hypothèses permettent de simplifier les expressions finales de manière à ne pas utiliser de variables internes.

#### 3.2.3.1 Modèles de Klepaczko et al.

Klepaczko et al. [1975, 1986, 1987] ont proposé un premier modèle phénoménologique basé sur des considérations physiques. Une deuxième approche utilise la densité de dislocations comme variable interne. Quel que soit le modèle considéré, la contrainte est divisée en une partie due à la création de dislocations immobiles et une autre associée aux phénomènes activés thermiquement :

$$\sigma = \frac{\mu(T)}{\mu_0} [\sigma_d(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) + \sigma_{th}(\dot{\varepsilon}, T)] \quad (3.17)$$

où  $\mu$  est le module de cisaillement. La contrainte  $\sigma_d$  est reliée à la densité de dislocations du matériau par la relation classique  $\sigma_d = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$ . Le second membre est déterminé par la physique de la déformation thermiquement activée. La version phénoménologique proposée par Klepaczko fournit directement les expressions de ces deux contributions :

$$\sigma_d = \sigma_0 (\varepsilon + \varepsilon_0)^n \quad (3.18)$$

$$\sigma_{th} = \sigma_{th}^0 \left[ 1 + C_1 \left( \frac{T}{T_m} \right) \log \left( \frac{\dot{\varepsilon}_m}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^m \quad (3.19)$$

où  $\varepsilon_0$ ,  $\sigma_{th}^0$ ,  $C_1$  et  $m$  sont des constantes du matériau et  $\dot{\varepsilon}_m$  est la vitesse maximale admissible ( $\dot{\varepsilon}_m \approx 10^7 \text{ s}^{-1}$ ). De plus, les paramètres  $\sigma_0$  et  $n$  dépendent de la vitesse de déformation et de la température :

$$\sigma_0 = C_2 \left[ \frac{T}{T_m} \log \left( \frac{\dot{\varepsilon}_m}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{-\nu} \quad (3.20)$$

$$n = n_0 \left[ 1 - C_3 \frac{T}{T_m} \log \left( \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right) \right] \quad (3.21)$$

où  $\dot{\varepsilon}_0$  est la vitesse minimale admissible,  $C_2$ ,  $C_3$  et  $\nu$  sont des constantes du matériau. Cette première approche phénoménologique a été utilisée pour simuler le comportement mécanique de tôles d'aluminium pour l'automobile.

#### 3.2.3.2 Modèle de Zerilli & Armstrong

Zerilli et Armstrong [ZA87] ont proposé différents modèles dont l'expression finale dépend de la structure cristalline (c.f.c., c.c. ou h.c.) du métal considéré. Pour une structure cubique centrée (c.c.), les vallées de Peierls sont les principales barrières (activées thermiquement) aux mouvements des dislocations, alors que dans une structure cubique à face centrée (c.f.c.), les dislocations sont principalement stoppées par la

forêt de dislocations. Les auteurs ont proposé l'expression générique suivante pour représenter l'énergie des obstacles aux dislocations :

$$\Delta G = \frac{k}{C_7} \ln \left( \frac{\sigma_{th0}}{\sigma_{th}} \right) - kT \frac{C_6}{C_7} \quad (3.22)$$

où  $C_6$  et  $C_7$  sont des constantes du matériau. La contrainte  $\sigma_{th0}$  dépend alors de la structure cristalline du matériau. Pour les métaux c.c.,  $\sigma_{th0} = C_5$  est constant, alors que pour les métaux c.f.c.,  $\sigma_{th0} = C_3 \varepsilon^{1/2}$ . La partie athermique dépend elle aussi de la structure du matériau. Pour les métaux à structure c.c., la déformation plastique intervient  $\sigma_{ath} = C_1 + C_2/\sqrt{D} + C_4 \varepsilon^n$ , alors que pour les métaux c.f.c., elle n'intervient pas  $\sigma_{ath} = C_1 + C_2/\sqrt{D}$ .  $C_1$ ,  $C_2$  et  $C_4$  sont des constantes du matériau, et  $D$  est la taille moyenne des grains. En ajoutant les contributions thermique et athermique, on obtient finalement les lois de comportement suivantes :

$$\begin{aligned} \text{structure c.f.c. : } \quad \sigma &= C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_3 \sqrt{\varepsilon} \exp(-C_6 T + C_7 T \ln \dot{\varepsilon}) \\ \text{structure c.c. : } \quad \sigma &= C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_4 \varepsilon^n + C_5 \exp(-C_6 T + C_7 T \ln \dot{\varepsilon}) \end{aligned} \quad (3.23)$$

Zerilli et Armstrong [ZA95] ont ensuite proposé une loi de comportement valable pour les métaux hexagonaux compacts (h.c.) et certains alliages qui se comportent de manière intermédiaire entre les métaux à structure c.c. et c.f.c. Les dislocations sont alors arrêtées par les vallées de Peierls et par la forêt de dislocations. L'expression proposée est une combinaison des lois (3.23) précédentes :

$$\sigma = C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_3 \sqrt{\varepsilon} \exp(-C_6 T + C_7 T \ln \dot{\varepsilon}) + C_5 \exp(-C'_6 T + C'_7 T \ln \dot{\varepsilon}) \quad (3.24)$$

où les variables  $C_i$  sont les paramètres du modèle.

Pour aboutir aux expressions précédentes, Zerilli et Armstrong ont utilisé dans le détail de leurs calculs le développement limité par rapport à la variable  $x = kT \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)/G_0$  valable seulement si  $x \ll 1$  (où  $G_0$  est l'énergie des obstacles à 0 K). Ce modèle n'est donc valable que pour le domaine des faibles températures et vitesses de déformation.

Voyiadjis et Abed [VA05] ont dans un premier temps repris complètement le travail de Zerilli et Armstrong sans utiliser l'approximation évoquée précédemment. Ensuite, la même démarche a été appliquée pour l'énergie libre d'activation plus générale déterminée par Kocks et al. [KAA75]. Quatre expressions ont alors été proposées. Les deux premières sont des extensions du modèle de Zerilli et Armstrong :

$$\begin{aligned} \text{structure c.f.c. : } \quad \sigma &= C_1 + (C_2 + C_3 \varepsilon^n) (1 + C_4 T^m - C_5 T + C_6 T \ln \dot{\varepsilon}) \\ \text{structure c.c. : } \quad \sigma &= C_1 + C_2 \varepsilon^n + C_3 (1 + C_4 T^m - C_5 T + C_6 T \ln \dot{\varepsilon}) \end{aligned} \quad (3.25)$$

Les deux autres expressions utilisent la formulation de Kocks et al. :

$$\begin{aligned} \text{structure c.f.c. : } \quad \sigma &= C_1 + C_2 \varepsilon^n \left[ 1 - (C_4 T - C_5 T \ln \dot{\varepsilon})^{1/q} \right]^{1/p} \\ \text{structure c.c. : } \quad \sigma &= C_1 + C_2 \varepsilon^n + C_3 \left[ 1 - (C_4 T - C_5 T \ln \dot{\varepsilon})^{1/q} \right]^{1/p} \end{aligned} \quad (3.26)$$

où  $C_{i \in [1,6]}$ ,  $n$ ,  $m$ ,  $p$  et  $q$  sont les paramètres du modèle. A l'inverse de l'approche proposée par Zerilli et Armstrong, ces expressions sont valables à haute température et grande vitesse de déformation.

### 3.2.4 Modèles physiques basés sur la métallurgie

Cette dernière catégorie de modèles regroupe les approches physiques de la rhéologie des métaux. L'application de cette modélisation dans la simulation des procédés reste encore réduite surtout dans le cas des procédés complexes comme l'usinage et le forgeage. Cette catégorie utilise des variables internes, densité de dislocations  $\rho$ , taille moyenne des grains  $D$ , etc. pour décrire la microstructure du métal. Elle permet ainsi de



prendre en compte l’histoire de la déformation. La contrainte d’écoulement est alors calculée par la relation simple :

$$\sigma = \sigma_0(\dot{\epsilon}, T) + \alpha\mu(T)b\sqrt{\rho_i} \quad (3.27)$$

où  $\sigma_0$  est la limite d’élasticité du matériau,  $\alpha$  une constante proche de l’unité,  $b$  est l’amplitude du vecteur de Burgers, et  $\mu$  le module de cisaillement. La limite d’élasticité du matériau peut être négligée dans le cas de la déformation à chaud. Les modèles les plus simples distinguent deux natures de dislocations : les dislocations mobiles et celles immobiles (de densités respectives  $\rho_m$  et  $\rho_i$ ). Le mouvement des dislocations mobiles contribue à déformer plastiquement le matériau, alors que les dislocations immobiles (ou forêt de dislocations) contribuent à durcir le matériau. Différents mécanismes permettent d’immobiliser les dislocations. Ces phénomènes sont responsables de l’écrouissage du matériau. A l’inverse, des dislocations immobiles peuvent se débloquer ou disparaître, ce qui entraîne un adoucissement du matériau. Enfin, la déformation plastique génère de nouvelles dislocations mobiles. La figure 3.5 schématise ces différents mécanismes de transfert. De manière générale, l’évolution d’une densité de dislocations comporte un terme de création/écrouissage et un terme d’annihilation/restauration qui sont en compétition.

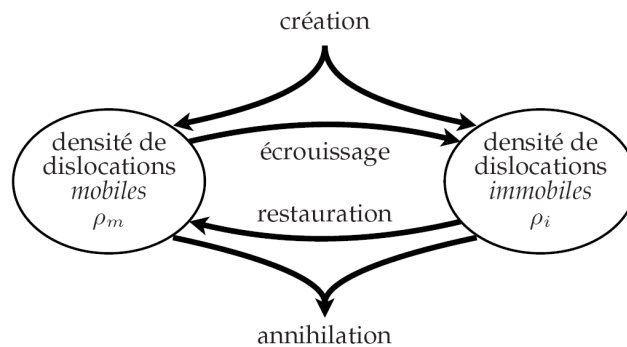


FIGURE 3.5 – Transferts et familles de dislocations [Lur08].

### 3.2.4.1 Modèle de Kocks & Mecking (KM)

Kocks et Mecking [Koc76] ont décrit l’évolution de la densité de dislocations mobiles (ou totales) par deux paramètres,  $h$  et  $r$ , pour prendre en compte l’écrouissage et la restauration du matériau respectivement :

$$\frac{d\rho}{d\epsilon} = h\sqrt{\rho} - r\rho \quad (3.28)$$

Le terme de création de dislocations est associé au stockage athermique des dislocations mobiles qui sont stoppées après avoir parcouru une distance proportionnelle à l’espace moyen entre les dislocations ( $\rho^{-1/2}$ ). La constante  $h$  est alors estimée autour de  $1/(100ab)$  ( $\alpha$  une constante proche de l’unité et  $b$  est l’amplitude du vecteur de Burgers). L’annihilation des dislocations est associée à la restauration dynamique du matériau qui est supposée être linéaire par rapport à  $\rho$ . Ce phénomène est thermiquement activé de sorte que la constante  $r$  dépend de la température et de la vitesse de déformation. La forme déduite des résultats expérimentaux est  $r = r_0(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)^{-1/n}$ .

L’équation (3.28) proposée par Kocks et al. correspond à la loi empirique de Voce (tableau 3.1). La contrainte atteinte à l’état stationnaire est  $\sigma_s = \alpha\mu b h/r$ , le paramètre  $\epsilon_0 = 2/r$ , et  $\sigma_0 = \alpha\mu b\sqrt{\rho_0}$  où  $\rho_0$  est la densité de dislocations initiale.

Le terme de restauration proposé par Kocks ( $r\rho$ ) est de nature dynamique. Lorsque la déformation s’arrête, le matériau ne s’adoucit plus. Estrin [Est96] a proposé un terme supplémentaire ( $r'/\dot{\epsilon}$ ) pour prendre en compte l’adoucissement du matériau intervenant après une déformation à chaud pendant le refroidissement du matériau. De plus, Estrin a ajouté un terme d’écrouissage ( $h'$ ) permettant de prendre en compte l’effet

des précipités et particules de seconde phase. Ce terme permet aussi de prendre en compte l'écroissage dû aux grains de très petites tailles ( $d < 10/\sqrt{\rho}$ ). L'équation d'évolution globale est alors :

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h' + h\sqrt{\rho} - r\rho - \frac{r'}{\varepsilon} \quad (3.29)$$

*avec :*  $r' = r'_0 \exp\left(\frac{-Q}{kT}\right) \sinh\left(\frac{C\sqrt{\rho}}{kT}\right)$

où  $h'$  et  $r'_0$  sont des constantes,  $Q$  une énergie d'activation, et  $C$  une constante. Enfin, Estrin et Kubin [EK95] ont montré que le modèle de Kocks & Mecking utilisant une seule variable interne est suffisant pour décrire un chargement monotone sans changement abrupt de vitesse de déformation ou de type de sollicitation. Afin de décrire des chargements discontinus, l'introduction de deux variables internes  $\rho_i$  et  $\rho_m$ , densités de dislocations immobiles et mobiles respectivement, est nécessaire. La première variable est de même nature que celle du modèle de Kocks, la seconde permet de décrire la complexité du chargement (discontinuités, cycles, ...). Les équations d'évolution proposées sont :

$$\begin{aligned} \frac{d\rho_i}{d\varepsilon} &= h + h'\sqrt{\rho_i} + h''\rho_m - r\rho_i \\ \frac{d\rho_m}{d\varepsilon} &= C\frac{\rho_i}{\rho_m} - (h + h'\sqrt{\rho_i} + h''\rho_m) \end{aligned} \quad (3.30)$$

$h, h', h'', r, C$  sont les constantes du modèle. Ces équations permettent de décrire les différents processus de création et annihilation de dislocations décrit à la figure 3.5. L'annihilation de dislocations immobiles correspond au terme  $r\rho_i$ , la création de dislocations mobiles correspond à  $C\rho_i/\rho_m$ , et le transfert entre dislocations mobiles et immobiles est  $h + h'\sqrt{\rho_i} + h''\rho_m$ .

### 3.2.4.2 Modèle de Bergström - Yoshie, Lasraoui et Jonas (YLJ)

Bergström et al. [BR71] se sont basés sur le constat que l'écroissage est linéaire ( $\rho \sim \varepsilon$ ) dans le stade I de la déformation d'aciers ferritiques à basse température (293 - 903 K). L'équation d'évolution choisie est alors :

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h - r\rho \quad (3.31)$$

où  $h(\varepsilon)$  est le taux d'immobilisation de dislocations mobiles et  $r(\dot{\varepsilon}, T)$  mesure le taux de remobilisation de dislocations immobiles. La constante d'écroissage  $h$  est alors supposée être inversement proportionnelle au libre parcours moyen  $L$  des dislocations :

$$h(\varepsilon) = \frac{m}{bL} \quad (3.32)$$

où  $m$  est un facteur d'orientation ( $m = 2$  et  $m = 3.1$  pour des structures cc et cfc respectivement), et  $L$  est supposé être constant dans ce cas (sous-structure déjà formée).

Une expression décrivant la dépendance de  $r$  en température et vitesse de déformation a été proposée sur la base de cinq hypothèses :

1. le terme de restauration dynamique  $r$  se divise en une partie thermique et une athermique  $r = r_0 + r(\dot{\varepsilon}, T)$  ;
2. la remobilisation de dislocations immobiles intervient surtout dans les murs de cellules d'écroissage ;
3. ce processus de remobilisation de dislocations immobiles est contrôlé par la diffusion de lacunes ;
4. les lacunes diffusent vers les parois de cellules d'écroissage où elles sont absorbées par la montée de dislocations ;
5. la diffusion des lacunes est contrôlée par le mécanisme d'Einstein qui aboutit à l'expression du coefficient de la diffusion des lacunes  $D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$ , où  $D_0$  est une constante et  $Q$  l'énergie d'activation apparente de migration des lacunes.

Les calculs aboutissent à l'expression finale :

$$r = r_0 + \left( kn_0 \sqrt{2D_0} \right)^{2/3} \exp \left( \frac{-Q}{RT} \right) (\dot{\varepsilon})^{-1/3} \quad (3.33)$$

où  $n_0$  est la densité volumique de lacunes et  $k$  un facteur de proportionnalité.

Yoshie et al. [YMO87] ont repris la même équation d'évolution (3.31) pour étudier la déformation à chaud d'aciers austénitiques. Les expressions des paramètres  $h$  et  $r$  sont :

$$\begin{aligned} h &= h_0 \exp \left( \frac{-Q_h}{RT} \right) \\ r &= r_0 D_0^{n_r} \dot{\varepsilon}^{m_r} \exp \left( \frac{Q_r}{RT} \right) \end{aligned} \quad (3.34)$$

où  $D_0$  est la taille de grains initiale,  $Q_h$  et  $Q_r$  sont des énergies d'activation apparente, et  $h_0$ ,  $r_0$ ,  $n_r$  et  $m_r$  sont des constantes. Ces formes sont confirmées par les observations expérimentales de Lasraoui et al. [LJ91].

### 3.2.4.3 Modèle d'Anand

Ce modèle [Bro87] peut se classer à la frontière entre les modèles semi-physiques et les modèles physiques. L'auteur a choisi d'employer une seule variable interne  $S$  dite *résistance à la déformation*. C'est un scalaire homogène à une contrainte (son unité est le MPa). Il est défini comme paramètre de structure qui représente la résistance isotrope généralisée à l'écoulement plastique. Il contient les contributions de la structure de dislocation, la taille de grains, la solution solide d'insertion, la résistance intrinsèque latente, etc. Pour un matériau qui présente une seule phase, ce paramètre présente une grande corrélation avec la densité de dislocation. Il prévoit la contribution de la résistance à la déformation à une température donnée.

Le modèle est complétement défini par deux équations :

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, S, T) \quad \text{et} \quad \dot{S} = g(\sigma, S, T) \quad (3.35)$$

La variable interne  $S$  est introduite dans l'équation (3.35) comme paramètre qui divise la contrainte d'écoulement  $\dot{\varepsilon} = f(\sigma/S, T)$ . Cette forme a été suggérée pour la première fois par Kocks et al. [KAA75]. L'équation d'évolution de  $S$  proposée par l'auteur est  $\dot{S} = h(\sigma, S, T) \dot{\varepsilon} - \dot{r}(S, T)$ , où la fonction  $h(\sigma, S, T)$  est associée au processus dynamique (écrouissage et adoucissement dynamique) et la fonction  $\dot{r}(S, T)$  est associée à l'adoucissement statique.

Anand et Brown [Bro87] ont proposé trois formes pour la fonction  $\dot{\varepsilon} = f(\sigma/S, T)$  :

$$\begin{aligned} 1^{\text{ère}} \text{ forme} : \quad & \dot{\varepsilon} = A \exp \left[ -\frac{Q}{RT} \left( 1 - \frac{\sigma}{S} \right) \right] \\ 2^{\text{e}} \text{ forme} : \quad & \dot{\varepsilon} = A \left( \frac{\sigma}{S} \right)^q \exp \left[ -\frac{Q}{RT} \left( 1 - \frac{\sigma}{S} \right) \right] \\ 3^{\text{e}} \text{ forme} : \quad & \dot{\varepsilon} = A \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \left[ \sinh \left( \zeta \frac{\sigma}{S} \right) \right]^{1/m} \end{aligned} \quad (3.36)$$

La troisième forme est la plus utilisée dans la littérature. Dans la suite de notre démarche, nous utiliserons cette relation. Si on suppose que  $\sigma = CS$ , avec  $C$  une constante pour un couple de température et de vitesse donné, nous pouvons déterminer l'expression de  $C$  :

$$C = \frac{1}{\zeta} \sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}}{A} \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \right\}^m \right] \quad (3.37)$$

où  $A$ ,  $Q$  et  $m$  sont des paramètres du matériau et  $\zeta$  est un facteur de forme, une valeur proposée par l'auteur est  $\zeta = 5$ .

La fonction d'évolution de la variable  $S$ ,  $\dot{S} = h(\sigma, S, T) \dot{\varepsilon} - \dot{r}(S, T)$  conduit à :

$$\dot{\sigma} = Ch \left( \sigma, \frac{\sigma}{C}, T \right) \dot{\varepsilon} - C\dot{r} \left( \frac{\sigma}{C}, T \right) \quad (3.38)$$

ou aussi :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Ch \left( \sigma, \frac{\sigma}{C}, T \right) - \frac{C}{\dot{\varepsilon}} \dot{r} \left( \frac{\sigma}{C}, T \right) \quad (3.39)$$

Si on néglige l'adoucissement statique l'équation (3.39) devient alors  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx Ch \left( \sigma, \frac{\sigma}{C}, T \right)$ . Une première expression de  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  a été donnée par Anand :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Ch_0 \left( 1 - \frac{\sigma}{\sigma_s} \right) \quad (3.40)$$

avec  $\sigma_s$  contrainte de saturation ou d'équilibre,  $C$  la contribution de la cinétique de déformation à une structure constante et  $h_0$  une constante du matériau. L'intégration de cette loi donne la loi de Voce (tableau 3.1). Des essais expérimentaux réalisés sur des aciers ont montré que l'évolution de l'adoucissement n'est pas linéaire. L'équation (3.40) a été remplacée par la nouvelle expression :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Ch_0 \left( 1 - \frac{\sigma}{\sigma_s} \right)^a \quad (3.41)$$

où  $a$  est une constante du matériau, l'auteur propose  $a = 1.5$  pour les aciers. L'intégration de cette expression aboutit à la loi suivante :

$$\sigma = \sigma_s - \left[ (\sigma_s - \sigma_0)^{1-a} + (a-1) \{ (Ch_0) \sigma_s^{-a} \} \varepsilon \right]^{\frac{1}{1-a}} \quad (3.42)$$

avec  $\sigma_0 = CS_0$ ,  $S_0$  est la valeur initiale de  $S$ , et  $\sigma_s = CS_s$ ,  $S_s = \bar{S} \left[ \frac{\dot{\varepsilon}}{A} \exp \left( \frac{Q_{dS}}{RT} \right) \right]$ ,  $A$  et  $\bar{S}$  sont deux constantes du matériau et  $Q_{dS}$  l'énergie d'activation associée à l'adoucissement dynamique.

Finalement, les expressions retenues pour  $h$  et  $\dot{r}$  sont respectivement :

$$\begin{aligned} h(\sigma, S, T) &= h_0 \left| 1 - \frac{S}{S_s} \right|^a \text{sign} \left( 1 - \frac{S}{S_s} \right) \\ \dot{r}(S, T) &= B\mu \exp \left( -\frac{Q_r}{RT} \right) \left( \frac{S}{\mu} \right)^p \end{aligned} \quad (3.43)$$

et le modèle final est le suivant :

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon} &= A \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) [\sinh \left( \xi \frac{\sigma}{S} \right)]^{1/m} \\ \dot{S} &= h_0 \left| 1 - \frac{S}{S_s} \right|^a \dot{\varepsilon} \text{sign} \left( 1 - \frac{S}{S_s} \right) - B\mu \exp \left( -\frac{Q_r}{RT} \right) \left( \frac{S}{\mu} \right)^p \\ \text{avec : } S_s &= \bar{S} \left[ \frac{\dot{\varepsilon}}{A} \exp \left( \frac{Q_{dS}}{RT} \right) \right] \end{aligned} \quad (3.44)$$

Nous avons listé dans ce paragraphe les modèles les plus simples, c'est-à-dire ceux qui contiennent une (voire deux au maximum) variable(s) interne(s). D'autres modèles plus compliqués qui contiennent trois variables internes ou plus existent dans la littérature, nous citons à titre d'exemple le modèle de Gottstein et al. [RRG00] qui utilise trois variables internes : la densité de dislocations mobiles, la densité de dislocations dans les joints de grains, ou murs des cellules de dislocations et la densité de dislocations immobiles à l'intérieur des grains.

### 3.2.5 Synthèse

De nombreux modèles permettent de représenter la rhéologie des métaux en fonction des conditions de chargement. Il est possible de classer ces lois de comportement en trois catégories. Les modèles empiriques,

dont la loi de Johnson-Cook fait partie, proposent une formulation mathématique simple. En revanche, ceux-ci ne sont pas reliés aux mécanismes physiques de la déformation. A l'inverse, les modèles physiques incluent des variables internes qui caractérisent les évolutions microstructurales. Ces variables sont le plus souvent la densité de dislocations, la taille moyenne des grains. Enfin, la troisième catégorie regroupe les modèles semi-physiques qui prennent en compte les mécanismes physiques de la déformation. Leur formulation est suffisamment simple pour rendre possible leur implémentation dans les codes numériques de type éléments finis.

### 3.3 Identification et comparaison des différents types de modélisation

Cette partie constitue un point de rencontre entre, d'une part, l'étude expérimentale réalisée sur les quatre matériaux, et d'autre part, les modèles de comportement rencontrés dans la littérature et utilisés dans la simulation numérique des procédés. Quelques modèles, représentant les trois familles de lois de comportement, ont été sélectionnés. Dans la suite, l'objectif est de procéder à l'identification de leurs paramètres et de vérifier leur capacité à reproduire les différents phénomènes observés sur une large gamme de température et de vitesse de déformation. Les méthodes numériques utilisées sont présentées dans l'annexe 6. Les essais de compression sont utilisés pour l'identification et la comparaison de ces différents modèles. Les essais de cisaillement et de bipoinçonnement seront utilisés plus tard pour la validation. Au cours de cette dernière étape, des informations globales (force-déplacement) des essais de cisaillement, de bipoinçonnement et de coupe orthogonale sont confrontées à des modèles EF utilisant les lois de comportement identifiées.

*Les paramètres identifiés dans ce chapitre sont, généralement, valables pour une quantité de déformation comprise entre 0 et 0.5, des températures situées entre 293 et 1273 K pour les aciers et 293 et 773 K pour l'alliage d'aluminium, et pour les vitesses de déformation comprises entre  $10^{-2}$  et  $10^4$  s $^{-1}$ . Des extrapolations en déformation sont parfois réalisées pour atteindre la contrainte de saturation, nécessaire pour la détermination de certains modèles.*

#### 3.3.1 Identification du comportement des matériaux étudiés

Pour les modèles empiriques, le modèle de Johnson-Cook et ses dérivés d'une part et le modèle de Lurdos et Montheillet d'autre part seront testés dans la suite. Les modèles semi-physiques seront représentés par le modèle de Zerilli et Armstrong et ses dérivés. Le modèle d'Anand est choisi à cause de sa simplicité pour qualifier les modèles à base physique.

##### 3.3.1.1 Le modèle de Johnson-Cook

Le modèle de Johnson-Cook est le modèle le plus utilisé dans la simulation numérique des procédés thermomécaniques, c'est un modèle empirique non couplé et simple à identifier. Il s'écrit :

$$\sigma = [A + B \varepsilon^n] \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \quad (3.45)$$

où  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$  et  $m$  sont les paramètres du modèle.  $T_m$  est la température de fusion du matériau, et  $T_0$  et  $\dot{\varepsilon}_0$  sont respectivement la température et la vitesse de déformation de référence.

Deux démarches d'identification ont été appliquées. La première consiste à identifier le modèle en trois étapes (d'abord l'écroutissage  $\sigma_\varepsilon(\varepsilon)$ , puis la dépendance en vitesse de déformation  $\sigma_\dot{\varepsilon}(\dot{\varepsilon})$ , et finalement la dépendance en température  $\sigma_T(T)$ ). La deuxième consiste à procéder à l'identification en utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquardt décrit précédemment.

Première démarche

Détermination des paramètres A, B et n de la fonction d'érouissage  $\sigma_\epsilon(\epsilon)$

Pour  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 = 10^{-2} s^{-1}$  et  $T = T_0 = 293 K$ , l'équation (3.45) devient  $\sigma = A + B \epsilon^n$ , il suffit donc d'approcher la courbe expérimentale par une équation de type  $Y = A + B X^n$  pour trouver les trois paramètres.

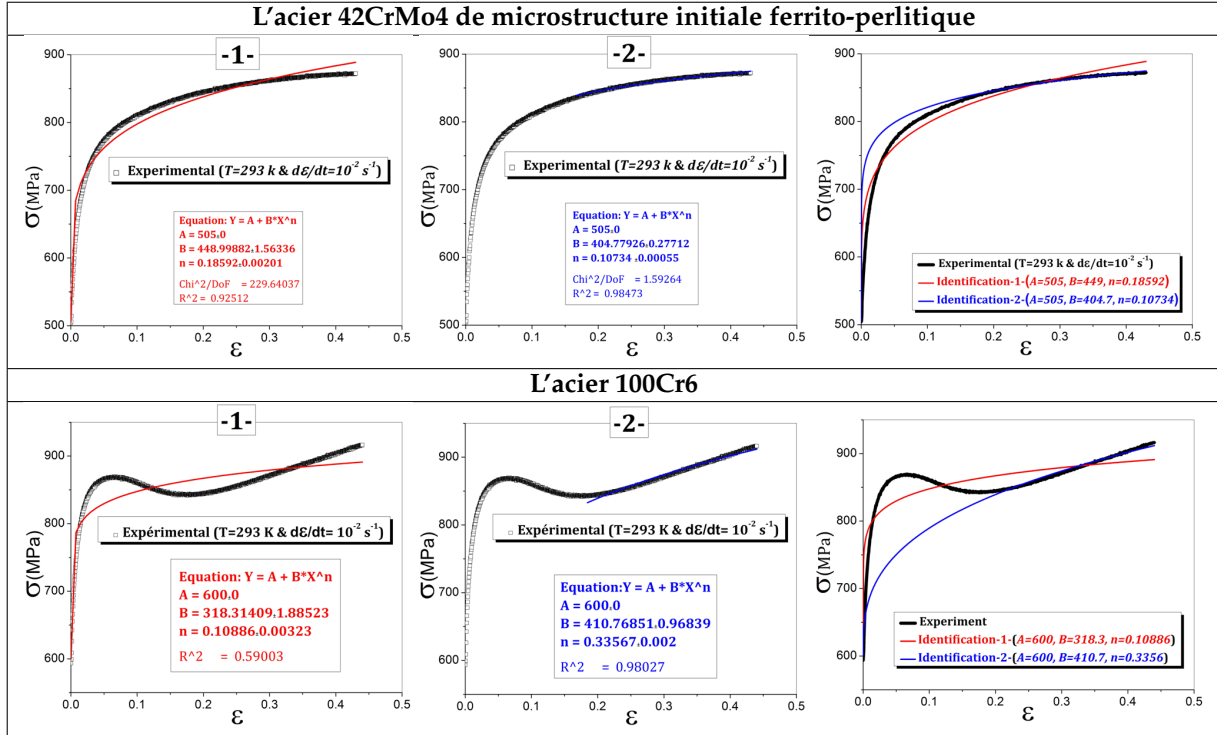


FIGURE 3.6 – Identification des paramètres d'érouissage de la loi de Johnson-Cook. Cas de l'acier 42CrMo4-FP et l'acier 100Cr6.

La figure 3.6 montre que la loi est incapable d'approcher parfaitement la courbe expérimentale dans les deux cas. Deux choix se présentent. Soit approcher au mieux toute la courbe, soit négliger les petites déformations et trouver une approximation satisfaisante pour les grandes déformations. L'arbitraire de ce choix peut expliquer la dispersion des résultats rencontrés dans la littérature.

Détermination du paramètre C de la fonction  $\sigma_\epsilon(\dot{\epsilon})$

Pour  $T = T_0 = 293 K$  et  $\dot{\epsilon}$  variable, l'équation (3.45) devient  $\sigma = \sigma_\epsilon(\epsilon) \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right]$ . Pour trouver le paramètre C, il suffit d'approcher les courbes contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation par une équation de type  $Y = \sigma_X(X) \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right]$ . Le solveur du logiciel *Origin* a été utilisé, avec deux paramètres à trouver C et  $D = \dot{\epsilon}$  sur plusieurs courbes (deux conditions sont imposées : les  $C_i$  sont égaux et les  $D_i$  sont imposés). De la même manière, la première condition ( $C_i$  égaux) peut être ignorée, elle sera remplacée par un simple calcul de moyenne des  $C_i$  à la fin. La figure 3.7 montre la procédure d'identification du paramètre C dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP.

Détermination du paramètre m de la fonction  $\sigma_T(T)$

De la même manière, pour  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 = 10^{-2} s^{-1}$ , l'équation (3.45) devient  $\sigma = \sigma_\epsilon(\epsilon) \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right]$ , donc le paramètre m est déterminé par l'approximation des courbes de comportement à différentes vitesses de déformation par une équation de type  $Y = \sigma_X(X) \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right]$ . Un algorithme d'optimisation sous *Origin* a été utilisé. Deux paramètres sont à trouver m et  $E = T$  à partir de plusieurs courbes (voir figure 3.8). C'est un problème d'optimisation à une seule variable avec deux contraintes : les  $m_i$  sont égaux et les  $E_i$

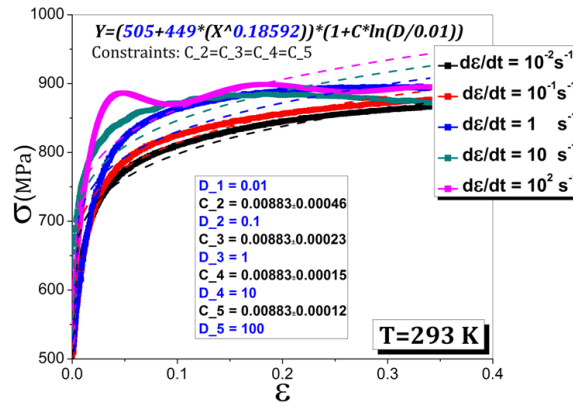


FIGURE 3.7 – Identification du paramètre C de la loi de Johnson-Cook. Cas de l’acier 42CrMo4-FP.

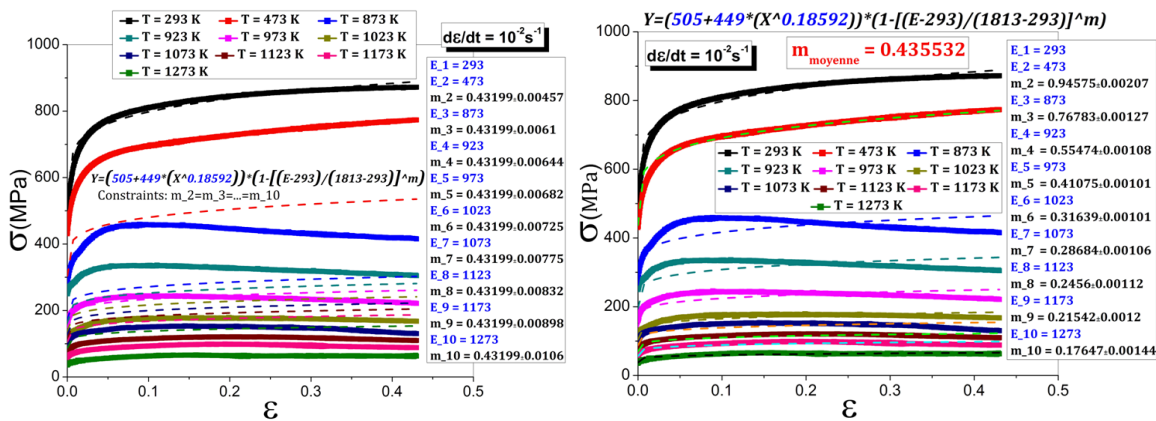


FIGURE 3.8 – Identification du paramètre m de la loi de Johnson-Cook. Cas de l’acier 42CrMo4-FP.

sont imposés. La première contrainte (les  $m_i$  sont égaux) peut aussi être supprimée, le paramètre  $m$  dans ce cas est la moyenne de tous les  $m_i$ . Dans le cas de l’acier 42CrMo4 (figure 3.8), les deux méthodes aboutissent au même résultat. La deuxième méthode est alors appliquée pour les autres matériaux.

**Deuxième démarche**

La deuxième démarche consiste à identifier tous les paramètres  $A$ ,  $B$ ,  $n$ ,  $C$  et  $m$  en même temps en utilisant un programme d’optimisation développé sous *Matlab* et basé sur la méthode de Levenberg-Marquardt. Dans ce cas, toute la base de données expérimentales est utilisée. Cette méthode nécessite une connaissance préalable de l’ordre de grandeur des paramètres pour la convergence de l’algorithme. Le tableau 3.4 présente les paramètres identifiés pour les quatre matériaux d’étude avec les deux démarches.

Le tableau 3.4 montre que selon la méthode d’identification, les paramètres varient énormément. Ceci peut être expliqué par le fait que cette loi n’est pas capable de modéliser le comportement des matériaux d’étude sur cette gamme de température et de vitesse de déformation. La deuxième démarche semble donner de meilleurs résultats car elle utilise tous les essais expérimentaux pour l’identification.

Une comparaison entre d’une part quelques résultats expérimentaux et d’autre part le modèle de Johnson-Cook identifié par les deux méthodes précédentes est présentée sur la figure 3.9. La comparaison entre les deux méthodes d’identification et les essais expérimentaux montre que la deuxième méthode donne généralement des résultats plus proches de la réalité expérimentale. Ce qui est logique car elle utilise plusieurs essais expérimentaux. Les valeurs des paramètres, pour cette deuxième démarche d’identification, sont très sensibles aux conditions thermomécaniques de la base de données expérimentales. Lorsque le pas de température ou de vitesse de déformation n’est pas constant entre les essais, la loi identifiée approchera mieux la



Matériau	$A(MPa)$	$B(MPa)$	$n$	$C$	$m$	$\dot{\epsilon}_0(s^{-1})$	$T_0(K)$	$T_m(K)$
Première démarche d'identification								
42CrMo4-FP	505	449	0.18592	0.00883	0.4319	0.01	293	1813
42CrMo4-B	622	584.5	0.175	0.00879	0.4681	0.01	293	1813
100Cr6	600	318.3	0.10886	0.0087	0.5606	0.01	293	1760
2017-T4	280	473.5	0.33146	-0.0088	1.5929	0.01	293	783
Deuxième démarche d'identification								
42CrMo4-FP	504.3	370.4	0.170	0.02522	0.7933	0.01	293	1813
42CrMo4-B	622.3	428.7	0.083	0.01066	0.6680	0.01	293	1813
100Cr6	593.6	358.6	0.059	0.00274	0.7183	0.01	293	1760
2017-T4	279.2	398	0.198	-0.0138	1.2619	0.01	293	783

TABLE 3.4 – Paramètres de la loi de Johnson-Cook identifiés sur les essais de compression par les deux démarches d'identification pour les quatre matériaux d'étude.

zone de température ou de vitesse qui dispose de plus d'essais expérimentaux utilisés pour l'identification.

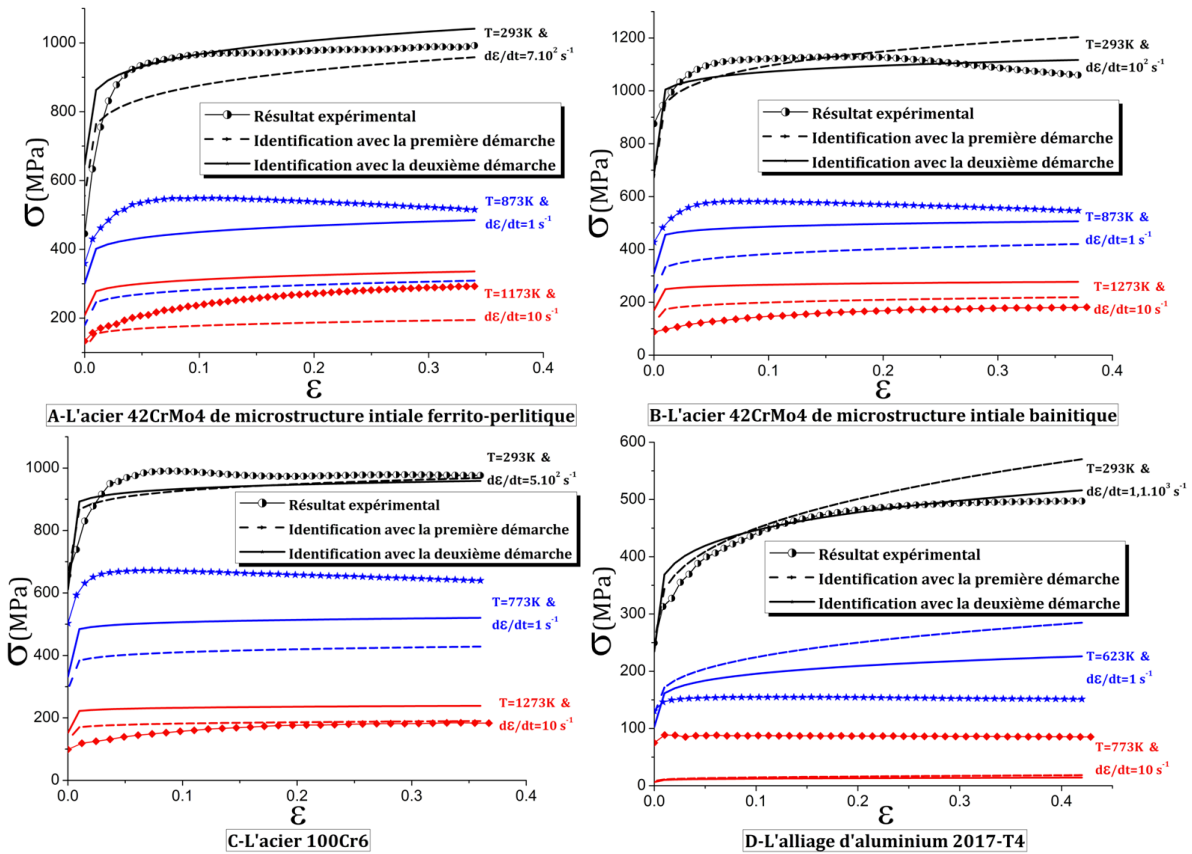


FIGURE 3.9 – Comparaison entre quelques essais expérimentaux et le modèle de Johnson-Cook identifié par les deux méthodes d'identification pour les quatre matériaux d'étude.

Cette comparaison montre également l'incapacité du modèle à reproduire le comportement observé expérimentalement pour les différents matériaux. En effet, le modèle de Johnson-Cook ne fait que translater la courbe contrainte-déformation vers le bas lorsqu'on augmente la température et vers le haut lorsqu'on augmente la vitesse de déformation. L'allure de la courbe reste toujours la même puisqu'elle est générée par les paramètres  $A$ ,  $B$  et  $n$  qui ne changent pas avec la température et la vitesse. Ce n'est pas le cas pour les essais où la compétition entre l'écroutissage et l'adoucissement a un effet sur l'allure de la courbe. De plus, ce modèle suppose que l'augmentation de la contrainte avec la vitesse de déformation est toujours la même pour différentes températures ( $C$  ne dépend pas de  $T$ ). Cette hypothèse peut être valable lorsque l'on

travaille sur une gamme de température très réduite où la viscosité du matériau reste constante. De la même manière, cette loi suppose que l'influence de la température aura le même impact sur la contrainte quelle que soit la vitesse de déformation. Les essais montrent que cette hypothèse est complètement fautive.

En conclusion, ce modèle n'est pas capable de représenter le comportement des quatre matériaux d'étude sur la plage de température et de vitesse de déformation utilisée. Il est inutile de procéder à plusieurs identifications sur des gammes de température et de vitesse de déformation réduites car le modèle général ne permet pas de prendre en compte certains aspects comme l'adoucissement, la saturation,... Ces constatations ne sont pas nouvelles, plusieurs auteurs ont remarqué l'incohérence de ce modèle avec les résultats expérimentaux [Cal08, Bäk06, Lur08].

Deux modèles toujours empiriques mais cette fois couplés ont été proposés pour corriger la loi de Johnson-Cook. Le premier est proposé pour résoudre le problème d'adoucissement par déformation. Le deuxième est une reformulation de cette loi pour améliorer la sensibilité à la température et à la vitesse.

### 3.3.1.2 Le modèle de Johnson-Cook modifié par Coupard (TANH)

L'avantage de ce modèle est, selon Calamaz [Cal08], de pouvoir utiliser les paramètres du modèle de Johnson-Cook déjà identifiés, il suffit juste de trouver les cinq nouveaux paramètres ajoutés lors de la modification du modèle. Le modèle TANH s'écrit :

$$\sigma = [A + B \varepsilon^n] \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \left[ D + (1 - D) \tanh \left( \frac{1}{\varepsilon + \varepsilon_0} \right) \right] \quad (3.46)$$

avec :

$$D = 1 - \left( \frac{p \varepsilon^r}{1 + p \varepsilon^r} \right) \tanh \left[ \left( \frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0} \right)^q \right] \quad (3.47)$$

où  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$  et  $m$  sont les paramètres du modèle de Johnson-Cook de base.  $T_m$  est la température de fusion du matériau, et  $T_0$  et  $\dot{\varepsilon}_0$  sont respectivement la température et la vitesse de déformation de référence.  $\varepsilon_0$ ,  $p$ ,  $q$ ,  $r$  et  $T_{rec}$  sont les nouvelles constantes du matériau relatives à la formulation proposée.

Le paramètre  $T_{rec}$  est déterminé directement à partir des courbes expérimentales. Il est défini comme la température de première apparition de l'adoucissement. La figure 3.10 représente les courbes contrainte déformation à différentes températures et à une faible vitesse de déformation. Pour les trois aciers d'étude, la température d'apparition de l'adoucissement par déformation est la même. Elle est égale à 673 K. Dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017,  $T_{rec} = 423$  K.

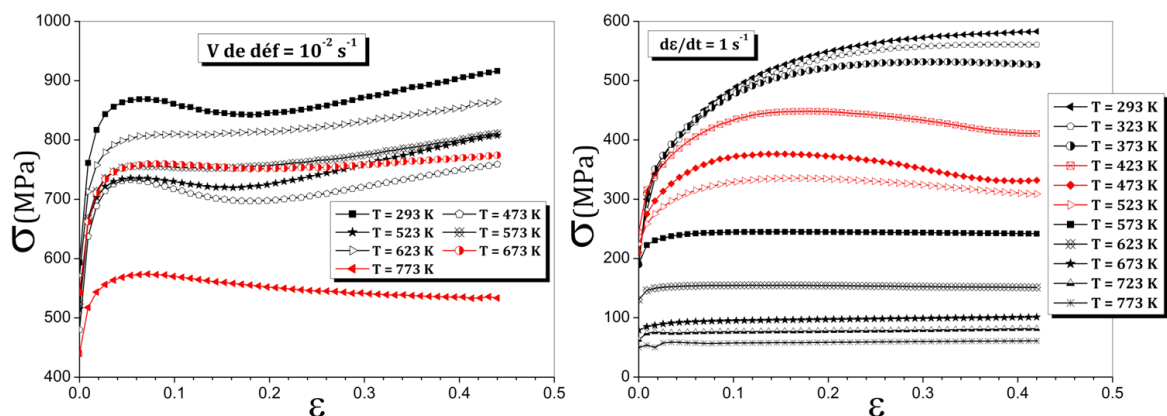


FIGURE 3.10 – Apparition de l'adoucissement par déformation dans le cas de l'acier 100Cr6 (à gauche) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (à droite).

Le programme d'identification n'a pas été capable de trouver les quatre paramètres. Les paramètres optimisés étaient fonction des paramètres de départ. Un problème d'unicité de la solution est à l'origine

de cette difficulté. La sensibilité du modèle aux paramètres  $p$ ,  $q$ ,  $r$  et  $\epsilon_0$  a donc été étudiée. L'objectif est de déterminer des valeurs de départ et d'estimer les ordres de grandeur de chaque paramètre. La figure 3.11 montre que :

1. Cette modification apportée sur le modèle de Johnson-Cook n'influe ni sur le début du domaine de plasticité ni sur le niveau de contrainte. C'est la loi de base avec les paramètres  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$  et  $m$  qui donne le niveau de contrainte. Les paramètres  $p$ ,  $q$ ,  $r$  et  $\epsilon_0$  interviennent dans la partie adoucissement en influençant la valeur de déformation à partir de laquelle la pente devient décroissante et la valeur de cette pente.
2. Le paramètre  $q$  influe légèrement sur la pente d'adoucissement. Plus  $q$  augmente, plus la pente de décroissance augmente. Cependant à partir de  $q = 5$ , la pente ne change quasiment plus. Dans la suite, le paramètre  $q$  est choisi égal à 5 (valeur proposée par l'auteur).
3. Le paramètre  $p$  a une grande influence sur la pente d'adoucissement. Plus  $p$  augmente plus la pente de décroissance augmente.
4. Les paramètres  $r$  et  $\epsilon_0$  influent sur la valeur de la déformation à partir de laquelle l'adoucissement commence.  $r$  a également une influence sur la pente de l'adoucissement.  $r$  a été fixé ( $r = 1$ ) et  $\epsilon_0$  devient le seul paramètre à trouver. Ce choix ( $r = 1$ ) est justifié par le fait qu'à partir de cette valeur, l'influence de  $r$  diminue énormément. C'est également la valeur proposée par l'auteur.

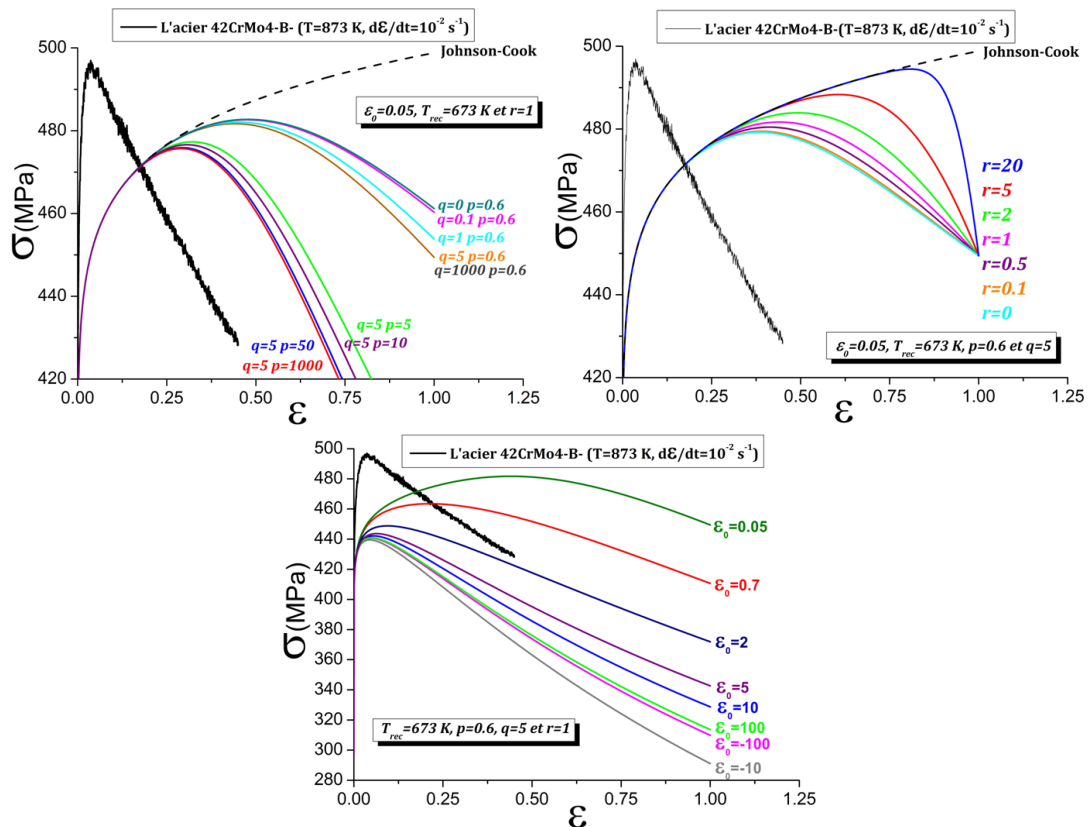


FIGURE 3.11 – Sensibilité du modèle TANH aux paramètres  $p$ ,  $q$ ,  $r$  et  $\epsilon_0$ .

Finalement, les paramètres  $p$  et  $q$  influent sur la pente d'adoucissement. Le paramètre  $q$  a été fixé ( $q = 5$ ) et le paramètre  $p$  sera déterminé par le programme d'identification.  $r$  a été choisi égal à 1. Le paramètre  $\epsilon_0$  sera identifié en même temps que  $p$ .

Les paramètres supplémentaires du modèle sont donnés, pour les quatre matériaux étudiés, dans le tableau 3.5.

Matériau	$p$	$q$	$r$	$\varepsilon_0$	$T_{rec}(K)$
42CrMo4-FP	7.900	5	1	0.547	673
42CrMo4-B	0.924	5	1	2.915	673
100Cr6	5.103	5	1	0.674	673
2017-T4	6.327	5	1	0.651	423

TABLE 3.5 – Les paramètres de la loi TANH identifiée à partir des essais de compression réalisés sur les quatre matériaux d'étude.

Une comparaison entre les résultats expérimentaux, la loi de Johnson-Cook et la loi TANH est présentée pour les quatre matériaux d'étude sur la figure 3.12. Cette comparaison montre que la modification apportée sur le modèle de Johnson-Cook par Coupard a résolu principalement le problème d'adoucissement qui était ignoré par le modèle de Johnson-Cook de base. En effet, cette formulation est capable de reproduire toutes les situations d'adoucissement observées expérimentalement. Cependant, ce modèle ne résoud pas les autres points de faiblesse de la loi de Johnson-Cook. Il ne corrige pas la sensibilité de la contrainte à la température et à la vitesse de déformation.

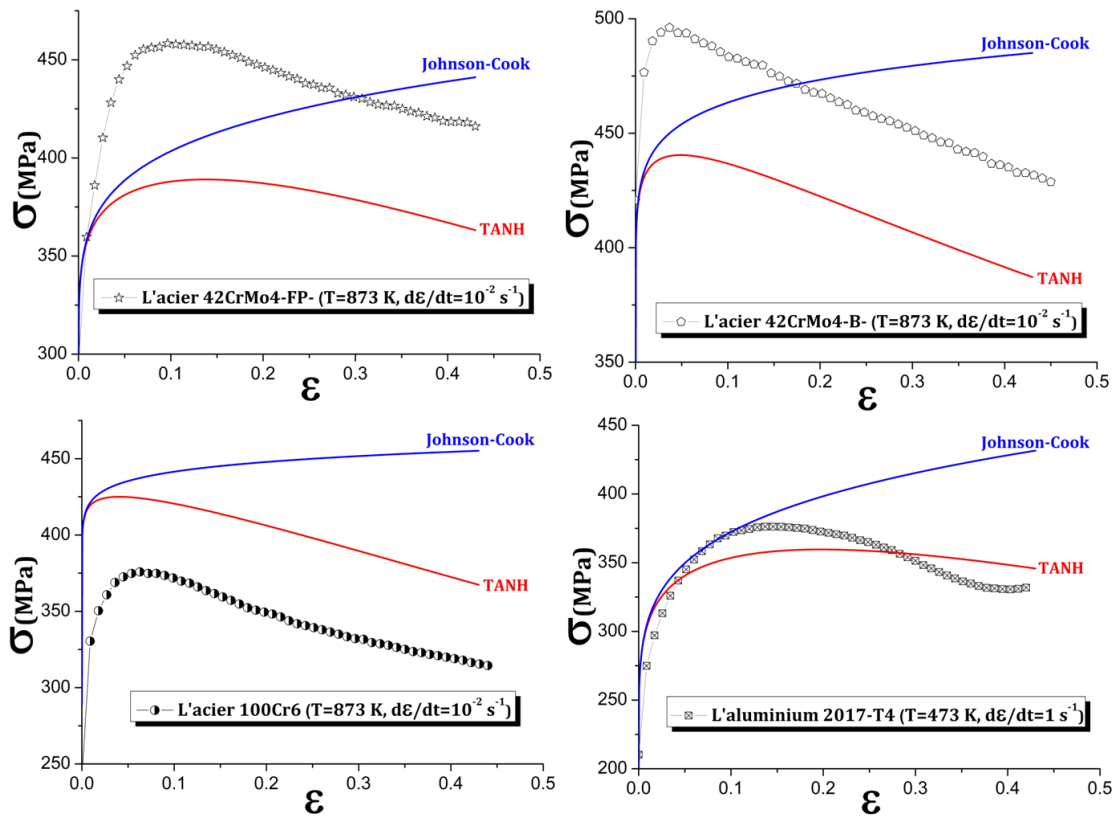


FIGURE 3.12 – Comparaison entre des résultats expérimentaux et les prédictions par le modèle de Johnson-Cook et Johnson-Cook modifié (TANH) pour les quatre matériaux d'étude.

### 3.3.1.3 Le modèle de Johnson-Cook modifié par Bäker

Le nombre de paramètres dans ce modèle est le même que le modèle de Johnson-Cook. C'est la formulation qui change, l'auteur propose un modèle présentant un couplage entre les effets de l'érouissage, de la vitesse de déformation et de la température. Le modèle proposé par Bäker est :

$$\sigma = \left[ A \varepsilon^{n_0} f(T) \right] \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] f(T) \quad \text{avec : } f(T) = \exp \left[ - \left( \frac{T}{T_0} \right)^m \right] \quad (3.48)$$

où  $A$ ,  $n_0$ ,  $C$ ,  $T_0$  et  $m$  sont les paramètres du modèle et  $\dot{\epsilon}_0$  est la vitesse de déformation de référence. L'identification de ce modèle pour les quatre matériaux d'étude est réalisée en utilisant l'algorithme d'optimisation décrit dans l'annexe 6. Les paramètres identifiés sont donnés dans le tableau 3.6.

Matériau	$A$ (MPa)	$n_0$	$C$	$T_0$ (K)	$m$	$\dot{\epsilon}_0$ (s <sup>-1</sup> )
42CrMo4-FP	838	0.067	0.025	1039	4.005	0.01
42CrMo4-B	1097	0.032	0.012	968	3.487	0.01
100Cr6	918	0.020	0.005	963	3.186	0.01
2017-T4	762.5	0.13	-0.013	587	3.290	0.01

TABLE 3.6 – Paramètres de la loi de Johnson-Cook-Bäker identifiés pour les quatre matériaux d'étude.

Une comparaison, entre quelques résultats expérimentaux et le modèle de Johnson-Cook et de Bäker, est présentée sur la figure 3.13 :

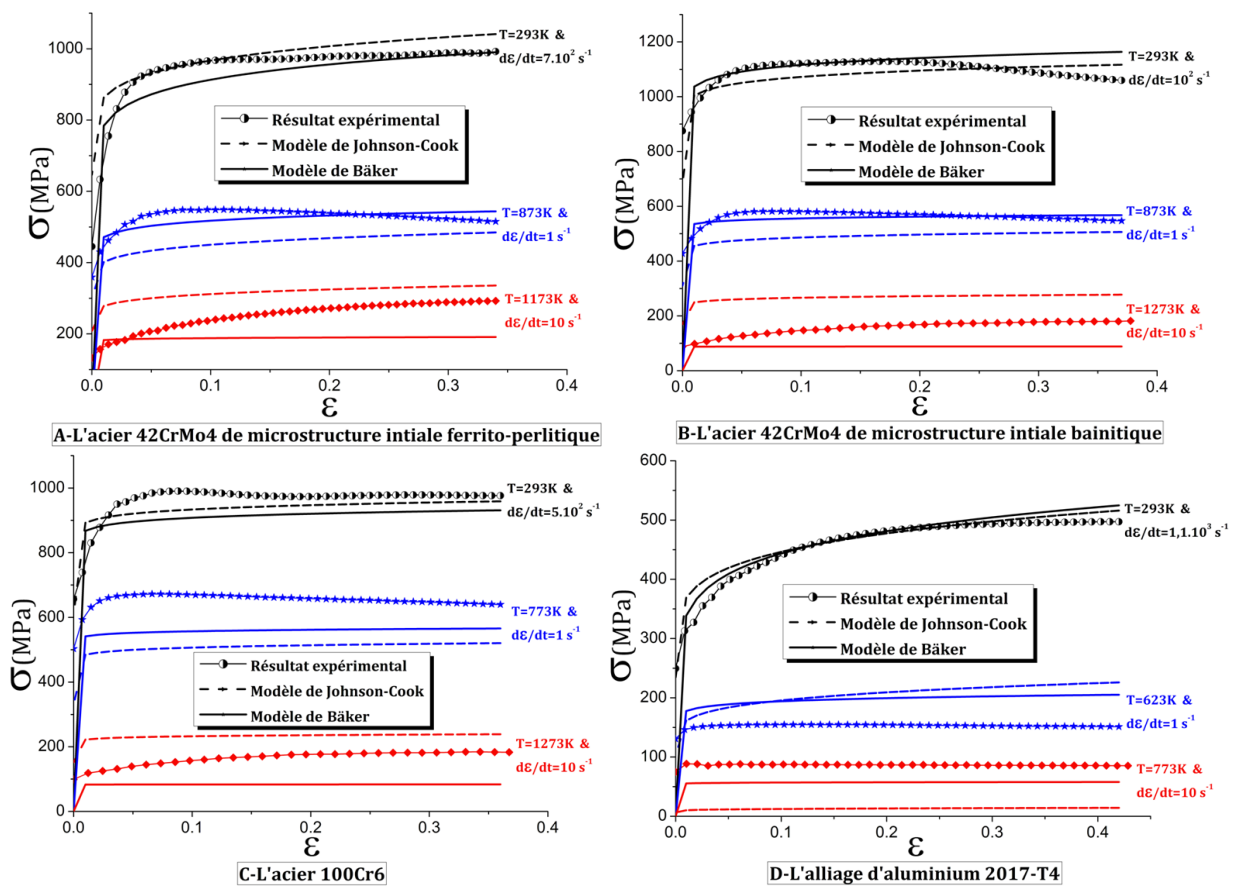


FIGURE 3.13 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et les deux modèles de Johnson-Cook et de Bäker identifiés pour les quatre matériaux d'étude.

1. le modèle de Bäker présente un couplage entre l'écroutissage et la température. Ce couplage conduit à un adoucissement du matériau au fur et à mesure que la température augmente. Cependant la pente reste positive et tend vers zéro pour des températures élevées (plasticité parfaite), ce qui signifie que l'adoucissement ne fait que diminuer l'écroutissage et ne peut pas dominer le comportement (la pente ne peut pas devenir négative). Dans le modèle de Johnson-Cook de base, le changement de la température et de la vitesse de déformation n'influe pas sur l'écroutissage.
2. La sensibilité à la température est formulée différemment entre les deux modèles, une puissance dans le cas du modèle de Johnson-Cook et une exponentielle dans le cas de la loi de Bäker. La formulation exponentielle donne des résultats plus proches de l'expérience.

Finalement, les deux modifications apportées sur le modèle de Johnson-Cook ont amélioré les prédictions de ce type de modèle. La première a permis à la loi de tenir compte de l'adoucissement observé expérimentalement pour certaines conditions thermomécaniques. La deuxième a amélioré la représentation de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la température. Dans la suite, une autre catégorie de modèles empiriques sera traitée.

### 3.3.1.4 Le modèle de Lurdos et Montheillet

Le modèle de Mulyadi et al. (équation (3.16)) et le modèle de Lurdos sont proches dans leurs formulations. Ils se basent sur la loi de Voce. Ils supposent la convergence de la contrainte vers une valeur de saturation. Le modèle de Mulyadi a été construit pour des petites gammes de températures et pour des vitesses de déformation relativement faibles. Le modèle de Lurdos est l'un des modèles les plus récents. Il a été identifié sur une large gamme de température et de vitesse. Pour ces raisons, la loi de Lurdos a été choisie pour étudier cette catégorie de modèle. Elle s'écrit :

$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_0 - \sigma_s + A\varepsilon^n) \exp(-r\varepsilon) \quad (3.49)$$

où  $\sigma_s$ ,  $\sigma_0$ ,  $r$ ,  $A$ , et  $n$  sont exprimés en fonction du paramètre de Zener-Hollomon  $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$  :

$$\begin{aligned} \sigma_s &= \sigma_s^0 Z^{m_s} \\ \sigma_0 &= \sigma_0^0 Z^{m_0} \\ r &= r_0 Z^{m_r} \\ A &= A_0 Z^{m_A} \\ n &= n_0 Z^{m_n} \end{aligned} \quad (3.50)$$

$m_0$ ,  $m_s$ ,  $m_r$ ,  $m_A$ , et  $m_n$  sont les sensibilités à la vitesse de déformation des paramètres,  $\sigma_0^0$ ,  $\sigma_s^0$ ,  $r_0$ ,  $A_0$ , et  $n_0$  sont des constantes adimensionnelles, et  $Q$  est l'énergie d'activation apparente du matériau supposée égale pour chaque paramètre. C'est un paramètre intrinsèque du matériau. Montheillet [Mon96] propose des valeurs de  $Q$  relatives à la mise en forme, au fluage et à l'autodiffusion pour les métaux usuels (tableau 3.7).  $R = 8.314.10^{-3} \text{ KJ.mol}^{-1}\text{K}^{-1}$  est la constante universelle des gaz parfaits.

Métal	Mise en forme $Q$ (KJ.mol <sup>-1</sup> )	Fluage $Q_f$ (KJ.mol <sup>-1</sup> )	Autodiffusion $Q_a$ (KJ.mol <sup>-1</sup> )
Aluminium	155	138 à 150	138
Fer $\alpha$	276	284	238 à 280
Fer $\gamma$	280	255	272 à 309
Cuivre	301	196 à 234	184 à 234

TABLE 3.7 – Énergies d'activation apparentes relatives à la mise en forme, au fluage et à l'autodiffusion des métaux usuels [Mon96].

Les valeurs de  $Q$  pour le fer  $\alpha$  et  $\gamma$  sont quasiment les mêmes. La valeur de  $Q$  a été donc fixée à  $Q \approx 300 \text{ KJ/mol}$  pour les trois aciers d'étude quelle que soit la température et  $Q \approx 200 \text{ KJ/mol}$  pour l'alliage d'aluminium 2017-T4. L'identification de ce modèle est réalisée en deux étapes :

*1<sup>ère</sup> étape : Détermination des paramètres de l'équation (3.49) pour les différentes  $T$  et  $\dot{\varepsilon}$*

Les courbes contrainte-déformation pour différentes conditions ont été approchées avec l'équation (3.49). Cette opération est réalisée pour les quatre matériaux étudiés. Un exemple d'approximation ainsi que les évolutions des paramètres ( $\sigma_s$ ,  $\sigma_0$ ,  $r$ ,  $A$ , et  $n$ ) dans le cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique sont donnés sur la figure 3.14. L'évolution de  $\sigma_s$  (et  $\sigma_0$ ) montre également la sensibilité du matériau à la température et à la vitesse de déformation.



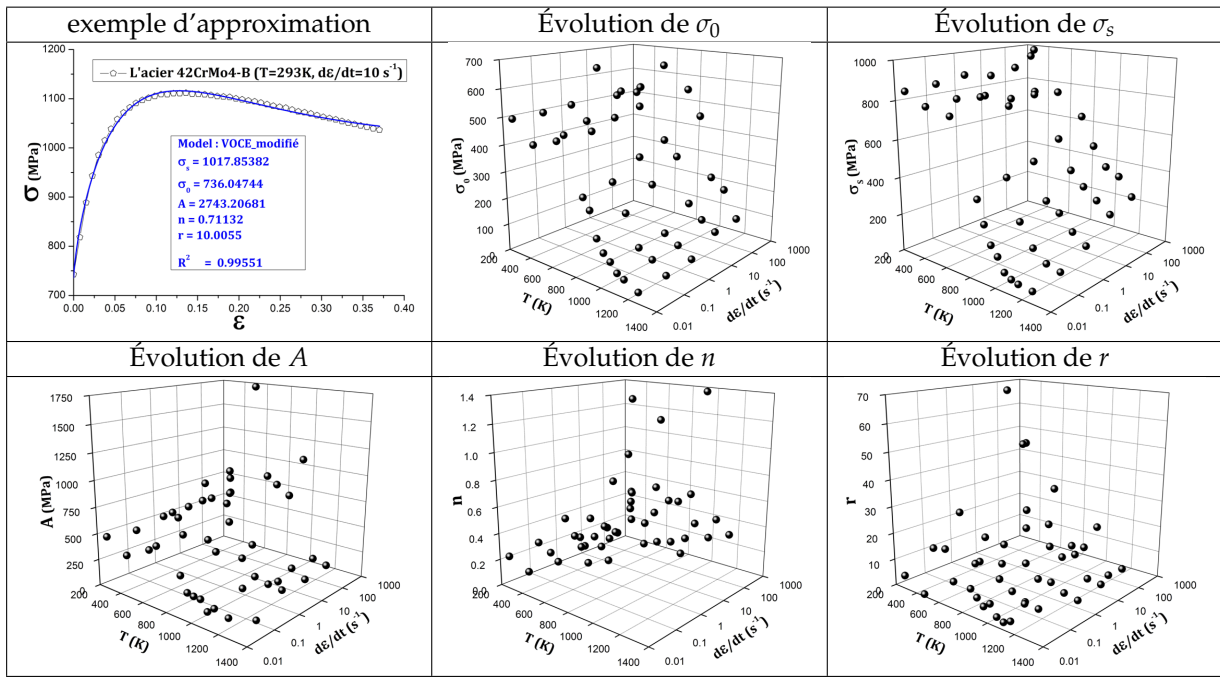


FIGURE 3.14 – Exemple d'évolution des paramètres  $\sigma_s$ ,  $\sigma_0$ ,  $r$ ,  $A$ , et  $n$  en fonction de  $T$  et  $\dot{\epsilon}$ . Cas de l'acier 42CrMo4-FP.

*2<sup>ème</sup> étape : Détermination des paramètres des équations (3.50)*

Cette deuxième étape consiste à utiliser les valeurs de  $\sigma_s$ ,  $\sigma_0$ ,  $r$ ,  $A$ , et  $n$ , trouvées précédemment pour les différentes conditions thermomécaniques, afin de déterminer les paramètres des équations (3.50). Après la détermination des valeurs du paramètre de Zener-Hollomon  $Z$  relatif aux différents essais, les variables  $\sigma_s$ ,  $\sigma_0$ ,  $r$ ,  $A$ , et  $n$  sont ensuite tracées, respectivement, en fonction de  $Z$  dans un diagramme ln-ln (figure 3.15).

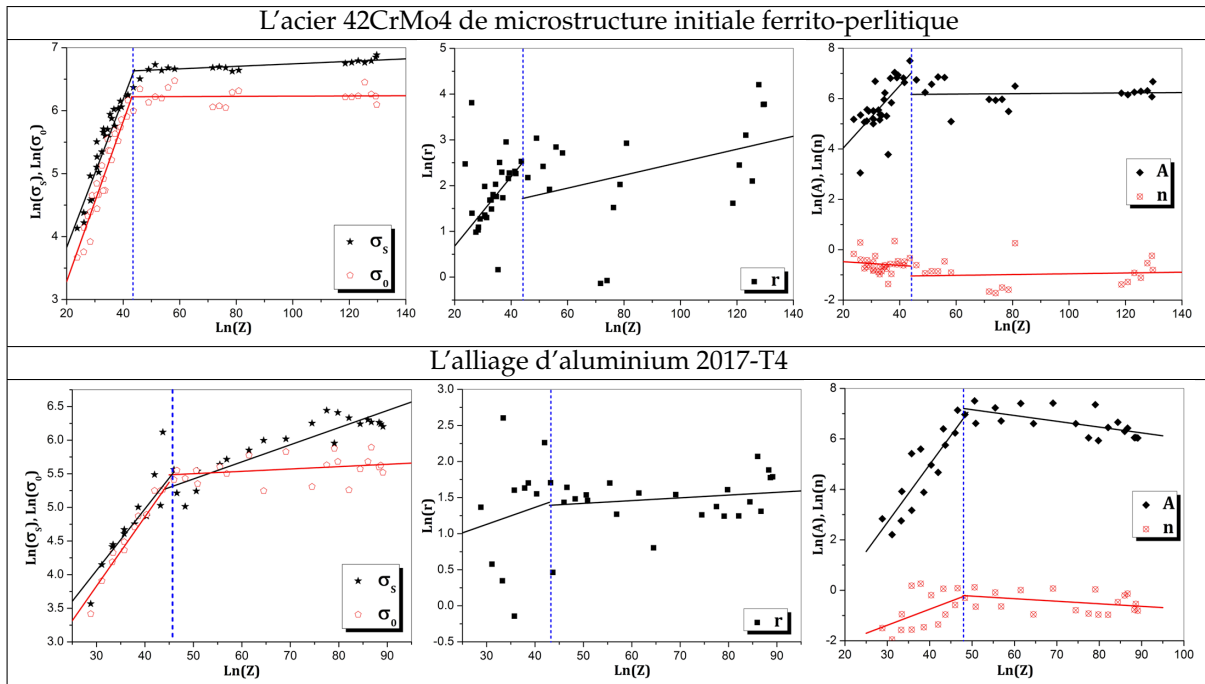


FIGURE 3.15 – Valeurs expérimentales et régressions linéaires des paramètres  $\sigma_s$ ,  $\sigma_0$ ,  $r$ ,  $A$ , et  $n$  de la loi de Lurdos et Montheillet dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP et l'aluminium 2017-T4.

Pour les quatre matériaux d'étude, deux comportements différents sont distingués selon la valeur de  $Z$ .



En effet, pour les six variables ( $\sigma_s, \sigma_0, r, A,$  et  $n$ ), la régression linéaire change de pente pour une valeur de  $\ln(Z) \approx 45$  (figure 3.15). Cette valeur correspond à la séparation entre la zone de la déformation à froid et à mi-chaud ( $T/T_f \leq 0.5$ ) et la zone de la déformation à chaud ( $T/T_f \geq 0.5$ ). Les paramètres de la loi de Lurdos sont donc donnés pour  $\ln(Z) \leq 45$  et pour  $\ln(Z) > 45$ . Le tableau 3.8 résume tous les paramètres du modèle. Les paramètres  $\sigma_0^0, \sigma_s^0$  et  $A_0$  sont exprimés en  $MPa, Q$  en  $KJ.mol^{-1}$  et les autres paramètres sont sans dimension.

Matériau	$Q$	$\sigma_0^0$	$\sigma_s^0$	$r_0$	$A_0$	$n_0$	$m_0$	$m_s$	$m_r$	$m_A$	$m_n$
Pour $\ln(Z) \leq 45$ ou $T/T_f \geq 0.5$											
42CrMo4-FP	300	2.1	4.3	0.433	4.77	0.72	0.127	0.1177	0.0757	0.124	-0.007
42CrMo4-B	300	1.3	6.3	4.461	30.14	0.573	0.142	0.1051	0.0075	0.054	-0.003
100Cr6	300	2.3	5.5	3.399	8.558	0.537	0.121	0.1052	0.0152	0.094	-0.006
2017-T4	200	2.1	3.7	1.524	0.015	0.037	0.103	0.0916	0.0235	0.23	0.0636
Pour $\ln(Z) > 45$ ou $T/T_f \leq 0.5$											
42CrMo4-FP	300	499	696	2.986	461.7	0.329	0.0001	0.002	0.0142	0.0007	0.0015
42CrMo4-B	300	534	781	17.5	214.6	0.242	0.0024	0.0024	-0.0052	0.0131	0.0042
100Cr6	300	498	656	2.344	219.3	0.133	0.0022	0.0026	0.0122	0.0142	0.0091
2017-T4	200	206	63.5	3.416	4057	1.315	0.0035	0.0254	0.0038	-0.023	-0.010

TABLE 3.8 – Paramètres de la loi de Lurdos et Montheillet identifiés pour les quatre matériaux d'étude.

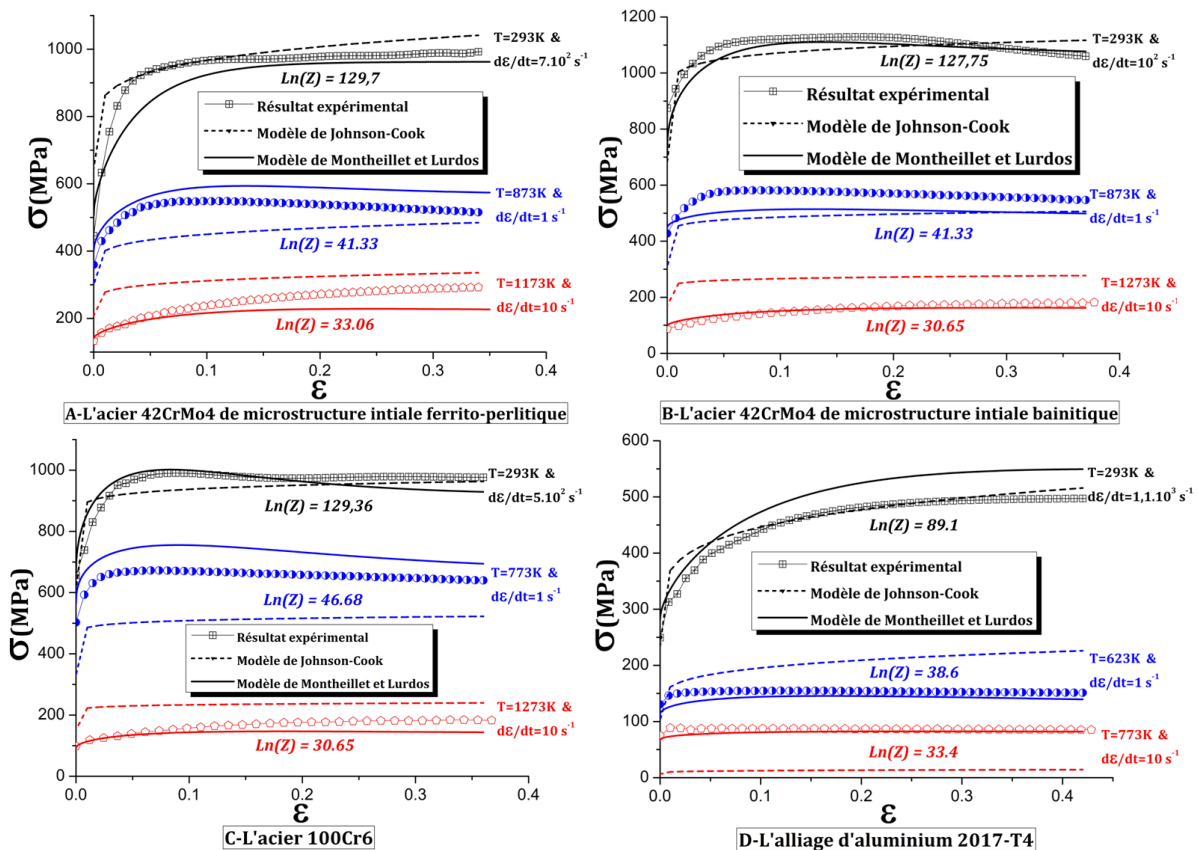


FIGURE 3.16 – Comparaison entre quelques résultats expérimentaux et les deux modèles de Johnson-Cook et de Lurdos et Montheillet identifiés pour les quatre matériaux d'étude.

Une comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et le modèle de Lurdos et Montheillet dans le cas de quelques conditions thermomécaniques est présentée pour les quatre matériaux sur la figure 3.16. Cette comparaison montre que le modèle de Lurdos est capable de reproduire toutes les situations de compéti-

tion entre l'écrouissage et l'adoucissement. En effet, les prédictions du modèle sont généralement parallèles aux courbes expérimentales pour les matériaux étudiés. De plus ce modèle prédit de manière acceptable la sensibilité à la température et à la vitesse de déformation. Ce modèle s'impose comme un modèle très performant, bien qu'il soit nécessaire d'établir une identification en deux parties selon la valeur de  $Z$ , donc de partager la gamme de température en deux intervalles. L'identification requiert une grande base de données expérimentales et des quantités de déformation très élevées (essais de torsion ou de cisaillement) pour pouvoir atteindre la contrainte de saturation. Dans le cas des essais de compression, cette valeur n'est pas atteinte. Elle a été estimée, dans notre cas, en extrapolant les courbes de comportement.

### 3.3.1.5 Le modèle de Zerilli & Armstrong

Le modèle semi-physique le plus utilisé dans la littérature pour décrire le comportement des matériaux au cours des procédés de fabrication tels que l'usinage et le forgeage est le modèle de Zerilli et Armstrong. Cette loi distingue deux formulations selon la structure cristallographique du matériau étudié :

$$\begin{aligned} \text{structure c.f.c. : } \quad \sigma &= C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{d}} + C_3\sqrt{\varepsilon} \exp(-C_6T + C_7T \ln \dot{\varepsilon}) \\ \text{structure c.c. : } \quad \sigma &= C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{d}} + C_4\varepsilon^n + C_5 \exp(-C_6T + C_7T \ln \dot{\varepsilon}) \end{aligned} \quad (3.51)$$

où les variables  $C_i$  sont les paramètres du modèle et  $d$  la taille moyenne des grains. La proposition de deux formulations selon la structure pose un problème dans les cas des trois aciers étudiés. Ce problème apparaît à partir des températures supérieures à la température d'austénitisation ( $T_{aus} \approx 1073 \text{ K}$ ). Dans le paragraphe 2.3, un changement de phase partiel puis total a été observé à partir de cette température. Cette transformation partielle puis totale signifie qu'à partir de  $T = 1073 \text{ K}$ , une microstructure mixte ( $fer\alpha(c.c) + fer\gamma(c.f.c)$ ) subira la déformation. Pour simplifier la modélisation, la structure déformée à partir de cette température est supposée cubique à face centrée. Deux lois seront donc identifiées pour chacun des aciers étudiés. La première est valable pour  $T < 1073 \text{ K}$  et correspond à la deuxième forme de l'équation (3.51), la deuxième correspond à la première forme et prédit le comportement pour des températures supérieures à  $1073 \text{ K}$ .

La différence entre les deux formes proposées par Zerilli et Armstrong intervient sur la manière d'introduire la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température. En effet, l'équation (3.51), avec ses deux formes, peut s'écrire :

$$\sigma = A + B\varepsilon^n \quad (3.52)$$

Les expressions de  $A$ ,  $B$  et  $n$  dépendent de la structure du matériau. Ils sont donnés dans le tableau 3.9. Les auteurs supposent que, dans le cas des matériaux de structure cubique centrée (c.c), la variation de la vitesse ou de la température change la valeur du paramètre  $A$ . Cette variation ne fait donc que translater la courbe sans changer sa forme. Alors que dans le cas des matériaux de structure cubique à face centrée (c.f.c), la sensibilité à la température et à la vitesse de déformation affecte également l'écrouissage puisque c'est le paramètre  $B$  qui varie dans ce cas (voir figure 3.17).

Structure	$A$	$B$	$n$
c.f.c	$C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{d}}$	$C_3 \exp(-C_6T + C_7T \ln \dot{\varepsilon})$	1/2
c.c	$C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{d}} + C_5 \exp(-C_6T + C_7T \ln \dot{\varepsilon})$	$C_4$	$n$

TABLE 3.9 – Les expressions de  $A$ ,  $B$  et  $n$  de la loi de Zerilli et Armstrong pour les deux structures cristallines c.c et c.f.c.

La méthode d'identification de ces deux formes de la loi de Zerilli et Armstrong n'est pas la même. Pour identifier la forme correspondante à la structure c.f.c. où les effets d'écrouissage et de la sensibilité à la vitesse et à la température sont couplés, tous les paramètres sont identifiés en même temps. Dans le

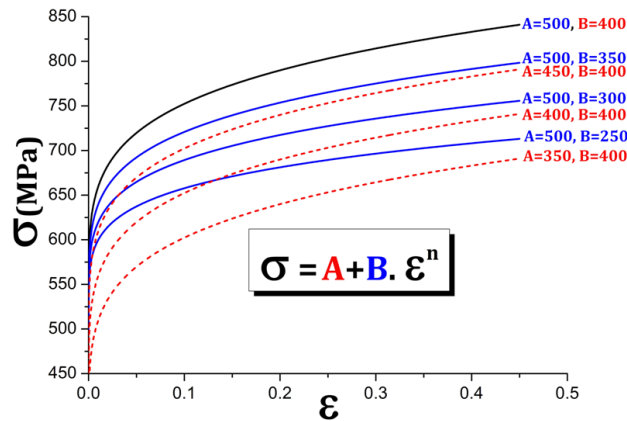


FIGURE 3.17 – Influence de la variation des paramètres  $A, B$  dans la fonction  $\sigma = A + B\epsilon^n$ .

cas des matériaux de structure c.c, les paramètres d'érouissage ( $C_4$  et  $n$ ) sont d'abord identifiés, puis les autres paramètres décrivant la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température sont déterminés. Le tableau 3.10 liste les paramètres du modèle de Zerilli et Armstrong identifiés pour les quatre matériaux étudiés.

Matériau	structure	$C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{d}}$	$C_3$	$C_4$	$C_5$	$C_6$	$C_7$	$n$
42CrMo4-FP	c.c ( $T < 1073$ K)	334.5	...	449	1809	0.8098	-0.0270	0.186
42CrMo4-FP	c.f.c ( $T > 1073$ K)	92.1	50502	...	...	0.0047	0.00017	...
42CrMo4-B	c.c ( $T < 1073$ K)	368.5	...	584	1257	0.5584	-0.0971	0.175
42CrMo4-B	c.f.c ( $T > 1073$ K)	77.7	12191	...	...	0.0035	0.00014	...
100Cr6	c.c ( $T < 1073$ K)	417.6	...	318	1107	0.3815	-0.0624	0.109
100Cr6	c.f.c ( $T > 1073$ K)	82.1	3956899	...	...	0.0085	0.00023	...
2017-T4	c.f.c	149.6	3680	...	...	0.0050	-0.0001	...

TABLE 3.10 – Paramètres de la loi de Zerilli et Armstrong identifiés pour les quatre matériaux d'étude.

La comparaison entre ce modèle et celui de Johnson-Cook dans le cas de quelques conditions expérimentales (figure 3.18) montre que ce modèle prédit mieux le comportement des matériaux étudiés surtout dans le cas des aciers. La qualité des prédictions reste néanmoins moins bonne par rapport à celle du modèle de Lurdos et Montheillet.

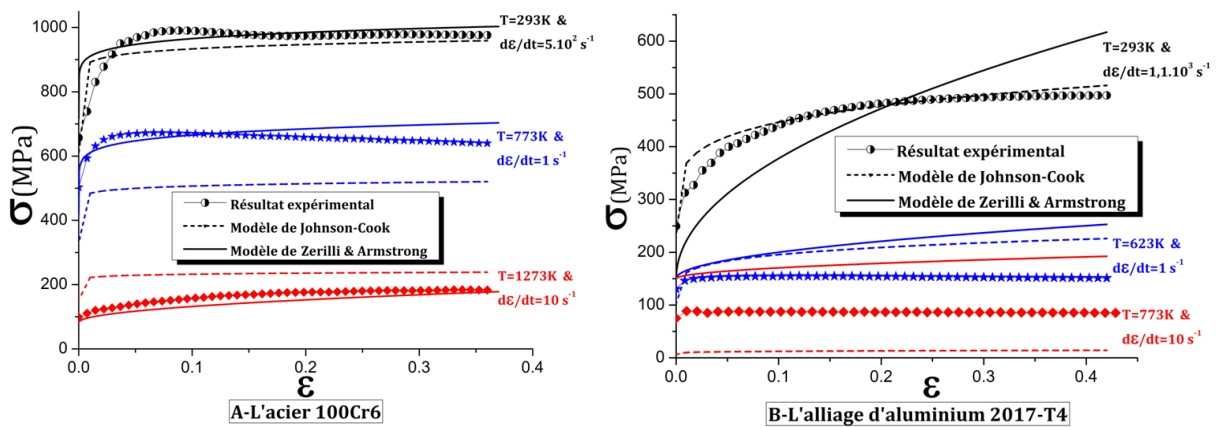


FIGURE 3.18 – Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et le modèle de Zerilli et Armstrong dans le cas de quelques essais réalisés sur l'acier 100Cr6 et l'alliage d'aluminium 2017-T4.

### 3.3.1.6 Le modèle d'Anand

C'est un modèle à variable interne. Les deux principales équations de cette loi sont l'équation reliant les différentes variables rhéologiques ( $T, \dot{\varepsilon}, \sigma$ ) et l'équation d'évolution de la variable interne  $S$  :

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, S, T) \quad (3.53)$$

$$\dot{S} = h(\sigma, S, T) \dot{\varepsilon} - \dot{r}(S, T) \quad (3.54)$$

Pour déterminer les paramètres du modèle, il suffit d'identifier les paramètres des fonctions  $f, h$  et  $\dot{r}$ . Les expressions de ces trois fonctions, les paramètres associés, et les essais utilisés pour l'identification sont présentés au tableau 3.11.

Fonction	Expressions analytiques	Paramètres	Essais utilisés	Phénomènes
$f(\sigma, S, T)$	$A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \left[\sinh\left(\xi \frac{\sigma}{S}\right)\right]^{1/m}$	$A, m, \xi, Q$	avec sauts de $\dot{\varepsilon}$	sensibilité à $\dot{\varepsilon}, T$
$h(\sigma, S, T)$	$h_0 \left 1 - \frac{S}{S_s}\right ^a \operatorname{sign}\left(1 - \frac{S}{S_s}\right)$ avec $S_s = \bar{S} \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q_{ds}}{RT}\right)\right]^n$	$h_0, a, \bar{S}, n, Q_{ds}$	à différentes ( $\dot{\varepsilon}, T$ )	dynamique
$\dot{r}(S, T)$	$B\mu \exp\left(-\frac{Q_r}{RT}\right) \left(\frac{S}{\mu}\right)^p$	$B, p, \mu, Q_r$	de charge-décharge	statique

TABLE 3.11 – Présentation du modèle d'Anand : expressions, paramètres associés et essais utilisés pour l'identification.

Le paramètre  $\mu = \mu(T)$  est le module de cisaillement, il évolue en fonction de la température (voir annexe 2).  $h_0$  est le taux d'érouissage athermique  $h_0 \sim \mu/20$ .  $Q, Q_{ds}$  et  $Q_r$  sont respectivement les énergies d'activation de déformation, de l'adoucissement dynamique (restauration et recristallisation) et de la restauration statique. Bien qu'il n'y ait pas de justification physique pour supposer  $Q = Q_{ds} = Q_r$  et que la différence entre les trois valeurs reflète bien la différence des mécanismes gouvernant les trois phénomènes, le modèle autorise cette hypothèse. En effet, l'utilisation d'une valeur commune a peu d'influence sur le résultat. Ces paramètres sont supposés égaux et identiques aux énergies déterminées dans le cas du modèle de Lurdos et Montheillet :  $Q = Q_{ds} = Q_r \approx 300 \text{ KJ/mol}$  dans le cas des aciers, et  $Q = Q_{ds} = Q_r \approx 200 \text{ KJ/mol}$  dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

La procédure d'identification utilise la proportionnalité entre la contrainte et la variable interne à  $T$  et  $\dot{\varepsilon}$  constantes :

$$S = \frac{\sigma}{C} \quad \text{avec, } C = \frac{1}{\xi} \sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right\}^m \right] \quad (3.55)$$

Cette relation permet la substitution de  $S$  par  $\frac{\sigma}{C}$ , ce qui conduit à l'écriture suivante de l'équation d'évolution de la variable interne  $S$  (l'équation (3.54)) :

$$\dot{\sigma} = ch\left(\sigma, \frac{\sigma}{C}, T\right) \dot{\varepsilon} - c\dot{r}\left(\frac{\sigma}{C}, T\right) \quad (3.56)$$

ou aussi :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Ch\left(\sigma, \frac{\sigma}{C}, T\right) - \frac{C}{\dot{\varepsilon}} \dot{r}\left(\frac{\sigma}{C}, T\right) \quad (3.57)$$

Dans le cas d'un essai de compression à température et vitesse de déformation constantes, la restauration statique est négligeable :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx Ch\left(\sigma, \frac{\sigma}{C}, T\right) \quad (3.58)$$

Anand a constaté, à partir de résultats expérimentaux, que l'adoucissement  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \equiv f(\sigma)$  n'évolue pas linéairement, la forme proposée est :

$$\frac{dS}{d\varepsilon} = h_0 \left(1 - \frac{S}{S_s}\right)^a \quad (3.59)$$

ou à  $T$  et  $\dot{\varepsilon}$  constantes :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Ch_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s}\right)^a \quad (3.60)$$

L'intégration de cette équation différentielle donne :

$$\begin{aligned} \text{si } a = 1 : \quad & \sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_0) \exp\left(-\frac{Ch_0}{\sigma_s} \varepsilon\right) \\ \text{si } a \neq 1 : \quad & \sigma = \sigma_s - \left[(\sigma_s - \sigma_0)^{1-a} + (a-1) \{(Ch_0) \sigma_s^{-a}\} \varepsilon\right]^{\frac{1}{1-a}} \end{aligned} \quad (3.61)$$

avec  $\sigma_0 = CS_0$ ;  $S_0$  est la valeur initiale de  $S$  et  $\sigma_s = CS_s$ ;  $S_s$  est la valeur de saturation de  $S$ , son expression est donnée dans le tableau 3.11. Pour  $a = 1$ , l'expression  $\sigma \equiv f(\varepsilon)$  est identique à la loi de Voce.

L'identification des paramètres du modèle est réalisée en plusieurs étapes :

1<sup>ère</sup> étape : Détermination des paramètres de  $f(\sigma, S, T) : A, \zeta$  et  $m$

Pour pouvoir déterminer ces paramètres, la variable interne  $S$  qui traduit l'évolution de la microstructure doit rester constante. Pour cela, des essais de compression avec sauts de vitesse ont été effectués, en se basant sur l'hypothèse que le temps du saut est suffisamment court pour que la microstructure reste inchangée. Il est possible d'écrire :

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_i} = \frac{C_f S}{C_i S} = \frac{\sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}_f}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right\}^m \right]}{\sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}_i}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right\}^m \right]} \quad (3.62)$$

avec  $\sigma_f$  contrainte immédiate après le saut de vitesse,  $\dot{\varepsilon}_f$  vitesse de déformation après le saut,  $\sigma_i$  contrainte juste avant le saut de vitesse,  $\dot{\varepsilon}_i$  vitesse de déformation avant le saut et  $T$  la température de l'essai.

Le même programme développé sous *Matlab* est utilisé pour déterminer ces deux paramètres  $A$  et  $m$ . Le facteur d'échelle  $\zeta$  est introduit dans la fonction  $f(\sigma, S, T)$  pour permettre à  $S$  de rester toujours supérieure à  $\sigma$  (pour des considérations thermodynamiques). Sa valeur ne change rien dans le pouvoir prédictif du modèle. L'auteur propose juste une condition pour le déterminer :

$$\zeta > \sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}_M}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT_m}\right) \right\}^m \right] \quad (3.63)$$

avec  $\dot{\varepsilon}_M$  et  $T_m$ , respectivement, la plus grande vitesse de déformation et la plus faible température. Le tableau 3.12 présente la valeur de l'expression  $H = \sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}_M}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT_m}\right) \right\}^m \right]$  pour les différents matériaux, ainsi que les valeurs du facteur d'échelle  $\zeta$  choisi pour les différents matériaux.

Matériau	$Q$ (KJ.mol <sup>-1</sup> )	$A$ (s <sup>-1</sup> )	$m$	$T_m$ (K)	$\dot{\varepsilon}_M$ (s <sup>-1</sup> )	$H$	$\zeta$
42CrMo4-FP	<b>300</b>	1.366 10 <sup>5</sup>	<b>0.64334</b>	293	700	76.53	<b>80</b>
42CrMo4-B	<b>300</b>	8.824 10 <sup>5</sup>	<b>0.66675</b>	293	100	76.75	<b>80</b>
100Cr6	<b>300</b>	2.8 10 <sup>14</sup>	<b>0.09382</b>	293	500	9.71	<b>15</b>
2017-T4	<b>200</b>	4.66 10 <sup>12</sup>	<b>0.18322</b>	293	1100	11.67	<b>20</b>

TABLE 3.12 – Paramètres  $Q$ ,  $A$ ,  $m$  et  $\zeta$  identifiés pour les quatre matériaux étudiés.

2<sup>ème</sup> étape : Détermination des paramètres de  $\dot{r}(S, T) : B$  et  $p$

Pour déterminer la fonction de restauration statique, des essais de charge-décharge en compression, décrits précédemment, ont été réalisés. Il s'agit de découpler les termes statique et dynamique de l'équation (3.54). En effet, en absence d'érouissage et d'adoucissement dynamique ( $\dot{\varepsilon} = 0$ ), l'équation d'évolution de  $S$  devient :

$$\dot{S} = -\dot{r}(S, T) = -B\mu \exp\left(-\frac{Q_r}{RT}\right) \left(\frac{S}{\mu}\right)^p \quad (3.64)$$

en intégrant cette équation entre les deux moments de décharge et de recharge et sachant que  $\Delta t$  est le temps de maintien en décharge :

$$\exp\left(\frac{Q_r}{RT}\right) \frac{\mu^p}{\mu B} \int_{S_i}^{S_f} S^{-p} dS = -\Delta t \tag{3.65}$$

Sachant que :  $\frac{d}{dS_f} \left( \int_{S_i}^{S_f} S^{-p} dS \right) = (S_f)^{-p}$  et que d'autre part  $S_f = \frac{\sigma_f}{C}$ , l'équation précédente devient :

$$-\frac{d(\Delta t)}{d(\sigma_f/c)} = \frac{1}{\mu B} \exp\left(\frac{Q_r}{RT}\right) \left(\frac{\sigma_f}{\mu C}\right)^{-p} \tag{3.66}$$

avec :  $C \equiv \frac{1}{\xi} \sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\epsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right\}^m \right]$ .

Dans le cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique, ce type d'essai n'a pas été réalisé, ainsi que pour l'alliage d'aluminium 2017-T4, où la recristallisation dynamique apparaissant après chaque recharge ne permet pas de prendre en compte ce phénomène. Pour ces deux matériaux, ce phénomène a été négligé et  $\dot{\gamma}(S, T) = 0$ . En ce qui concerne les deux aciers 42CrMo4-FP et 100Cr6, l'équation (3.66) a été utilisée pour déterminer les paramètres  $B$  et  $p$  à partir des deux tableaux 2.2 et 2.3. Les valeurs de module de cisaillement  $\mu$  (voir annexe 2) et du paramètre  $C$  sont déterminés pour la température d'apparition de la restauration statique (tableau 3.13). Cette température est déterminée à partir des essais de charge-décharge à différentes températures et correspond à celle qui conduit à un  $FS$  constant.

Matériau	$T$ (K)	$\dot{\epsilon}$ ( $s^{-1}$ )	$\mu$ (GPa)	$\frac{1}{\mu} \exp\left(\frac{Q_r}{RT}\right)$	$C$
42CrMo4-FP	973	$2.10^{-2} s^{-1}$	57	$2.23841 \cdot 10^{11}$	0.18034
100Cr6	1073	$2.10^{-2} s^{-1}$	50	$2.55179 \cdot 10^{11}$	0.04442

TABLE 3.13 – Valeurs de  $\mu$  et  $C$  pour les conditions d'apparition de la restauration statique.

Finalement  $B$  et  $p$  sont déterminés en approchant la courbe  $-\frac{d(\Delta t)}{d(\sigma_f/c)} \equiv f\left(\frac{\sigma_f}{\mu C}\right)$  par une équation du type :  $y = Ax^{-p}$ , avec  $A = \frac{1}{B\mu} \exp\left(\frac{Q_r}{RT}\right) = cste$ . La figure 3.19 montre la correspondance entre les points expérimentaux et la courbe d'équation  $y = \frac{A}{B} x^{-p}$ .  $B$  et  $p$  sont identifiés en utilisant le même algorithme de calcul.

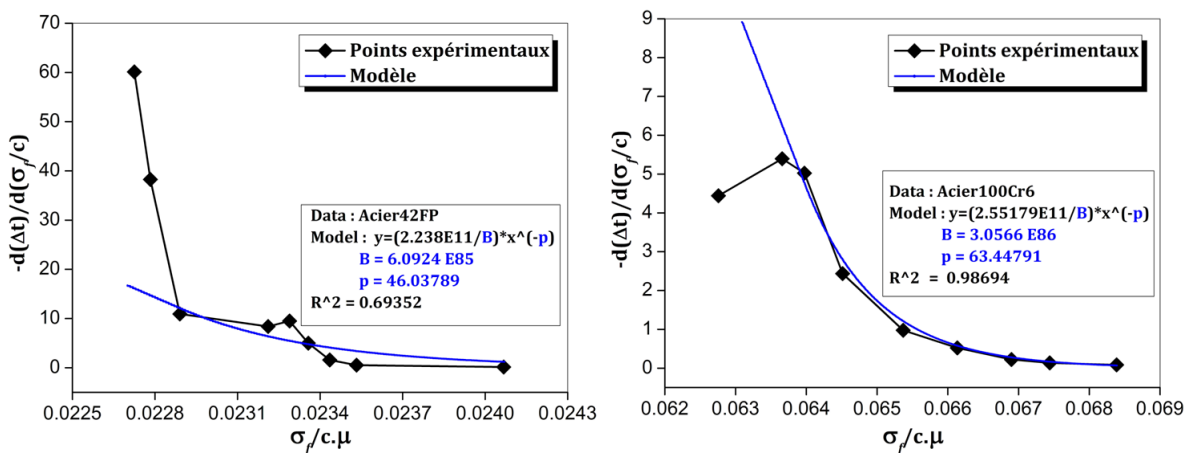


FIGURE 3.19 – Valeurs de  $B$  et  $p$  identifiées dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP (à gauche) et l'acier 100Cr6 (à droite).

3<sup>ème</sup> étape : Détermination de la contrainte de saturation  $\sigma_s$

Les valeurs de la contrainte de saturation  $\sigma_s$  sont déterminées à partir des courbes contrainte-déformation

pour tous les essais une fois l'état d'équilibre (de saturation) atteint. Dans le cas des essais de compression, la déformation est insuffisante pour atteindre l'état de saturation,  $\sigma_s$  est estimée par extrapolation de la courbe  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = f(\sigma)$  jusqu'à  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0$ .

Comme pour la limite d'élasticité  $\sigma_0$ , l'évolution de la contrainte de saturation  $\sigma_s$  en fonction de la température permet de distinguer les trois zones de comportement : le comportement à froid, à mi-chaud et à chaud. La figure 3.20 montre un changement de pente en passant d'un domaine à l'autre dans le cas des quatre matériaux d'étude.

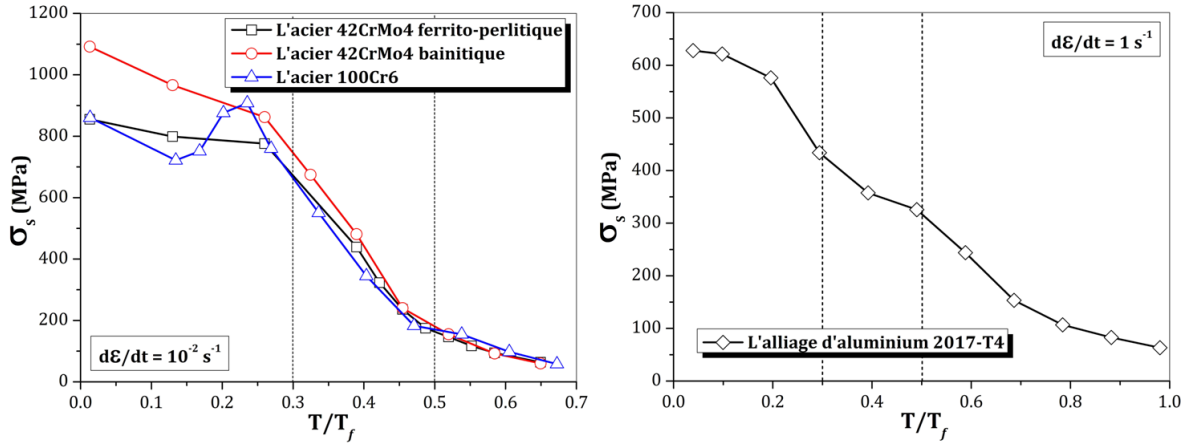


FIGURE 3.20 – Évolution de la contrainte de saturation en fonction de la température dans le cas des quatre matériaux d'étude.

#### 4<sup>ème</sup> étape : Détermination des paramètres $a$ , $Ch_0$ et $\sigma_0$

Ces paramètres sont identifiés à partir des essais de compression à différentes températures et vitesses de déformation. Pour déterminer les valeurs de  $a$ ,  $Ch_0$  et  $\sigma_0$  deux méthodes sont possibles :

- La première consiste à déterminer les paramètres  $a$  et  $Ch_0$  pour tous les essais à partir de l'équation (3.60) :  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Ch_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s}\right)^a$ , ensuite, connaissant les paramètres  $a_i$  et  $(Ch_0)_i$  relatifs aux essais, la contrainte  $\sigma_0$  est déterminée en utilisant :

$$\sigma = \sigma_s - \left[ (\sigma_s - \sigma_0)^{1-a} + (a-1) \{ (Ch_0) \sigma_s^{-a} \} \varepsilon \right]^{\frac{1}{1-a}} \quad (3.67)$$

- Dans la deuxième méthode, il s'agit de déterminer directement les paramètres  $a_i$ ,  $(Ch_0)_i$  et  $(\sigma_0)_i$  à partir des courbes contrainte-déformation en utilisant cette dernière équation.

La première méthode est plus motivée physiquement mais la deuxième est plus simple, étant donné la difficulté de calcul de la dérivée  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ . Dans notre cas, cette dérivée est déjà calculée pour déterminer la contrainte de saturation. La première méthode est utilisée. La valeur de  $a$  est ensuite déterminée comme la moyenne des valeurs  $a_i$ . De même, la valeur de  $h_0$  est également déterminée par une simple moyenne :

$$h_0 = \frac{\sum_{i=1}^q ([Ch_0]_i / C_i)}{q} \quad (3.68)$$

$q$  est le nombre des essais,  $[Ch_0]_i$  est la valeur de  $Ch_0$  déterminée pour chaque essai  $i$  et  $C_i$  est la valeur correspondante de  $C$  déterminée par l'équation :

$$C = \frac{1}{\xi} \sinh^{-1} \left[ \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right\}^m \right] \quad (3.69)$$

#### 5<sup>ème</sup> étape : Détermination des paramètres $\bar{S}$ et $n$



Les valeurs de  $\bar{S}$  et  $n$  sont déterminées à partir de :

$$\sigma_s = C\bar{S} \left[ \frac{\dot{\epsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q_{ds}}{RT}\right) \right]^n \tag{3.70}$$

par une simple approximation de la courbe  $\frac{\sigma_s}{C} \equiv f\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q_{ds}}{RT}\right)\right)$  par une équation de type  $y = \bar{S}x^n$ .  $Q_{ds}$  est supposée connue, en se référant à l'hypothèse annoncée précédemment :  $Q = Q_{ds} = Q_r$ .

6<sup>ème</sup> étape : Détermination de  $S_0$

La valeur de  $S_0$  est déterminée pour chaque essai en divisant  $\sigma_0$  par la valeur correspondante de  $c$  déterminée grâce à l'équation (3.69). Un exemple des valeurs de  $S_0$  correspondantes aux conditions  $(T, \dot{\epsilon})$  est donné par les courbes de la figure 3.21.

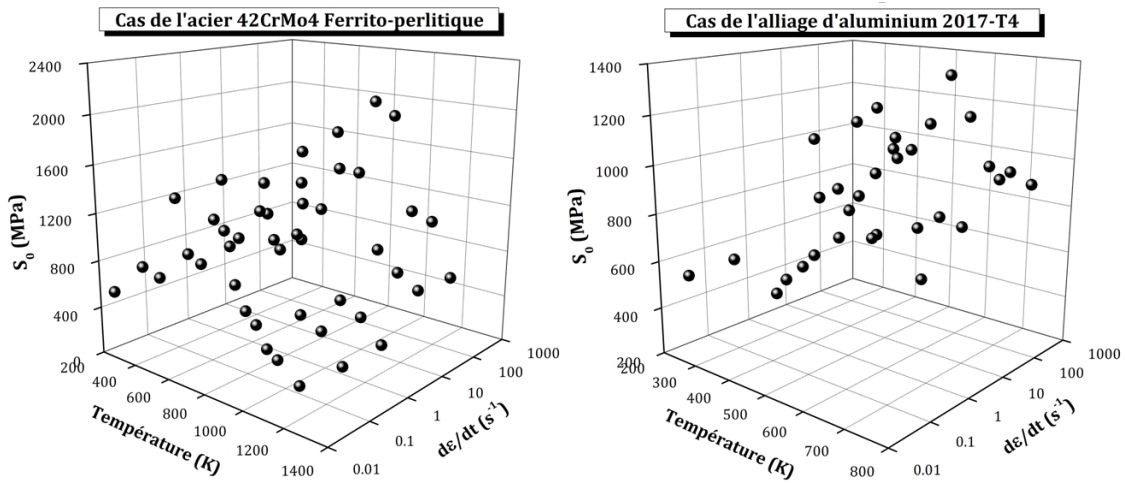


FIGURE 3.21 – Valeurs de  $S_0$  en fonction des conditions  $(T, \dot{\epsilon})$  pour les quatre matériaux d'études. Cas de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique et l'alliage d'aluminium 2017-T4.

Finalement, le tableau 3.14 résume les valeurs des différents paramètres du modèle relatifs aux quatre matériaux d'étude.

Paramètre	42CrMo4-FP	42CrMo4-B	100Cr6	2017-T4
$Q = Q_{ds} = Q_r (KJ.mol^{-1})$	300	300	300	200
$A (s^{-1})$	$1.366 \cdot 10^5$	$8.824 \cdot 10^5$	$2.8 \cdot 10^{14}$	$4.66 \cdot 10^{12}$
$m$	0.64334	0.66675	0.09382	0.18322
$\zeta$	80	80	15	20
$a$	1.25	1.14	1.4	1.45
$h_0 (MPa)$	94887	165261	7863359	680703
$B (MPa.s^{-1})$	$6.1 \cdot 10^{85}$	—	$3.05 \cdot 10^{86}$	—
$p$	46.04	—	63.45	—
$\bar{S} (MPa)$	238.9	935.2	3905.8	1121.9
$n$	0.086	0.027	0.024	0.014

TABLE 3.14 – Les paramètres du modèle d'Anand identifiés pour les quatre matériaux d'étude.

En traçant le modèle d'Anand pour quelques conditions thermomécaniques, on constate une grande capacité à reproduire les résultats expérimentaux pour les quatre matériaux étudiés (figure 3.22). La sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation et à la température est très proche des observations expérimentales. En ce qui concerne le phénomène d'adoucissement, la pente diminue lorsque la température ou la vitesse augmente. Cependant, cette pente reste toujours positive ou nulle. La courbe

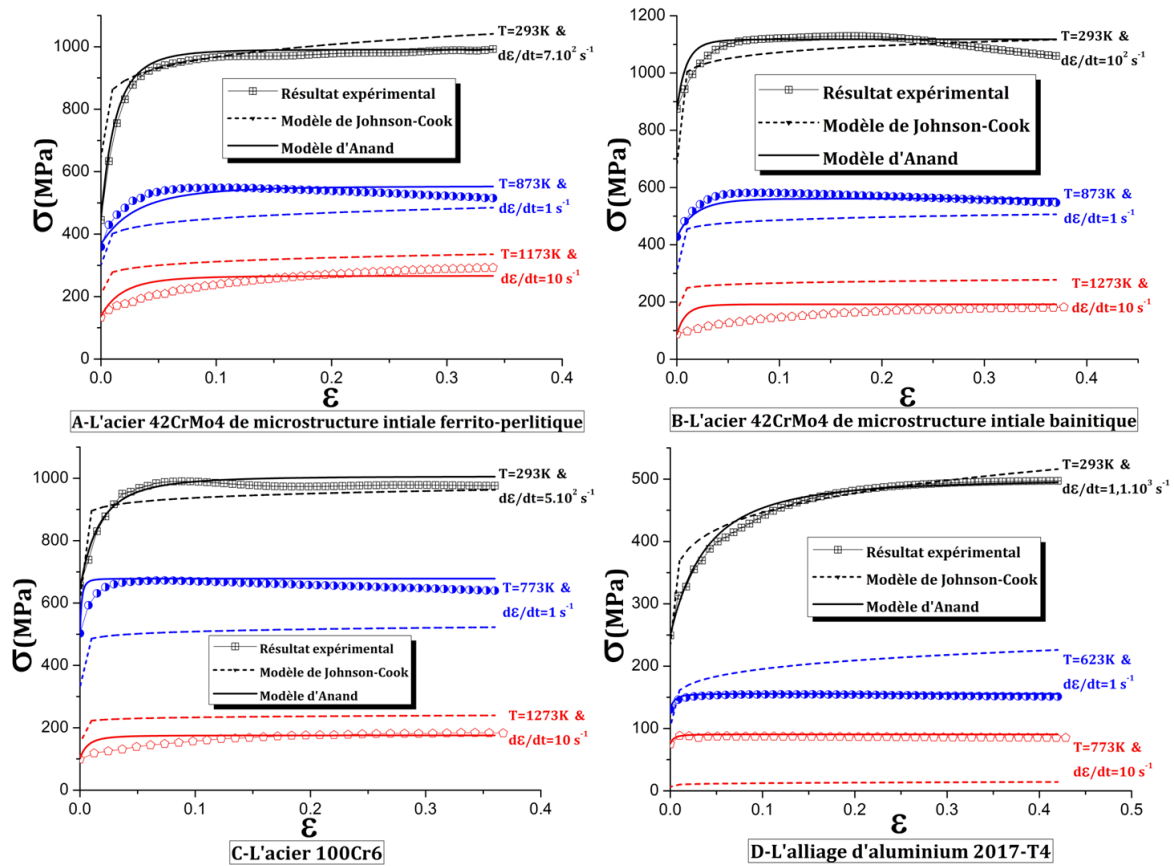


FIGURE 3.22 – Comparaison entre le modèle d’Anand, le modèle de Johnson-Cook et les essais dans le cas des quatre matériaux d’étude.

contrainte-déformation ne peut en aucun cas devenir décroissante contrairement à ce qui a été observé expérimentalement. Malgré cela, il est le plus précis de tous les modèles étudiés. Le nombre de paramètres élevé permet de reproduire toutes les situations sauf le cas d’une courbe décroissante observée principalement dans le domaine de déformation à mi-chaud.

### 3.3.2 Comparaison des différents types de modélisation

Les modèles identifiés dans le paragraphe précédent, sont maintenant représentés dans le même diagramme contrainte-déformation pour quelques conditions thermomécaniques appartenant aux trois domaines de déformation (figure 3.23). D’une manière générale, le modèle d’Anand ainsi que le modèle de Lurdos et Montheillet sont toujours les plus proches des résultats expérimentaux. La différence entre la prédiction du modèle et les essais est très importante dans le cas de la loi de Johnson-Cook, la loi de Bäker et la loi de Coupard et Calamaz (ou la loi TANH). Cette différence diminue avec le modèle de Zerilli et Armstrong. De très bons résultats sont obtenus par le modèle d’Anand dans le cas de l’alliage d’aluminium 2017-T4. Ce modèle reproduit parfaitement les essais. Rappelons que ce modèle a été appliqué au début pour le forgeage des alliages d’aluminium. Il a ensuite été utilisé dans le cas des aciers [Bro87].

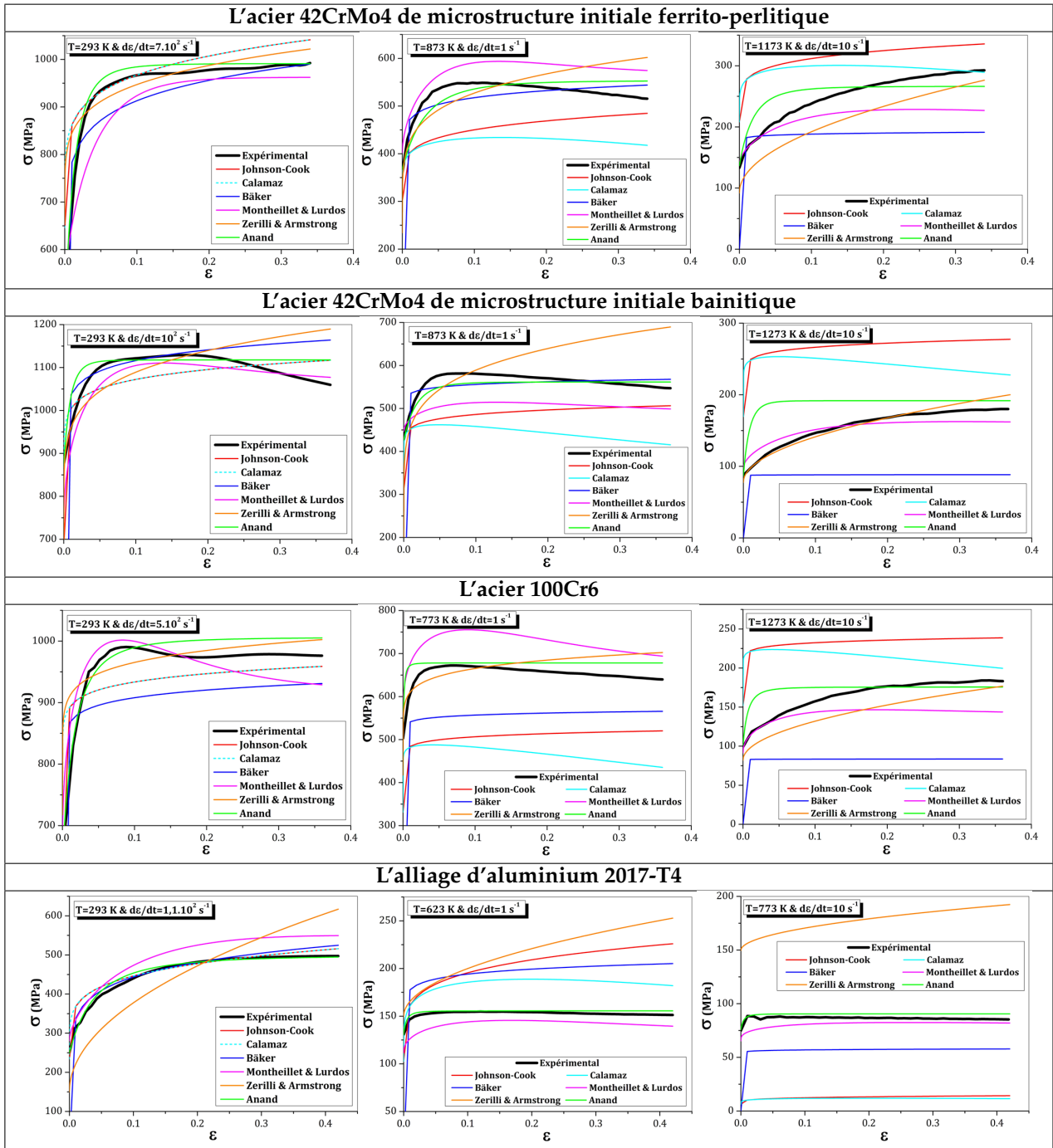


FIGURE 3.23 – Comparaison entre les différents modèles identifiés et quelques courbes expérimentales dans le cas des quatre matériaux d'étude.

Pour quantifier la différence entre les prédictions des modèles et les essais expérimentaux, nous avons défini un écart relatif comme le rapport entre l'aire issue de la différence entre la courbe expérimentale et la prédiction du modèle (notée B dans la figure 3.24) et l'aire de la surface de la courbe expérimentale (notée A dans la figure 3.24). Pour un essai  $i$ , l'écart  $E_i$  s'écrit :

$$E_i = \frac{\int_0^{\epsilon_f} |(\sigma_{exper})_i - (\sigma_{model})_i| d\epsilon}{\int_0^{\epsilon_f} (\sigma_{exper})_i d\epsilon} \quad (3.71)$$

L'écart relatif moyen entre les prédictions du modèle et les  $N$  courbes expérimentales réalisées pour un

matériau donné s'écrit alors :

$$E_m = \frac{\sum_{i=1}^N E_i}{N} \tag{3.72}$$

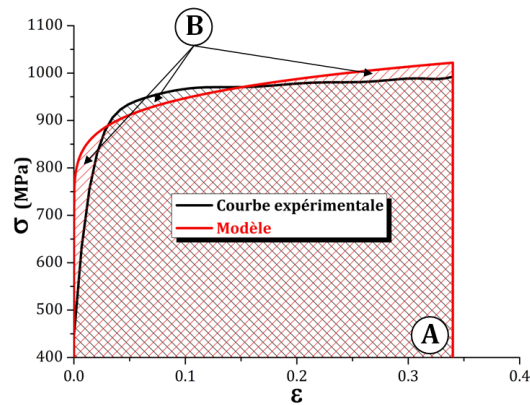


FIGURE 3.24 – Représentation de l'écart entre la courbe expérimentale et le modèle.

Les écarts relatifs entre les prédictions des modèles identifiés et les courbes expérimentales sont tracés pour les trois domaines de déformation sur la figure 3.25. Pour les quatre matériaux, l'écart entre tous les modèles et les résultats d'essai est faible à froid (inférieur à 5 %), moyen à mi-chaud (de 10 à 20 %) et élevé à chaud (entre 20 et 60 %). Ces valeurs ne sont pas représentatives de la réalité car plus la température augmente plus la contrainte d'écoulement diminue et donc l'aire de la surface A (figure 3.24) diminue. L'écart relatif, défini comme le rapport entre l'aire de A et l'aire de B, augmente.

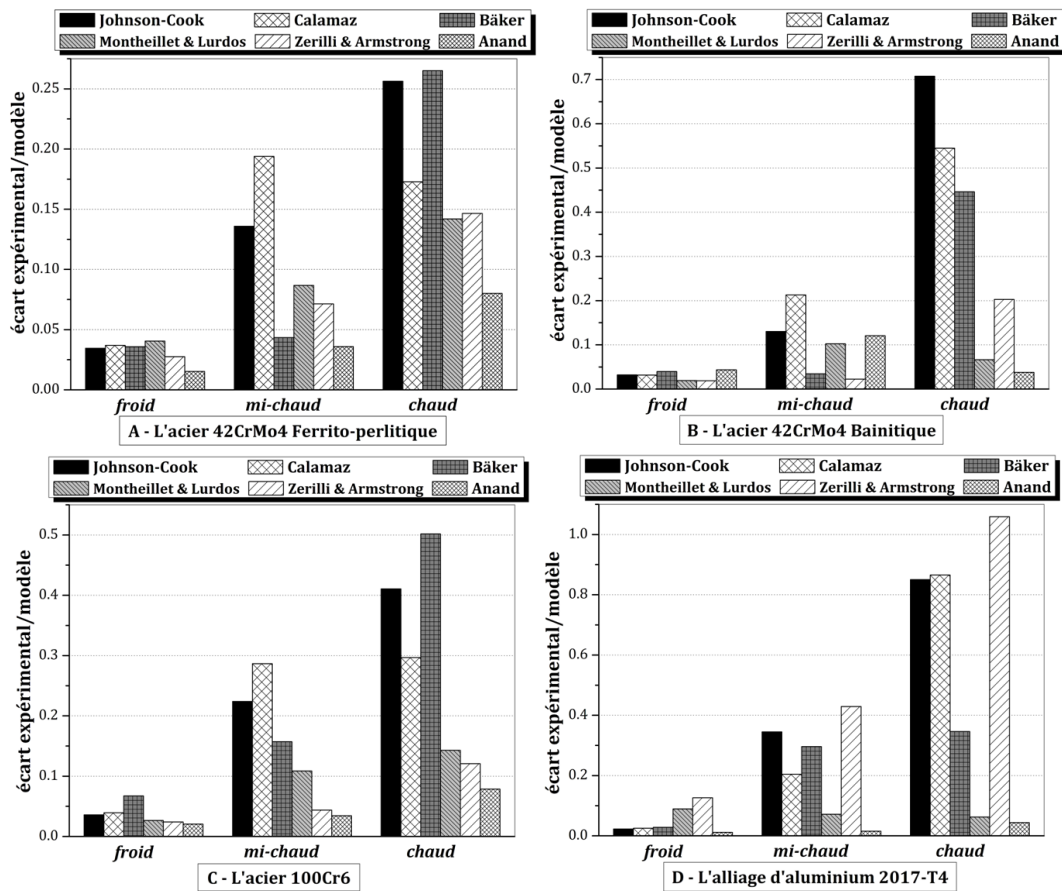


FIGURE 3.25 – Écart entre les essais expérimentaux et les modèles identifiés pour les trois domaines de déformation et dans le cas des quatre matériaux d'étude.

A froid, la différence entre les modèles reste faible. Les écarts entre les prédictions et les essais sont très proches pour toutes les lois identifiées. A mi-chaud, trois modèles présentent un écart moyen inférieur à 10 % dans le cas des aciers, ce sont le modèle de Zerilli et Armstrong, de Lurdos et Montheillet et le modèle d'Anand. Dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, les deux derniers conduisent à des différences de moins de 10 % par rapport aux résultats expérimentaux. Pour la déformation à chaud, l'écart est faible uniquement pour les modèles de Lurdos et Montheillet et d'Anand. Le modèle de Johnson-Cook et ses dérivés donnent des prédictions avec un écart supérieur à 50 %.

D'une manière générale, les écarts relatifs entre les essais expérimentaux et les prédictions des modèles sont plus faibles dans le cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique (figure 3.26). Ceci peut se justifier par la grande base de données expérimentales utilisée pour l'identification dans le cas de ce matériau.

Les constatations émises par domaine de déformation restent valables dans le cas général. Pour les aciers, les trois modèles donnant des prédictions avec des écarts relatifs inférieurs à 10 % sont le modèle de Zerilli et Armstrong, de Montheillet et Lurdos et le modèle d'Anand. Dans le cas de l'aluminium, seuls les deux derniers sont précis à 10 % près. Les modèles empiriques non couplés ou couplés (en modifiant des modèles existants tel que la loi de Johnson-Cook) donnent généralement des prédictions loin de la réalité. Les écarts entre les prédictions de ces modèles et les essais expérimentaux peuvent atteindre 50 %.

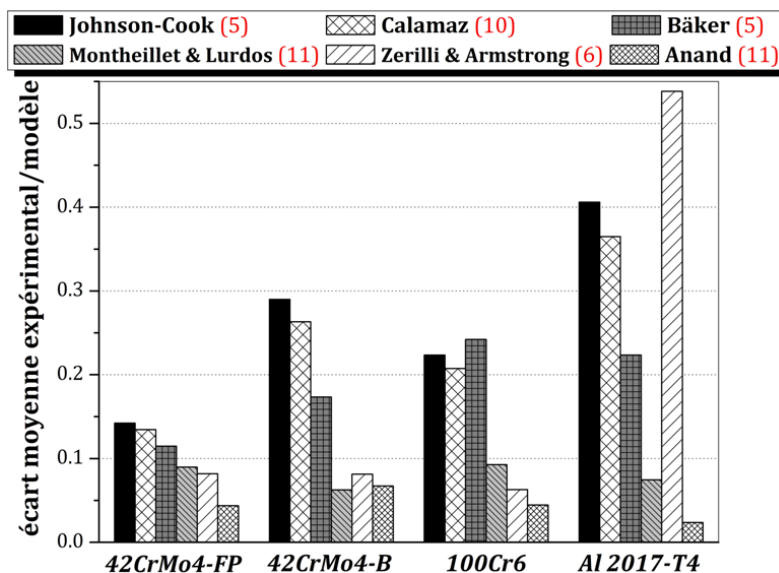


FIGURE 3.26 – Écart relatif moyen entre les essais expérimentaux et les modèles identifiés pour les quatre matériaux d'étude (le nombre des paramètres de chaque modèle est noté en rouge).

Les modèles identifiés appartiennent à des grandes familles de modélisation. Le modèle de Johnson-Cook représente les modèles empiriques non couplés. Ce sont des modèles à nombre de paramètres réduit. Ils ne présentent aucun couplage entre les effets d'écroutissage-adoucissement, les effets de vitesse de déformation et les effets de température. Le découplage facilite la tâche d'identification de ce type de modèles et il réduit le nombre d'essais nécessaires. Ces lois sont incapables de modéliser le comportement observé expérimentalement pour les quatre matériaux. Bien qu'ils ne représentent pas la réalité, ces modèles sont utilisés dans la littérature pour la simulation numérique des procédés.

Des travaux plus approfondis ont prouvé les limites de ces modèles notamment pour la simulation de la coupe [Cal08] par exemple. Certains travaux ont prouvé que ces modèles sont incapables de fournir des résultats acceptables même qualitativement (forme du copeau pour la simulation de la coupe). A l'issue de ces travaux, plusieurs auteurs ont introduit un couplage. Ce dernier a été ajouté de deux manières. Certains ont modifié les modèles existants. Ils sont représentés dans cette étude par le modèle de Bäker et Coupard et

Calamaz qui constituent une amélioration de la loi de Johnson-Cook. D'autres ont proposé des formulations basées sur des modèles d'écroutissage simples (comme la loi de Voce) où les paramètres se transforment en variables internes. Ces variables évoluent avec la température et la vitesse de déformation. Cette catégorie est représentée ici par le modèle de Lurdos et Montheillet. Les deux types de modèles couplés tiennent compte de l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'écroutissage.

Dans le cas du modèle de Bäker, le nombre de paramètres n'a pas augmenté mais l'identification est devenue plus complexe. Bäker suppose que l'adoucissement apparaît en fonction de la température seulement. Son apparition diminue la pente d'écroutissage. Cette pente reste toujours positive ou nulle. Les résultats de ce modèle restent relativement éloignés des observations. Des petites améliorations sont observées par rapport à la loi de Johnson-Cook. Le modèle de Coupard et Calamaz nécessite un nombre d'essais plus élevé. Ce modèle a ajouté quatre paramètres aux cinq de la loi de Johnson-Cook. Il permet de bien reproduire la compétition écroutissage-adoucissement observée expérimentalement. Cependant, la sensibilité de la contrainte d'écoulement aux paramètres rhéologiques reste loin des résultats expérimentaux car elle est la même que celle proposée par Johnson et Cook. Quant au modèle de Lurdos et Montheillet, l'identification reste simple mais elle nécessite une grande base de données expérimentales. Ce modèle dispose de onze paramètres. Il fournit des prédictions proches des essais réalisés sur les quatre matériaux. Les deux derniers modèles autorisent un écroutissage négatif suite à la compétition avec le phénomène d'adoucissement. Les courbes contrainte-déformation peuvent alors devenir décroissantes pour certaines conditions thermomécaniques. Dans le modèle de Lurdos cet adoucissement est fonction de la température et la vitesse de déformation alors que dans le modèle de Coupard, seule la variation de la température peut provoquer l'apparition du phénomène d'adoucissement.

Dans un autre contexte, des modèles dits physiques présentés ici par le modèle d'Anand, et d'autres appelés semi-empirique (ou semi-physique) comme le modèle de Zerilli et Armstrong, ont été développés. Ces modèles trouvent leur origine dans la théorie des dislocations. Les modèles physiques introduisent des variables internes représentatives de la microstructure (densité de dislocation, taille de grain,...). Les lois semi-physiques proposent des formulations simples suite à des approximations.

Le modèle de Zerilli et Armstrong est l'un des plus utilisés dans cette catégorie. Il propose deux formulations différentes selon la structure cristallographique du matériau. Il suppose que dans le cas d'un cfc, la température et la vitesse de déformation peuvent influencer l'écroutissage. Cependant ce n'est pas le cas pour un cc. Les résultats expérimentaux de cette étude montrent que cette hypothèse est complètement erronée. Avec un nombre de paramètres relativement faible, ce modèle a donné des résultats meilleurs que les modèles empiriques non couplés. L'identification reste complexe car c'est une loi additive.

Le modèle d'Anand a été sélectionné car c'est le plus simple dans sa catégorie. Il introduit une seule variable interne qui constitue, dans le cas d'un matériau monophasé, la densité de dislocation. Dans les matériaux à plusieurs phases, elle contient également la contribution de l'hétérogénéité de la déformation, de l'interaction entre les phases...etc. Ce modèle nécessite, en plus d'essais simples pour différentes conditions thermomécaniques, des essais spécifiques tels que les essais de charge-décharge et les essais avec sauts de vitesse de déformation. Son identification est longue et complexe. Il contient onze paramètres. Malgré ces inconvénients, ce modèle a donné des prédictions remarquables. C'est le modèle le plus proche des résultats expérimentaux. Cette loi comme celle de Bäker, tient compte de l'effet des paramètres rhéologiques sur l'écroutissage mais la pente reste toujours positive ou nulle.

Le tableau 3.15 constitue une synthèse des avantages et inconvénients de chaque modèle étudié. En ce qui concerne l'adoucissement, le signe (\*) ajouté pour le modèle de Bäker et d'Anand signifie que ce phénomène est pris en compte par les deux modèles mais avec une certaine limite car la pente ne peut pas devenir négative avec les deux formulations. La comparaison entre les différents modèles a montré que les plus précis sont ceux qui utilisent le nombre de paramètres le plus élevé c'est-à-dire la loi de Lurdos et Montheillet et la loi d'Anand. Ces deux modèles ont aussi un autre point commun, la relation contrainte déformation



Modèle de	Nombre de paramètres	tient compte de l'adoucissement.	Sensibilité de $\sigma$ à $\dot{\epsilon}$	Sensibilité de $\sigma$ à $T$	Identification	base de données
JC	5	non	mauvaise	moyenne	simple	réduite
Bäker	5	oui (*)	mauvaise	moyenne	moyenne	réduite
TANH	10	oui	mauvaise	moyenne	difficile	réduite
Lurdos	11	oui	bonne	bonne	simple	étendue
ZA	6	non	moyenne	moyenne	difficile	moyenne
Anand	11	oui (*)	très bonne	très bonne	difficile	étendue

TABLE 3.15 – Synthèse des différents modèles identifiés.

est une légère modification de la loi de Voce dans les deux cas. D'où la nécessité d'atteindre la contrainte de saturation expérimentalement pour une meilleure identification. Pour la loi de Lurdos et Montheillet, malgré le nombre de paramètres élevé, l'identification reste facile mais nécessite une grande base de données expérimentales. Alors que la deuxième s'identifie difficilement et nécessite des essais spécifiques pour tenir compte de certains phénomènes. Le modèle de Lurdos possède un meilleur rapport coût-précision.

En conclusion, les modèles empiriques couplés présentent un bon compromis simplicité/précision à condition de disposer d'une base de données expérimentales suffisamment complète. Une tentative de proposition de modèle plus performant est présentée dans la suite.

### 3.4 Proposition d'un modèle empirique couplé

La base de données expérimentale étendue obtenue dans notre étude présente l'inconvénient de ne pas atteindre, pour toutes les conditions thermomécaniques, des quantités de déformation élevées. L'identification et la comparaison des différentes lois existantes a montré que certains modèles donnent des résultats acceptables sur cette gamme de vitesse et de température (modèle de Lurdos et Montheillet et d'Anand). Cependant, ils sont difficilement identifiables et disposent de beaucoup de paramètres à ajuster (11 paramètres pour les deux modèles). Ces lois dérivent généralement de la loi de Voce. Il est donc indispensable d'atteindre expérimentalement la contrainte de saturation pour une identification optimale. Dans le cas de la sollicitation étudiée (la compression), il est difficile d'atteindre cet état de saturation qui apparaît généralement après 100 % de déformation. D'où la nécessité de développer un modèle qui permette une identification précise sur notre base de données, et qui possède des prédictions acceptables avec un minimum de paramètres.

La partie qui suit constitue une tentative de modélisation du comportement thermo-viscoplastique. L'objectif est de contribuer à la proposition d'un modèle "optimum" pour la simulation numérique des procédés de fabrication tels que l'usinage et le forgeage.

#### 3.4.1 Construction du modèle

Compte tenu des constatations précédentes, le choix a porté sur les modèles empiriques couplés. En s'inspirant des conclusions de l'étude expérimentale sur les quatre matériaux, deux types de couplage sont proposés dans le modèle :

- Couplage entre les effets d'écrouissage et les effets de température provenant de la compétition entre le phénomène d'écrouissage d'une part, et d'autre part les phénomènes d'adoucissement (restauration et recristallisation).
- Couplage entre les effets de vitesse de déformation et les effets de température. Ce couplage résulte de la classification en trois domaines : déformation à froid, à mi-chaud et à chaud. Cette classification révèle un comportement différent dans chaque catégorie notamment vis-à-vis de la viscosité.



3.4.1.1 Modélisation de la compétition écouissage-adoucissement

La compétition entre l'écouissage et l'adoucissement par déformation est à l'origine de la variation de pente de la courbe contrainte-déformation d'une température à l'autre. La modélisation empirique de cette compétition nécessite la combinaison de deux équations, une croissante et l'autre décroissante. Cette combinaison peut être :

- additive sous forme d'une loi de mélange de deux fonctions : une d'écouissage et l'autre d'adoucissement :

$$\sigma_\epsilon = [\beta\sigma_{\text{écouissage}} + (1 - \beta)\sigma_{\text{adoucissement}}] \tag{3.73}$$

avec  $\beta$  une fonction de la température et de la vitesse de déformation.

- multiplicative tel que dans le modèle proposé par Coupard et Calamaz [Cal08] :

$$\sigma_\epsilon = [A + B \epsilon^n] \left[ D + (1 - D) \tanh\left(\frac{1}{\epsilon + \epsilon_0}\right) \right] \tag{3.74}$$

où  $D$  est une fonction de la température et de la déformation.

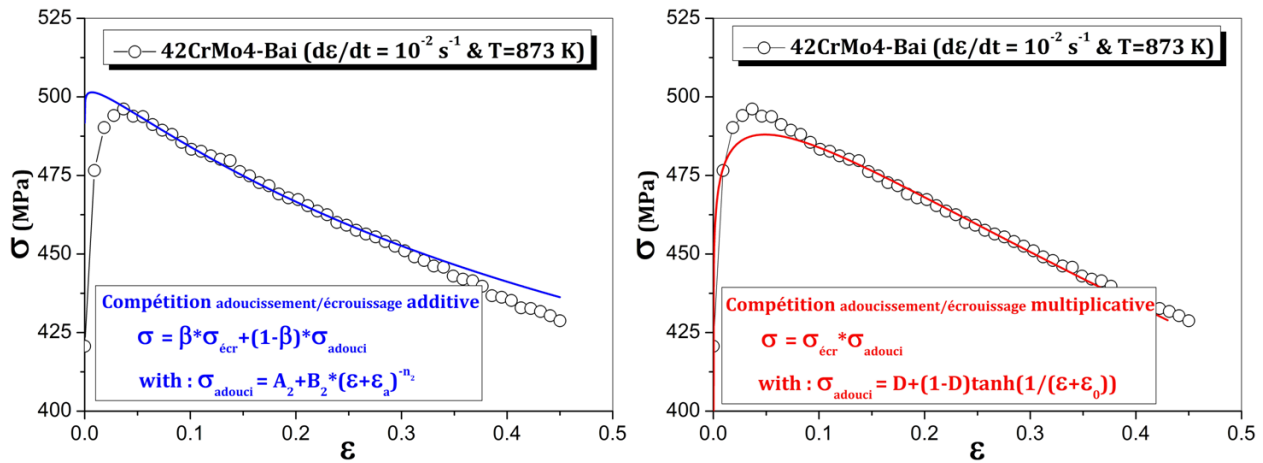


FIGURE 3.27 – Comparaison entre la combinaison additive (à gauche) et multiplicative (à droite) de deux fonctions écouissage et adoucissement.

La figure 3.27 illustre une comparaison entre les deux types de modélisation, additive et multiplicative. Cette dernière reproduit mieux le comportement dans le cas d'une courbe décroissante où le phénomène dominant est l'adoucissement.

La première forme est plus justifiable physiquement mais elle est très complexe à identifier. La deuxième forme est plus phénoménologique mais elle présente l'avantage d'une plus grande simplicité d'identification. Pour ces raisons, la deuxième forme a été choisie pour modéliser la compétition écouissage-adoucissement :

$$\sigma_\epsilon = [A + B \epsilon^n] \left[ D + (1 - D) \tanh\left(\frac{1}{\epsilon + \epsilon_0}\right) \right] \tag{3.75}$$

L'expression de la fonction  $D$  a été simplifiée par rapport à la formulation proposée par Coupard (équation (3.12)). Le nombre des paramètres a été réduit (trois au lieu de cinq). Cette diminution est basée sur l'étude de sensibilité réalisée précédemment lors de l'identification du modèle de Coupard et Calamaz (figure 3.11).  $D$  s'écrit maintenant :

$$D = 1 - \left( \frac{p\epsilon}{1 + p\epsilon} \right) \tanh\left(\frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0}\right) \tag{3.76}$$

3.4.1.2 Modélisation de la sensibilité à la température

La sensibilité de la contrainte à la température est quasiment la même quelle que soit la vitesse de déformation. La figure 3.28 montre que la variation de la température a le même effet sur la contrainte pour différentes vitesses. La variation de la vitesse n’affecte pas la sensibilité de la contrainte à la température. A partir de cette constatation et pour des raisons de simplification, la dépendance de la température peut être introduite de manière similaire à celle proposée par Johnson-Cook. Une légère amélioration a été apportée à cette formulation. Elle consiste à ajouter un deuxième paramètre pour mieux approcher la sensibilité à la température :

$$\sigma_T = 1 - m_1 \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{m_2} \tag{3.77}$$

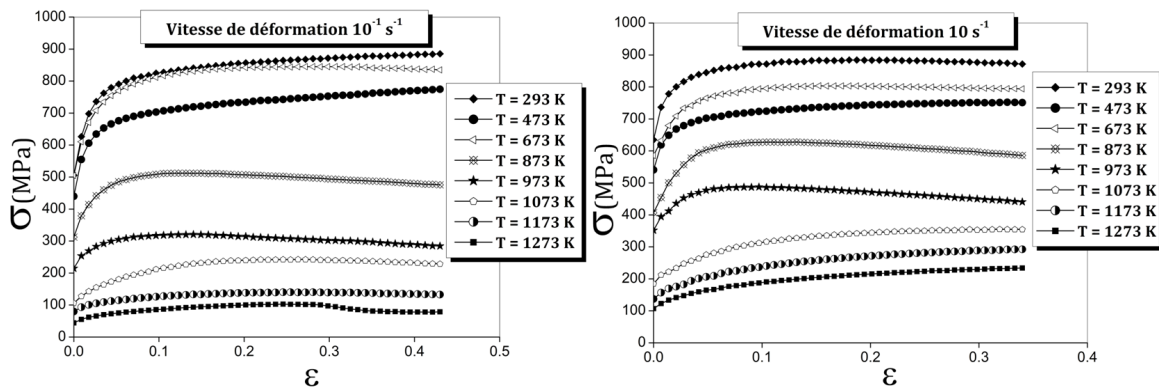


FIGURE 3.28 – Courbes contrainte-déformation à différentes températures et à vitesse de déformation constante :  $\dot{\epsilon} = 10^{-1} s^{-1}$  (à gauche) et  $\dot{\epsilon} = 10 s^{-1}$  (à droite). Cas de l’acier 42CrMo4-FP.

3.4.1.3 Modélisation de la sensibilité à la vitesse de déformation

Pour ce qui est de la dépendance à la vitesse de déformation, la figure 3.29 montre que cette dépendance est variable selon la température. En effet, pour des températures faibles, la contrainte est presque insensible à la vitesse de déformation. Au fur et à mesure que la température augmente le matériau devient plus visqueux et la contrainte dépend plus de la vitesse de déformation. Pour modéliser cette dépendance variable, la formulation de Johnson-Cook a été modifiée en remplaçant le paramètre C par une fonction C(T) qui dépend de la température :

$$\sigma_{\dot{\epsilon}} = 1 + C(T) \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \tag{3.78}$$

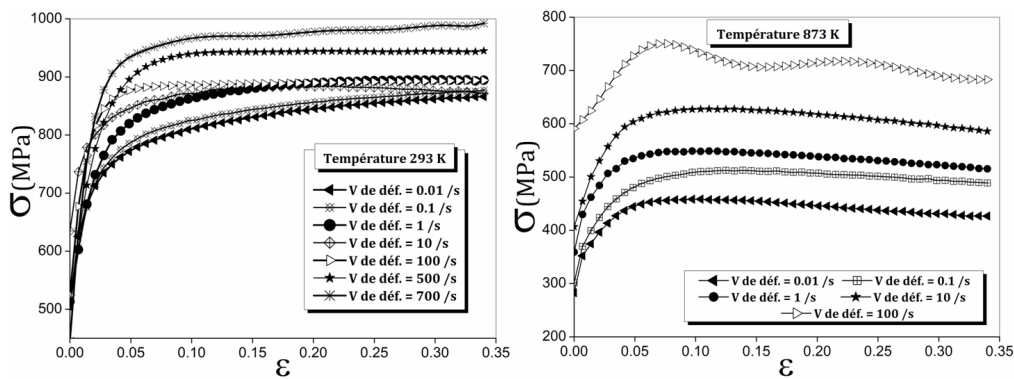


FIGURE 3.29 – Courbes contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation et à température constante :  $T = 293 K$  (à gauche) et  $T = 873 K$  (à droite). Cas de l’acier 42CrMo4-FP.

Finalement, la loi proposée s'écrit :

$$\sigma = [A + B \varepsilon^n] \left[ D + (1 - D) \tanh \left( \frac{1}{\varepsilon + \varepsilon_0} \right) \right] \left\{ 1 - m_1 \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{m_2} \right\} \left\{ 1 + C(T) \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right\} \quad (3.79)$$

où

$$D = 1 - \left( \frac{p\varepsilon}{1+p\varepsilon} \right) \tanh \left( \frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0} \right) \quad (3.80)$$

$$C(T) = \frac{C_1 \exp \left( C_2 \frac{T}{T_m} \right)}{\frac{T}{T_m}}$$

Ce modèle comporte neuf paramètres à identifier ;  $A$ ,  $B$ ,  $n$ ,  $p$  et  $\varepsilon_0$  sont les paramètres qui représentent la compétition écrouissage-adoucissement, les paramètres  $m_1$  et  $m_2$  modélisent la sensibilité à la température et  $C_1$  et  $C_2$  les paramètres de sensibilité à la vitesse de déformation.

### 3.4.2 Identification

Dans ce paragraphe, une démarche d'identification est proposée. Cette démarche n'est pas unique mais simple. Des hypothèses ont été adoptées, elles seront mentionnées au fur et à mesure. L'identification de ce modèle est réalisée en quatre étapes :

1<sup>ère</sup> étape : Détermination des paramètres  $m_1$  et  $m_2$

En prenant comme référence la température 293K et la vitesse  $10^{-2}$ , l'équation (3.79) devient :

$$\sigma_{exp}(T, \dot{\varepsilon}) = \sigma_{exp}(T = 293, \dot{\varepsilon} = 10^{-2}) \left\{ 1 - m_1 \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{m_2} \right\} \left\{ 1 + C(T) \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right\}; \forall \varepsilon \quad (3.81)$$

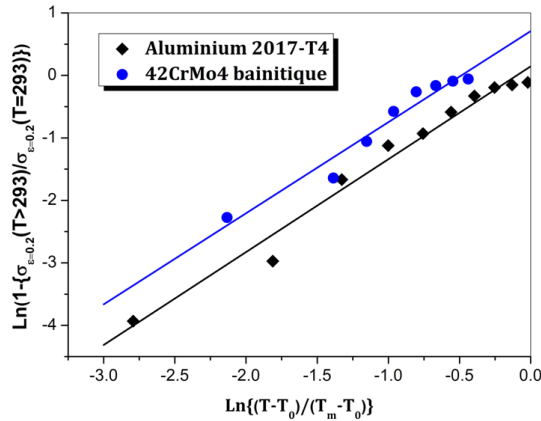


FIGURE 3.30 – Exemple de l'identification de  $m_1$  et  $m_2$  à partir des points expérimentaux. Cas de l'acier 42CrMo4 bainitique et l'alliage d'aluminium 2017-T4.

Dans le cas où  $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0$ , cette expression permet de déterminer  $m_1$  et  $m_2$  en se plaçant à une valeur de  $\varepsilon_1$  fixe pour tous les essais :

$$\frac{\sigma_{exp, \varepsilon_1}(T > 293 \text{ K}, \dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1})}{\sigma_{exp, \varepsilon_1}(T = 293 \text{ K}, \dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1})} = 1 - m_1 \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{m_2} \quad (3.82)$$

ou encore :

$$\ln \left[ 1 - \frac{\sigma_{exp, \varepsilon_1}(T > 293 \text{ K}, \dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1})}{\sigma_{exp, \varepsilon_1}(T = 293 \text{ K}, \dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1})} \right] = m_2 \ln \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right) + \ln(m_1) \quad (3.83)$$

Il suffit d'approcher cette équation par une droite d'équation  $y = ax + b$ , où  $a = m_2$  et  $b = \ln(m_1)$ .

2<sup>ème</sup> étape : Détermination des paramètres de la fonction  $C(T)$

Comme dans la première étape, il est possible d'écrire, à partir de l'équation (3.79) :

$$\frac{\sigma_{exp,\varepsilon_1}(T, \dot{\varepsilon} > 10^{-2}s^{-1})}{\sigma_{exp,\varepsilon_1}(T, \dot{\varepsilon} = 10^{-2}s^{-1})} = 1 + C(T) \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \quad (3.84)$$

Pour identifier la fonction  $C(T)$ , il suffit d'abord de trouver les valeurs  $C_i$  relatives aux températures  $T_i$  en utilisant la même équation :

$$\frac{\sigma_{exp,\varepsilon_1}(T_i, \dot{\varepsilon} > 10^{-2}s^{-1})}{\sigma_{exp,\varepsilon_1}(T_i, \dot{\varepsilon} = 10^{-2}s^{-1})} = 1 + C_i \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \quad (3.85)$$

La figure 3.31-A montre l'identification des paramètres  $C_i$  relatifs aux températures  $T_i$  dans le cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique.

Les paramètres de la fonction  $C(T)$  sont alors estimés à partir des valeurs  $C_i$  relatives aux différentes températures  $T_i$  à l'aide de l'équation :

$$C(T) = \frac{C_1 \exp\left(C_2 \frac{T}{T_m}\right)}{\frac{T}{T_m}} \quad (3.86)$$

L'identification de la fonction  $C(T)$  est réalisée à l'aide du même programme *Matlab* utilisé pour identifier les différentes lois. La figure 3.31-B présente les valeurs de  $C$  à différentes températures ainsi que l'estimation de la fonction proposée dans le cas de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique.

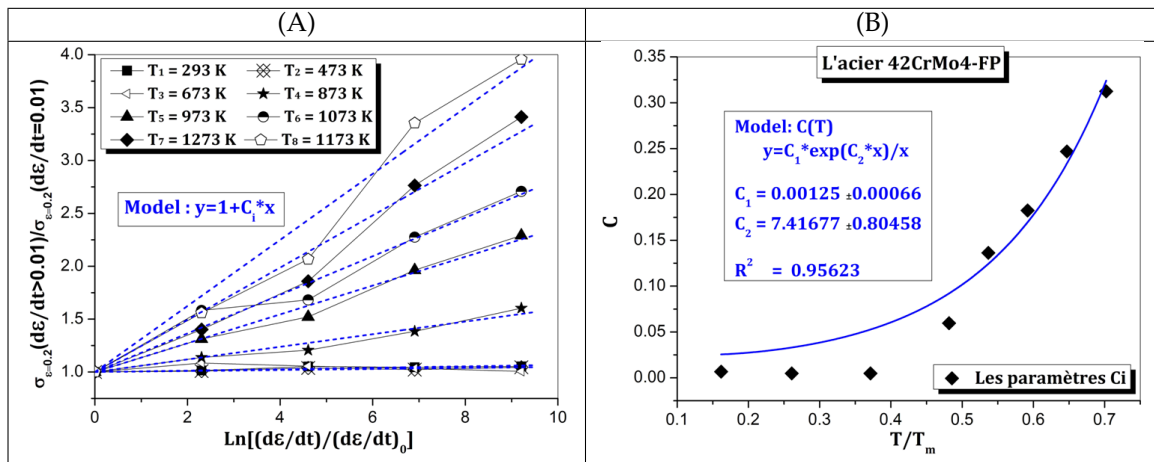


FIGURE 3.31 – (A) Identification des différents paramètres  $C_i$  relatifs aux températures  $T_i$  et (B) identification de la fonction  $C(T)$  à partir de ces paramètres. Cas de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique.

Le tableau 3.16 présente les valeurs des paramètres  $C_1$ ,  $C_2$  et  $m_1$ ,  $m_2$  identifiés pour les quatre matériaux :

Matériau	42CrMo4-FP	42CrMo4-B	100Cr6	2017-T4
$C_1$	$1.25 \cdot 10^{-3}$	$1.9 \cdot 10^{-4}$	$8.7 \cdot 10^{-4}$	$1.1 \cdot 10^{-7}$
$C_2$	7.416	10.107	7.674	14.877
$m_1$	1.6056	1.7319	1.5891	1.0162
$m_2$	1.1766	1.2574	1.2636	1.186

TABLE 3.16 – Valeurs de  $C_1$  et  $C_2$  relatives aux quatre matériaux d'étude.

3<sup>ème</sup> étape : Détermination des paramètres d'écroutissage  $A$ ,  $B$  et  $n$

L'écroissage est un phénomène qui accompagne toujours l'adoucissement. Ces deux phénomènes sont indissociables. Nous allons supposer qu'en quasi-statique et à température ambiante, le phénomène d'adoucissement est négligeable. Les paramètres  $A = \sigma_0$ ,  $B$  et  $n$  sont identifiables dans ce cas sur la courbe contrainte-déformation correspondant aux conditions thermomécaniques :  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 = 10^{-2} s^{-1}$  et  $T = T_0 = 293 K$ .

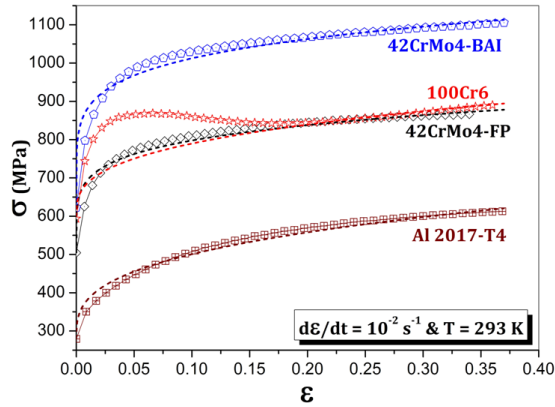


FIGURE 3.32 – Identification des paramètres d'écroissage dans le cas des quatre matériaux d'étude.

La figure 3.32 présente l'estimation de l'évolution de l'écroissage ainsi que les essais en quasi-statique ( $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$  et  $T = 293 K$ ) pour les différents matériaux.

*4<sup>ème</sup> étape : Détermination des paramètres d'adoucissement  $p$ ,  $\epsilon_0$  et  $T_{rec}$*

Les paramètres d'adoucissement sont identifiés sur une seule courbe. Pour les trois aciers, les courbes choisies correspondent à la même condition ( $T = 873 K$  et  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) et pour l'alliage d'aluminium 2017-T4 cette courbe correspond à  $T = 473 K$  et  $\dot{\epsilon} = 1 s^{-1}$ . Les paramètres d'écroissage et d'adoucissement sont donnés dans le tableau 3.17.

Matériau	$A(MPa)$	$B(MPa)$	$n$	$p$	$\epsilon_0$	$\dot{\epsilon}_0(s^{-1})$	$T_0(K)$	$T_{rec}(K)$	$T_m(K)$
42CrMo4-FP	505	449	0.18592	7.900	0.547	0.01	293	673	1813
42CrMo4-B	622	584.5	0.175	0.924	2.915	0.01	293	673	1813
100Cr6	600	318.3	0.10886	5.103	0.674	0.01	293	673	1760
2017-T4	280	473.5	0.33146	6.327	0.651	0.01	293	423	783

TABLE 3.17 – Paramètres d'écroissage et d'adoucissement identifiés pour les quatre matériaux d'étude.

Dans la suite, le modèle est comparé à quelques modèles identifiés précédemment.

### 3.4.3 Comparaison

L'identification et la comparaison des modèles les plus performants au modèle proposé montre que ce dernier se comporte un peu mieux que le modèle de Lurdos et Montheillet (figure 3.33). Il reste moins performant, de manière générale, que le modèle d'Anand. A froid, les deux modèles de la littérature sont plus précis surtout pour de grandes vitesses provoquant la diminution de l'écroissage. Ces deux modèles se comportent mieux car ils utilisent une formulation avec saturation alors que le modèle proposé se base sur une loi puissance. A mi-chaud, les prédictions du modèle proposé sont les plus proches de la réalité. A chaud, les trois modèles donnent des résultats comparables.

La comparaison des écarts relatifs entre les prédictions des différents modèles et les essais montre que le modèle proposé, celui de Lurdos et Montheillet et le modèle d'Anand sont les plus performants avec un

écart moyen inférieur à 10 % (figure 3.34). Avec seulement neuf paramètres à identifier et une identification plus facile que les deux autres lois, ce modèle prédit mieux les essais expérimentaux que le modèle de Lurdos mais un peu moins bien que le modèle d'Anand. Ce modèle possède donc le meilleur rapport coût/précision.

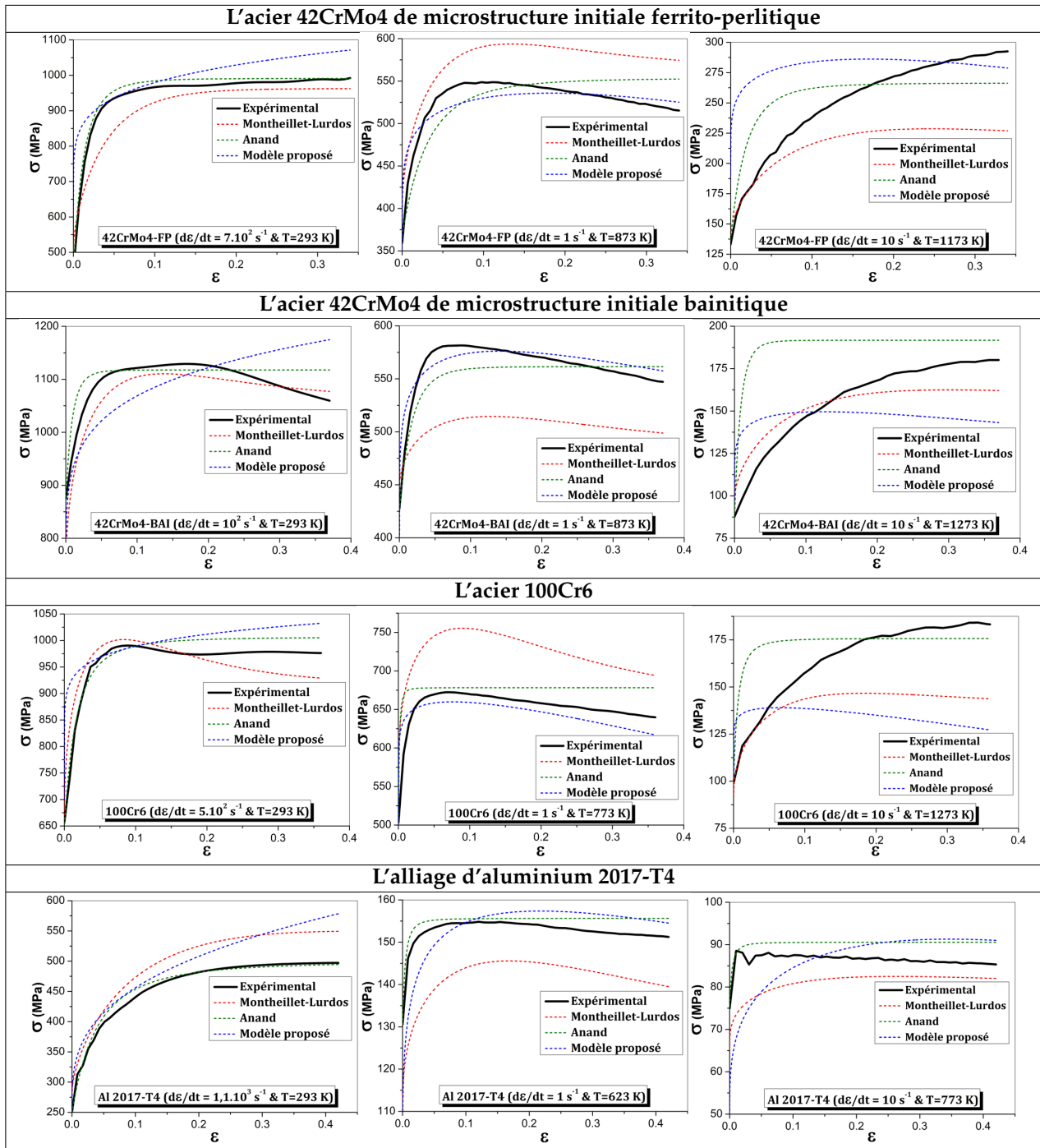


FIGURE 3.33 – Comparaison entre le modèle de Lurdos-Montheillet, le modèle d'Anand et le modèle proposé dans le cas de quelques essais pour les matériaux d'étude.

De plus, la comparaison entre ce modèle et celui proposé par Coupard et Calamaz montre que l'amélioration de la sensibilité à la température et l'ajout d'une dépendance de la température dans la sensibilité à la vitesse de déformation a amélioré les prédictions. L'écart moyen est passé de 20 à 40 % dans le cas du modèle de Coupard à moins de 10 % avec la nouvelle formulation.



Finalement, le modèle proposé donne des prédictions comparables à celles des modèles les plus performants rencontrés dans la littérature avec un nombre de paramètres inférieur. Il tient compte de l'adoucissement accompagnant la déformation plastique à certaines températures. La sensibilité à la vitesse dépend de la température. Son identification est relativement facile mais elle nécessite une base de données expérimentales étendue. Il est également identifiable sur le régime transitoire et ne nécessite pas l'atténuation de la contrainte de saturation. Cette dernière requiert des déformations supérieures à 100% et donc des essais particuliers avec des sollicitations de torsion ou de cisaillement par exemple. Malgré ses avantages, ce modèle ne tient pas compte de l'adoucissement provoqué par l'augmentation de la vitesse de déformation.

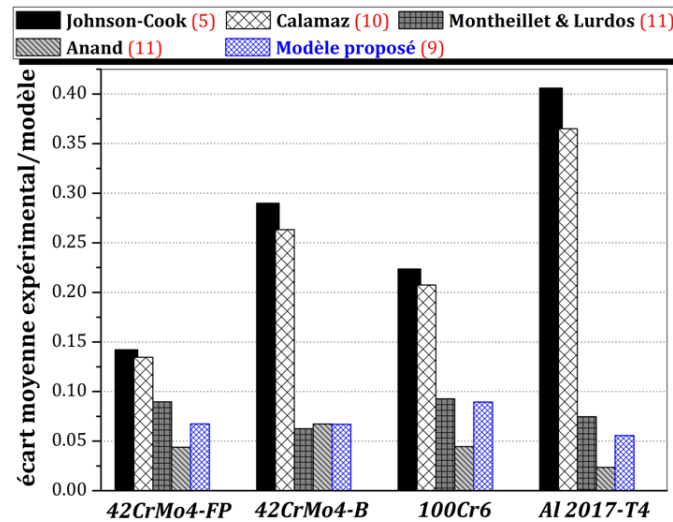


FIGURE 3.34 – Écarts relatifs moyens entre tous les essais expérimentaux et les prédictions des modèles identifiés pour les quatre matériaux d'étude. Comparaison avec le modèle proposé (en bleu).

### 3.5 Conclusion

Une étude bibliographique concernant les modèles de comportement thermo-viscoplastique appliqués aux procédés de forgeage et d'usinage a été menée. À l'issue de cette étude, les modèles le plus utilisés dans les trois grandes écoles de modélisation ont été identifiés sur les essais réalisés. Ces modèles sont ensuite comparés entre eux. La comparaison montre que les modèles physiques sont les plus représentatifs de la réalité. Ces lois sont, néanmoins, difficilement identifiables avec un grand nombre de paramètres nécessitant parfois des essais spécifiques et des observations complémentaires. À l'opposé, les modèles dits empiriques et semi-empiriques, malgré la facilité de leur identification et le nombre de paramètres réduit, ont montré leurs limites surtout sur des grands intervalles de vitesse et de température. Des études récentes [MREB06, Lur08, Cal08] ont conduit à la proposition de modèles empiriques couplés. Ce couplage a été introduit soit en modifiant des lois existantes soit en transformant des paramètres des modèles simples en variables internes évoluant avec la température et la vitesse. Trois modèles dans cette catégorie ont été étudiés. Le modèle de Lurdos et Montheillet possède le meilleur rapport coût précision. Cependant, il nécessite une grande base de données expérimentales pour ajuster le nombre élevé de paramètres (11). Surtout il exige des essais avec une grande quantité de déformation pour atteindre la contrainte de saturation.

Après cette comparaison, un modèle a été proposé en modifiant le modèle de Coupard et Calamaz. Un couplage entre les effets de vitesse et les effets de température a été introduit. Le modèle est plus simple à identifier avec neuf paramètres et ne nécessite pas la connaissance de la contrainte de saturation. Par rapport au modèle de Lurdos et Montheillet (le meilleur dans sa catégorie), la loi proposée reproduit mieux les résultats expérimentaux surtout à mi-chaud et à chaud.



## Chapitre 4

# Caractérisation expérimentale de l'endommagement

### Sommaire

---

<b>4.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>107</b>
<b>4.2</b>	<b>Méthodes expérimentales de caractérisation de l'endommagement</b>	<b>108</b>
4.2.1	Méthodes directes	108
4.2.2	Méthodes indirectes	109
<b>4.3</b>	<b>Dispositifs et procédures expérimentales</b>	<b>111</b>
4.3.1	Dispositif de traction sur la machine GLEEBLE	111
4.3.2	Méthode d'analyse d'images	113
4.3.3	Machine de traction in-situ dans le MEB	114
4.3.4	Technique de corrélation d'images numériques "DIC"	115
4.3.5	Influence des paramètres d'acquisition sur les performances de la méthode DIC	116
<b>4.4</b>	<b>Caractérisation surfacique des mécanismes d'endommagement</b>	<b>125</b>
4.4.1	Acier 100Cr6	126
4.4.2	Acier 42CrMo4 de microstructure ferrito-perlitique	135
4.4.3	Alliage d'aluminium 2017-T4	141
4.4.4	Conclusion sur les observations de l'endommagement en surface	146
<b>4.5</b>	<b>Caractérisation à cœur des phénomènes d'endommagement sur une large gamme de température</b>	<b>148</b>
4.5.1	Acier 100Cr6	148
4.5.2	Acier 42CrMo4 de microstructure ferrito-perlitique	152
4.5.3	L'alliage d'aluminium 2017-T4	155
4.5.4	Conclusion sur les observations de l'endommagement à cœur	157
<b>4.6</b>	<b>Conclusion</b>	<b>157</b>

---

## 4.1 Introduction

Au cours des procédés d'usinage et de forgeage, la matière subit de forts niveaux de déformation plastique qui peuvent l'amener à s'endommager (rupture de la pièce, fissures en surface ou à cœur,...). L'étude de la rhéologie, présentée dans le chapitre précédent, est alors insuffisante pour conduire des simulations numériques précises des procédés engendrant ces modes de dégradation. En fonction de la microstructure, l'endommagement se manifeste de différentes manières : clivage, rupture fragile, rupture par maclage ou cisaillement, rupture ductile par coalescence et croissance des cavités...etc. Dans le cas des matériaux étudiés et pour les températures appliquées, le phénomène provoquant ces défauts est principalement l'endommagement ductile. Ce mode d'endommagement accompagne les grandes déformations plastiques des métaux aux températures ambiantes et élevées.

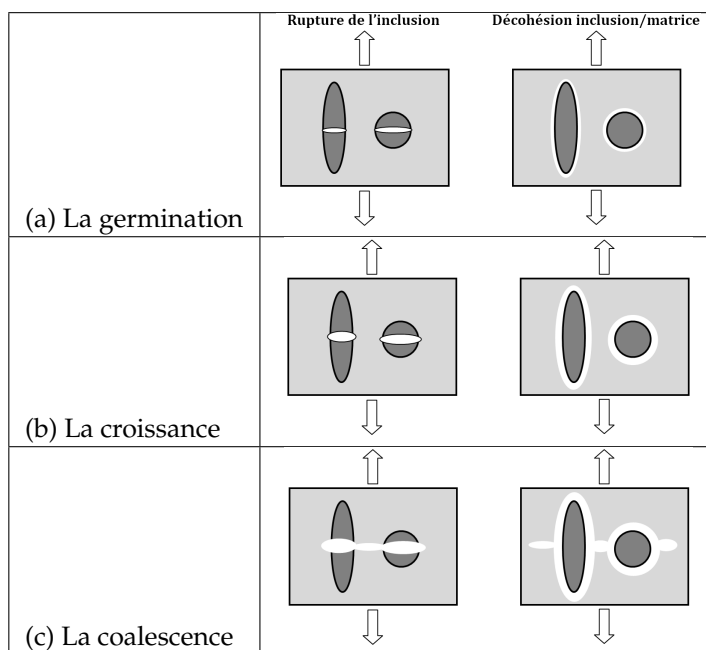


FIGURE 4.1 – Processus de l'endommagement ductile : (a) germination, (b) croissance, et (c) coalescence.

L'endommagement ductile correspond à la formation de microcavités qui vont croître puis coalescer, conduisant ainsi à la rupture ductile du matériau. Le processus qui conduit les matériaux ductiles à la rupture peut être décrit par trois mécanismes principaux successifs qui sont :

- La germination : elle correspond à la création de cavités au cours du processus de déformation plastique. Les métaux sont constitués d'une matrice élastoplastique et de particules de seconde phase (inclusions, précipités) considérées comme quasi-rigides. Lorsqu'il n'y a pas de sollicitation, ces particules sont solidaires de la matrice mais il existe tout de même une concentration de contraintes à l'interface matrice/inclusion. Une sollicitation mécanique, même faible, peut alors entraîner une décohésion des inclusions dans la matrice ou même une rupture de celles-ci (figure 4.1-a). Le vide ainsi créé est appelé cavité. Cependant, durant ce stade de germination, les cavités créées sont tellement petites qu'elles n'affectent pas encore le comportement macroscopique du matériau.
- La croissance : durant ce mécanisme, les microcavités voient leur taille croître, notamment sous l'effet de la contrainte hydrostatique qui est un facteur prédominant. Elles peuvent se développer sous forme de cavités sphériques, ellipsoïdales ou de fissures (figure 4.1-b). Si la décohésion entre la matrice et une inclusion est totale, celle-ci ne joue plus un rôle prépondérant. Dans le cas contraire, il faut en tenir compte. Durant cette phase de croissance, on observe un adoucissement du comportement mécanique du matériau.

- La coalescence : lorsque le taux de porosité atteint une valeur critique, il se produit alors un phénomène d'interaction entre les différentes cavités. Quand la distance séparant deux cavités est suffisamment faible, les cavités tendent à se réunir de façon assez brutale (figure 4.1-c). Un deuxième phénomène, mettant en jeu la striction des ligaments entre cavités existantes, peut également se produire. La prédominance de l'un de ces deux phénomènes est fortement liée à l'existence et la répartition de particules de seconde phase. La fin de l'étape de coalescence correspond à l'amorçage d'une fissure macroscopique qui conduira à la rupture.

Pour étudier et comprendre ces trois mécanismes dans le cas des trois matériaux de l'étude : l'acier 100Cr6, l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique et l'alliage d'aluminium 2017-T4, deux méthodes de caractérisation seront appliquées. La première est surfacique et consiste en un suivi de l'endommagement à froid au cours des essais de traction in-situ dans le microscope électronique à balayage. La deuxième est une analyse à cœur de l'état final du matériau endommagé à différentes températures. Dans ce chapitre, il s'agit de répondre aux questions suivantes : quel sont les mécanismes d'amorçage ou d'apparition des porosités pour les trois microstructures ? Quel est l'effet de cette apparition sur le comportement (déformation) ? Les mécanismes observés par les deux méthodes en surface et à cœur sont-ils les mêmes ?

## 4.2 Méthodes expérimentales de caractérisation de l'endommagement

L'endommagement est défini comme l'évolution des facteurs géométriques caractéristiques des cavités au cours de la déformation. Dans la littérature, plusieurs méthodes ont été appliquées pour la caractérisation et la quantification de l'endommagement ductile à différentes échelles. Ces méthodes peuvent être classées en deux catégories : les méthodes directes (ou les observations) et les méthodes indirectes (ou les mesures d'un paramètre physique).

### 4.2.1 Méthodes directes

Ce sont des méthodes anciennes et classiques qui consistent, par des observations essentiellement métallographiques, à observer des micro-cavités. La description qualitative et parfois quantitative de l'endommagement est ainsi possible. Cette description est propre à l'endommagement, ne tenant pas compte des phénomènes associés tels que l'érouissage et les textures. Plusieurs démarches opératoires sont possibles :

- L'observation d'éprouvettes déformées puis sectionnées (examen à cœur) (figure 4.2-a).
- L'observation d'une surface d'éprouvette préalablement polie puis déformée (examen surfacique) (figure 4.2-b).
- L'observation des faciès de rupture (indication sur les derniers stades de la déformation) (figure 4.2-c).

Ces méthodes autorisent théoriquement la quantification de l'endommagement, c'est-à-dire la mesure de toutes les grandeurs géométriques spécifiques des cavités : fraction surfacique, forme, taille, nombre par unité de surface ou en utilisant un modèle fraction volumique et nombre par unité de volume. Ce type de quantification a plutôt porté sur les particules de second phase qui sont faciles à révéler par métallographie. La détermination de l'évolution de ces paramètres avec la déformation est possible. La description des différents modes d'amorçage, de croissance et de coalescence des cavités et l'identification des types d'inclusions les plus influents sur le développement de l'endommagement sont également réalisables. L'étude de la coalescence et des derniers stades de l'endommagement juste avant la rupture est difficile même qualitativement, car les phénomènes entrant en jeu sont le résultat d'instabilités à l'échelle microscopique et sont donc très rapides et locaux. L'étude de ces derniers stades fait l'objet de nombreux travaux tant théoriques qu'expérimentaux car il est capital de comprendre pourquoi la rupture se produit alors que l'éprouvette a une porosité très faible bien souvent inférieure à 1 %.

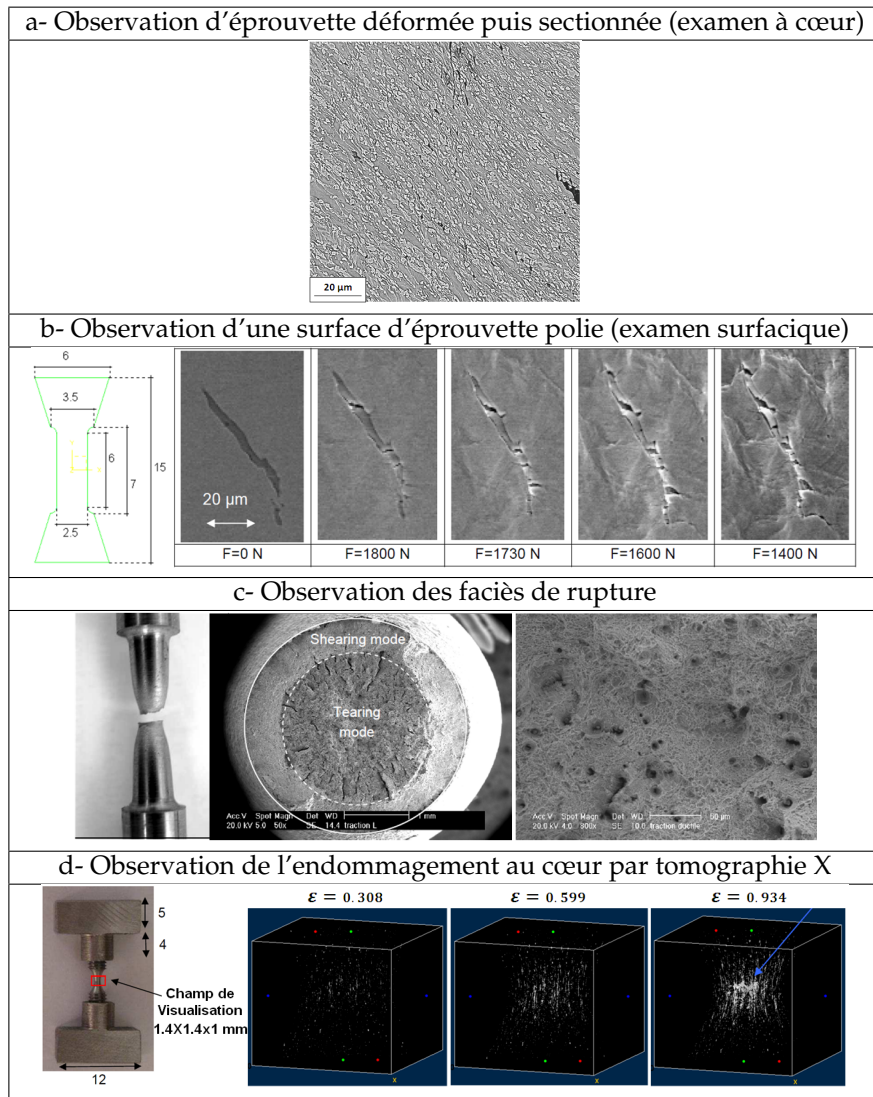


FIGURE 4.2 – Les différentes techniques directes d’observation et de suivi de l’endommagement [Bou09].

L'inconvénient majeur de ces méthodes directes est qu'elles résultent généralement d'observations de coupes, polies planes et déformées. Elles ne caractérisent donc pas exactement les phénomènes tridimensionnels. De plus elles sont sujettes à certains artefacts liés au polissage. Pour y remédier, une technique relativement récente permet d'observer l'endommagement au cœur du matériau de manière non destructive et ce, pour une résolution pouvant atteindre le micromètre. C'est la tomographie RX [Bab02]. Elle est obtenue en irradiant un échantillon par un faisceau de rayons X. L'intensité du rayonnement transmis en chaque point derrière l'échantillon est mesurée par un détecteur. Lors de l'irradiation, l'échantillon est également en rotation dans le but d'obtenir plusieurs images sous différents angles de vue. Les informations de ces radiographies X sont ensuite combinées à partir d'un ordinateur pour obtenir une image 3D [MBMV08]. Il est également possible de réaliser des essais in-situ pour suivre l'évolution de l'endommagement au cours d'essais de traction par exemple (figure 4.2-d).

### 4.2.2 Méthodes indirectes

Si les méthodes directes de mesure de l'endommagement permettent théoriquement de qualifier son évolution, des artefacts rendent ces mesures peu précises. De plus, les cavités étant de l'ordre de quelques micromètres, l'emploi d'un fort grossissement est nécessaire et on rencontre alors les problèmes classiques

liés à la définition optique des objets étudiés, et les problèmes d'échantillonnage. En effet, pour atteindre une précision suffisante, de très nombreux examens doivent être pratiqués et des surfaces importantes observées.

Pour contourner ces difficultés, des méthodes indirectes se sont développées. Elles sont qualifiées d'indirectes car elles étudient l'évolution au cours de la déformation d'une propriété du matériau, propriété dont la variation est essentiellement mais pas exclusivement gouvernée par l'endommagement. Ces techniques sont principalement des mesures macroscopiques peu sensibles à des problèmes d'échantillonnage. Elles sont donc précises et reproductibles. Elles présentent l'avantage d'être sensibles simultanément à l'écrasement et aux textures cristallographiques, c'est-à-dire d'être plus proches du comportement réel du métal. L'inconvénient de ces méthodes est de ne pas caractériser en toute rigueur l'endommagement sous ses aspects purement géométriques : taille, teneur, forme, répartition des cavités.

La variation d'une grandeur physique  $X$  est suivie au cours de la déformation depuis sa valeur  $X_0$  pour un état considéré comme initial jusqu'à sa valeur de l'état rompu  $X_f$ . Afin d'obtenir une valeur de l'endommagement  $D$  comprise entre 0 et 1, on norme parfois en posant :

$$D = \frac{X - X_0}{X_f - X_0} \quad (4.1)$$

Cette détermination de l'endommagement implique qu'à chaque grandeur choisie correspond une définition différente de l'endommagement de  $D$ . Elles ne coïncident pas en général et conduisent à des évolutions plus ou moins différentes de l'endommagement en fonction de la déformation. Ces méthodes présentent également une limitation d'ordre expérimental. Comme l'ont montré les observations métallographiques, l'endommagement se développe tout d'abord de manière homogène à l'échelle macroscopique puis se localise. Le volume concerné par l'endommagement devient de plus en plus petit et très hétérogène à cause de la présence des cavités et de cisaillements intenses. La détermination exacte de  $X_f$  est donc impossible. Cette valeur critique, très importante pour certaines modélisations de l'endommagement, est généralement estimée d'une manière conventionnelle. Parmi ces techniques indirectes on retrouve :

- mesure de la variation de densité [Pra81],
- mesure de la variation du module d'Young et du coefficient de Poisson [LC88],
- technique d'émission acoustique [RFF81],
- les méthodes électriques et de mesure de la résistivité électrique [CPB81],
- mesure par absorption d'hydrogène [BRE81],
- méthodes de diffusion aux petits angles : Méthodes SAXS (Small Angle X-Ray Scattering) [LMHL78] et SANS (Small Angle Neutron Scattering) [PWR80].

Une présentation détaillée de ces différentes techniques a été conduite par Montheillet [MM86] et par Lemaitre [LD87]. Selon Montheillet, bien qu'à chaque méthode correspond une définition spécifique de l'endommagement, en traçant l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation, les différentes définitions adoptées conduisent, soit à une droite, soit à des courbes avec croissance lente puis rapide ou inversement.

Finalement, la quantification de l'endommagement par les techniques indirectes dépend beaucoup du choix des grandeurs physiques. Chaque choix permet de décrire un aspect ou une étape du développement de l'endommagement [MM86]. La dureté en est un exemple. Pour les déformations précédant la striction localisée, la dureté est surtout sensible à l'écrasement mais dans les derniers stades avant la rupture, stades accompagnés d'une porosité importante, une dureté sous charge convenable pourrait permettre de caractériser la teneur en cavités. L'écrasement est constant car la densité de dislocations n'augmente pas indéfiniment et présente localement un phénomène de saturation. En particulier dans ces domaines extrêmes de déformation locale, la dureté doit décroître. Des résultats expérimentaux ont confirmé cette hypothèse [LDB87].

Les techniques utilisées dans cette étude sont principalement des méthodes directes. Deux démarches ont été appliquées :

- La première est une analyse qualitative de l'endommagement. Des essais de traction sur des éprouvettes cylindriques ont d'abord été réalisés (à différentes températures), suivis par des observations microscopiques pour étudier la ductilité du matériau en fonction de la température. Des essais de traction à température ambiante dans le MEB ont été également menés pour caractériser les mécanismes d'endommagement à froid. Des mesures de la déformation par corrélation d'images, réalisées pendant ces essais, ont permis de mettre en évidence les phénomènes d'hétérogénéité et de localisation de la déformation.
- La deuxième est plutôt quantitative. Elle consiste à étudier l'évolution de l'endommagement avec le taux de triaxialité. On fait varier ce taux en utilisant des éprouvettes axisymétriques entaillées (EAE). Suite aux essais de traction réalisés sur ces éprouvettes, une quantification surfacique des porosités est réalisée au centre de chaque éprouvette.

### 4.3 Dispositifs et procédures expérimentales

#### 4.3.1 Dispositif de traction sur la machine GLEEBLE

La machine utilisée pour les essais de traction sur éprouvettes axisymétriques simples et entaillées (figure 4.4) est le simulateur thermomécanique GLEEBLE. Dans le cas de sollicitations de compression, la technologie des "enclumes chaudes" est utilisée. Il s'agit d'enclumes en graphites qui assurent une meilleure homogénéité de la température dans tout le lopin. Pour les essais de traction, les mors sont plutôt en cuivre (figure 4.3), matériau ayant une bonne conductivité. Les mors sont refroidis par un circuit d'eau. Ce dispositif entraîne un fort gradient de température avec un maximum au centre.

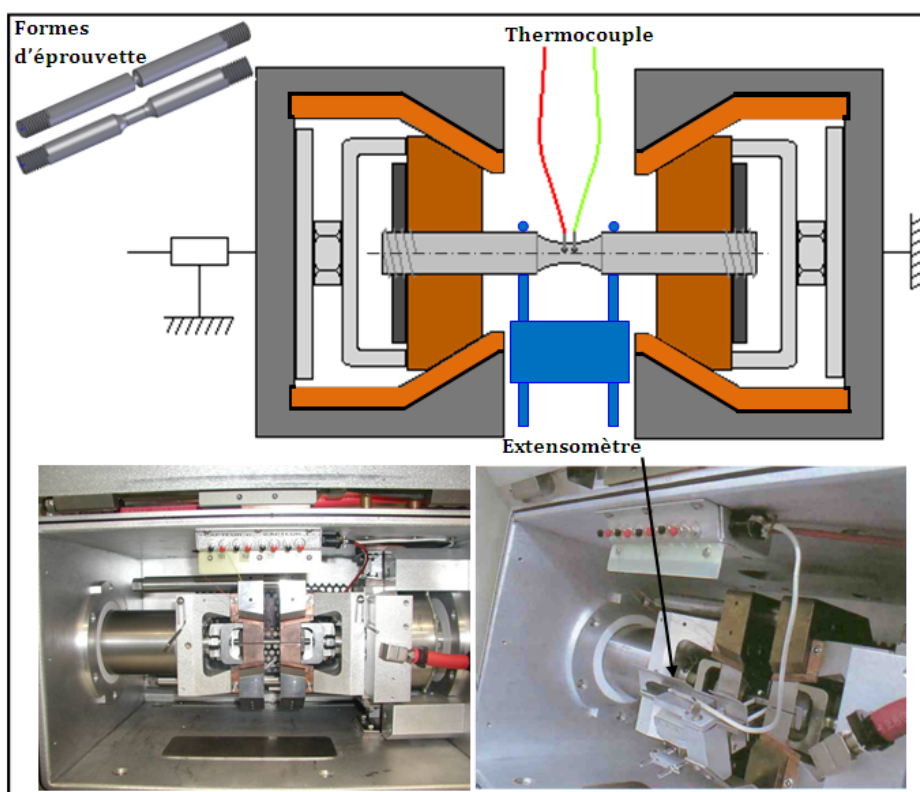


FIGURE 4.3 – Dispositif de traction sur la machine GLEEBLE.

Le profil de température peut être estimé d'une manière approximative en résolvant l'équation de la chaleur :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = R(T)I^2 \tag{4.2}$$

$T$  est la température,  $x$  coordonnée spatiale correspondant à l'axe de l'éprouvette,  $R$  est la résistivité du matériau qui évolue en fonction de la température et  $I$  est l'intensité du courant, fonction de la section de l'éprouvette. La résolution de cette équation conduit à une parabole avec un maximum au centre de l'échantillon. Avec la forme de la parabole, on peut estimer la zone de déformation où la température peut être supposée homogène. Cette allure est influencée par la longueur de l'éprouvette. Plus la longueur totale de l'éprouvette est importante plus la parabole est étroite et le gradient est fort au centre. La géométrie des éprouvettes est donc fixée en tenant compte au même temps de la norme et surtout des conditions d'homogénéité thermomécanique.

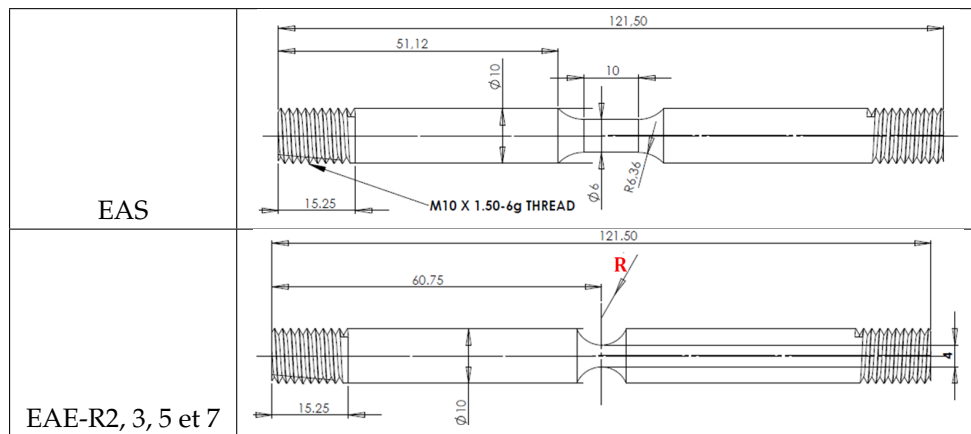


FIGURE 4.4 – Géométries des éprouvettes de traction (EAS et EAER 2, 3, 5 et 7).

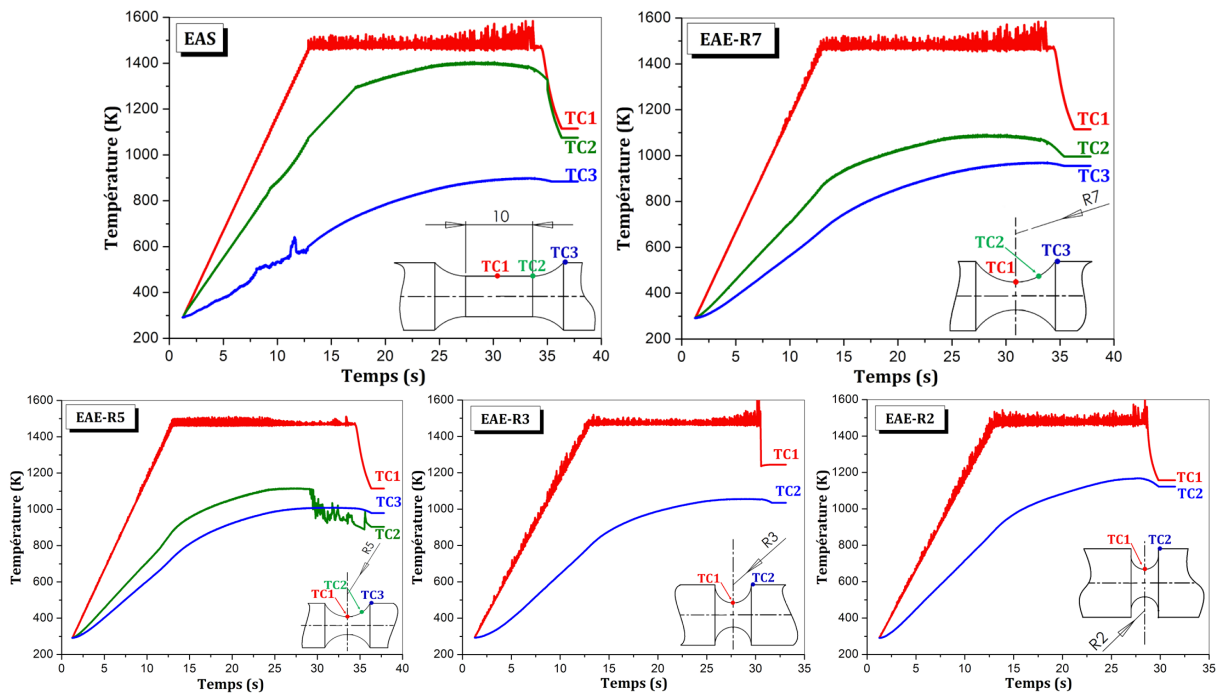


FIGURE 4.5 – Hétérogénéité de la température pour les différentes géométries d'éprouvettes.

Pour mettre en évidence cette hétérogénéité de température dans le cas des géométries d'éprouvettes utilisées, nous avons réalisé des essais de montée en température suivis d'un maintien à 1473 K puis refroidi-



dissement par arrêt de chauffage. Deux ou trois thermocouples ont été placés pour mesurer la température dans trois zones différentes. Le matériau utilisé est l'acier 42CrMo4-FP. Ces essais comme tous les essais de l'étude sont réalisés dans une chambre sous vide primaire.

Ces essais (figure 4.5) montrent que cette méthode de chauffage est très sensible à la variation de section. Pour les éprouvettes EAS, le gradient de température est faible sur une zone utile de 10 mm. En effet, pour une température au centre de 1473 K, la variation est de l'ordre de 75 K. Cette variation de 5 % est considérée comme faible surtout dans le cas des aciers. Par contre, dans le cas des éprouvettes entaillées (EAE), le gradient de température est très important. La différence entre la température au centre et la température à mi-rayon de l'entaille est de 400 K. Il est donc important de tenir compte de cette différence qui provoque une localisation thermique de la déformation. Avec le chauffage par effet Joule, les entailles, en plus de la concentration mécanique et du changement du taux de triaxialité, introduisent une localisation thermique qui peut même affecter le taux de triaxialité.

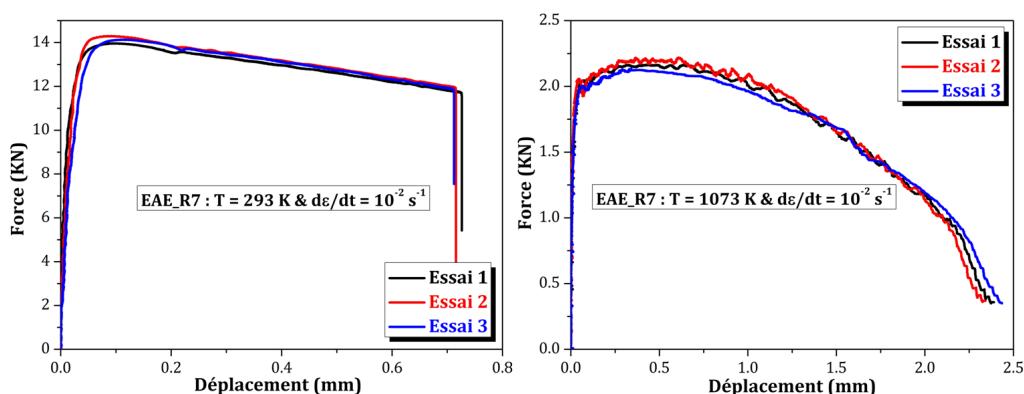


FIGURE 4.6 – Essais de reproductibilité à température ambiante (à gauche) et à 1073 K (à droite). Cas des éprouvettes axisymétriques entaillées EAE-R7 en acier 100Cr6.

Le déplacement est mesuré par un extensomètre LVDT placé au centre de l'éprouvette (figure 4.3) sur une longueur utile  $l_0 = 10 \text{ mm}$ . Les parties en contact avec l'éprouvette sont en quartz pour assurer des mesures précises à haute température (jusqu'à 1573 K). L'incertitude de cet instrument de mesure est de l'ordre de  $10^{-2} \text{ mm}$ . La figure 4.6 présente quelques essais de répétabilité. Les courbes montrent que les essais sont bien reproductibles. Les résultats qui seront présentés dans la suite sont généralement vérifiés une fois. Un troisième essai est parfois conduit si la répétabilité n'est pas bonne.

### 4.3.2 Méthode d'analyse d'images

Pour étudier l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation plastique, des essais de traction sont réalisés à différents taux de déformation. Les éprouvettes sont ensuite découpées, enrobées, polies et attaquées (étape 1 de la figure 4.7). En utilisant le logiciel "MultiScan" développé par la société Zeiss, des images consécutives couvrant une zone de dimensions  $0.5 \times 0.5 \text{ mm}$ , ont été prises d'une manière automatisée avec le microscope électronique à balayage (étape 2 de la figure 4.7). Le grossissement a été choisi de manière à pouvoir observer les petites porosités (5000 pour les trois matériaux). Environ 400 images ont été prises par éprouvette. Ensuite, ces images ont été traitées à l'aide du logiciel de traitement d'image "VISILOG" pour déterminer le nombre des porosités ainsi que la surface de cavités par image (étape 3 de la figure 4.7). Vu la quantité des images, un programme en VBA a été développé sous "VISILOG" permettant l'automatisation de cette étape. Des analyses statistiques ont été réalisées à partir des données issues du traitement d'images (étape 4 de la figure 4.7) afin de déterminer la fraction surfacique de vide de la zone étudiée (étape 5 de la figure 4.7). Enfin, en supposant que toutes les cavités sont de forme sphérique, le taux de porosité volumique est calculé en multipliant la fraction surfacique du vide par  $\frac{4}{\pi}$  [Mai07].

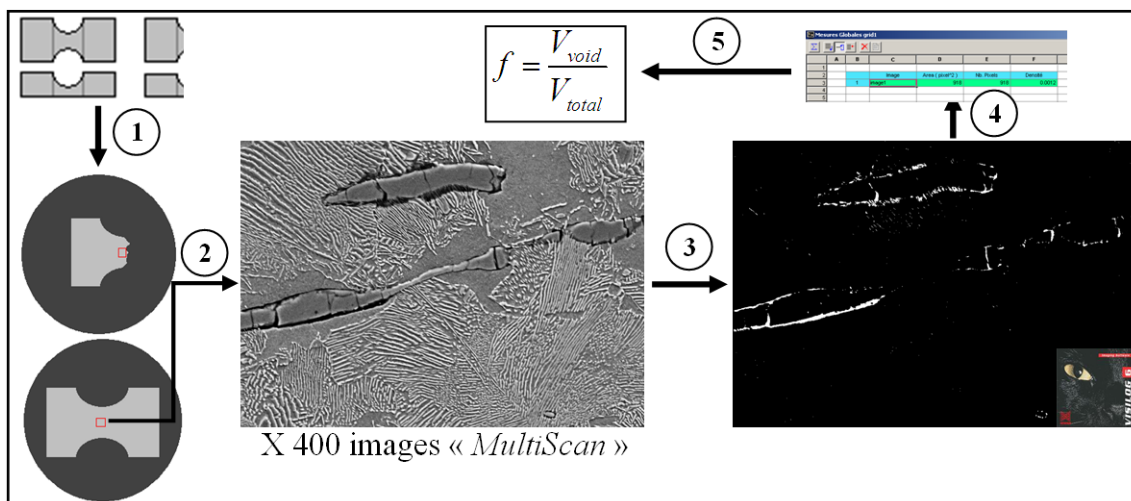


FIGURE 4.7 – Méthode d’analyse d’image pour la détermination de la fraction du vide.

Cette technique relativement ancienne est critiquée dans la littérature [MM86]. Les auteurs évoquent la possibilité de bouchage des porosités au cours des étapes de préparation. Une étude préliminaire portant sur la possibilité du bouchage des porosités au cours du polissage et de l’attaque et l’influence de ce facteur sur l’exactitude des résultats a été réalisée. Il s’avère que dans le cas de l’acier ces deux étapes de préparation de l’échantillon n’affectent quasiment pas le taux du vide réel. Ce résultat doit être considéré avec précaution car l’étape de découpe peut conduire à une baisse importante du taux de porosité. Ce facteur n’est pas discuté dans cette étude. Une comparaison entre les valeurs de porosités disponibles dans la littérature et déterminées par tomographie X sur un acier dual phase (DP) [MBMV08] et les valeurs issues de notre méthode pour l’acier 42CrMo4 est illustrée sur la figure 4.8. Bien que les deux aciers soient très différents, les valeurs des taux de porosité déterminées par les deux méthodes sont très proches.

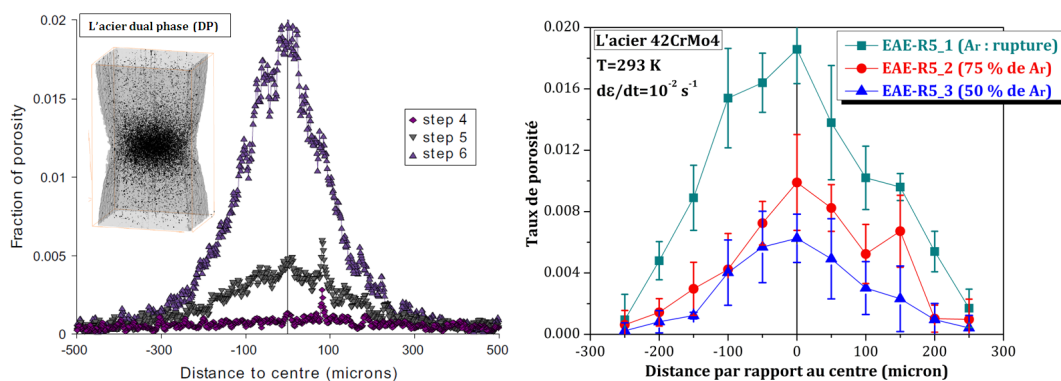


FIGURE 4.8 – Comparaison entre les taux de porosité déterminés par tomographie X pour l’acier DP600 (à gauche) [MBMV08] et les taux de porosité déterminés par notre méthode dans le cas de l’acier 42CrMo4-FP (à droite).

Finalement, cette comparaison (figure 4.8) permet de juger que l’ordre de grandeur des valeurs obtenues est cohérent avec les résultats issus de l’utilisation d’autres techniques.

### 4.3.3 Machine de traction in-situ dans le MEB

Un suivi de l’endommagement à froid a été réalisé à l’aide d’une machine de traction in-situ (à l’intérieur d’un microscope électronique à balayage). L’objectif est, dans un premier temps, de comprendre les mécanismes d’endommagement à froid des trois matériaux étudiés. Pour cela, des éprouvettes plates (figure 4.9)

ont été usinées dans des barres laminées de diamètre 12 mm. La machine de traction in-situ peut délivrer un effort maximal de 5 kN. Les essais ont été réalisés avec une vitesse de déplacement de  $25 \mu\text{m/s}$ . Les photos ont été enregistrées pour des pas de déplacement variables allant de 10 à 100 micromètres.

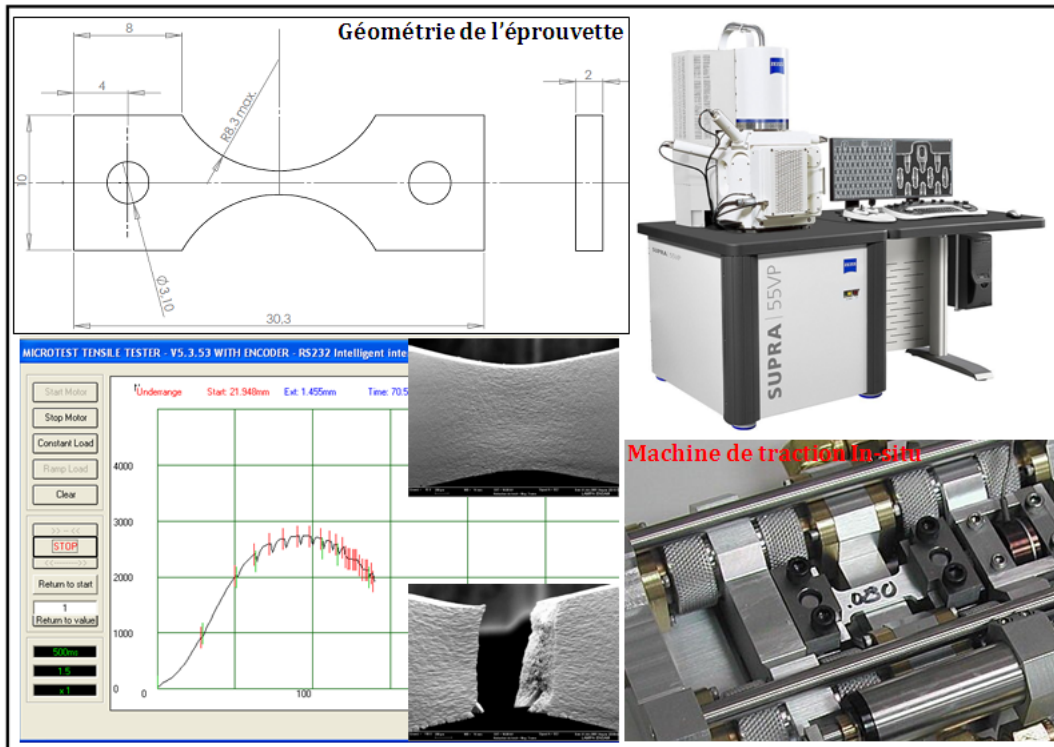


FIGURE 4.9 – Dispositif de traction in-situ et géométrie de l'éprouvette utilisée.

#### 4.3.4 Technique de corrélation d'images numériques "DIC"

Le but de notre étude est d'analyser et de comprendre les mécanismes d'endommagement et de déformation à l'échelle de la microstructure. Un des moyens de rendre compte des hétérogénéités des déformations à l'échelle des grains est l'utilisation d'une technique de mesure de champs cinématiques.

La technique de mesure de champs cinématiques est sans contact et non destructive. L'absence de contact supprime les erreurs de mesures ou les perturbations liées aux interactions entre instrument de mesure et échantillon. Il existe plusieurs techniques de mesure de champs cinématiques : corrélation d'images, méthode de grille, méthode de moiré, déflectométrie, méthodes interférométriques (interférométrie de speckle, interférométrie de réseau, holographie, photoélasticimétrie). Pour notre étude, nous avons choisi la méthode de corrélation d'images numériques. Elle est utilisable sur n'importe quel matériau et à différentes échelles. En particulier, elle permet d'accéder aux champs des déplacements et des déformations inter- et intra-granulaires des matériaux étudiés. Il existe plusieurs méthodes de corrélation d'images (selon la définition du coefficient de corrélation), qui sont implémentées dans des logiciels (Aramis, CorreliLMT, CorreliQ4, 7D, Granu...). La plupart du temps, les champs d'application de ces logiciels de calcul sont limités. Certains d'entre eux conviennent plutôt aux grandes déformations, d'autres aux petites déformations. Les principes et les performances du logiciel utilisé, à savoir CorreliQ4 [HR08] sont détaillés en annexe 4. Ce logiciel a été développé au LMT Cachan par F. Hild et S. Roux.

Dans la littérature, la corrélation est généralement appliquée sur des images acquises par des simples moyens optiques (caméra CCD "Charged Coupled Device", appareil photo). Le temps d'acquisition est court et les difficultés liées à la variation du contraste et de la brillance suite à la déformation sont réduites.

Dans notre cas, les images sont acquises par un microscope électronique à balayage. Cette technique d'acquisition est très sensible aux instabilités électroniques et aux fluctuations du contraste et de la brillance suite à une déformation.

Les observations ont été réalisées sur un microscope électronique à balayage ZEISS SUPRA 25, principalement en électrons secondaires, sous une tension d'accélération de 15 kV. Nous avons choisi les électrons secondaires car la configuration des essais in-situ se caractérise par une distance de travail relativement grande (environ 14 mm). Le rendement du capteur des électrons rétrodiffusés est faible pour de telles distances. Le MEB à disposition propose deux détecteurs d'électrons secondaires : le premier est placé de façon verticale, perpendiculairement à l'échantillon et appelé "InLens", le deuxième détecteur est placé de manière inclinée, il est appelé "SE2". Une étude préliminaire concernant les effets de type de détecteur, de l'échelle, et de la taille de l'image sur la performance de la corrélation, la précision et la résolution des résultats a été réalisée. Cette précision et cette résolution sont arbitrairement évaluées pour des transformations connues simples : un déplacement de corps rigide (mouvement de translation) ou une déformation homogène [HR08]. Du fait de l'hétérogénéité du matériau et de l'échelle de l'étude, on ne peut pas déformer notre matériau de manière homogène à l'échelle de la microstructure ni lui appliquer un déplacement de corps rigide précis de quelques pixels. C'est pourquoi les performances ont été évaluées pour des transformations numériques artificielles sur des images prises pendant les essais.

### 4.3.5 Influence des paramètres d'acquisition sur les performances de la méthode DIC

Afin de quantifier précisément les valeurs de déplacement calculées, il est nécessaire d'évaluer la résolution et l'incertitude de la mesure. Elle dépend de nombreux paramètres propres à l'image (texture de surface, distribution des niveaux de gris), de l'optique utilisée et du logiciel de corrélation. Pour des images prises avec le MEB, la texture de la surface et la distribution des niveaux de gris dépendent de la microstructure du matériau mais également du signal utilisé et de l'échelle de la zone étudiée. Une étude paramétrique est alors nécessaire afin de trouver les paramètres d'acquisition optimaux (type de signal, échelle, taille de l'image). Cette partie est consacrée dans un premier temps aux calculs d'erreur et d'incertitude sur les déplacements (et sur les déformations) en utilisant *CorreliQ4* pour des images prises au même endroit et aux mêmes conditions en variant les paramètres d'acquisition. Ensuite, une quantification des erreurs introduites par les instabilités électroniques est réalisée. Le matériau choisi pour cette étude est l'acier 100Cr6 à l'état recuit. La microstructure, constituée de carbures de chrome dispersés dans une matrice ferritique à faible teneur en carbone, forme un mouchetis naturel qui facilite la corrélation.

#### 4.3.5.1 Influence du type de signal

Pour sélectionner les bons paramètres d'acquisition, une étude comparative a été réalisée. Dans un premier temps, on utilise deux images prises au même endroit et à la même échelle, soit par le détecteur "SE2", soit par le détecteur "InLens" (figure 4.10). La taille des images reste la même : 1024 X 768 pixels.

#### Texture et répartition des niveaux de gris

La qualité de la mesure de déplacement est principalement basée sur la qualité de la texture de l'image et les niveaux de gris. Le graphe des niveaux de gris présentés dans l'histogramme de la figure 4.10 est une bonne indication de la qualité d'image globale pour vérifier les problèmes de saturation. Il apparaît clairement que l'histogramme correspondant à l'image du détecteur SE2 offre un nombre de niveaux de gris très supérieur à celui correspondant à l'image du détecteur InLens. Ces niveaux sont bien répartis dans le cas de l'image du détecteur SE2 et moins bien avec le deuxième détecteur pour lequel la moitié des échantillons ont le même niveau de gris.

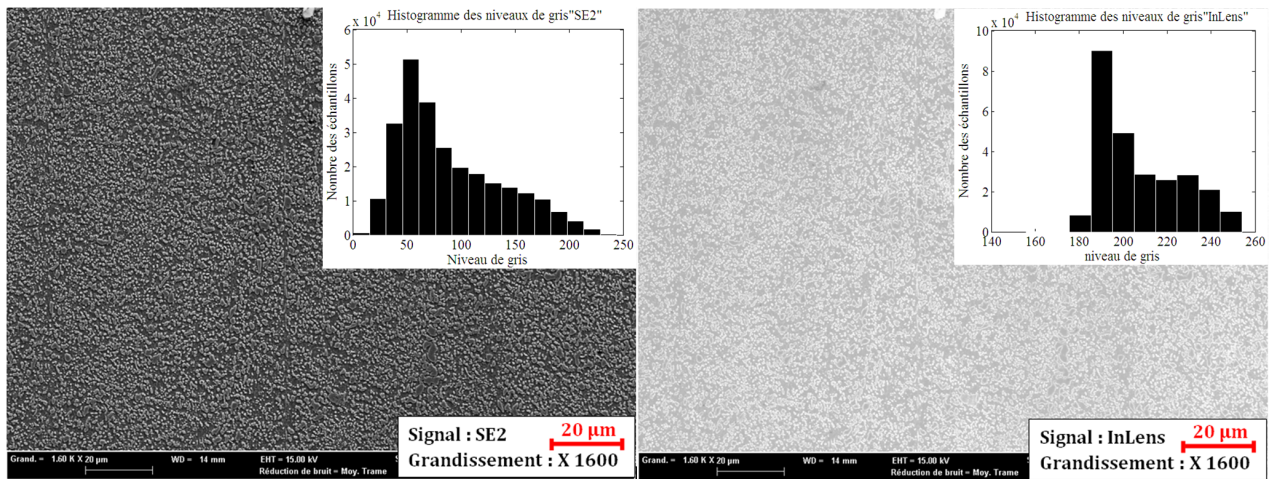


FIGURE 4.10 – Deux images MEB prises au même endroit et à la même échelle par les deux détecteurs d'électrons secondaires : "SE2" (à gauche) et "InLens" (à droite) ainsi que les histogrammes des niveaux de gris correspondants.

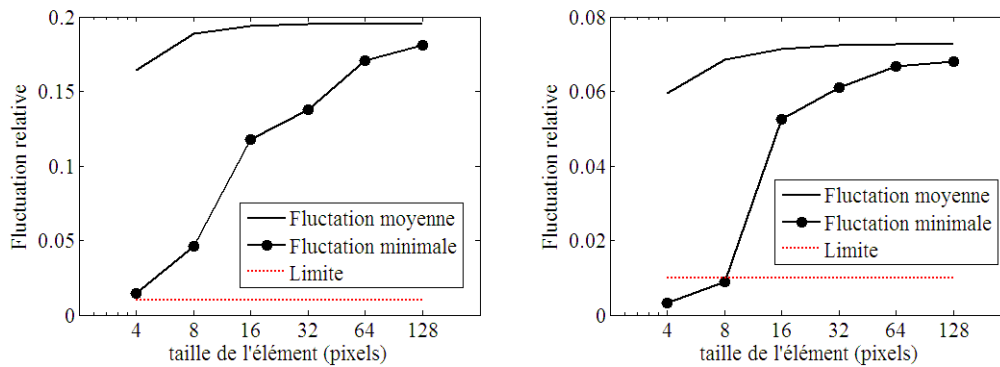


FIGURE 4.11 – Fluctuation relative en fonction de la taille des éléments pour les deux images : l'image prise avec le détecteur SE2 (à gauche) et l'image prise avec le détecteur InLens (à droite).

Toutefois, cette caractérisation globale de l'image est surtout utile lors de l'étape d'acquisition des images pour définir, par exemple, le temps d'exposition et/ou d'ouverture. Le plus important est la moyenne des propriétés de texture estimée à partir d'échantillonnages de sous-images dans les éléments. Il s'agit d'évaluer si les sous-images fournissent suffisamment d'informations pour permettre une bonne analyse. Chaque élément est caractérisé par son niveau de gris pour une dynamique de 16 bits, ou son écart-type de niveau de gris. Cette dernière quantité, calculée en moyenne sur tous les éléments d'une taille donnée et normalisée par le niveau maximal de gris utilisé dans l'image, est appelée "fluctuation relative". Elle est montrée, pour les deux images prises par les deux détecteurs d'électrons secondaires, sur la figure 4.11 :

- Pour l'image du détecteur SE2 (figure 4.11-gauche), même pour les éléments de plus petites tailles (4 pixels), ce ratio est déjà plus grand que 0,01 (valeur limite), et il augmente jusqu'à 0,17 pour les grands éléments (64 pixels). Plus le ratio est grand, plus le seuil de détection est élevé. L'écart-type est un moyen indirect de caractériser la sensibilité de la technique. On conclut donc que l'amplitude du niveau de gris est assez grande pour permettre une bonne qualité de l'analyse, même pour des tailles d'éléments aussi petites que 4 pixels.
- Pour l'image du détecteur InLens (figure 4.11-droite), la fluctuation relative est inférieure à 0.01 dans le cas des éléments de taille inférieure ou égale à 8 pixels. Pour des tailles plus grandes la valeur de ce paramètre ne dépasse pas 0.06. L'amplitude du niveau de gris pour cette texture ne permet pas une analyse fiable pour des éléments de petite taille. Pour les grandes tailles, la méthode donnera des



résultats moins précis que dans le cas de la première texture.

Un autre critère important est le rayon de corrélation de la texture de l'image. Celui-ci est calculée à partir d'une interpolation parabolique de la fonction d'auto-corrélation à l'origine. L'inverse des deux valeurs propres de la courbure donne une estimation des deux rayons de corrélation R1 et R2 moyennés sur tous les éléments d'une taille donnée (figure 4.12). Pour les deux images correspondant aux deux détecteurs, la texture est assez isotrope (rayons très proches), et reste faible (variant de 1.1 à environ 1.9 pixels) pour toutes les tailles des éléments. Cela indique une bonne qualité de la texture qui révèle les détails à petite échelle, même pour les éléments de petite taille. Pour obtenir une bonne estimation, les rayons de corrélation doivent être inférieurs à un quart de la taille de l'élément [HR08]. Pour cela, le rayon de corrélation est normalisé par la taille de l'élément et présenté pour les deux images sur la figure 4.12-à droite. Les rayons commencent à être inférieurs à un quart de la taille de l'élément à partir des éléments de 8 pixels. Ce résultat est valable pour les deux images, les courbes sont presque identiques.

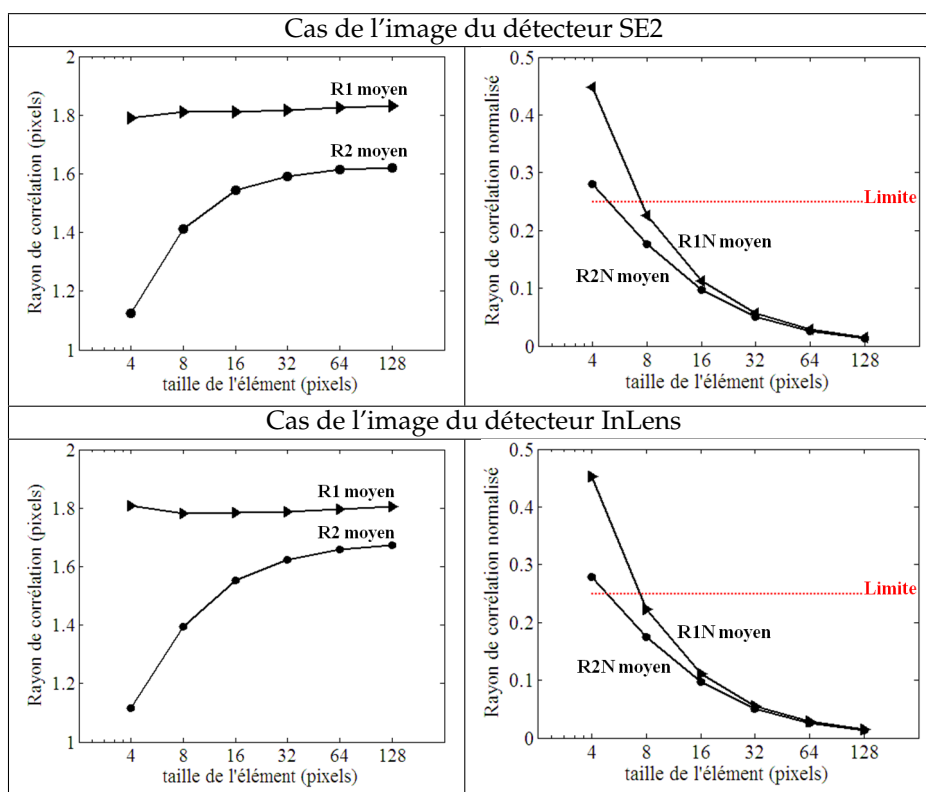


FIGURE 4.12 – Valeurs moyennes et valeurs moyennes normées des rayons de corrélation R1 et R2 dans les deux directions. Comparaison entre les deux images prises avec les détecteurs SE2 et InLens.

***Erreur systématique sur les déplacements***

Des déplacements de corps rigide artificiels compris entre 0 et 1 pixel par pas de 0.5 pixel ont été appliqués aux deux images à comparer suivant les deux directions. Un calcul de corrélation est effectué entre l'image non déplacée, considérée comme l'image de référence, et l'image déplacée artificiellement d'une valeur donnée en pixel. La comparaison entre le déplacement moyen, calculé par corrélation, et le déplacement imposé montre que le calcul du déplacement est entaché d'une erreur, appelée erreur systématique. Cette erreur est définie comme la différence entre le déplacement moyen calculé par corrélation et le déplacement réel imposé à l'image [HR08]. Les calculs ont été effectués pour différentes tailles d'élément ( $l = 4, 8, 16, 32, 64$  et  $128$  pixels) (figure 4.13). A partir de  $l = 8$  pixels, et pour les deux images, l'erreur systématique est maximale pour un déplacement de 0.5 pixel et elle varie quasi-linéairement de part et d'autre de

cette valeur. Cette erreur est toujours inférieure à  $6 \cdot 10^{-4}$  pixel et elle diminue lorsque la taille des éléments augmente. Des études montrent que cette erreur systématique est périodique de période 1 pixel, maximale pour 0.5 pixel (modulo 1 pixel), nulle pour des déplacements de 0 ou de 1 pixel (cas de l'auto-corrélation) [Dou00].

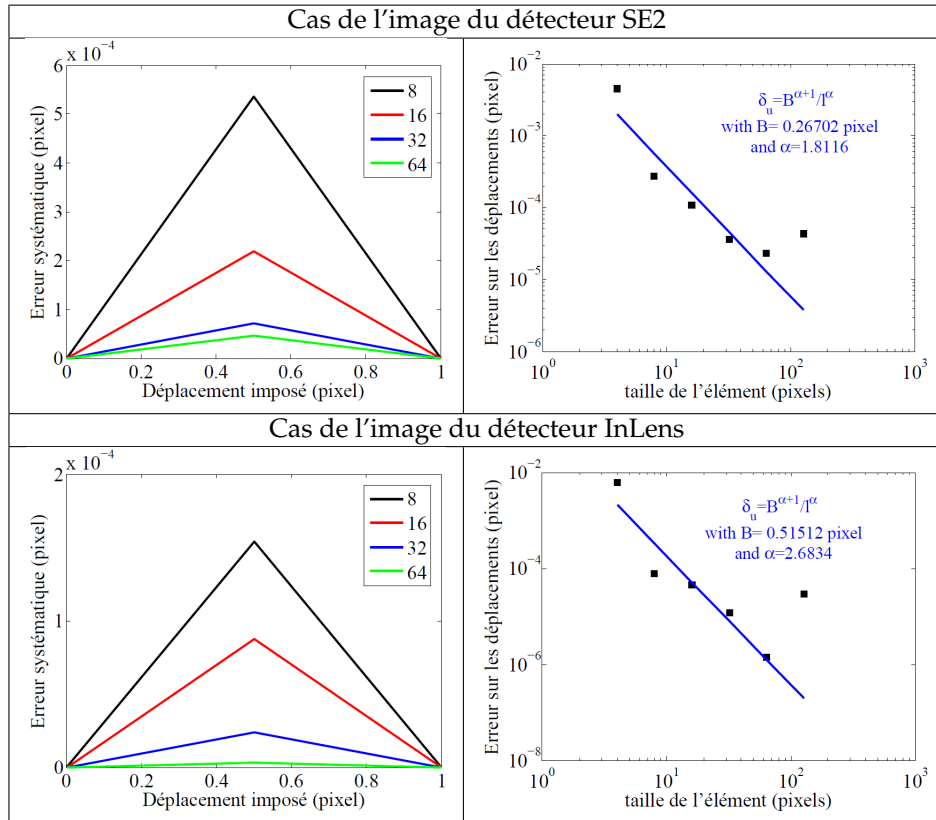


FIGURE 4.13 – Erreurs systématiques sur les déplacements pour différentes tailles d'élément. Comparaison dans le cas des deux images correspondant aux deux détecteurs SE2 et InLens.

***Incertitude sur les déplacements***

La figure 4.14 présente la variation de l'incertitude sur les déplacements en fonction du déplacement imposé. Cette incertitude est déterminée en évaluant l'écart type sur l'ensemble des déplacements calculés dans la configuration précédente. Comme pour l'erreur systématique, l'incertitude diminue lorsque la taille des éléments augmente. Elle est maximale pour un déplacement imposé de 0.5 pixel et reste inférieure à 0.03 pixel pour les deux images et pour des éléments de taille supérieure ou égale à 8 pixels. Si on trace en diagramme logarithmique, l'incertitude moyenne sur l'ensemble des déplacements imposés entre 0 et 1 pixel en fonction de la taille  $l$  des éléments présente une tendance linéaire.

La relation qui relie l'incertitude moyenne sur les déplacements,  $\sigma_u$ , et la taille de la zone d'étude élémentaire,  $l$ , est donc du type :

$$\sigma_u = A^{\alpha+1} l^{-\alpha} \tag{4.3}$$

où  $A$  est une constante et  $\alpha$  est la pente de la droite de tendance. Ici,  $A$  et  $\alpha$  valent respectivement 0.73 pixel et 1.67 pour l'image obtenue par le détecteur SE2 et 0.77 et 1.66 pour l'image obtenue par le détecteur InLens. Le coefficient  $\alpha$  obtenu est du même ordre de grandeur que les valeurs rencontrées dans la littérature ( $\alpha$  est compris entre 1 et 2). Ce coefficient traduit la sensibilité de l'incertitude au paramètre  $l$ .



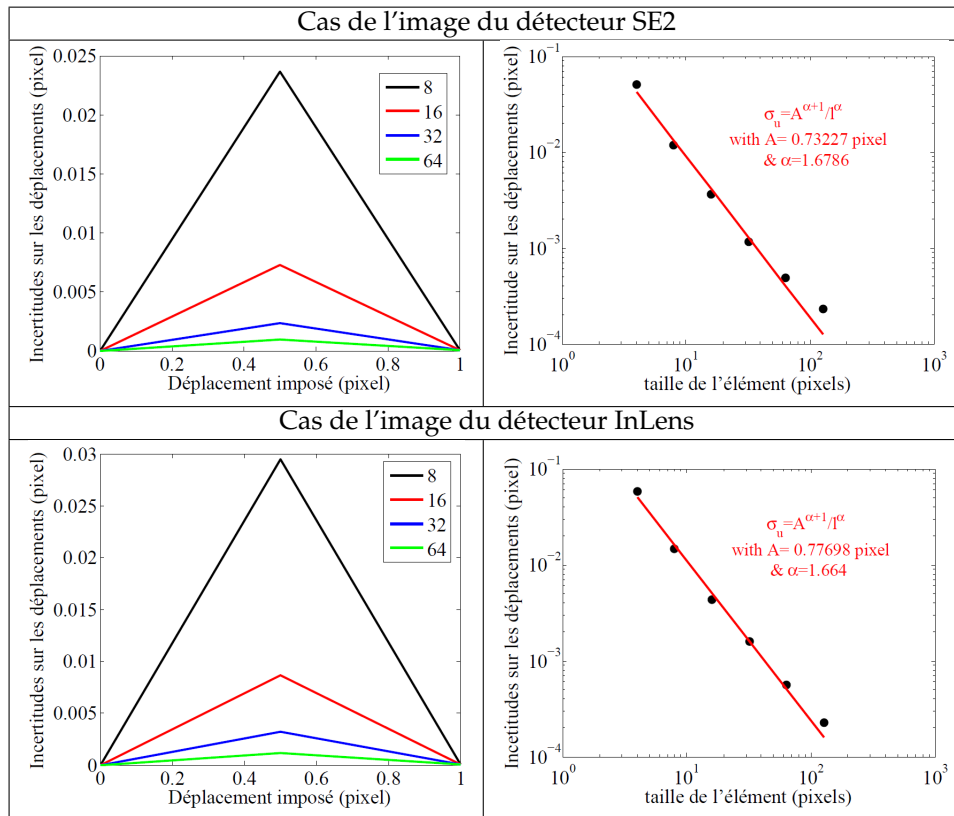


FIGURE 4.14 – Incertitudes sur les déplacements pour différentes tailles d'élément. Comparaison dans le cas des deux images correspondant aux deux détecteurs SE2 et InLens.

**Sensibilité au bruit : résolution**

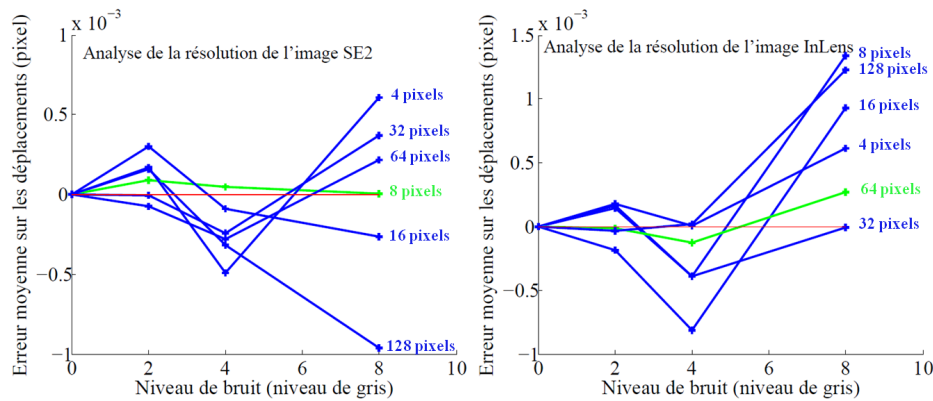


FIGURE 4.15 – Erreur de déplacement moyen en fonction du niveau de bruit pour les différentes tailles d'élément. Cas des deux images prises par les détecteurs SE2 (à gauche) et InLens (à droite).

L'effet du bruit associé à l'acquisition de l'image sur la mesure de déplacement est évalué. Cette analyse permet d'estimer la résolution du déplacement. Elle consiste à ajouter des niveaux variables et aléatoires de bruit à l'image de référence, puis effectuer le calcul de corrélation par rapport à cette image de référence [HR08]. Cette dernière est bruitée par un bruit gaussien de variation moyenne nulle et de niveau allant de 1 à 8 niveaux de gris à chaque pixel. Aucun champ de déplacement n'est imposé à l'image. Le champ de déplacement provoqué par ce bruit est alors estimé (pour différents niveaux de bruit et pour des tailles d'élément allant de 4 à 128 pixels). L'erreur moyenne sur les déplacements est tracée en fonction du niveau de bruit pour les différentes tailles d'élément (figure 4.15). Dans le cas présent, l'erreur reste faible (générale-

ment inférieure à  $10^{-3}$ ). Avec cette troisième analyse, il est conclu que les éléments de taille 8 pixels peuvent être choisis dans le cas des images avec SE2 et 64 pixels dans le cas des images InLens.

### Synthèse

L'analyse de la texture et des niveaux de gris relative aux deux images obtenues par les deux détecteurs SE2 et InLens montre que l'image obtenue par le SE2 est nettement meilleure. Elle dispose de plus de niveaux de gris étalés de manière homogène. Elle possède une fluctuation relative supérieure à la limite définie (0.01) même pour des éléments de taille  $l = 4$  pixels. Dans la suite, nous utilisons donc ce détecteur pour l'acquisition des images. En se basant sur tous les critères des analyses réalisées précédemment (tableau 4.1), la plus petite taille des éléments optimisant les erreurs systématiques, les incertitudes et la résolution est  $l = 8$  pixels.

Paramètre	Critère	taille minimale admissible
Fluctuation relative	$> 0.01$	4
R. de corrélation normalisé	$< 0.25$	8
Erreur systématique	$< 0.001$	8
Incertitude	$< 0.025$	8
Erreur de résolution (bruit)	$< 0.0001$	8

TABLE 4.1 – Critères de sélection de la taille d'élément pour l'image du détecteur SE2.

Cette étude préliminaire a été réalisée pour les trois matériaux étudiés. Elle est adoptée pour trouver les paramètres de corrélation chaque fois qu'il y a une augmentation du grossissement pour quantifier plus précisément l'hétérogénéité de la déformation et de l'endommagement.

Un autre paramètre a été également étudié, c'est la taille de l'image. Le MEB utilisé offre différentes possibilités (512X384, 1024X768 ou 2048X1536 pixels). La taille la plus grande offre une meilleure résolution mais l'amélioration apportée aux performances des déplacements est très petite. La taille standard (1024X768 pixels) a été alors choisie pour des raisons de temps de calcul et des problèmes d'affichage.

#### 4.3.5.2 Influence des changements de texture de l'image au cours de la déformation

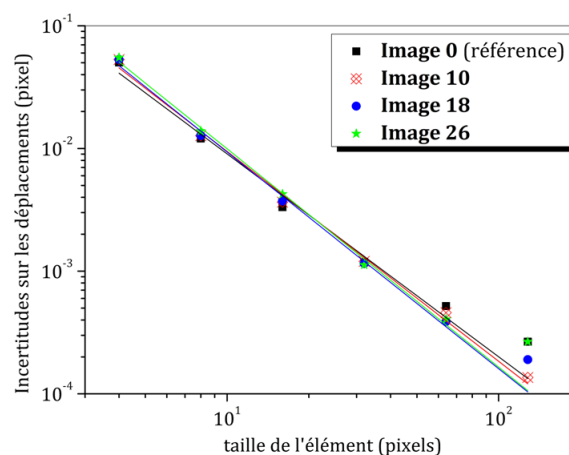


FIGURE 4.16 – Évolution de l'incertitude sur les déplacements en fonction de la déformation. Évaluation des effets des changements de la texture de l'image au cours de la déformation sur l'incertitude.

Pendant l'essai de traction, l'aspect de la surface du matériau (texture de l'image) change au cours de la déformation, notamment par l'apparition de marques de glissement, de l'effet de "peau d'orange" et à partir d'un certain stade des cavités. L'influence de ces changements sur les performances du logiciel a

été étudiée. Des calculs d'erreurs et d'incertitudes, dans le cas d'un déplacement artificiel imposé, ont été effectués sur d'autres images de la même zone obtenues après différents stades de déformation. La courbe de la figure 4.16 montre que les changements de la texture de l'image, provoqués par la déformation et l'endommagement, n'affectent pas les performances de calcul. En effet, l'incertitude sur les déplacements calculée à partir d'un déplacement artificiel ne change pas surtout pour les éléments de petite taille. Une dégradation très faible a été observée uniquement pour les éléments de taille supérieure ou égale à 64 pixels.

**4.3.5.3 Quantification des erreurs introduites par les instabilités électroniques du MEB**

Une étude approfondie de ces instabilités et de leur influence sur la précision des mesures a été réalisée dans la thèse de P. Doumalin [Dou00]. L'auteur a étudié l'influence des paramètres d'acquisition sur la précision de la mesure. Ces paramètres d'acquisition sont principalement la taille du faisceau d'électrons et le bruit de fond. Ce dernier a pour origine :

- les fluctuations de la réponse de l'électronique du MEB et du capteur d'électrons,
- les fluctuations de l'émission des électrons sur la période de temps d'acquisition,
- les variations de l'interaction électrons/matière.

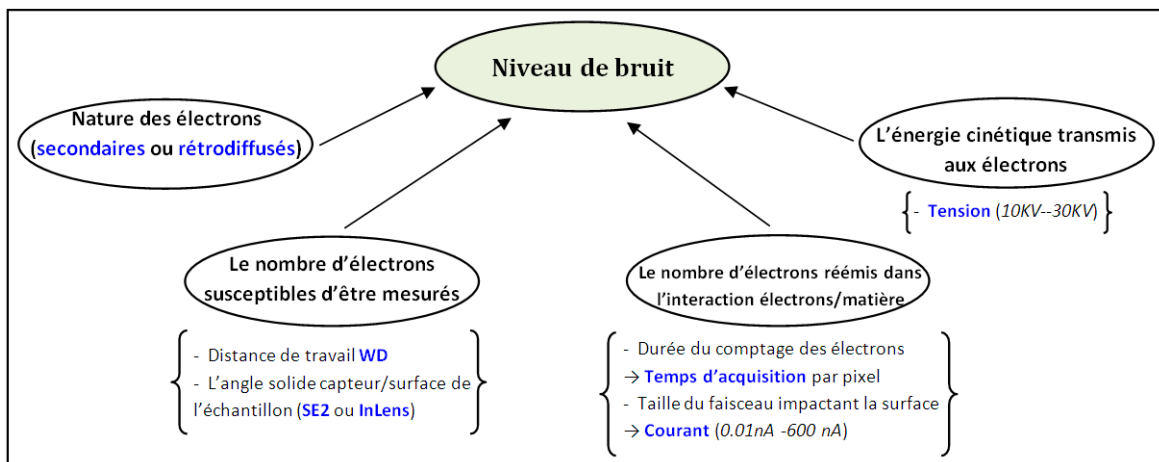


FIGURE 4.17 – Paramètres liés au niveau de bruit.

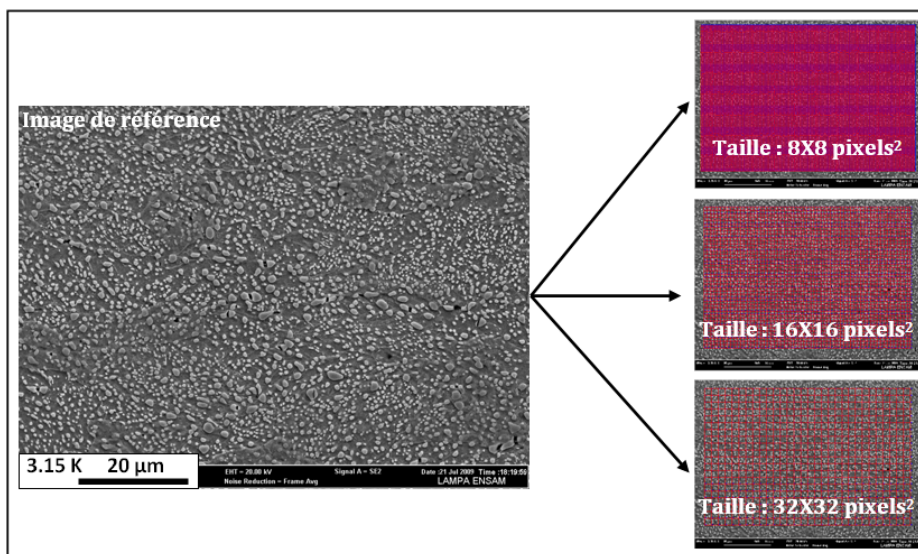


FIGURE 4.18 – Les trois tailles d'éléments utilisées pour la corrélation  $l = 8,16$  et  $32$  pixels.

Différents paramètres jouent sur l'amplitude de ce bruit aléatoire. Ceux qui régissent l'interaction électrons/matière et ceux qui caractérisent l'observation. La figure 4.17 résume ces différents paramètres.

Dans le cas de notre étude, c'est principalement l'influence de ce bruit sur la précision des mesures qui nous intéresse. Pour le caractériser, une méthode simple a été appliquée. Il s'agit de calculer les champs de déformation en remplaçant les images prises après chaque pas de déplacement par des images à déplacement nul. Dix images ont été prises. La durée de temps séparant deux images est d'environ trois minutes (période de temps équivalente à la durée de l'opération de déplacement). Les déformations ainsi obtenues contiennent uniquement la contribution des instabilités électroniques du MEB. Trois tailles d'éléments ont été testées (figure 4.18).

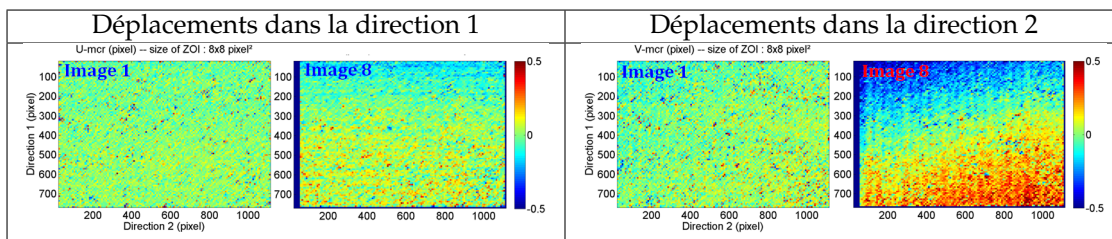


FIGURE 4.19 – Cartographies des déplacements dans les deux directions de la corrélation. Taille des éléments :  $l = 8$  pixels.

Dans la suite, les déplacements selon les deux directions ainsi que les composantes du tenseur de déformation dans le plan sont présentés pour les éléments de taille  $l = 8$  pixels. Pour des raisons de simplicité, deux cartographies parmi les neuf sont présentées. Les déplacements sont relativement faibles dans les deux directions (entre 0 et 0.5 pixel en valeur absolue) (figure 4.19). Ils sont croissants en fonction du temps (c'est-à-dire en fonction du numéro de l'image).

Exceptés quelques points singuliers, les champs de déformation restent au voisinage de 0 pour les trois composantes (figure 4.20). Ceci montre que les instabilités électroniques du MEB introduisent des erreurs faibles sur le champ de déformation. Quelques points singuliers sont inévitables, ils sont principalement dus au temps d'acquisition par pixel.

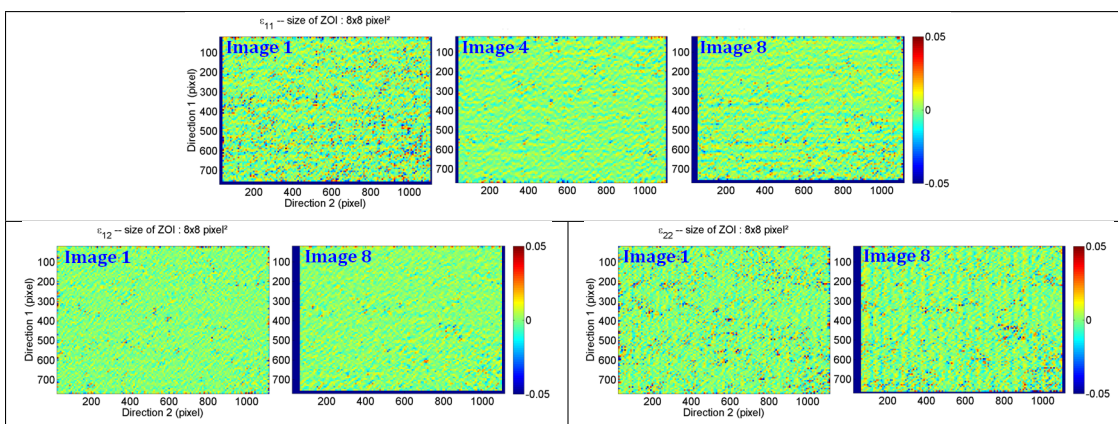


FIGURE 4.20 – Quelques cartographies de déformations déterminées par corrélation avec des éléments de taille  $l = 8$  : champs des déformations  $\epsilon_{11}$ ,  $\epsilon_{12}$  et  $\epsilon_{22}$ .

Comme pour les champs de déplacement, l'erreur (figure 4.21) définie comme le résidu de la procédure d'optimisation (annexe 4), est faible initialement et augmente avec le temps. Pour la première image (après 3 minutes), l'erreur est proche de 0. Puis elle augmente jusqu'à atteindre la valeur 0.1 pour la huitième image (après 24 minutes). Ceci peut être dû à la méthode de calcul appliquée où nous choisissons d'actualiser les images chaque fois pour être dans les mêmes conditions que les calculs réalisés sur les éprouvettes. En effet,



cette actualisation cumule les erreurs. Les erreurs observées à la huitième image sont la somme des erreurs cumulées sur les images précédentes.

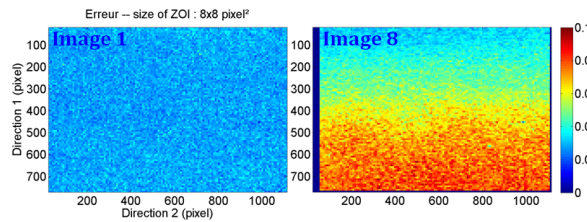


FIGURE 4.21 – Cartographie d’erreur de la corrélation pour l’élément de taille  $l = 8$ . Cas de la première et huitième image.

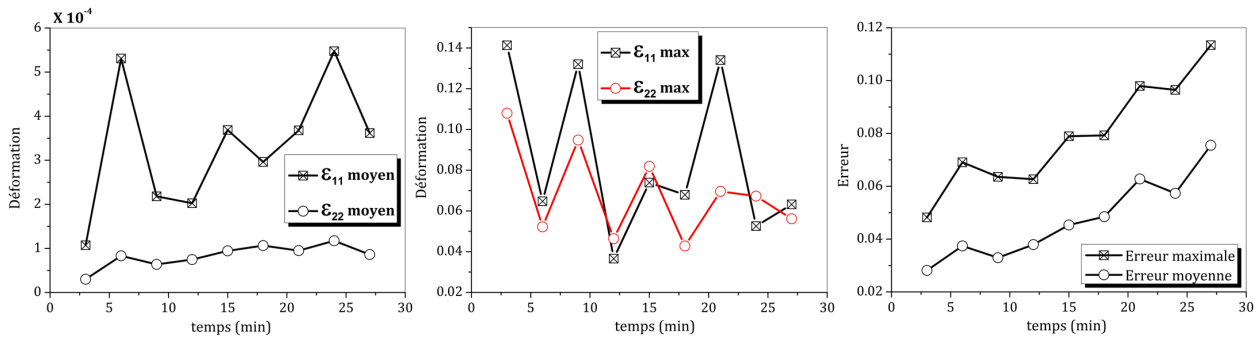


FIGURE 4.22 – Evolution des déformations  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  moyennes, maximales et erreur de corrélation en fonction du temps (du numéro de l’image). Cas de la corrélation avec des éléments de taille  $l = 8$ .

Enfin, les courbes de la figure 4.22 montrent l’évolution des déformations moyennes et maximales  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  en fonction du temps ou du numéro de l’image. En moyenne, ces déformations sont très faibles (inférieures à  $5 \cdot 10^{-4}$ ) et restent presque constantes au cours du temps. Les valeurs maximales de ces déformations sont, par contre, élevées. Elles varient entre 0.04 et 0.14, mais elles correspondent à quelques points singuliers. Pour l’évolution de l’erreur en fonction du temps, nous remarquons que la différence entre l’erreur moyenne et maximale est faible, cela révèle une dispersion relativement uniforme. Cette erreur résulte donc d’un bruit de fond au sein des différentes images ou de la méthode de calcul. Elle augmente légèrement en fonction du temps pour les deux composantes : moyenne et maximale.

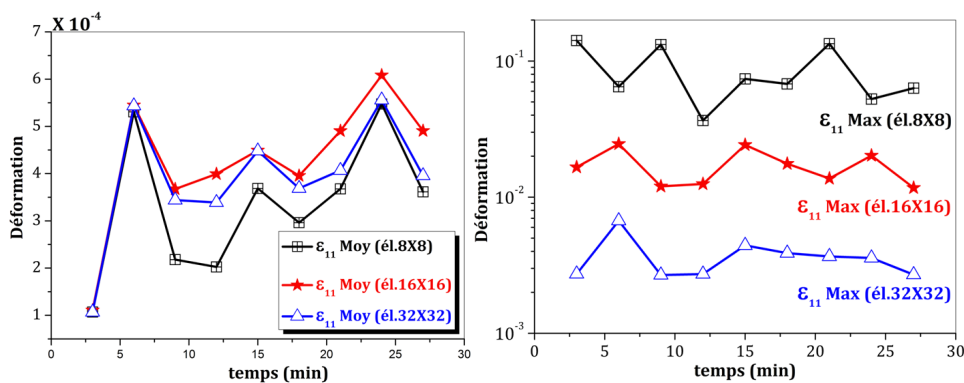


FIGURE 4.23 – Comparaison de l’évolution de la déformation  $\epsilon_{11}$  moyenne et maximale en fonction du temps pour les trois tailles d’élément  $l = 8, 16$  et  $32$  pixels.

Pour vérifier les résultats obtenus avec les éléments de taille  $l = 8$  pixels, une comparaison entre les déformations calculées par corrélation en variant la taille de l’élément ( $l = 8, 16$  et  $32$  pixels) pour les différentes

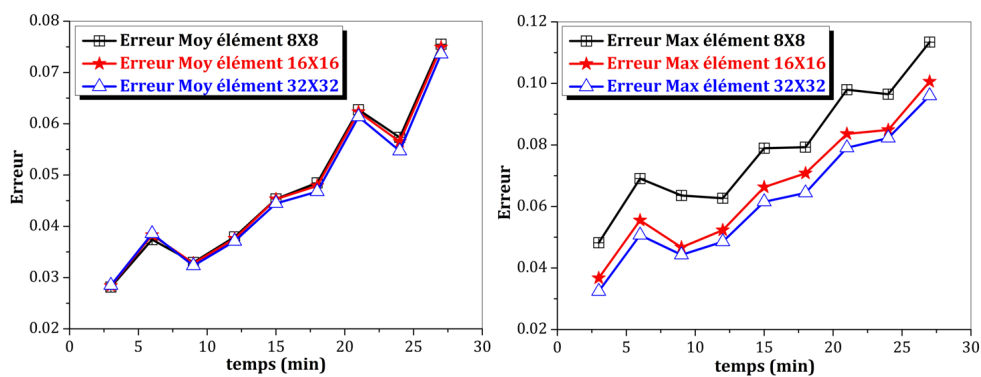


FIGURE 4.24 – Comparaison de l'évolution de l'erreur moyenne et maximale en fonction du temps pour les trois tailles d'élément  $l = 8, 16$  et  $32$  pixels.

images est réalisée (figure 4.23). Les déformations moyennes sont très proches pour les trois tailles d'élément. Une légère augmentation est observée pour les éléments de taille supérieure à 8 pixels. Les déformations maximales sont très différentes. Elles diminuent d'un facteur 7, lorsqu'on multiplie la taille d'éléments par 2. L'augmentation de la taille de l'élément augmente donc la précision de la méthode et diminue les dispersions, contrairement à la méthode des éléments finis, pour laquelle le raffinement du maillage augmente la précision du résultat. Ce résultat est confirmé par les courbes de la figure 4.24 où l'erreur maximale de corrélation diminue lorsque la taille de l'élément utilisée augmente. On retrouve également une cohérence avec les résultats précédents (figure 4.13).

#### 4.3.5.4 Conclusion

La technique de corrélation d'images numériques est une méthode relativement précise, elle permet d'accéder à des champs de déplacement et de déformation très locaux. Cependant, il est important de prendre en compte les erreurs commises. Ces erreurs sont souvent liées à la qualité de l'image et au bruit de fond mais également à la méthode même et aux paramètres choisis. Dans cette partie, nous avons essayé de quantifier toutes ces erreurs en déformation. Pour des éléments de taille supérieure ou égale à 8 :

- L'erreur systématique liée à la méthode est inférieure à  $10^{-3}$ .
- L'erreur de résolution liée au bruit est inférieure à  $10^{-4}$ .
- L'erreur liée aux fluctuations électroniques est de l'ordre de  $10^{-3}$ .
- L'erreur liée aux changements de texture de l'image au cours de la déformation est négligeable.

L'erreur totale en déformation commise lors de l'application de cette technique est généralement de l'ordre de  $10^{-3}$ . Cette erreur diminue lorsque la taille des éléments choisie pour la corrélation augmente. Cependant l'augmentation de la taille des éléments provoque une perte d'information. Un compromis entre les deux critères de sélection contradictoires est alors obligatoire. Dans le cas de notre étude, les calculs de corrélations ont été généralement réalisés avec des éléments de taille 8 pixels (et parfois 4 pixels, si possible).

## 4.4 Caractérisation surfacique des mécanismes d'endommagement

Il s'agit ici de suivre l'évolution de la déformation plastique et de l'endommagement à froid pour les trois matériaux de l'étude. La technique de corrélations d'images numérique (DIC) a été appliquée dans la littérature pour des études en fatigue [Bar07] et pour des quantités de déformation faibles. Plusieurs difficultés compliquent l'application de ces méthodes pour des grandes déformations telles que la dégradation de l'image et le changement de contraste à cause de la plasticité de surface, la perte de l'information à cause des déplacements élevés et la difficulté de prédiction de la zone intéressante à suivre (zone d'apparition du

dommage). Pour contourner ces problèmes, deux stratégies ont été appliquées selon le grossissement :

- Pour des grossissements faibles (< 2000) : les séries d'images sont prises au centre de l'éprouvette du début jusqu'à la fin de l'essai en intervenant chaque fois que l'image devient très bruitée. L'image sur laquelle nous intervenons devient l'image de référence d'une nouvelle sous-série. Le déplacement calculé dans cette nouvelle sous-série est dans ce cas cumulé avec le déplacement atteint dans la sous-série précédente (exemple : figure 4.25).
- Pour des grossissements élevés (> 2000) : l'acquisition des images débute une fois que la contrainte maximale est atteinte dans une zone où figure le maximum de porosité. La déformation est estimée d'une manière globale jusqu'au maximum des contraintes et ajoutée à la déformation calculée par corrélation d'images sur la série débutant au maximum de contrainte (exemple : figure 4.31).

### 4.4.1 Acier 100Cr6

L'acier 100Cr6 constitue un matériau idéal pour étudier la corrélation d'images in-situ sans l'utilisation de grilles ou de mouchetis. En effet, la microstructure constitue un mouchetis naturel. Pour ce matériau, deux essais sont présentés. D'autres essais confirmant les constatations faites à l'aide de ces deux exemples sont présentés en annexe 4. En se basant sur l'étude préliminaire, le détecteur utilisé est celui d'électrons secondaires "SE2". Concernant la méthode de corrélation, la taille des éléments choisis est 8X8 pixels.

#### 4.4.1.1 Premier grossissement (X 1600) : apparition d'une micro-fissure

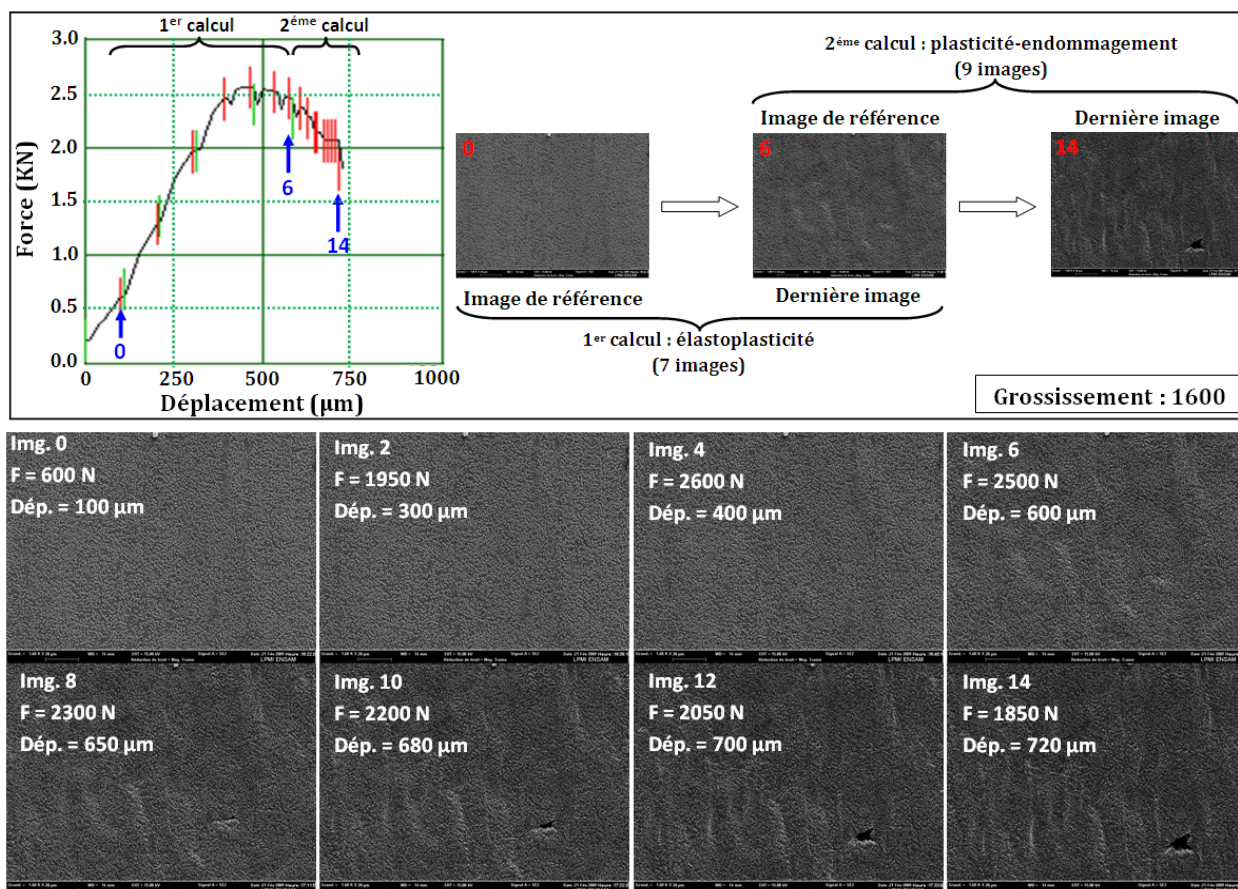


FIGURE 4.25 – Courbe force-déplacement et évolution de la microstructure au cours de l'essai. Procédure de calcul de corrélation. Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple.

Au cours de cet essai, quinze images ont été prises. Deux sous-séries ont été utilisées pour la corrélation.



La première sous-série comporte sept images (de 0 à 6), elle correspond à la partie élastoplastique jusqu'au début de la partie décroissante de la courbe force-déplacement (figure 4.25). La dernière image de cette première sous-série est la photo de référence pour la deuxième sous-série d'images prises à des pas de déplacement plus faibles pour pouvoir observer l'évolution de l'endommagement.

Dans la première sous-série d'image et à cette échelle, la microstructure n'a pas subi beaucoup de changement. Jusqu'au couple force-déplacement (2500 N, 60  $\mu\text{m}$ ) correspondant à l'image 6, la déformation n'a pas provoqué de dommage en surface, quelques lignes commencent à apparaître, elles correspondent à des bandes de glissement plastique en surface. A partir de l'image 8, la plasticité surfacique devient de plus en plus visible et une micro-fissure commence à apparaître (figure 4.25). Puis elle continue sa croissance jusqu'à la rupture de l'éprouvette dans une zone autre que celle observée.

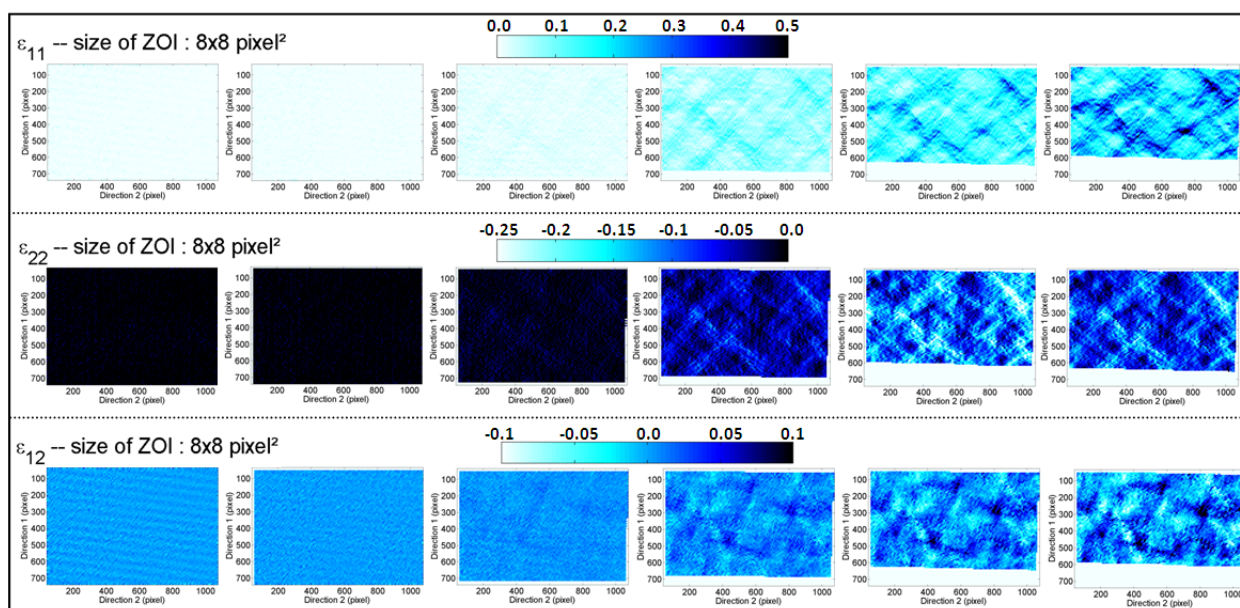


FIGURE 4.26 – Cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques  $\varepsilon_{11}$ ,  $\varepsilon_{22}$  et  $\varepsilon_{12}$  déterminées par corrélation d'images sur la première sous-série d'images : de 1 à 6 (voir figure 4.25). Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple.

La direction de sollicitation est la direction 1 (la verticale). Les champs des différentes composantes planes du tenseur de déformation ( $\varepsilon_{11}$ ,  $\varepsilon_{22}$  et  $\varepsilon_{12}$ ) de la première sous-série (de 1 jusqu'à 6 par rapport à l'image de référence 0) sont donnés sur la figure 4.26. Pour les trois premières images prises dans la partie élastique de la courbe force-déplacement, les champs de déformation sont relativement homogènes et très faibles. Ensuite, dans la partie plastique (correspondant à l'image 3 ou 4) la déformation devient hétérogène, elle est localisée dans des bandes à 45° par rapport à la direction de traction. Ces dernières se croisent en formant des losanges. Les sommets de ces losanges correspondent à des concentrations maximales de la déformation.

En superposant ces cartographies sur la microstructure nous nous apercevons que ces bandes sont indépendantes de la microstructure, leur échelle est supérieure à l'échelle de la microstructure. Ces bandes ont été observées pour les deux composantes ( $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$ ) avec des intensités différentes.

Dans la deuxième sous-série de cartographies des déformations  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$  (image 7 à 14 par rapport à l'image de référence 6), la déformation continue à augmenter en se concentrant dans les bandes, et avec un degré plus élevé, dans les nœuds formés par les intersections entre les différentes bandes. A partir de l'image 8 et au début de la partie décroissante de la courbe force-déplacement (2300 N, 65  $\mu\text{m}$ ), un de ces nœuds présente une déformation supérieure aux autres (figure 4.27). Cette augmentation de la déformation correspond à l'apparition d'une micro-fissure. Il suffit de remarquer que de part et d'autre de ce maximum

local de déformation (en bleu foncé) deux zones blanches, correspondant à une déformation nulle, apparaissent. C'est le phénomène de relaxation des contraintes observé lors de l'ouverture d'une fissure. Après l'apparition de cette micro-fissure, la déformation continue à augmenter dans les bandes et même dans la fissure elle-même. Cette dernière continue à croître jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette.

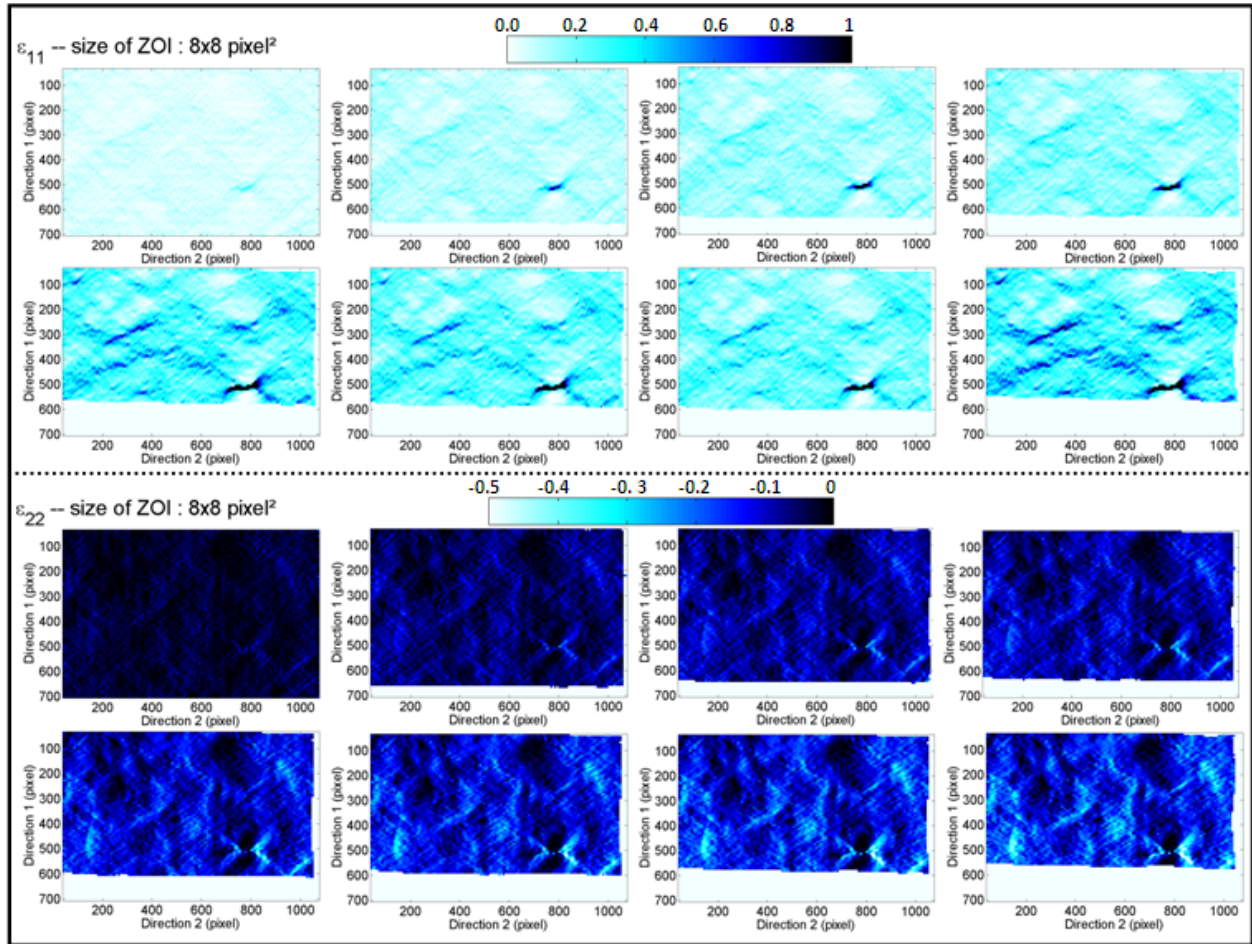


FIGURE 4.27 – Cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$  déterminées par corrélation d'images sur la deuxième sous-série d'images : de 7 à 14 (voir figure 4.25). Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple.

La déformation moyenne de chaque cartographie correspond à la déformation du VER total, c'est-à-dire la déformation totale de la zone étudiée (environ 150X150 micromètres), alors que la déformation maximale correspond à la déformation dans les bandes de localisation puis au voisinage de la cavité. Une comparaison entre ces deux quantités dans la direction de sollicitation (direction 1) est présentée sur la figure 4.28. Les deux quantités sont très proches jusqu'à l'apparition des bandes (image 4). La déformation devient alors très hétérogène, elle augmente dans les bandes de manière importante. La déformation totale de la zone étudiée continue à augmenter normalement. La différence entre ces deux déformations devient conséquente vers la rupture, la déformation au voisinage de la cavité est de l'ordre de 500 % alors que la déformation de toute la zone ne dépasse pas 53 %.

Les valeurs des différentes déformations moyennes  $\varepsilon_{11\text{ moy}}$  et  $\varepsilon_{22\text{ moy}}$  déterminées pour chaque image ont été confrontées à celles issues d'un calcul éléments finis (figure 4.29), pour une zone centrale (élément de taille 200X200 micromètres). La loi de comportement introduite dans ce modèle est une loi élastoplastique tabulée déterminée à partir de l'essai de traction sur éprouvette axisymétrique simple (figure 4.4). Le déplacement introduit correspond au déplacement appliqué expérimentalement avant l'acquisition de chaque image. Il est déterminé à partir des courbes globales force-déplacement après correction de la partie élas-

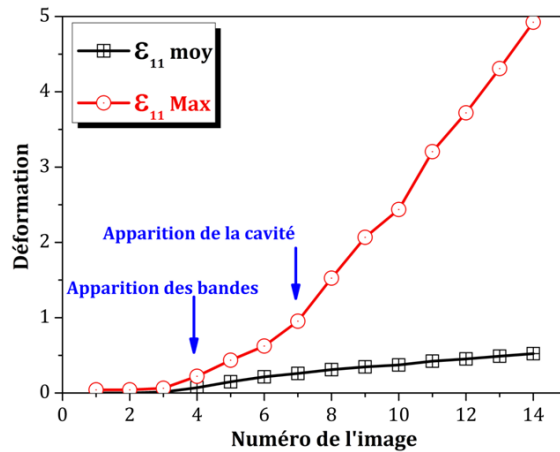


FIGURE 4.28 – Comparaison entre la déformation logarithmique moyenne  $\epsilon_{11 \text{ moy}}$  et la déformation maximale  $\epsilon_{11 \text{ max}}$  dans la direction 1. Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple (voir figure 4.25).

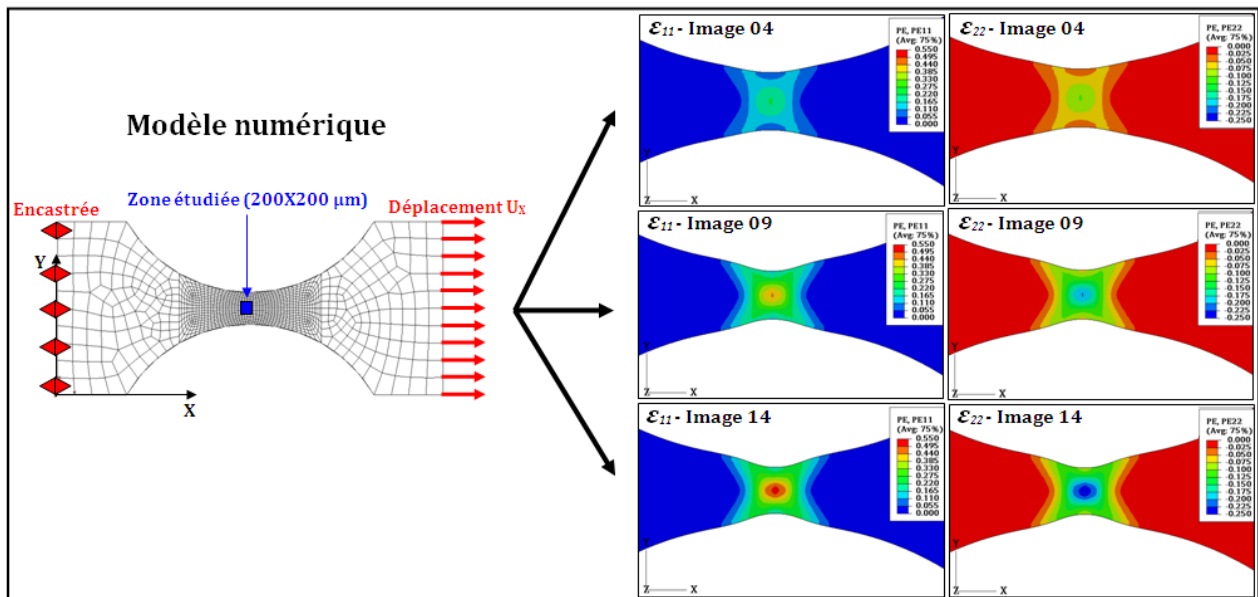


FIGURE 4.29 – Modèle éléments finis utilisé pour la détermination des déformations  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  correspondant à chaque image (déplacements).

tique en tenant compte de la rigidité du montage.

Les déformations déterminées par la méthode de corrélation d'images sont généralement sous-estimées par rapport aux déformations numériques (figure 4.30). Des différences de 10 % pour la composante  $\epsilon_{11}$  et de 5 % pour la composante  $\epsilon_{22}$  sont observées. Ces écarts peuvent être expliqués par les conditions expérimentales. En effet, à la fin des essais des marques de glissement ont été observées sur les têtes des éprouvettes.

En conclusion pour ce grossissement, la corrélation d'images permet d'avoir un suivi complet de l'essai de traction in-situ et de relier les déformations et phénomènes observés localement au comportement global du matériau (courbe force-déplacement). Cependant elle ne permet pas de relier les mécanismes de déformation plastique et d'endommagement à la microstructure de l'acier 100Cr6. Les bandes de localisation de déformation observées correspondent à une échelle supérieure à celle de la microstructure. Le mécanisme d'apparition de la micro-fissure reste inconnu à cette échelle. Dans le prochain exemple, nous essayons de travailler à un grossissement plus élevé.



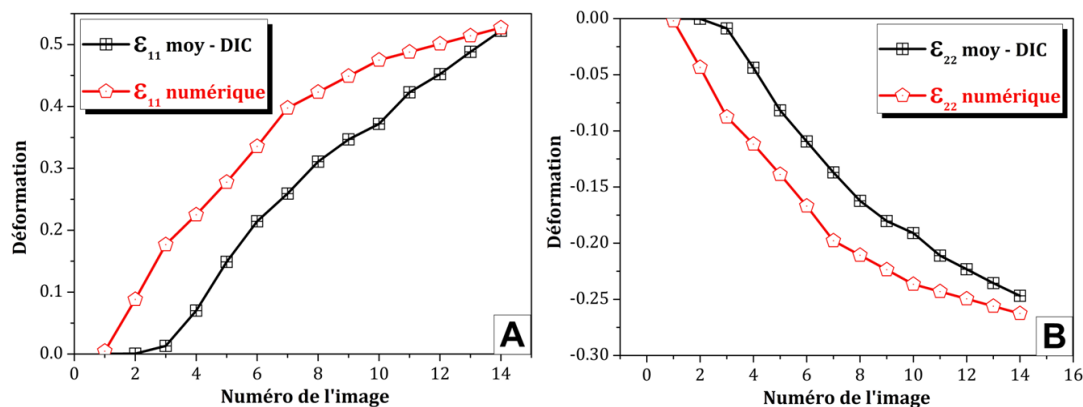


FIGURE 4.30 – Comparaison entre les déformations moyennes :  $\epsilon_{11\ moy}$  (A) et  $\epsilon_{22\ moy}$  (B) déterminées par DIC et celles calculées par la méthode des éléments finis.

4.4.1.2 Deuxième grossissement (X 5900) : formation, croissance et coalescence des cavités

Au cours du premier essai, nous avons constaté que les mécanismes d'endommagement apparaissent lorsqu'on dépasse le maximum dans la courbe de comportement global force-déplacement. Dans ce deuxième essai, l'idée consiste à solliciter l'éprouvette en traction jusqu'à  $F_{Max}$  (correspondant à  $\sigma_{Max}$ ), puis trouver une zone comportant des micro-cavités et suivre leurs évolutions pour des pas de déplacement faibles. La direction de sollicitation est toujours la direction 1 (verticale). Au cours de cet essai nous avons pu obtenir quatorze images au total (figure 4.31). Les douze premières (de 0 jusqu'à 11) constituent une série à des pas de déplacement successifs à partir de  $F_{Max}$ . Les deux dernières images (12 et 13) ont été prises juste avant la rupture mais dans une autre zone.

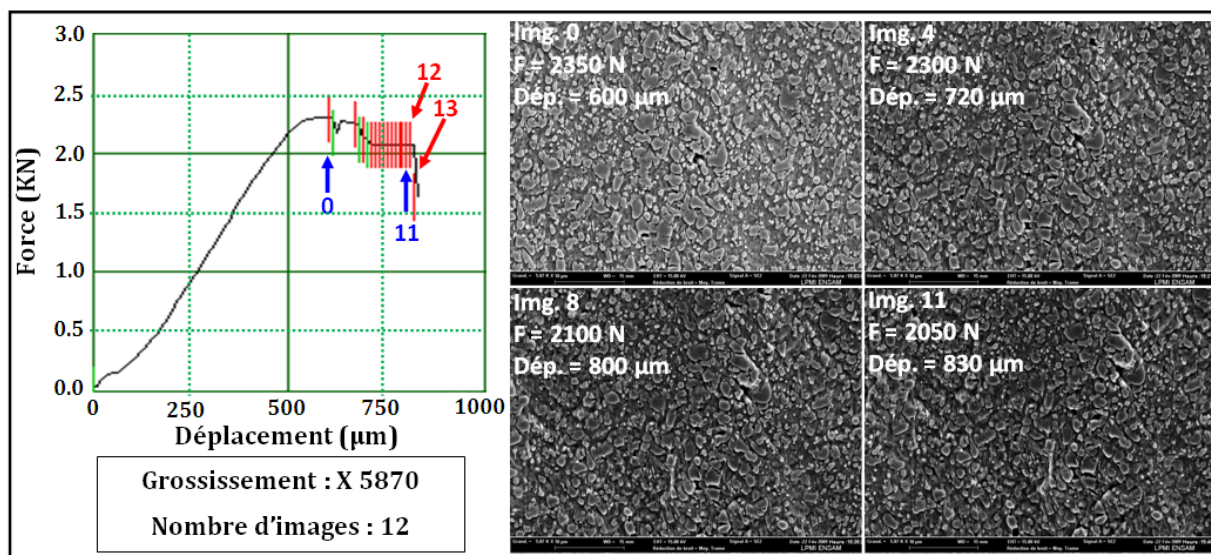


FIGURE 4.31 – Courbe force-déplacement relative à l'essai présenté dans cet exemple et procédure de calcul de corrélation. Cas de l'acier 100Cr6, deuxième exemple (grossissement : X 5900).

L'étude de l'évolution des champs de déformation  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  (figure 4.32) met en évidence l'hétérogénéité de la déformation plastique au sein du matériau. En effet, elle se localise dans des bandes de taille très faibles par rapport à celles observées lors du premier essai. Ces bandes sont situées à  $45^\circ$  par rapport à la direction de sollicitation. Elles se croisent en formant des losanges. Les micro-cavités occupent généralement les sommets de ces losanges qui correspondent à un maximum de déformation. Une grande partie de la déformation totale à cette échelle correspond à la croissance de micro-cavités.

En se rapprochant de la rupture, les bandes se multiplient et les losanges deviennent de plus en plus nombreux et petits. Lorsque les losanges sont relativement petits et donc les bandes sont très proches, les cavités se rejoignent et forment une cavité plus grande. La bande s'élargit alors que d'autres micro-cavités et d'autres micro-bandes continuent à apparaître.

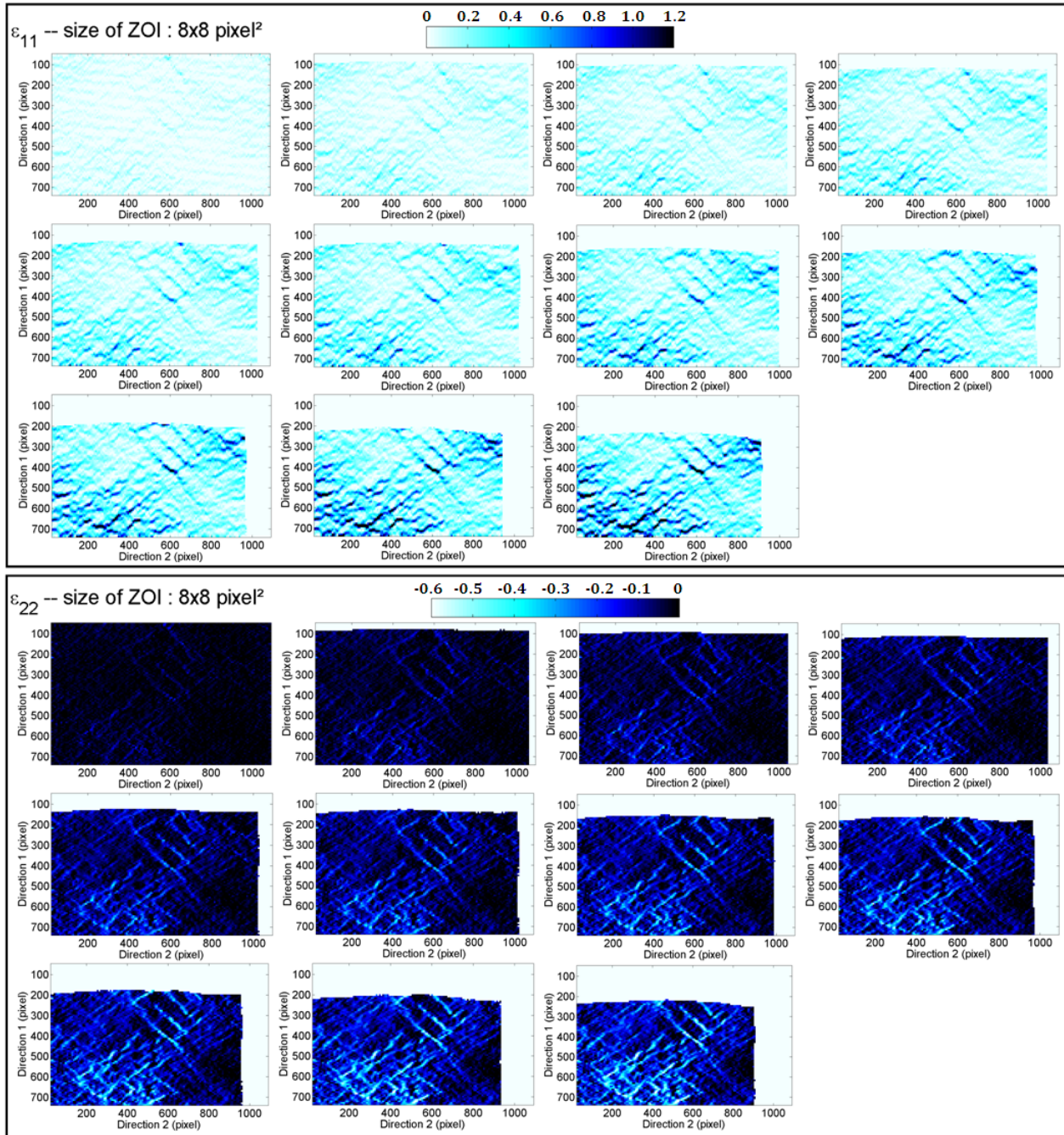


FIGURE 4.32 – Cartographies de l'évolution de la déformation logarithmique  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  déterminées par corrélation sur la première série d'images : de 1 à 11 (voir figure 4.31). Cas de l'acier 100Cr6, deuxième exemple.

Les deux dernières images prises avant la rupture (figure 4.33) permettent de bien illustrer les constatations précédentes. Les cartographies des différents champs des déformations ( $\epsilon_{11}$ ,  $\epsilon_{22}$  et  $\epsilon_{12}$ ) de l'image 13 sont déterminées par rapport à l'image 12 (considérée comme référence). En superposant ces derniers avec la micrographie à droite, nous pouvons constater que les nœuds et les bandes de déformation de taille importante correspondent aux grandes cavités. Les micro-cavités sont représentées par les sommets des petits



losanges et les bandes reliant ces nœuds sont très fines par rapport aux grandes bandes. Comme pour le premier essai, nous observons, de part et d'autre des cavités, deux zones de déformation nulle. C'est le phénomène de relaxation des contraintes.

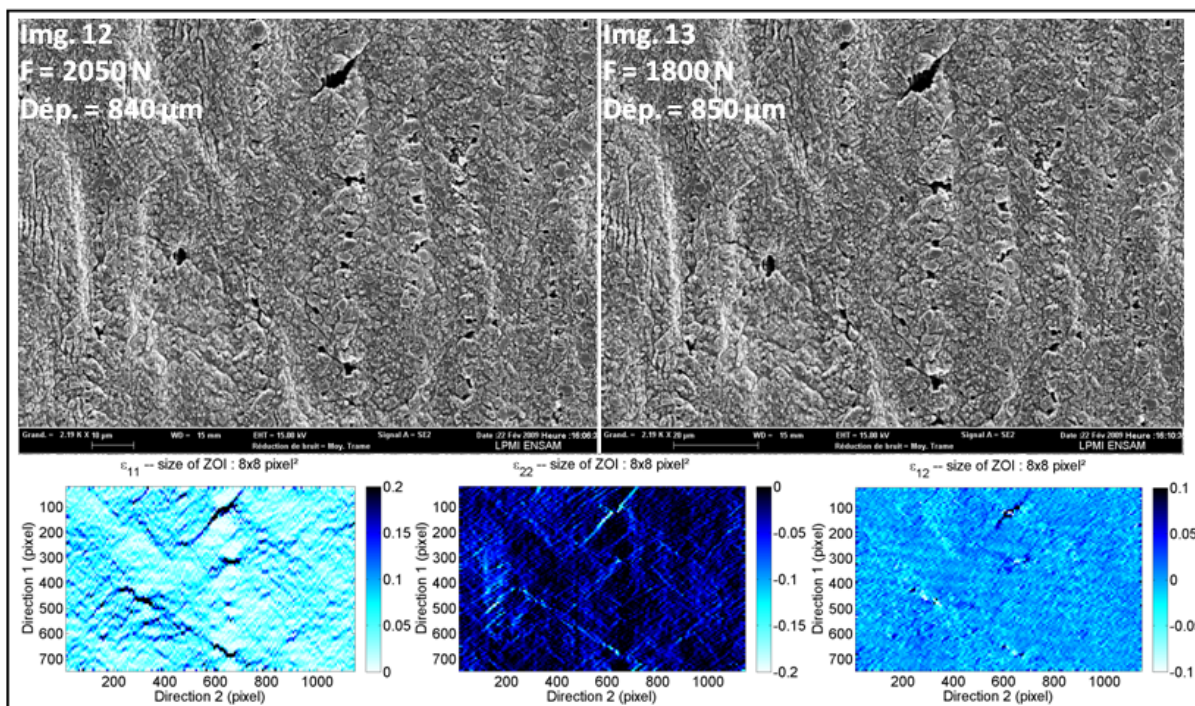


FIGURE 4.33 – Cartographies des déformations logarithmiques  $\varepsilon_{11}$ ,  $\varepsilon_{22}$  et  $\varepsilon_{12}$  déterminées par corrélation sur la deuxième série d'images : de 13 à 14 (voir figure 4.31). Cas de l'acier 100Cr6, deuxième exemple.

Les deux exemples discutés montrent clairement que la déformation plastique est très hétérogène. Elle se concentre dans des bandes à  $45^\circ$  par rapport à la direction de sollicitation. Lorsque ces bandes traversent une zone riche en carbures dans le matériau, une cavité s'ouvre. Ces bandes se croisent formant des losanges de différentes tailles. Les cavités continuent à croître et à se rejoindre (si le losange est petit et les bandes sont proches) pour former des cavités de taille plus importante. Les bandes grossissent également.

#### 4.4.1.3 Troisième grossissement (X 1250) : changement des paramètres d'acquisition et de corrélation

La méthode de corrélation consiste à diviser l'image de référence en éléments de taille définie initialement. Ces éléments sont par la suite discrétisés sous forme de matrice. Les valeurs des composants des matrices dépendent du niveau de gris de chaque élément. Le déplacement est alors calculé sur les images déformées en suivant le déplacement de ces éléments repérés par leur niveau de gris. L'apparition d'un nouveau corps dans l'image (cavité, ligne d'écoulement) introduit des niveaux de gris inexistant initialement. Ceci peut introduire des erreurs dans la corrélation.

Pour vérifier que les bandes de localisation de la déformation observées précédemment ne résultent pas d'"effets visuels" suite à l'apparition des cavités et des lignes d'écoulement ou du phénomène de "peau d'orange", un troisième essai est présenté dans ce paragraphe. Au cours de cet essai, différents paramètres ont été changés. Au niveau de l'acquisition des images, nous avons changé le type de détecteur d'électrons secondaires, "InLens" à la place de "SE2", ainsi que la direction de sollicitation, direction 2 à la place de 1 (la direction horizontale à la place de la direction verticale). Concernant les paramètres de la méthode de corrélation, deux tailles d'éléments ont été comparées (figure 4.34).

Trois micrographies sont présentées sur la figure 4.34. Les cartographies correspondent aux champs de déformation  $\varepsilon_{22}$  de l'image 1 et 2 par rapport à l'image de référence 0. Pour les deux tailles d'éléments (4X4

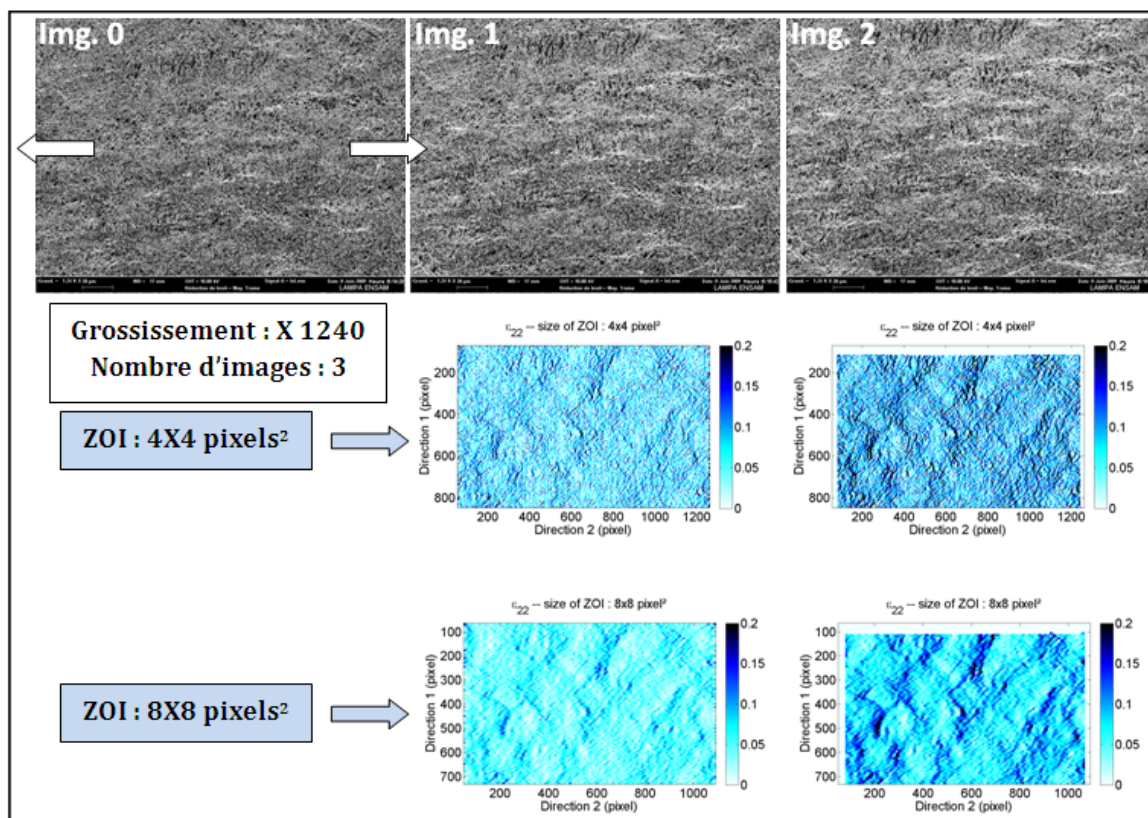


FIGURE 4.34 – Cartographies d'évolution de la déformation logarithmique  $\varepsilon_{22}$  déterminées par corrélation (avec deux tailles d'élément différentes : 4X4 et 8X8 pixels) sur trois images prises au cours d'un essai de traction in-situ avec le détecteur InLens. Cas de l'acier 100Cr6, troisième exemple (grossissement : X 1240).

et 8X8 pixels) utilisés dans la corrélation, la déformation est toujours hétérogène et localisée dans des bandes à 45° par rapport à la direction de sollicitation. Ces bandes ne résultent donc pas des "effets visuels" ou des effets de surface.

D'autre part, en comparant les résultats de la corrélation avec deux tailles d'éléments différents, le nombre des bandes observées est le même et les champs sont presque identiques. Quantitativement, l'intensité de la déformation est supérieure dans le cas des éléments de petite taille (4X4 pixels). Ce résultat a été mentionné dans l'étude préliminaire pour choisir les paramètres de corrélation. Il a été remarqué également que l'erreur augmente en passant de la taille 8X8 à la taille 4X4 pixels.

#### 4.4.1.4 Synthèse

L'acier 100Cr6 à l'état recuit dispose d'une microstructure idéale pour le suivi de l'endommagement à froid par essai in-situ dans le MEB et surtout pour la détermination des champs de déformation locaux par corrélation d'images. Cette microstructure est qualifiée d'homogène car elle est constituée d'une matrice ferritique avec une répartition uniforme des carbures et une absence presque totale d'inclusions. Une telle microstructure constitue un mouchetis naturel pour la méthode de corrélation d'images et permet le suivi des mécanismes de déformation et d'endommagement à des échelles variables (allant jusqu'à des grossissements de l'ordre de 6000).

La phase croissante de la courbe force-déplacement est caractérisée par une déformation élastique homogène, puis une déformation plastique très hétérogène (figure 4.35). Cette dernière est localisée dans des bandes à 45° par rapport à la direction de sollicitation. Ces bandes de largeur variable ont été observées à différentes échelles. Nous pouvons constater qu'une bande large à un grossissement faible correspond à



plusieurs bandes fines à un grossissement plus grand.

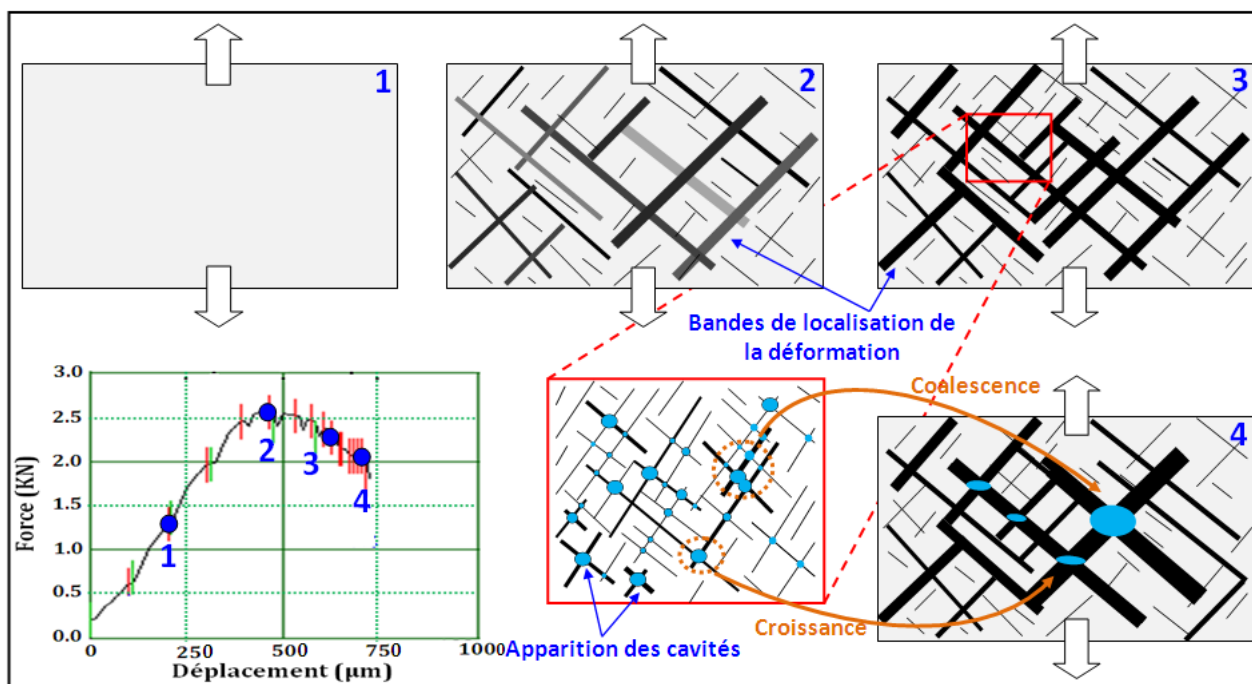


FIGURE 4.35 – Schématisation des phénomènes de déformation plastique et d'endommagement dans l'acier 100Cr6.

Dès le début de la partie décroissante de la courbe force-déplacement, les bandes de déformation se multiplient et se croisent formant des losanges de tailles variables (figure 4.35). Les micro-cavités occupent généralement les sommets de ces losanges. Ces micro-cavités résultent de la rupture d'un carbure, ou de la décohésion d'un carbure de sa matrice ferritique, suite à une forte concentration de la déformation provoquée par une bande de localisation. La taille de ces micro-cavités est comprise entre 1 et 3  $\mu m$ . Elles évoluent, ensuite, par croissance et par coalescence, si la distance qui les sépare est faible. Juste avant la rupture, une cavité de taille critique se transforme en une micro-fissure (de taille  $\geq 10 \mu m$ ) et la déformation augmente de manière exponentielle dans cette zone. Deux zones de déformation nulle apparaissent sur les lèvres synonyme d'une relaxation des contraintes suite à l'ouverture de cette fissure.

Les observations des surfaces et des faciès des éprouvettes suivies in-situ après rupture sont synthétisées sur la figure 4.36. Ces observations résument les différents phénomènes surfaciques provoqués par la déformation, à savoir :

- Le changement de rugosité de la surface dite aussi effet de "peau d'orange". Ce phénomène est favorisé par notre méthode de préparation de surface. En effet, l'attaque chimique agressive réalisée sur les surfaces polies des éprouvettes pour obtenir le contraste nécessaire lors de la corrélation provoque généralement une surface moins plane à l'échelle des grains. Ce phénomène augmente les difficultés de la corrélation d'images et introduit des erreurs dans les champs de déformation.
- La plastification de la surface qui provoque l'apparition des lignes d'écoulement induit par les carbures qui ne s'accommodent pas avec la déformation plastique de la matrice ferritique.
- La séquence des trois phénomènes habituels de l'endommagement : germination, croissance et coalescence des porosités.

L'étude réalisée sur l'acier 100Cr6 sert de point de départ pour des matériaux avec des microstructures moins favorables pour la corrélation d'images. Le paragraphe suivant présente le deuxième acier étudié : la nuance 42CrMo4 avec sa microstructure ferrito-perlitique. L'alliage d'aluminium 2017-T4 sera étudié à la suite de ce dernier.

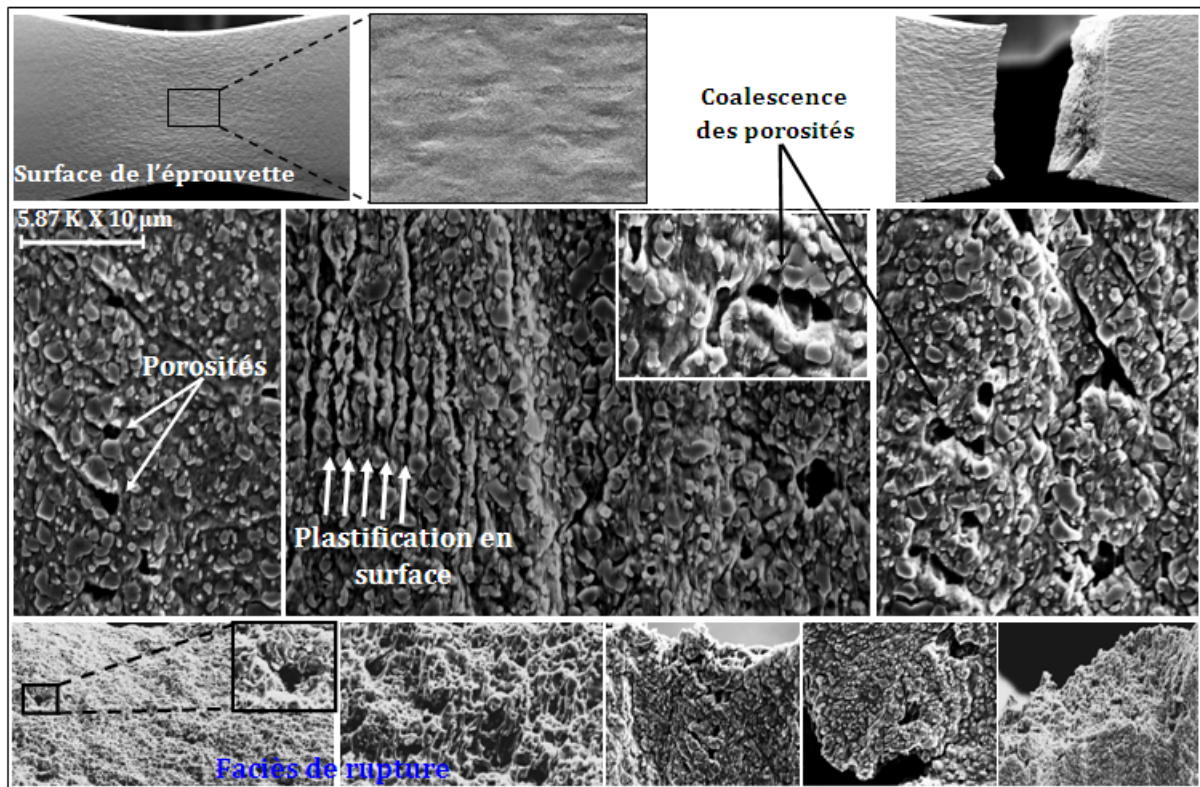


FIGURE 4.36 – Synthèse des phénomènes d'endommagement à froid observés en surface et sur les faciès de rupture des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l'acier 100Cr6.

#### 4.4.2 Acier 42CrMo4 de microstructure ferrito-perlitique

L'acier 42CrMo4 est composé de grains de ferrite et de grains de perlite. Ces derniers sont composés de lamelles de cémentite dans de la ferrite ce qui donne un bon contraste pour la corrélation. Par contre la phase ferritique ne présente pas de contraste favorable. Cette microstructure moins aléatoire que celle de l'acier 100Cr6 impose de travailler à des grossissements faibles ( $\geq 2500$ ). Trois exemples sont présentés. Les deux premiers concernent le comportement d'une inclusion de sulfure de manganèse et celui d'une inclusion d'alumine. Dans le troisième exemple, la fissuration se crée probablement au joint de grain. Une étude préliminaire similaire à celle présentée dans ce chapitre sur l'acier 100Cr6 a été également conduite sur ce matériau. La taille des éléments sélectionnés pour ce matériau et utilisée dans la corrélation d'images est 4X4 pixels.

##### 4.4.2.1 Premier grossissement (X 1600) : suivi des déformations autour d'une inclusion de MnS

Dans cet exemple, le VER choisi comporte une inclusion de sulfure de manganèse de taille importante (environ  $40 \mu\text{m}$  de longueur) allongée dans le sens de laminage et une inclusion d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  de petite taille (environ  $2 \mu\text{m}$  de diamètre). La direction de sollicitation est la direction 1 (la verticale) qui coïncide avec la direction de laminage. 16 images ont été acquises au cours de cet essai avec des pas de déplacement décroissants (figure 4.37). La corrélation est réalisée sur les 15 images (de 1 à 15) par rapport à l'image 0 (image de référence).

Au cours de la déformation, la surface se transforme de manière importante ce qui influence beaucoup le contraste surtout vers la fin. Cette transformation est accentuée par l'attaque chimique agressive réalisée pour améliorer initialement le contraste. Des micro-fissures sont observées au niveau des joints de grains et principalement au niveau des inclusions.

Au cours de cet essai, nous avons suivi l'évolution de l'inclusion de MnS en fonction du déplacement



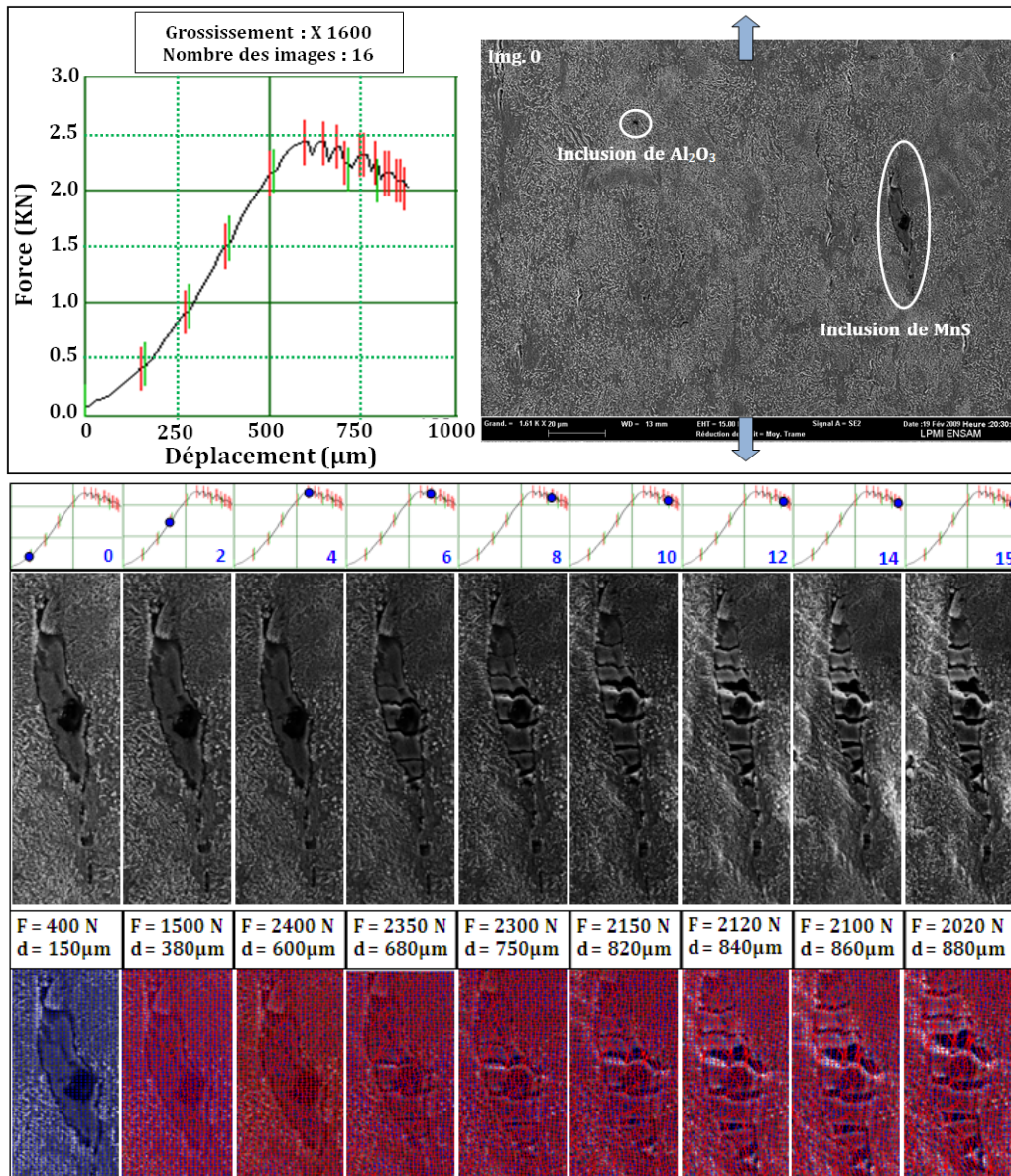


FIGURE 4.37 – Courbe force-déplacement et comportement d’une inclusion de sulfure de manganèse MnS pendant la déformation. Cas de l’acier 42CrMo4, premier exemple.

global appliqué à l’éprouvette (figure 4.37). La courbe globale force-déplacement peut être divisée en deux parties :

- La partie élastoplastique caractérisée par une évolution croissante de l’effort en fonction du déplacement. Durant cette phase, il n’y a pas de changement remarquable au niveau de la microstructure et notamment au niveau de l’inclusion. Cette dernière s’adapte avec la déformation globale de la structure.
- La partie plasticité-endommagement qui commence une fois le maximum d’effort atteint et se manifeste par une évolution décroissante de l’effort en fonction du déplacement. Dès l’entame de cette partie, des fissures apparaissent au niveau de l’inclusion. Ces fissures se multiplient ensuite et l’inclusion est fractionnée en plusieurs morceaux. Ceci provoque une décohésion totale entre la matrice et l’inclusion. Dans les dernières images acquises avant la rupture, les fissures provoquées par la rupture de l’inclusion s’ouvrent de plus en plus. D’autres fissures ont aussi été observées au niveau des autres inclusions mais semble-t-il également dans les joints de grains.

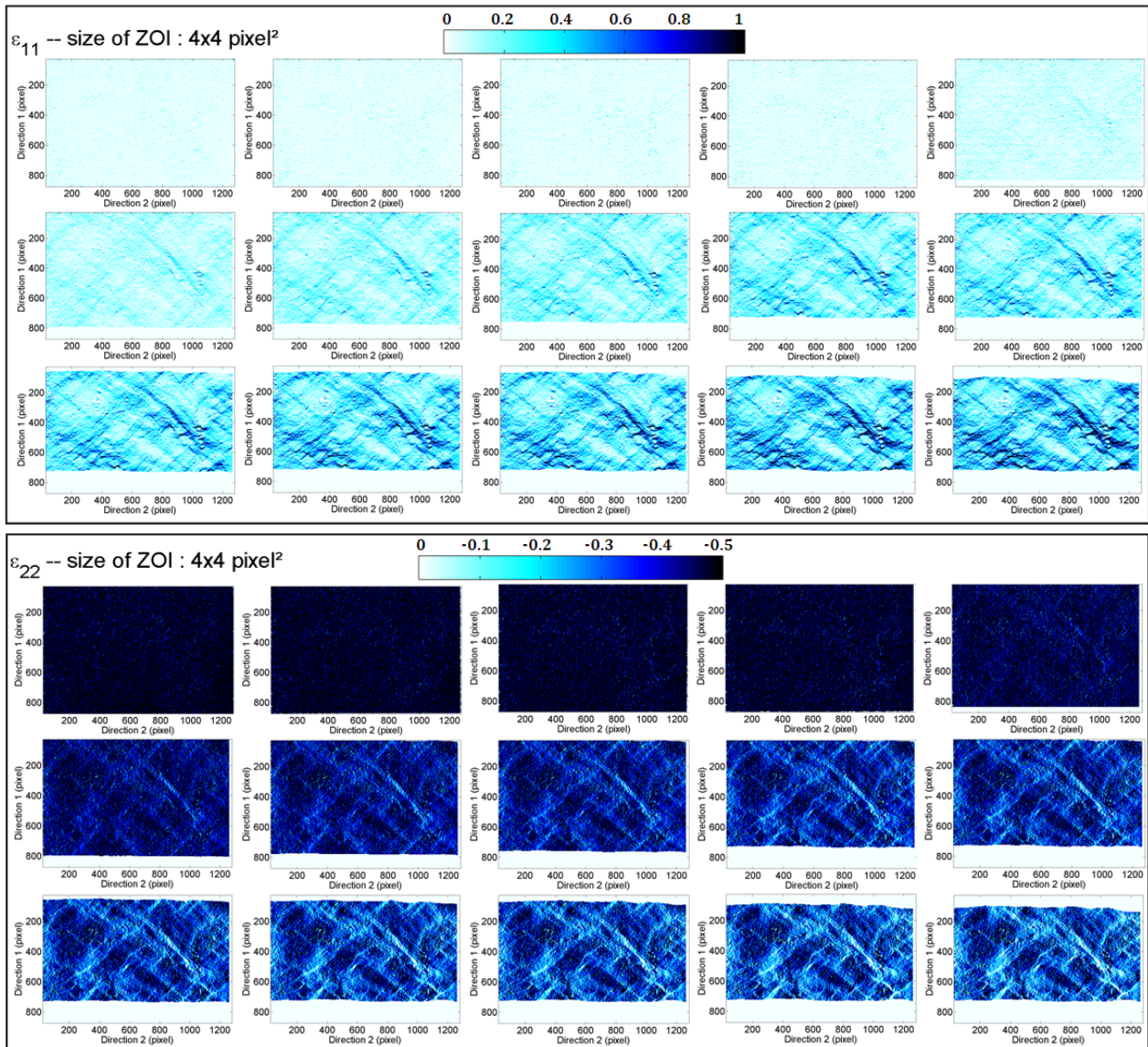


FIGURE 4.38 – Cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  déterminées par corrélation d'images sur les différentes images : de 1 à 15 (voir figure 4.37). Cas de l'acier 42CrMo4, premier exemple.

En observant les cartographies de l'évolution des champs des déformations  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  (figure 4.38), nous retrouvons les bandes de localisation de la déformation dans les directions à  $45^\circ$  par rapport à la direction de sollicitation. La différence par rapport à l'acier 100Cr6 est le temps d'apparition de ces bandes. Dans le cas de l'acier 100Cr6 les bandes apparaissent dès le début de la plasticité (avant d'atteindre  $F_{Max}$ ), la déformation plastique est alors qualifiée d'hétérogène. Pour le 42CrMo4, la déformation plastique reste homogène. Les bandes n'apparaissent qu'à partir de l'image 6 (figure 4.38) c'est-à-dire dans la partie décroissante de la courbe force-déplacement. Elles peuvent être provoquées, dans ce cas, par les singularités apparaissant dans la microstructure à cause de l'endommagement (rupture des inclusions, ruptures aux joints des grains,...). Ces bandes se multiplient ensuite et se croisent de manière identique aux observations conduites pour l'acier 100Cr6.

La rupture de l'inclusion se manifeste par une succession de zones à déformation nulle et de zones avec un maximum de déformation. La zone de déformation nulle correspond au morceau de l'inclusion complètement détaché de la matrice et donc exempt de déformation. La zone de maximum de déformation correspond à la micro-fissure. La bande principale est celle observée au voisinage de cette inclusion de MnS.



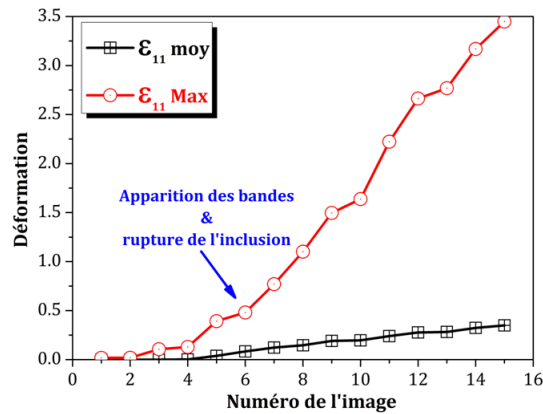


FIGURE 4.39 – Comparaison entre la déformation logarithmique moyenne  $\varepsilon_{11\ moy}$  et la déformation maximale  $\varepsilon_{11\ max}$  dans la direction 1. Cas de l'acier 42CrMo4, premier exemple.

Elle correspond à une déformation importante provoquée par la rupture au centre de l'inclusion.

La comparaison entre la déformation maximale située au niveau des bandes et au voisinage de l'inclusion et la déformation moyenne de toute la zone étudiée (figure 4.39) montre que l'écart, initialement faible entre ces deux quantités, augmente avec l'apparition des bandes de localisation et la rupture de l'inclusion. Juste avant la rupture, cet écart atteint 310 %. D'autre part, par rapport au premier matériau étudié, la déformation moyenne  $\varepsilon_{11}$  à la rupture est plus faible (au même grossissement). Ceci peut s'expliquer par la taille des cavités. Dans l'acier 100Cr6, les cavités sont plus petites, la phase de croissance et de germination est plus lente, alors que, pour cet acier, les cavités apparaissent à partir des inclusions de taille importante. Les deux phénomènes sont accélérés par la taille initiale des cavités.

#### 4.4.2.2 Deuxième grossissement (X 1680) : suivi d'une inclusion d' $Al_2O_3$

Dans le deuxième essai, nous étudions une dizaine d'images par rapport à l'image 0 (de référence). La zone sélectionnée comporte également une inclusion de MnS plus fine que celle du premier essai et d'environ  $30\ \mu m$  de longueur. Une deuxième inclusion d' $Al_2O_3$  de diamètre  $5\ \mu m$  a été détectée dans cette zone (figure 4.40). Le grossissement est le même que pour le premier essai et pour améliorer la perte d'information au cours de la déformation, nous avons choisi de prendre comme image de référence celle prise après  $50\ \mu m$  de déplacement.

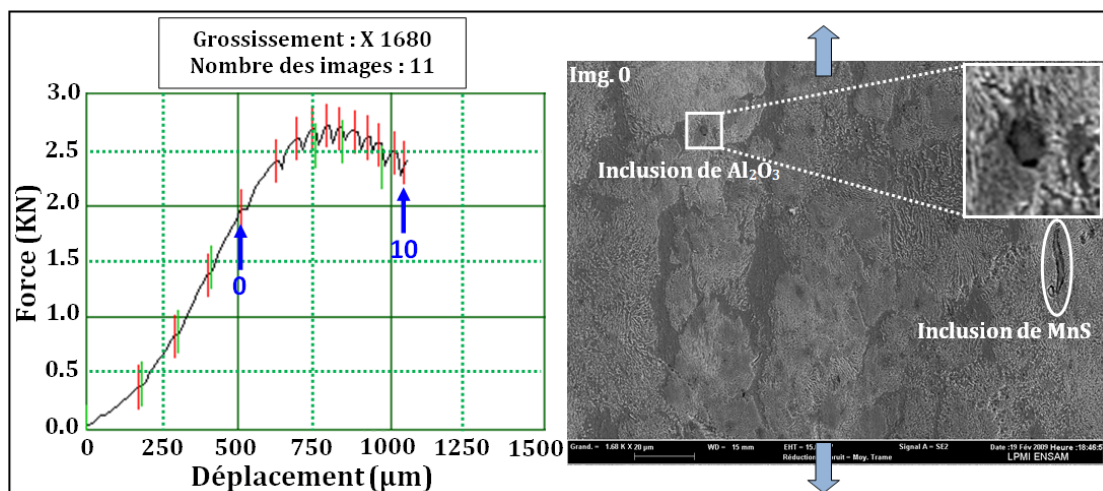


FIGURE 4.40 – Courbe force-déplacement et procédure de calcul de corrélation. Cas de l'acier 42CrMo4, deuxième exemple.

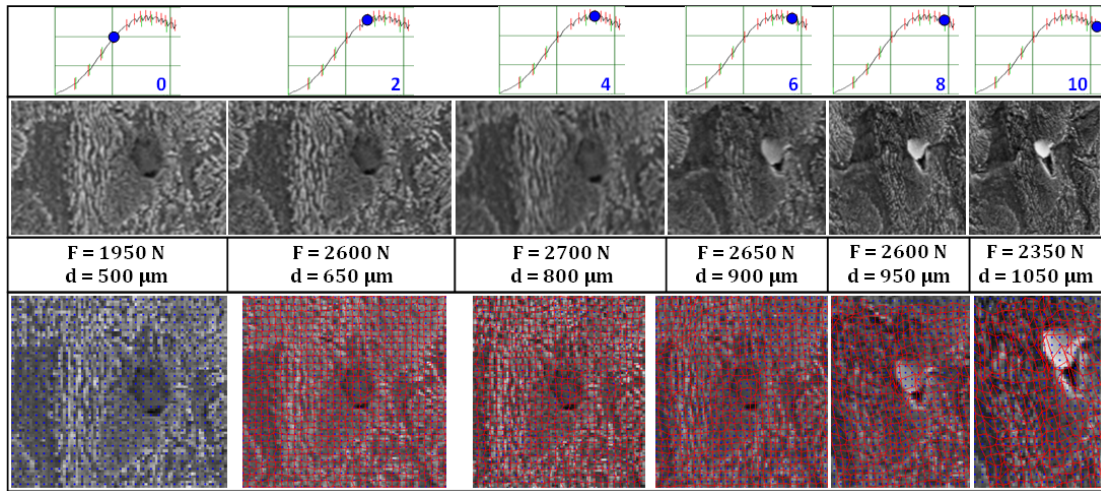


FIGURE 4.41 – Comportement d’une inclusion d’alumine ( $Al_2O_3$ ) pendant la déformation et l’impact sur le champ de déformation déterminé par DIC. Cas de l’acier 42CrMo4.

Dans cet essai, nous avons suivi l’évolution d’une inclusion d’ $Al_2O_3$  (figure 4.41). Contrairement aux inclusions MnS, ce type d’inclusion est très dur. Son comportement au cours de la déformation est différent. Dès le passage dans la deuxième partie décroissante de la courbe globale force-déplacement, une micro-cavité pré-existante dans le contour de cette inclusion commence à croître. L’inclusion reste intacte et la décohésion avec la matrice apparaît par croissance de la cavité englobant cette inclusion d’alumine. L’endommagement est créé cette fois dans la matrice contrairement au cas des inclusions de MnS.

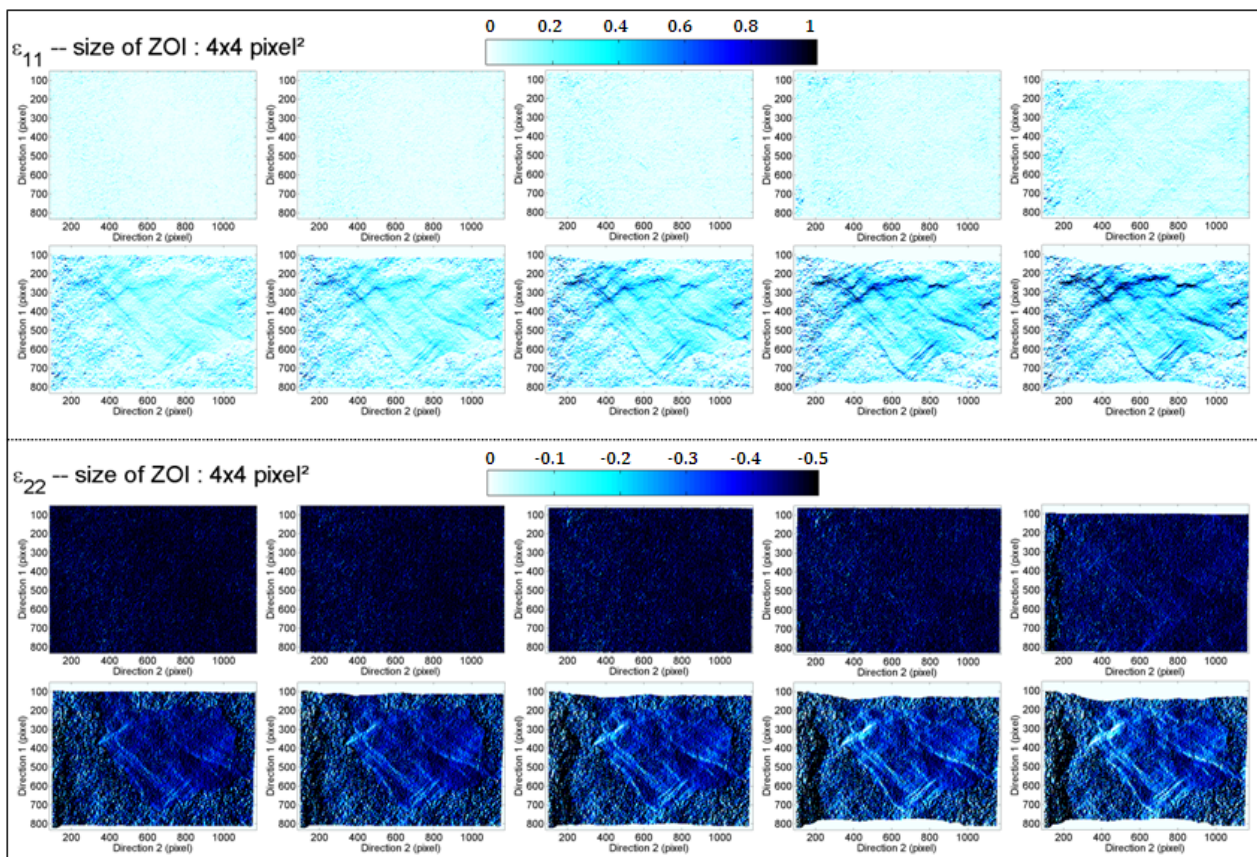


FIGURE 4.42 – Cartographies de l’évolution des déformations logarithmiques  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  déterminées par DIC sur les différentes images : de 1 à 10 (voir figure 4.40). Cas de l’acier 42CrMo4, deuxième exemple.



Au niveau des champs des déformations  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$ , et comme au premier essai, la déformation élastoplastique est homogène et les bandes de localisation de la déformation apparaissent dans la partie décroissante de la courbe force-déplacement. Le maximum de déformation est observé au voisinage des deux inclusions et principalement au niveau de l'inclusion d'alumine (figure 4.42).

Comme au premier exemple, des fissures apparaissent dans les joints de grains et provoquent un champ de déformation local intense. L'origine de ces fissures reste inconnue à cette échelle. Pour comprendre leur provenance, il est nécessaire d'augmenter le grossissement. Cette augmentation engendre des difficultés de contraste avec une telle microstructure présentant deux phases.

#### 4.4.2.3 Troisième grossissement (X 2500) : fissuration macroscopique

Dans ce troisième essai, un grossissement plus élevé est utilisé (2500 au lieu de 1600 pour les deux premiers essais). La zone sélectionnée au centre de l'éprouvette ne comporte pas d'inclusion. L'image de référence correspond au maximum de force sur la courbe du comportement global. Quatre images ont été prises avant la rupture brutale de l'éprouvette.

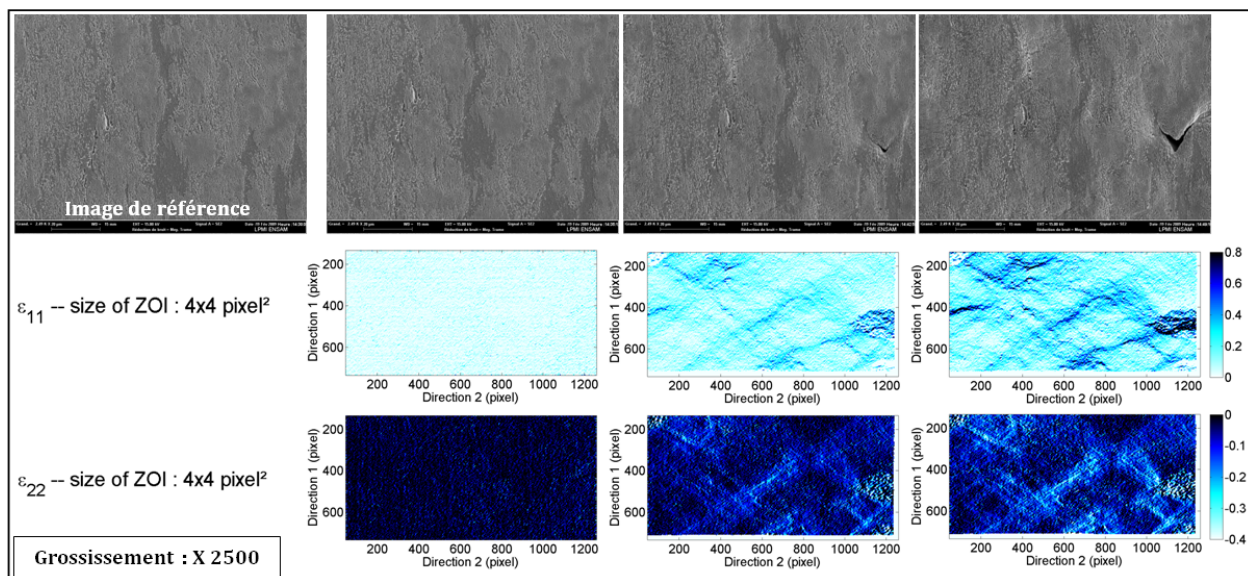


FIGURE 4.43 – Cartographies d'évolution des déformations logarithmiques  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$  déterminées par corrélation sur quatre images prises vers la fin d'un essai de traction in-situ. Cas de l'acier 42CrMo4, troisième exemple (grossissement : X 2500).

La figure 4.43 présente l'évolution de la microstructure dans la dernière phase de la déformation et les champs des déformations  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$  correspondants. Les deux cartographies correspondant à la première image (par rapport à l'image de référence) montrent une déformation homogène, ce qui confirme les constatations faites lors des deux essais précédents. La déformation élastique puis plastique semble homogène jusqu'à l'apparition de l'endommagement. Ce dernier est responsable de singularités qui modifient localement le champ de déformation. On ne constate pas de coalescence de cavités à cette échelle.

#### 4.4.2.4 Synthèse

Pour les trois essais, des fissures semblent apparaître en partie aux joints de grains. Ces fissures semblent résulter de la rupture des inclusions de MnS (importantes en nombre dans ce matériau) et parfois de la décohésion des inclusions d' $Al_2O_3$  en sous-couche. Les observations conduites autour de l'inclusion de MnS du premier essai montrent toujours le même scénario. Après la rupture de l'inclusion, une bande de déformation apparaît. Cette bande part du centre de l'inclusion endommagée et suit le joint de grain le

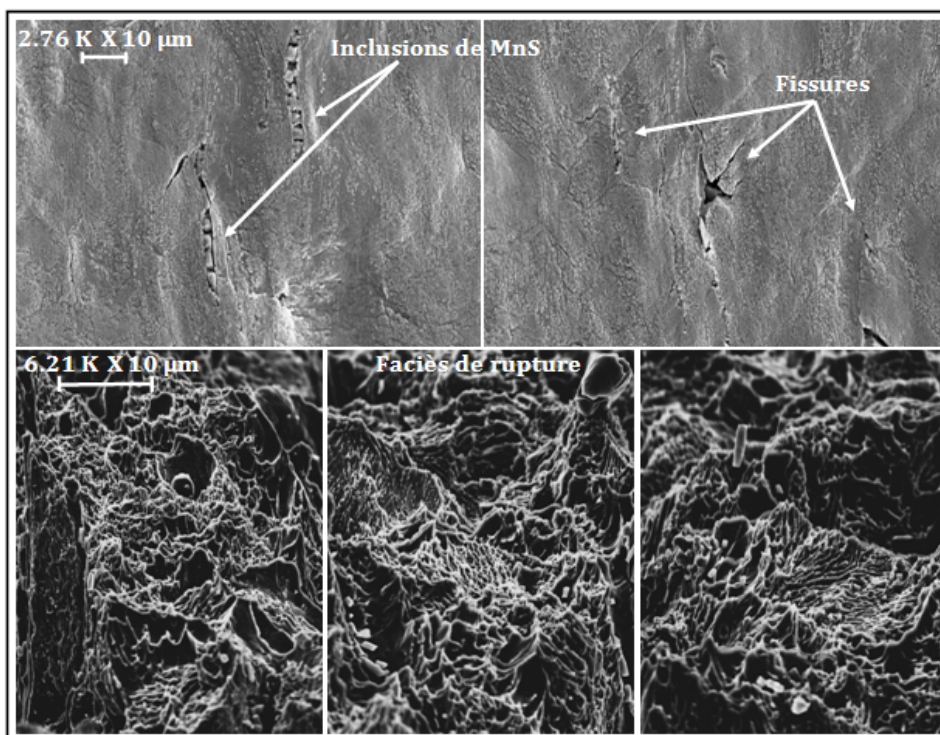


FIGURE 4.44 – Synthèse des phénomènes d’endommagement à froid observés en surface et sur les faciès de rupture des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l’acier 42CrMo4.

plus proche. Pour les inclusions d’alumine, les micro-cavités apparaissent au niveau de l’interface avec la matrice. Ces constatations sont soutenues par les observations des surfaces des éprouvettes après rupture (figure 4.44). En partant des inclusions de MnS endommagées, des fissures apparaissent sur ces surfaces. Sur les faciès de rupture, on observe des zones avec des cupules typiques d’une rupture ductile.

### 4.4.3 Alliage d’aluminium 2017-T4

Le troisième matériau étudié est l’alliage d’aluminium 2017-T4. Sa microstructure, formée par des grains allongés dans le sens de laminage, constitue une difficulté pour l’utilisation de la méthode de corrélation. En effet, à l’exception des particules d’ $Al_2Cu$  qui améliorent le contraste, de grandes surfaces présentent le même niveau de gris. La texture n’est donc pas suffisamment aléatoire pour une bonne application de la méthode de corrélation d’images numériques. S’ajoute à cela un changement de contraste très rapide à cause de l’interaction électron-matière. Ces problèmes de texture et de changement de contraste rendent la corrélation, pour des images prises à des grossissements élevés, impossible. Pour contourner ces difficultés, les images ont été prises à un grossissement très faible (X400) et avec des petites sous-séries (maximum une vingtaine). Deux essais sont décrits dans ce paragraphe, un autre exemple est présenté en annexe 4. Les cartographies sont présentées pour différentes tailles d’éléments (4X4, 8X8 et 16X16 pixels) car certains phénomènes n’apparaissant pas avec une taille sont visibles avec une autre.

#### 4.4.3.1 Premier essai (grossissement : X 400)

Pour éviter le changement de contraste rapide pendant la déformation dû à l’interaction électron-matière, l’acquisition des images a commencé au changement de pente de la courbe force-déplacement, c’est-à-dire au début de la plasticité (figure 4.45). La direction de sollicitation est la direction 1 (la verticale). 36 images ont été prises avec des pas de déplacement faibles. Elles ont été partagées en trois sous-séries. Afin d’éviter d’alourdir le propos, nous présentons uniquement la deuxième et la troisième série.

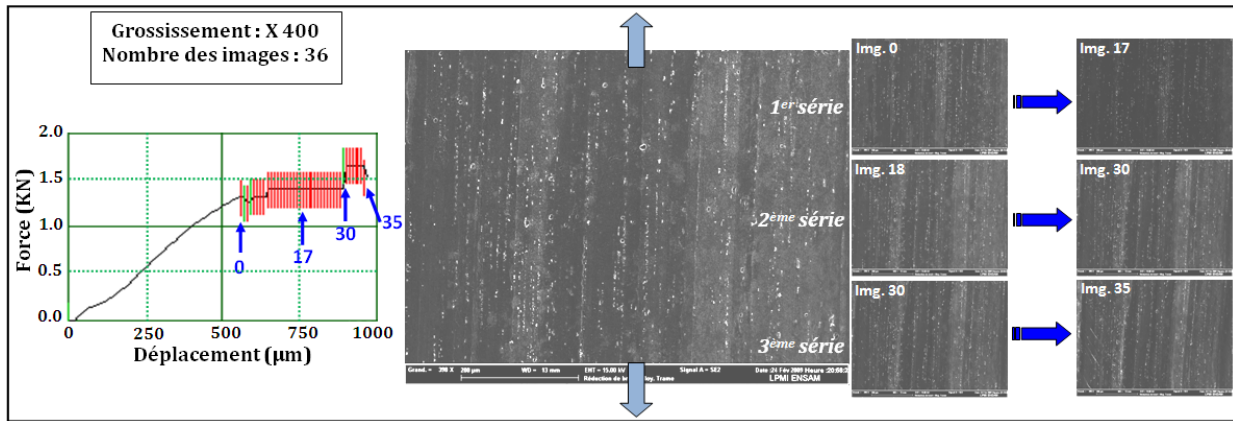


FIGURE 4.45 – Courbe force-déplacement relative à l’essai présenté dans cet exemple et procédure de calcul de corrélation. Cas de l’alliage d’aluminium 2017-T4, premier exemple.

La deuxième série est composée de 14 images : l’image de référence est la 17<sup>e</sup> et les évolutions des champs des déformations  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  sont déterminées par rapport à cette image. Quelques exemples d’évolution des champs des déformations sont présentés pour différentes tailles d’élément sur la figure 4.46. La déformation  $\epsilon_{11}$  est presque uniforme dans cette série d’images, quelle que soit la taille des éléments choisie pour la corrélation. Par contre, le champ de déformation  $\epsilon_{22}$  est hétérogène, il semble suivre les contrastes de la microstructure. Cette hétérogénéité est plus nette lorsqu’on augmente la taille des éléments.

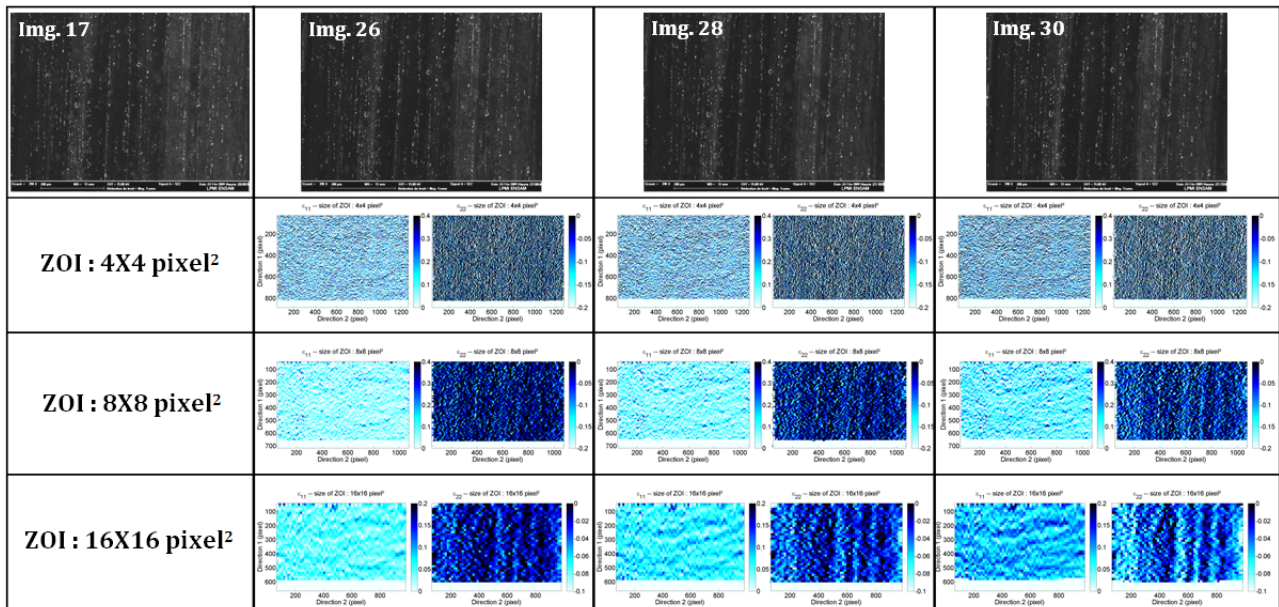


FIGURE 4.46 – Quelques cartographies de l’évolution des déformations logarithmiques  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  déterminées par DIC (avec différentes tailles d’élément : 4, 8 et 16 pixels) sur la deuxième série d’images : de 17 à 30 (voir figure 4.45). Cas de l’alliage d’aluminium 2017-T4, premier exemple.

Pour une telle microstructure formée de grains allongés, la déformation microscopique dans la direction longitudinale de chaque grain est égale à la déformation macroscopique. Ce résultat correspond au modèle d’homogénéisation de Voigt/Taylor qui postule que la déformation équivalente macroscopique est égale à la déformation dans chaque grain. Dans la deuxième direction, par contre, les grains ne se déforment pas de la même manière. En effet, les grains sombres observés sur les micrographies se déforment moins que les grains clairs. Pour une corrélation avec des petits éléments, cette différence n’apparaît pas clairement à cause des erreurs de mesure. Lorsque nous utilisons des éléments de taille 8 ou 16 pixels ce gradient de



déformation  $\varepsilon_{22}$  est plus marqué.

La troisième série est composée des 6 dernières images acquises avant la rupture (figure 4.47). A cette échelle, nous n'avons pas observé de porosités. Quelques micro-cavités résultant de la rupture des particules d' $Al_2Cu$  ont été observées. Par contre, quelques bandes sont apparues à l'intérieur de certains grains dans les trois dernières images. Ces bandes sont également orientées à  $45^\circ$  par rapport à la direction de sollicitation. Il n'est pas possible de préciser à cette échelle si elles résultent d'un endommagement microscopique dans les grains ou s'il s'agit uniquement de déformation plastique.

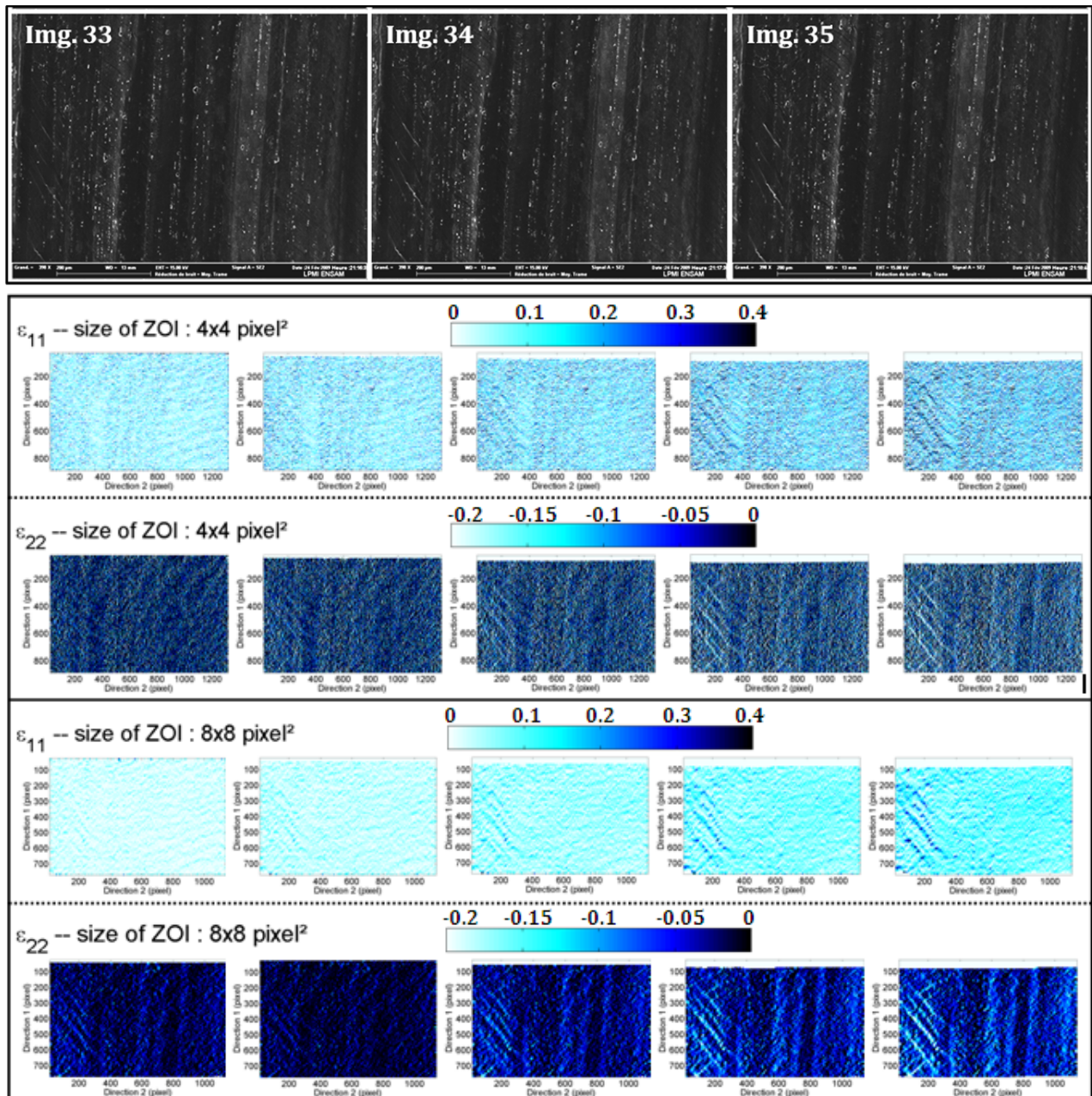


FIGURE 4.47 – Microstructures et cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$  déterminées par corrélation (avec différentes tailles d'élément : 4 et 8) sur la troisième série d'images : de 31 à 35 (voir figure 4.45). Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, premier exemple.

Dans les cartographies des champs des déformations  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$  (figure 4.47), nous retrouvons ces bandes. Elles correspondent à un maximum des déformations  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$ . Ces micro-bandes sont très locales (à l'intérieur du grain) contrairement aux bandes observées dans le cas des aciers.

Enfin, pour les deux séries, le champ de déformation  $\varepsilon_{11}$  est homogène, quelle que soit la taille de l'élément sélectionnée pour la corrélation. Le champ de déformation  $\varepsilon_{22}$  est lui hétérogène. La courbe globale force-déplacement est croissante pendant tout l'essai. Elle ne devient décroissante que juste avant la rupture (les deux dernières images) et c'est à ce moment que nous observons des bandes de même direction que celles observées dans les deux autres aciers. Elles sont très localisées et à l'intérieur des grains.

#### 4.4.3.2 Deuxième essai (grossissement : X 400)

Un deuxième essai est conduit pour confirmer les constatations faites au cours du premier essai. 21 images sont acquises (figure 4.48). Le grossissement est le même. Les résultats seront également présentés pour différentes tailles d'éléments utilisées dans la méthode de corrélation d'images.

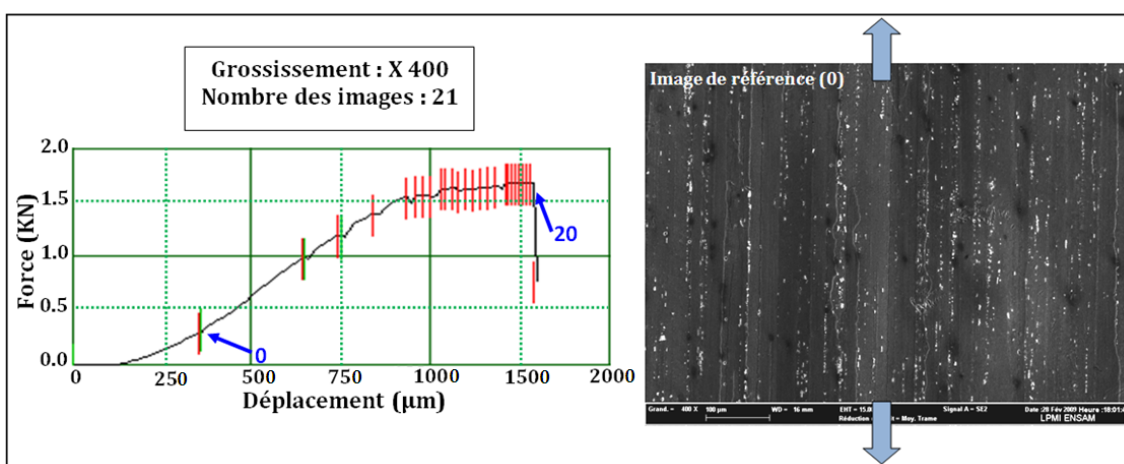


FIGURE 4.48 – Courbe force-déplacement relative à l'essai présenté dans cet exemple et procédure de calcul de corrélation. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, deuxième exemple.

Comme pour le premier essai, les exemples de micrographie et de cartographie présentées sur la figure 4.49 montrent que le champ de déformation  $\varepsilon_{11}$  dans la direction de traction reste uniforme jusqu'à la rupture. Le champ de déformation  $\varepsilon_{22}$  est également hétérogène. Les bandes détectées vers la fin du premier essai n'ont pas été observées au cours de cet essai même si elles sont visibles sur la micrographie. Concernant l'endommagement, la courbe globale force-déplacement est toujours croissante jusqu'à quelques micromètres avant la rupture où elle décroît légèrement avant de chuter. Nous n'avons pas été en mesure de détecter l'endommagement en utilisant les micrographies ou les champs de déformation.

En déterminant la déformation moyenne et maximale relatives à chaque image avec les deux tailles d'éléments 4 et 8 pixels, nous constatons que le champ de déformation est plus homogène dans ce matériau (figure 4.50-A). L'écart est plus faible par rapport aux deux aciers précédents. Cette différence plus faible (40 %) peut s'expliquer par l'échelle utilisée (grossissement X400 au lieu de X1600 dans les deux cas précédents). A cette échelle, les hétérogénéités et les singularités provoquées par l'endommagement et caractérisées par des déformations importantes sont difficiles à détecter.

Ceci étant dit, la comparaison entre les résultats déterminés pour deux tailles d'éléments différentes (4 et 8 pixels) montre que la déformation moyenne est la même quelle que soit la taille de l'élément (figure 4.50-B) alors que les déformations maximales sont très différentes (figure 4.50-C). A titre d'exemple, pour la 30<sup>e</sup> image, la déformation maximale passe de 0.54 dans le cas des éléments de taille 8 pixels à 2.28 dans le cas des éléments de taille 4 pixels. Cette augmentation est due aux erreurs de corrélation. Bien qu'elles soient élevées, ces erreurs ne posent pas de problème car elles sont isolées et peu nombreuses. Elles n'ont donc pas d'influence sur la déformation moyenne de la zone étudiée.

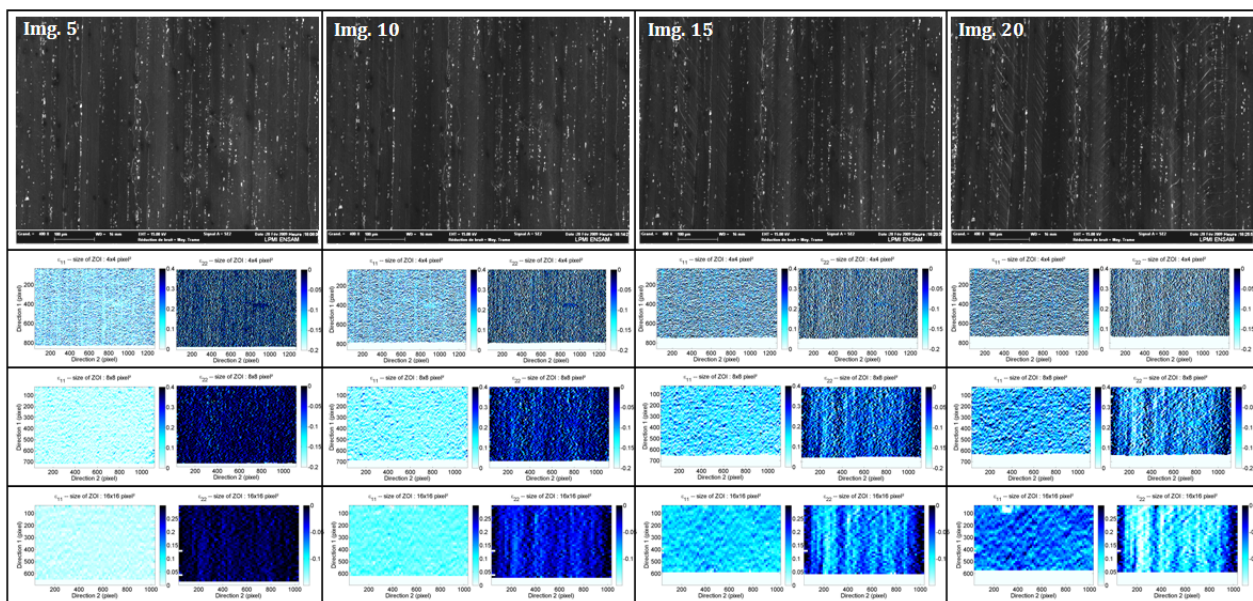


FIGURE 4.49 – Quelques cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  déterminées par corrélation (avec différentes tailles d'élément : 4, 8 et 16 pixels) sur la deuxième série d'images : de 17 à 30 (voir figure 4.48). Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, deuxième exemple.

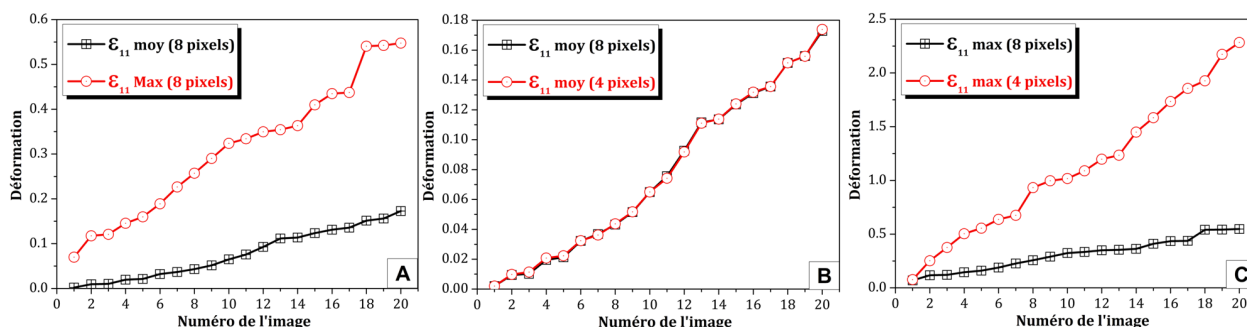


FIGURE 4.50 – Comparaison entre la déformation moyenne  $\epsilon_{11\ moy}$  et maximale  $\epsilon_{11\ max}$  pour des éléments de taille 8X8 pixels (A), puis la déformation moyenne (B) et maximale (C) pour deux tailles d'éléments 4X4 et 8X8 pixels. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, deuxième exemple (voir figure 4.48).

#### 4.4.3.3 Synthèse

En conclusion, l'échelle de travail possible pour ce matériau ne permet pas une analyse optimale des mécanismes d'endommagement. De plus, d'après la courbe globale du comportement de cet alliage, l'endommagement apparaît assez tardivement. Cette courbe force-déplacement ne décroît que juste avant la rupture.

L'observation de la surface des éprouvettes après rupture (figure 4.51) confirme l'apparition des bandes au cours de la déformation. Des micro-cavités ont été également retrouvées, elles résultent de la rupture des particules d' $Al_2Cu$ . La relation entre ces micro-cavités et les bandes de localisation reste inconnue. Nous pensons néanmoins que ces micro-cavités résultent de la localisation d'une quantité importante de déformation. Cette hypothèse reste cohérente avec le reste des constatations. En effet, nous avons observé, à partir de la courbe du comportement global, que l'endommagement apparaît tardivement. Ceci est également le cas des bandes. Les micro-cavités semblent donc devoir leur existence aux bandes de localisation de la déformation.

Les faciès de rupture (figure 4.52) correspondent à une rupture ductile. Dans certaines zones et notamment au voisinage des cavités des stries apparaissent.



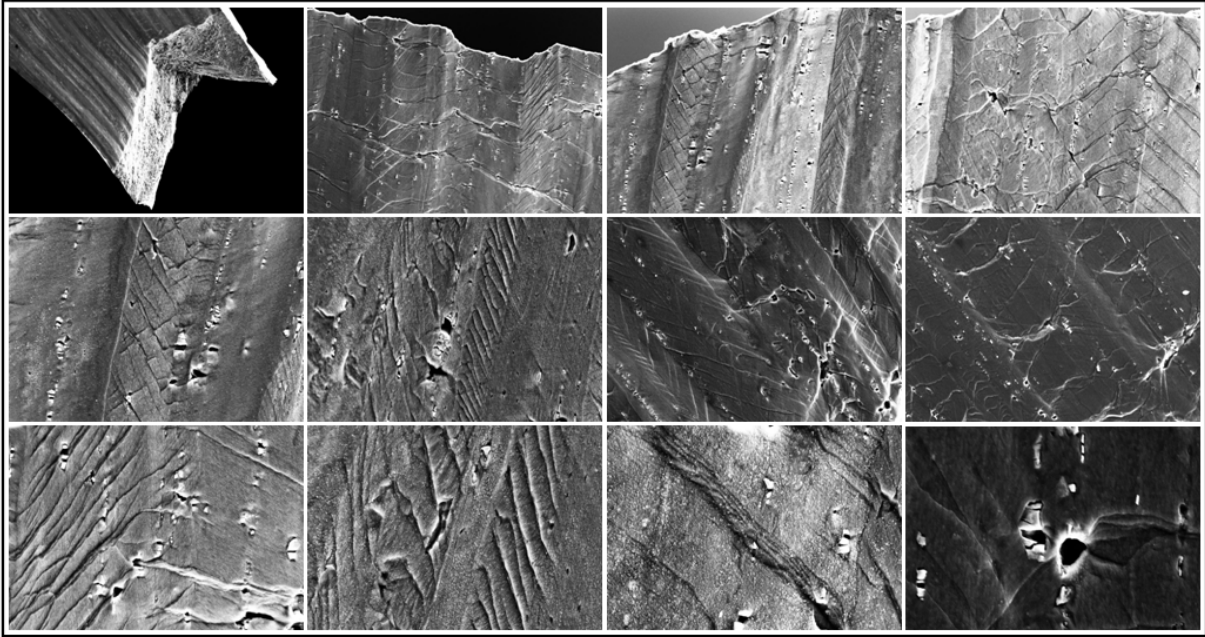


FIGURE 4.51 – Synthèse des traces d'endommagement à froid observées en surface des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

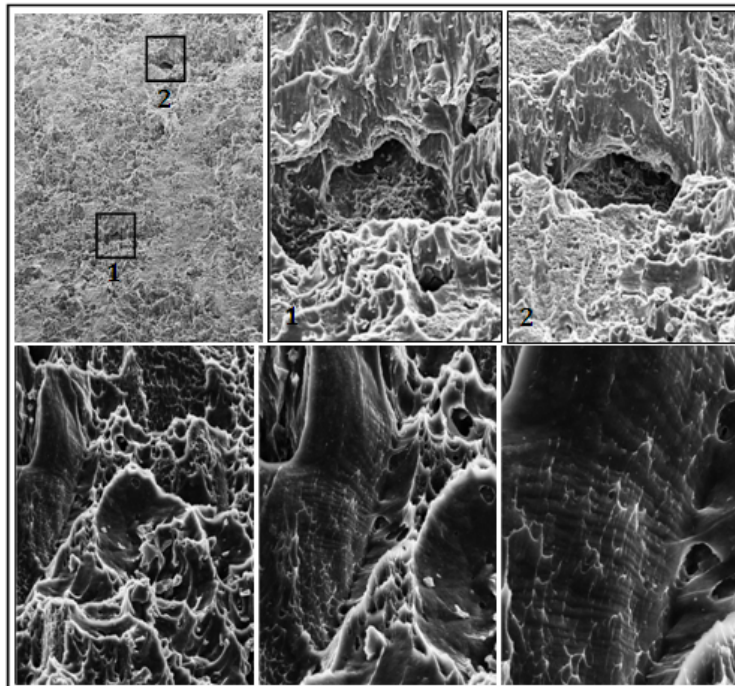


FIGURE 4.52 – Observations des faciès de rupture des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

#### 4.4.4 Conclusion sur les observations de l'endommagement en surface

Pour les trois matériaux et à des échelles différentes, des bandes de localisation de la déformation ont été observées lors des essais in-situ. Dans la littérature, une étude similaire a été réalisée en déposant des micro-grilles sur différents matériaux pour suivre la déformation plastique par corrélation d'images [Dou00]. Les matériaux utilisés au cours de cette étude sont des matériaux modèles (polycristal de zirconium, biphasé

Ni/Ag élaboré par métallurgie des poudres) très différents des matériaux à application industrielle de notre étude. L'auteur montre l'existence de ces bandes à 45° par rapport à la direction de sollicitation (traction, compression) (figure 4.53). En superposant la microstructure et les cartographies de déformation, l'auteur propose également des méthodes pour quantifier le niveau de répartition de la déformation macroscopique dans les bandes et déterminer la déformation par phase dans le cas des biphasés. Les méthodes utilisées dans ce travail peuvent être appliquées aux résultats obtenus par notre étude. Plusieurs informations peuvent être extraites de nos cartographies.

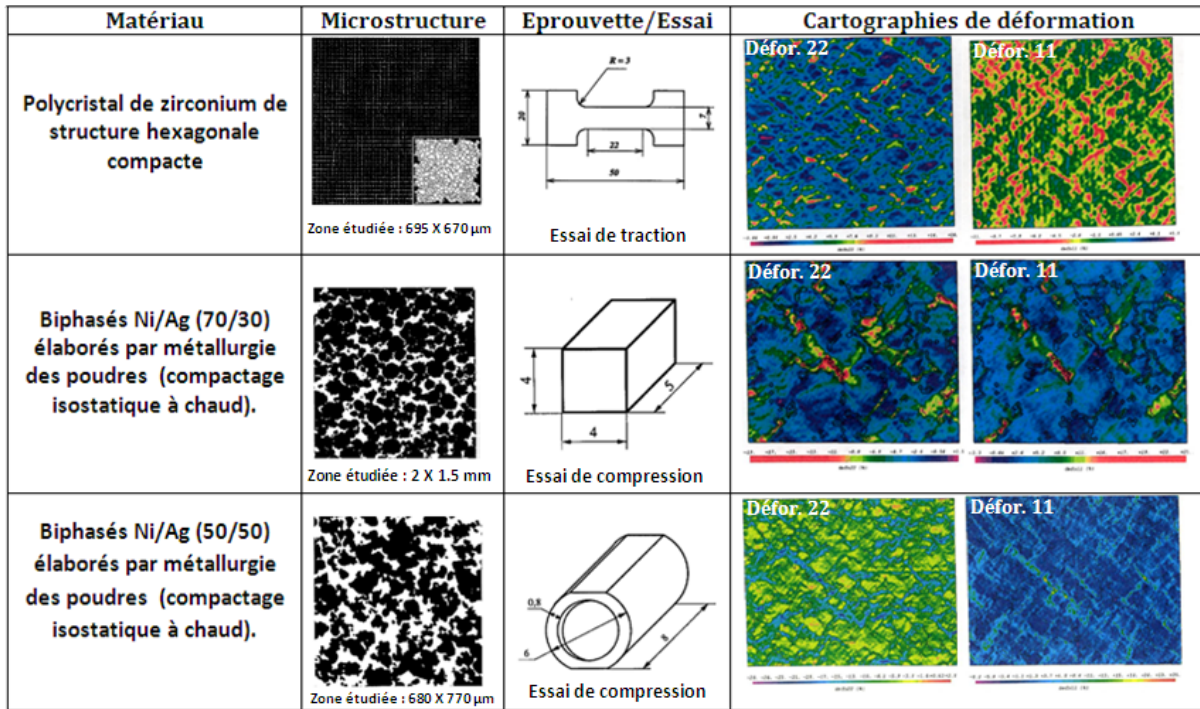


FIGURE 4.53 – Existence des bandes de localisation de la déformation pour différents matériaux et dans le cas des sollicitations en traction et en compression [Dou00].

Les mécanismes de plasticité et d'endommagement à froid ont été détaillés expérimentalement par des essais in-situ dans le MEB. Ce suivi a été complété par la détermination des champs des différentes composantes du tenseur de déformation en utilisant la méthode de corrélation d'images numériques. Les différentes constatations sont synthétisées dans le tableau 4.2.

Phénomène	Acier 100Cr6	Acier 42CrMo4	Aluminium 2017
Courbe $F = f(d)$	↗ puis ↘	↗ puis ↘	↗
élasticité	homogène	homogène	homogène
plasticité	hétérogène	homogène	homogène
origine du dommage	carbures	inclusion	particule de Si
Apparition du dommage	très tôt : dans la partie ↗	tôt : dans la partie ↘	trop tard
Apparition des bandes	dans la partie ↗	dans la partie ↘	juste avant rupture

TABLE 4.2 – Synthèse des différents phénomènes surfaciques observés lors du suivi des essais de traction in-situ dans le MEB pour les trois matériaux étudiés.

Toutes les observations conduites jusqu'à maintenant ont été faites en surface. Elles peuvent malheureusement s'avérer insuffisantes pour caractériser tous les mécanismes d'endommagement des matériaux étudiés. Dans la suite, cette première étude sera complétée par des observations à cœur des éprouvettes préalablement déformées à froid (puis à différentes températures).

## 4.5 Caractérisation à cœur des phénomènes d'endommagement sur une large gamme de température

L'étude présentée dans ce paragraphe porte sur l'analyse des mécanismes d'endommagement à différentes températures, mais cette fois-ci à cœur. Elle détaille également l'influence de la température et la vitesse de déformation sur le comportement global et en particulier sur les phénomènes d'endommagement. L'intervalle de température considéré est très large, il est compris entre la température ambiante et 1473 K. Par contre, la gamme de vitesse de déformation est relativement réduite. La vitesse est comprise entre  $10^{-2}$  et  $1 \text{ s}^{-1}$ . Le tableau 4.3 résume les conditions thermomécaniques des différents essais réalisés sur les trois matériaux. La géométrie de l'éprouvette de traction simple utilisée est présentée sur la figure 4.4.

matériau	Acier 100Cr6			Acier 42CrMo4			Alliage d'aluminium 2017-T4			
$T(K) \setminus \dot{\epsilon} (s^{-1})$	$10^{-2}$	$10^{-1}$	1	$10^{-2}$	$10^{-1}$	1	$T(K) \setminus \dot{\epsilon} (s^{-1})$	$10^{-2}$	$10^{-1}$	1
293	X		X	X		X	293	X	X	X
473	X			X			373	X		
673	X		X	X		X	473	X		X
773	X						573	X		
873	X			X			673	X		X
1073	X		X	X	X	X	773	X		
1273	X			X						
1473	X		X	X						

TABLE 4.3 – Conditions thermomécaniques des essais de traction sur éprouvette EAS réalisés sur les trois matériaux.

Expérimentalement, cette étude est réalisée en deux étapes. La première consiste à réaliser des essais de traction et à analyser les courbes de comportement. Dans la deuxième partie, nous découpons diamétralement les éprouvettes préalablement déformées. Après les préparations de surface (polissage et attaque), il s'agit d'observer, dans un premier temps, les différents faciès de rupture pour déterminer le mode global d'endommagement, puis d'observer la microstructure proche de la rupture.

### 4.5.1 Acier 100Cr6

Dans le chapitre 2, lors de l'analyse des essais de compression, trois grandes familles de comportement ont été distinguées : la déformation à froid, à mi-chaud (ou tiède) et la déformation à chaud. En traçant les courbes contrainte-déformation résultant des essais de traction à vitesse de déformation constante mais à différentes températures (figure 4.54), le classement du deuxième chapitre est retrouvé.

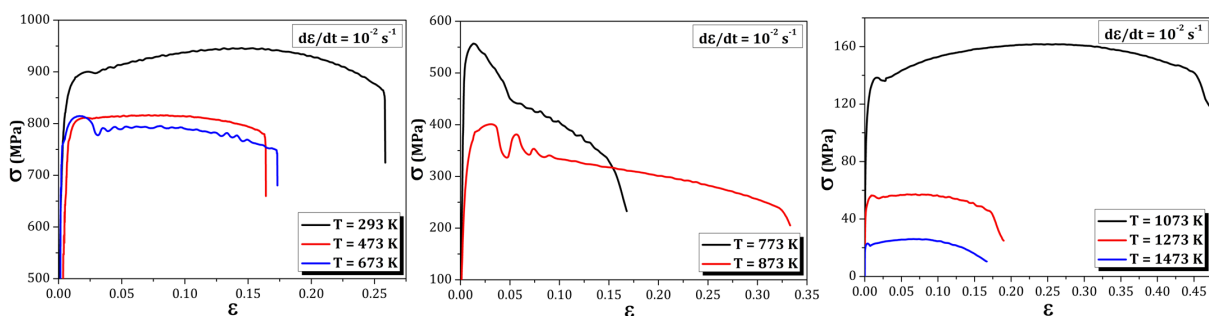


FIGURE 4.54 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction sur éprouvette simple EAS (figure 4.4) à différentes températures. Cas de l'acier 100Cr6.

A partir de ces courbes, on peut conclure que le matériau est initialement ductile et le reste quelle que soit la température. Concernant l'influence de la température sur la déformation à la rupture, l'effet est différent



d'une famille à l'autre. A froid, l'augmentation de la température diminue la déformation à la rupture. Cet effet est inversé à mi-chaud puis nous retrouvons la même tendance à chaud.

### Observations microscopiques

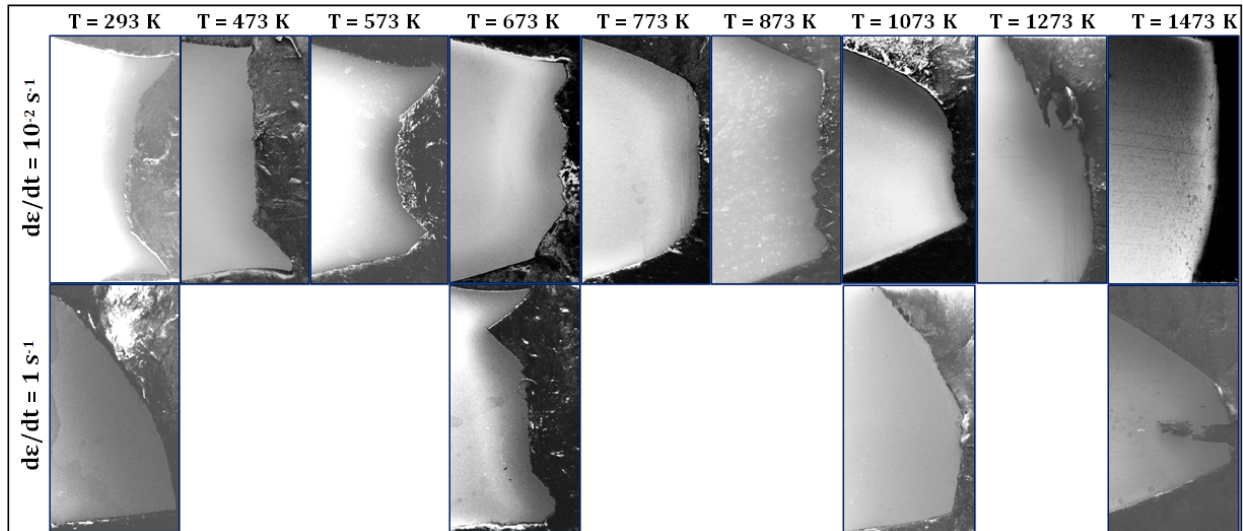


FIGURE 4.55 – Formes des sections de rupture des éprouvettes axisymétriques simples EAS sollicitées en traction à différentes températures et vitesses de déformation. Cas de l'acier 100Cr6.

L'observation des faciès de rupture n'a pas toujours été possible pour toutes les conditions de température car vers la fin de l'essai, au moment de la rupture, un chauffage très local (effet Joule) est provoqué par la séparation des deux parties de l'éprouvette. Ce chauffage est situé au niveau des faciès, il est très violent et atteint le point de fusion dans certains cas. Ce phénomène détériore complètement les faciès. Ces derniers ne sont pas exploitables dans ce cas. Nous avons donc choisi de baser notre analyse sur des coupes longitudinales de la zone de rupture des éprouvettes EAS. Les sections sont présentées sur la figure 4.55 en fonction des conditions rhéologiques de l'essai. A partir de ce classement, deux principaux modes de rupture apparaissent en fonction de la température :

- Au cours de la déformation à froid (pour  $T$  comprise entre 293 et 673 K), on retrouve la forme habituelle d'une section de rupture ductile (partie plane au centre) suivie d'une rupture par cisaillement à la fin, proche de la surface (les deux parties inclinées de part et d'autre de la zone plane). La fissure s'amorce donc au centre suite aux phénomènes de germination, de croissance et de coalescence des cavités. Ensuite, vers la fin, un endommagement par cisaillement provoque la rupture totale de l'éprouvette. Ce phénomène est brutal, il apparaît au moment de la chute brutale de la courbe contrainte-déformation. Lorsque la vitesse de déformation augmente, elle introduit une localisation qui accélère l'apparition de la rupture finale par cisaillement (exemple : la section correspondant à l'essai réalisé à  $T=293$  K et  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ ).
- Pour la déformation à mi-chaud et à chaud ( $T > 473$  K), l'endommagement est principalement ductile. Avec l'augmentation de la température, quelques sections sont observables, la majorité a été endommagée par le phénomène de fusion locale. Ce phénomène produit des sections lisses et totalement refermées telles que les sections correspondants aux couples ( $T=1073$  K,  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ ), ( $T=1273$  K,  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) et ( $T=1473$  K,  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ). Parmi les sections observables, on trouve celle qui correspond aux paramètres rhéologiques ( $T=873$  K,  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ). La surface est parfaitement plane avec des ondulations typiques de la rupture ductile. Pour certaines conditions comme ( $T=1073$  K,  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ), et surtout pour ( $T=1473$  K,  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ ), la section finale est réduite à une sphère de diamètre très in-

férier au diamètre initial. Le mode de rupture dans ce cas est influencé par la recristallisation dynamique (figure 1.13 du chapitre 1).

Des observations complémentaires de la microstructure ont été conduites au voisinage de la zone de rupture des éprouvettes préalablement déformées puis découpées diamétralement et préparées. Ce type d'analyse est largement critiqué dans la littérature sous prétexte qu'au cours de la découpe et la préparation de surface, des informations peuvent être perdues ou modifiées. Cependant, elle reste, en l'absence de techniques non destructives telles que la tomographie, une manière efficace pour comprendre, analyser et même quantifier certains phénomènes.

Pendant la déformation à froid ( $T = 293$  à  $673$  K), la matrice ferritique de l'acier 100Cr6 se déforme plastiquement. Les carbures, durs et fragiles à la fois, ne s'accrochent pas avec la déformation plastique. Des cavités apparaissent donc, elles résultent soit de la rupture des carbures soit de leurs décohésions avec la matrice (figure 4.56). Les cavités résultantes sont nombreuses et de taille faible (en moyenne d'environ  $1 \mu\text{m}$ ). Les inclusions sont rares dans ce matériau, elles sont généralement de type MnS allongées dans le sens de laminage (de longueur allant de  $20$  à  $30 \mu\text{m}$ ). Lorsqu'elles existent, leurs décohésions de la matrice, après rupture, conduisent à la formation de cavités de taille importante qui peuvent se transformer en fissures rapidement.

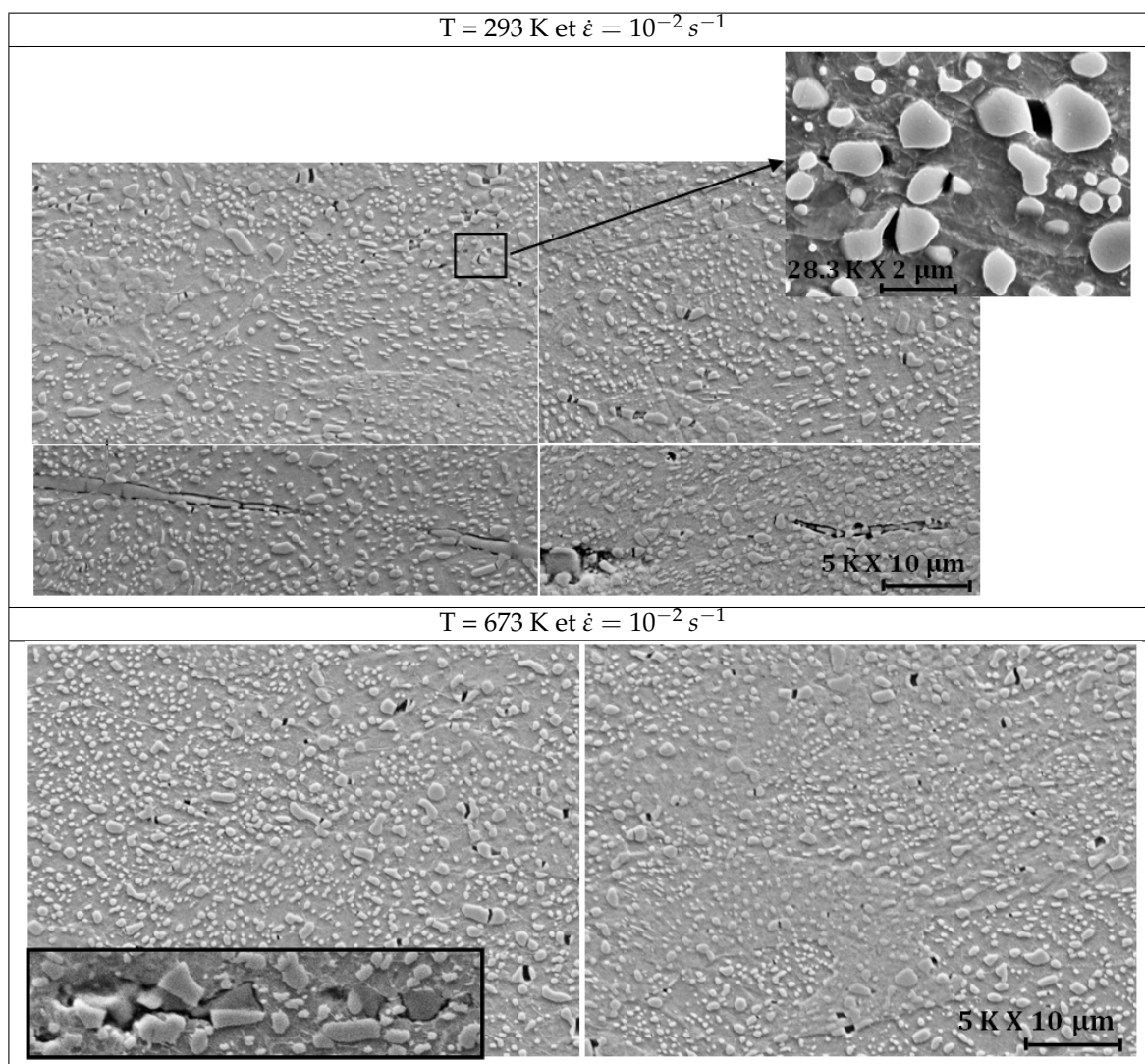


FIGURE 4.56 – Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à 293 et 673 K, puis polies. Cas de l'acier 100Cr6.

À chaud, la forme et la taille des porosités changent. En particulier à 1073 K, l'acier 100Cr6 a subi une transformation partielle. Il est donc difficile d'analyser les mécanismes d'endommagement mis en jeu. De plus, d'après la forme de la section à la rupture, le phénomène de recristallisation dynamique semble également présent. Ce phénomène intervient et influence le mécanisme d'endommagement d'après la littérature [VDS07]. Après refroidissement, l'état de la microstructure est présentée sur la figure 4.57. L'endommagement est ductile et il résulte des phénomènes successifs de germination, croissance et coalescence des cavités. Ces dernières sont très nombreuses et de taille importante par rapport à celles observées à froid (en moyenne  $4 \mu\text{m}$ ). La figure montre aussi des inclusions de MnS non endommagées. En augmentant la température ( $T = 1273$  et  $1473$  K), la manifestation du dommage après refroidissement est très différente. Cette fois, le changement de phase est total. Les cavités semblent occuper les joints des anciens grains d'austénite. Ces changements de forme sont probablement affectés par l'effet du refroidissement.

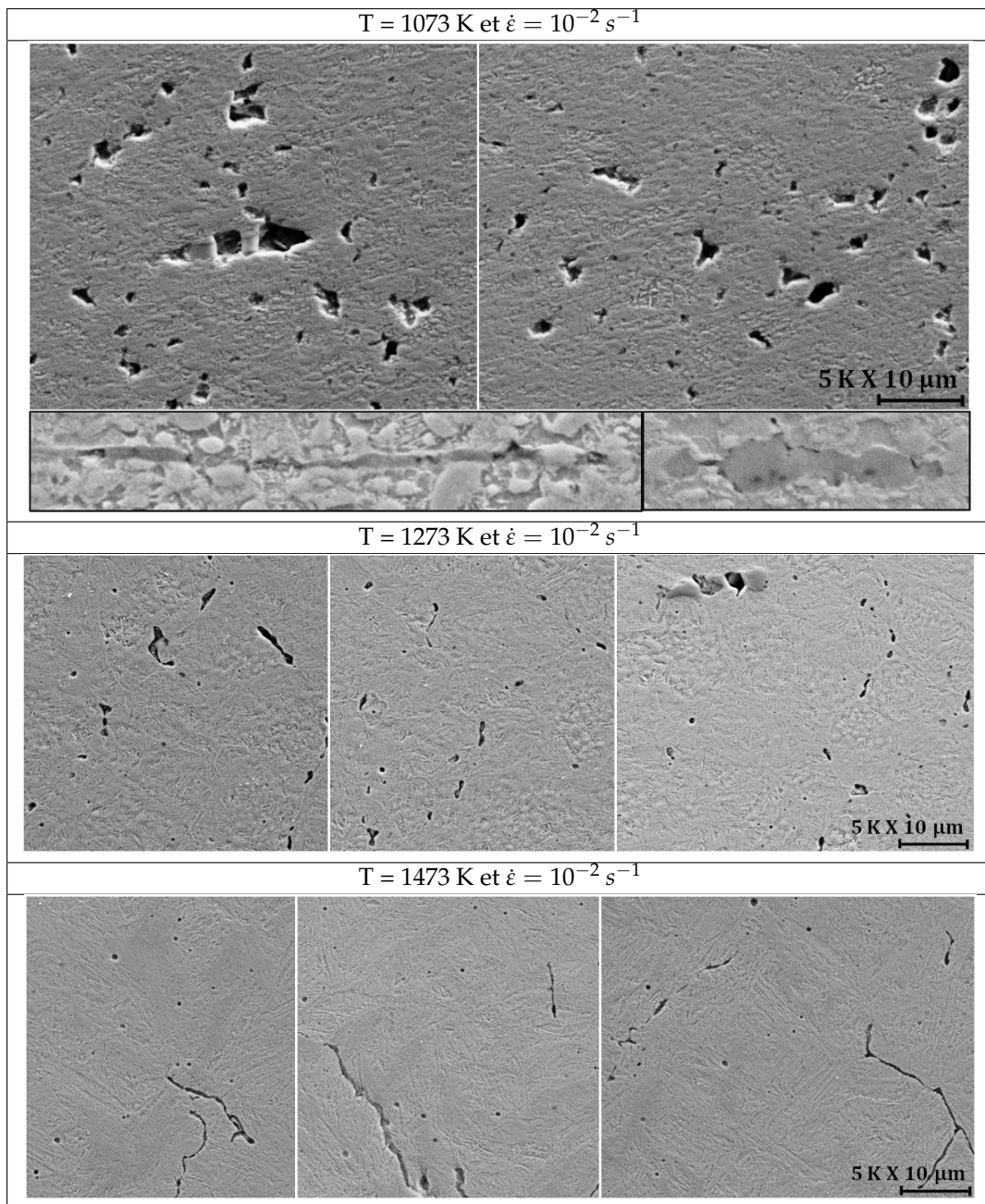


FIGURE 4.57 – Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à chaud, puis polies. Cas de l'acier 100Cr6.



### Influence de la vitesse de déformation

L'étude de l'effet de la vitesse de déformation vient conforter les constatations faites à partir de l'analyse des sections des éprouvettes EAS déformées dans différentes conditions. En effet, sauf pour la température  $T = 1473$  K, ou un phénomène de recristallisation dynamique a eu lieu, l'augmentation de la vitesse de déformation introduit un phénomène de localisation accélérant la rupture de l'éprouvette. Ceci explique la diminution de la déformation à la rupture suite à l'augmentation de la vitesse (figure 4.58) pour les trois températures (293, 673 et 1073 K).

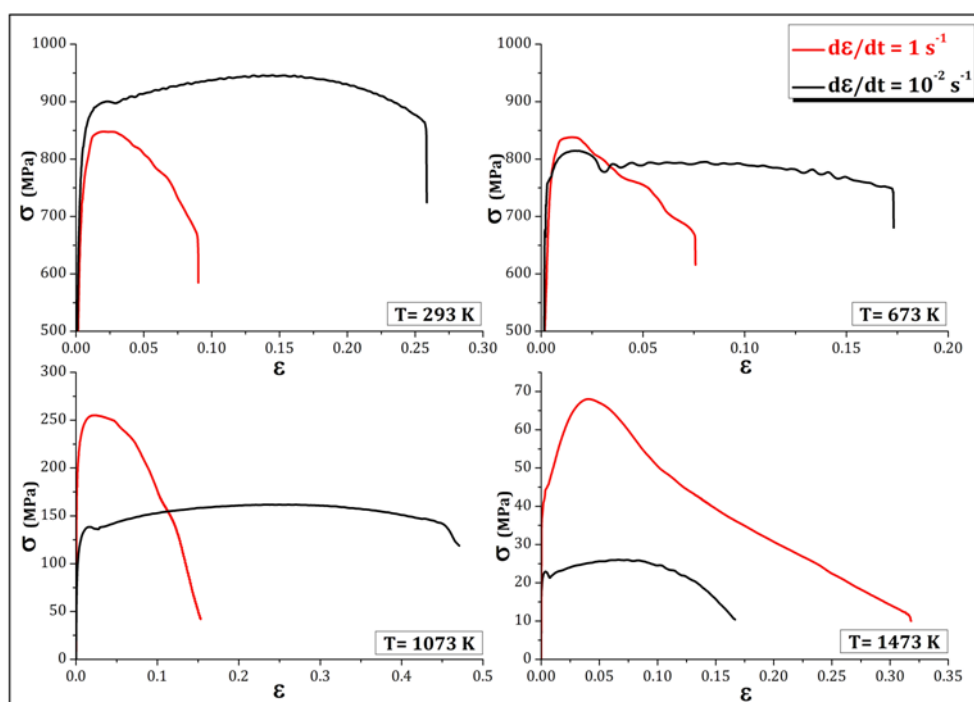


FIGURE 4.58 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction simple. Influence de la vitesse de déformation dans le cas de l'acier 100Cr6.

Pour ce qui est de l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement, nous retrouvons les résultats du chapitre 2. La contrainte d'écoulement augmente, généralement, lorsque la vitesse augmente, excepté pour l'essai réalisé à l'ambiante où l'augmentation de la vitesse a eu un effet inverse (surprenant) sur la contrainte.

Pour conclure, à froid (pour une température entre 293 et 673 K), les mécanismes d'endommagement à cœur sont les mêmes que ceux observés lors du suivi de la surface de l'éprouvette de traction in-situ à l'ambiante. D'autres mécanismes ont été observés à chaud mais ils sont beaucoup plus difficiles à analyser car des phénomènes de changement de phase et de recristallisation peuvent apparaître en particulier car les observations sont réalisées après refroidissement. Ceci étant dit, une augmentation de la vitesse de déformation diminue de manière importante la déformation à la rupture. Cette diminution peut s'expliquer par le phénomène de localisation très sensible à la vitesse. Dans la suite, deux autres matériaux : l'acier 42CrMo4 et l'alliage d'aluminium 2017-T4 feront l'objet du même type de démarche.

#### 4.5.2 Acier 42CrMo4 de microstructure ferrito-perlitique

Les courbes contrainte-déformation sont représentées sur la figure 4.59 en distinguant 3 familles. Les comportements sont identiques à ceux observés dans le cas de l'acier 100Cr6. La seule différence par rapport à l'acier 100Cr6 est l'inversion de la tendance à chaud pour l'influence de la température sur la déformation

à la rupture. Dans le cas de l'acier 42CrMo4, lorsqu'on augmente la température, la déformation à la rupture augmente.

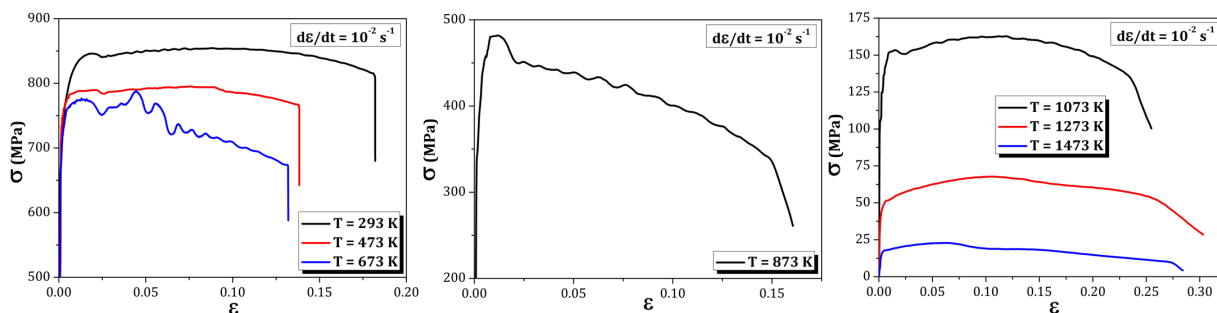


FIGURE 4.59 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction sur éprouvette simple EAS (figure 4.4) à différentes températures. Cas de l'acier 42CrMo4.

Observations microscopiques

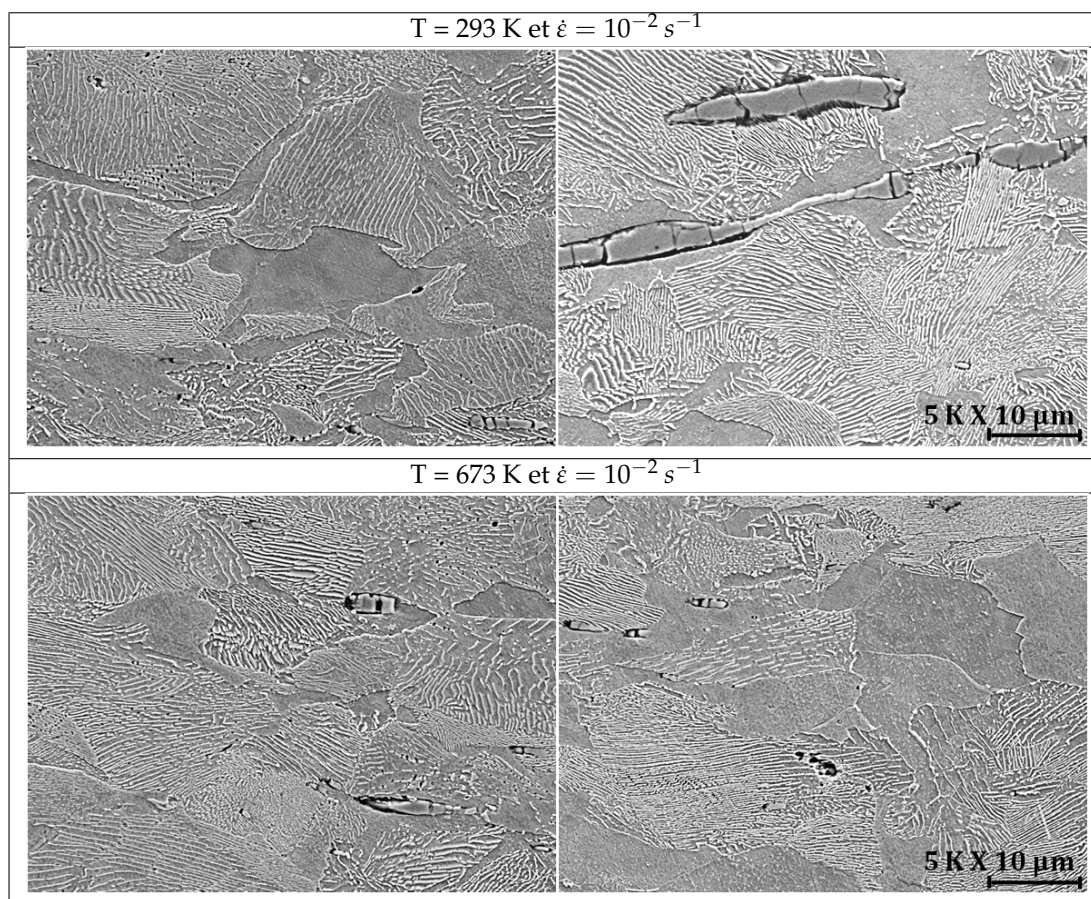


FIGURE 4.60 – Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à 293 et 673 K, puis polies. Cas de l'acier 42CrMo4.

L'acier 42CrMo4 présente un taux inclusionnaire important. Les inclusions observées sont principalement des sulfures de manganèse de taille allant de 5 à 60 μm, allongées dans le sens de laminage et plus rarement des oxydes d'alumine (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) sphériques, de petites tailles. En surface, les inclusions sont à l'origine de l'endommagement. L'observation des coupes diamétrales au voisinage de la section des éprouvettes

préalablement déformées (figure 4.60) confirme les observations surfaciques. En effet, dans le cas de la déformation à froid (293 à 673 K), des cavités ont été observées :

- au niveau des inclusions. Ces cavités sont grandes (de longueur 5 à 30  $\mu\text{m}$ ) et nombreuses, elles résultent de la décohésion des inclusions de MnS après leur rupture,
- au niveau des joints de grain, principalement à l'interface ferrite-perlite. Ces cavités sont petites (environ 1  $\mu\text{m}$ ) et rares,
- à l'intérieur même des grains de perlite. Ces cavités se situent au niveau des lamelles de cémentite. Elles sont plus petites que les deux autres ( $< 1 \mu\text{m}$ ) mais très nombreuses dans certains grains.

A chaud, les inclusions sont également à l'origine de l'endommagement. Cependant on observe également des petites cavités (de longueur 2 à 5  $\mu\text{m}$ ) dans le cas des éprouvettes déformées à hautes températures ( $T=1073$  et  $1273$  K) (figure 4.61). Elles sont différentes de celles observées dans le cas de l'acier 100Cr6 à la même température.

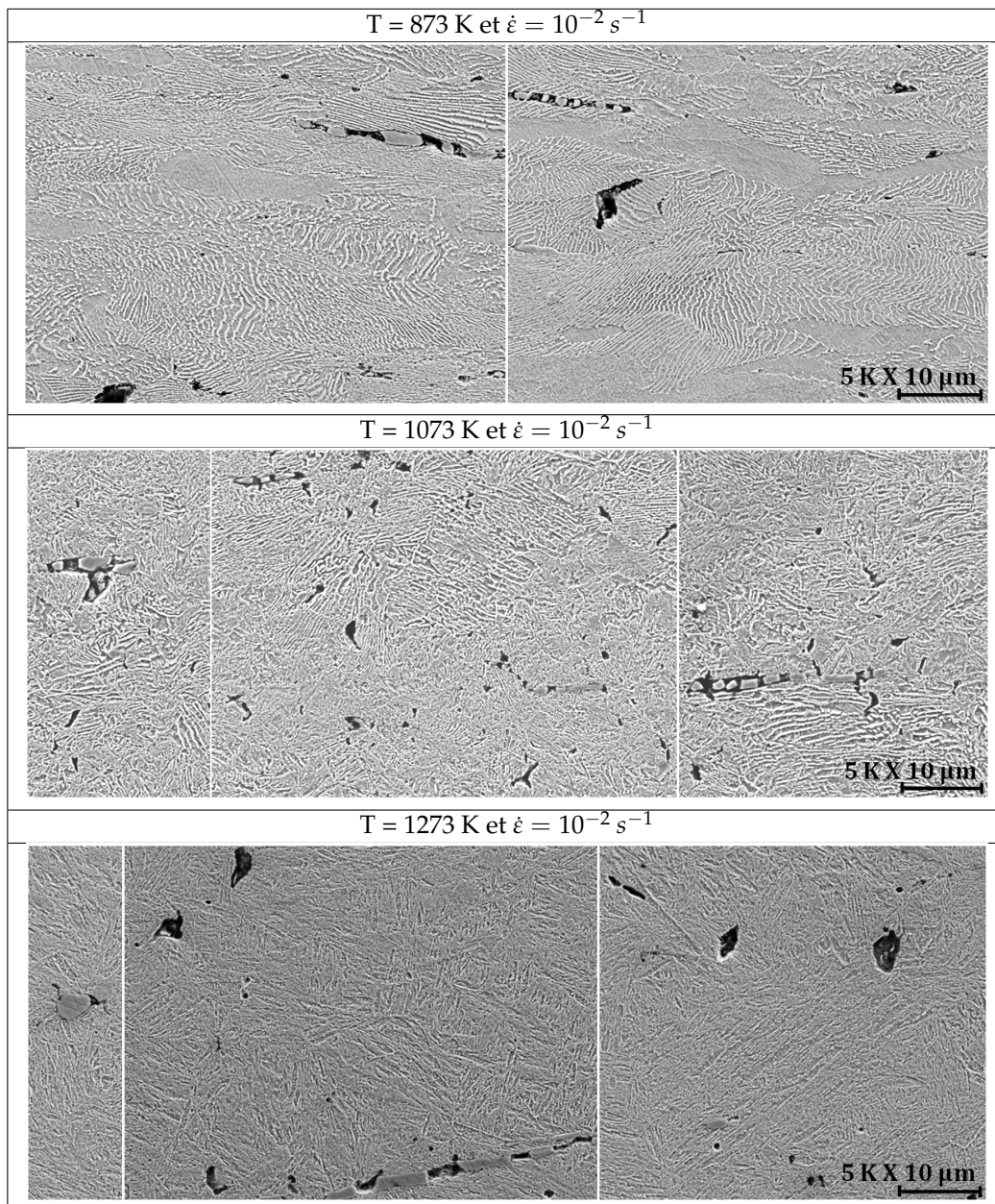


FIGURE 4.61 – Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à chaud, puis polies. Cas de l'acier 42CrMo4.



### Influence de la vitesse de déformation

L'influence de la vitesse sur la déformation à la rupture est généralement la même que dans le cas de l'acier 100Cr6. L'augmentation de la vitesse diminue de manière importante la déformation à la rupture, quelle que soit la température. La tendance à 1073 K est inversée (figure 4.62). Le phénomène de recristallisation, observé dans le cas de l'acier 100Cr6 à 1473 K, est sans doute responsable de cette augmentation. De plus, pour les deux matériaux, la localisation ne dépend pas uniquement de la vitesse de déformation mais également de la température.

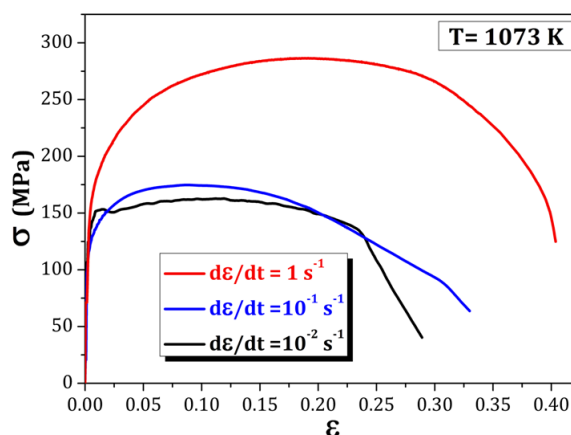


FIGURE 4.62 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction simple. Influence de la vitesse de déformation dans le cas de l'acier 42CrMo4.

### 4.5.3 L'alliage d'aluminium 2017-T4

A vitesse constante, la déformation à la rupture diminue légèrement lorsqu'on augmente la température en restant dans le domaine de déformation à froid. Ensuite elle augmente dans les deux autres domaines (déformation à mi-chaud et à chaud). Pour ce qui est du comportement, nous retrouvons les mêmes phénomènes largement discutés dans le chapitre précédent.

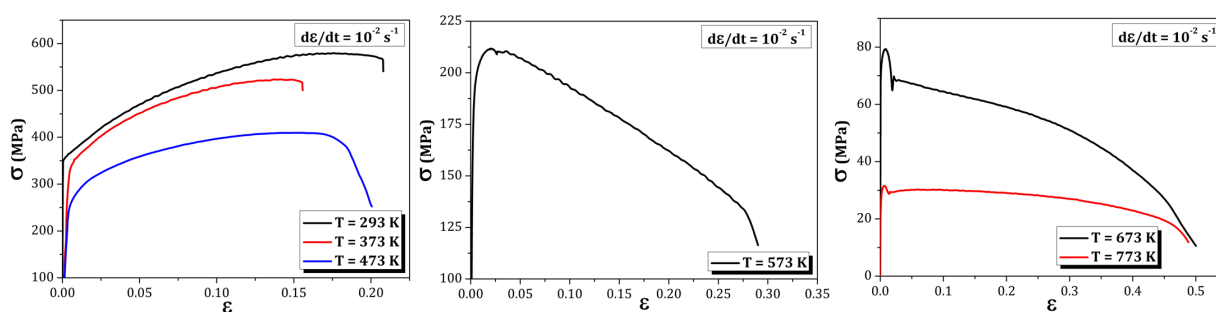


FIGURE 4.63 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction sur éprouvette simple EAS (figure 4.4) à différentes températures. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

A froid, la partie décroissante des courbes contrainte-déformation est très restreinte. Ceci rejoint les observations annoncées lors du suivi in-situ de l'essai de traction. Ces observations montrent que la striction résultant de l'endommagement apparaît très tardivement et juste avant la rupture. A mi-chaud et à chaud, la pente est décroissante dès l'entame de la partie plastique à cause de l'adoucissement. Le changement de pente dû à la striction ou à l'endommagement macroscopique est difficile à distinguer.

### *Observations microscopiques*

Les coupes diamétrales des éprouvettes déformées sont proposées pour les différentes températures de déformation sur la figure 4.64. Les cavités résultent, généralement, de la rupture des particules d' $Al_2Cu$ . Ce sont des cavités de petites tailles (environ 2 micromètres) et très nombreuses. A température ambiante, des bandes de glissement ont été observées. Les cavités occupent généralement les nœuds de croisement de ces bandes. Par rapport aux essais de corrélation d'images sur le même matériau, nous pensons que ce phénomène de bandes n'est pas observé à cause de l'échelle utilisée.

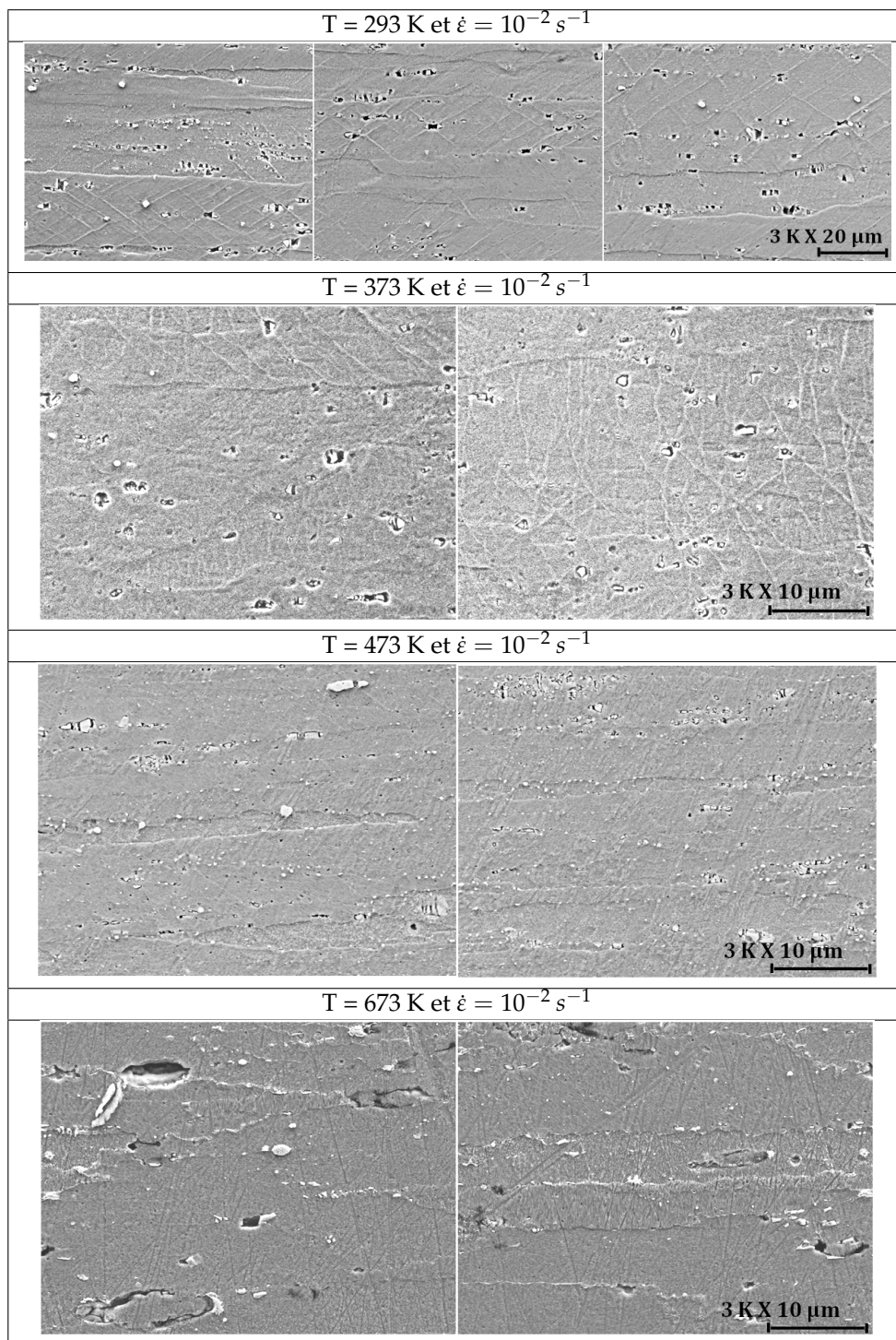


FIGURE 4.64 – Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à différentes températures puis polies. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

Les bandes, observées à l'ambiante, disparaissent quand la température augmente mais les cavités résultant des ruptures de particules d' $Al_2Cu$  apparaissent toujours. Nous pensons que les petites dimensions des cavités ajoutées à l'écroutissage considérable de cet alliage sont les causes de la forme de la courbe contrainte-déformation qui décroît peu. Ceci signifie que la courbe de comportement ne chute que lorsque l'endommagement arrive à un stade avancé.

### Influence de la vitesse de déformation

Pour ce qui est de l'effet de la vitesse sur la déformation à la rupture et comme pour les deux matériaux précédents, il apparaît que l'augmentation de la vitesse fait chuter la quantité de déformation atteinte à la rupture (figure 4.65-à gauche). Le deuxième graphique (figure 4.65-à droite) confirme, comme précédemment, que le phénomène de localisation, responsable de la diminution de la déformation à la rupture, ne dépend pas que de la vitesse, il est fonction de la température.

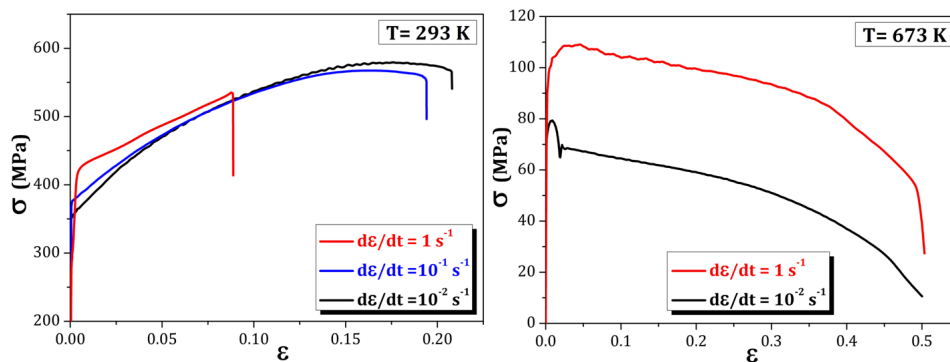


FIGURE 4.65 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction simple. Influence de la vitesse de déformation dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

#### 4.5.4 Conclusion sur les observations de l'endommagement à cœur

Des essais de traction réalisés sous différentes conditions thermomécaniques ont permis d'étudier l'influence de la température et de la vitesse sur la déformation à la rupture et d'analyser l'impact de l'apparition du dommage sur le comportement rhéologique. La compétition écroutissage-endommagement ou adoucissement-endommagement apparaît à travers les courbes contrainte-déformation. Les mécanismes d'endommagement ont été détaillés, pour les trois matériaux, en examinant les micrographies après rupture. Pour les faibles températures, l'endommagement résulte d'un problème d'accommodation de la déformation plastique entre des phases dont les caractéristiques mécaniques sont très différentes (carbures, inclusions, lamelles de cémentite, particules d' $Al_2Cu$ ). A haute température, des changements microstructuraux (transformations, recristallisation dynamique) rendent difficiles les analyses de l'évolution de l'endommagement.

## 4.6 Conclusion

Deux techniques directes ont été utilisées pour caractériser les mécanismes d'endommagement à froid et pour différentes températures. La première consiste à suivre, par microscopie électronique à balayage, la surface des éprouvettes au cours d'une sollicitation de traction. Cette méthode a été complétée par la détermination de l'évolution des champs des déformations dans le plan. La deuxième méthode consiste à examiner les micrographies des coupes longitudinales des éprouvettes EAS préalablement déformées jus-



qu'à rupture en faisant varier la température et la vitesse de déformation. Grâce à ces deux méthodes, nous avons pu :

- Déterminer les mécanismes d'endommagement à froid en surface. Les sièges de l'endommagement sont les carbures dans le cas de l'acier 100Cr6, les inclusions pour l'acier 42CrMo4 et les particules d' $Al_2Cu$  dans l'alliage d'aluminium 2017-T4.
- Associer à chaque mécanisme un champ de déformation. Des bandes de localisation de la déformation ont été observées dans le cas de l'acier 100Cr6 à plusieurs échelles. Ces bandes apparaissent au début de la plasticité alors que dans le cas de l'acier 42CrMo4, elles apparaissent dans la partie décroissante de la courbe force-déplacement c'est-à-dire dans la zone de striction (figure 4.66). Dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017, ces bandes ne sont pas toujours détectables à cause de l'échelle d'observation utilisée et de leur apparition tardive.
- Analyser l'influence des paramètres tels que la température et la vitesse sur la déformation à la rupture et sur le mode d'endommagement. L'effet de la température a été étudié pour les trois domaines de déformation (à froid, à mi-chaud et à chaud). Des phénomènes tels que l'adoucissement et la recristallisation peuvent agir dans ces domaines. Leurs interactions avec l'endommagement ont été discutées à travers l'allure des courbes contrainte-déformation.
- Présenter l'endommagement à cœur à l'état final. Pour l'acier 100Cr6, des cavités très allongées ont été observées dans les joints des anciens grains d'austénite. Dans le cas de l'acier 42CrMo4 et l'alliage d'aluminium 2017, les inclusions de sulfure de manganèse et les particules d' $Al_2Cu$  sont restées à l'origine du dommage même à haute température.

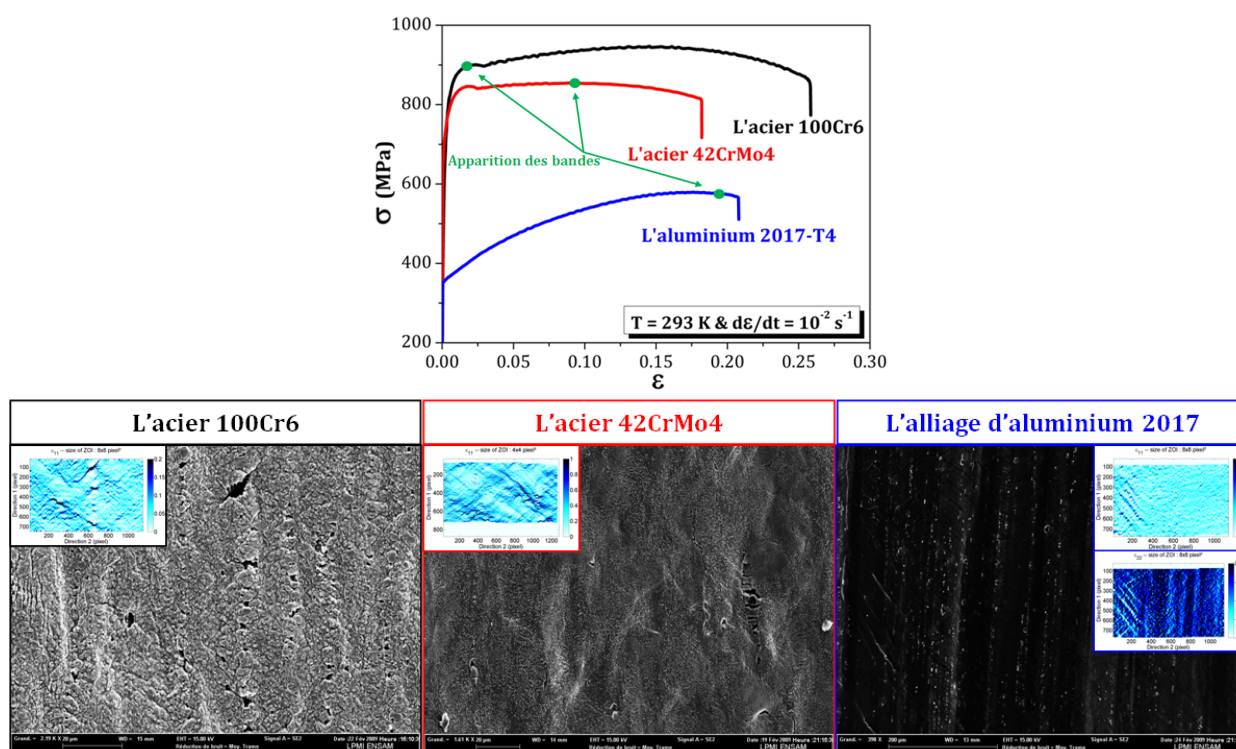


FIGURE 4.66 – Comparaison entre les courbes contrainte-déformation des essais de traction sur éprouvette EAS et les phénomènes d'endommagement observés en surface.

Pour finir, une confrontation entre les observations surfaciques et à cœur est présentée, pour les trois matériaux étudiés, sur la figure 4.67. Dans le cas de l'acier 100Cr6 et l'alliage d'aluminium 2017, les mécanismes d'endommagement à froid sont les mêmes à cœur ou en surface. Ce sont, respectivement, les carbures et les particules d' $Al_2Cu$  les principaux responsables de l'apparition des cavités. Pour l'acier 42CrMo4, en plus du rôle avéré des inclusions de MnS observées à cœur et en surface, des micro-cavités sont présentes aux

jointes de grains et au niveau des lamelles de cémentite. Ces micro-porosités sont très petites par rapport à celles dues aux inclusions mais elles sont très nombreuses et très proches les unes des autres.

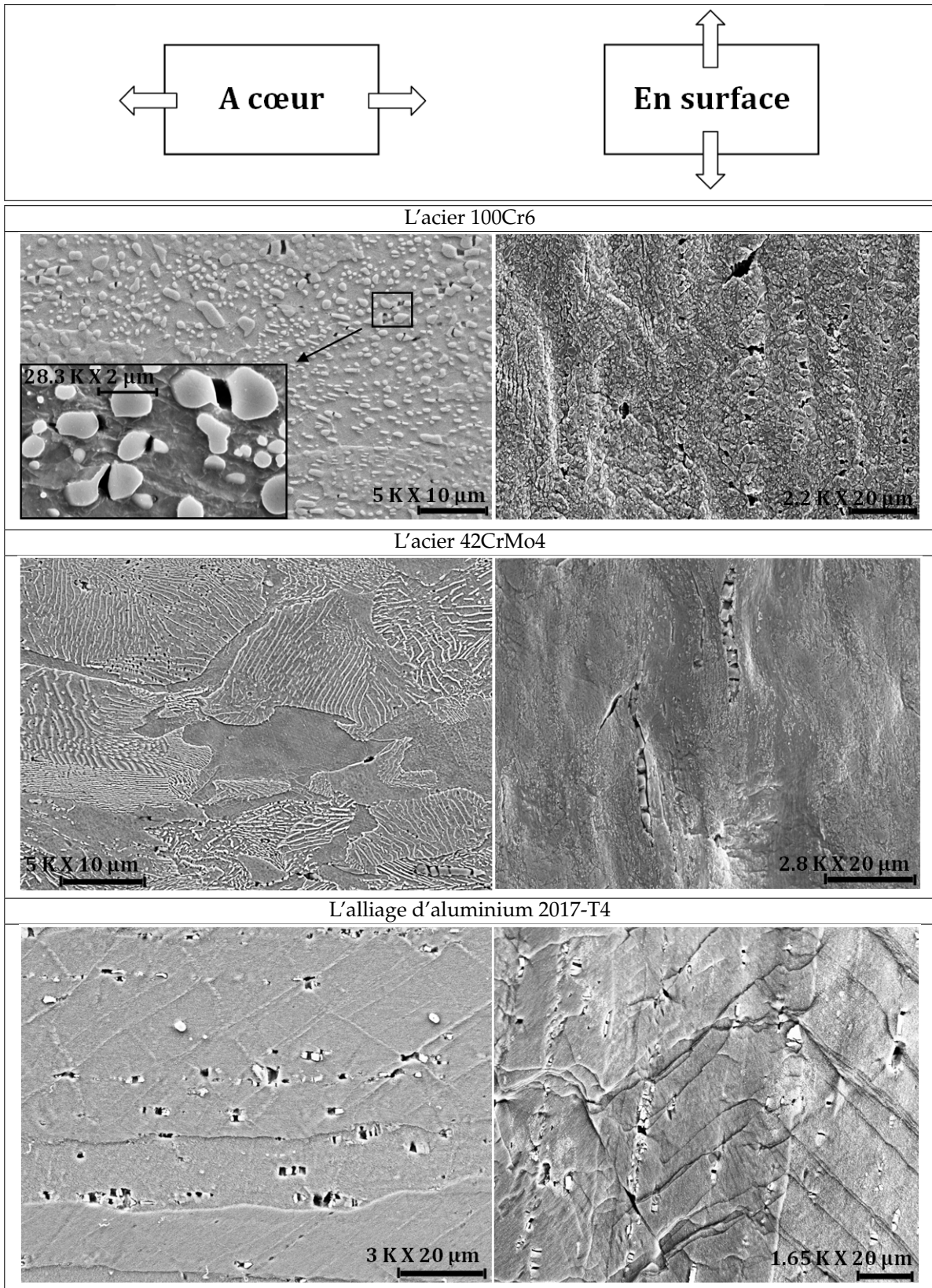


FIGURE 4.67 – Synthèse des différents phénomènes d'endommagement à l'ambiante observés à cœur et en surface pour les trois matériaux étudiés.

# Chapitre 5

## Quantification et modélisation de l'endommagement

### Sommaire

---

<b>5.1</b>	<b>Introduction</b> . . . . .	<b>161</b>
<b>5.2</b>	<b>Quantification de l'endommagement</b> . . . . .	<b>161</b>
5.2.1	Essais de traction sur éprouvettes entaillées axisymétriques . . . . .	161
5.2.2	Caractérisation de l'évolution de l'endommagement . . . . .	163
5.2.3	Détermination des déformations vraies à partir de la simulation numérique . . . . .	167
5.2.4	Détermination du taux de triaxialité . . . . .	169
5.2.5	Synthèse . . . . .	171
<b>5.3</b>	<b>Étude bibliographique des modèles d'endommagement</b> . . . . .	<b>171</b>
5.3.1	Introduction . . . . .	171
5.3.2	Modèles d'endommagement non-couplés . . . . .	171
5.3.3	Modèles d'endommagement couplés . . . . .	173
5.3.4	Conclusion sur les modèles d'endommagement . . . . .	177
<b>5.4</b>	<b>Identification de l'endommagement en thermoviscoplasticité</b> . . . . .	<b>177</b>
5.4.1	Identification du critère de rupture Johnson-Cook . . . . .	178
5.4.2	Identification du modèle de GTN . . . . .	181
<b>5.5</b>	<b>Conclusion</b> . . . . .	<b>188</b>

---

## 5.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, différents mécanismes d'apparition et d'évolution de l'endommagement ont été observés selon la microstructure des matériaux étudiés. Le chapitre 5 est consacré en partie à l'étude et la quantification de ce dommage en fonction de la déformation, de la pression hydrostatique, et de la température. Des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées (EAE) sont tout d'abord conduits pour déterminer, par analyse d'images, l'évolution du taux de porosité à différents stades de la déformation et pour différents taux de triaxialité et température. Une étude bibliographique des lois d'endommagement ductile est ensuite présentée. Enfin, deux modèles d'endommagement sont identifiés. Le premier est un critère empirique et découplé, le second fait apparaître un couplage entre l'endommagement et la plasticité. L'objectif est d'apporter des éléments de réponse sur la capacité des lois rencontrées dans la littérature à modéliser les mécanismes observés.

## 5.2 Quantification de l'endommagement

L'objectif de cette partie est la quantification de l'endommagement pour différentes températures. Dans un premier temps, des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées (figure 4.4) ont été réalisés. Les entailles servent, d'une part, à localiser le dommage pour faciliter sa quantification, et d'autre part, permettent de faire varier la contrainte hydrostatique, facteur très influent sur les mécanismes de rupture [Gen98]. A la suite de ces essais réalisés jusqu'à la rupture puis à des niveaux de déformation différents, les échantillons, préalablement déformés, sont préparés pour quantifier la fraction surfacique des micro-cavités. La technique utilisée consiste à acquérir, à une échelle suffisamment grande, quelques centaines d'images au centre de l'éprouvette. Ensuite, en utilisant différentes méthodes de traitement d'images (binarisation, seuillage,...), déterminer la fraction surfacique de vide relative à chaque image. Enfin, un simple calcul permet de déterminer la moyenne et l'écart type du taux de porosité par zone au centre de l'éprouvette.

### 5.2.1 Essais de traction sur éprouvettes entaillées axisymétriques

Ces essais ont été réalisés sur le simulateur GLEEBLE. Le déplacement est mesuré à l'aide d'un extensomètre placé au centre de l'éprouvette (de part et d'autre de l'entaille). Les courbes sont tracées dans un diagramme contrainte nominale-allongement relatif. La contrainte nominale est la force divisée par la section critique de l'éprouvette qui est la section au fond de l'entaille. L'allongement relatif est le rapport entre le déplacement donné par l'extensomètre et la distance initiale  $l_0 = 10 \text{ mm}$ . Les essais sont d'abord réalisés jusqu'à rupture (allongement à rupture noté  $A_r$ ). Des essais conduits pour d'autres valeurs d'allongement  $A_1 = 1/2 A_r$  et  $A_2 = 3/4 A_r$  servent à quantifier l'évolution du dommage.

matériau	Acier 100Cr6	Acier 42CrMo4	Alliage d'aluminium 2017-T4	
T = 293 K	X	X	293	X
T = 673 K	X	X	473	X
T = 1073 K	X	X	673	X
T = 1473 K	X			

TABLE 5.1 – Conditions thermiques des essais de traction sur éprouvette EAE réalisés sur les trois matériaux.

Pour des raisons de simplicité, nous avons choisi d'ignorer l'effet de la vitesse de déformation et étudier uniquement l'effet de la température. En gardant la même section en fond d'entaille, quatre rayons d'entaille ont été utilisés : R= 2, 3, 5 et 7 mm. Tous les essais sont réalisés à une vitesse de déformation moyenne constante  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . Les conditions thermiques des différents essais réalisés sur les trois matériaux sont données dans le tableau 5.1. Chaque domaine de déformation est représenté par une température.

Ces conditions correspondent aux températures au fond de l'entaille. Le champ thermique est très hétérogène pour ce type d'éprouvette et le maximum se situe au fond de l'entaille (figure 4.5).

### 5.2.1.1 Cas de l'acier 100Cr6

Généralement, la variation du rayon de l'entaille affecte l'allongement à la rupture. La diminution du rayon fait chuter de manière importante la déformation à la rupture. Le deuxième effet de la diminution de ce rayon est l'augmentation de la contrainte nominale. Ces constatations, habituellement rencontrées dans la littérature, peuvent être faites dans le cas de la déformation à 293 et 673 K (figure 5.1). A chaud, et sans nul doute à cause de l'hétérogénéité de la température, certaines courbes sont inversées. Cette inversion est due au changement de l'intensité et de la répartition de la pression hydrostatique au voisinage de l'entaille. Les courbes relatives aux températures 293 et 673 K présentent une pente décroissante dès l'entame de la partie plastique. La partie croissante dans le domaine de plasticité, synonyme de l'écrouissage, est très faible et diminue avec la diminution du rayon de l'entaille. L'endommagement apparaît très tôt et prend le pas sur l'écrouissage. Pour les hautes températures ( $T=1073$  et  $1473$  K), un changement de phase partiel puis total a lieu. Les courbes présentent une partie croissante plus étendue dans la zone de déformation plastique. Cette partie diminue également avec la diminution du rayon de l'entaille. Le point de la rupture est difficile à identifier pour ces températures.

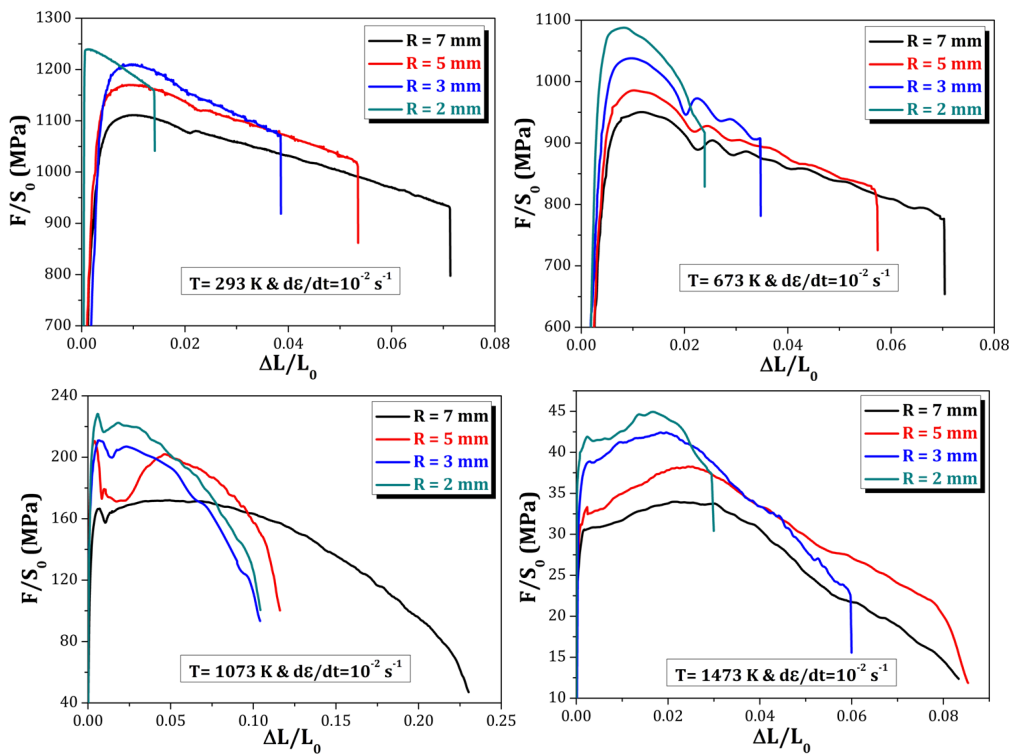


FIGURE 5.1 – Évolution de la contrainte nominale en fonction de l'allongement au cours des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées EAE avec différents rayons d'entaille (figure 4.4). Influence de la température dans le cas de l'acier 100Cr6.

### 5.2.1.2 Cas de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique

La figure 5.2 présente dans l'espace contrainte nominale-allongement, les courbes relatives aux différents rayons d'entaille. Trois températures sont appliquées : 293, 673 et 1073 K. Les constatations faites précédemment pour l'acier 100Cr6 restent vraies pour cet acier. La seule différence apparaît dans la compétition



écrouissage/endommagement à froid, la partie décroissante se manifeste un peu plus tard par rapport au cas de l'acier 100Cr6.

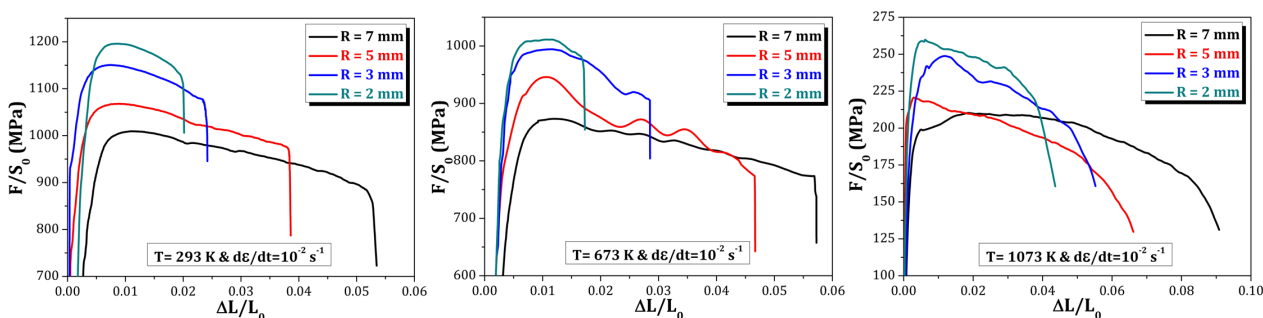


FIGURE 5.2 – Évolution de la contrainte nominale en fonction de l'allongement au cours des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées EAE avec différents rayons d'entaille (figure 4.4). Influence de la température dans le cas de l'acier 42CrMo4.

### 5.2.1.3 Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4

Dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, les effets dus à la variation du rayon de l'entaille sont les mêmes que ceux observés pour les deux aciers. Cette fois, l'écrouissage est important, les courbes correspondantes aux températures 293 et 473 K sont croissantes jusqu'à une déformation légèrement inférieure à la déformation à la rupture. A partir de cette déformation, l'endommagement devient suffisamment grand pour faire chuter la contrainte d'écoulement. A  $T = 673$  K, les courbes présentent des oscillations puis décroissent ; c'est l'effet de la recristallisation discuté au chapitre 2.

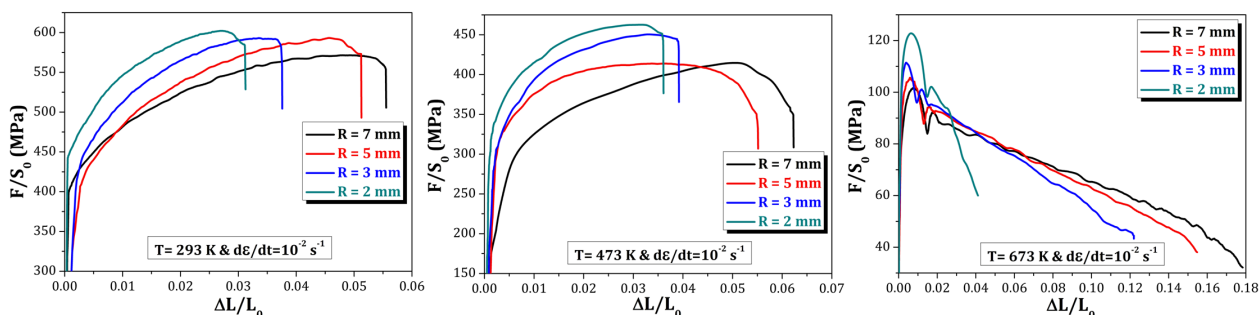


FIGURE 5.3 – Évolution de la contrainte nominale en fonction de l'allongement au cours des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées EAE avec différents rayons d'entaille (figure 4.4). Influence de la température dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

## 5.2.2 Caractérisation de l'évolution de l'endommagement

Pour les différentes conditions thermiques présentées précédemment, d'autres essais sont menés pour deux niveaux de déformation ( $A_1 = 1/2A_r$  et  $A_2 = 3/4A_r$ ). Les éprouvettes sont alors sectionnées dans le sens long. Après préparation (polissage et attaque), des images sont prises au microscope électronique à balayage sur une zone de  $(0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2)$  au centre de l'éprouvette. Le nombre de ces images est élevé (environ 400 par éprouvette). Un module "MultiScan" développé par le constructeur Zeiss permet d'automatiser cette opération. Ces images sont ensuite traitées à l'aide d'un programme développé sous le logiciel VISILOG, et permettant de déterminer, pour chaque image, la surface des micro-cavités. Une analyse statistique permet de déterminer le taux de porosité défini comme le rapport entre la surface des cavités et la surface totale observée. Cette procédure est détaillée à la figure 4.7. A cause du gradient de déformation à l'intérieur de la

zone étudiée (figure 5.4), les images sont réparties selon leur distance par rapport au centre, et la moyenne et l'écart-type sont déterminés en fonction de cette distance.

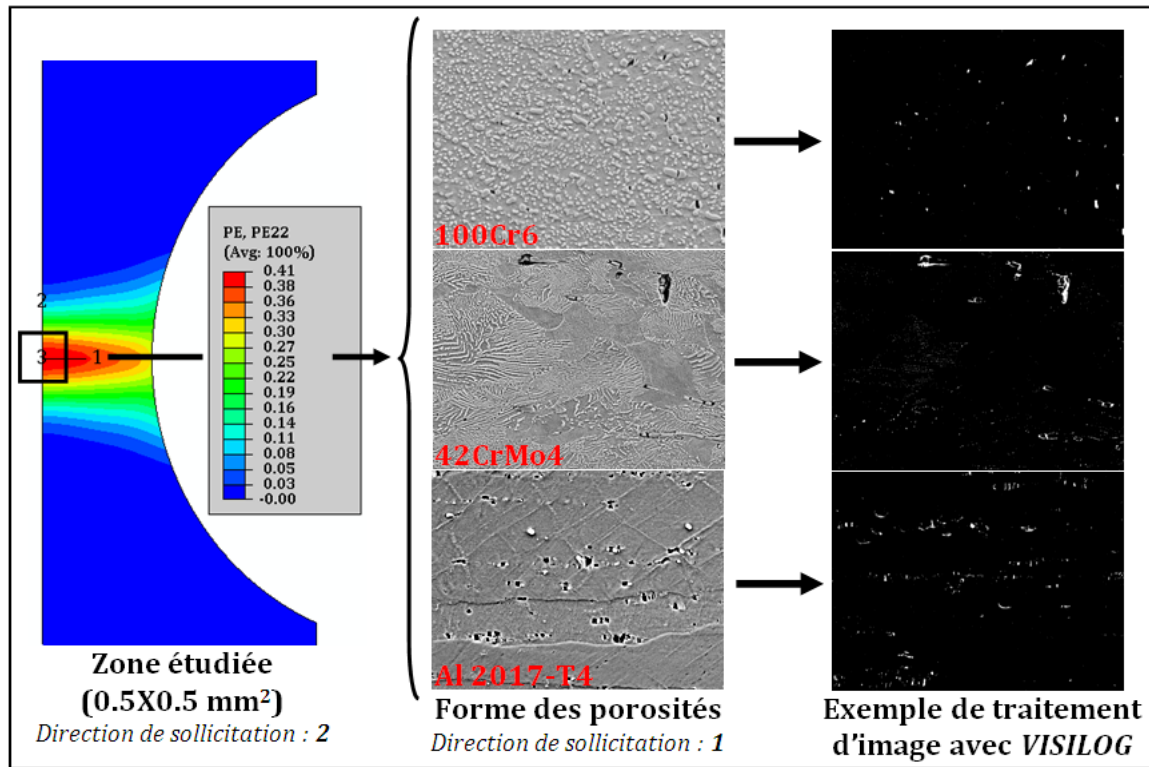


FIGURE 5.4 – Méthode de traitement d'image et micro-porosités observées dans le cas des trois matériaux étudiés.

Les observations ont porté principalement sur les éprouvettes EAE avec un rayon d'entaille  $R=5$  mm. Pour étudier l'influence du rayon sur l'évolution de la porosité, seul l'acier 100Cr6 a été analysé.

### 5.2.2.1 Cas de l'acier 100Cr6

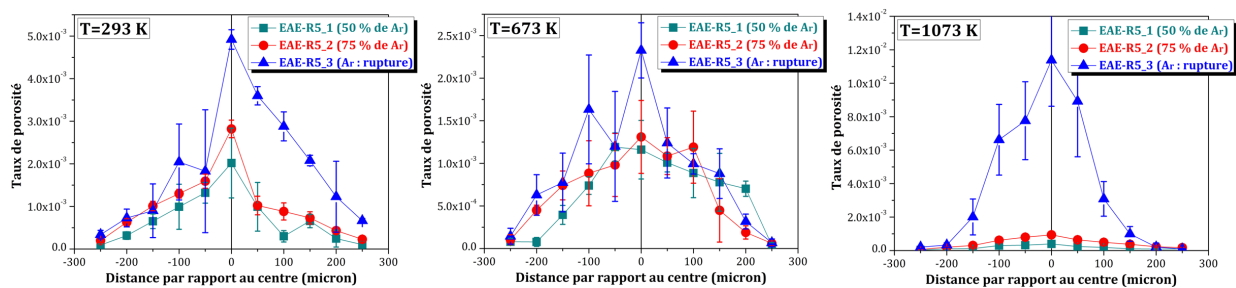


FIGURE 5.5 – Évolution du taux de porosité en fonction de la distance par rapport au centre à différentes températures. Cas de l'acier 100Cr6.

Malgré le nombre élevé de carbures, origine principale de l'apparition des cavités, la valeur maximale du taux de porosité ne dépasse pas 0.005 à froid et 0.0025 à 673 K (figure 5.5). Ces valeurs faibles s'expliquent par la petite taille des cavités (de l'ordre de  $1\ \mu\text{m}$ ). A chaud, la taille des cavités devient plus importante ce qui explique l'augmentation du taux de porosité maximale (0.012). Concernant les évolutions spatiale et temporelle, elles sont différentes selon la température. D'une manière générale, l'évolution spatiale a la forme d'une gaussienne, le maximum correspond au centre de l'éprouvette où la déformation est maximale. En s'éloignant de part et d'autre du centre, le taux de porosité diminue avec la déformation. Pour les deux

températures correspondant à la déformation à froid ( $T=293$  et  $673$  K), l'évolution temporelle est quasi-linéaire. A  $1073$  K, la porosité augmente soudainement à la rupture. A cette température, les cavités sont grandes mais peu nombreuses.

### 5.2.2.2 Cas de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique

Dans le cas de l'acier 100Cr6, les micro-cavités proviennent de la rupture ou de la décohésion des carbures. Pour l'acier 42CrMo4 où le dommage apparaît principalement au niveau des inclusions, on suppose que la surface de la porosité est la surface totale de l'inclusion rompue ou montrant une décohésion avec la matrice. A nouveau, l'évolution spatiale des porosités suit une loi normale pour les trois températures (figure 5.6). La valeur maximale atteinte est plus importante pour les températures supérieures à l'ambiante, à cause de la concentration de la déformation au centre provoquée par l'hétérogénéité de température (maximale au centre également). L'évolution temporelle est, comme pour l'acier 100Cr6, linéaire pour les deux premières températures et à tendance exponentielle à  $1073$  K. Concernant l'intensité, la valeur maximale de porosité est de l'ordre de  $0.02$ . Elle est nettement supérieure à celle déterminée pour l'acier 100Cr6 avec un écart type plus élevé.

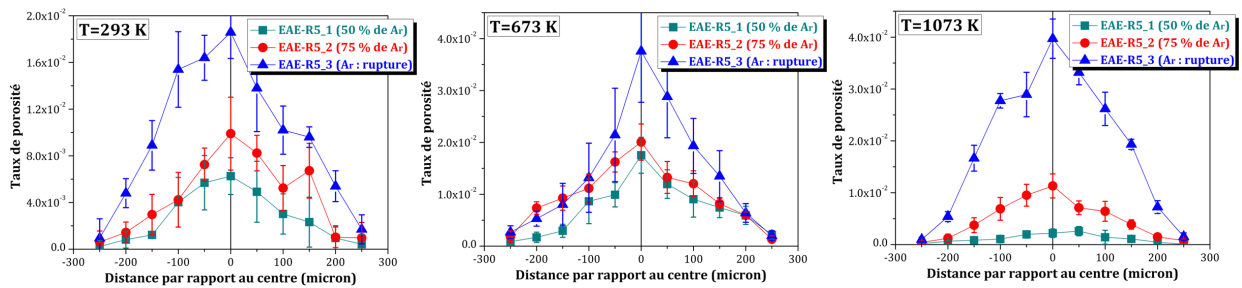


FIGURE 5.6 – Évolution du taux de porosité en fonction de la distance par rapport au centre à différentes températures. Cas de l'acier 42CrMo4.

### 5.2.2.3 Cas l'alliage d'aluminium 2017-T4

Les cavités résultent cette fois de la rupture et de la décohésion de particules d' $Al_2Cu$ . Bien que la taille de ces cavités soit faible ( $< 1 \mu m$ ), leur répartition spatiale est plus régulière que dans le cas de l'acier 100Cr6. Ceci explique la valeur de taux de porosité supérieure au cas de l'acier 100Cr6 et comparable au cas de l'acier 42CrMo4. A froid, le taux de porosité maximal atteint est de  $0.02$ , pour  $T=473$  K, il est de l'ordre de  $0.005$  et à chaud ( $T=673$  K), ce taux maximal est d'environ  $0.006$ . L'évolution spatiale et temporelle est semblable aux deux premiers cas, excepté pour  $T=673$  K (figure 5.7).

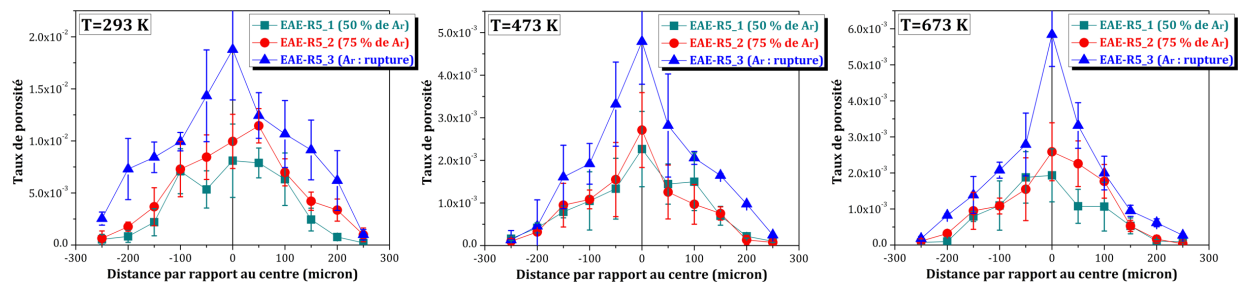


FIGURE 5.7 – Évolution du taux de porosité en fonction de la distance par rapport au centre à différentes températures. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4.

En résumé, la porosité est la plus faible pour l'acier 100Cr6 alors que c'est le matériau où l'endommagement apparaît le plus tôt et où la courbe de comportement décroît le plus rapidement. Pour l'alliage

d'aluminium 2017-T4 qui montre un écouissage plus important, la courbe ne décroît que lorsque l'endommagement devient très important. Pour l'acier 42CrMo4, les cavités sont de grande taille ce qui explique les valeurs de taux de porosité élevées. La chute de la courbe de comportement est moins rapide que pour l'acier 100Cr6 car l'écrouissage est plus important. Cette analyse peut être confortée par les valeurs du coefficient d'écrouissage  $n$  déterminées dans le cas de l'identification de la loi de comportement de Johnson-Cook sur des essais de compression (tableau 3.4). Dans le cas de l'acier 100Cr6, ce paramètre est égal à 0.11, pour l'acier 42CrMo4,  $n = 0.19$ , et pour l'alliage d'aluminium 2017-T4,  $n = 0.33$ .

### 5.2.2.4 Influence de la contrainte hydrostatique dans le cas de l'acier 100Cr6

Pour analyser l'influence de la contrainte hydrostatique sur l'évolution du dommage, l'étude précédente portant principalement sur les éprouvettes axisymétriques entaillées de rayon  $R=5$  mm, est étendue à d'autres géométries d'entaille dans le cas de l'acier 100Cr6 (figure 5.8).

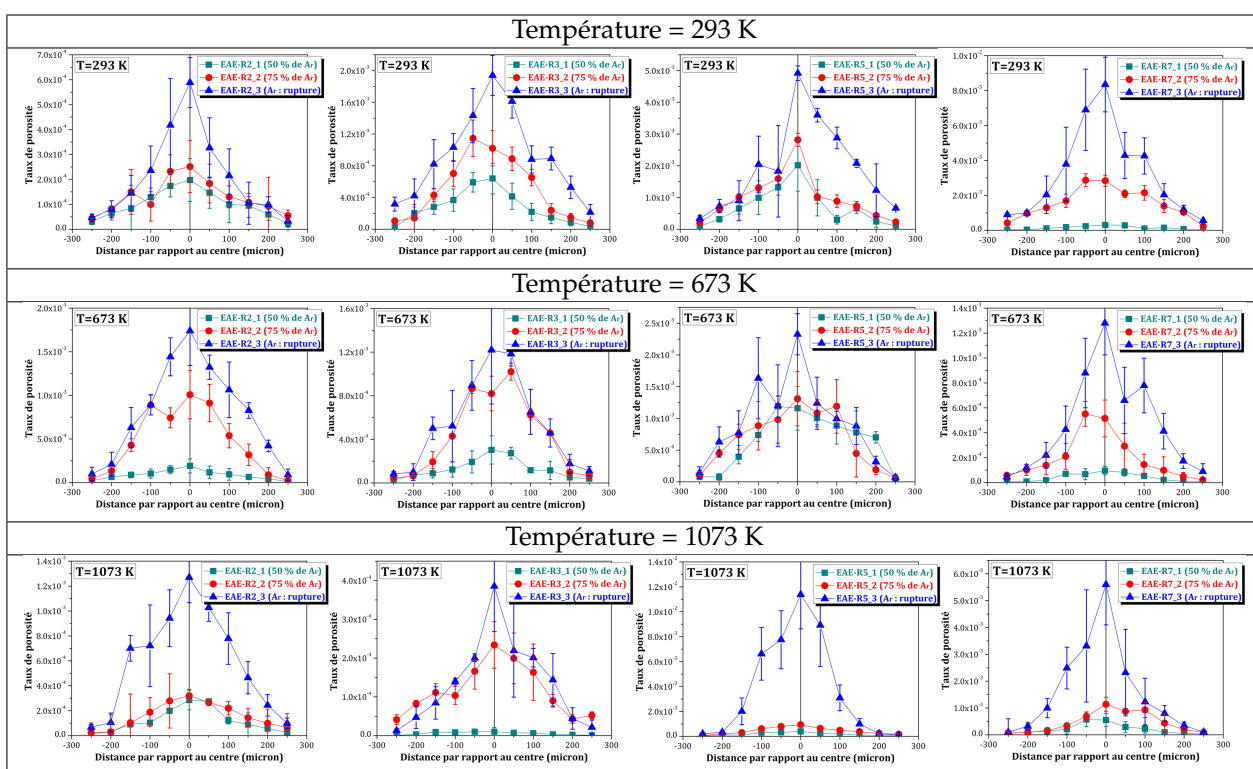


FIGURE 5.8 – Influence de la variation du rayon de l'entaille sur le taux de porosité à différentes températures dans le cas de l'acier 100Cr6.

D'après nos résultats, le taux de porosité augmente lorsque le rayon de l'entaille augmente quelle que soit la température. Ainsi, l'augmentation de la contrainte hydrostatique (ou la diminution du rayon) diminue le taux de porosité. Dans la littérature [BW05, Dal07], l'augmentation de la contrainte hydrostatique diminue la déformation à la rupture car elle augmente le taux de porosité (figure 5.9-à droite). Les résultats expérimentaux présentés dans ce paragraphe montrent le contraire. En effet, l'augmentation de la contrainte hydrostatique diminue la déformation à la rupture, mais diminue également le taux de porosité. Ce résultat peut être expliqué par un effet de taille. Plus le rayon d'entaille est faible, plus la zone de localisation des porosités est petite. Les micro-cavités dans ce cas sont plus nombreuses dans certaines zones et inexistantes dans d'autres. Une moyenne sur toute la zone étudiée ( $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$ ) donne alors des valeurs faibles. Les résultats expérimentaux ne sont donc pas très représentatifs car ils ne prennent pas en compte l'effet de concentration de la fraction de porosités au centre lorsque le rayon est faible. Pour les rayons plus grands, le taux de porosité est plus faible au centre mais mieux réparti sur toute la zone surtout en largeur. Le taux

de porosité moyenné est alors plus important.

Les formes des différentes sections après rupture des EAE (de différents rayons) sont présentées pour les trois températures sur la figure 5.9- à gauche.

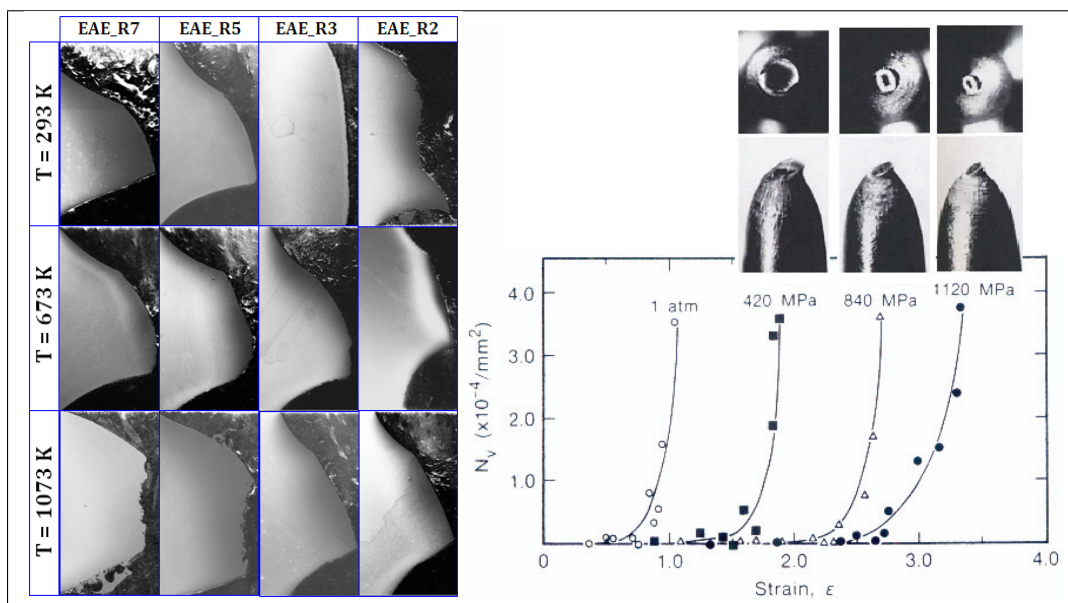


FIGURE 5.9 – Formes des sections de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées EAE dans le cas de l’acier 100Cr6 (à gauche) et évolution du nombre de cavités et de la forme de la zone de rupture avec l’augmentation de la pression hydrostatique (à droite) [BW05].

Les taux de porosités sont présentés jusqu’à maintenant en fonction des paramètres spatiaux (distance par rapport au centre) et des paramètres géométriques (rayon de l’entaille). On se propose dans la suite d’étudier le taux de triaxialité relatif à chaque géométrie d’entaille et la déformation correspondant à chaque distance par rapport au centre.

### 5.2.3 Détermination des déformations vraies à partir de la simulation numérique

En utilisant une loi élastoplastique (à froid), les champs de déformation relatifs à chaque forme d’éprouvette sont déterminés à partir de modèles éléments finis axisymétriques (figure 5.10). Les déplacements appliqués sont ceux déterminés expérimentalement. Nous supposons que l’augmentation de la température ne change pas les valeurs approximatives de déformation. L’objectif est d’obtenir, en négligeant l’influence de l’endommagement, les évolutions du taux de porosité en fonction de la déformation plastique équivalente.

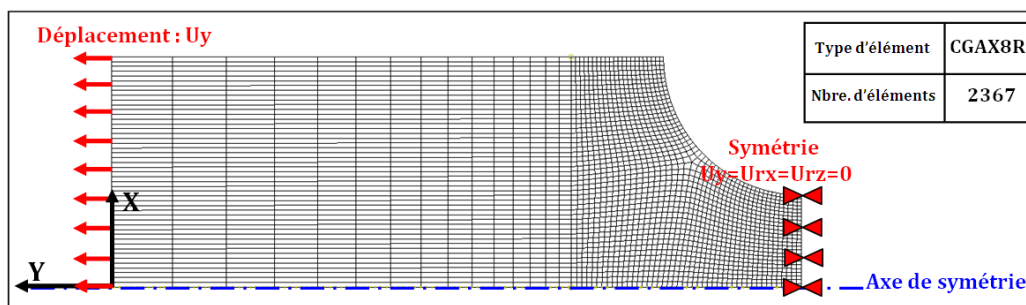


FIGURE 5.10 – Présentation du modèle Eléments finis utilisé.

Un exemple d’évolution des champ de déformation plastique équivalente est présenté sur la figure 5.11. La déformation est maximale au centre. Un gradient de déformation très élevé est observé en se déplaçant de façon longitudinale ou diamétrale à partir du centre.



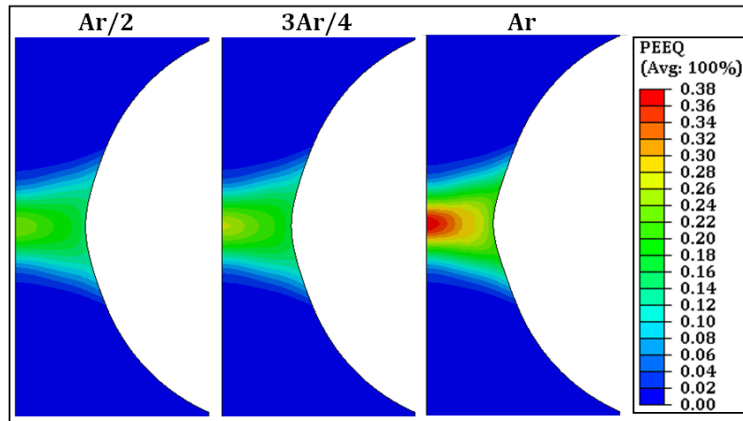


FIGURE 5.11 – Simulation Eléments Finis de l'évolution des champs de déformation plastique équivalente dans le cas de l'essai de traction à froid sur la géométrie EAER5.

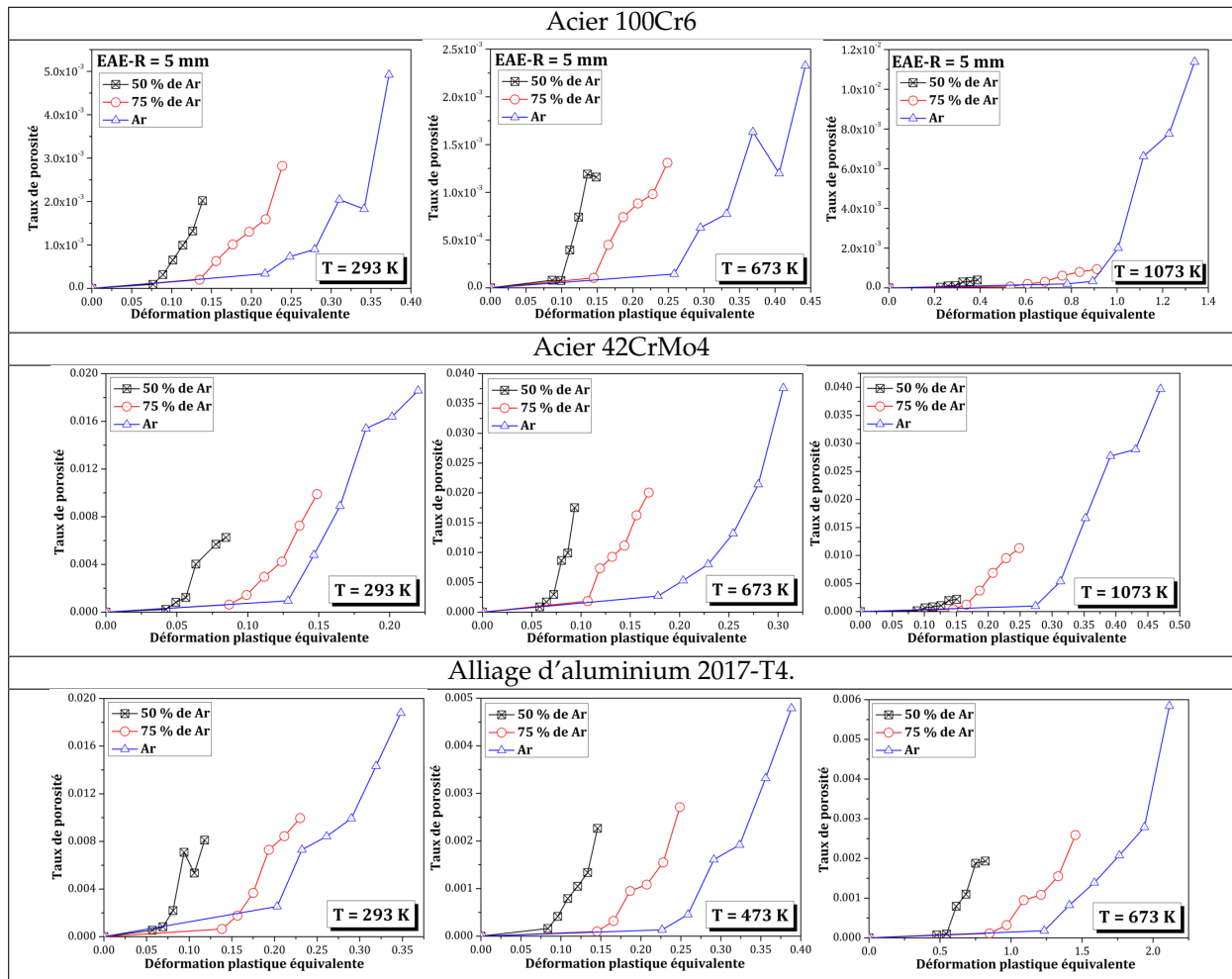


FIGURE 5.12 – Évolution du taux de porosité en fonction de la déformation déterminée numériquement sur les géométries EAER5 pour les différentes températures avec un modèle élastoplastique.

En remplaçant les distances par rapport au centre par les déformations correspondantes pour les trois allongements étudiés ( $A_r$ ,  $A_1 = 1/2A_r$  et  $A_2 = 3/4A_r$ ;  $A_r$  est l'allongement à la rupture), les courbes des figures 5.5, 5.6 et 5.7 peuvent être transformées dans un diagramme taux de porosité-déformation (figure 5.12). Chaque graphique contient trois courbes correspondant à des niveaux de déplacement différents. Ces courbes vont servir par la suite à l'identification des paramètres du modèle de Gurson. Seule la valeur



moyenne de porosité est présentée dans ces figures. La porosité calculée contient la contribution du mécanisme de germination, croissance et coalescence. Nous nous rappelons qu'il ne s'agit pas d'un suivi mais de différentes éprouvettes. Pour cette raison, nous n'avons pas essayé de déterminer les diamètres moyens des cavités à chaque étape, ce qui aurait pu donner des éléments de réponse sur le phénomène de croissance.

### 5.2.4 Détermination du taux de triaxialité

Le taux de triaxialité est défini comme étant le rapport entre la pression hydrostatique et la contrainte équivalente :

$$Tr = \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1/3 \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}})}{\sqrt{3/2 (\underline{\underline{\sigma}}^D : \underline{\underline{\sigma}}^D)}}; \text{ avec } \underline{\underline{\sigma}}^D = \underline{\underline{\sigma}} - 1/3 \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \quad (5.1)$$

*Tr* rend compte du mode de sollicitation appliqué au matériau (tableau 5.2). Ce paramètre influence beaucoup les phénomènes d'endommagement. Plusieurs études ont montré que pour des valeurs de taux de triaxialité proches de zéro ou négatives, le mode de rupture passe d'une rupture ductile à une rupture par cisaillement (figure 5.15). L'objectif poursuivi avec les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (EAE) est d'étudier l'influence de la variation de ce paramètre sur les phénomènes d'endommagement pour différentes températures.

<i>Tr</i>	-1/3	0	1/3	2/3	+∞
Mode de sollicitation	Compression	Cisaillement	Traction	Traction biaxiale	Traction triaxiale

TABLE 5.2 – Modes de sollicitation correspondant à quelques valeurs remarquables du taux de triaxialité des contraintes.

Bien que la valeur de ce paramètre soit facilement déterminée pour des sollicitations conventionnelles, dans le cas des éprouvettes EAE le taux de triaxialité varie en fonction de la déformation. En supposant que la déformation axiale est uniforme dans la section minimale, Bridgman [Bri64] a proposé une formule analytique pour déterminer le taux de triaxialité au centre de l'éprouvette :

$$Tr = \frac{1}{3} + \ln \left( 1 + \frac{a}{2R} \right) \quad (5.2)$$

*a* est le diamètre au fond de l'entaille, et *R* est le rayon de courbure de l'entaille (figure 5.13).

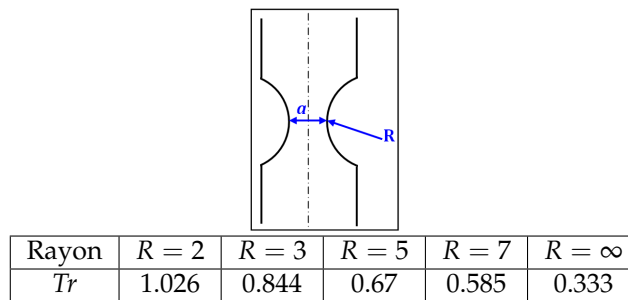


FIGURE 5.13 – Géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées EAE et valeurs de taux de triaxialité au centre calculées en utilisant la formule de Bridgman.

Pour déterminer ce paramètre dans le cas de notre étude, des simulations numériques, en utilisant la méthode des éléments finis, ont été réalisées. Le comportement est considéré comme élastoplastique. La courbe expérimentale de traction simple (*T*=293 K et  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) est utilisée. Le modèle numérique simple est détaillé dans le paragraphe précédent (figure 5.10).

La figure 5.14 présente l'évolution du taux de triaxialité pour les différentes géométries d'entaille. Pendant la déformation, le taux de triaxialité maximal est toujours au centre. Il est quasi-constant dans la zone

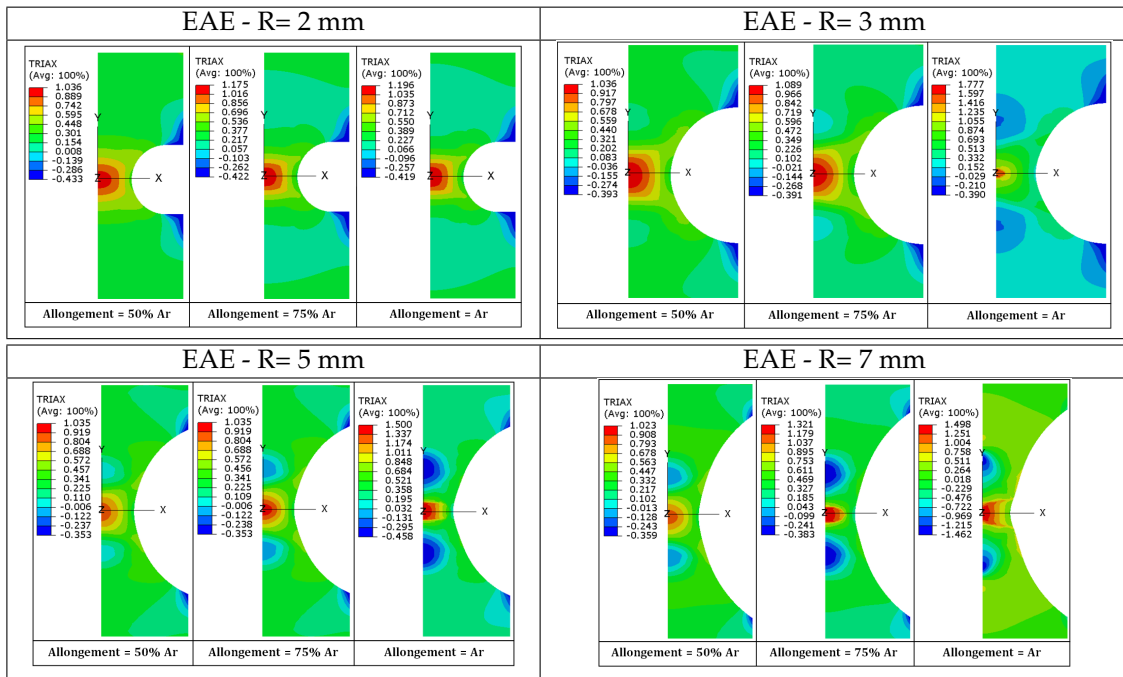


FIGURE 5.14 – Évolution du taux de triaxialité en fonction de la déformation pour les différentes géométries d'éprouvettes. Cas de l'acier 100Cr6.

d'étude des porosités ( $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$ ). Cependant, ce paramètre évolue avec la déformation. Il augmente au fur et à mesure qu'on s'approche de la rupture. Cette évolution est loin d'être négligeable surtout dans le cas de l'éprouvette EAER3, où la valeur passe de 1.036 pour un allongement  $A_1 = 1/2 A_r$  à 1.75 pour un allongement correspondant à la rupture. Cet écart n'est pas très gênant pour le reste de l'étude. En effet, lors de l'identification du critère de Johnson-Cook, nous pouvons choisir des valeurs moyennes ou même se contenter des valeurs déterminées par la formule de Bridgman car c'est un modèle découplé. Concernant le modèle GTN, il suffit d'utiliser l'évolution de la porosité en fonction de la déformation à un allongement fixe. Ceci est possible en particulier car le taux de triaxialité est presque constant sur toute la zone d'étude de la porosité.

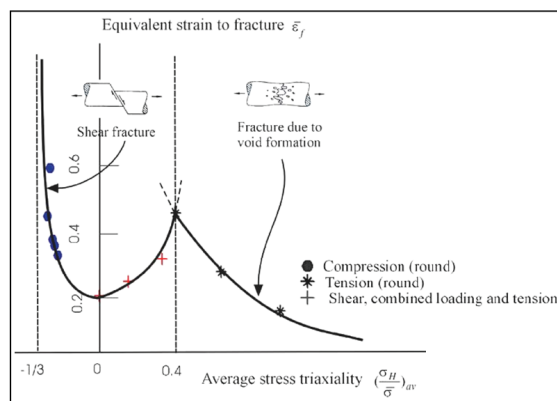


FIGURE 5.15 – Évolution de la déformation à la rupture d'un alliage d'aluminium 2024 avec le taux de triaxialité des contraintes [BW05].

Finalement, le taux de triaxialité des éprouvettes étudiées varie entre 1.023 et 1.75. Ce paramètre est toujours supérieur à 0.4. Ceci signifie une rupture purement ductile d'après la figure 5.15. L'identification des modèles basés sur les phénomènes d'évolution des cavités (germination, croissance, coalescence) peut donc être réalisée à partir des essais de traction sur ce type d'éprouvette.

### 5.2.5 Synthèse

Cette partie expérimentale du chapitre est une étude quantitative des phénomènes d'endommagement. A partir des sections des éprouvettes EAE préalablement déformées, la technique de traitement d'images a été appliquée sur une population de photos MEB (de 200 à 400 images) de manière à déterminer l'évolution des porosités dans le plan. Pour passer au taux de porosité en 3D, il suffit de multiplier ces quantités par  $\frac{4}{\pi}$  [Mai07]. Ensuite, en utilisant un modèle numérique élastoplastique, les déformations et les taux de triaxialité ont été déterminés. Une base de données expérimentales a été élaborée pour des températures appartenant aux trois domaines de déformation. Cette base va servir dans la suite pour l'identification des modèles d'endommagement qui seront sélectionnés à l'issue de l'étude bibliographique des différentes lois.

## 5.3 Étude bibliographique des modèles d'endommagement

### 5.3.1 Introduction

La modélisation de l'endommagement ductile a fait l'objet de nombreuses études depuis les années 70. Plusieurs approches ont été développées et proposées dans la littérature par de nombreux auteurs. Deux catégories de modèles d'endommagement existent : les modèles découplés [McC68, RT69, OSOS80] et les modèles couplés au comportement du matériau [Gur77, Rou81, LC88].

L'approche découplée est basée sur des modèles prenant en compte une variable externe qui prédit la rupture lorsqu'une valeur critique est atteinte. En revanche l'endommagement calculé n'interagit pas sur les caractéristiques mécaniques du matériau.

La deuxième approche (modèles couplés) permet de rendre compte de l'affaiblissement des propriétés mécaniques dû au développement de l'endommagement. Cette approche peut être décomposée en deux catégories différentes :

- les modèles basés sur une approche macromécanique ou phénoménologique,
- les modèles basés sur une approche micromécanique, ou approche locale.

Dans la suite, nous présentons quelques modèles découplés et couplés puis deux d'entre eux seront utilisés afin de rendre compte des comportements observés.

### 5.3.2 Modèles d'endommagement non-couplés

Appelés également critères de rupture, ces modèles supposent que l'endommagement n'influence pas le comportement du matériau. Les premières modélisations ont été réalisées à partir de géométries de cavités bien déterminées telles que des cavités cylindriques, cavités sphériques... Les critères de rupture proposés s'expriment en termes de caractéristiques des cavités : volume ou rayon critique pour Oyane et al. [OSOS80], McClintock [McC68], Rice et Tracey [RT69] ou plus généralement à l'aide d'une fonction du niveau de déformation [JC85] ou d'énergie relative au phénomène de rupture ductile.

#### 5.3.2.1 Le modèle d'Oyane [OSOS80]

La déformation volumique d'une cavité est une fonction du tenseur local des contraintes. Oyane et al. ont par conséquent postulé que le matériau subit une rupture lorsqu'un volume critique donné est atteint. Ces auteurs proposent sous forme intégrée :

$$\ln \left( \frac{V_R}{V_0} \right) = \int_0^{(\epsilon_{eq}^p)} \left( a + b \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) dp \quad (5.3)$$

où  $V_R$  et  $V_0$  sont respectivement le volume de cavité à rupture et initial,  $(\varepsilon_{eq}^p)_R$  est la déformation équivalente à la rupture,  $\sigma_h$  est la contrainte hydrostatique,  $\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente,  $dp$  est l'incrément de déformation plastique équivalente défini par :  $dp = \sqrt{2/3 d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p}$  et  $a, b$  sont des constantes liées au matériau. Ils proposent le critère de rupture suivant :

$$I = \frac{1}{b} \int_0^{(\varepsilon_{eq}^p)_R} \left( 1 + a \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) dp \quad (5.4)$$

Lorsque l'intégrale  $I$  atteint une valeur de 1, la rupture se produit.

### 5.3.2.2 Le modèle de McClintock [McC68]

McClintock prend en compte la croissance de cavités cylindriques de rayon  $R$  d'un matériau parfaitement plastique. L'hypothèse de base est de considérer une interaction négligeable entre les cavités. Pour des dimensions caractéristiques petites devant la distance entre cavités, le modèle s'écrit :

$$\frac{dR}{R} = 0.8 \exp \left( \sqrt{3} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) dp \quad (5.5)$$

où  $\sigma_h$  est la contrainte hydrostatique,  $\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente et  $dp$  est l'incrément de déformation plastique équivalente de von Mises.

### 5.3.2.3 Le modèle de Rice et Tracey [RT69]

Le modèle de Rice et Tracey est inspiré du modèle de McClintock. Les cavités sont supposées initialement sphériques de rayon  $R$ , et restent sphériques pendant la croissance. La matrice est supposée rigide parfaitement plastique et suit le critère de von Mises. L'endommagement est fonction de la déformation plastique cumulée localement. Les auteurs obtiennent une loi d'évolution pour le rayon de cavités :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) dp + \beta \left( \frac{-3\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{33}} \right) \cosh \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) \quad (5.6)$$

$\alpha$  et  $\beta$  sont deux constantes (elles sont égales respectivement à 0.283 et 0.008 dans le modèle original). Lorsque le taux de triaxialité est positif et non nul, une bonne approximation de la loi donne :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) dp \quad (5.7)$$

Cependant, ce modèle est basé sur l'analyse d'une cavité isolée et ne prend pas en compte les interactions entre les différentes cavités. Les modèles présentés dans le paragraphe 5.3.3, de type micromécanique, tendent à résoudre ce problème.

### 5.3.2.4 La loi d'endommagement de Johnson et Cook [JC85]

Le modèle d'endommagement de Johnson et Cook est un modèle purement phénoménologique. C'est une loi cumulative de la variable d'endommagement scalaire  $\omega$ , fonction de l'incrément de déformation plastique équivalente cumulée  $\Delta p$  et d'une déformation plastique équivalente à la rupture  $(\varepsilon_{eq}^p)_R$  :

$$\omega = \sum \frac{\Delta p}{(\varepsilon_{eq}^p)_R} \quad (5.8)$$

La rupture est obtenue lorsque cette variable atteint une valeur égale à l'unité. Ce modèle permet de prendre en compte l'évolution de la déformation plastique équivalente à la rupture en cours de chargement grâce au calcul de cette dernière, pour des valeurs actualisées du taux de triaxialité, de la vitesse de déformation et de la température :

$$\left(\varepsilon_{eq}^p\right)_R = \left[ D_1 + D_2 \exp\left(D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) \right] \left[ 1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^p}{\left(\dot{\varepsilon}_{eq}^p\right)_0}\right) \right] \left[ 1 + D_5 \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0}\right) \right] \quad (5.9)$$

Le premier terme  $D_1$  représente un seuil de déformation plastique équivalente à partir duquel apparaît la germination des cavités. Ceci permet, en effet, de rendre compte du fait qu'un écoulement plastique non négligeable peut se produire avant la décohésion de la matrice métallique. Le deuxième terme  $\left(D_2 \exp\left(D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right)\right)$  représente un résultat classique de la théorie de croissance des cavités, initialement développée par McClintock [McC68] pour des cavités cylindriques puis Rice et Tracey [RT69] pour des cavités sphériques. Les autres termes de l'expression permettent de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation plastique et de la température sur l'évolution de l'endommagement. Leur origine n'est pas détaillée dans la littérature et semble plus empirique. Ces termes permettent, en tout état de cause, d'isoler relativement facilement l'influence de chacun des paramètres en vue de l'identification des constantes du matériau. En effet, le découplage des influences du taux de triaxialité, de la vitesse de déformation et de la température permet d'identifier chacune des constantes séparément par des essais spécifiques.

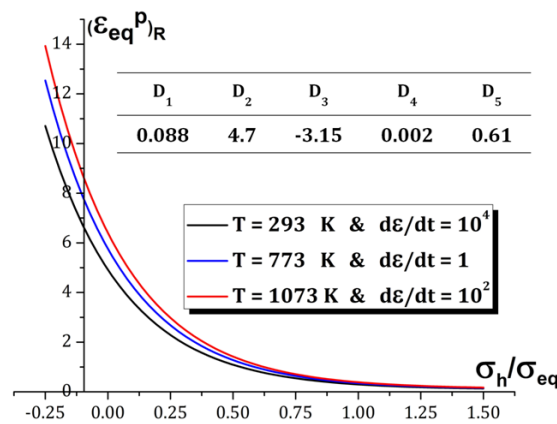


FIGURE 5.16 – Évolution de la déformation plastique équivalente à la rupture. Les valeurs utilisées pour  $D_1$ ,  $D_2$  et  $D_3$  sont celles déterminées, pour l'acier 42CrMo4, par Bacaria [Bac01]. Concernant les paramètres  $D_4$  et  $D_5$ , les valeurs choisies sont celles données par Johnson et Cook [JC85] pour un acier 36NCD6.

L'influence de ces différents paramètres sur la déformation plastique équivalente à rupture peut être représentée sur la figure 5.16. L'augmentation du taux de triaxialité entraîne une augmentation de la vitesse de croissance des cavités sous traction hydrostatique et donc une diminution de la déformation plastique équivalente à la rupture. Un taux de triaxialité négatif, c'est-à-dire relatif à un chargement en compression, engendre une forte augmentation de la déformation plastique équivalente à la rupture. Les influences de la vitesse de déformation et de la température présentent les mêmes tendances. Une hausse de ces deux paramètres engendre une augmentation de la déformation plastique équivalente à la rupture.

### 5.3.3 Modèles d'endommagement couplés

#### 5.3.3.1 Modèle basé sur des considérations thermodynamiques : Lemaître et Chaboche

Le modèle de Lemaître et Chaboche est basé sur une approche thermodynamique [LC88]. Il définit l'évolution locale du dommage. Pour comprendre l'effet du dommage sur les propriétés macroscopiques, il



convient de parler de surface effective  $\tilde{S}$ . La surface effective est l'aire d'une section d'un élément de volume  $S$  de normale  $\vec{n}$  de laquelle est retranchée l'aire de la trace des défauts  $S_D$ . Soit :

$$\tilde{S} = S - S_D \quad (5.10)$$

La mesure de l'endommagement local dans le cas isotrope sera donc par définition :

$$D = \frac{S_D}{S} \quad (5.11)$$

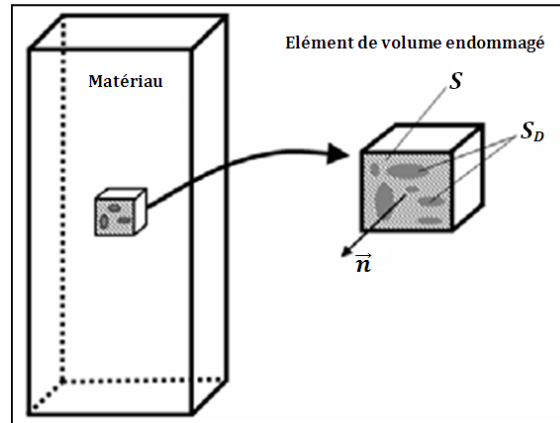


FIGURE 5.17 – Élément endommagé.

Dans le cadre de l'hypothèse d'équivalence en déformation, la contrainte effective  $\tilde{\sigma}$  qui prend naissance sur la surface effective peut être définie par :

$$\tilde{\sigma} = \sigma \frac{S}{\tilde{S}} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (5.12)$$

Lemaitre et Chaboche postulent que l'évolution du dommage suit l'évolution de la déformation plastique suivant la formule [LC88] :

$$\dot{D} = \left( \frac{Y}{S_0} \right)^b \dot{\epsilon}_{eq}^p \quad (5.13)$$

$Y$  est la limite d'élasticité actualisée et  $\dot{\epsilon}_{eq}^p$  représente le taux de déformation plastique cumulée. Les paramètres à identifier dans ce modèle sont :  $S_0$  et  $b$ .

### 5.3.3.2 Modèles basés sur une approche micromécanique

Comme les critères de rupture de McClintock [McC68] et Rice et Tracey [RT69], les modèles basés sur une approche micromécanique étudient la croissance d'une cavité de forme sphérique [Gur77], ou autre [Gol97]. Ils introduisent un couplage entre le comportement et l'endommagement en modifiant le potentiel plastique avec des termes de triaxialité et de porosité.

#### – Le modèle de Gurson [Gur77]

Le modèle de Gurson est un des premiers modèles micromécaniques à avoir introduit un couplage entre le comportement élastoplastique et l'endommagement. Le modèle est basé sur la croissance de cavités sphériques et s'inspire des travaux préalables de Rice et Tracey [RT69]. La présence de cavités dans le matériau modifie son comportement plastique macroscopique. La variable d'endommagement  $f$  est définie comme étant la fraction volumique de vide (volume des cavités/volume total).

Gurson propose un potentiel plastique de la forme suivante :

$$\phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2f \cosh \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_0} \right) - 1 - f^2 = 0 \quad (5.14)$$

$\sigma_0$  est la contrainte d'écoulement de la matrice. L'endommagement, par l'intermédiaire de la variable  $f$ , va modifier la surface de charge du critère de plasticité, et ainsi traduire la baisse de capacité résistante du matériau. Dans le cas particulier où  $f = 0$  (matériau vierge sans endommagement), le critère de plasticité correspond alors à celui de von Mises ( $\phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 - 1 = 0$ ).

La vitesse d'évolution de la fraction volumique, due à la croissance des microcavités, est déterminée à partir de la conservation de la masse :

$$\dot{f}_{croissance} = (1 - f) \text{trace}(\underline{\dot{\epsilon}}^p) \quad (5.15)$$

où  $\underline{\dot{\epsilon}}^p$  représente le tenseur taux de déformation plastique. Ce modèle ne prend pas en compte les interactions entre microcavités, seule l'interaction cavités-matrice est considérée.

– **Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)[TN84]**

Pour rendre compte du phénomène d'interaction, Tvergaard et Needleman ont modifié le modèle de Gurson en ajoutant de nouveaux paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  tels que :

$$\phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2q_1 f * \cosh \left( \frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_h}{\sigma_0} \right) - 1 - q_3 f *^2 = 0 \quad (5.16)$$

où  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  sont les paramètres constitutifs du modèle. Ils sont généralement fixés à  $q_1 = 1.5$ ,  $q_2 = 1$  et  $q_3 = (q_1)^2$  pour les aciers.

Le mécanisme de germination des microcavités est maintenant pris en compte dans l'évolution de la fraction volumique de vide :

$$\dot{f} = \dot{f}_{croissance} + \dot{f}_{germination} \quad (5.17)$$

Le terme de germination est contrôlé par la déformation plastique et de nombreux auteurs utilisent une distribution Gaussienne (figure 5.18-a) introduite par Chu et Needleman [CN80] :

$$\dot{f}_{germination} = A \dot{\epsilon}_{eq}^p \quad (5.18)$$

où :

$$A = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{\epsilon_{eq}^p - \epsilon_N}{S_N} \right)^2 \right] \quad (5.19)$$

avec :

- $f_N$  : fraction volumique maximale de cavités créées par germination,
- $\epsilon_N$  : déformation plastique moyenne pour laquelle la germination est maximale,
- $S_N$  : écart type de la distribution normale.

La coalescence est également prise en compte par l'intermédiaire de la variable  $f^*$  (porosité fictive) qui représente la fraction volumique modifiée de vide :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f < f_c \\ f_c + \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases} \quad (5.20)$$

avec :

- $f_c$  : fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute,

- $f_f$  : valeur finale de  $f$  à la rupture ductile,
- $f_{u*}$  : valeur ultime de  $f^*$  ( $= 1/q_1$ ).

L'utilisation de la variable  $f^*$  permet de simuler la rapide augmentation de la fraction volumique de porosités (figure 5.18-b) due à la coalescence des microcavités et ainsi de simuler la chute des contraintes.

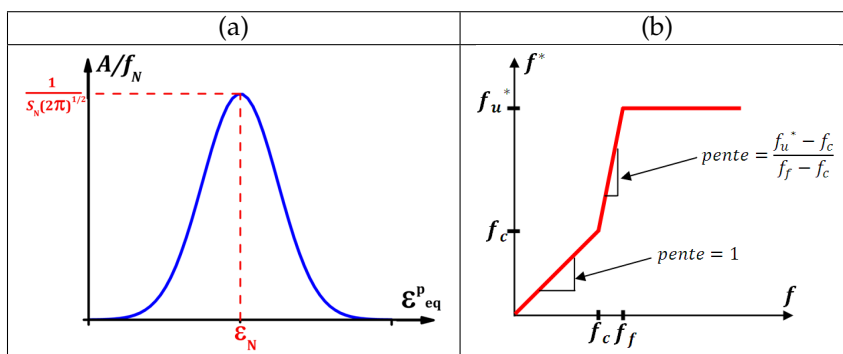


FIGURE 5.18 – (a) Loi de germination de type Chu et Needleman et (b) évolution de la porosité fictive  $f^*$ .

En résumé, le modèle GTN nécessite la connaissance de 9 paramètres d'endommagement ( $q_1, q_2, q_3, f_0, f_c, f_f, f_N, \epsilon_N, S_N$ ). Le nombre élevé de paramètres à déterminer rend délicate l'identification du modèle. Certains peuvent être déterminés plus facilement par le biais d'analyses micrographiques ( $f_0, f_c, f_f, f_N$ ), d'autres sont accessibles dans la littérature ou par l'intermédiaire d'essais mécaniques et d'une analyse inverse ( $q_1, q_2, q_3, \epsilon_N, S_N$ ). Il est toutefois possible de déterminer tous ces paramètres par analyse inverse mais leur nombre élevé augmente considérablement le temps de calcul et l'obtention d'un jeu de paramètres unique n'est pas garantie. En effet, la quantité d'information contenue dans les variables observables (courbe effort-déplacement par exemple) utilisées pour l'analyse inverse est relativement faible comparée au nombre de paramètres inconnus du modèle [SK05]. Le nombre de paramètres identifiés simultanément ne doit guère être supérieur à 3 du fait de leur grande sensibilité sur les résultats des simulations [Zao04]. Il est ainsi recommandé d'utiliser au maximum les observations microscopiques pour déterminer les paramètres d'endommagement du modèle.

Les modèles de Gurson et de GTN sont comparés dans un diagramme contrainte hydrostatique-contrainte équivalente (normalisé par la contrainte d'écoulement  $\sigma_0$ ). En tenant compte de l'écrouissage, le modèle de GTN sous-estime la quantité  $\sigma_{eq}/\sigma_0$  par rapport au modèle de base de Gurson, pour une même valeur de  $\sigma_h/\sigma_0$  (figure 5.19).

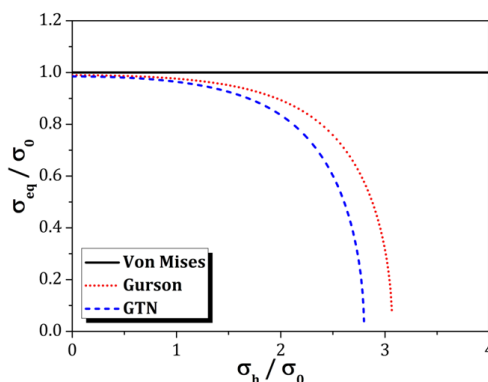


FIGURE 5.19 – Comparaison des lois d'écoulement de von Mises, de Gurson et de GTN.

– **Le modèle de Rousselier [Rou81]**

Une autre formulation du potentiel plastique d'un milieu endommageable a été proposée par Rousselier. Elle est basée sur une modélisation simplifiée de l'état thermodynamique d'un élément de matière. L'auteur

suppose que le potentiel plastique se décompose en deux parties. La première dépend de la contrainte équivalente et de la déformation plastique équivalente, la seconde dépend de la contrainte hydrostatique et de la variable d'endommagement. Il suppose également que l'évolution de l'endommagement suit une loi du type Rice et Tracey. La formulation du potentiel est alors la suivante :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R \left( \varepsilon_{eq}^p \right) + \frac{\sigma_1 f_0 \exp(\beta)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)} A \exp \left( \frac{\sigma_h}{\rho \sigma_1} \right) = 0 \quad (5.21)$$

avec :

$$\begin{cases} \dot{\beta} = \dot{\varepsilon}_{eq}^p A \exp \left( \frac{\sigma_h}{\rho \sigma_1} \right) \\ \rho(\beta) = \frac{1}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)} \end{cases} \quad (5.22)$$

$\beta$  est le paramètre d'endommagement et  $\rho$  est la masse volumique. Trois paramètres sont à identifier :  $\sigma_1$  est une constante ayant la dimension d'une contrainte,  $A$  est une constante adimensionnée et  $f_0$  est la fraction volumique initiale de cavités. Le paramètre  $f_0$  est déterminé par des observations microscopiques. Les paramètres  $A$  et  $\sigma_1$  sont, quant à eux, déterminés à partir d'essais sur des éprouvettes axisymétriques entaillées selon la méthode décrite ci-dessous. Si on considère que le volume moyen de cavité peut se mettre sous la forme  $4/3\pi R^3$ , on obtient avec ce modèle :

$$3 \frac{\dot{R}}{R} = \dot{\varepsilon}_{eq}^p A \exp \left( \frac{\sigma_h}{\rho \sigma_1} \right) \quad (5.23)$$

On trace alors  $\ln \left( \frac{\ln(R/R_0)}{\dot{\varepsilon}_{eq}^p} \right)$  en fonction de  $\sigma_h$ .  $R$  étant le rayon moyen initial des inclusions et  $R$  celui mesuré au centre d'éprouvettes axisymétriques entaillées chargées à différentes valeurs de  $\sigma_h$ .  $A$  et  $\sigma_1$  sont alors obtenus par régression linéaire à partir des résultats expérimentaux [Rou86]. Les valeurs de  $A$  sont en règle générale de l'ordre de 1.5 à 2 et  $\sigma_1$  est de l'ordre de  $2/3\sigma_0$ .

Le point fort de ce modèle est qu'il ne nécessite pas la définition d'une valeur critique de la variable d'endommagement. L'amorçage et la propagation de fissure se produisent lorsque l'adoucissement dû à la croissance des cavités l'emporte sur l'écrouissage du matériau. Il y a alors instabilité, et les contraintes transmises par la zone fortement endommagée chutent rapidement. La fissure correspond alors à la surface ne transmettant plus de contrainte. Une étude menée par Rousselier [Rou86] sur un acier A508 C13 montre un très bon accord entre résultats expérimentaux et numériques.

### 5.3.4 Conclusion sur les modèles d'endommagement

Généralement les modèles découplés ont l'avantage d'être faciles à implémenter et possèdent peu de paramètres à identifier. En revanche, ils apparaissent comme souvent insuffisants pour des trajets de chargement complexes et pour les grandes déformations, ce qui est le cas notamment lors du forgeage et l'usinage de pièces mécaniques. Les modèles couplés se décomposent en deux catégories : les modèles macromécaniques basés sur la thermodynamique des processus irréversibles et les modèles micromécaniques basés sur l'approche locale de la rupture. Développées depuis quelques années, ces dernières approches ont le grand mérite de représenter le processus physique de rupture ductile.

La suite de l'étude est consacrée à l'utilisation des modèles de Johnson-Cook et de GTN afin de rendre compte des comportements observés sur nos trois matériaux.

## 5.4 Identification de l'endommagement en thermoviscoplasticité

Cette partie est consacrée à l'identification de deux modèles d'endommagement. Le premier est empirique, c'est le critère de rupture de Johnson-Cook. Il est identifié sur une gamme de vitesse allant de  $10^{-2}$  à

$1 \text{ s}^{-1}$  et des températures comprises entre 293 et 1473 K dans le cas de l'acier 100Cr6, et entre 293 et 1273 K pour l'acier 42CrMo4. Pour l'alliage d'aluminium l'intervalle en vitesse est le même, en température, il est compris entre 293 et 773 K. Le deuxième modèle est un modèle physique, c'est la loi de GTN. Ce modèle ne possède pas une formulation adaptée en thermoviscoplasticité. Nous nous contentons de déterminer les paramètres de cette loi pour différentes températures.

### 5.4.1 Identification du critère de rupture Johnson-Cook

Le critère de rupture de Johnson-Cook [JC85] s'écrit :

$$\left(\varepsilon_{eq}^p\right)_R = \left[ D_1 + D_2 \exp\left(D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) \right] \left[ 1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^p}{\left(\dot{\varepsilon}_{eq}^p\right)_0}\right) \right] \left[ 1 + D_5 \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0}\right) \right] \quad (5.24)$$

L'identification de cette loi nécessite la connaissance de la déformation à la rupture pour les différentes conditions d'essai et pour toutes les géométries utilisées. Cette quantité est déterminée en mesurant la section à la rupture des différentes éprouvettes. La formule suivante permet de déterminer la déformation à rupture :

$$\left(\varepsilon^p\right)_R = \ln\left(\frac{S_R}{S_0}\right) = 2 \ln\left(\frac{D_R}{D_0}\right) \quad (5.25)$$

La loi fait intervenir trois variables : le taux de triaxialité, la vitesse et la température. De la même manière que pour la loi de comportement, les influences de ces trois variables sont introduites de manière découplée. Les cinq paramètres  $D_i$  ( $i = 1..5$ ) sont alors identifiés en trois étapes :

- les paramètres  $D_1$ ,  $D_2$  et  $D_3$  sont identifiés à partir des résultats des essais de traction à la température et à la vitesse de référence ( $T = T_0 = 293 \text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_0^p = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) réalisés sur les éprouvettes axisymétriques entaillées de rayon d'entaille variable,
- le paramètre  $D_5$  est ensuite identifié à partir des résultats d'essais de traction à différentes températures et à la vitesse de référence sur les éprouvettes axisymétriques simples,
- le paramètre  $D_4$  est enfin identifié à partir des résultats d'essais de traction à différentes vitesses et à la température de référence sur les éprouvettes axisymétriques simples.

#### *1ère étape : Identification des paramètres $D_1$ , $D_2$ et $D_3$*

On se place dans les conditions  $\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_0^p = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et  $T = T_0 = 293 \text{ K}$ . L'expression de  $\varepsilon_R^p$  se réduit à :

$$\varepsilon_R^p \left(\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_0^p, T = T_0\right) = \left[ D_1 + D_2 \exp\left(D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) \right] \quad (5.26)$$

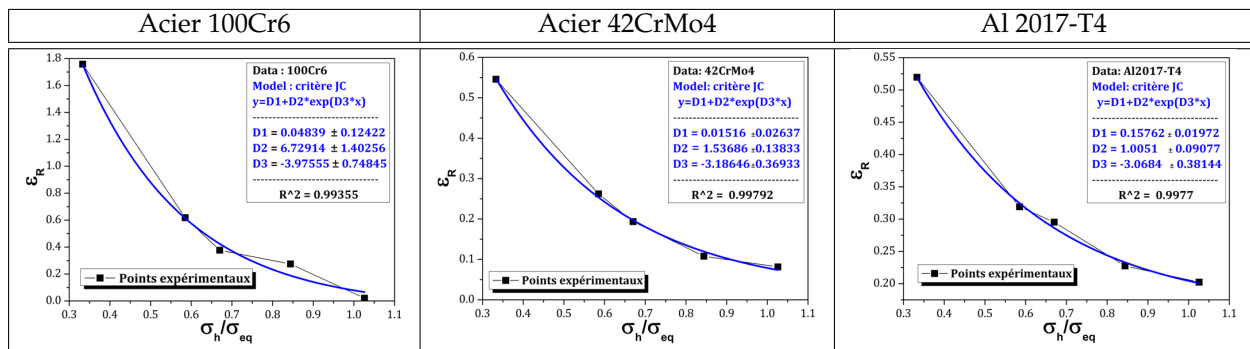


FIGURE 5.20 – Courbes d'évolution de la déformation à la rupture en fonction du taux de triaxialité pour les trois matériaux d'étude ( $T = 293 \text{ K}$  &  $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) et paramètres estimés à partir de la loi de Johnson-Cook.

L'identification des trois paramètres est conduite à l'aide de la courbe  $\varepsilon_R^P = f\left(\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right)$ . Le taux de triaxialité  $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}$  évolue néanmoins avec la déformation. Pour des déformations relativement faibles, la valeur de ce paramètre, déterminée par simulation numérique avec un modèle de comportement élastoplastique, est très proche de la quantité déterminée analytiquement par la formule de Bridgman [Bri64]. Lorsque la déformation devient importante, ce taux augmente rapidement à cause de la localisation des déformations. Les courbes  $\varepsilon_R^P = f\left(\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right)$  ainsi que les paramètres  $D_1$ ,  $D_2$  et  $D_3$  déterminés à partir de l'équation ci-dessus sont présentés sur la figure 5.20.

Pour les trois matériaux, l'expression de la dépendance de la déformation à la rupture au taux de triaxialité semble bien prédire le comportement observé expérimentalement. Pour des taux plus faibles voire négatifs où une rupture par cisaillement peut apparaître, cette forme semble être incapable de prédire la déformation à la rupture (voir figure 5.15).

*2ème étape : Identification du paramètre  $D_5$*

Pour identifier le paramètre  $D_5$ , nous utilisons les essais de traction réalisés sur les éprouvettes simples à différentes températures. Pour la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_0^p = 10^{-2} s^{-1}$ , l'équation (5.24) devient :

$$\varepsilon_R^P \left( \dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_0^p \right) = \left[ D_1 + D_2 \exp \left( D_3 \frac{1}{3} \right) \right] \left[ 1 + D_5 \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right) \right] \tag{5.27}$$

Cette relation implique que l'évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température, pour un taux de triaxialité constant, est linéaire. Sur une large gamme de température, cette hypothèse n'est pas valide quel que soit le matériau étudié. Une identification par morceaux a été réalisée dans le cas de l'acier 100Cr6 (figure 5.21). Cette partition de l'intervalle de validité n'a pas amélioré les prédictions du critère.

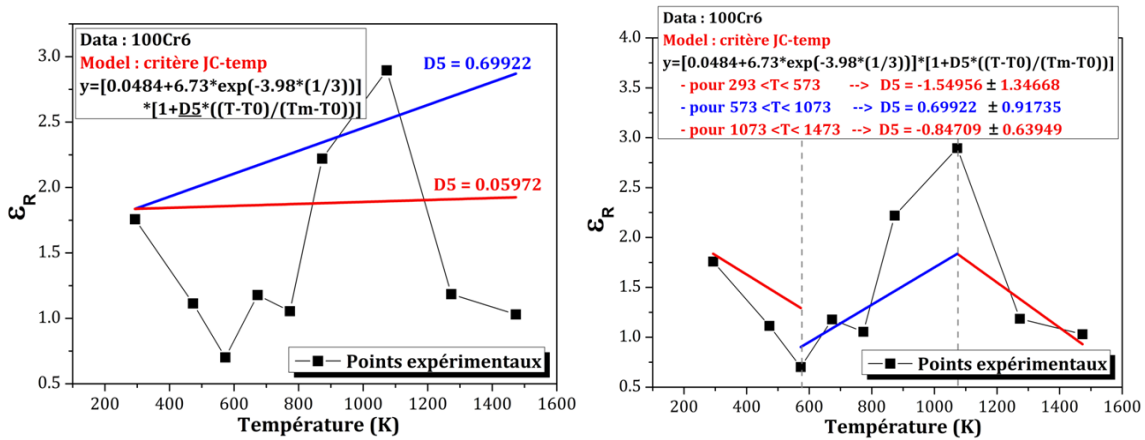


FIGURE 5.21 – Évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température pour des essais de traction ( $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) sur éprouvettes simples ( $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3}$ ) et identification du paramètre  $D_5$ . Cas de l'acier 100Cr6.

Avec un seul paramètre pour modéliser la dépendance de la déformation de rupture à la température, le critère n'est pas capable d'approcher les valeurs expérimentales. Les mêmes observations ont été faites dans le cas de l'acier 42CrMo4 et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (figure 5.22).

*3ème étape : Identification du paramètre  $D_4$*

Une fois les paramètres  $D_1$ ,  $D_2$ ,  $D_3$  et  $D_5$  estimés, l'expression complète du modèle (équation (5.24)) est utilisée pour déterminer la cinquième constante  $D_4$ . Ce paramètre (souvent positif mais très faible dans la littérature) permet de refléter le fait que l'augmentation de la vitesse de déformation introduit une augmentation de la déformation à la rupture. Ce comportement ne correspond pas à nos observations expérimentales (figure 5.23). En effet, les essais réalisés dans le cadre de cette étude montre que, sauf pour quelques



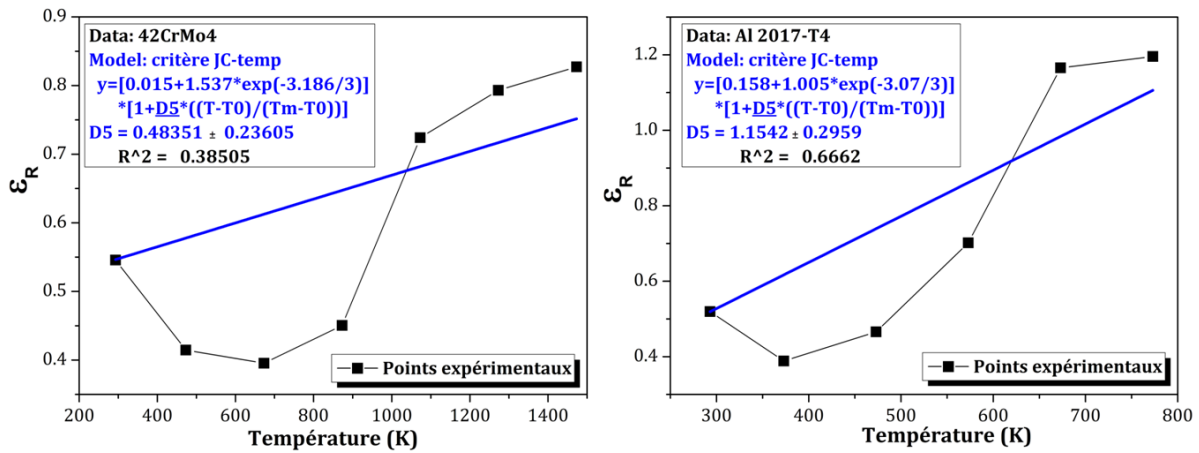


FIGURE 5.22 – Évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température pour des essais de traction ( $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) sur éprouvettes simples ( $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3}$ ) et identification du paramètre  $D_5$ . Cas de l'acier 42CrMo4 (à gauche) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (à droite).

cas dans le domaine de la déformation à chaud ( $T/T_f > 0.5$ ), la déformation à la rupture diminue souvent lorsque la vitesse croît. Ceci entraîne une valeur de  $D_4$  souvent négative (cas de l'acier 100Cr6 et l'alliage d'aluminium 2017-T4) et rarement positive (cas de l'acier 42CrMo4). Le paramètre  $D_4$  dépend donc beaucoup de la température à laquelle il a été déterminé (en valeur et en signe).

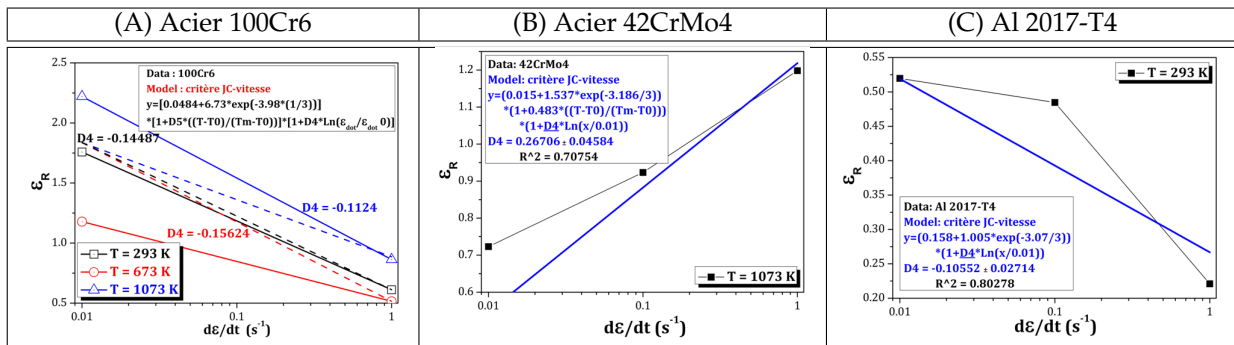


FIGURE 5.23 – Évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température pour des éprouvettes simples ( $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3}$ ) et identification du paramètre  $D_4$ . Cas de l'acier 100Cr6 (A), l'acier 42CrMo4 (B) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (C).

Comme pour la dépendance de  $\epsilon_R^D$  de la température, la dépendance de la vitesse présente une grande faiblesse par rapport aux essais expérimentaux. Un changement radical du comportement en rupture en fonction de la température est observé pour les trois matériaux d'étude. Ce changement n'est pas pris en compte par le modèle.

Finalement, des valeurs possibles des cinq paramètres  $D_i$  ( $i = 1..5$ ) pour les trois matériaux sont présentées dans le tableau 5.3.

Matériau	$D_1$	$D_2$	$D_3$	$D_4$	$D_5$
Acier 100Cr6	0.0484	6.729	-3.975	-0.138	0.0597
Acier 42CrMo4	0.0152	1.537	-3.186	0.267	0.483
Al 2017-T4	0.158	1.005	-3.0684	-0.105	1.154

TABLE 5.3 – Paramètres  $D_i$  ( $i = 1..5$ ) du critère de rupture de Johnson-Cook identifiés pour les trois matériaux.

### 5.4.2 Identification du modèle de GTN

Les paramètres du modèle de GTN peuvent être classés en deux familles principales :

- Les paramètres constitutifs :  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$ .
- Les paramètres matériau qui peuvent être aussi répartis en deux groupes. Le premier représente le matériau initial et les paramètres de nucléation, il contient la porosité initiale  $f_0$  et les paramètres relatifs à la germination  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$  et  $S_N$ . Le deuxième représente la rupture critique et finale, il contient les porosité critiques  $f_c$  et  $f_f$ .

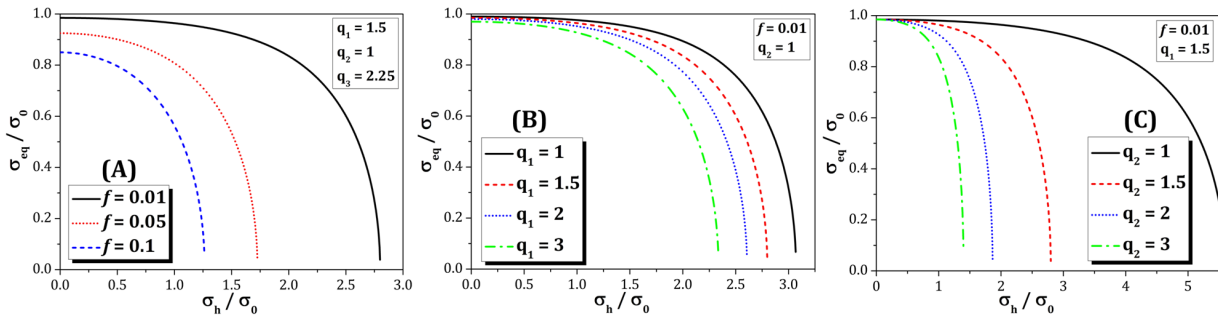


FIGURE 5.24 – Sensibilité de la loi d'écoulement de GTN au taux de porosité  $f$  (A) et aux paramètres constitutifs  $q_1$  (B) et  $q_2$  (C).

La variation des paramètres constitutifs  $q_1$  et  $q_2$  agit de manière importante sur la surface d'écoulement (figure 5.24-B et 5.24-C). De la même manière, l'augmentation de la porosité  $f$  agit sur la surface d'écoulement (figure 5.24-A). Cette étude de sensibilité est importante pour pouvoir comprendre, dans la suite, les variations de ces paramètres en fonction de la température et de la contrainte hydrostatique.

De nombreux travaux ont été conduits avec le modèle de GTN pour modéliser l'endommagement ductile. Le tableau 5.4 regroupe les paramètres déterminés ou utilisés par quelques auteurs. Différents matériaux ont été étudiés, principalement des aciers, des alliages d'aluminium et même des composites. Les identifications sont basées sur des essais de traction sur éprouvettes entaillées ou sur des éprouvettes avec des entailles en V. Les remarques possibles à partir de ce tableau sont les suivantes :

- Les paramètres  $q_i$  ainsi que les trois paramètres  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$  et  $S_N$  sont souvent choisis de manière arbitraire quel que soit le matériau. Rares sont les tentatives d'identification de ces quatre paramètres. Les valeurs des  $q_i$  les plus rencontrées dans la littérature sont celles données par Tvergaard ( $q_1 = 1.5$ ,  $q_2 = 1$  et  $q_3 = (q_1)^2$ ). Perrin et Leblond [LPD95] ont également montré que le paramètre  $q_1$  est en fait une fonction de la fraction volumique de cavités  $f$  et que pour des  $f$  faibles,  $q_1 = 1.47$ . Ceci justifie la présence importante de cette valeur dans le tableau.
- Seuls les paramètres  $f_0$  et  $f_c$  changent en fonction du matériau étudié. Les paramètres déterminés sont très différents pour des matériaux très voisins.
- Dans tous ces travaux, le modèle de GTN est identifié par approche inverse à partir des courbes de comportement global force-déplacement en utilisant un modèle EF.

La détermination complète du modèle GTN nécessite donc la connaissance de 9 paramètres d'endommagement ( $q_1$ ,  $q_2$ ,  $q_3$ ,  $f_0$ ,  $f_c$ ,  $f_f$ ,  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$ ,  $S_N$ ). Le nombre élevé de paramètres complique sérieusement l'identification. Ce modèle est construit à partir de trois phénomènes évoluant simultanément au cours de la déformation : la germination, la croissance et la coalescence. La caractérisation de chaque phénomène nécessite un suivi de l'endommagement au cours de la déformation. Ce suivi implique l'utilisation de méthodes de contrôle non destructives telles que la tomographie. Cette technique [MBMV08, BBL<sup>+</sup>08] peut nous renseigner à la fois sur l'évolution du nombre des cavités (la germination) et celle du diamètre moyen (la croissance et la coalescence).

Réf.	$q_1$	$f_0$	$f_c$	$f_f$	$f_N$	$\varepsilon_N$	$S_N$	Matériau	Éprouvette
[DJL95]	1.47	0.00016	0.0005	–	–	–	–	A508 C13 A	AE2
	1.47	0.0001	0.0003	–	–	–	–	A508 C13 B	AE2
[BRB97]	1.5	0.0015	0.035	0.15	0.00085	0.3	0.1	E690	AE2
	1.5	0.001	0.02	1.141	0.04	0.3	0.1	20MnMoNi55	–
[HBHH96]	1.43	0.114	0.13	0.272	–	–	–	–	AE4
	1.1	0.114	0.3	0.44	–	–	–	GGG40	–
[SB98]	1.2	0.114	0.19	0.235	–	–	–	–	–
	1.25	0.00033	0.026	0.15	0.006	0.3	0.1	–	–
[Zha96]	1.15	0.002	0.033	0.15	0.004	0.3	0.1	22NiMoCr37	–
[BSH96]	1.5	0.077	0.12	0.2	–	–	–	GGG40	CT25 AE4
[DBBP96]	1.5	0.0023	0.004	–	–	–	–	CMn steel	AE2, 4 et 10
[DBBP97]		0.001	0.003	–	0.01	–	–	AlMgSi alloy	–
[Sov96]	1.5	–	0.15	0.25	0.04	0.3	0.1	–	–
[GN96]	1.5	0	0.04	0.195	0.008	0.3	0.1	–	–
[HSH <sup>+</sup> 98]	1.5	0	0.02	0.34	0.04	0.5	0.2	Al-Al3Ti	–
	1.5	0	0.2	0.32	0.4	0.05	0.02	–	–
	1.5	0	0.15	0.28	0.08	0.025	0.025	–	–
[SSVS89]	1.5	0.00057	0.03	–	0.004	0.3	0.1	–	AE0.25 et 4, CT
[SBB98]	1.5	0.0025	0.021	–	0.02	0.3	0.1	E460 steel	–
[XC97]	1.25	0.005	–	0.2	0.001	0.04	0.01	A533B	–
[SSB97]	1.5	0	0.06	0.212	0.002	0.3	0.1	Steel	–
	1.5	0	0.04	0.197	0.002	0.3	0.1	–	–
	1.5	0	0.03	0.189	0.002	0.3	0.1	–	–
[SZ97]	1.25	0.00033	0.026	0.15	0.006	0.3	0.1	CMn steel	–
[PDD98]	1.47	0.002	0.028	–	–	–	–	Cu	AE1, 2, 4, et 8

TABLE 5.4 – Valeurs des paramètres du modèle GTN rencontrées dans la littérature.

La méthode expérimentale appliquée au cours de cette étude consiste à déformer différentes éprouvettes à des taux de déformation variables, puis à les découper pour déterminer le taux de porosité. Cette technique destructive ne permet pas de suivre les trois phénomènes décrits précédemment. En effet, la zone observée n'est pas la même et chaque observation correspond à une nouvelle éprouvette. L'identification du modèle GTN avec cette technique de caractérisation nécessite donc certaines hypothèses :

- A partir des observations microscopiques de l'état vierge des trois matériaux étudiés, nous pouvons supposer que la fraction volumique de vide initiale est très faible. Le calcul éléments finis nécessite une valeur non nulle. La valeur qui a été choisie pour les calculs EF est  $f_0 = 5.10^{-4}$ .
- Avant de croître, les cavités doivent d'abord apparaître. L'étude qualitative montre que la fraction volumique de vide initiale est presque nulle, et que, pendant la première phase de la déformation plastique (c'est à dire jusqu'à  $\sigma_{Max}$ ), nous n'avons pas observé de cavités. On considérera donc, pour procéder à l'identification de  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$  et  $S_N$ , que le phénomène dominant est la germination pour les faibles niveaux de déformation.

$$\dot{f} = \dot{f}_{germination} = A\dot{\varepsilon}_{eq}^p \quad (5.28)$$

- Les paramètres  $f_c$  et  $f_f$  relatifs à la coalescence ne sont pas déterminés. Ces deux paramètres, très difficiles à identifier expérimentalement, correspondent à la valeur de début et de la fin de la rupture ductile sur lesquels nous ne nous concentrons pas ici.

Finalement six paramètres sont identifiés ( $q_1$ ,  $q_2$ ,  $q_3$ ,  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$  et  $S_N$ ) en plus des trois paramètres d'écrouissage ( $\sigma_0$ ,  $K$  et  $n$ ). La démarche d'identification est expliquée par le schéma de la figure 5.25. Pour les trois matériaux, les données expérimentales utilisées pour l'identification des six paramètres correspondent à l'éprouvette axisymétrique entaillée de rayon 5 mm (EAER5). Dans le cas de l'acier 100Cr6 d'autres identifications sont réalisées sur les autres géométries d'éprouvette par souci de comparaison.

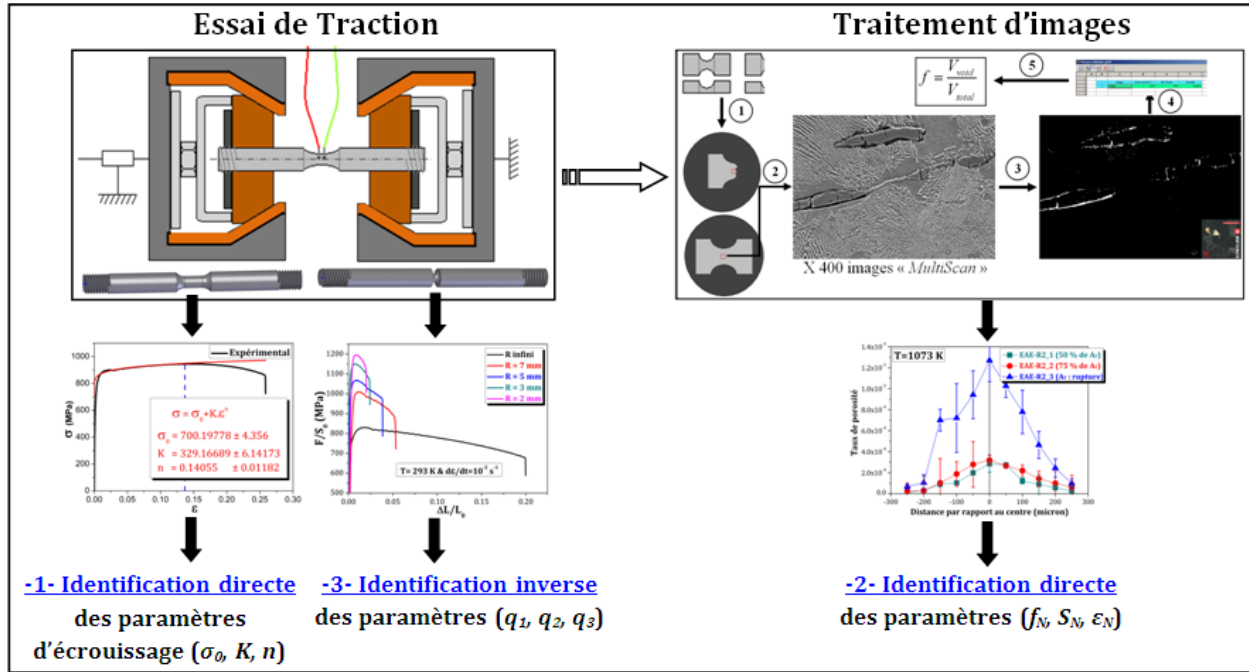


FIGURE 5.25 – Procédure d'identification du modèle GTN à partir des données expérimentales.

5.4.2.1 Identification des paramètres d'écouissage  $\sigma_0, K$  et  $n$

Le modèle de comportement introduit dans la simulation numérique est une loi tabulée de type Ludwik [Lud09] :

$$\sigma = \sigma_0 + K \epsilon^n \tag{5.29}$$

Ces paramètres varient en fonction de la température. Ils sont identifiés à partir des essais de traction réalisés sur les éprouvettes axisymétriques simples. L'identification est conduite sur la première partie de la courbe contrainte-déformation (figure 5.26), c'est-à-dire jusqu'à  $\sigma_{Max}$ , en négligeant l'endommagement dans cette phase de déformation et en supposant que l'endommagement ne devient important qu'à partir de  $\sigma_{Max}$ . Dans le chapitre précédent, nous avons montré, à partir d'essais de compression que, pour certaines températures, le phénomène d'écouissage disparaît et que c'est l'adoucissement qui le remplace. Ce changement de comportement se traduit par une courbe contrainte-déformation décroissante. En traction, le même phénomène a été détecté et les paramètres de la loi de Ludwik sont identifiés sur le début de la pente décroissante (figure 5.26). La pente décroissante est à l'origine des valeurs de  $n$  négatives au tableau 5.5.

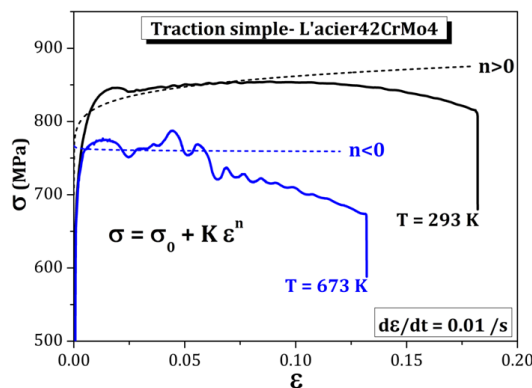


FIGURE 5.26 – Exemple d'identification des paramètres  $\sigma_0, K$  et  $n$  dans le cas d'un comportement avec écouissage ou adoucissement. Courbe expérimentale issue de la traction sur EAS en acier 42CrMo4.

	Acier 100Cr6			Acier 42CrMo4			Alliage d'Al 2017-T4			
Temp.	$\sigma_0$ (MPa)	K (MPa)	n	$\sigma_0$ (MPa)	K (MPa)	n	Temp.	$\sigma_0$ (MPa)	K (MPa)	n
293 K	903	258	0.276	787	221	0.136	293 K	333	685	0.533
673 K	661	191	-0.004	691	107	-0.01	473 K	207	421	0.356
1073 K	153	733	0.365	155	56	0.243	673 K	91	-68	1.176

TABLE 5.5 – Paramètres de loi d'érouissage  $\sigma_0$ , K et n identifiés pour les trois matériaux à partir des courbes contrainte déformation à différentes températures résultant des essais de traction sur éprouvette EAS.

5.4.2.2 Identification directe des paramètres de la loi de germination  $f_N$ ,  $\epsilon_N$  et  $S_N$

Ces paramètres sont identifiés en se basant sur les observations micrographiques d'éprouvettes préalablement déformées. Les courbes de la figure 5.12, présentant l'évolution du taux de porosité en fonction de la déformation déterminée numériquement pour les trois allongements ( $A_r$ ,  $A_1 = 1/2A_r$  et  $A_2 = 3/4A_r$ ), sont utilisées pour l'identification. Nous avons évoqué précédemment que pour des déformations relativement faibles, il est possible de négliger la croissance et considérer que le phénomène dominant est la germination. Avec cette hypothèse, les paramètres  $f_N$ ,  $\epsilon_N$  et  $S_N$  sont identifiés à partir des courbes taux de porosité-déformation déterminées pour un allongement  $A_1 = 1/2A_r$ .

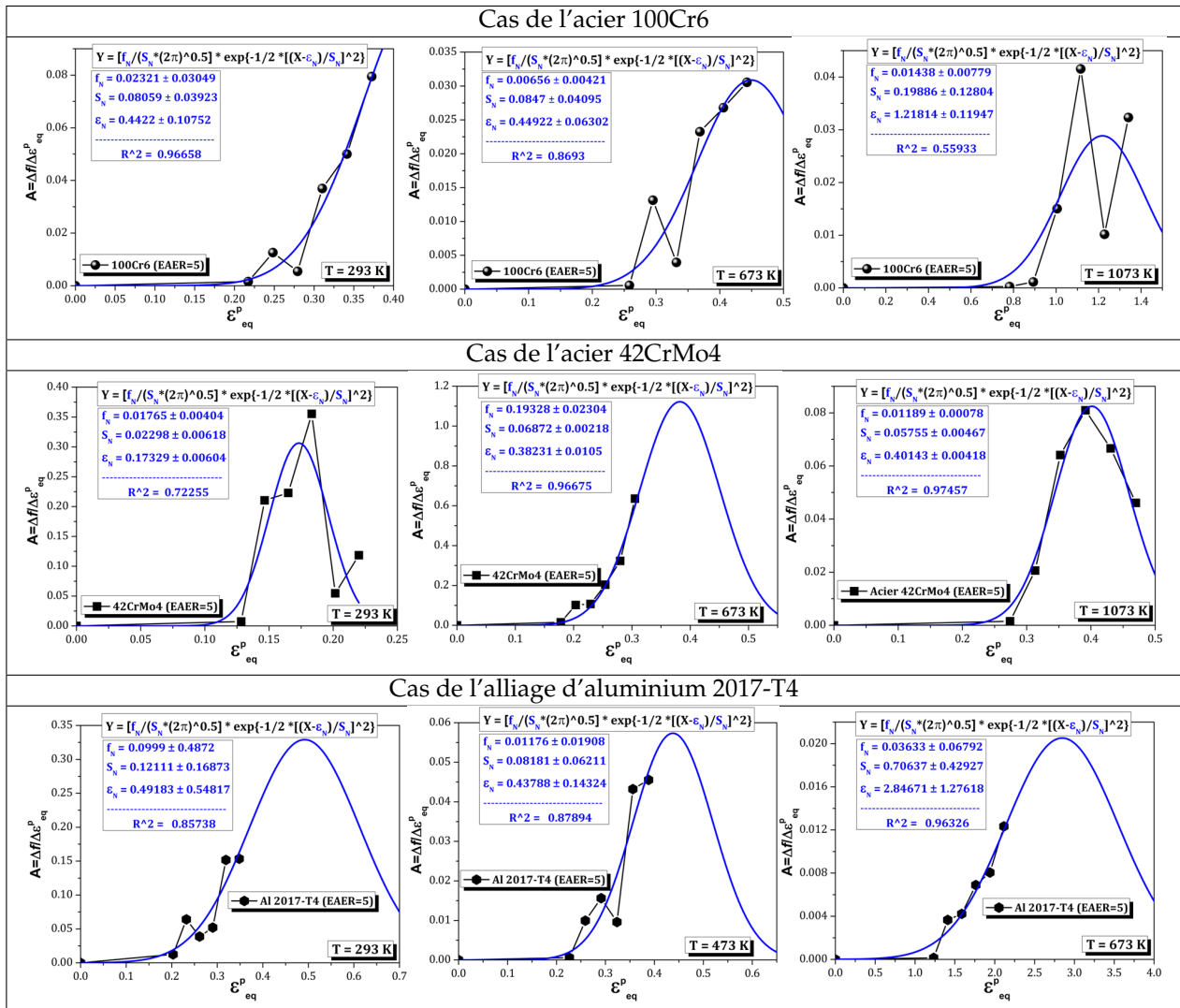


FIGURE 5.27 – Évolution du taux de porosité en fonction de la déformation équivalente et identification des paramètres  $F_N$ ,  $S_N$  et  $\epsilon_N$  à différentes températures dans le cas des trois matériaux d'étude.

Dans ces conditions, l'équation (5.28) peut s'écrire :

$$\Delta f = A \Delta \varepsilon_{eq}^p \quad (5.30)$$

en remplaçant  $A$  par son expression :

$$A = \frac{\Delta f}{\Delta \varepsilon_{eq}^p} = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_N}{S_N} \right)^2 \right] \quad (5.31)$$

Les paramètres  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$  et  $S_N$  sont donc identifiés en approchant la courbe  $\frac{\Delta f}{\Delta \varepsilon_{eq}^p} \equiv fonction(\varepsilon_{eq}^p)$ . Cette courbe est déterminée à partir des graphiques  $f \equiv fonction(\varepsilon_{eq}^p)$  correspondant à un allongement  $A_1 = 1/2 A_r$  pour les différentes températures. La figure 5.27 présente cette courbe ainsi que les paramètres identifiés pour les trois matériaux étudiés.

Les valeurs des paramètres pour les trois matériaux et pour les différentes températures sont indiquées au tableau 5.6.

	L'acier 100Cr6			L'acier 42CrMo4				L'alliage d'Al 2017-T4		
Temp.	$F_N$	$S_N$	$\varepsilon_N$	$F_N$	$S_N$	$\varepsilon_N$	Temp.	$F_N$	$S_N$	$\varepsilon_N$
293 K	0.02321	0.0806	0.4422	0.0176	0.023	0.1733	293 K	0.0999	0.1211	0.4918
673 K	0.00656	0.0847	0.4492	0.1933	0.0687	0.3823	473 K	0.0118	0.0818	0.4379
1073 K	0.0144	0.1988	1.2181	0.0119	0.0575	0.4014	673 K	0.0363	0.7064	2.8467

TABLE 5.6 – Paramètres de la loi de germination  $F_N$ ,  $S_N$  et  $\varepsilon_N$  en fonction de la température identifiés pour les trois matériaux par méthode directe.

### 5.4.2.3 Identification inverse des paramètres $q_1$ , $q_2$ et $q_3$

Les paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  sont identifiés à partir des courbes force-déplacement résultant des essais de traction sur les géométries EAER5. Le modèle éléments finis décrit précédemment (figure 5.10) est utilisé. Ce modèle est couplé à un algorithme séquentiel et un autre d'optimisation (utilisant la méthode de Levenberg-Marquardt). L'algorithme d'optimisation détermine après chaque calcul la fonction coût (la somme des carrés des écarts entre les deux courbes). Si cette fonction est différente de 0 (à une erreur près), un nouveau jeu de paramètres est proposé. Cette stratégie est détaillée dans l'organigramme de la figure 5.28.

Les paramètres  $q_1$  et  $q_3$  sont liés selon le modèle GTN [TN84] par la relation  $q_3 = (q_1)^2$ . Bien que les auteurs déduisent cette relation de l'expression du potentiel en remplaçant  $f$  par  $f^*$ , cette dépendance n'est pas justifiable physiquement. Pour cette raison, les trois paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  sont considérés indépendants. Le tableau 5.7 présente les valeurs de ces paramètres pour les trois matériaux à des températures différentes.

Acier 100Cr6			Acier 42CrMo4			Alliage d'aluminium 2017-T4				
Temp(K)	$q_1$	$q_2$	$q_3$	$q_1$	$q_2$	$q_3$	Temp(K)	$q_1$	$q_2$	$q_3$
293	1.7487	1.3279	2.25	1.2231	0.8778	2.8987	293	1.0599	0.7039	2.25
673	1.1349	0.7493	2.3377	1.5032	1.0182	2.2257	473	2.0974	1.4519	2.25
1073	1.2378	0.7734	2.3377	1.9921	1.295	1.5881	673	1.7917	0.7822	2.8515

TABLE 5.7 – Paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  du modèle GTN identifiés pour les trois matériaux à différentes températures par méthode inverse à partir des essais de traction sur éprouvette EAER5.

En étudiant les différentes valeurs du tableau 5.7, certaines remarques peuvent être faites. Pour l'acier 100Cr6, l'augmentation de la température entraîne une diminution des valeurs de  $q_1$  et  $q_2$ , et ceci contrai-



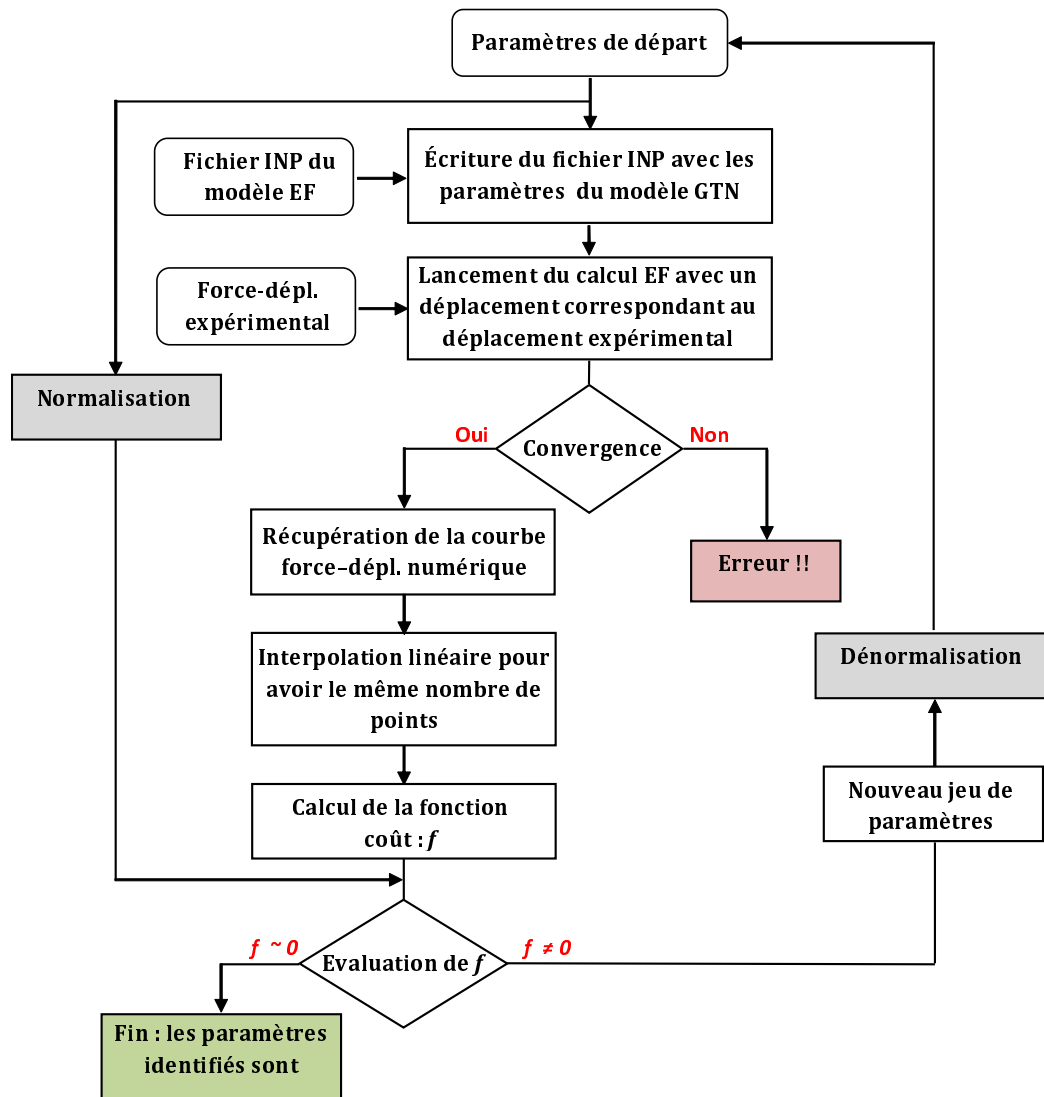


FIGURE 5.28 – Organigramme de la méthode inverse utilisée pour identifier les paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$ .

rement aux deux autres matériaux pour lesquels l'effet est inversé. Ceci semble indiquer que l'endommagement augmente à chaud pour l'acier 42CrMo4 et l'alliage d'aluminium 2017-T4 alors qu'il diminue dans le cas de l'acier 100Cr6. Ce résultat est confirmé par l'étude du paramètre  $F_N$  (tableau 5.6). Cette constante diminue en fonction de la température pour le 100Cr6, donc le phénomène de germination est moins important qu'à froid. Elle augmente pour les deux autres matériaux.

#### 5.4.2.4 Discussion

Une comparaison, entre les courbes expérimentales et les courbes issues de la simulation numérique sur l'éprouvette EAER5 est conduite en utilisant les paramètres identifiés précédemment. La figure 5.29 présente cette comparaison pour les trois matériaux et les différentes températures.

D'une manière générale, pour les deux aciers, à l'ambiante et à  $T=673$  K, les courbes numérique et expérimentale sont très proches. Le modèle prédit bien la chute de contrainte due à l'endommagement. A chaud ( $T=1073$  K), les prédictions numériques en utilisant la loi de GTN sont différentes des observations expérimentales. Cette différence provient de la loi de comportement. Nous avons utilisé la loi de Ludwik qui est incapable de reproduire la forme de la courbe expérimentale surtout pour les faibles déformations. Il en résulte que la procédure d'identification est faussée par cette différence. Dans le cas de l'alliage d'aluminium

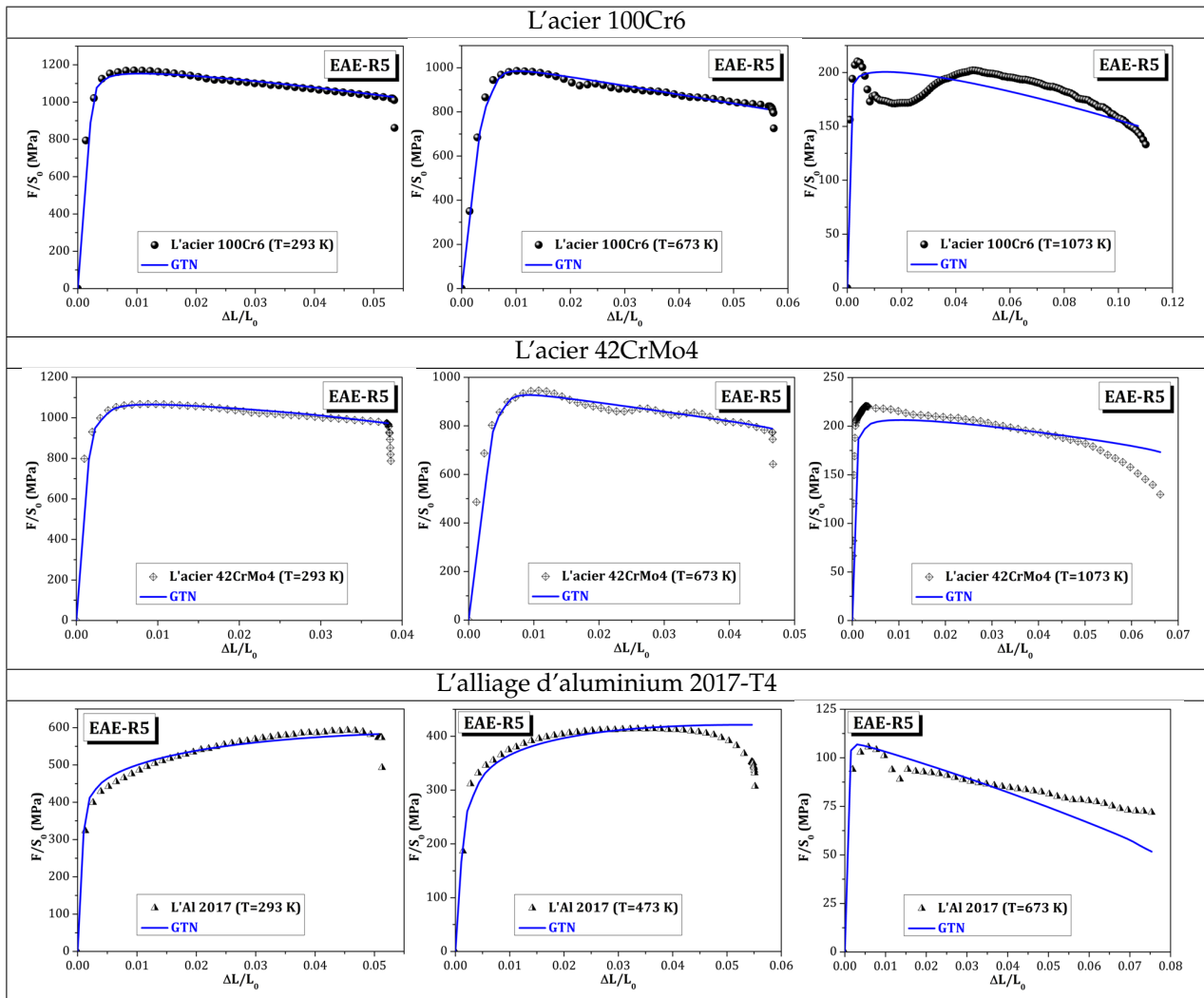


FIGURE 5.29 – Comparaison entre les courbes numériques obtenues par calcul EF avec le modèle de GTN et les essais expérimentaux pour les trois matériaux et les différentes températures.

2017-T4, et du fait de l'érouissage très élevé, le modèle d'endommagement ne parvient pas à faire chuter la courbe convenablement. L'erreur de prédiction augmente avec la déformation pour devenir très grande à la rupture.

Une deuxième comparaison est présentée sur la figure 5.30. Il s'agit d'utiliser les paramètres identifiés précédemment à partir de la géométrie EAER5 (tableaux 5.5 et 5.7) pour comparer le comportement des différentes géométries d'éprouvette obtenu par simulation numérique et les résultats expérimentaux à l'ambiante dans le cas de l'acier 100Cr6. Les tendances expérimentales sont généralement retrouvées : lorsque le taux de triaxialité augmente, la contrainte devient plus élevée. Les prédictions du modèle surestiment les observations expérimentales dans le cas des éprouvettes avec des rayons d'entaille supérieurs à  $R = 5$  (géométrie utilisée pour l'identification) et sous-estiment la chute de contrainte due à l'endommagement dans le cas des rayons inférieurs. Les courbes expérimentales confirment alors que l'augmentation du taux de triaxialité entraîne un taux de porosité plus élevé. Le modèle prévoit généralement les tendances principales mais ne rend pas compte des effets pour toutes les géométries. Les paramètres ( $q_1$ ,  $q_2$ ,  $q_3$ ,  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$  et  $S_N$ ) dans le modèle de GTN ne présentent en particulier aucune dépendance ni de la forme (ou de la géométrie) ni de la pression hydrostatique.

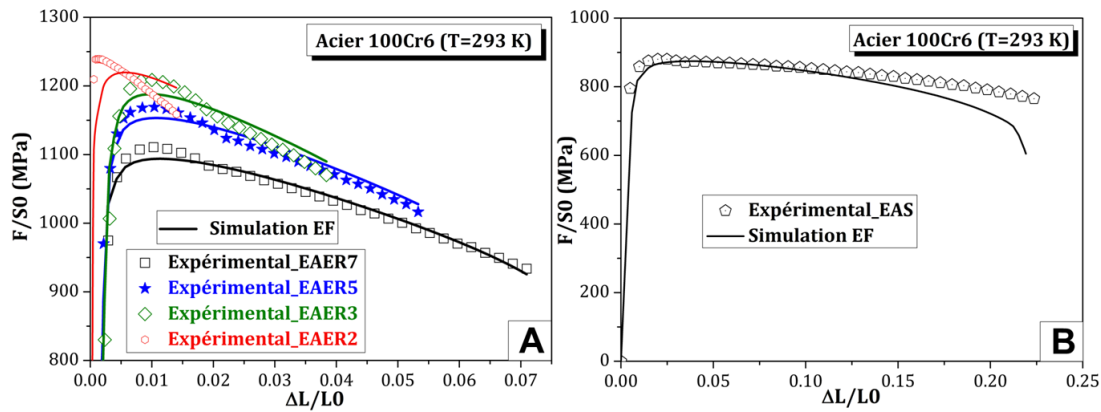


FIGURE 5.30 – Comparaison entre les courbes numériques obtenues par calcul EF et les essais expérimentaux ( $T=293$  K) pour les différentes géométries EAE (A) et EAS (B). Cas de l'acier 100Cr6.

## 5.5 Conclusion

Ce chapitre a été consacré à la quantification de l'endommagement à partir d'essais de traction sur différentes géométries d'éprouvettes axisymétriques. Plusieurs rayons d'entaille et plusieurs températures ont été appliquées. A partir des observations sur des coupes longitudinales, les mécanismes d'endommagement ont été quantifiés à partir d'un indicateur direct qui est le taux de porosité. Des calculs numériques ont permis de relier les évolutions de taux de porosité à des quantités de déformation et des taux de triaxialité. Une identification de certains modèles d'endommagement a été conduite en utilisant la base de données développée dans la première partie. Les deux modèles les plus utilisés dans la littérature, le critère de rupture découplé de Johnson-Cook, et la loi d'endommagement couplée de GTN, ont été appliqués. La démarche d'identification et les hypothèses ont été détaillées. Les deux modèles sont discutés brièvement en indiquant les avantages et inconvénients. Dans le prochain chapitre, il s'agira de discuter de leur capacité à tenir compte de certains phénomènes et à améliorer la précision dans le cas de la simulation numérique des procédés.

# Chapitre 6

## Applications dans le cas de la simulation numérique des procédés

### Sommaire

---

<b>6.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>190</b>
<b>6.2</b>	<b>Formulation d'un problème thermomécanique</b>	<b>190</b>
6.2.1	Modélisation générale d'un problème thermomécanique	190
6.2.2	Équations et hypothèses simplificatrices	191
6.2.3	Couplage thermomécanique	192
<b>6.3</b>	<b>Caractéristiques générales des modèles EF utilisés</b>	<b>192</b>
6.3.1	Les paramètres introduits initialement dans le modèle EF	193
6.3.2	Les paramètres ajustés en fonction des résultats	193
<b>6.4</b>	<b>Rhéologie et endommagement en usinage</b>	<b>195</b>
6.4.1	Simulation physique de l'usinage : l'éprouvette chapeau	195
6.4.2	La coupe orthogonale	206
<b>6.5</b>	<b>Rhéologie et endommagement en forgeage</b>	<b>215</b>
6.5.1	Conditions expérimentales et résultats d'essai	215
6.5.2	Simulation numérique du bipoinçonnement	221
6.5.3	Confrontation expérimentale	224
<b>6.6</b>	<b>Conclusion</b>	<b>226</b>

---

## 6.1 Introduction

Pour les travaux conduits sur la rhéologie (chapitre 2 et 3) et l'endommagement (chapitre 4 et 5), l'objectif principal était la compréhension des phénomènes mis en jeu sur une large gamme de température et de vitesse de déformation, caractéristique des procédés d'usinage et de forgeage. Il a également été question d'une analyse critique des modélisations existantes relatives à la rhéologie et au comportement à l'endommagement. Pour les sollicitations simples (la compression pour la rhéologie et la traction pour l'endommagement) appliquées, la quantité de déformation est faible par rapport aux niveaux observés en forgeage et surtout en usinage (maximum 100 % contre 400 % en usinage). De plus, certains phénomènes influents (localisation, cisaillement, transformations de phase locales provoquées par l'auto-échauffement) dans ces deux procédés ne sont pas observables avec ces deux sollicitations.

D'autres essais plus complexes peuvent être conduits afin d'approcher les conditions et les modes de sollicitations rencontrés au cours des procédés. Ce dernier chapitre porte sur l'utilisation des observations et des résultats obtenus dans les précédents chapitres dans le cadre de simulations physiques (ou expérimentales) et numériques de l'usinage et du forgeage. Des essais de cisaillement sur éprouvette "chapeau", de coupe et de bipoinçonnement sont en particulier réalisés et analysés. Les résultats obtenus sont ensuite confrontés à des simulations numériques utilisant les modèles de rhéologie et d'endommagement évoqués précédemment. Il s'agit principalement de valider ces lois dans le cadre de la simulation numérique d'un problème thermomécanique représentatif de l'usinage et du forgeage.

Le chapitre débute par la formulation d'un problème thermomécanique pour définir certaines notions utilisées souvent lors de la simulation tels que le couplage thermomécanique, la déformation isotherme et adiabatique.

## 6.2 Formulation d'un problème thermomécanique

### 6.2.1 Modélisation générale d'un problème thermomécanique

La mise en forme des matériaux métalliques tels que l'usinage ou le forgeage engendre de hauts niveaux de déformation plastique. Une partie de l'énergie dissipée pendant la déformation se convertit en chaleur. Plus la déformation est rapide, moins l'énergie thermique pourra se dissiper dans l'environnement alentour. Si le matériau est supposé continu, le problème relève de la mécanique des milieux continus, avec un couplage entre les équations mécanique et thermique. On parle alors de thermomécanique des milieux continus.

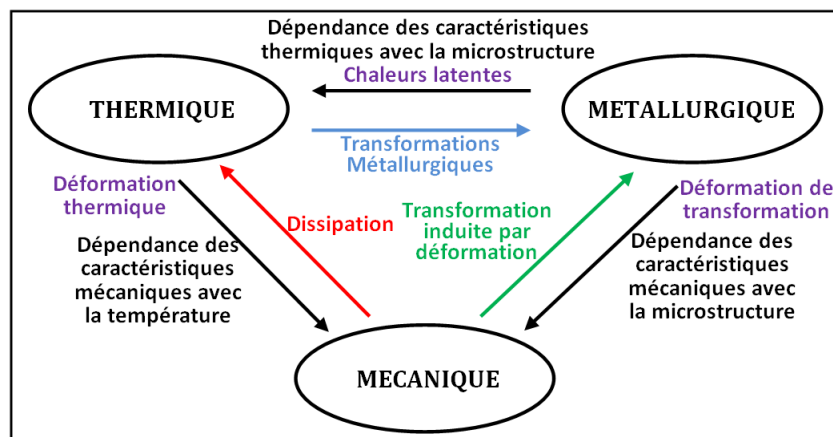


FIGURE 6.1 – Schéma général d'un problème couplé thermomécanique et métallurgique.

Les différentes structures métallurgiques possèdent des caractéristiques thermomécaniques différentes qui sont éventuellement dépendantes de la température. La cinétique des transformations de phase est influencée par l'état de contrainte. Les différentes interactions entre les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques sont souvent illustrées par le schéma classique de la figure 6.1.

## 6.2.2 Équations et hypothèses simplificatrices

Un élément de matière  $\Omega$ , défini par sa frontière  $S$ , soumis à un chargement quelconque suit les quatre équations générales de la thermomécanique des milieux continus :

– Conservation de la masse :

$$\int_{\Omega} m_v d\Omega = c^{ste} \quad (6.1)$$

– Bilan de la quantité de mouvement :

$$\int_{\Omega} m_v \underline{F} d\Omega + \int_S \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{n} dS = \int_{\Omega} m_v \underline{\Gamma} d\Omega \quad (6.2)$$

– Bilan du moment cinétique :

$$\int_{\Omega} [(\underline{x} - \underline{x}_0) \wedge m_v \underline{F} - \underline{m}] d\Omega + \int_S (\underline{x} - \underline{x}_0) \wedge \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{n} dS = \int_{\Omega} (\underline{x} - \underline{x}_0) \wedge m_v \underline{\Gamma} d\Omega \quad (6.3)$$

– Bilan d'énergie :

$$\int_{\Omega} m_v \dot{E} d\Omega + \int_S \underline{\phi} \cdot \underline{n} dS = \int_{\Omega} (m_v r + \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\dot{\epsilon}}) d\Omega \quad (6.4)$$

où  $m_v$  est la masse volumique du matériau,  $E$  son énergie interne massique,  $\underline{\phi}$  le flux thermique,  $\underline{F}$  le champ de force massique,  $\underline{m}$  le champ de source de couple massique, et  $r$  le champ de source massique de chaleur extérieur,  $\underline{x}$  représente les coordonnées d'un point de la matière,  $\underline{v}$  sa vitesse, et  $\underline{\Gamma}$  son accélération.

Ce système d'équations peut être simplifié dans le cas de la mise en forme des matériaux. Tout d'abord, en l'absence de champ magnétique extérieur, les sources de couple massique  $\underline{m}$  sont nulles. Le tenseur des contraintes (de Cauchy)  $\underline{\underline{\sigma}}$  est alors symétrique.

Lors d'une opération de mise en forme, les zones où la vitesse de déformation est importante sont limitées dans l'espace et le temps. Elles se concentrent aux endroits directement en contact avec les outils de mise en forme (foret, outil de coupe, poinçon), ainsi que dans les zones de localisation de la déformation. Des bandes de cisaillement adiabatiques peuvent apparaître où la déformation atteint plusieurs centaines de pourcent, la température atteint alors le point de fusion, et les vitesses de déformation atteignent localement jusqu'à  $10^4 s^{-1}$ . Les effets d'inertie et d'échauffement du matériau induits par la déformation plastique seront donc fondamentaux dans l'approche de la mise en forme des métaux.

Compte tenu des hypothèses simplificatrices, le système d'équations de la thermomécanique (6.1 à 6.4) fournit 5 équations scalaires (deux équations scalaires et une vectorielle). Les inconnues sont alors les champs de masse volumique  $m_v(\underline{x}, t)$ , de vitesse  $\underline{v}(\underline{x}, t)$ , de contrainte  $\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}, t)$ , de température  $T(\underline{x}, t)$ , de flux de chaleur  $\underline{\phi}(\underline{x}, t)$  et d'énergie interne  $E(\underline{x}, t)$ . Les champs de forces des actions extérieures  $\underline{F}(\underline{x}, t)$  et de sources de chaleur extérieures  $r(\underline{x}, t)$  sont supposés connus car ils font généralement partie des données du problème. Le système comporte donc 15 inconnues scalaires pour seulement 5 équations. Il faut donc trouver 10 autres équations pour résoudre entièrement le système. On parle du problème de fermeture.

A l'inverse des bilans de la thermomécanique, ces nouvelles relations dépendent des caractéristiques physiques du matériau considéré par les coefficients auxquels elles font appel. On les appelle *lois de comportement*. Une première loi, appelée loi de Fourier relie le flux de chaleur à la température  $\underline{\phi} = \underline{\underline{\lambda}} \cdot \underline{\underline{grad}}(T)$ , où  $\underline{\underline{\lambda}}$  est le tenseur des conductivités thermiques du matériau ( $Wm^{-1}K^{-1}$ ). Cette relation vectorielle ajoute 3 équations au système initial.



L'énergie interne d'un élément de matière se décompose en 3 parties :

1.  $E_{el}$ , énergie liée à la déformation élastique du réseau cristallin du métal. Cette partie élastique de l'énergie interne est liée à l'énergie de déformation élastique  $\underline{\sigma} : \underline{\dot{\epsilon}}_{el} = m_v \dot{E}_{el}$ , où  $\underline{\dot{\epsilon}}_{el}$  est la partie élastique du tenseur des vitesses de déformation.
2.  $E_{th}$ , énergie liée à l'agitation thermique du matériau. Cette partie thermique de l'énergie interne est liée à la température  $\dot{E}_{th} = C_p \partial T / \partial t$ , où  $C_p$  est la capacité calorifique volumique ( $Jm^{-3}K^{-1}$ ) ou massique ( $JKg^{-1}K^{-1}$ ) du matériau.
3.  $E_{pl}$ , énergie liée à la déformation plastique et à la densité de dislocations du métal ; cette partie plastique de l'énergie interne se transforme soit en défauts cristallographiques (dislocations), soit en énergie thermique. Le coefficient de Taylor-Quinney  $\beta$  mesure la fraction du travail due à la déformation plastique qui se transforme en chaleur.

Les trois composantes de l'énergie interne sont liées aux autres variables du système. On obtient ainsi une relation supplémentaire ce qui permet de reformuler le système (6.1 à 6.4) sous la forme des équations locales suivantes :

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial m_v}{\partial t} + \text{div}(m_v \underline{v}) &= 0 && (\text{conservation de la masse}) \\
 m_v C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \lambda \Delta T &= m_v r + \beta \underline{\sigma} : \underline{\dot{\epsilon}}_{pl} && (\text{bilan d'énergie}) \\
 \text{div}(\underline{\sigma}) + m_v \underline{F} &= m_v \underline{\Gamma} && (\text{bilan de la quantité de mouvement})
 \end{aligned} \tag{6.5}$$

Il ne reste donc plus que 6 relations scalaires indépendantes à déterminer. C'est le rôle de la loi de comportement reliant le tenseur des contraintes  $\underline{\sigma}$  aux autres variables.

### 6.2.3 Couplage thermomécanique

Le cas de la mise en forme des métaux, particulièrement à grande vitesse de déformation (cas de l'usage par exemple), correspond à un fort couplage entre les équations de la thermique et de la mécanique. La déformation plastique engendre une élévation de température qui affecte les propriétés mécaniques du matériau. On parle de couplage thermomécanique fort. Le nombre de Fourier [Ran03], noté  $\mathcal{F}$ , évalue le rapport de la vitesse de conduction de la chaleur et de la puissance calorifique dissipée dans le matériau :

$$\mathcal{F} = 4 \frac{\lambda}{m_v C_p} \frac{\delta t}{d_c^2} \tag{6.6}$$

où  $\delta t$  est un temps caractéristique de la sollicitation étudiée, et  $d_c$  est une longueur caractéristique de la pièce déformée. Il permet de quantifier le degré de couplage d'une sollicitation :

- Si  $\mathcal{F} \gg 1$ , la température de la pièce étudiée est uniforme (*déformation isotherme*).
- Si  $\mathcal{F} \ll 1$ , la conduction de la chaleur est négligeable devant l'échauffement du matériau (*déformation adiabatique*).
- Si  $\mathcal{F} \approx 1$ , le couplage est fort, aucun des aspects thermique ou mécanique n'est alors négligeable.

## 6.3 Caractéristiques générales des modèles EF utilisés

Dans ce chapitre, trois modèles numériques sont présentés. Ils correspondent aux trois essais étudiés : l'essai de cisaillement sur éprouvette "chapeau", la coupe orthogonale et l'essai de bipoinçonnement. La simulation numérique de ces essais est réalisée sur le code ABAQUS/Explicit®. Le schéma d'intégration est explicite avec un couplage thermomécanique fort "*Explicit coupled temperature displacement*". Cette procédure permet la résolution simultanée des équations thermiques et mécaniques. Ce type de calcul nécessite

l'introduction de certaines propriétés des matériaux. La majorité de ces paramètres est renseignée lors de la mise en donnée du modèle, d'autres sont ajustés en fonction des résultats.

### 6.3.1 Les paramètres introduits initialement dans le modèle EF

#### – Les propriétés mécaniques

Ce sont les paramètres de la loi de comportement, c'est-à-dire les propriétés qui décrivent le processus de déformation : élasticité, plasticité, endommagement et rupture.

1. Le comportement en élasticité est défini par le module d'Young et le coefficient de Poisson. Ces deux paramètres ne sont supposés dépendants que de la température. Des lois tabulées sont introduites dans la simulation numérique pour tenir compte de cette dépendance.
2. Le comportement en plasticité est décrit à l'aide de différentes modélisations : modèle de Johnson-Cook (déjà implémenté dans Abaqus), modèle de Montheillet, modèle d'Anand et le modèle proposé.
3. Le comportement à l'endommagement est défini à l'aide de deux modèles d'endommagement, le modèle découplé de Johnson-Cook et le modèle couplé de GTN. Les effets thermiques sont pris en compte en faisant varier les différents paramètres en fonction de la température.

#### – Les propriétés physiques

Comme nous avons pu le constater dans le paragraphe précédent, un calcul thermomécanique nécessite la connaissance de certaines propriétés physiques. Les propriétés nécessaires lors d'une simulation thermomécanique couplée sont :

1. La masse volumique : ce paramètre est nécessaire dans le cas d'un calcul explicite. Son évolution en fonction de la température est utilisée.
2. La conductivité thermique est nécessaire lors de la résolution des équations thermiques du modèle. Sa valeur évolue également en fonction de la température.
3. La chaleur spécifique du matériau est également utilisée lors de la résolution des équations thermiques et évolue en fonction de la température.
4. La génération de chaleur par dissipation plastique introduit un terme de « couplage » des équations mécaniques vers les équations thermiques. Le coefficient retenu pour la conversion de l'énergie plastique dissipée sous forme de chaleur est de 0.9.

Le système d'unité utilisé pour les différents calculs est le système international "S.I" (m, Pa, s, K,...). Les valeurs de ces paramètres physiques et des paramètres d'élasticité ainsi que leurs dépendances à la température sont données dans l'annexe 2. Les paramètres des lois de plasticité et d'endommagement sont identifiés dans les chapitres 3 et 5.

### 6.3.2 Les paramètres ajustés en fonction des résultats

Ce sont principalement les paramètres décrivant le frottement et la rupture du matériau. Concernant le frottement, une loi de type Coulomb est généralement utilisée avec une procédure cinématique. Il s'agit donc de définir un coefficient dit de pénalité pris ici égal à 0.1.

Pour la description de la rupture, il s'agit de mettre en place un modèle d'évolution du dommage pouvant aller jusqu'à la rupture. Dans le cas du modèle de Johnson-Cook [JC85], la loi d'évolution du dommage est spécifiée en termes d'énergie de dissipation à la rupture  $G_f$  [MGAR08]. Cette énergie est calculée entre le moment d'apparition du dommage (caractérisé par une déformation  $\varepsilon_{0i}$ ) et l'instant à la rupture totale de l'élément (caractérisé par une déformation  $\varepsilon_f$ ), c'est-à-dire entre les points c et d de la figure 6.2 :

$$G_f = \int_{\varepsilon_{0i}}^{\varepsilon_f} L\sigma_0 d\varepsilon = \int_0^{u_f} \sigma_0 du \quad (6.7)$$

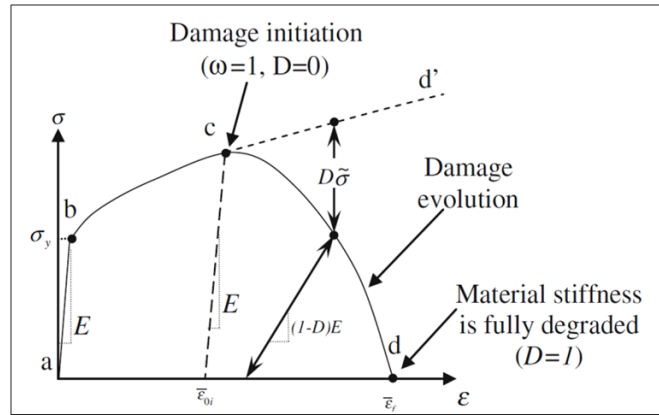


FIGURE 6.2 – Réponse typique contrainte-déformation d’un essai de traction [MGAR08].

Cette expression de  $G_f$  introduit la définition de déplacement plastique équivalent  $u$  après l’apparition du dommage et le travail par unité de surface de la fissure dit également le travail de rupture conjugué. L’implémentation de ce concept contrainte-déplacement dans un modèle éléments finis nécessite la définition d’une longueur caractéristique  $L$  qui dépend de la géométrie et la taille du maillage ( $u = L\varepsilon$ ). Elle est calculée au point d’intégration et est fonction de l’aire de l’élément. Cette définition est adoptée car la direction de propagation de la fissure est inconnue à ce niveau.

Cette loi d’évolution du dommage décrit le taux de dégradation de la raideur du matériau une fois que le critère de germination est atteint. Elle peut être de forme linéaire ou exponentielle. La forme linéaire s’écrit :

$$D = \frac{L\varepsilon}{u_f} = \frac{u}{u_f} \tag{6.8}$$

où le déplacement plastique équivalent à la rupture est calculé à partir de  $G_f$  :

$$u_f = \frac{2G_f}{\sigma_0} \tag{6.9}$$

La forme exponentielle a pour équation :

$$D = 1 - \exp\left(-\int_0^u \frac{\sigma}{G_f} du\right) \tag{6.10}$$

Pour le modèle GTN [TN84], il faut définir la porosité de début de la coalescence et la porosité critique à la rupture ductile (figure 5.18-b).

Sollicitation	Matériau
Cisaillement (epv. chapeau)	acier 42CrMo4-B, acier 100Cr6
Coupe orthogonale	acier 42CrMo4-B
Bipoinçonnement	acier 42CrMo4-B, alliage d’aluminium 2017-T4

TABLE 6.1 – Les sollicitations étudiées et les matériaux correspondants.

Les matériaux utilisés pour chaque simulation sont listés au tableau 6.1 (la dénomination 42CrMo4-B signifie de microstructure initiale bainitique).

## 6.4 Rhéologie et endommagement en usinage

L'usinage est un procédé de fabrication par enlèvement de matière. Il engendre de grandes quantités de déformations, des vitesses élevées et des températures qui peuvent atteindre localement les températures de transformation. La validation des modèles de comportement et d'endommagement pour un tel procédé nécessite des données expérimentales très précises (température, effort de coupe, forme du copeau,...). L'acquisition de ces données lors de l'usinage est difficile. Pour cela nous avons recours à des essais plus simples. Deux types d'essais sont présentés dans cette partie : le premier est l'essai de cisaillement sur éprouvette "chapeau". Cette sollicitation autorise des grandes quantités de déformation en cisaillement. Elle permet de mettre en évidence le phénomène de localisation et l'endommagement. Le deuxième est l'essai de coupe. Une configuration simplifiée de l'usinage est obtenue grâce à la coupe orthogonale. Cette dernière a fait l'objet de nombreux travaux au sein du centre d'Angers [Hab06] avec la mise en place de dispositifs d'acquisition de l'effort, de la température et l'analyse de la forme des copeaux. La comparaison quantitative entre les résultats expérimentaux et numériques concerne les efforts pour les deux applications (coupe orthogonale et cisaillement). Le champ de température et la forme du copeau sont également analysés.

### 6.4.1 Simulation physique de l'usinage : l'éprouvette chapeau

Les essais de compression décrits dans le chapitre 2 ont permis de faire apparaître plusieurs phénomènes physiques et des changements microstructuraux au sein des matériaux testés. Ces phénomènes sont affectés par le mode de sollicitation. Le procédé d'usinage est propice au phénomène de localisation macroscopique de la déformation dans des bandes de cisaillement. Ce phénomène ne peut pas être simulé avec les essais de compression. Pour cette raison nous avons décidé de réaliser des essais de cisaillement sur des éprouvettes dites "chapeau". Cette éprouvette doit son existence à Hertmann en 1981. Elle est souvent utilisée pour identifier les lois de comportement en usinage [Cha01, Hab06].

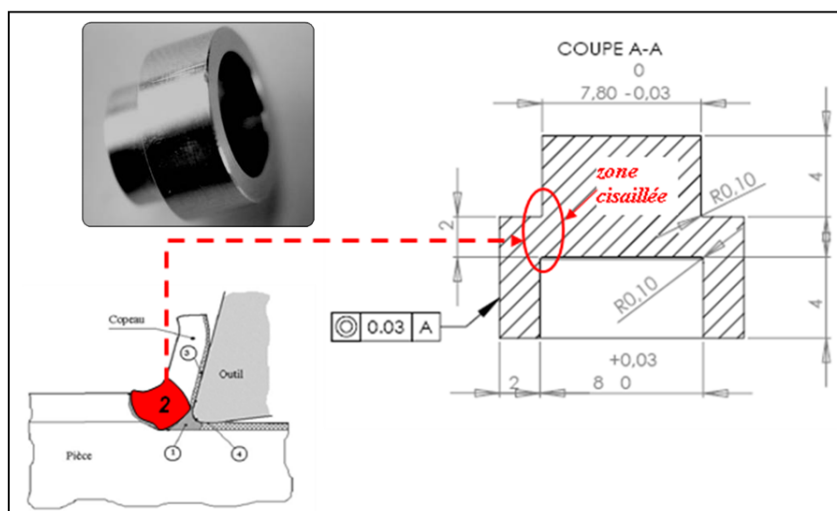


FIGURE 6.3 – Caractéristiques géométriques de l'éprouvette chapeau et similitude avec le procédé d'usinage.

#### 6.4.1.1 Essais de cisaillement sur éprouvette "chapeau"

La mise en compression de cette éprouvette développe une zone de cisaillement. Cette zone est due à la géométrie de l'éprouvette. Elle débute aux rayons de raccordement (se trouvant entre les deux cylindres) et se propage vers le centre. Le cisaillement induit permet ainsi de produire une instabilité plastique (surtout en dynamique) proche de celle observée au niveau de la zone de cisaillement primaire (figure 6.3). Cette

zone cisailée est de largeur très faible (0.1 mm au maximum) ce qui va nous permettre de réaliser des essais à des vitesses de déformation plus élevées qu'en compression avec les mêmes vitesses de déplacement de nos dispositifs (à titre d'exemple, pour une vitesse de déplacement de  $1 \text{ ms}^{-1}$ , les vitesses de déformation atteignent  $10^4 \text{ s}^{-1}$  en cisaillement au lieu de  $10^2 \text{ s}^{-1}$  en compression). Les montages d'essai dans le simulateur GLEEBLE et le dispositif barres d'Hopkinson sont identiques à ceux utilisés pour la compression (figure 2.3 et Annexes 1 et 3), seule la géométrie de l'éprouvette change. Cette géométrie est décrite à la figure 6.3.

Le cycle thermomécanique est identique à celui présenté sur la figure 2.4-a. Il consiste à chauffer l'éprouvette jusqu'à la température d'essai, maintenir cette température pendant 10 secondes pour la stabiliser puis déformer l'éprouvette à une vitesse de déplacement constante.

**Hypothèses et considérations expérimentales**

Dans le cas des géométries complexes comme celle de l'éprouvette chapeau et avec un système de chauffage par conduction électrique, les variations de section introduisent une distribution non homogène de la température dont le contrôle devient difficile. Pour caractériser cette hétérogénéité, un essai a été réalisé en plaçant trois thermocouples soudés dans des endroits différents de l'éprouvette (figure 6.4). Les résultats de cet essai montrent que la température dans la partie pleine est supérieure à celle de la zone déformée (à titre d'exemple, lorsque la température de la zone déformée est  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ , la température dans la partie pleine est  $1060 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Cette différence peut avoir une conséquence sur le mode de sollicitation surtout pour les essais à mi-chaud et à chaud, où le niveau de contrainte est très sensible à la température. De plus, l'usinage de ces éprouvettes s'est avéré très délicat. Il est très difficile d'assurer la constance du volume cisailé qui dépend de plusieurs facteurs (le parallélisme des faces, la coaxialité des différentes surfaces cylindriques et les congés de raccordement externe et interne).

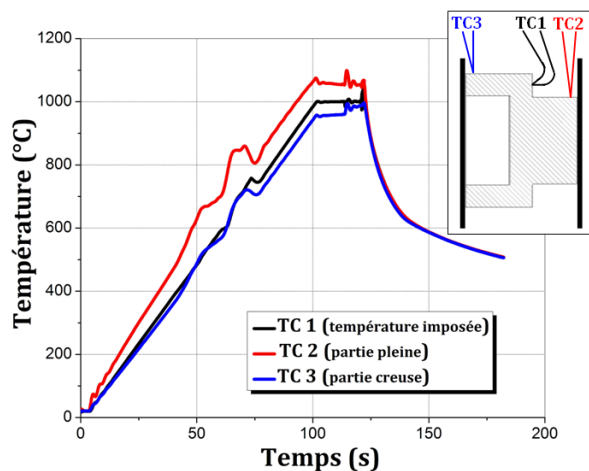


FIGURE 6.4 – Hétérogénéité de la température dans l'éprouvette "chapeau"

Pour toutes ces raisons, la déformation et la contrainte réelles de cisaillement sont estimées avec une certaine marge d'erreur. Ces deux quantités peuvent être approchées, néanmoins, à l'aide d'une déformation totale et une contrainte de cisaillement théorique (respectivement  $\gamma_{theo}^{ine}$  et  $\tau_{theo}$ ) en supposant que :

- La déformation inélastique de l'éprouvette est limitée au volume de matière compris entre les diamètres extérieur du pion et intérieur de la couronne (figure 6.5).
- Les deux parties hautes et basses de l'éprouvette sont complètement rigides.

La déformation inélastique théorique de cisaillement  $\gamma_{theo}^{ine}$  est alors déterminée en utilisant l'équation :

$$\gamma_{theo}^{ine} = \gamma_{theo} - \tau_{theo} / \mu_a \tag{6.11}$$

avec  $\mu_a$  le module de cisaillement apparent (déterminé sur la courbe expérimentale). Ce module est inférieur au module réel et il contient la contribution de la rigidité de la machine et de l'éprouvette. Cette procédure est similaire à celle présentée en annexe 3 pour les essais de compression.  $\gamma_{theo}$  et  $\tau_{theo}$  sont respectivement la déformation et la contrainte théorique de cisaillement. Ces deux quantités sont déterminées en supposant que :

$$\begin{aligned} \underline{\sigma}_{theo} &= \begin{pmatrix} 0 & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{avec, } \sigma_{12} = \tau_{theo} \\ \underline{\varepsilon}_{theo} &= \begin{pmatrix} 0 & \varepsilon_{12} & 0 \\ \varepsilon_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{avec, } \varepsilon_{12} = \frac{\gamma_{theo}}{2} \end{aligned} \quad (6.12)$$

En utilisant les paramètres de la figure 6.5, la contrainte et la déformation théorique en cisaillement sont déterminées expérimentalement :

$$\tau_{theo} = \frac{F}{\pi h \left( \frac{d_i + d_e}{2} \right)} \quad \text{et, } \gamma_{theo} = \tan \alpha = \frac{\Delta l}{W} \quad (6.13)$$

$d_i$  et  $d_e$  sont respectivement les diamètres intérieur de la zone creuse et extérieur de la zone pleine de l'éprouvette,  $h = 2 \text{ mm}$  est la longueur de la zone cisailée,  $W = \frac{d_i - d_e}{2} = 0.1 \text{ mm}$  est la largeur théorique de cette zone et  $\Delta l$  est le déplacement mesuré par l'extensomètre longitudinal. La vitesse de déformation théorique est :

$$\dot{\gamma}_{theo} = \frac{v}{W} \quad (6.14)$$

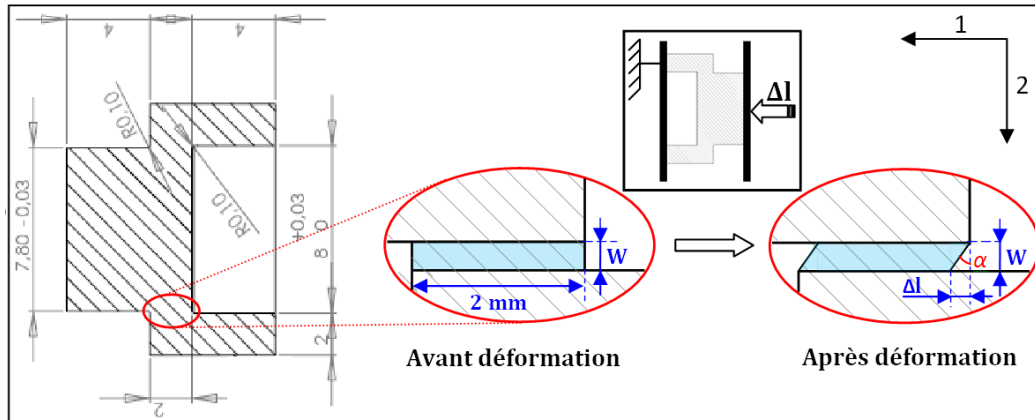


FIGURE 6.5 – Zone de cisaillement théorique.

Dans ce cas, la contrainte et la déformation équivalentes sont respectivement :

$$\begin{aligned} \sigma &= \sqrt{3} \tau_{theo} \\ \varepsilon &= \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{12} = \frac{\gamma_{theo}}{\sqrt{3}} \end{aligned} \quad (6.15)$$

Ce calcul suppose que  $W = 0.1 \text{ mm}$  est la largeur de la zone cisailée. Plusieurs auteurs [MSKP94, Cha01, Hab06] montrent qu'elle est très variable suivant le cycle thermomécanique imposé (vitesse et température) et suivant le matériau étudié. Elle est donc difficilement prévisible (figure 6.6). Ces approximations de la contrainte et de la déformation en cisaillement seront utilisées pour retrancher la partie élastique de la déformation. Lors de la confrontation numérique-expérimental, l'effort et le déplacement numériques seront divisés respectivement par les mêmes quantités que précédemment pour rester cohérent avec le couple ( $\gamma_{theo}$



et  $\tau_{theo}$ ).

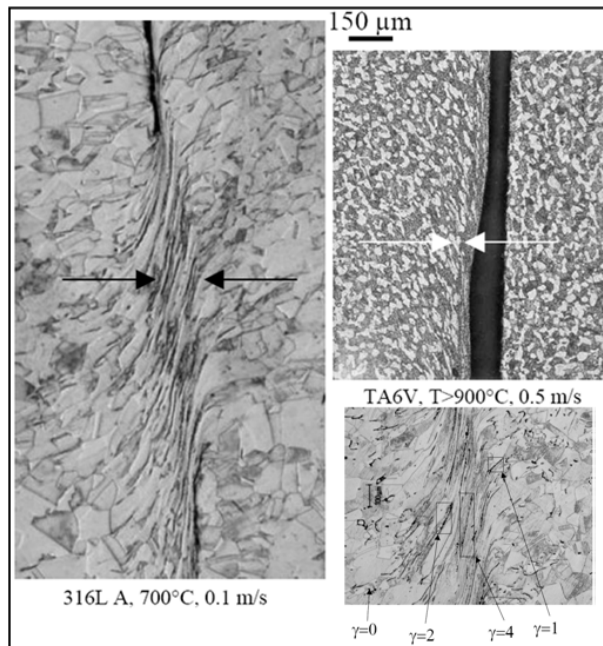


FIGURE 6.6 – Zones de cisaillement sur deux éprouvettes “chapeau” [Cha01].

**Résultat**

Les résultats expérimentaux sont présentés dans l’espace  $(\tau_{theo}, \gamma_{theo}^{ine}/2)$ , où  $\gamma_{theo}^{ine}$  est la déformation théorique inélastique en cisaillement déterminée à partir de l’équation (6.11). Pour simplifier la notation, cette quantité sera notée dans la suite,  $\gamma_{theo}$ . Un grand nombre d’essais est conduit (tableau 2.1) sur deux matériaux : l’acier 42CrMo4 avec une microstructure bainitique et l’acier 100Cr6 (figure 1.18). Le premier objectif visé est la validation des modèles de comportement, mais il s’agit également de compléter les essais de compression par des essais permettant d’atteindre des déformations et des vitesses de déformation caractéristiques de l’usinage et d’analyser l’influence des paramètres rhéologiques sur la zone de cisaillement.

– Cas de l’acier 42CrMo4 Bainitique

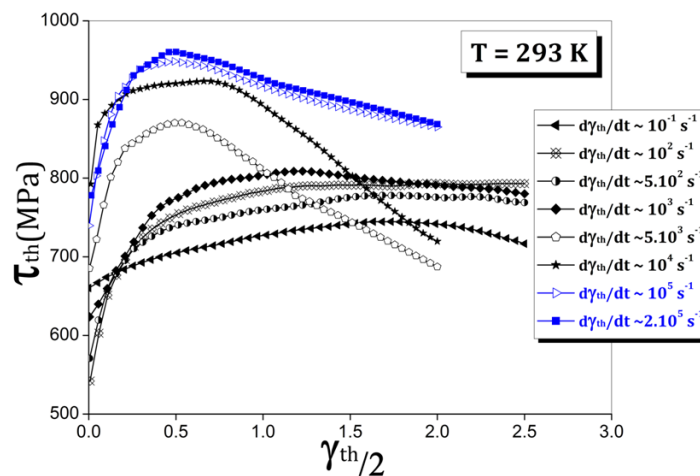


FIGURE 6.7 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation de cisaillement à différentes vitesses de déformation pour l’acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique.

La figure 6.7 présente les courbes contrainte-déformation en cisaillement à froid pour des vitesses allant de  $10^{-1}$  à  $2.10^5 s^{-1}$ . Les courbes en bleu correspondent aux deux essais réalisés sur le dispositif "barres d'Hopkinson". D'une manière globale, sur tout l'intervalle, la contrainte augmente avec la vitesse. Entre les vitesses  $10^{-1}$  et  $10^3 s^{-1}$ , l'augmentation est peu marquée. A partir de  $10^3 s^{-1}$ , l'augmentation est importante et la forme des courbes évolue également. Ces observations sont cohérentes avec les phénomènes observés dans le cas de la compression. Pour les quatre matériaux étudiés, la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse était faible à froid. L'intervalle de vitesse étudié au cours de la compression ne permettait pas d'observer un comportement en dynamique rapide.

Concernant la forme des courbes, en quasi-statique, les courbes sont croissantes jusqu'à un régime de saturation atteint pour des déformations de l'ordre de 150 %. Au delà de cette valeur les courbes se stabilisent jusqu'à l'apparition de l'endommagement macroscopique (partie supprimée lors du traitement des courbes). A partir de la vitesse de déformation de  $10^3 s^{-1}$ , les courbes présentent un maximum local puis décroissent progressivement. L'endommagement n'est pas observé dans ce cas. Cet adoucissement qui se manifeste par une pente négative est dû à l'auto-échauffement. Pour des vitesses élevées, la zone de cisaillement, de faible dimension, et siège des grandes quantités de déformation, subit une augmentation, rapide et très localisée, de la température résultant de la dissipation plastique. Cette augmentation peut atteindre d'après la simulation numérique [Cha01] quelques centaines de degrés celsius.

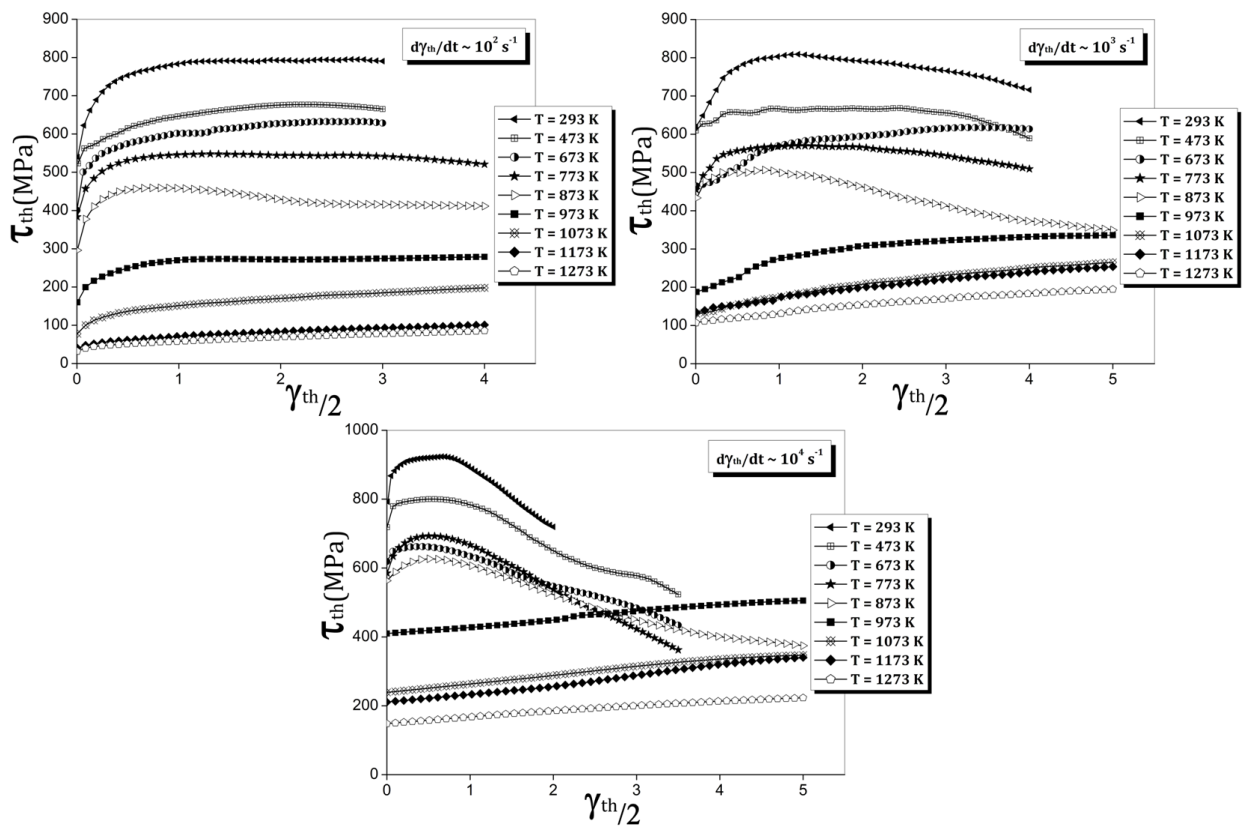


FIGURE 6.8 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation de cisaillement à différentes températures et vitesses de déformation pour l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique.

Les courbes contrainte-déformation pour différentes températures (à même vitesse) sont présentées sur la figure 6.8. Généralement, la sensibilité de la contrainte à la température est la même quelle que soit la vitesse de déformation. Pour les deux premières courbes relatives aux vitesses  $10^2 s^{-1}$  et  $10^3 s^{-1}$ , les trois domaines de déformation sont observés : la déformation à froid caractérisée par l'écrouissage, la déformation à mi-chaud accompagnée par le phénomène d'adoucissement et la déformation à chaud avec une transformation partielle puis totale du matériau avant la déformation. Dans ce troisième domaine, l'écrouissage est

le phénomène qui domine la compétition durcissement-adoucissement. Pour une vitesse de  $10^4 \text{s}^{-1}$ , deux comportements distincts apparaissent. Lorsque la température est comprise entre 293 et 873 K, l'adoucissement est le mécanisme qui accompagne la déformation. Pour les températures supérieures à 873 K, les courbes sont croissantes et le matériau résultant de la transformation partielle puis totale s'écroute au cours de la déformation.

Afin de réaliser une analyse post mortem, les éprouvettes cisillées sont découpées dans le sens longitudinal, enrobées et polies. Après attaques chimiques, elles sont observées au microscope optique. Il s'agit d'analyser la zone cisillée et les traces laissées par le cisaillement. Cette analyse micrographique ne permet pas de faire une comparaison totalement quantitative des zones de localisation de la déformation puisque la majorité des éprouvettes sont rompues. La figure 6.9 montre l'aspect de la zone de cisaillement. A grande vitesse, la zone est très localisée, et une zone blanche est distinguée sur cette micrographie.

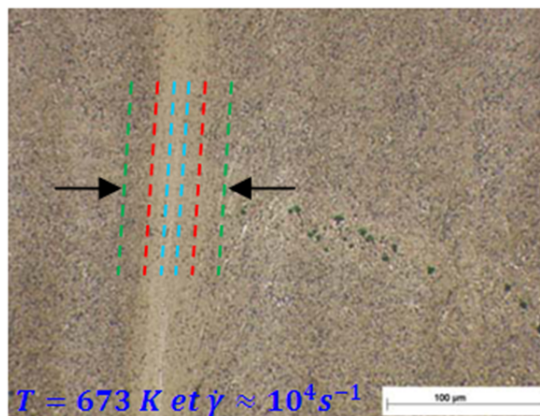


FIGURE 6.9 – Exemple de micrographie de la zone cisillée de l'éprouvette "chapeau".

Généralement, la largeur de la bande cisillée est de l'ordre de quelques dizaines de microns (tiret vert) et la zone blanche très localisée est de l'ordre de quelques micromètres (pointillé bleu). On retrouve ces mêmes ordres de grandeurs dans la zone de cisaillement primaire d'un copeau en dents de scie [PMJ02, Hab06]. L'amorçage de fissure et l'apparition de zone blanche sont les mécanismes les plus observés dans la formation de copeau en tournage dur. L'origine de la couche blanche est thermomécanique. Elle est intensifiée par l'élévation de la vitesse de déformation. Plusieurs explications de la présence de cette zone blanche sont proposées dans la littérature [Cha01, Hab06]. Elle est souvent associée à une martensite issue d'un chauffage intense suivi d'une trempe. Ce chauffage résulte de la grande quantité de déformation subie par la zone de petite taille dans un intervalle de temps très réduit. Le temps est suffisamment court pour ne pas laisser le temps à la chaleur de s'évacuer et une transformation de phase localisée intervient.

#### – Cas de l'acier 100Cr6

Dans le cas de l'acier 100Cr6, les constatations sont les mêmes que pour l'acier 42CrMo4 bainitique. Le changement de comportement est observé pour la vitesse de déformation moyenne de  $10^4 \text{s}^{-1}$  (figure 6.10). L'effet de la température fait apparaître deux domaines de déformation : à froid (température entre 293 et 873 K) où l'adoucissement varie avec la vitesse et à chaud (pour  $T > 873 \text{ K}$ ) où la déformation de la nouvelle phase est accompagnée d'un écrouissage.

Le changement de comportement entre 473 et 673 K, observé en compression pour les aciers ferritiques (42CrMo4-FP et 100Cr6), apparaît à nouveau pour les essais de cisaillement. Ce changement se manifeste par une contrainte plus élevée à 673 K qu'à 473 K. Ce phénomène qui est resté sans explication dans le chapitre 2 se retrouve ici.

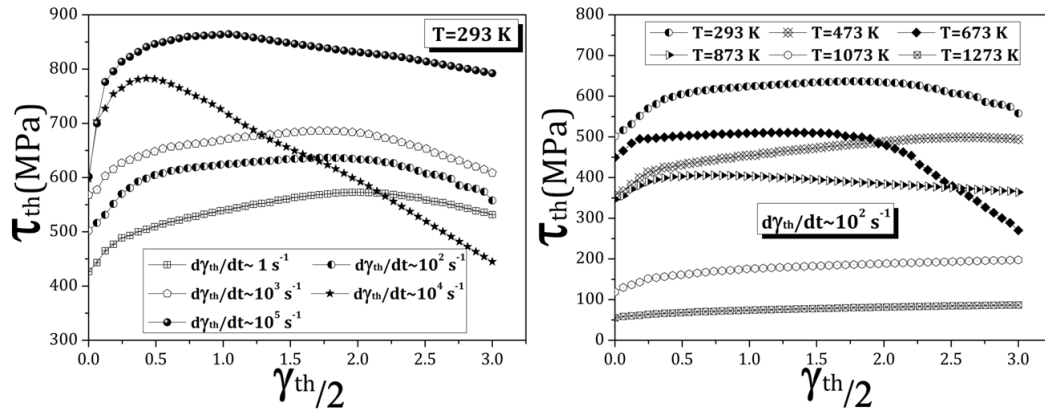


FIGURE 6.10 – Évolution de la contrainte en fonction de la déformation de cisaillement à différentes vitesses de déformation pour l’acier 100Cr6 (à gauche) et différentes températures (à droite).

6.4.1.2 Simulation numérique de l’éprouvette chapeau

Les gradients importants de déformation entre la partie cisailée et le reste de l’éprouvette ainsi que la complexité des tenseurs contrainte-déformation autour de la couronne, rendent cet essai délicat à dépouiller. En divisant l’éprouvette en trois parties (petit cylindre, grand cylindre, partie cisailée), Changeux [Cha01] présente les difficultés de dépouillement liées à la géométrie des éprouvettes. Ainsi, il propose d’accéder aux variables mécaniques à l’aide d’une simulation de l’essai par la méthode des éléments finis. Plusieurs travaux ont essayé d’identifier les lois de comportement pour l’usinage à partir de cet essai [Cha01, Hab06]. Ils utilisent une analyse inverse en se basant sur la simulation numérique de l’éprouvette ou du montage entier dans le cas des essais sur les barres d’Hopkinson. Malgré la précision de cette démarche qui permet de tenir compte de certains phénomènes lors de l’identification (l’auto-échauffement, la localisation,...), sa mise en œuvre se heurte à plusieurs difficultés :

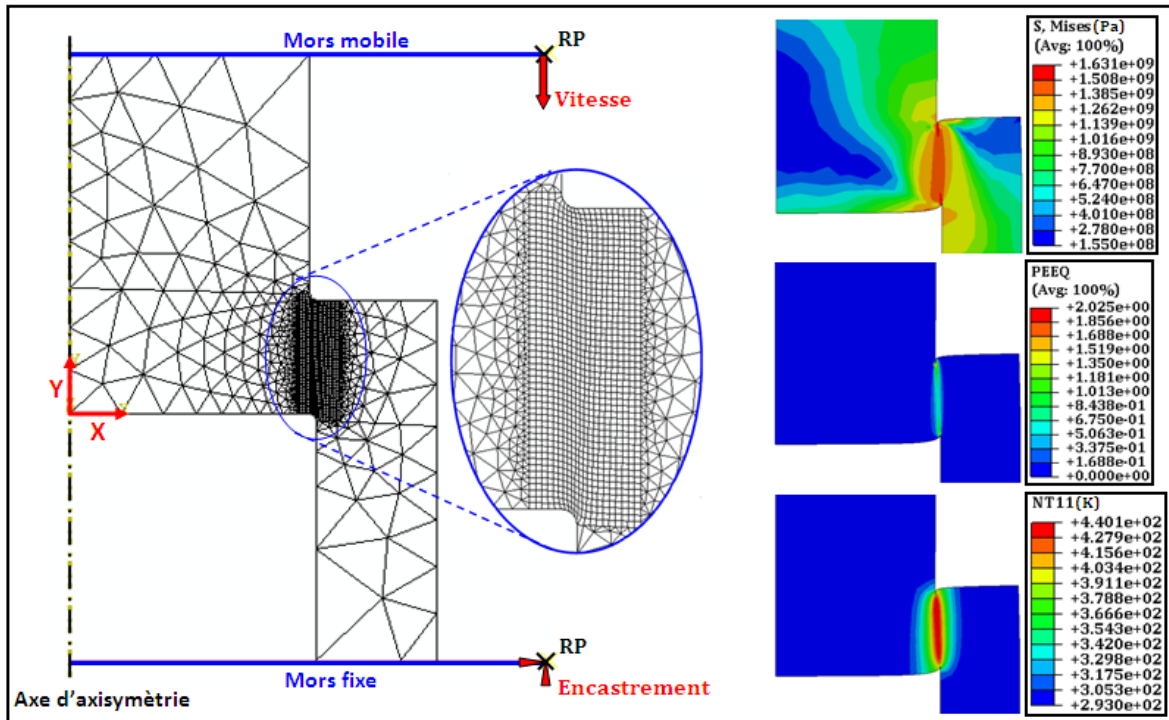


FIGURE 6.11 – Simulation numérique de l’éprouvette chapeau : géométrie, conditions aux limites et exemples de résultats.

- l'endommagement intervient assez rapidement dans ce type de sollicitation. En tenant compte de cet endommagement, le nombre des paramètres à identifier augmente. Pour contourner le problème, l'identification est réalisée sur le début de la courbe seulement. Mais alors l'intérêt de ce type de sollicitation disparaît.
- Le temps de calcul requis est important. En effet, pour chaque jeu de paramètres, il faut lancer plusieurs calculs (autant de calculs que de conditions thermomécaniques utilisées pour l'identification). A titre d'exemple, dans le cas de l'algorithme utilisé lors de l'identification directe (chapitre 3), les paramètres optimaux sont trouvés avec une centaine de jeux de paramètres. Dans le cas de la méthode inverse, en utilisant une dizaine de conditions thermomécaniques pour l'identification, il faut lancer  $(100 \times 10)$  calculs.

Dans ce travail, l'objectif n'est pas d'identifier les lois de comportement mais plutôt de valider les lois identifiées dans le troisième chapitre. Le modèle réalisé simule l'éprouvette avec deux mors rigides, un fixe et un mobile. Le contact entre l'éprouvette et les deux mors est modélisé par une loi de Coulomb avec un coefficient de frottement égal à 0.1. Le maillage utilisé est axisymétrique. Les éléments sont quadrilatères dans la zone de cisaillement (éléments CAX4RT). Cette zone est maillée très finement afin de pouvoir visualiser la localisation des contraintes et déformations avec précision et éviter une grande distorsion des mailles lors du calcul. Le reste de l'éprouvette est maillé avec des éléments triangulaires (CAX3T) et plus grossiers. Les éléments au nombre de 1797 possèdent tous des degrés de liberté en déplacement et en température (figure 6.11). Une vitesse de compression constante est appliquée sur le mors mobile. Le déplacement et la rotation du mors fixe sont nuls. Les deux mors sont considérés comme analytiques rigides. Les données de sortie utilisées pour la comparaison sont l'effort et le déplacement au point de référence du mors mobile.

L'analyse numérique montre que la déformation est concentrée dans le cylindre creux d'épaisseur 0.1 mm et de longueur 2 mm (figure 6.5). Une forte augmentation de cette déformation apparaît d'abord sur les deux bords de la zone cisailée au niveau des deux rayons (figure 6.12) puis se propage sur toute la zone. Dans le reste de l'éprouvette, la déformation est très faible.

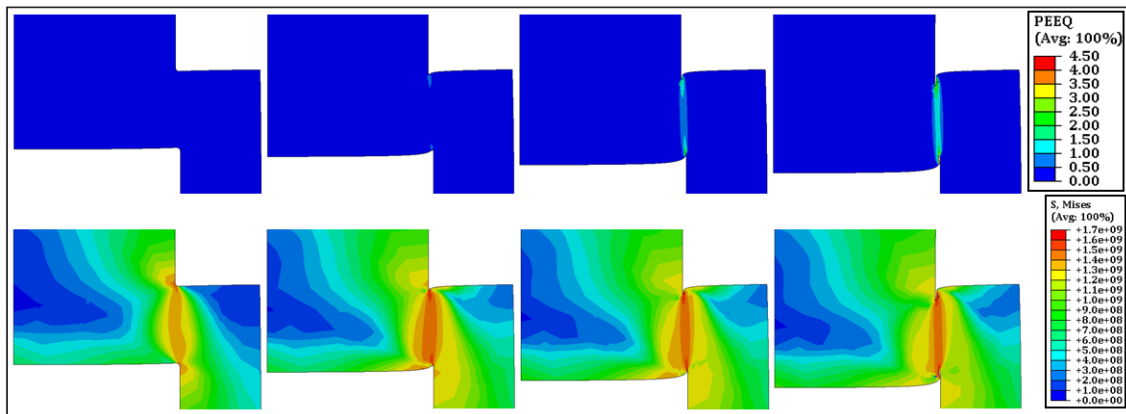


FIGURE 6.12 – Évolution des champs de déformation et de contrainte (en Pa) dans le cas d'une simulation EF de l'éprouvette chapeau avec une loi de comportement de type Johnson-Cook sans prise en compte de l'endommagement.

En simulant la même géométrie d'éprouvette avec le dispositif entier des barres d'Hopkinson, Changeux [Cha01] montre que le cisaillement est sous estimé par rapport aux essais. Il explique que ceci résulte d'une déformation importante au niveau de la partie creuse de l'éprouvette et constate que la zone de cisaillement numérique est plus large que celle observée sur les coupes micrographiques (figure 6.13). Le calcul adiabatique, basé sur un couplage faible entre les effets thermiques et mécaniques, peut justifier cette différence entre les deux modélisations numériques. Le modèle développé dans le cadre de cette étude utilise un schéma d'intégration avec un couplage fort entre les deux effets.



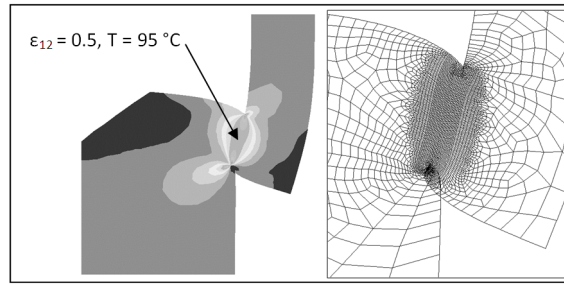


FIGURE 6.13 – Simulation numérique de l'éprouvette chapeau réalisée par Changeux [Cha01].

Avant la confrontation avec les essais expérimentaux, il est nécessaire de valider qualitativement ce modèle en étudiant l'influence de la variation de la vitesse de déplacement sur la forme de la zone cisailée. Deux simulations ont été réalisées en utilisant un modèle de comportement thermoviscoplastique de type Johnson-Cook [JC83], sans tenir compte de l'endommagement. L'augmentation de la température par dissipation plastique dans la zone de cisaillement n'est pas la même pour les deux vitesses de déplacement. Cette température croît de 500 à 1500 K environ quand on passe de  $10^{-2}$  à  $1\text{ m/s}$  (figure 6.14). Quand elle augmente, la température est plus concentrée dans la zone de cisaillement. Cette localisation a également été observée au niveau des déformations, en particulier sur les micrographies de la zone cisailée à des vitesses élevées. Malgré cette concordance entre la simulation et les essais expérimentaux, la température d'auto-échauffement semble sur-estimée par rapport à la réalité. Ceci peut être dû aux paramètres de la loi de comportement utilisés. Ils ont été choisis à partir de la littérature [BB10] pour valider la simulation. Ceci est contraire aux observations de Changeux [Cha01] qui montrent une sous-estimation de cette température en simulation. Il a en effet noté une augmentation de 95 K pour des vitesses de compression de l'ordre de 20 m/s.

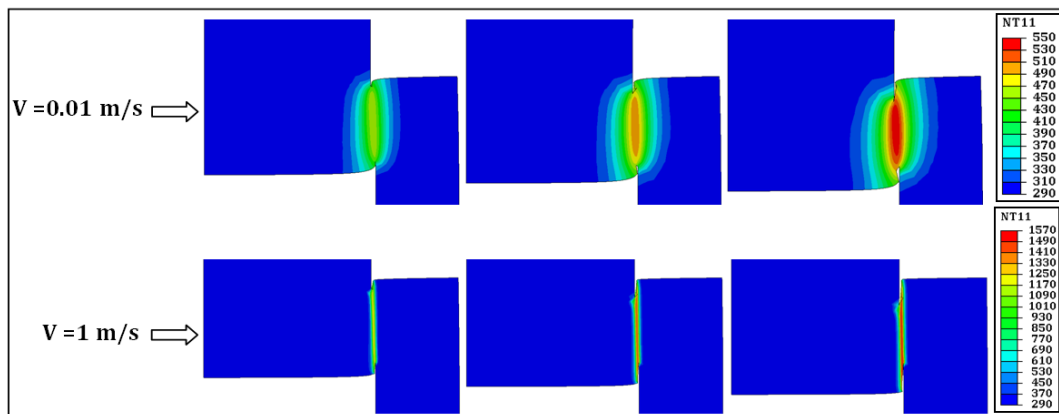


FIGURE 6.14 – Évolution des champs de température dans la zone cisailée pour deux vitesses de compression différentes.

Cette augmentation de la température influe sur la contrainte dans la zone de cisaillement à des vitesses élevées. L'analyse des évolutions des iso-valeurs de contrainte équivalente pour les deux vitesses (figure 6.15) montre un effet adoucissant dans cette zone, résultant de l'augmentation de la température pour la vitesse la plus élevée. Lorsque la vitesse de déplacement est faible ( $V = 10^{-2}\text{ m/s}$ ), la contrainte est maximale dans la zone de cisaillement, la température résultant de la dissipation plastique n'augmente pas suffisamment au cours de la déformation pour baisser la contrainte.

Enfin, le modèle numérique utilisé reproduit, qualitativement, les phénomènes observés lors des essais expérimentaux tels que l'auto-échauffement, la localisation et les effets de l'augmentation de la vitesse de déformation.



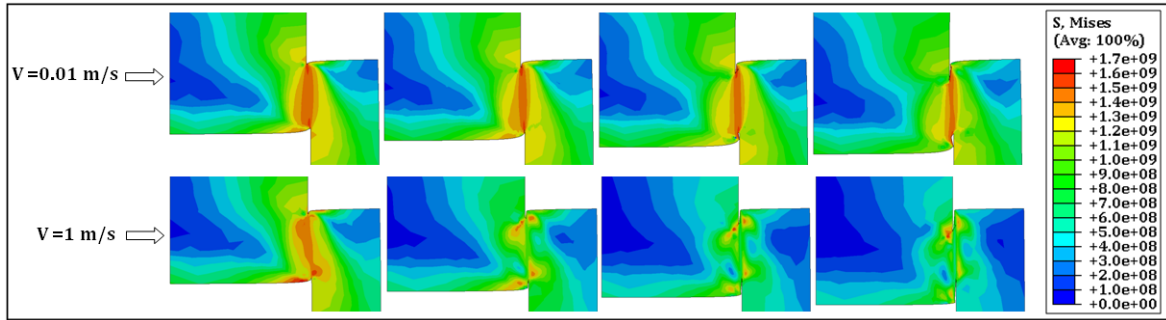


FIGURE 6.15 – Évolution numérique des champs de contrainte équivalente dans la zone cisillée pour deux vitesses de compression différentes.

6.4.1.3 Identification et confrontation expérimentale

En utilisant le modèle numérique décrit précédemment et l’algorithme de méthode inverse détaillé dans le chapitre 5 (figure 5.28), nous avons identifié, dans un premier temps, les paramètres de la loi de Johnson-Cook à partir des essais de cisaillement sur éprouvette chapeau dans le cas de l’acier 42CrMo4 de microstructure bainitique (figure 6.16). L’objectif est de vérifier si les valeurs des paramètres obtenus sont indépendantes de la sollicitation utilisée.

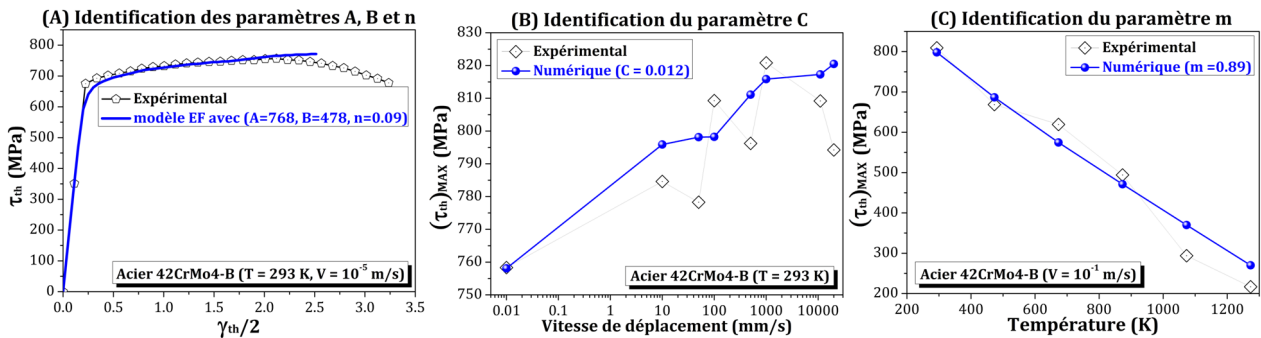


FIGURE 6.16 – Identification des paramètres de la loi de Johnson-Cook à partir des essais de cisaillement sur l’acier 42CrMo4 bainitique : (A) identification de  $A$ ,  $B$  et  $n$ , (B) identification de  $C$  et (C) identification de  $m$ .

Le tableau 6.2 illustre les valeurs des paramètres de la loi de Johnson-Cook obtenues d’une part par les deux méthodes directes (décrites dans le chapitre 3) à partir des essais de compression et d’autre part par méthode inverse (utilisant un modèle EF) à partir des essais de cisaillement sur éprouvette “chapeau”. Les paramètres  $B$  et  $n$  obtenus à partir du cisaillement sont proches de ceux obtenus par compression en utilisant la deuxième méthode d’identification. Ceci montre que l’écrouissage est presque le même pour les deux sollicitations. Par contre, les paramètres  $C$  et  $m$  sont supérieurs dans le cas de cisaillement. Pour cette sollicitation, la contrainte de sollicitation est plus sensible donc à la température et à la vitesse de déformation. L’effet de l’auto-échauffement dans la zone de cisaillement peut être le responsable de l’augmentation de ces deux paramètres.

Sollicitation / méthode	$A$ (MPa)	$B$ (MPa)	$n$	$C$	$m$	$\dot{\epsilon}_0$ (s <sup>-1</sup> )	$T_0$ (K)	$T_m$ (K)
Compression (M. D. 1)	622	584	0.175	0.009	0.468	0.01	293	1813
Compression (M. D. 2)	622	429	0.083	0.011	0.668	0.01	293	1813
Cisaillement “chapeau” (M.I.)	768	478	0.09	0.012	0.89	0.1	293	1813

TABLE 6.2 – Les paramètres de la loi de Johnson-Cook identifiés à partir des essais de compression par les deux méthodes d’identification directe et à partir des essais de cisaillement par identification inverse. Cas de l’acier 42CrMo4 bainitique.

Pour vérifier cette constatation deux simulations numériques ont été conduites avec les paramètres identifiés directement à partir des essais de compression et les paramètres déterminés par méthode inverse sur les essais de cisaillement. L'augmentation de la température par auto-échauffement est présentée, pour les deux cas à un même temps, sur la figure 6.17. Une augmentation de 52 °C est obtenue en remplaçant les paramètres de la loi de Johnson-Cook identifiés sur les essais de compression par ceux déterminés à partir des essais de cisaillement. L'identification réalisée à partir de ces derniers permet donc de mieux tenir compte des effets d'auto-échauffement.

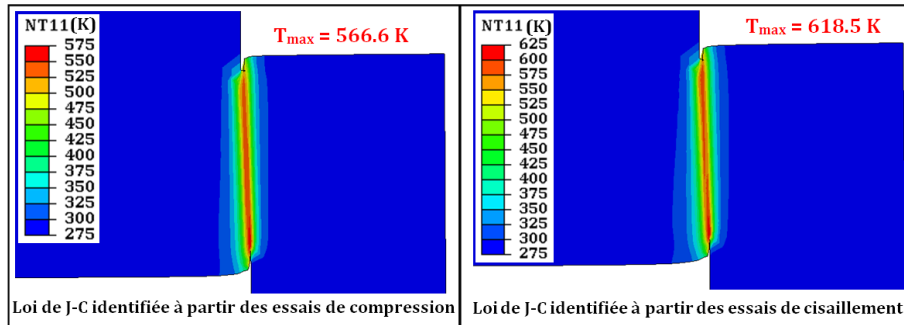


FIGURE 6.17 – Champs des températures d'auto-échauffement obtenues par simulation numérique à ( $T = 293 \text{ K}$ ,  $V = 1 \text{ m/s}$ ) en utilisant le modèle de Johnson-Cook identifié sur les essais de compression (à gauche) et sur les essais de cisaillement (à droite).

D'autre part, une comparaison entre différentes simulations numériques conduites en utilisant quatre modèles de comportement : le modèle de Johnson-Cook, TANH, de Lurdos et Montheillet et le modèle proposé est réalisée. Les paramètres de ces lois sont identifiés à partir des essais de compression (chapitre 3). Nous avons introduit également une loi d'amorçage du dommage de type Johnson-Cook et une loi d'évolution. Les courbes contrainte-déformation théoriques de cisaillement sont présentées sur la figure 6.18. Trois conditions thermomécaniques sont présentées.

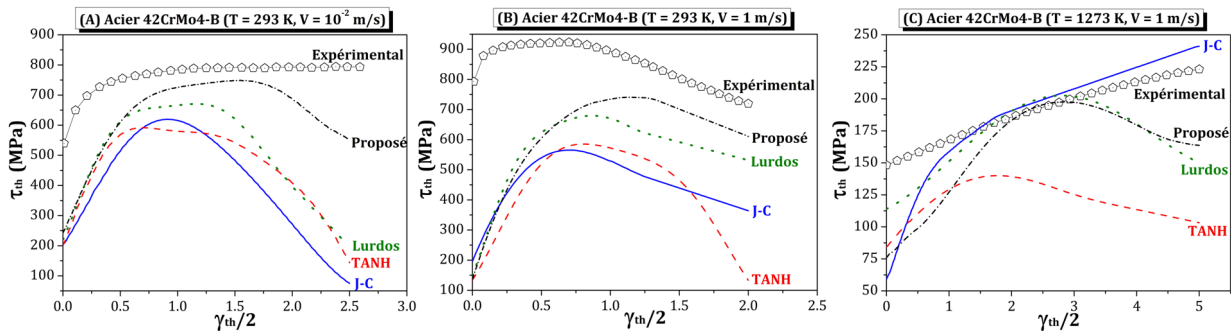


FIGURE 6.18 – Comparaison entre les essais expérimentaux et les prédictions des simulations EF avec les différents modèles. Trois conditions sont présentées (A)  $T=293 \text{ K}$  et  $V=0.01 \text{ m/s}$ , (B)  $T=293 \text{ K}$  et  $V=1 \text{ m/s}$  et (C)  $T=1273 \text{ K}$  et  $V=1 \text{ m/s}$ . Cas de l'acier 42CrMo4 bainitique.

Les courbes correspondant aux simulations numériques chutent rapidement à cause de l'endommagement qui apparaît rapidement au niveau des rayons interne et externe. Cependant, sur la partie croissante, les prédictions des simulations utilisant le modèle proposé sont les plus proches des résultats expérimentaux. Sauf pour l'essai à chaud (figure 6.18-C), l'écart le plus important entre expérimental et simulation numérique est obtenu en utilisant le modèle de Johnson-Cook et TANH. Les prédictions des simulations avec le modèle de Lurdos et Montheillet sont meilleures que ces dernières lois, mais un peu moins bonnes que le modèle proposé. Les températures maximales d'auto-échauffement obtenues par les simulations de l'essai ( $T=293 \text{ K}$ ,  $V=1 \text{ m/s}$ ) avec les différents modèles sont relativement proches. En effet, à un déplacement

égal, nous obtenons 567 K avec le modèle de Johnson-Cook, 552 K avec TANH, 536 K avec Lurdos et 546 K avec le modèle proposé.

Finalement, cette étude comparative permet de conclure que :

- Selon les sollicitations utilisées et la méthode d'identification, les paramètres de la loi de Johnson-Cook changent énormément.
- L'identification des paramètres d'une loi de comportement à partir des essais de cisaillement permet d'augmenter les températures résultant des effets d'auto-échauffement par déformation plastique.
- Le modèle proposé améliore les prédictions numériques des grandeurs globales telles que les efforts nécessaires pour la déformation.

## 6.4.2 La coupe orthogonale

La coupe orthogonale est une simplification du problème du tournage, tant pour l'expérimentation que pour la modélisation. La coupe orthogonale est un problème mécanique plan schématisé en figure 6.19. La face de dépouille secondaire (parallèle au plan de cette figure) n'est plus en contact avec la matière, le problème du frottement est donc plus limité. En négligeant les effets de bord, la simulation de cet essai peut être 2D. Changeux [Cha01] prouve que, dans ce cas simplifié de l'usinage, la sollicitation est de type déformation plane au centre du copeau, et contrainte plane sur les bords. Il estime que le problème est considéré comme plan à partir d'un certain rapport  $p/t_2 = 5.2$ , où  $p$  est la largeur du copeau et  $t_2$  son épaisseur ( $t_1$  est l'avance, cf. figure 6.19). Dans cette configuration particulière, les trois efforts habituellement rencontrés en coupe tridimensionnelle ( $F_a$ ,  $F_r$  et  $F_t$ ) se réduisent à deux composantes ( $F_r$  et  $F_t$ ), et la profondeur de passe est remplacée par l'avance.

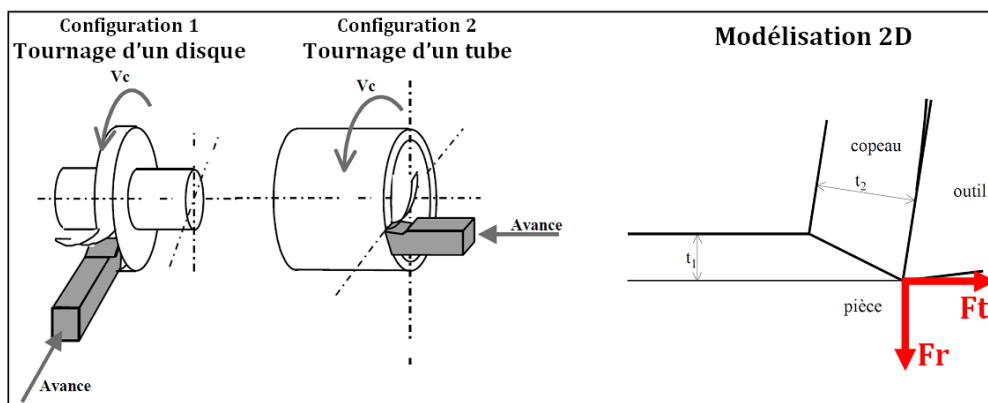


FIGURE 6.19 – Les deux configurations du tournage orthogonale et la modélisation 2D de cet essai [Cha01].

### 6.4.2.1 Réalisation des essais d'usinage de l'acier 42CrMo4 sur un tour instrumenté

Un ensemble de moyens de caractérisation a été mis en place autour de la coupe orthogonale au sein du centre d'Angers depuis quelques années. En fonction des paramètres de coupe (vitesse de coupe et avance), il est possible d'accéder à :

- des données mécaniques : les efforts de coupe et l'usure de l'outil,
- des données thermiques : les flux thermique dans l'outil et le champ de température dans la zone de coupe,
- des données métallurgiques et d'intégrité de surface : les contraintes résiduelles, la texture, les microstructures, la forme des produits de coupe, la rugosité.

Pour cette étude, les essais ont été réalisés par T. Braham-Bouchnak [BB10] sur l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique. Nous avons choisi d'analyser, pour quatre conditions de coupe, les efforts, le

champs de température et la forme du copeau (figure 6.20).

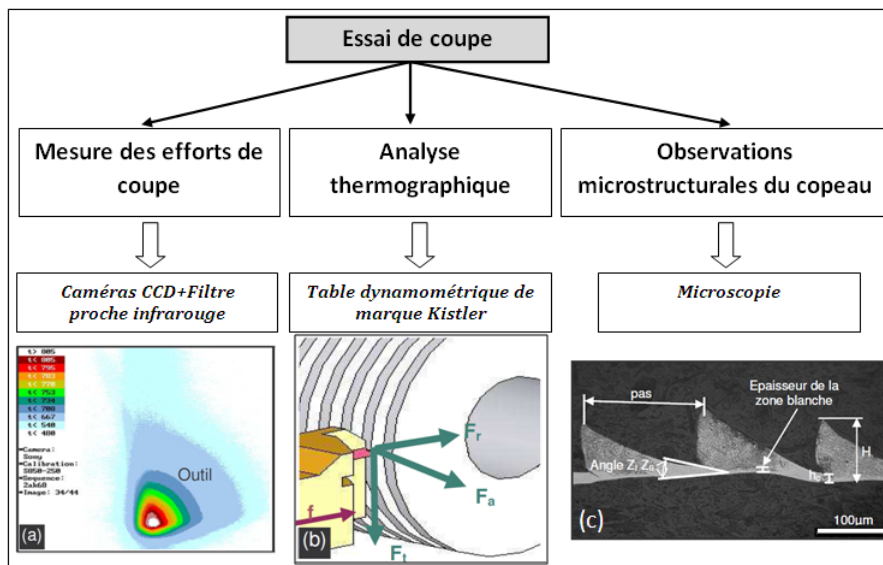


FIGURE 6.20 – Informations recueillies lors de l’essai de coupe : champs de température (a), efforts de coupe (b), et micrographies des produits de coupe (c).

– **Détermination des champs de température par thermographie PIR**

Afin de procéder à des relevés de température dans la zone de coupe, la technique de caméra proche infrarouge “PIR” est employée [Msa98, Hab06]. Son principe consiste à utiliser une caméra avec un capteur CCD (Charge Couple Device) et un filtre bas infrarouge qui ne laisse passer que les faibles longueurs d’onde (0.8 et 1.1  $\mu\text{m}$ ). A l’aide d’objectifs photo classiques, il est possible de calibrer, dans le visuel, les dimensions de la zone analysée et de localiser de manière plus précise la position des différents éléments (pièce, outil, copeau). La technologie (CCD-PIR) a été adaptée au tournage pour la première fois aux Arts et Métiers ParisTech, centre de Paris par Lecalvez [Cal95] avec une seule caméra pour observer la face latérale de coupe. M’Saoubi [Msa98], Changeux [Cha01] et Habak [Hab06] ont utilisé deux caméras CCD-PIR permettant une acquisition simultanée d’images en face de coupe et en face latérale de l’outil. Comme le montre la figure 6.21, les relevés des cartes thermiques permettent de positionner le point le plus chaud par rapport à l’arête de coupe et surtout de quantifier les températures relatives à l’émergence des différentes zones de cisaillement primaire (observées sur la face de coupe, cartographie gauche de la colonne champs de température), secondaire et tertiaire (observées sur la face latérale de l’outil, cartographie droite de la colonne champs de température). L’analyse thermique a permis de montrer avec précision l’évolution et la position du point chaud en fonction des conditions de coupe. Il a également été observé que la température dans la zone de frottement avec l’outil augmente lorsque l’avance ou la vitesse de coupe augmente.

– **Efforts de coupe**

En plus des informations concernant la stabilité de la coupe, la connaissance des efforts de coupe renseigne sur les déformations plastiques et la puissance mécanique fournie nécessaire à l’enlèvement de matière. Elle permet également de délimiter la zone de coupe en choisissant des valeurs d’efforts acceptables pour l’outil. La mesure des efforts de coupe se fait à l’aide d’une table dynamométrique de marque Kistler. Pour se faire, on mesure les déformations imposées par les efforts de coupe sur la table à l’aide de capteurs piézoélectriques précontraints dans les trois directions de l’espace. Les tables dynamométriques sont très utilisées en usinage à cause de leur sensibilité, leur précision et surtout leur grande rigidité qui permet de ne pas perturber l’opération d’usinage [Hab06]. Les différentes composantes ( $F_a$ ,  $F_r$  et  $F_t$ ) de l’effort global de coupe sont accessibles :

1. L’effort axial ( $F_a$ ) ou effort d’avance : il correspond à la force appliquée sur l’outil parallèlement à l’axe

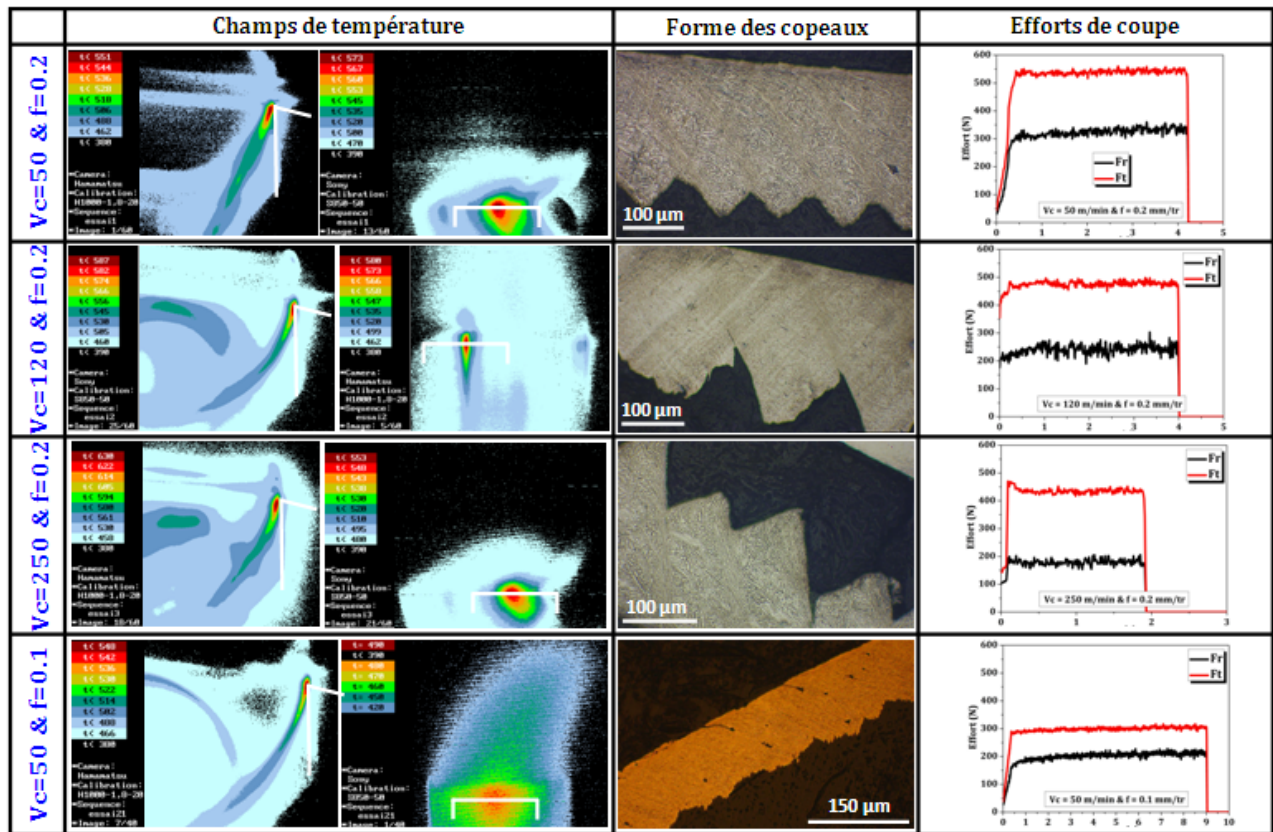


FIGURE 6.21 – Évolution des champs de température (en °C), de l’effort de coupe (en N), et de la forme des copeaux en fonction de l’avance (en mm/tr) et de la vitesse de coupe (en m/min). Cas de l’acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique.

de rotation de la pièce à usiner. Il est pratiquement nul dans la configuration de coupe orthogonale.

2. L’effort radial ( $F_r$ ) défini comme l’effort parallèle au rayon de la pièce. Il est appelé aussi effort de pénétration.
3. L’effort tangentiel ( $F_t$ ) ou l’effort de coupe : c’est l’effort parallèle à la tangente à la surface de la pièce au niveau de la pointe de l’outil.

L’évolution de ces efforts en fonction du temps pour différentes conditions de coupe est donnée à la troisième colonne de la figure 6.21. Cet effort est très sensible à l’avance mais aussi à la vitesse de coupe. Il augmente lorsque l’avance augmente ou la vitesse de coupe diminue. Ce résultat coïncide avec les travaux de Habak [Hab06].

– **Analyse de la forme des copeaux**

La compréhension des mécanismes de coupe passe forcément par l’analyse de la forme des copeaux. A la fin de chaque essai, les copeaux sont collectés et sont examinés géométriquement et métallurgiquement à l’aide d’un microscope optique. La forme du copeau est sensible à plusieurs paramètres tels que la dureté et la conductivité thermique du matériau, les conditions de coupe et même la stabilité de la machine outil (vibrations, bruits,..). La deuxième colonne de la figure 6.21 représente différentes morphologies micrographiques des copeaux obtenus pour différentes conditions de coupe. Il est à noter que la morphologie dépend fortement de l’avance et un peu moins de la vitesse de coupe. En effet, dans le cas d’une avance de 0.1 mm/tr, les copeaux observés sont continus et ne présentent aucune instabilité. En revanche, lorsque l’avance augmente, on voit apparaître des copeaux de plus en plus discontinus. Ces copeaux sont formés par une localisation de la déformation et par cisaillement catastrophique [PMJ02]. Pour une avance faible, le mécanisme de génération de copeau mis en jeu est basé sur l’amorçage d’une fissure suivi d’un glissement.



Il n'existe pas de couches blanches visibles au microscope optique. Ceci peut s'expliquer par le fait que, pour ce matériau, la température atteinte et les déformations appliquées lors de la formation de copeau ne permettent pas la formation de couches blanches épaisses visibles au microscope [Hab06].

### 6.4.2.2 Simulation numérique de la coupe orthogonale

Différentes méthodes de simulation de la coupe sont utilisées dans la littérature : la méthode des éléments finis, les méthodes sans maillage,... Pour la méthode des éléments finis, selon les hypothèses, différentes modélisations sont possibles :

- En 2D déformation plane avec une procédure thermomécanique fortement couplée (résolution simultanée des équations de la mécanique et de la thermique).
- Compte tenu de la vitesse du processus, le transfert de chaleur par conduction reste très faible. Une modélisation 2D déformation plane utilisant une procédure mécanique adiabatique est également possible (résolution locale des équations simplifiées de la thermique). Il s'agit d'un couplage faible entre les aspects mécaniques et thermiques.
- une modélisation 3D afin de mieux rendre compte du phénomène de contact.

Dans ce travail, nous avons opté pour la modélisation 2D en déformation plane avec un couplage fort. Cette procédure tient compte de l'échauffement par frottement et par dissipation plastique. Ce choix a été conforté par l'expérience du laboratoire dans la simulation de la coupe [Hab06, GCBB09]. La modélisation numérique de la coupe est conduite en faisant déplacer un outil rigide à vitesse constante et une pièce métallique déformable selon une loi de comportement de type thermoviscoplastique. La séparation de la matière est possible grâce à l'introduction d'une loi d'endommagement, incluant un critère de germination et une loi d'évolution.

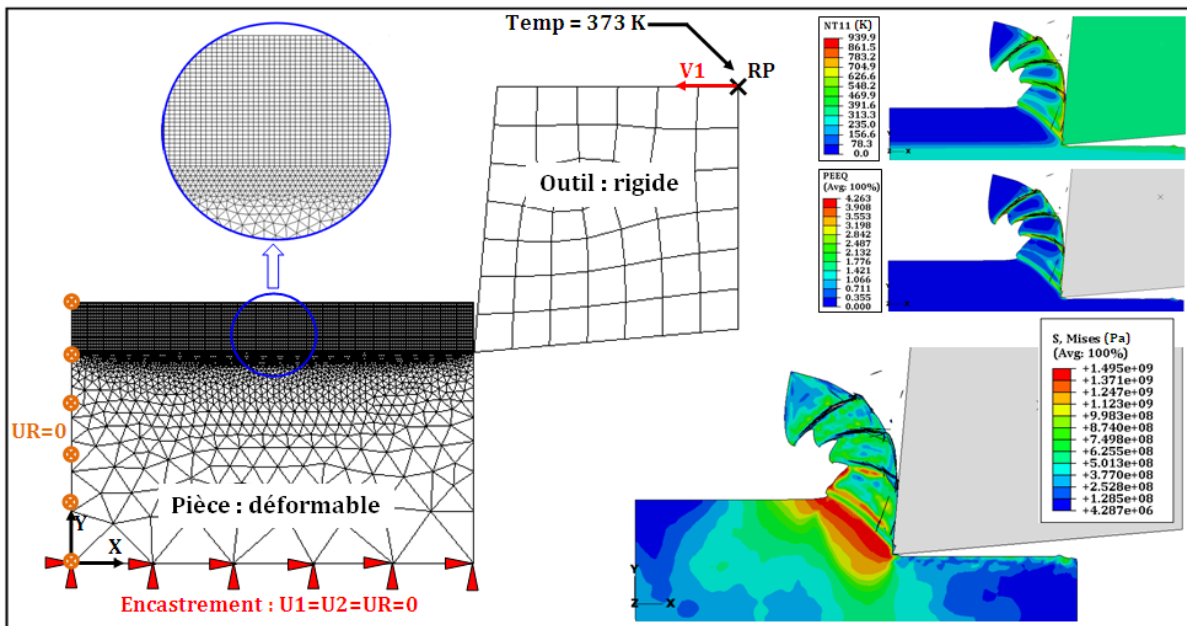


FIGURE 6.22 – Modélisation EF pour la simulation numérique de la formation du copeau en coupe orthogonale.

### Le contact

Dans le cadre de ce problème couplé, les propriétés de contact peuvent être de type mécanique et thermique. Pour les propriétés mécaniques, nous avons choisi un modèle de frottement de Coulomb avec un coefficient de frottement de 0.1 (valeur déterminée expérimentalement et validée par simulation sur l'acier



42CrMo4 au cours de la thèse de G. Germain [Ger06]). Pour les propriétés thermiques, nous avons opté pour un échauffement par frottement avec un coefficient de conversion de l'énergie de frottement sous forme de chaleur égal à 1, et une répartition 50/50 de cette énergie entre la surface maîtresse (de l'outil) et la surface esclave (de la pièce). Cependant, nous n'avons pas introduit d'échange par conduction entre l'outil et la pièce à usiner, échange probablement faible compte tenu de la forme géométrique biaisée de l'outil.

**Les conditions aux limites et initiales**

La surface intérieure de la pièce est encastrée (figure 6.22). L'outil, considéré comme rigide et isotherme, se déplace avec une vitesse de coupe constante dans le sens négatif de l'axe X. Son déplacement suivant l'axe Y est bloqué, ainsi que sa rotation suivant Z. La température initiale de toutes les pièces est de 293 K.

**Le maillage**

L'outil et la pièce sont maillés en utilisant des éléments thermomécaniques avec un couplage fort posédant à la fois des degrés de liberté mécanique et thermique. Pour la pièce, deux types d'éléments sont utilisés. Dans l'outil et la zone de formation de copeau il s'agit des quadrilatères CPE4RT (6336 éléments pour la pièce et 47 pour l'outil). Pour le reste de la pièce, des triangles CPE3T sont utilisés (3811 éléments). Un affinement du maillage est réalisé dans cette zone de formation et de développement du copeau. Les éléments de l'outil sont rigidifiés en ajoutant une contrainte de type "corps rigides isotherme". Pour diminuer le temps de calcul, un maillage grossier a été conservé pour cet outil (figure 6.22).

En observant l'évolution de la température, de la contrainte et la déformation équivalente, le processus de formation du copeau, peut se décomposer en trois phases :

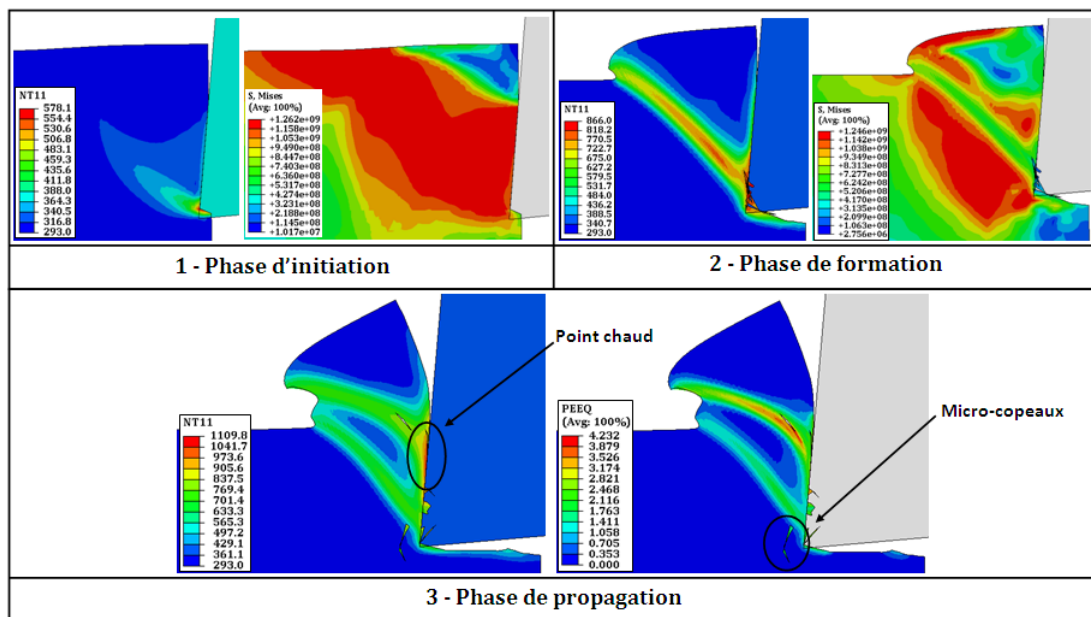


FIGURE 6.23 – Description du processus de formation du copeau en simulation numérique.

- Phase d'amorçage : au moment du contact entre la pièce et l'outil, la déformation augmente localement dès le début de la pénétration (de l'ordre de 1). Cette augmentation locale et rapide de la déformation mène à un échauffement situé à la pointe de l'outil (T atteint environ 600K) et un adoucissement thermique de cette zone (figure 6.23-(1)).
- Phase de formation : au fur et à mesure que l'outil avance, la bande de déformation se forme en se propageant de la pointe de l'outil vers la surface de la pièce. La bande de cisaillement adiabatique est formée. Cette bande est caractérisée par une élévation de température intense (T atteint 850 K) qui

engendre un adoucissement thermique. La contrainte d'écoulement diminue alors dans cette bande favorisant le glissement des deux bords de la zone. L'évolution de cette bande s'achève par la formation d'un feston. En plus de cet échauffement résultant du travail plastique, une deuxième zone d'échauffement commence à apparaître au niveau de l'interface copeau/outil et provient du frottement. Le temps est suffisamment court, la température n'a pas donc le temps de diffuser. Elle est localisée sur une très faible épaisseur (une dizaine de microns). Dans cette zone étroite, les niveaux de déformation observés (supérieurs à 300 %) sont élevés par rapport au reste du feston (figure 6.23-(2)).

- Phase de propagation : Le feston formé s'évacue en glissant sur la surface de l'outil. Un point chaud apparaît au niveau de la zone de frottement contre l'outil (figure 6.23-(3)). La déformation évolue légèrement car le feston ne se déforme plus et glisse contre la face de coupe comme un corps rigide. Le copeau formé par plusieurs festons commence alors à s'enrouler devant l'outil. Des micro-copeaux, résultant de la séparation entre la pièce et l'outil, sont également observés. Pendant que le premier feston s'évacue, une deuxième bande se reforme en s'amorçant en pointe d'outil, c'est l'embryon d'un nouveau feston. Le processus se répète avec quelques différences liées au léger échauffement de la matière lors de la formation des festons précédents. La deuxième bande formée présente en particulier une courbure plus importante. De plus, l'angle de cisaillement augmente légèrement dans cette deuxième bande. Le matériau ainsi chauffé est plus ductile ce qui favorise la formation de cette nouvelle bande.

### Influence de la vitesse de coupe

Selon les conditions de coupe, différents types de bandes de déformation sont observés. Quelle que soit la vitesse de coupe, le copeau obtenu est, en général très régulier, avec un cisaillement net et une périodicité aisément identifiable. Quand la vitesse de coupe augmente, le copeau évolue d'un type continu vers un copeau segmenté, ce qui est conforme aux constatations expérimentales. Généralement, la température augmente avec la vitesse de coupe. Le gradient thermique entre les bandes et le reste du feston est plus élevé pour la vitesse supérieure, et le processus est tellement rapide que cette température élevée dans les bandes ne trouve pas le temps de diffuser dans le reste du feston. Lorsque la vitesse est faible, la température diminue, les bandes de cisaillement sont moins nettes et la température diffuse dans le reste du feston. Deux résultats sont présentés sur la figure 6.24, avec deux vitesses de coupe de 30 m/min et 60 m/min, l'avance est constante et égale à 0,15 mm/tr.

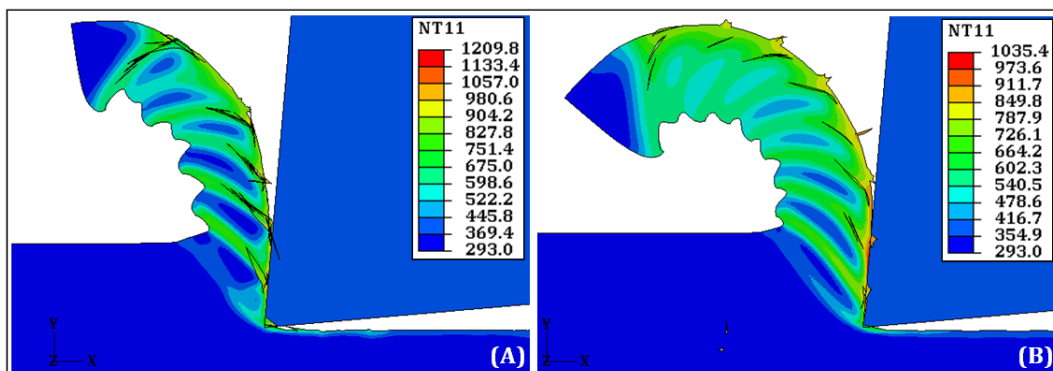


FIGURE 6.24 – Formes du copeau numérique pour une avance fixe (0,15 mm/tr) et deux vitesses de coupe : (A) une vitesse de 60 m/min et (B) une vitesse de 30 m/min.

Enfin, la courbure générale du copeau est différente selon la vitesse de coupe. Pour une vitesse faible, le copeau formé s'enroule jusqu'à toucher la surface non usinée de la pièce. Lorsque cette vitesse augmente, le copeau glisse sur la surface de l'outil. Son mouvement est vertical et pas circulaire. Le point chaud, situé au

niveau du frottement outil/pièce, est plus net dans ce cas. Le mouvement du copeau après formation influe sur la température totale de la pièce. Ce mouvement dépend de la vitesse d'exécution du processus.

### Influence de l'avance

L'avance de l'outil joue un rôle similaire à celui de la vitesse de coupe. Plus l'avance est importante, plus les phénomènes de localisation de la déformation sont accentués. La figure 6.25 illustre l'évolution du type de copeau obtenu quand l'avance passe de 0.05 à 0.1 mm/tr, pour une vitesse de coupe de 60 m/min. Pour une avance de 0,05 mm/tr, le copeau formé est de type continu. La déformation plastique équivalente est de 1.1 en moyenne dans le copeau et de 1.5 le long de la face de l'outil. Quand l'avance augmente, la déformation dans la zone de cisaillement secondaire augmente pour atteindre 1.8 dans le cas  $f = 0.1 \text{ mm/tr}$ . En revanche, la morphologie du copeau passe du type continu à un type fragmenté. La déformation dans la zone de cisaillement primaire devient alors cyclique. Conformément aux observations expérimentales, on observe dans le copeau des zones où les déformations sont plus importantes (zone de cisaillement) et des zones mortes où la microstructure du matériau ne change pas. Le maximum de déformation est de l'ordre de 2,5 et le minimum d'environ 0,1 dans les festons.

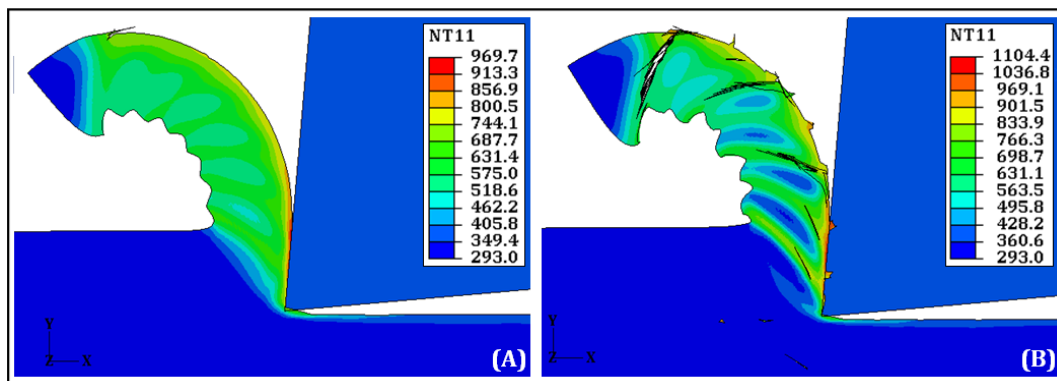


FIGURE 6.25 – Formes du copeau numérique pour une vitesse de coupe fixe (60 m/min) et deux avances : (A) une avance de 0,05 mm/tr et (B) une avance de 0,1 mm/tr.

L'élévation de la température dans le copeau est la conséquence directe du travail plastique fourni dans la zone de cisaillement primaire et du frottement copeau/outil. Elle doit donc être d'autant plus importante que la déformation plastique moyenne est élevée. Dans le cas d'une avance faible, le copeau est moins épais ce qui diminue le travail plastique et donc la température.

#### 6.4.2.3 Confrontation expérimentale

Les lois de comportement et de rupture de Johnson-Cook sont utilisées pour la validation du modèle numérique développé. Les paramètres de ces deux modèles sont extraits de la thèse de Braham-Bouchnak [BB10]. L'objectif de ce paragraphe est de discuter de l'effet des lois de comportement, qui tiennent compte de l'adoucissement, sur la formation du copeau pour différentes conditions de coupe lors de la simulation numérique de l'usinage. Pour cela, des simulations sont conduites avec, d'une part, un modèle ne prenant pas en compte ce phénomène : le modèle de Johnson-Cook [JC83] et d'autre part, des modèles reproduisant fidèlement ce phénomène tels que la loi TANH [Cal08], le modèle de Lurdos et Montheillet [Lur08] et le modèle proposé. Le modèle d'endommagement utilisé pour toutes les simulations est le même, c'est le critère de rupture de Johnson-Cook [JC85].

La forme de copeau obtenue par simulation numérique dépend de la loi de comportement mais beaucoup plus des paramètres d'évolution du dommage (équation (6.10)). Pour cela, Nous avons commencé par ajuster ces paramètres en utilisant les lois de comportement et d'endommagement de Johnson-Cook

(identifiées dans les chapitre 3 et 5) de manière à obtenir des formes de copeaux proches des observations expérimentales pour trois conditions de coupes étudiées :

1. Vitesse de coupe égale à 50 m/min et avance = 0.2 mm/tr
2. Vitesse de coupe égale à 50 m/min et avance = 0.1 mm/tr
3. Vitesse de coupe égale à 250 m/min et avance = 0.2 mm/tr

Une comparaison entre les formes de copeaux expérimentales et les simulations numériques est présentée sur la figure 6.26.

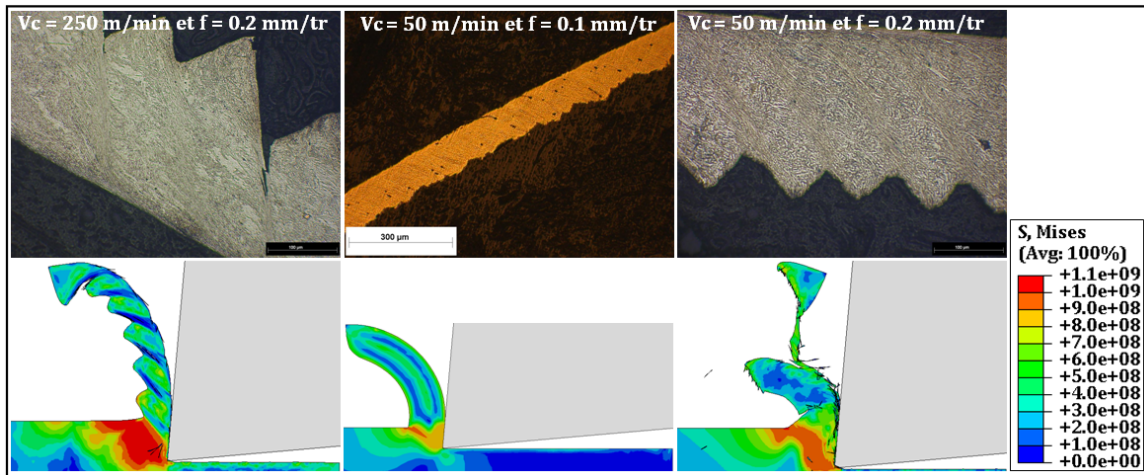


FIGURE 6.26 – Comparaison entre les formes des copeaux numériques en utilisant la loi de comportement de Johnson-Cook et les copeaux expérimentaux pour trois conditions de coupes différentes.

Une fois ces paramètres ajustés, d’autres simulations similaires ont été conduites en modifiant uniquement la loi de comportement. La figure 6.27 illustre une comparaison entre les formes du copeau obtenues par les différents modèles de comportement. Il est évident que le copeau le plus proche de l’expérimental est celui obtenu par la simulation numérique utilisant la loi de Johnson-Cook, puisque les principaux paramètres gouvernant la formation du copeau (paramètre d’évolution du dommage) ont été ajustés à partir d’une simulation numérique utilisant cette loi. Cette comparaison montre également que le copeau le plus fragmenté correspond aux simulations EF utilisant la loi TANH et la loi proposée. Ces deux modèles sont caractérisés par un adoucissement plus marqué (la pente de la courbe contrainte-déformation devient négative pour certaines conditions). L’introduction de l’adoucissement dans la loi de comportement améliore la fragmentation du copeau. Ces observations ont également été faites par Calamaz [Cal08] lors d’une comparaison entre la simulation EF de l’usinage (sur Forge 3) en utilisant la loi de Johnson-Cook et la loi TANH. L’adoucissement joue donc un rôle semblable à l’endommagement.

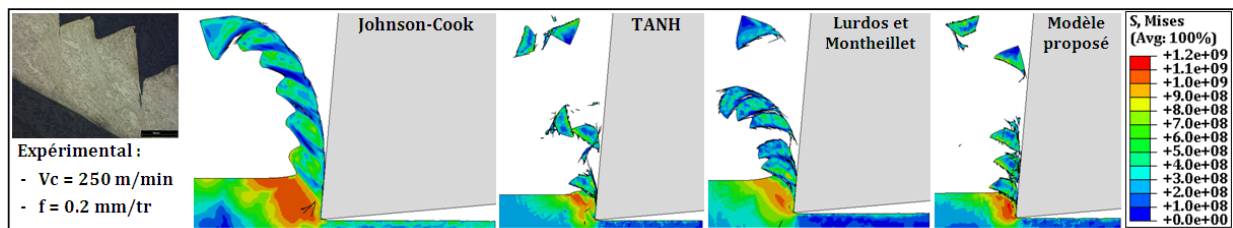


FIGURE 6.27 – Comparaison entre les formes de copeaux obtenues par simulation numérique en utilisant les différents modèles de comportement et le copeau expérimental pour les conditions de coupe  $V_c = 250 \text{ m/min}$  et  $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ .

La comparaison avec les observations expérimentales est réalisée en évaluant les efforts de coupe et les

températures dans les zones de cisaillement primaires et secondaires (figure 6.28). Au niveau des efforts de coupe, les quatre modèles étudiés dans cette partie surestiment l'effort tangentiel ( $F_t$ ) et sous-estiment l'effort radial ( $F_r$ ). Cet écart provient de la modélisation du frottement. Le coefficient de 0.1 utilisé pour toutes les simulations n'est pas approprié. Cependant, une comparaison entre les composantes tangentielles obtenues par les différentes simulations est possible car le frottement est toujours le même. Cette comparaison montre, en particulier, que l'utilisation du modèle de Lurdos et Montheillet ou du modèle proposé améliore la prédiction des efforts. En effet, l'ajout de l'adoucissement avec le modèle TANH a permis de diminuer les efforts de coupe de 30 %. Cette amélioration atteint 35 et 37% en utilisant les modèles proposé ou de Lurdos et Montheillet.

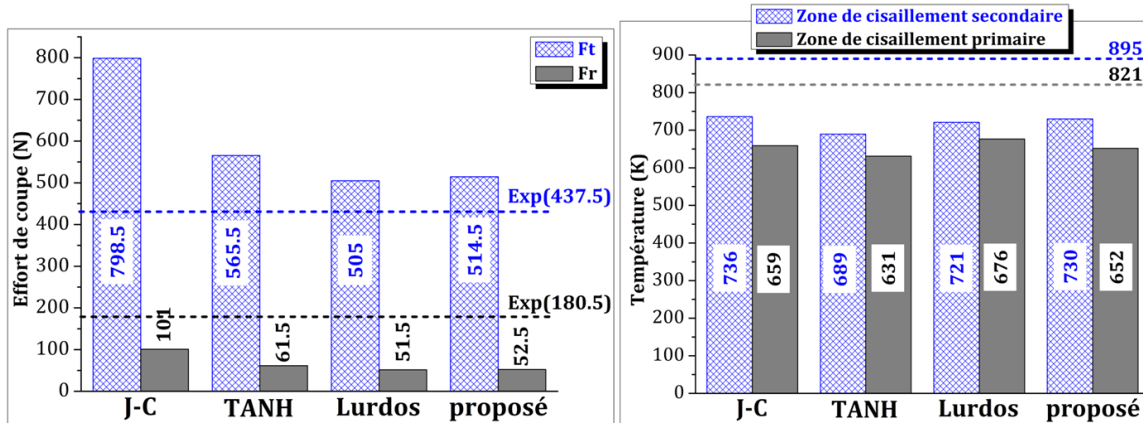


FIGURE 6.28 – Comparaison entre les efforts de coupe (à gauche) et les températures (à droite) obtenus par simulation numérique en utilisant les différents modèles de comportement et les observations expérimentales pour les conditions de coupe  $V_c = 250 \text{ m/min}$  et  $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ .

Concernant les températures (figure 6.28-à droite), les quatre modèles sous-estiment la température dans les deux zones (de cisaillement primaire et secondaire). Ce résultat explique la surestimation des efforts de coupe annoncée précédemment. De plus, les prédictions thermiques des quatre modèles sont très proches, la différence ne dépasse pas  $28^\circ\text{C}$  au niveau de la zone de cisaillement primaire et  $47^\circ\text{C}$  dans la zone de cisaillement secondaire. Ces températures inférieures aux observations expérimentales montrent que l'identification d'une loi de comportement à partir des essais de compression ne permet pas de bien tenir compte de certains effets comme l'auto-échauffement très localisé dans le cas de l'usinage. Pour améliorer la prédiction de ces températures, T. Braham-Bouchnak [BB10] utilise les essais de cisaillement sur éprouvette "chapeau" pour l'identification de la loi de Johnson-Cook. Les températures obtenues par ses simulations sont proches voire supérieures aux résultats expérimentaux. Une comparaison entre les températures obtenues par simulation numérique de la coupe avec deux jeux de paramètres : le premier obtenu par identification directe (deuxième méthode) à partir des essais de compression et le deuxième jeu par identification inverse sur des essais de cisaillement (éprouvette chapeau) (tableau 6.2) est réalisée. Cette comparaison montre qu'en simulant l'essai de coupe avec une loi de Johnson-Cook déterminée à partir des essais de cisaillement, la température passe de 659 à 764 K dans la zone de cisaillement primaire et de 736 à 810 K dans la zone de cisaillement secondaire (figure 6.29). Ces températures sont proches des observations expérimentales (821 K dans ZI et 895 dans ZII). Ceci justifie la sous-estimation de la température par les différents modèles de comportement identifiés à partir des essais de compression.

Enfin, l'utilisation des lois de comportement empiriques couplées, comme la loi de TANH, de Lurdos et la loi proposée dans la simulation numérique de l'éprouvette "chapeau" et de l'usinage, permet de fragmenter davantage le copeau et améliore la prédiction de certaines mesures globales comme les efforts de coupe. Le modèle de Lurdos et la loi proposée permettent d'avoir les efforts de coupe tangentiels les plus proches de l'expérimental en diminuant l'effort prédit par le modèle de Johnson-Cook de 35 à 37%. Cepen-



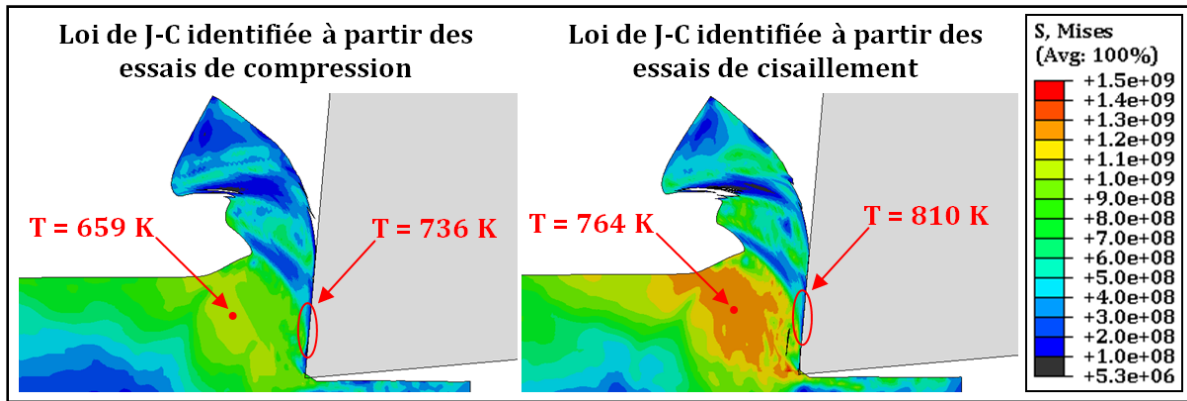


FIGURE 6.29 – Comparaison entre les formes de copeaux, les champs de contrainte équivalente et les températures (dans ZI et ZII) obtenues par simulation numérique en utilisant le modèle de Johnson-Cook identifié à partir des essais de compression (à gauche) et des essais de cisaillement (à droite) pour les conditions de coupe  $V_c = 250 \text{ m/min}$  et  $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ .

dant, l'identification de ces lois à partir des essais de compression sous-estime certains effets comme l'auto-échauffement et la localisation ce qui se traduit par des températures locales en simulation inférieures aux températures déterminées expérimentalement, et ce quel que soit le modèle de comportement.

## 6.5 Rhéologie et endommagement en forgeage

Le forgeage est un procédé de mise en forme par déformation plastique qui englobe plusieurs techniques de fabrication comme le forgeage libre, l'estampage,... Les conditions thermomécaniques varient selon le procédé utilisé : la température varie de l'ambiante dans le cas du forgeage à froid jusqu'à la température de fusion pour le thixoforgeage. La vitesse passe des gammes du quasi-statique à la dynamique dans le cas de l'estampage. Les quantités de déformation sont également élevées. Pour tenir compte de ces caractéristiques, nous avons mis en place l'essai de bipoinçonnement qui simule expérimentalement ce procédé. Il s'agit d'un essai qui reproduit fidèlement un état de déformation rencontré souvent en forgeage : la déformation plane. Il est fréquemment utilisé afin de caractériser un matériau dans des conditions proches de celles rencontrées lors du laminage de produits plats [Kub80], pour étudier le frottement et les lubrifiants, ou de façon générale, pour reproduire des conditions de déformation plane. Plusieurs travaux ont porté sur l'utilisation de ces essais pour identifier le comportement rhéologique des métaux [GGS94, For04].

### 6.5.1 Conditions expérimentales et résultats d'essai

#### 6.5.1.1 Conditions expérimentales

Comme pour les essais de compression et de cisaillement, du papier en graphite et de la pâte de Nickel sont utilisés pour minimiser le frottement (paragraphe (2.3) et annexe 3). La contrainte normale (ou la pression) et la déformation logarithmique suivant l'axe 1 sont définies par :

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= -P = -\frac{F}{bW} \\ \epsilon_1 &= \epsilon_L = \ln\left(\frac{E+\Delta E}{E}\right) \end{aligned} \quad (6.16)$$

$F$  est la force appliquée et  $b$ ,  $W$  et  $E$  sont les paramètres géométriques de l'essai (voir figure 6.30). Seule la partie inélastique de la déformation  $\epsilon_L$  sera utilisée dans la suite.

Dans le repère principal associé à la zone déformée, l'hypothèse de déformation plane et la conservation



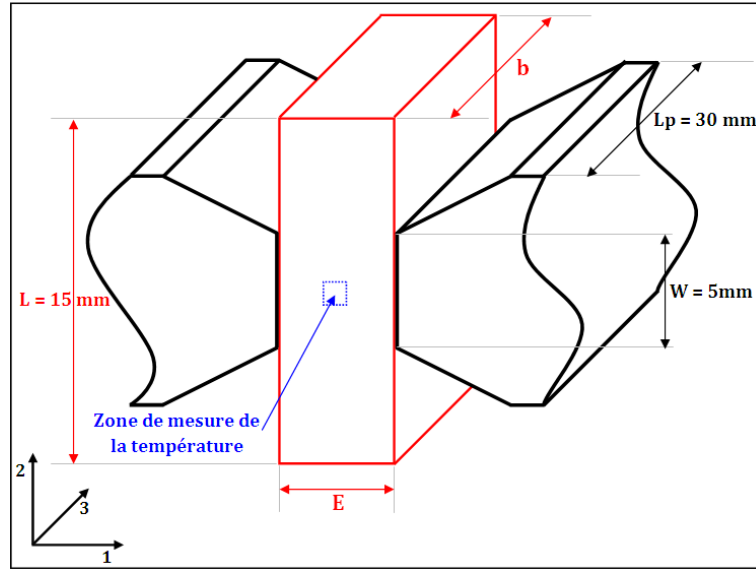


FIGURE 6.30 – Caractéristiques géométriques de l’essai de bipoinçonnement.

de volume conduit à :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} -\varepsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{et,} \quad \varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\varepsilon_1 = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{E + \Delta E}{E} \right) \quad (6.17)$$

et,

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad \text{et,} \quad \sigma = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2} \quad (6.18)$$

Dans le cas des géométries avec des épaisseurs importantes ( $E \geq W$ ), il est possible de déterminer analytiquement, en utilisant la méthode des tranches (annexe 5), l’expression des distributions des contraintes  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  et  $\sigma_3$ . En supposant que le champ des déformations est homogène et est égal à la déformation au centre, les composantes du tenseur de contrainte s’écrivent :

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= \frac{2\sigma}{\sqrt{3}} \left( \frac{E}{4W} - 1 \right) \\ \sigma_2 &= \frac{\sigma}{\sqrt{3}} \frac{E}{2W} \\ \sigma_3 &= \frac{1}{2} (\sigma_1 + \sigma_2) \end{aligned} \quad (6.19)$$

$\sigma$  est la contrainte équivalente de von Mises,  $E$  et  $W$  sont respectivement l’épaisseur de l’éprouvette (selon la direction 1) et la largeur du poinçon.

L’hypothèse de “déformation plane” est respectée lorsque la largeur poinçonnée  $b$  est très supérieure à l’épaisseur ( $b \gg E$ ). Nous avons essayé d’étudier l’influence de cette largeur sur la contrainte normale. L’objectif est d’optimiser la géométrie de l’éprouvette tout en restant fidèle à cette hypothèse, autrement dit, trouver la largeur minimale  $b$  à partir de laquelle la contrainte normale devient “insensible” à ce paramètre géométrique. Pour cela, des essais sur l’alliage d’aluminium 2017-T4 ont été réalisés en faisant varier la longueur de la surface poinçonnée  $b$  (figure 6.30). Trois géométries ont été testées :  $b = 10, 15$  et  $20 \text{ mm}$ . L’épaisseur  $E$  et la hauteur  $L$  ne changent pas pour les trois géométries ( $E = 4 \text{ mm}$  et  $L = 15 \text{ mm}$ ). Plusieurs températures sont appliquées.

La figure 6.31 montre que lorsque  $b$  n’est pas suffisamment grand ( $b = 2.5W$ ), la pression est plus élevée

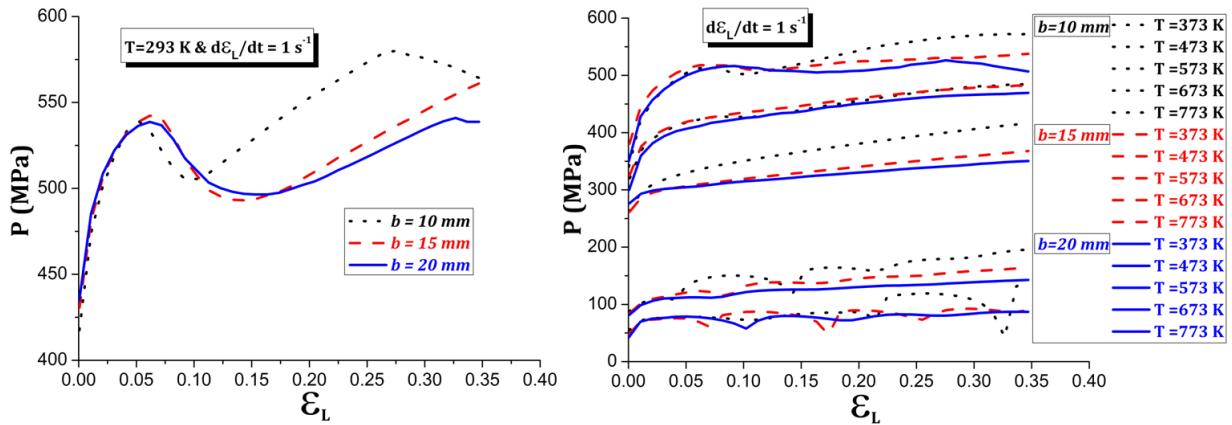


FIGURE 6.31 – Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique pour différentes géométries d’éprouvette en alliage d’aluminium 2017-T4.

que dans les deux autres cas, l’influence de  $b$  est importante et l’hypothèse de déformation plane n’est plus respectée. Dans les deux autres cas, c’est-à-dire pour  $b \geq 15 \text{ mm}$ , quelle que soit la température, les résultats sont pratiquement confondus. Dans la suite, la largeur poinçonnée sera choisie  $b = 20 \text{ mm}$ .

Pour estimer l’influence de la direction de prélèvement des éprouvettes sur le comportement, des essais ont été réalisés sur des éprouvettes en alliage d’aluminium 2017-T4 pour trois directions de prélèvement (direction 3 de la figure 6.30) : parallèle, perpendiculaire et à  $45^\circ$  par rapport à la direction de laminage.

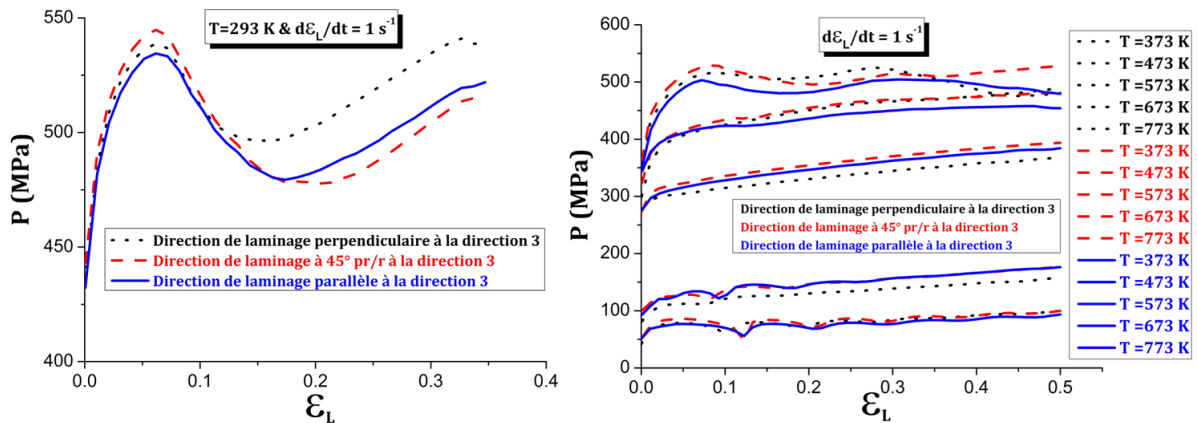


FIGURE 6.32 – Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique pour différents angles entre la direction de laminage et la direction de bipoinçonnement (direction 3 de la figure 6.30) pour l’alliage d’aluminium 2017-T4.

L’écart entre les trois courbes correspondant aux trois directions (figure 6.32) ne dépasse pas l’erreur introduite par la dispersion observée lors des essais de répétabilité. La direction de prélèvement ne semble donc pas affecter le comportement de manière importante.

La géométrie de l’éprouvette retenue est finalement  $b = 20 \text{ mm}$ ,  $L = 15 \text{ mm}$ . Forestier [For04] montre que des instabilités d’écoulement apparaissent lorsque l’éprouvette est trop épaisse par rapport à la largeur des poinçons. Il explique ces instabilités par un cisaillement très important apparaissant au moindre défaut d’alignement de l’éprouvette avec les poinçons. Kubie [Kub80] a également démontré que l’effort mesuré au cours d’un essai de poinçonnement est d’autant plus sensible au frottement que l’éprouvette utilisée est fine. Nous avons donc utilisé différentes épaisseurs dans le cas des essais réalisés sur l’acier 42CrMo4-B. Les éprouvettes sont néanmoins suffisamment épaisses pour diminuer l’effet du frottement. La variation de l’épaisseur  $E$  introduit un changement dans le tenseur de contrainte et de déformation. La direction de prélèvement ne semble pas affecter le comportement, les éprouvettes sont prélevées de manière que la

direction de laminage soit perpendiculaire à la direction de bipoinçonnement.

**6.5.1.2 Résultats d'essais**

Les cycles thermomécaniques appliqués sont identiques à ceux appliqués dans le cas des essais de compression (figure 2.4-a), seule la vitesse de chauffage est plus élevée (10 °C/s au lieu de 5 °C/s). Les résultats expérimentaux seront présentés, comme dans le paragraphe précédent, dans l'espace  $(P, \epsilon_L)$ , où  $\epsilon_L$  est la déformation inélastique dans la direction 1. Deux matériaux sont étudiés :

- l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique. Pour faire varier le type de sollicitation, différentes épaisseurs d'éprouvettes ont été testées. Le tableau 6.3 résume les géométries des éprouvettes et les modes de sollicitation correspondants déterminés analytiquement avec la méthode des tranches en respectant les hypothèses décrites précédemment.
- l'alliage d'aluminium 2017-T4 : une seule géométrie est utilisée (voir tableau 6.3).

L'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique				
Dim. (mm)	$\underline{\underline{\epsilon}}$	$\underline{\underline{\sigma}}$	$\epsilon$ et $\sigma$	Grandeurs expérimentales
$b = 20$ $W = 5$ $E = 5$	$\begin{pmatrix} -\epsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\sigma_1}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\sigma_1}{3} \end{pmatrix}$	$\epsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\epsilon_1$ $\sigma = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_1$	$\epsilon_1 = \epsilon_L = \ln\left(\frac{E+\Delta E}{E}\right)$ $\sigma_1 = -P = -\frac{F}{b.W}$
$b = 20$ $W = 5$ $E = 7.5$	$\begin{pmatrix} -\epsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{3\sigma_1}{5} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\sigma_1}{5} \end{pmatrix}$	$\epsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\epsilon_1$ $\sigma = \frac{4\sqrt{3}}{5}\sigma_1$	$\epsilon_1 = \epsilon_L = \ln\left(\frac{E+\Delta E}{E}\right)$ $\sigma_1 = -P = -\frac{F}{b.W}$
$b = 20$ $W = 5$ $E = 10$	$\begin{pmatrix} -\epsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & -\sigma_1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	$\epsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\epsilon_1$ $\sigma = \sqrt{3}\sigma_1$	$\epsilon_1 = \epsilon_L = \ln\left(\frac{E+\Delta E}{E}\right)$ $\sigma_1 = -P = -\frac{F}{b.W}$
L'alliage d'aluminium 2017-T4				
Dim. (mm)	$\underline{\underline{\epsilon}}$	$\underline{\underline{\sigma}}$	$\epsilon$ et $\sigma$	Grandeurs expérimentales
$b = 20$ $W = 5$ $E = 4$	$\begin{pmatrix} -\epsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\sigma_1}{4} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{3\sigma_1}{8} \end{pmatrix}$	$\epsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\epsilon_1$ $\sigma = \frac{5\sqrt{3}}{8}\sigma_1$	$\epsilon_1 = \epsilon_L = \ln\left(\frac{E+\Delta E}{E}\right)$ $\sigma_1 = -P = -\frac{F}{b.W}$

TABLE 6.3 – Géométries des éprouvettes utilisées et modes de sollicitation correspondants déterminés analytiquement par la méthode des tranches.

**- Cas de l'acier 42CrMo4 Bainitique**

Dans le cas de cet acier, et pour des raisons de limitation de capacité de la machine GLEEBLE (effort maximal : 100 KN), les essais sont conduits à des températures supérieures ou égales à 873 K. En faisant varier l'épaisseur bipoinçonnée, les formes des courbes sont identiques mais le niveau de la pression change (figure 6.33). Ce fait confirme l'étude théorique menée précédemment. Comme pour l'essai de compression, la contrainte normale est sensible à la vitesse de déformation pour ces températures. De plus, pour des vitesses élevées, un phénomène d'adoucissement ou d'endommagement très rapide est observée pour les températures faibles (873 et 973 K). Pour ces températures, la pente décroissante est grande (en valeur absolue). Nous retrouvons également les deux domaines de déformation à mi-chaud (caractérisé par l'adoucissement) et à chaud (caractérisé par l'écrouissage et le changement de phase).

Des ondulations continues apparaissent pour les conditions thermomécaniques  $\dot{\epsilon} = 1 s^{-1}$  et  $T=873 K$ . Ces ondulations diminuent lorsque l'épaisseur augmente. Elles peuvent être dues aux instabilités de l'écoulement à cause du frottement. Ce phénomène discuté par Kubie [Kub80] diminue pour des éprouvettes épaisses.

Une attaque chimique après polissage des éprouvettes bipoinçonnées permet d'observer l'orientation du fibrage au MEB (figure 6.34). Elle permet de visualiser les lignes d'écoulement plastique souvent observées dans les pièces forgées. L'observation de la microstructure au centre de ces éprouvettes met en évidence le changement de phase qui commence pour des températures supérieures à 1073 K. En effet à 873 et 973 K,

la structure déformée reste bainitique, à 1073 K une structure intermédiaire est observée, et à 1173 et 1273 K une structure martensitique est synonyme d'un changement de phase total.

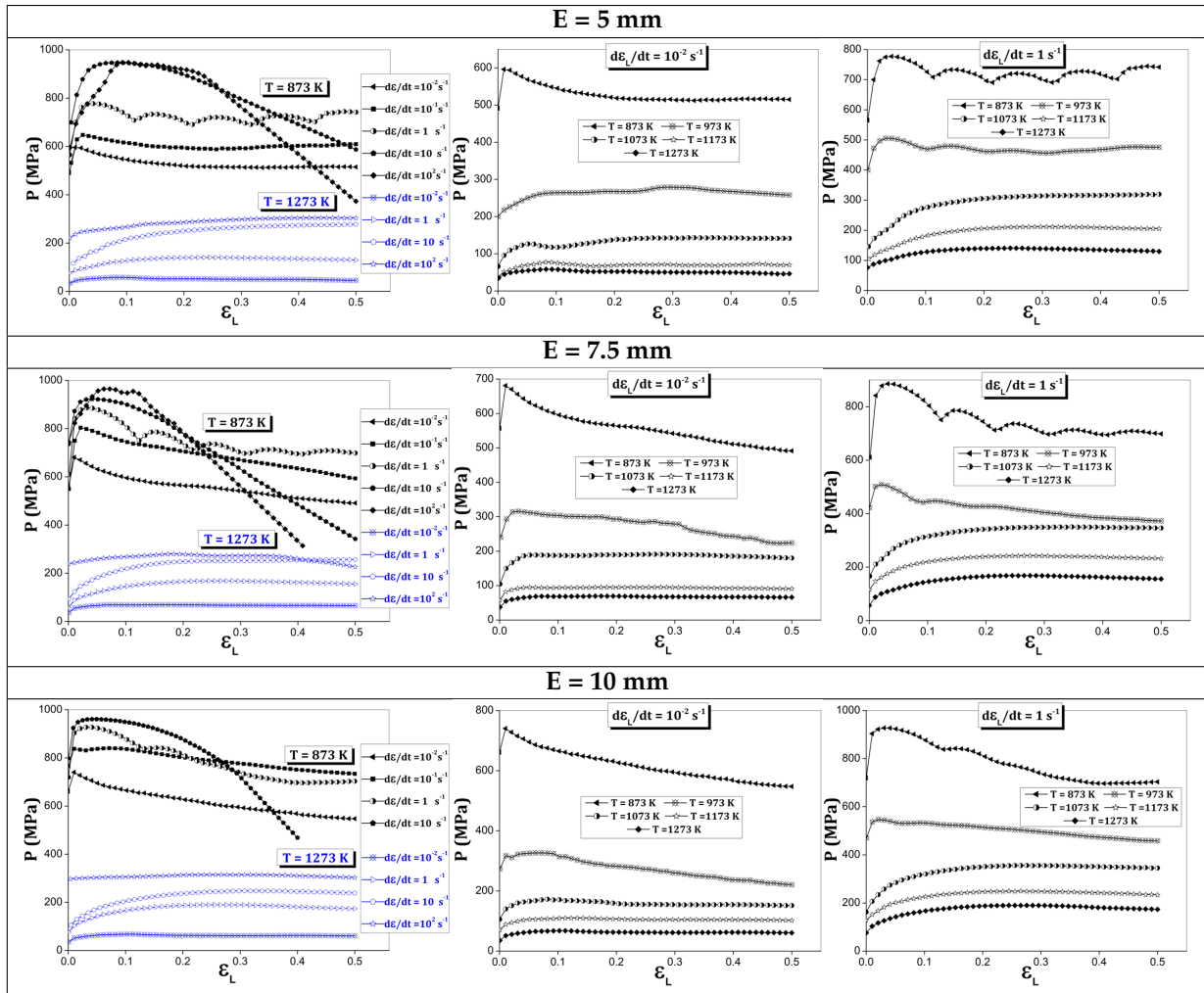


FIGURE 6.33 – Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique en bipoinçonnement à différentes conditions thermomécaniques et pour différentes épaisseurs pour l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique.

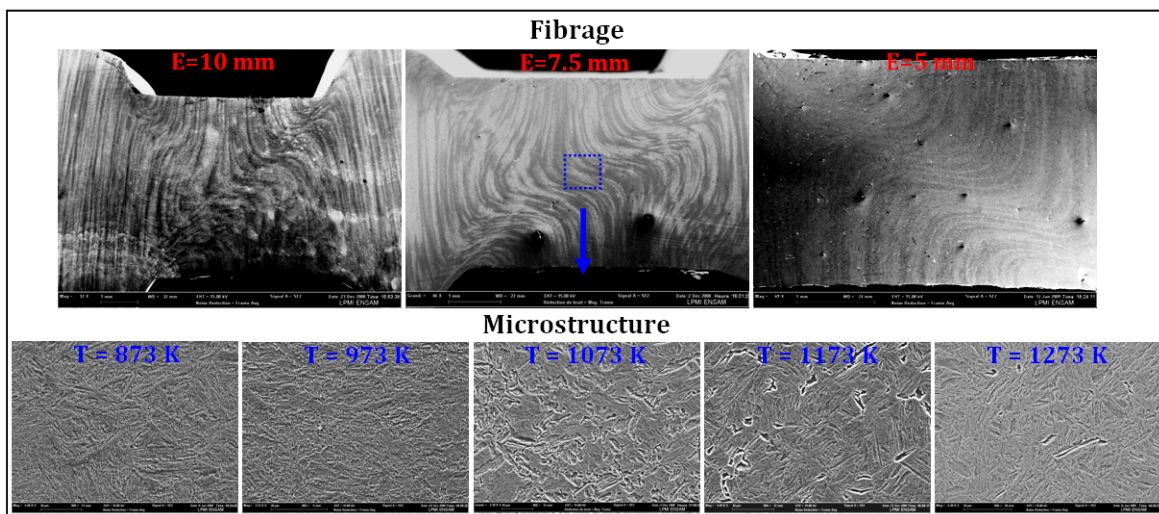


FIGURE 6.34 – Fibrage et microstructure des éprouvettes bipoinçonnées.

Pour vérifier l’hypothèse de déformation plane, des mesures de la largeur poinçonnée  $b_f$  et de l’épaisseur finale  $E_f$  sont réalisées après tous les essais. Initialement, la largeur est la même pour toutes les éprouvettes  $b_i = 20\text{ mm}$ , mais l’épaisseur  $E$  varie ( $E_i = 5, 10\text{ ou }15\text{ mm}$ ). En traçant ces différentes mesures dans un diagramme  $b_f/b_i \equiv f(E_f/E_i)$  (figure 6.35), nous pouvons constater que la déformation longitudinale est très faible. En effet le rapport  $b_f/b_i$  est compris entre 1.04 et 1.11 pour des rapports d’épaisseur supérieurs ou égaux à 0.5, quelles que soient la température de l’essai et les épaisseurs initiales et finales des éprouvettes. Ce rapport augmente lorsque la température augmente. En particulier, pour les plus faibles températures ( $T=873\text{ K}$ ), ce rapport est compris entre 1.04 et 1.06. L’hypothèse de déformation plane reste, néanmoins, acceptable étant donné la variation faible de la largeur finale pour des épaisseurs d’éprouvettes réduites de plus de la moitié.

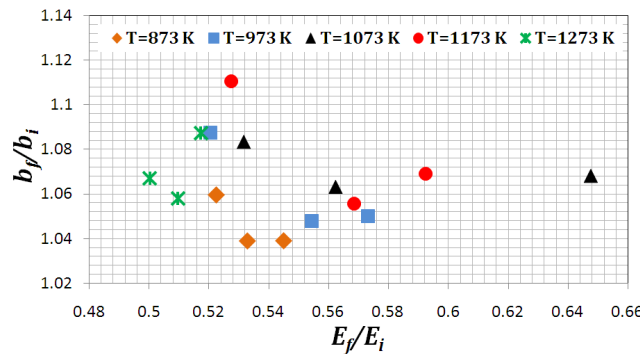


FIGURE 6.35 – Contrôle de la géométrie des éprouvettes déformées. Vérification de l’hypothèse des déformations planes.

– Cas de l’aluminium 2017-T4

Les essais réalisés sur l’alliage d’aluminium 2017-T4 concernent des températures allant de l’ambiante à 773 K et des vitesses de déformation comprises entre  $10^{-2}$  et  $10^2\text{ s}^{-1}$ .

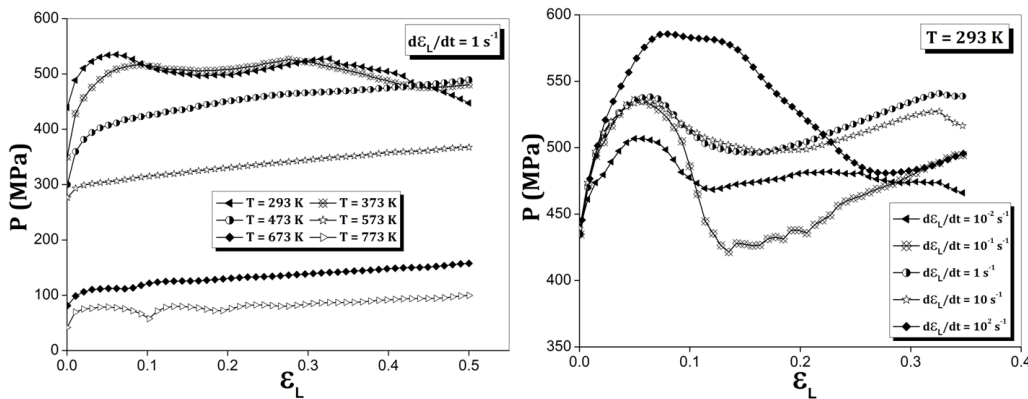


FIGURE 6.36 – Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique en bipoinçonnement à différentes conditions thermomécaniques pour l’alliage d’aluminium 2017-T4.

Dans cette gamme de vitesse de déformation, en compression, la contrainte d’écoulement était peu sensible à la vitesse et nous avons observé un effet inverse dû à l’auto-échauffement. Dans le cas du bipoinçonnement, comme pour le cisaillement, la sensibilité de la contrainte est devenue plus nette. Les courbes à iso-température présentent un maximum de contrainte local (figure 6.36) suivi d’une chute puis la pente redevient positive synonyme de l’écrouissage. Ce comportement n’est pas observé pour les deux autres sollicitations. Il peut être dû aux instabilités d’écoulement provoquées par le frottement, pour une épaisseur des éprouvettes faible ( $E_i = 4\text{ mm}$ ). Cette forme particulière des courbes disparaît en augmentant la température au delà de 373 K. La nouvelle forme, caractérisée par un écrouissage faible, est la même pour toutes



les températures supérieures ou égales à 473 K. Des ondulations apparaissent à 773 K, mais cette fois avec une forme différente de celle rencontrée dans l'acier. Ces ondulations s'amortissent au fur et à mesure que le processus de déformation évolue. D'après leur forme, on peut penser qu'elles résultent du phénomène de recristallisation dynamique.

La sensibilité de la contrainte d'écoulement à la température est semblable à celle rencontrée au cours des autres essais. Des formes particulières de courbes ont été observées et peuvent résulter des instabilités d'écoulement suite au frottement intense qui caractérise cet essai.

### 6.5.2 Simulation numérique du bipoinçonnement

Comme pour la simulation de l'usinage, une modélisation 2D en déformations planes avec un couplage fort est utilisée pour simuler le bipoinçonnement. Cette simulation est réalisée en utilisant deux poinçons rigides et isothermes. Le poinçon supérieur est mobile et se déplace à vitesse constante selon l'axe Y. Le poinçon inférieur est fixe (figure 6.37). Ces deux poinçons viennent déformer un échantillon possédant une loi de comportement de type thermoviscoplastique. La rupture est modélisée par une loi d'endommagement incluant un critère d'amorçage et une loi d'évolution. La température initiale de toutes les pièces est de 293 K. Le contact entre les poinçons et la pièce est modélisé par la loi de frottement de Coulomb avec un coefficient de frottement de 0.1. Nous avons choisi de négliger l'échange thermique par conduction entre les poinçons et l'éprouvette et l'échauffement par frottement. Ces deux phénomènes importants dans le cas précédent (l'usinage), sont très faibles pour cet essai. Concernant le maillage, les trois pièces (les deux poinçons et l'éprouvette) sont maillées en utilisant des éléments quadrilatères CPE4RT (2400 éléments pour la pièce et 47 pour chaque poinçon). La loi de comportement et le critère de rupture de Johnson-Cook sont utilisés dans un premier temps pour valider le modèle numérique. D'autres modèles sont utilisés ensuite pour mettre en évidence le rôle de la loi de comportement et d'endommagement dans la simulation du forgeage.

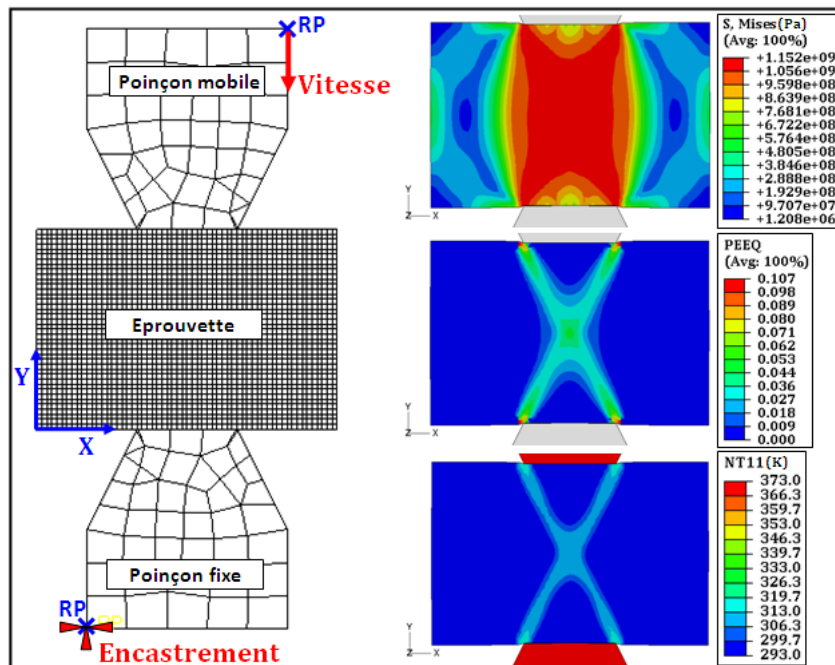


FIGURE 6.37 – Caractéristiques géométriques, de chargement et du maillage du modèle numérique utilisés pour simuler l'essai de bipoinçonnement.

Pour comprendre le processus de la déformation et de l'endommagement lors de la simulation numérique pour ce type de sollicitation, l'évolution de trois paramètres (la température, la contrainte et la



déformation équivalentes) est analysée en fonction du déplacement du poinçon mobile (figure 6.38). Dès les premiers pas de déplacement, une concentration de contrainte apparaît sur les bords du contact entre l'éprouvette et les deux poinçons. La déformation se localise, dans un premier temps sur ces bords, puis au centre, avant de former deux bandes croisées. Il en va de même pour la température. Ensuite, une des deux bandes (celle qui correspond aux éléments au bord les plus déformés) sera le siège d'une déformation intense. L'endommagement apparaît donc dans cette bande et la déformation équivalente diminue. En modifiant le maillage, la bande qui est le siège des plus grandes déformations et de l'endommagement peut changer. En particulier, si le maillage n'est pas régulier, la bande qui traverse les éléments les plus grands s'endommage.

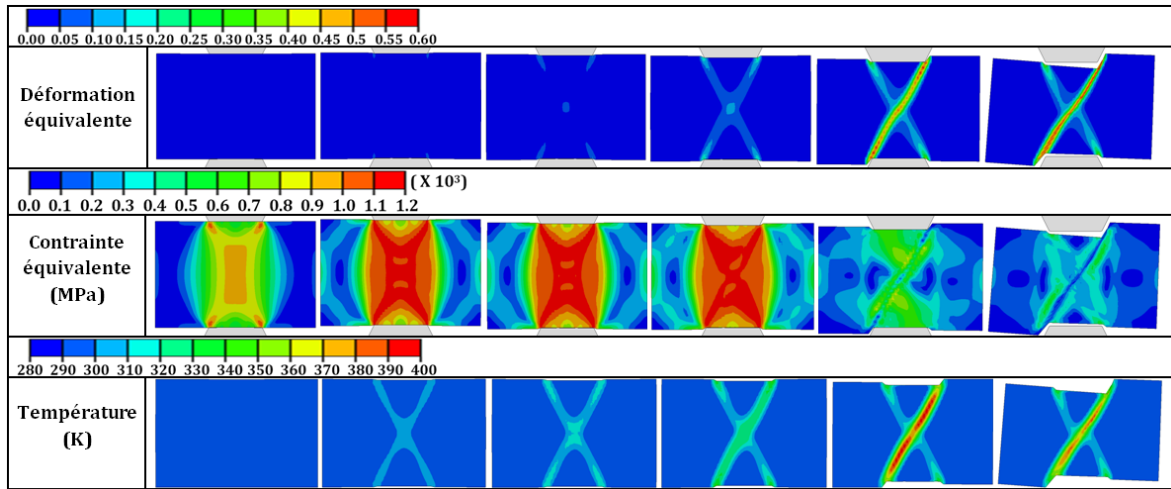


FIGURE 6.38 – Simulation numérique du bipoinçonnement. Évolution de la déformation, de la contrainte équivalentes et de la température en fonction du déplacement du poinçon mobile.

### Influence de l'épaisseur de bipoinçonnement

Trois géométries ont été utilisées lors des essais expérimentaux réalisés sur l'acier 42CrMo4 bainitique (tableau 6.3). Un calcul analytique des tenseurs de contrainte avec la méthode des tranches (voir Annexe 5) montre que la seule différence observée entre les trois épaisseurs concerne la valeur de la pression hydrostatique. Pour analyser cette variation de la sollicitation en fonction de l'épaisseur bipoinçonnée, trois simulations numériques ont été réalisées en gardant les mêmes paramètres (modèle de comportement et critère de rupture de Johnson-Cook, conditions aux limites et taille des éléments), seule l'épaisseur change entre les différents modèles. La vitesse de déplacement du poinçon est de  $V = 10^{-2} m/s$ , et la température est celle de l'ambiante ( $T=293 K$ ). Les résultats de ces trois simulations sont comparés pour un même déplacement dans les figures 6.39 et 6.40.

L'évolution des champs de contrainte équivalente au cours de la déformation montre que, pour les trois épaisseurs, les contraintes se concentrent sur deux bandes reliant de manière croisée les quatre bords en contact avec le rayon des deux poinçons (figure 6.39). L'angle entre ces deux bandes et la direction de sollicitation (direction verticale) varie selon l'épaisseur de l'éprouvette. Lorsque l'épaisseur est égale à la largeur du poinçon ( $E=5 mm$ ), l'angle est égal à  $45^\circ$ . Dans le cas d'une épaisseur supérieure, il diminue. Pour les deux premières épaisseurs ( $E=5$  et  $7.5 mm$ ), une chute de la contrainte est observée au centre de l'éprouvette synonyme de l'apparition de l'endommagement suite à une forte localisation de la déformation. Cette diminution apparaît plus tôt pour l'épaisseur la plus faible. Pour la troisième géométrie (épaisseur  $E=10 mm$ ), la contrainte diminue sur une des deux bandes. Deux zones de localisation maximale de la contrainte apparaissent donc, puis selon le maillage une des deux va favoriser l'évolution de l'endommagement.

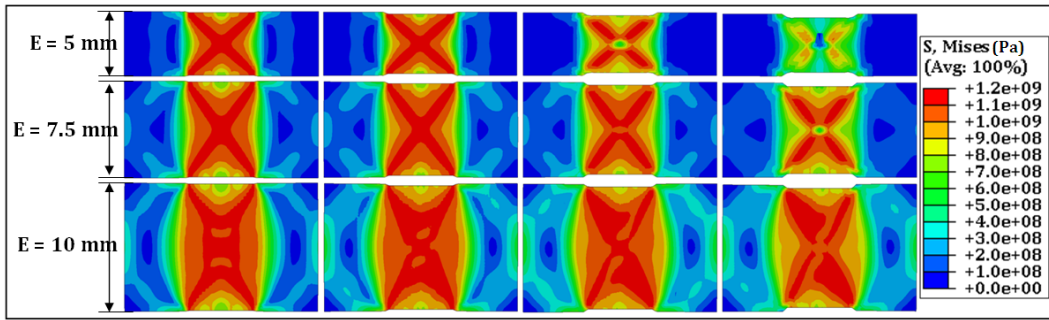


FIGURE 6.39 – Évolution des champs des contraintes équivalentes pour les trois épaisseurs d’éprouvettes (E= 5, 7.5 et 10 mm).

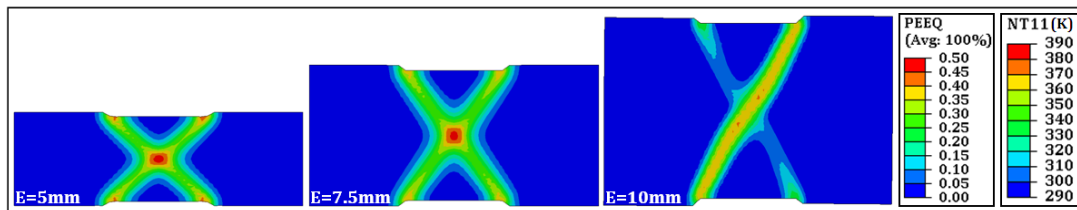


FIGURE 6.40 – Cartographies de la déformation équivalente et de la température pour le même déplacement du poinçon en faisant varier l’épaisseur de l’éprouvette.

En comparant les champs de déformation équivalente et de température pour un même déplacement (figure 6.40), la différence de sollicitation apparaît clairement entre ces trois géométries. La déformation se localise au centre au fur et à mesure que l’épaisseur devient faible. Ceci confirme l’étude analytique réalisée précédemment (tableau 6.3) qui prouve que dans le cas d’une épaisseur  $E = 10$  mm, la pression hydrostatique au centre est nulle, et en diminuant cette épaisseur, elle augmente. Cette contrainte hydrostatique joue un rôle déterminant dans la localisation de la déformation et donc dans l’apparition de l’endommagement.

**Effet de la vitesse de déformation**

Pour étudier l’influence de la vitesse de déformation, deux simulations numériques identiques ont été réalisées en modifiant la vitesse de déplacement du poinçon mobile (de  $10^{-2}$  à  $1\text{ ms}^{-1}$ ). La figure 6.41 présente trois étapes de l’évolution de la température correspondant à trois valeurs du déplacement (identiques pour les deux simulations). Cette température résulte du phénomène d’auto-échauffement, dans les bandes de cisaillement. Quantitativement, la température est plus élevée lorsque la vitesse augmente. Pour la vitesse la plus élevée, la déformation est plus localisée donc l’épaisseur des bandes est plus faible. Ces deux effets de la vitesse (l’auto-échauffement et la localisation) sont souvent observés expérimentalement et lors de la simulation numérique (éprouvette chapeau et usinage).

Un troisième effet, observé sur les iso-valeurs de température, concerne la disparition de la dissymétrie (résultant de l’endommagement) observée à faible vitesse. En augmentant la vitesse, les deux bandes restent symétriques jusqu’à la fin. D’après les cartes d’évolution de la contrainte équivalente (figure 6.42), l’endommagement (correspondant à la zone de diminution de la contrainte) apparaît cette fois au centre puis, simultanément, dans les quatre points au bord des deux poinçons. La rupture est symétrique dans les deux bandes de cisaillement contrairement au premier cas où l’endommagement s’est propagé dans une seule bande. Ce phénomène, observé également lors des essais, résulte de la localisation. En effet, lorsque la vitesse est élevée, les bandes sont plus fines et la température est plus localisée et plus élevée. L’endommagement apparaît au centre puis se propage vers les quatre points correspondant aux bords des deux poinçons. Pour la vitesse faible, la rupture s’amorce sur le bord, donc la bande qui contient l’élément sur le

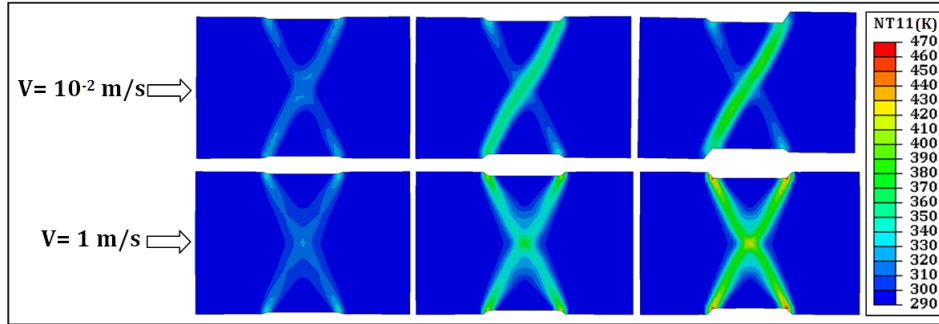


FIGURE 6.41 – Évolution des champs de température d’auto-échauffement pour deux simulations avec deux vitesses de déplacement différentes du poinçon mobile.

bord le plus endommagé sera le siège de la fissure.

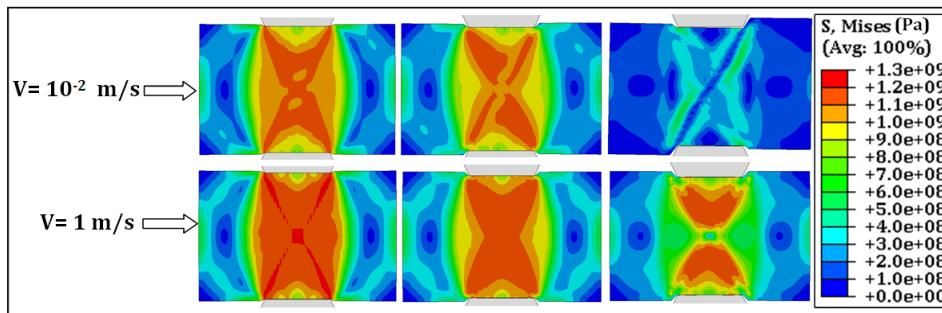


FIGURE 6.42 – Évolution des champs de contrainte équivalente pour deux simulations avec deux vitesses de déplacement différentes du poinçon mobile.

Pour les mêmes vitesses de déformation, une augmentation de 1000 K, en passant de la vitesse faible ( $V = 10^{-2} \text{ m/s}$ ) à la vitesse élevée ( $V = 1 \text{ m/s}$ ), a été observée dans le cas de l’éprouvette chapeau. En bipoinçonnement l’augmentation n’a pas dépassé 90 K. Ceci résulte, d’une part, de la quantité de déformation faible dans le deuxième cas (60 %) contre une déformation de l’ordre de 400 % pour l’éprouvette chapeau, et d’autre part de l’effet de la localisation. En effet en cisaillement, la bande de localisation ne dépasse pas 0.1 mm d’épaisseur alors que pour le bipoinçonnement, elle est de l’ordre de 1 mm.

### 6.5.3 Confrontation expérimentale

Pour étudier l’influence du modèle d’endommagement sur la précision de la simulation numérique, deux calculs EF ont été réalisés pour chaque géométrie (chaque épaisseur), en utilisant la loi de comportement de Johnson-Cook. Les deux modèles d’endommagement identifiés dans le chapitre précédent, le critère de rupture de Johnson-Cook et le modèle d’endommagement GTN, ont été testés. La figure 6.43 montre que, pour les deux modèles d’endommagement, les champs de contrainte équivalente pour les différentes épaisseurs d’éprouvette déterminés par calcul EF sont identiques. Ce résultat montre que le stade d’endommagement n’est pas atteint pour ces niveaux de déformation ou que l’endommagement se manifeste de la même manière pour les deux modèles utilisés.

L’évolution de la pression en fonction de la déformation logarithmique (déterminées par simulation EF avec les deux modèles d’endommagement) est présentée pour les trois géométries sur la figure 6.44. Dans la partie croissante des courbes numériques, les deux simulations prédisent les mêmes efforts de compression. Vers la fin, lorsque les courbes deviennent décroissantes, une différence apparaît. Dans le cas des simulations avec le critère de rupture de Johnson-Cook, la chute est plus rapide.

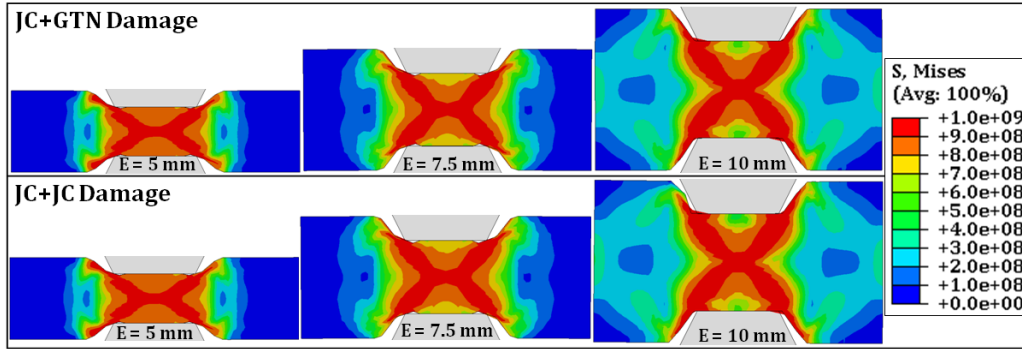


FIGURE 6.43 – Distribution des contraintes de von Mises en bipoinçonnement pour les trois géométries d'éprouvette dans le cas de deux simulations avec la loi de comportement de Johnson-Cook et les modèles d'endommagement de Johnson-Cook et de GTN.

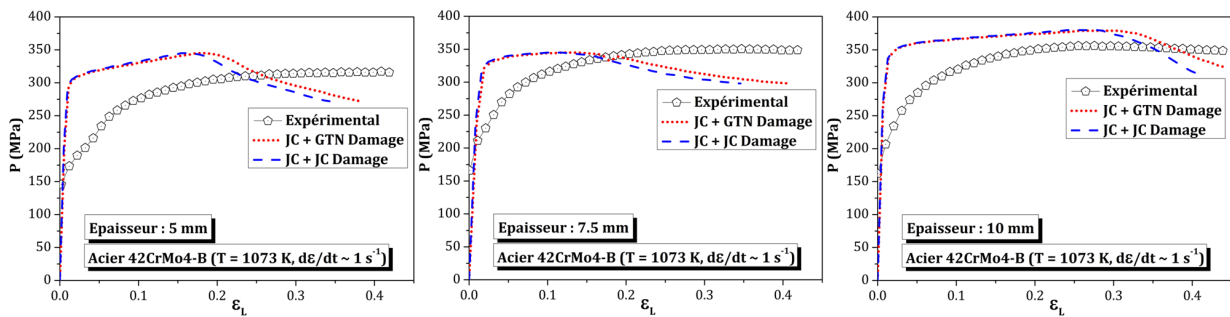


FIGURE 6.44 – Evolution de la pression en fonction de la déformation logarithmique pour les trois géométries d'éprouvette dans le cas de deux simulations avec la loi de comportement de Johnson-Cook et les modèles d'endommagement de Johnson-Cook et de GTN. Cas de l'acier 42CrMo4-B à  $T = 1073\text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} \simeq 1\text{ s}^{-1}$ .

Les courbes précédentes montrent également que le modèle de comportement de Johnson-Cook surestime les efforts de compression pour les trois géométries. D'autres simulations ont été menées sur une seule géométrie (épaisseur 10 mm) en utilisant le critère d'endommagement de Johnson-Cook et en modifiant cette fois la loi de comportement. Les lois utilisées sont : la loi de Johnson-Cook, la loi TANH, la loi de Lurdos et Montheillet et la loi proposée. La comparaison entre les pressions (en fonction de la déformation) issues des simulations utilisant les quatre modèles rhéologiques et les courbes expérimentales est présentée pour deux conditions thermomécaniques sur la figure 6.45. Pour ces deux conditions le modèle de Lurdos et celui proposé dans ce travail sont les plus proches des essais.

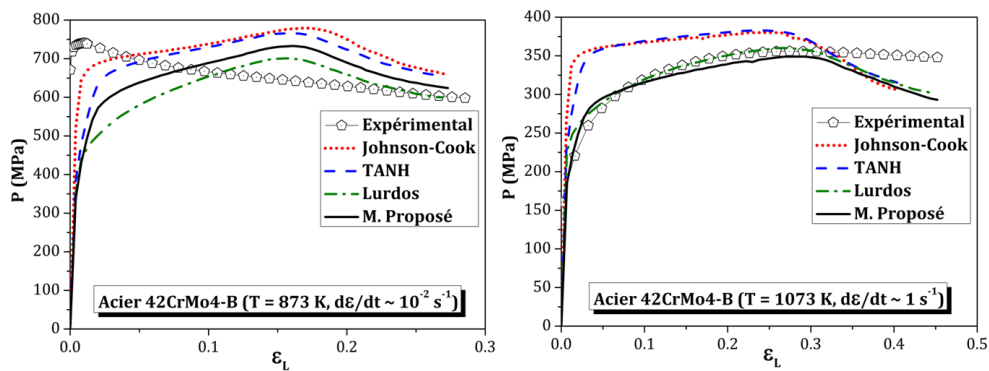


FIGURE 6.45 – Comparaison entre les évolutions de la pression en fonction de la déformation logarithmique déterminées numériquement en utilisant les quatres modèles de comportement et les courbes expérimentales pour deux conditions thermomécaniques :  $T = 873\text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} \simeq 10^{-2}\text{ s}^{-1}$  (à gauche) et  $T = 1073\text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} \simeq 1\text{ s}^{-1}$  (à droite).

En observant les champs de déformation déterminés par des calculs EF avec les quatre modèles, nous remarquons que la déformation est maximale au centre et au niveau des angles en contact avec les poinçons inférieur et supérieur. Pour un même déplacement (même incrément), la simulation avec le modèle de Johnson-Cook prévoit plus de déformation au centre que les autres modèles. Malgré la différence au niveau des courbes de comportement, ces champs sont très semblables pour les quatre modèles (figure 6.46).

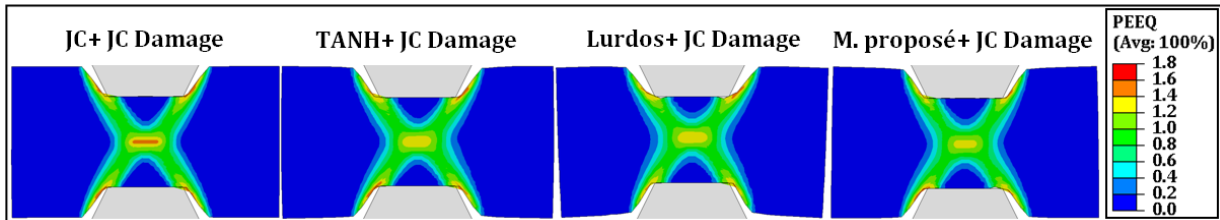


FIGURE 6.46 – Distributions des déformations équivalentes en bipoinçonnement déterminées par simulation EF avec différentes lois de comportement. Cas de l’acier 42CrMo4-B à  $T = 873\text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} \simeq 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ .

Finalement, les simulations conduites avec le modèle de Lurdos et le modèle proposé sont les plus proches des courbes expérimentales pour les différentes conditions thermomécaniques. Le changement du modèle d’endommagement ne modifie que très légèrement les distributions des contraintes et les courbes de comportement globales excepté pour les déplacements très élevés.

## 6.6 Conclusion

Pour s’approcher des conditions d’usinage et de forgeage des essais particuliers ont été réalisés. Il s’agit du cisaillement sur éprouvette “chapeau”, de la coupe orthogonale et de l’essai de bipoinçonnement. La comparaison entre les résultats expérimentaux issus de ces différentes sollicitations et les simulations numériques menées en utilisant les modèles de comportement et d’endommagement identifiés montrent que :

- Les modèles de comportement empiriques découplés ne permettent pas de reproduire les observations expérimentales lors de la simulation numérique.
- Les lois de comportement qui prennent en compte l’adoucissement améliorent la précision des simulations numériques.
- Plusieurs facteurs influencent la précision de la simulation numérique. Par exemple, en simulation de la coupe, ce sont les paramètres liés à l’évolution du dommage et le frottement qui déterminent principalement la forme des copeaux.
- Le modèle d’endommagement de GTN permet d’observer une faible influence de l’endommagement sur la courbe de comportement dans le cas de la simulation du bipoinçonnement. Cette influence se manifeste dans la partie décroissante de la courbe.
- L’introduction du modèle proposé dans les trois simulations a amélioré leurs prédictions comparées aux résultats expérimentaux.

# Conclusions et perspectives

## Conclusions

L'objectif principal de ces travaux de thèse a été de mieux comprendre la rhéologie et l'endommagement d'alliages métalliques (aciers et alliage d'aluminium) sur une large gamme de déformations, de températures et de vitesses de déformation. Il a également été question d'analyser les modélisations existantes et de proposer quelques améliorations afin de rendre compte, le plus fidèlement possible, du comportement expérimental. La loi empirique proposée a été construite de manière à diminuer le nombre de coefficients à identifier et à faciliter son implémentation dans les codes éléments finis. L'étude comporte trois parties principales.

*La première partie* concerne la description et l'étude de deux procédés de fabrication, l'usinage et le forgeage. Les phénomènes accompagnant les transformations de la matière pour ces deux procédés, ainsi que la variation des paramètres rhéologiques associés, ont été analysés. Ces procédés sont également abordés au sein du dernier chapitre consacré à la simulation numérique.

*La deuxième partie* est consacrée à la description expérimentale de la rhéologie de trois matériaux métalliques à partir d'essais de compression. Ces essais ont permis de dégager, en fonction de la température, différents comportements. Pour les modéliser, plusieurs lois ont été identifiées et leurs prédictions ont été comparées aux résultats expérimentaux. A l'issue de cette comparaison, un modèle empirique a été proposé.

*La troisième partie* traite de l'endommagement. Elle débute avec l'étude expérimentale de l'endommagement dans les trois domaines de déformation (à froid, à mi-chaud et à chaud) à l'aide de deux méthodes directes. Deux modèles sont identifiés à partir des résultats obtenus puis comparés.

Les principaux phénomènes microstructuraux accompagnant la déformation plastique pendant les procédés de forgeage et d'usinage sont l'érouissage, l'adoucissement et l'endommagement. Différentes écoles de modélisation existent pour rendre compte des comportements observés, de la modélisation empirique simple et découplée à la modélisation basée sur la physique des dislocations où généralement tous les phénomènes sont couplés, en passant par des modélisations mixtes dites semi-empiriques ou semi-physiques. Ces modèles nécessitent des bases de données plus élaborées et plus complètes pour l'identification des grands nombres de paramètres nécessaires. Dans le cas des procédés d'usinage et de forgeage caractérisés par des grandes quantités de déformation ainsi que des intervalles de vitesse et de température importants, la gamme de validité de ces modèles de comportement et d'endommagement se doit d'être très large.

Dans la partie consacrée au comportement rhéologique, deux grandes familles d'acier avec des microstructures différentes ainsi qu'un alliage d'aluminium corroyé sont utilisés. Trois domaines de déformation ont été distingués en fonction du comportement et de la variation de la microstructure. A l'issue de cette étude, chaque domaine a été caractérisé par son comportement, à savoir la compétition érouissage-adoucissement, la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, le phénomène d'adoucissement (recristallisation ou restauration),... Des modèles représentatifs des trois grandes écoles de modélisation ont ensuite été identifiés et comparés entre eux. La comparaison montre que les modèles physiques sont les plus représentatifs de la réalité. Ces lois sont néanmoins parfois difficilement identifiables du fait d'un



grand nombre de paramètres nécessitant parfois des essais spécifiques et des observations complémentaires. A l'opposé, les modèles dits empiriques et semi-empiriques, malgré la facilité de leur identification et le nombre de paramètres réduit, ont montré leurs limites. Des études récentes ont conduit à la proposition de modèles empiriques couplés tels que le modèle TANH et le modèle de Lurdos et Montheillet. Ce dernier possède le meilleur rapport coût précision. Cependant il exige des essais expérimentaux avec une grande quantité de déformation pour atteindre la contrainte de saturation.

A la suite de ces comparaisons, un modèle a été proposé en modifiant le modèle TANH. Un couplage entre les effets de vitesse et les effets de température a été introduit. Le modèle est plus simple à identifier avec neuf paramètres et ne nécessite pas la connaissance de la contrainte de saturation. Par rapport au modèle de Lurdos et Montheillet (le meilleur dans sa catégorie), la loi proposée reproduit mieux les résultats expérimentaux surtout à mi-chaud et à chaud.

Au cours de l'étude expérimentale consacrée à l'endommagement, deux techniques directes ont été utilisées pour caractériser les mécanismes d'endommagement à froid et pour différentes températures. La première consiste à suivre, in situ dans un MEB, la surface des éprouvettes au cours d'une sollicitation de traction. Cette méthode a été complétée par la détermination de l'évolution des champs de déformation dans le plan. La deuxième méthode consiste à examiner les micrographies des coupes longitudinales des éprouvettes EAS préalablement déformées jusqu'à rupture en faisant varier la température et la vitesse de déformation. Grâce à ces deux méthodes, nous avons pu déterminer les mécanismes d'endommagement. Les sources de l'endommagement sont les carbures dans le cas de l'acier 100Cr6, les inclusions pour l'acier 42CrMo4 et les particules d' $Al_2Cu$  dans l'alliage d'aluminium 2017-T4. Nous avons pu également analyser l'influence des paramètres tels que la température et la vitesse de déformation sur la déformation à la rupture et sur le mode d'endommagement à cœur.

A l'issue de cette étude qualitative, une quantification de l'endommagement à partir d'essais de traction sur différentes géométries d'éprouvettes axisymétriques a été réalisée. Plusieurs rayons d'entaille et plusieurs températures ont été appliqués. A partir des observations sur des coupes longitudinales, les mécanismes d'endommagement ont été quantifiés à partir d'un indicateur direct qui est le taux de porosité. Des calculs numériques ont permis de relier les évolutions de taux de porosité à des quantités de déformation et des taux de triaxialité. Les deux modèles les plus utilisés dans la littérature, le critère de rupture découplé de Johnson-Cook, et la loi d'endommagement couplée de GTN, ont été identifiés à partir de ces différentes observations. Les deux modèles ont été discutés brièvement en indiquant les avantages et inconvénients.

Après l'étude du comportement rhéologique et à l'endommagement pour des modes simples de sollicitation, l'étude s'est achevée par la conduite d'autres essais plus proches des conditions d'usinage et de forgeage. Il s'agit du cisaillement sur éprouvette "chapeau", de la coupe orthogonale et de l'essai de bipoinçonnement. La comparaison entre les résultats expérimentaux issus de ces différentes sollicitations et les simulations numériques menées en utilisant les modèles de comportement et d'endommagement identifiés met en évidence la précision du modèle de comportement proposé par rapport aux autres modèles empiriques. Une amélioration importante est obtenue dans les prédictions des grandeurs globales des simulations utilisant ce modèle. La simulation de la coupe montre en particulier une amélioration dans la prédiction numérique des grandeurs locales telles que les champs de température à condition d'identifier les paramètres de la loi de comportement à partir d'essais plus appropriés (essai de cisaillement). Enfin, une comparaison entre le critère d'amorçage de l'endommagement de Johnson-Cook et le modèle de GTN a été conduite à partir de la simulation du bipoinçonnement.

## Perspectives

La présente étude, relativement généraliste, du comportement et de l'endommagement pour les procédés de fabrication est indispensable pour débiter cette nouvelle thématique dans le laboratoire. A l'issue de

cette étude, plusieurs points peuvent être approfondis :

- Certains phénomènes observés sont restés sans explication comme l'augmentation de la contrainte d'écoulement quand on passe de la température 473 K à 673 K. Ce comportement apparaît pour les aciers ferritiques (42CrMo4 ferrito-perlitique et 100Cr6) et disparaît dans le cas de l'acier 42CrMo4 bainitique. L'intervalle qui sépare ces deux températures correspond à un intervalle de changement de comportement (disparition du maximum local dans le cas de l'acier 100Cr6, et diminution de l'écroutissage dans le cas de l'acier 42CrMo4FP). Une étude très locale en température accompagnée des observations EBSD pourrait donner des éléments de réponse à ce changement (apparition des macles, de bandes de cisaillement à l'échelle des grains,...).
- L'algorithme utilisé pour conduire les identifications est basé sur la méthode de Levenberg-Marquardt. Cet algorithme de type gradient exige que la solution initiale soit proche de la solution finale. Des algorithmes plus performants peuvent être utilisés pour contourner certains problèmes d'unicité et de discontinuité. Les algorithmes évolutionnaires, par exemple, sont souvent utilisés dans le cas d'un nombre élevé de paramètres ou plusieurs fonctions objectifs à minimiser.
- Bien qu'il possède un nombre de paramètres inférieur aux autres dans sa catégorie (TANH et Lurdos), le modèle proposé nécessite une base de données expérimentales très étendue pour l'identification. Pour diminuer le nombre des essais, il est nécessaire de combiner les deux expressions de la dépendance de la vitesse (dépendant aussi de la température) et de la dépendance de la température en une seule expression. Ainsi, le plan d'expérience complet pour différentes températures et vitesses de déformation peut être remplacé par des essais pour quelques conditions thermomécaniques. Les essais avec sauts de vitesse et/ou de température peuvent également être une solution pour réduire le nombre d'essais nécessaires pour l'identification.
- Des essais de traction à chaud in-situ devront être conduits pour compléter le suivi d'endommagement réalisé à froid et analyser l'évolution de l'endommagement à mi-chaud et à chaud.
- Les champs de déformations, déterminés par corrélation d'images sur les différentes microstructures au cours de la traction in-situ, peuvent être exploités pour l'identification des modèles d'endommagement. Pour cela, des simulations numériques reproduisant les mêmes microstructures doivent être mises en place.
- Au cours de la simulation de l'usinage, nous avons constaté l'insuffisance de la modélisation du frottement par une loi de Coulomb. Un modèle de frottement plus performant semble indispensable pour améliorer les simulations des procédés de fabrication.
- Les lois de comportement ont été introduites dans la simulation sous forme tabulée. Pour mieux maîtriser la simulation et suivre l'évolution des variables internes (dans le cas du modèle d'Anand), des sous-programmes dans le code Abaqus doivent être développées pour les différents modèles identifiés.

# Bibliographie

- [AMC94] U.R. ANDRADE, M.A. MEYERS et A.H. CHOKSHI : Constitutive description of work and shock hardened copper. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 30(7):933–938, 1994.
- [Bab02] L. BABOUT : *Etude par tomographie X et modélisation de l'endommagement de matériaux métalliques modèles*. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2002.
- [Bac01] J.L. BACARIA : *Un modèle comportemental et transitoire pour la coupe des métaux*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2001.
- [Bar07] A. EL BARTALI : *Apport des mesures de champs cinématiques à l'étude des micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique d'un acier inoxydable duplex*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, 2007.
- [BB10] T. BRAHAM-BOUCHNAK : *Etude du comportement en sollicitation extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique : Le TI555-3*. Thèse de doctorat, ENSAM Angers, 2010.
- [BBL01] J. BARRY, G. BYRNE et D. LENNON : Observations on chip formation and acoustic emission in machining ti-6al-4v alloy. *Inter. J. of Machine Tools and Manufacture*, 41:1055–1070, 2001.
- [BBL<sup>+</sup>08] P.O. BOUCHARD, L. BOURGEON, H. LACHAPÈLE, E. MAIRE, C. VERDU, R. FORESTIER et R.E. LOGÉ : On the influence of particle distribution and reverse loading on damage mechanisms of ductile steels. *Materials Science and Engineering A*, 496:223–233, 2008.
- [Bäk06] M. BÄKER : Finite element simulation of high-speed cutting forces. *J. of Mater. Proces. Technology*, 172(1):117–126, 2006.
- [Bou09] L. BOURGEON : *Etude et modélisation des mécanismes d'endommagement en forge à froid*. Thèse de doctorat, Mines ParisTech, 2009.
- [BR71] Y. BERGSTROM et W. ROBERTS : The application of a dislocation model to dynamical strain-ageing in alpha fe containing interstitial atoms. *Acta Metallurgica*, 19(8):815–823, 1971.
- [Bra81] H.J. BRAUDEL : *Contribution à l'étude et à la modélisation numérique des filages simultanés en forge à froid*. Thèse de doctorat, ENSMP Paris, 1981.
- [BRB97] C. BETEGON, C. RODRIGUEZ et FJ. BELZUNCE : Analysis and modelisation of short crack growth by ductile fracture micromechanisms. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 20(5):633–644, 1997.
- [BRE81] S. BLOUET, D. RAULT et M. ENTRINGER : Journée sur l'hydrogène dans les aciers. *Société Française de Métallurgie (Metz)*, 1981.
- [Bri64] P. BRIDGMAN : *Studies in large plastic flow and fracture with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure*. Cambridge, MA : Harvard University Press, 1964.
- [Bro87] S.B. BROWN : *An internal variable constitutive model for the hot working of metals*. Thèse de doctorat, MIT USA, 1987.
- [BSH96] W. BROCKS, DZ. SUN et A. HONIG : Verification of micromechanical models for ductile fracture by cell model calculations. *Comput Mater Sci*, 7:235–241, 1996.

- [BW05] Y. BAO et T. WIERZBICKI : On the cut-off value of negative triaxiality for fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 72:1049–1069, 2005.
- [Cal95] C. Le CALVEZ : *Etude des aspects thermiques et métallurgiques de la coupe orthogonale d'un aciers au carbone*. Thèse de doctorat, ENSAM Paris, 1995.
- [Cal08] M. CALAMAZ : *Approches expérimentale et numérique de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, 2008.
- [Cha01] B. CHANGEUX : *Loi de comportement pour l'usinage. Localisation de la déformation et aspects micro-structuraux*. Thèse de doctorat, ENSAM Paris, 2001.
- [Che92] J-L. CHENOT : Méthodes de calcul en plasticité. *Techniques de l'ingénieur*, M595:1–20, 1992.
- [CLMN09] A. CHIBA, S-H. LEE, H. MATSUMOTO et M. NAKAMURA : Construction of processing map for biomedical co-28cr-6mo-0.16n alloy by studying its hot deformation behavior using compression tests. *Materials Science and Engineering A*, 513-514:286–293, 2009.
- [CN80] C. CHU et A. NEEDLEMAN : Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. *J. of Engn. Mater. Technology*, pages 249–256, 1980.
- [CPB81] G. CAILLETAUD, H. POLICELLA et G. BAUDIN : Influence de l'endommagement sur la résistance électrique des métaux. *C. R. Acad. Sci. Paris*, 292(2):1103–1106, 1981.
- [CS57] G.R. COWPER et P.S. SYMONDS : Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams. *In Rapport technique Brown University*, 1957.
- [CS79] G. Carro CAO et M. SANTOCHI : *La formation du copeau et de la surface usinée*. INSA de Lyon, 1979.
- [Dal07] A. DALLOZ : *Etude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile*. Thèse de doctorat, Mines ParisTech, 2007.
- [DBBP96] MJ. DONG, C. BERDIN, AS. BERANGER et C. PRIOUL : Damage effect in the fracture toughness of nodular cast iron. *In First European mechanics of materials conference on local approach to fracture. Fontainebleau*, 1996.
- [DBBP97] K. DECAMP, L. BAUVINEAU, J. BESSON et A. PINEAU : Size and geometry effects on ductile rupture of notched bars in a c-mn steel. experiments and modelling. *Int J Fract*, 88:1–18, 1997.
- [DJL95] J. DEVAUX, P. JOLY et JB. LEBLOND : Simulation by the local approach of ductile crack growth in a pressure vessel steel using an improved gurson-tvergaard model. *21st MPA seminar*, 1995.
- [Dou00] P. DOUMALIN : *Microextensométrie locale par corrélation d'images numériques : Application aux études micromécaniques par microscopie électronique à balayage*. Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique de Paris, 2000.
- [EK95] Y. ESTRIN et L.P. KUBIN : A continuum models for materials with microstructure. *In ed. H. Müllhaus Wiley Chichester*, page 395, 1995.
- [Est96] Y. ESTRIN : *Unified constitutive laws of plastic deformation. chapitre 2*. Academic Press, San Diego, 1996.
- [FAD08] S. FOREST, M. AMESTOY et G. DAMAMME : *Mécanique des milieux continus*. cours de l'école des Mines de Paris, 2008.
- [Fan94] L. FAN : *Usinage assisté par laser CO2 de l'acier XC42 : Contribution a l'étude de l'interaction laser-métal et du transfert thermique dans le métal*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris, 1994.
- [FJM] A. Le FLOCH, S. JACOMET et P. MONTMITONNET : Simulation physique des procédés de mise en forme : théorie et pratique. *Techniques de l'Ingénieur*, M3020:1–20.

- [For04] R. FORESTIER : *Développement d'une méthode d'identification de paramètres par analyse inverse couplée avec un modèle éléments finis 3D*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [GCBB09] G. GERMAIN, D. COUPARD et T. BRAHAM-BOUCHNAK : Approche expérimentale et numérique de la formation du copeau à l'échelle méso. *Journée « Modélisation expérimentale et numérique de la coupe »*, 2009.
- [Gen98] C. GENEY : *Etude expérimentale et modélisation par approche locale de la rupture ductile des trois aciers inoxydables austénitiques et d'un acier 16MnD5*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, 1998.
- [Ger06] G. GERMAIN : *Contribution à l'optimisation du procédé d'usinage assisté laser*. Thèse de doctorat, ENSAM Angers, 2006.
- [GGS94] J.C. GÉLIN, O. GHOUATI et R. SHAHANI : Apports de la simulation numérique pour l'identification du comportement rhéologique des alliages d'aluminium par essai de bipoinçonnement. *J. Phys. III*, 4:685–706, 1994.
- [Gil08] E. GILDEMYN : *Caractérisation des procédés de fabrication de pièces de sécurité automobile. Optimisation multiobjectifs de la mise en forme*. Thèse de doctorat, ENSAM Angers, 2008.
- [GN96] AK. GHOSAL et R. NARASIMHAN : Numerical simulations of hole growth and ductile fracture initiation under mixed-mode loading. *Int J Fract*, 77:281–304, 1996.
- [Gol97] M. GOLOGANU : *Etude de quelques problèmes de rupture ductile des métaux*. Thèse de doctorat, Université Paris 6, 1997.
- [Gra91] H. GRAZZINI : *Étude expérimentale du comportement rhéologique de milieux granulaires à constituants plastiquement déformables : comparaison de poudres de plasticine et d'alliages d'aluminium*. Thèse de doctorat, ENSMP Paris, 1991.
- [Gur77] A.L. GURSON : Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part i - yield criteria and flow rules for porous ductile media. *ASME J. Engng. Mater. Technol*, 99:2–15, 1977.
- [GWZ06] Y.B. GUO, Q. WEN et K.A. ZANG : Woodbury, dynamic material behaviour modelling using internal state variable plasticity and its application in hard machining simulations. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 128:749–759, 2006.
- [Hab06] M. HABAK : *Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6*. Thèse de doctorat, ENSAM Angers, 2006.
- [Han90a] ASM HANDBOOK : *volume 1, Properties and Selection : Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. ASM International Handbook Committee, 1990.
- [Han90b] ASM HANDBOOK : *volume 2, Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. ASM International Handbook Committee, 1990.
- [HBHH96] S. HAO, W. BROCKS, J. HEERENS et D. HELLMANN : Simulation of 3d ductile crack growth by the gurson-tvergaard-needleman model. *ECF11 Mechanisms and mechanics of damage and failure*, pages 805–810, 1996.
- [Hil03] F. HILD : Mesure de champs de déplacement par corrélation d'images et applications en mécanique des solides. *Cours IPSI identification du comportement mécanique des matériaux et de la rupture des structures à l'aide des méthodes optiques*, 2003.
- [HJ91] T.J. HOLMQUIST et G.R. JOHNSON : Determination of constants and comparaison of results for various constitutive models. *J. Physique*, 1(3):853–860, 1991.

- [HL03] Y. HUANG et S.Y. LIANG : Force modelling in shallow cuts with large negative rake angle and large nose radius tools : Application to hard turning. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 22(9-10):626–632, 2003.
- [Hol45] J.H. HOLLOWAY : Tensile deformation. *Trans. AIME*, 162:268–290, 1945.
- [HR08] F. HILD et S. ROUX : Correliq4 : A software for finite-element displacement field measurements by digital image correlation. *LMT-Cachan*, pages 1–55, 2008.
- [HSH<sup>+</sup>98] R. HE, D. STEGLICH, J. HEERENS, G-X. WANG, W. BROCKS et M. DAHMS : Influence of particle size and volume fraction on damage and fracture in al-al3ti composites and micromechanical modelling using the gtn model. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 21(10):1189–1201, 1998.
- [JC83] G.R. JOHNSON et W.H. COOK : A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *In Proc. 7th Int. Symp. on ballistics. The Hague, Netherlands*, 1983.
- [JC85] G.R. JOHNSON et W.H. COOK : Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *J. Eng. Fracture Mech.*, 21:31–48, 1985.
- [KAA75] U.F. KOCKS, A.S. ARGON et M.F. ASHBY : *Thermodynamics and kinetics of slip*. Pergamon Press, USA, 1975.
- [Koc76] U.F. KOCKS : Lows for work-hardening and low-temperature creep. *J. of Eng. Mater. and Tech.*, pages 76–85, 1976.
- [KT81] R. KOMANDURI et B. F. Von TURKOVICH : New observations on the mechanics of chip formation when machining titanium alloys. *Wear*, 69:179–188, 1981.
- [Kub80] J. KUBIE : *Le test de bipoinçonnement : étude théorique et application à l'étude du transfert de matière dans un contact frottant*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1980.
- [LC88] J. LEMAITRE et J.-L. CHABOCHE : *Mécanique des matériaux solides*. édition Bordas Paris, 1988.
- [LD87] J. LEMAÎTRE et J. DUFAILY : Damage measurements. *Engineering Fracture Mechanics*, 28(5-6):643–661, 1987.
- [LDB87] J. LEMAÎTRE, J. DUFAILY et R. BILLARDON : Mécanique des solides. evaluation de l'endommagement par mesure de microdureté. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*, 12:601–604, 1987.
- [Lit77] J. LITONSKY : *Bull. Acad. Pol. Sci.*, 25(7), 1977.
- [LJ91] A. LASRAOUI et J.J. JONAS : Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. *Met. Trans.*, 22:1545–1558, 1991.
- [LMHL78] S. LIU, J. MOTEFF, R. W. HENDRICKS et J. S. LIN : *J. Appl. Cryst.*, 11:597, 1978.
- [LO01] T. LUND et P. OLUND : *Rapport Technique : Aciers autotremnants*. Ovako Steel, 2001.
- [LPD95] J.-B. LEBLOND, G. PERRIN et J. DEVAUX : An improved gurson-type model for hardenable ductile metals. *European journal of mechanics. a/solids.*, 14(4):499, 1995.
- [Lud09] P. LUDWIK : *Applied Mechanik : Elemente der technologischen mechanik*. Springer Verlag, Berlin, 1909.
- [Lur08] O. LURDOS : *Loi de comportement et recristallisation dynamique : approches empirique et physique*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2008.
- [Mai07] E. MAIRE : *Physique et mécanique de l'endommagement dans les matériaux ductiles*. Cours de Master, INSA Lyon, 2007.
- [MBMV08] E. MAIRE, O. BOUAZIZ, M. Di MICHIEL et C. VERDU : Initiation and growth of damage in a dual-phase steel observed by x-ray microtomography. *Acta Materialia*, 56:4954–4964, 2008.



- [McC68] F. MCCLINTOCK : A criterion for ductile fracture by the growth of holes subjected to multiaxial stress states. *Journal of Applied Mechanics*, 32:363–371, 1968.
- [McQ82] H.J. MCQUEEN : Review of simulations of multistage hot forming of steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 21:445, 1982.
- [Mer45] E. MERCHANT : Mechanics of the metal cutting process. 1. orthogonal cutting and a type 2 chip. *J. of applied physics*, 16(5):267–275, 1945.
- [MGAR08] T. MABROUKI, F. GIRARDIN, M. ASAD et J-F. RIGAL : Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (a2024-t351). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48:1187–1197, 2008.
- [MJN96] F. MONTHEILLET, J.J. JONAS et K.W. NEALE : Modeling of dynamic material behavior : a critical evaluation of the dissipator power co-content approach. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27(A):232–235, 1996.
- [MM86] F. MONTHEILLET et F. MOUSSY : *Physique et mécanique de l'endommagement*. Les éditions de physique France, 1986.
- [Mon96] F. MONTHEILLET : Métallurgie en mise en forme. *Techniques de l'ingénieur*, M600:1–20, 1996.
- [MREB06] M. MULYADI, M. A. RIST, L. EDWARDS et J. W. BROOKS : Parameter optimisation in constitutive equations for hot forging. *Materials Processing Technology*, 117:311–314, 2006.
- [Msa98] R. MSAOUBI : *Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe*. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques. Thèse de doctorat, ENSAM Paris, 1998.
- [MSKP94] M.A. MEYERS, G. SUBHASH, B.K. KAD et L. PRASARD : Evolution of microstructure and shear-band formation in alpha-hcp titanium. *Mechanics of materials*, 17:175–193, 1994.
- [OSOS80] F. OYANE, T. SATO, K. OKIMOTO et S. SHIMA : Criteria for ductile fracture and their applications. *Journal of Mechanical Working Technology*, 4:65–81, 1980.
- [Pan96] O. PANTALÉ : *Modélisation et simulation tridimensionnelles de la coupe des métaux*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, 1996.
- [PDD98] T. PARDOEN, I. DOGHRI et F. DELANNAY : Experimental and numerical comparison of void growth models and void coalescence criteria for the prediction of ductile fracture in copper bars. *Acta Mater*, 46(2):541–552, 1998.
- [PGD<sup>+</sup>84] Y.V.R.K. PRASAD, H.L. GEGEL, S.M. DORAIVELU, J.C. MALAS, J.T. MORGAN, K.A. LARK et D.R. BARKER : Modeling of dynamic material behavior in hot deformation : forging of ti-6242. *Metallurgical Transactions A*, 15(A):1883–1892, 1984.
- [Pic86] P. PICART : *Contribution à la résolution numérique des problèmes élastoplastiques et élastoviscoplastiques en transformations finies*. Thèse de doctorat, Université de Valenciennes, 1986.
- [PMJ02] G. POULACHON, A. MOISAN et I.S. JAWAHIR : Comportement, propriétés et usinabilité des aciers durcis. tournage dur de l'acier à roulement 100cr6. *Matériaux 2002*, pages 21–25, 2002.
- [Pou99] G. POULACHON : *Aspects phénoménologiques, mécaniques et métallurgiques en tournage c-BN des aciers durcis*. Application : usinabilité de l'acier 100Cr6. Thèse de doctorat, ENSAM Paris, 1999.
- [Pra55] W. PRAGER : The theory of plasticity : a survey of recent achievements. *Proc. Inst. Mech. Eng*, 169:41–57, 1955.
- [Pra57] W. PRAGER : Viscoplasticity and locking solids. *Trans. Soc. Rheology*, 1:169–175, 1957.
- [Pra81] N. A. PRATTEN : The precise measurement of the density of small samples. *J. Mater. Sciences*, 16(7):1737, 1981.

- [Pra03] Y.V.R.K. PRASAD : Processing maps : A status report. *J. of Materials Engineering and Performance*, 12(6):638–645, 2003.
- [Pui02] L. PUIGSEGUR : *Caractérisation thermique d'un procédé d'usinage par tournage. Approche analytique et par identification de systèmes entiers*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, 2002.
- [PWR80] R. PAGE, J. R. WEERTMAN et M. ROTH : *Scripta Met.*, 14:773, 1980.
- [Ran03] N. RANC : Couplage thermomécanique. *Techniques de l'Ingénieur*, AF 5042:1–12, 2003.
- [Rec64] R. F. RECHT : Catastrophic thermoplastic shear. *J. of Appl. Mech.*, 31:189–193, 1964.
- [RFF81] D. ROUBY, J. FALCE et P. FLEISCHMANN : *Métaux, Corrosion, Industrie*, 56:1, 1981.
- [Rou81] G. ROUSSELIER : Finite deformation constitutive relations including ductile fracture damage. *In Three-Dimensional constitutive relations and ductile fracture, North-Holland Pub. Comp.*, pages 331–355, 1981.
- [Rou86] G. ROUSSELIER : Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture. *In Séminaire International sur l'Approche Locale de la Rupture*, pages 257–284, 1986.
- [RRG00] F. ROTERS, D. RAABE et G. GOTTSTEIN : Work hardening in heterogeneous alloys : microstructural approach based on three internal state variables. *Acta Metallurgica*, 48(17):4181–4189, 2000.
- [RT69] J.R. RICE et D.M. TRACEY : On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *J. of the Mechanics and Physics of Solids*, 17(3):201–217, 1969.
- [SB98] D. STEGLICH et W. BROCKS : Micromechanical modelling of damage and fracture of ductile materials. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 21(10):1175–1188, 1998.
- [SBB98] T. SIEGMUND, G. BERNAUER et W. BROCKS : Two models of ductile fracture in contest : porous metal plasticity and cohesive elements. *ECF12 fracture from defects*, pages 933–8, 1998.
- [Sel85] C.M. SELLARS : The kinetics of softening processes during hot working of austenite. *Czech. J. Phys.*, B(35):239–248, 1985.
- [Sel95] C.M. SELLARS : Basics of modelling for control of microstructure in thermomechanical controlled processing. *Ironmaking and Steelmaking*, 22(6):459–464, 1995.
- [SK05] M. SPRINGMANN et M. KUNA : Identification of material parameters of the gurson-tvergaard-needleman model by combined experimental and numerical techniques. *Computational Materials Science*, pages 544–552, 2005.
- [Sok48] V.V. SOKOLOWSKY : Propagation of elasto-viscoplastic waves in bars. *Prikl. Mat. Mekh.*, 12:261–280, 1948.
- [Sov96] O.P. SOVIK : Experimental and numerical investigation of void nucleation in an almgisi alloy. *In First European mechanics of materials conference on local approach to fracture. Fontainebleau*, 1996.
- [SSB97] W. SCHMITT, DZ. SUN et J.G. BLAUDEL : Damage mechanics analysis (gurson model) and experimental verification of the behaviour of a crack in a weld-cladded component. *Nucl Eng Design*, 74:237–246, 1997.
- [SSVS89] DZ. SUN, D. SIEGLE, B. VOSS et W. SCHMITT : Application of local damage models to the numerical analysis of ductile rupture. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 12(3):201–212, 1989.
- [STA66] M. C. SHAW, A. L. THURMAN et H. J. AHLGREN : Cité par b. changeux. *J. of Engineering for industry*, 88(5):142, 1966.
- [Swi52] H.W. SWIFT : Plastic instability under plane stress. *J. Mech. Phys. Solids*, 1:1–18, 1952.
- [SZ97] B. SKALLERUD et ZL. ZHANG : A 3d numerical study of ductile tearing and fatigue crack growth under nominal cyclic plasticity. *Int J Solids Struct*, 34(24):3141–3161, 1997.

- [TN84] V. TVERGAARD et A. NEEDLEMAN : Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall. Mater.*, 32:157–169, 1984.
- [VA05] G.Z. VOYIADJIS et F.H. ABED : Microstructural based models for bcc and fcc metals with temperature and strain rate dependency. *Mechanics of mater.*, 37(2):355–378, 2005.
- [VAR80] T. VINH, M. AFZALI et A. ROCHE : *Mechanical behaviour of materials*. K.J. Miller, R.F. Smith. Pergamon Press, Oxford and New York, 1980.
- [VDS07] B. VERLINDEN, J. DRIVER, I. SAMAJDAR et R. D. DOHERTY : *Thermomechanical processing of metallic materials*. ELSEVIER, Oxford, 2007.
- [Voc48] E. VOCE : The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *J. Inst. Metals*, 74:537–562, 1948.
- [XC97] L. XIA et L. CHENG : Transition from ductile tearing to cleavage fracture : a cell-model approach. *Int J Fract*, 87(3):289–306, 1997.
- [YMO87] A. YOSHIE, H. MORIKAWA et Y. ONOE : Formulation of static recrystallization of austenite in hot rolling process of steel plate. *Trans. ISIJ*, 27:425–431, 1987.
- [ZA87] F.J. ZERILLI et R.W. ARMSTRONG : Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *J. of Appl. Mech.*, 61(5):1816–1825, 1987.
- [ZA95] F.J. ZERILLI et R.W. ARMSTRONG : High strain rate effects on polymer metal and ceramic matrix composites and other advanced materials. *In A.S.M.E. New-York*, 1995.
- [Zao04] A. ZAOUI : *Local approach to fracture*. edited by Ecole des Mines de Paris, 2004.
- [ZG96] H. ZHAO et G. GARY : The testing and behaviour modelling of sheet metals at strain rate from 10<sup>-4</sup> to 10<sup>5</sup> s<sup>-1</sup>. *Mater. Science Engeneering*, 207(1):46–50, 1996.
- [ZH44] C. ZENER et J. H. HOLLOMAN : Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *Journal of Applied Physics*, 15:22–32, 1944.
- [Zha96] ZL. ZHANG : A sensitivity analysis of material parameters for the gurson constitutive model. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 19(5):561–570, 1996.
- [Zie65] H. ZIEGLER : Some extremum principles in irreversible thermodynamics with applications to continuum mechanics. *in Progress in Solid Mechanics*, 4:91–193, 1965.

# Table des figures

1.1	Représentation du tournage (A) et de la coupe orthogonale (B) [Hab06]. . . . .	4
1.2	Les différentes échelles utilisées en usinage [Cha01]. . . . .	5
1.3	Distribution des flux de chaleur générés par déformation et frottement en coupe orthogonale [Cal08]. . . . .	6
1.4	Différentes formes de copeaux [Cha01]. . . . .	7
1.5	Faciès d'une surface cisailée au niveau de la zone primaire : (a) rupture fragile ( $V_c=15\text{m/min}$ ) ; (b) rupture ductile ( $V_c=180\text{m/min}$ ). Les flèches indiquent la direction d'écoulement du copeau [BBL01]. . . . .	8
1.6	Étapes de la formation d'un segment de copeau festonné ; (a) début de l'aplatissement de la matière, (b) localisation imminente de la déformation, (c) localisation de la déformation, (d) glissement du segment de copeau formé [KT81]. . . . .	8
1.7	Détermination expérimentale par corrélation d'image de la quantité de déformation lors d'une opération de rabotage sur un alliage de titane [GCBB09]. . . . .	9
1.8	Exemple de cartographie du champ de température obtenue par caméra CCD-PIRE. (a) Face latérale de coupe et (b) Face supérieure du copeau [Hab06]. . . . .	10
1.9	Représentation schématique [Mon96] et observations MET [VDSD07] des modifications microstructurales subies au cours de la déformation à froid. . . . .	12
1.10	Représentation schématique et observation MET de l'hétérogénéité de la déformation [VDSD07].	13
1.11	Schématisme des phénomènes d'annihilation, polygonisation et de coalescence [VDSD07].	13
1.12	Évolution de la microstructure durant (a) la déformation à chaud d'un matériau subissant de la restauration et (b) la déformation à chaud d'un matériau subissant de la recristallisation [VDSD07]. . . . .	14
1.13	Classification des mécanismes de rupture [VDSD07]. . . . .	15
1.14	Gammes de vitesses de déformation imposées (en $s^{-1}$ ) en mise en forme [Mon96]. . . . .	16
1.15	Dispositifs expérimentaux des Arts et Métiers ParisTech centre d'Angers : dispositifs barres d'Hopkinson (à gauche), et machine GLEEBLE (à droite). . . . .	17
1.16	Différents domaines représentés dans un diagramme température-vitesse de déformation correspondant à des comportements mécaniques distincts [Lur08]. . . . .	19
1.17	Entrées et sorties des problèmes direct et inverse. . . . .	20
1.18	Microstructures initiales des 3 matériaux étudiés. . . . .	21
2.1	Conditions thermomécaniques des différentes sollicitations réalisées sur les trois matériaux d'étude. . . . .	26
2.2	Exemples de répétabilité des essais réalisés (à gauche) sur la GLEEBLE à ( $T = 500^\circ\text{C}$ , $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ ) et (à droite) sur les barres d'Hopkinson à ( $T = 20^\circ\text{C}$ , $\dot{\epsilon} \approx 700\text{ s}^{-1}$ ). . . . .	27

2.3	Montage expérimental utilisé pour les essais de compression et de cisaillement. Utilisation des "enclumes chaudes", des feuilles en graphite et de la pâte en Nickel pour réduire le frottement et améliorer la conductivité. . . . .	27
2.4	Les différents cycles thermomécaniques des essais de compression : (a) essai de compression à température et vitesse de déformation constantes, (b) essai de compression avec sauts de vitesse, (c) essai de compression avec sauts de température, et (d) essai de charge-décharge en compression. . . . .	28
2.5	Hétérogénéité de la température et son influence sur la forme du lopin déformé. . . . .	29
2.6	Évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	30
2.7	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation aux températures 293K , 473 K et 673 K (respectivement 20, 200, et 400 °C). Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	31
2.8	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation aux températures 873 K et 973 K (respectivement 600, et 700 °C). Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	32
2.9	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation aux températures 1073 K, 1173 K et 1273 K (respectivement 800, 900, et 1000 °C). Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	32
2.10	Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 s^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	33
2.11	Résultats des essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche) et essai à une vitesse de déformation de 1 /s avec sauts de température (à droite) sur l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	34
2.12	Résultats des essais de charge-décharge en compression à chaud (différentes températures de 873 à 1373 K) à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2}s^{-1}$ sur l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	34
2.13	Évolution de la fraction d'adoucissement en fonction de la déformation déterminée à partir des essais charge-décharge à différentes températures. Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	35
2.14	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l'acier 42CrMo4-B. . . . .	36
2.15	Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 s^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l'acier 42CrMo4-B. . . . .	37
2.16	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation dans les trois domaines de déformation ; à froid, à mi-chaud et à chaud. Cas de l'acier 42CrMo4-B. . . . .	37
2.17	Essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche) et essai à une vitesse de déformation de 1 /s avec sauts de température (à droite) pour l'acier 42CrMo4-B. . . . .	38
2.18	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l'acier 100Cr6. . . . .	39
2.19	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation dans les trois domaines de déformation ; à froid, à mi-chaud et à chaud. . . . .	40
2.20	Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 s^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	40

2.21	Résultats des essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche) et essai à une vitesse de déformation de $1/s$ avec sauts de température (à droite) sur l'acier 100Cr6. . . . .	41
2.22	Évolution de la fraction d'adoucissement en fonction de la déformation déterminée à partir des essais charge-décharge à différentes températures. Cas de l'acier 100Cr6 . . . . .	41
2.23	Exemples d'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures et vitesses de déformation pour l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	42
2.24	Duretés et microstructures des lopins déformés à différentes températures, à une vitesse de déformation constante ( $10^2 s^{-1}$ ) et une quantité de déformation constante (0.6). Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	43
2.25	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation dans les trois domaines de déformation. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	44
2.26	Résultats des essais à différentes températures avec sauts de vitesse de déformation (à gauche et au milieu) et essai à une vitesse de déformation de $1/s$ avec sauts de température (à droite) sur l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	44
2.27	Résultats des essais de charge-décharge en compression à chaud (températures 723 et 773 K) à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2} s^{-1}$ sur l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	45
2.28	Différence entre le comportement d'un matériau à structure CC (à gauche) et CFC (à droite) dans la littérature. . . . .	45
2.29	Évolution de la limite d'élasticité (Annexe 3) en fonction de la température dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP (A), l'acier 42CrMo4-B (B), l'acier 100Cr6 (C) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (D). . . . .	46
2.30	Comparaison entre la forme des courbes contrainte (en MPa)-déformation pour les quatre matériaux étudiés dans les trois domaines de déformation. . . . .	46
2.31	Augmentation de la température pendant la déformation due à l'auto-échauffement dans le cas d'un essai de compression à $T = 293 K$ et $\dot{\epsilon} = 10^2 s^{-1}$ sur l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique. . . . .	47
2.32	Courbes contrainte (en MPa)-déformation pour les températures situées entre 293 et 773 K et à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ . Cas des trois aciers. . . . .	47
2.33	Courbes de comportement en compression de l'acier 100Cr6 pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ et pour des températures situées entre 293 et 773 K (contrainte en MPa). . . . .	48
2.34	Évolution de la dureté et de la microstructure des lopins en acier 100Cr6 déformés à des températures situées entre 293 et 773 K. . . . .	48
2.35	Représentation schématique de : (a) la puissance de dissipation contenue $G$ et complémentaire $J$ pour un matériau de comportement représenté par une courbe $\sigma = f(\dot{\epsilon})$ (la puissance totale de dissipation est donnée par le rectangle) et (b) la puissance de dissipation complémentaire maximale $J_{max}$ obtenue pour une sensibilité à la vitesse de déformation $m = 1$ [PGD <sup>+</sup> 84]. . . . .	52
2.36	Cartographies de la puissance de dissipation à différentes déformations : (a) 0.1, (b) 0.2 et (c) 0.4. Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	54
2.37	Cartographies d'instabilité d'écoulement à différentes déformations : (a) 0.1, (b) 0.2 et (c) 0.4. Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	54
2.38	Cartographies de la puissance de dissipation (A) et d'instabilité d'écoulement (B) à une déformation de 0.4. Cas de l'acier 42CrMo4-B. . . . .	55
2.39	Cartographies de la puissance de dissipation (A) et d'instabilité d'écoulement (B) à une déformation de 0.4. Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	55



2.40	Cartographies de la puissance de dissipation (A) et d'instabilité d'écoulement (B) à une déformation de 0.4. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	56
2.41	Courbes contrainte-déformation caractéristiques d'un métal à (a) faible énergie de faute d'empilement, et (b) haute énergie de faute d'empilement [Mon96]. . . . .	57
2.42	Évolution de la microstructure des lopins déformés en fonction de la température et la vitesse de déformation. Cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale ferrito-perlitique. . . . .	59
2.43	Évolution de la microstructure des lopins déformés en fonction de la température et la vitesse de déformation. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	60
3.1	Modules élémentaires décrivant le comportement rhéologique des matériaux. . . . .	64
3.2	Représentation schématique du modèle de Bingham généralisé (a) et réponse associée pour une sollicitation en traction (b) [Lur08]. . . . .	64
3.3	Représentation des différents modèles quasi-statiques. . . . .	65
3.4	Allures qualitatives de la loi de Voce classique et de la version modifiée. . . . .	68
3.5	Transferts et familles de dislocations [Lur08]. . . . .	71
3.6	Identification des paramètres d'écrouissage de la loi de Johnson-Cook. Cas de l'acier 42CrMo4-FP et l'acier 100Cr6. . . . .	76
3.7	Identification du paramètre $C$ de la loi de Johnson-Cook. Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	77
3.8	Identification du paramètre $m$ de la loi de Johnson-Cook. Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	77
3.9	Comparaison entre quelques essais expérimentaux et le modèle de Johnson-Cook identifié par les deux méthodes d'identification pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	78
3.10	Apparition de l'adoucissement par déformation dans le cas de l'acier 100Cr6 (à gauche) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (à droite). . . . .	79
3.11	Sensibilité du modèle TANH aux paramètres $p, q, r$ et $\varepsilon_0$ . . . . .	80
3.12	Comparaison entre des résultats expérimentaux et les prédictions par le modèle de Johnson-Cook et Johnson-Cook modifié (TANH) pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	81
3.13	Comparaison entre les résultats expérimentaux et les deux modèles de Johnson-Cook et de Baker identifiés pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	82
3.14	Exemple d'évolution des paramètres $\sigma_s, \sigma_0, r, A,$ et $n$ en fonction de $T$ et $\dot{\varepsilon}$ . Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	84
3.15	Valeurs expérimentales et régressions linéaires des paramètres $\sigma_s, \sigma_0, r, A,$ et $n$ de la loi de Lurdos et Montheillet dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP et l'aluminium 2017-T4. . . . .	84
3.16	Comparaison entre quelques résultats expérimentaux et les deux modèles de Johnson-Cook et de Lurdos et Montheillet identifiés pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	85
3.17	Influence de la variation des paramètres $A, B$ dans la fonction $\sigma = A + B\varepsilon^n$ . . . . .	87
3.18	Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et le modèle de Zerilli et Armstrong dans le cas de quelques essais réalisés sur l'acier 100Cr6 et l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	87
3.19	Valeurs de $B$ et $p$ identifiées dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP (à gauche) et l'acier 100Cr6 (à droite). . . . .	90
3.20	Évolution de la contrainte de saturation en fonction de la température dans le cas des quatre matériaux d'étude. . . . .	91
3.21	Valeurs de $S_0$ en fonction des conditions $(T, \dot{\varepsilon})$ pour les quatre matériaux d'études. Cas de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique et l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	92
3.22	Comparaison entre le modèle d'Anand, le modèle de Johnson-Cook et les essais dans le cas des quatre matériaux d'étude. . . . .	93
3.23	Comparaison entre les différents modèles identifiés et quelques courbes expérimentales dans le cas des quatre matériaux d'étude. . . . .	94

3.24	Représentation de l'écart entre la courbe expérimentale et le modèle. . . . .	95
3.25	Écart entre les essais expérimentaux et les modèles identifiés pour les trois domaines de déformation et dans le cas des quatre matériaux d'étude. . . . .	95
3.26	Écart relatif moyen entre les essais expérimentaux et les modèles identifiés pour les quatre matériaux d'étude (le nombre des paramètres de chaque modèle est noté en rouge). . . . .	96
3.27	Comparaison entre la combinaison additive (à gauche) et multiplicative (à droite) de deux fonctions écrouissage et adoucissement. . . . .	99
3.28	Courbes contrainte-déformation à différentes températures et à vitesse de déformation constante : $\dot{\epsilon} = 10^{-1} s^{-1}$ (à gauche) et $\dot{\epsilon} = 10 s^{-1}$ (à droite). Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	100
3.29	Courbes contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation et à température constante : $T = 293 K$ (à gauche) et $T = 873 K$ (à droite). Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	100
3.30	Exemple de l'identification de $m_1$ et $m_2$ à partir des points expérimentaux. Cas de l'acier 42CrMo4 bainitique et l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	101
3.31	(A) Identification des différents paramètres $C_i$ relatifs aux températures $T_i$ et (B) identification de la fonction $C(T)$ à partir de ces paramètres. Cas de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique. . . . .	102
3.32	Identification des paramètres d'écrouissage dans le cas des quatre matériaux d'étude. . . . .	103
3.33	Comparaison entre le modèle de Lurdos-Montheillet, le modèle d'Anand et le modèle proposé dans le cas de quelques essais pour les matériaux d'étude. . . . .	104
3.34	Écarts relatifs moyens entre tous les essais expérimentaux et les prédictions des modèles identifiés pour les quatre matériaux d'étude. Comparaison avec le modèle proposé (en bleu). . . . .	105
4.1	Processus de l'endommagement ductile : (a) germination, (b) croissance, et (c) coalescence. . . . .	107
4.2	Les différentes techniques directes d'observation et de suivi de l'endommagement [Bou09]. . . . .	109
4.3	Dispositif de traction sur la machine GLEEBLE. . . . .	111
4.4	Géométries des éprouvettes de traction (EAS et EAER 2, 3, 5 et 7). . . . .	112
4.5	Hétérogénéité de la température pour les différentes géométries d'éprouvettes. . . . .	112
4.6	Essais de reproductibilité à température ambiante (à gauche) et à 1073 K (à droite). Cas des éprouvettes axisymétriques entaillées EAE-R7 en acier 100Cr6. . . . .	113
4.7	Méthode d'analyse d'image pour la détermination de la fraction du vide. . . . .	114
4.8	Comparaison entre les taux de porosité déterminés par tomographie X pour l'acier DP600 (à gauche) [MBMV08] et les taux de porosité déterminés par notre méthode dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP (à droite). . . . .	114
4.9	Dispositif de traction in-situ et géométrie de l'éprouvette utilisée. . . . .	115
4.10	Deux images MEB prises au même endroit et à la même échelle par les deux détecteurs d'électrons secondaires : "SE2" (à gauche) et "InLens" (à droite) ainsi que les histogrammes des niveaux de gris correspondants. . . . .	117
4.11	Fluctuation relative en fonction de la taille des éléments pour les deux images : l'image prise avec le détecteur SE2 (à gauche) et l'image prise avec le détecteur InLens (à droite). . . . .	117
4.12	Valeurs moyennes et valeurs moyennes normées des rayons de corrélation R1 et R2 dans les deux directions. Comparaison entre les deux images prises avec les détecteurs SE2 et InLens. . . . .	118
4.13	Erreurs systématiques sur les déplacements pour différentes tailles d'élément. Comparaison dans le cas des deux images correspondant aux deux détecteurs SE2 et InLens. . . . .	119
4.14	Incertitudes sur les déplacements pour différentes tailles d'élément. Comparaison dans le cas des deux images correspondant aux deux détecteurs SE2 et InLens. . . . .	120
4.15	Erreur de déplacement moyen en fonction du niveau de bruit pour les différentes tailles d'élément. Cas des deux images prises par les détecteurs SE2 (à gauche) et InLens (à droite). . . . .	120

4.16	Évolution de l'incertitude sur les déplacements en fonction de la déformation. Évaluation des effets des changements de la texture de l'image au cours de la déformation sur l'incertitude.	121
4.17	Paramètres liés au niveau de bruit.	122
4.18	Les trois tailles d'éléments utilisées pour la corrélation $l = 8, 16$ et $32$ pixels.	122
4.19	Cartographies des déplacements dans les deux directions de la corrélation. Taille des éléments : $l = 8$ pixels.	123
4.20	Quelques cartographies de déformations déterminées par corrélation avec des éléments de taille $l = 8$ : champs des déformations $\varepsilon_{11}$ , $\varepsilon_{12}$ et $\varepsilon_{22}$ .	123
4.21	Cartographie d'erreur de la corrélation pour l'élément de taille $l = 8$ . Cas de la première et huitième image.	124
4.22	Evolution des déformations $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ moyennes, maximales et erreur de corrélation en fonction du temps (du numéro de l'image). Cas de la corrélation avec des éléments de taille $l = 8$ .	124
4.23	Comparaison de l'évolution de la déformation $\varepsilon_{11}$ moyenne et maximale en fonction du temps pour les trois tailles d'élément $l = 8, 16$ et $32$ pixels.	124
4.24	Comparaison de l'évolution de l'erreur moyenne et maximale en fonction du temps pour les trois tailles d'élément $l = 8, 16$ et $32$ pixels.	125
4.25	Courbe force-déplacement et évolution de la microstructure au cours de l'essai. Procédure de calcul de corrélation. Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple.	126
4.26	Cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ , $\varepsilon_{22}$ et $\varepsilon_{12}$ déterminées par corrélation d'images sur la première sous-série d'images : de 1 à 6 (voir figure 4.25). Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple.	127
4.27	Cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par corrélation d'images sur la deuxième sous-série d'images : de 7 à 14 (voir figure 4.25). Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple.	128
4.28	Comparaison entre la déformation logarithmique moyenne $\varepsilon_{11\text{ moy}}$ et la déformation maximale $\varepsilon_{11\text{ max}}$ dans la direction 1. Cas de l'acier 100Cr6, premier exemple (voir figure 4.25).	129
4.29	Modèle éléments finis utilisé pour la détermination des déformations $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ correspondant à chaque image (déplacements).	129
4.30	Comparaison entre les déformations moyennes : $\varepsilon_{11\text{ moy}}$ (A) et $\varepsilon_{22\text{ moy}}$ (B) déterminées par DIC et celles calculées par la méthode des éléments finis.	130
4.31	Courbe force-déplacement relative à l'essai présenté dans cet exemple et procédure de calcul de corrélation. Cas de l'acier 100Cr6, deuxième exemple (grossissement : X 5900).	130
4.32	Cartographies de l'évolution de la déformation logarithmique $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par corrélation sur la première série d'images : de 1 à 11 (voir figure 4.31). Cas de l'acier 100Cr6, deuxième exemple.	131
4.33	Cartographies des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ , $\varepsilon_{22}$ et $\varepsilon_{12}$ déterminées par corrélation sur la deuxième série d'images : de 13 à 14 (voir figure 4.31). Cas de l'acier 100Cr6, deuxième exemple.	132
4.34	Cartographies d'évolution de la déformation logarithmique $\varepsilon_{22}$ déterminées par corrélation (avec deux tailles d'élément différentes : $4 \times 4$ et $8 \times 8$ pixels) sur trois images prises au cours d'un essai de traction in-situ avec le détecteur InLens. Cas de l'acier 100Cr6, troisième exemple (grossissement : X 1240).	133
4.35	Schématisation des phénomènes de déformation plastique et d'endommagement dans l'acier 100Cr6.	134
4.36	Synthèse des phénomènes d'endommagement à froid observés en surface et sur les faciès de rupture des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l'acier 100Cr6.	135

4.37	Courbe force-déplacement et comportement d'une inclusion de sulfure de manganèse MnS pendant la déformation. Cas de l'acier 42CrMo4, premier exemple. . . . .	136
4.38	Cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par corrélation d'images sur les différentes images : de 1 à 15 (voir figure 4.37). Cas de l'acier 42CrMo4, premier exemple. . . . .	137
4.39	Comparaison entre la déformation logarithmique moyenne $\varepsilon_{11\ moy}$ et la déformation maximale $\varepsilon_{11\ max}$ dans la direction 1. Cas de l'acier 42CrMo4, premier exemple. . . . .	138
4.40	Courbe force-déplacement et procédure de calcul de corrélation. Cas de l'acier 42CrMo4, deuxième exemple. . . . .	138
4.41	Comportement d'une inclusion d'alumine ( $Al_2O_3$ ) pendant la déformation et l'impact sur le champ de déformation déterminé par DIC. Cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	139
4.42	Cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par DIC sur les différentes images : de 1 à 10 (voir figure 4.40). Cas de l'acier 42CrMo4, deuxième exemple. . . . .	139
4.43	Cartographies d'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par corrélation sur quatre images prises vers la fin d'un essai de traction in-situ. Cas de l'acier 42CrMo4, troisième exemple (grossissement : X 2500). . . . .	140
4.44	Synthèse des phénomènes d'endommagement à froid observés en surface et sur les faciès de rupture des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	141
4.45	Courbe force-déplacement relative à l'essai présenté dans cet exemple et procédure de calcul de corrélation. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, premier exemple. . . . .	142
4.46	Quelques cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par DIC (avec différentes tailles d'élément : 4, 8 et 16 pixels) sur la deuxième série d'images : de 17 à 30 (voir figure 4.45). Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, premier exemple. . . . .	142
4.47	Microstructures et cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par corrélation (avec différentes tailles d'élément : 4 et 8) sur la troisième série d'images : de 31 à 35 (voir figure 4.45). Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, premier exemple. . . . .	143
4.48	Courbe force-déplacement relative à l'essai présenté dans cet exemple et procédure de calcul de corrélation. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, deuxième exemple. . . . .	144
4.49	Quelques cartographies de l'évolution des déformations logarithmiques $\varepsilon_{11}$ et $\varepsilon_{22}$ déterminées par corrélation (avec différentes tailles d'élément : 4, 8 et 16 pixels) sur la deuxième série d'images : de 17 à 30 (voir figure 4.48). Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, deuxième exemple. . . . .	145
4.50	Comparaison entre la déformation moyenne $\varepsilon_{11\ moy}$ et maximale $\varepsilon_{11\ max}$ pour des éléments de taille 8X8 pixels (A), puis la déformation moyenne (B) et maximale (C) pour deux tailles d'éléments 4X4 et 8X8 pixels. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4, deuxième exemple (voir figure 4.48). . . . .	145
4.51	Synthèse des traces d'endommagement à froid observées en surface des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	146
4.52	Observations des faciès de rupture des éprouvettes de traction in-situ. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	146
4.53	Existence des bandes de localisation de la déformation pour différents matériaux et dans le cas des sollicitations en traction et en compression [Dou00]. . . . .	147
4.54	Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction sur éprouvette simple EAS (figure 4.4) à différentes températures. Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	148
4.55	Formes des sections de rupture des éprouvettes axisymétriques simples EAS sollicitées en traction à différentes températures et vitesses de déformation. Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	149

4.56 Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à 293 et 673 K, puis polies. Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	150
4.57 Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à chaud, puis polies. Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	151
4.58 Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction simple. Influence de la vitesse de déformation dans le cas de l'acier 100Cr6. . . . .	152
4.59 Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction sur éprouvette simple EAS (figure 4.4) à différentes températures. Cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	153
4.60 Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à 293 et 673 K, puis polies. Cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	153
4.61 Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à chaud, puis polies. Cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	154
4.62 Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction simple. Influence de la vitesse de déformation dans le cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	155
4.63 Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction sur éprouvette simple EAS (figure 4.4) à différentes températures. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	155
4.64 Mécanismes d'endommagement observés sur des éprouvettes préalablement déformées à différentes températures puis polies. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	156
4.65 Évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours des essais de traction simple. Influence de la vitesse de déformation dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	157
4.66 Comparaison entre les courbes contrainte-déformation des essais de traction sur éprouvette EAS et les phénomènes d'endommagement observés en surface. . . . .	158
4.67 Synthèse des différents phénomènes d'endommagement à l'ambiante observés à cœur et en surface pour les trois matériaux étudiés. . . . .	159
5.1 Évolution de la contrainte nominale en fonction de l'allongement au cours des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées EAE avec différents rayons d'entaille (figure 4.4). Influence de la température dans le cas de l'acier 100Cr6. . . . .	162
5.2 Évolution de la contrainte nominale en fonction de l'allongement au cours des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées EAE avec différents rayons d'entaille (figure 4.4). Influence de la température dans le cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	163
5.3 Évolution de la contrainte nominale en fonction de l'allongement au cours des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées EAE avec différents rayons d'entaille (figure 4.4). Influence de la température dans le cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	163
5.4 Méthode de traitement d'image et micro-porosités observées dans le cas des trois matériaux étudiés. . . . .	164
5.5 Évolution du taux de porosité en fonction de la distance par rapport au centre à différentes températures. Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	164
5.6 Évolution du taux de porosité en fonction de la distance par rapport au centre à différentes températures. Cas de l'acier 42CrMo4. . . . .	165
5.7 Évolution du taux de porosité en fonction de la distance par rapport au centre à différentes températures. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	165
5.8 Influence de la variation du rayon de l'entaille sur le taux de porosité à différentes températures dans le cas de l'acier 100Cr6. . . . .	166

5.9	Formes des sections de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées EAE dans le cas de l'acier 100Cr6 (à gauche) et évolution du nombre de cavités et de la forme de la zone de rupture avec l'augmentation de la pression hydrostatique (à droite) [BW05]. . . . .	167
5.10	Présentation du modèle Eléments finis utilisé. . . . .	167
5.11	Simulation Eléments Finis de l'évolution des champs de déformation plastique équivalente dans le cas de l'essai de traction à froid sur la géométrie EAER5. . . . .	168
5.12	Évolution du taux de porosité en fonction de la déformation déterminée numériquement sur les géométries EAER5 pour les différentes températures avec un modèle élastoplastique. . .	168
5.13	Géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées EAE et valeurs de taux de triaxialité au centre calculées en utilisant la formule de Bridgman. . . . .	169
5.14	Évolution du taux de triaxialité en fonction de la déformation pour les différentes géométries d'éprouvettes. Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	170
5.15	Évolution de la déformation à la rupture d'un alliage d'aluminium 2024 avec le taux de triaxialité des contraintes [BW05]. . . . .	170
5.16	Évolution de la déformation plastique équivalente à la rupture. Les valeurs utilisées pour D1, D2 et D3 sont celles déterminées, pour l'acier 42CrMo4, par Bacaria [Bac01]. Concernant les paramètres D4 et D5, les valeurs choisies sont celles données par Johnson et Cook [JC85] pour un acier 36NCD6. . . . .	173
5.17	Élément endommagé. . . . .	174
5.18	(a) Loi de germination de type Chu et Needleman et (b) évolution de la porosité fictive $f^*$ . .	176
5.19	Comparaison des lois d'écoulement de von Mises, de Gurson et de GTN. . . . .	176
5.20	Courbes d'évolution de la déformation à la rupture en fonction du taux de triaxialité pour les trois matériaux d'étude ( $T = 293\text{ K}$ & $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ) et paramètres estimés à partir de la loi de Johnson-Cook. . . . .	178
5.21	Évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température pour des essais de traction ( $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ) sur éprouvettes simples ( $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3}$ ) et identification du paramètre $D_5$ . Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	179
5.22	Évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température pour des essais de traction ( $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ) sur éprouvettes simples ( $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3}$ ) et identification du paramètre $D_5$ . Cas de l'acier 42CrMo4 (à gauche) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (à droite). . . . .	180
5.23	Évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température pour des éprouvettes simples ( $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3}$ ) et identification du paramètre $D_4$ . Cas de l'acier 100Cr6 (A), l'acier 42CrMo4 (B) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (C). . . . .	180
5.24	Sensibilité de la loi d'écoulement de GTN au taux de porosité $f$ (A) et aux paramètres constitutifs $q_1$ (B) et $q_2$ (C). . . . .	181
5.25	Procédure d'identification du modèle GTN à partir des données expérimentales. . . . .	183
5.26	Exemple d'identification des paramètres $\sigma_0$ , $K$ et $n$ dans le cas d'un comportement avec écrouissage ou adoucissement. Courbe expérimentale issue de la traction sur EAS en acier 42CrMo4. . . . .	183
5.27	Évolution du taux de porosité en fonction de la déformation équivalente et identification des paramètres $F_N$ , $S_N$ et $\epsilon_N$ à différentes températures dans le cas des trois matériaux d'étude. .	184
5.28	Organigramme de la méthode inverse, utilisée pour identifier les paramètres $q_1$ , $q_2$ et $q_3$ . . . .	186
5.29	Comparaison entre les courbes numériques obtenues par calcul EF avec le modèle de GTN et les essais expérimentaux pour les trois matériaux et les différentes températures. . . . .	187
5.30	Comparaison entre les courbes numériques obtenues par calcul EF et les essais expérimentaux ( $T=293\text{ K}$ ) pour les différentes géométries EAE (A) et EAS (B). Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	188



6.1	Schéma général d'un problème couplé thermomécanique et métallurgique. . . . .	190
6.2	Réponse typique contrainte-déformation d'un essai de traction [MGAR08]. . . . .	194
6.3	Caractéristiques géométriques de l'éprouvette chapeau et similitude avec le procédé d'usinage. . . . .	195
6.4	Hétérogénéité de la température dans l'éprouvette "chapeau" . . . . .	196
6.5	Zone de cisaillement théorique. . . . .	197
6.6	Zones de cisaillement sur deux éprouvettes "chapeau" [Cha01]. . . . .	198
6.7	Évolution de la contrainte en fonction de la déformation de cisaillement à différentes vitesses de déformation pour l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique. . . . .	198
6.8	Évolution de la contrainte en fonction de la déformation de cisaillement à différentes températures et vitesses de déformation pour l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique. . . . .	199
6.9	Exemple de micrographie de la zone cisailée de l'éprouvette "chapeau". . . . .	200
6.10	Évolution de la contrainte en fonction de la déformation de cisaillement à différentes vitesses de déformation pour l'acier 100Cr6 (à gauche) et différentes températures (à droite). . . . .	201
6.11	Simulation numérique de l'éprouvette chapeau : géométrie, conditions aux limites et exemples de résultats. . . . .	201
6.12	Évolution des champs de déformation et de contrainte (en Pa) dans le cas d'une simulation EF de l'éprouvette chapeau avec une loi de comportement de type Johnson-Cook sans prise en compte de l'endommagement. . . . .	202
6.13	Simulation numérique de l'éprouvette chapeau réalisée par Changeux [Cha01]. . . . .	203
6.14	Évolution des champs de température dans la zone cisailée pour deux vitesses de compression différentes. . . . .	203
6.15	Évolution numérique des champs de contrainte équivalente dans la zone cisailée pour deux vitesses de compression différentes. . . . .	204
6.16	Identification des paramètres de la loi de Johnson-Cook à partir des essais de cisaillement sur l'acier 42CrMo4 bainitique : (A) identification de $A$ , $B$ et $n$ , (B) identification de $C$ et (C) identification de $m$ . . . . .	204
6.17	Champs des températures d'auto-échauffement obtenues par simulation numérique à ( $T = 293$ K, $V = 1$ m/s) en utilisant le modèle de Johnson-Cook identifié sur les essais de compression (à gauche) et sur les essais de cisaillement (à droite). . . . .	205
6.18	Comparaison entre les essais expérimentaux et les prédictions des simulations EF avec les différents modèles. Trois conditions sont présentées (A) $T=293$ K et $V = 0.01$ m/s, (B) $T=293$ K et $V = 1$ m/s et (C) $T=1273$ K et $V = 1$ m/s. Cas de l'acier 42CrMo4 bainitique. . . . .	205
6.19	Les deux configurations du tournage orthogonale et la modélisation 2D de cet essai [Cha01]. . . . .	206
6.20	Informations recueillies lors de l'essai de coupe : champs de température (a), efforts de coupe (b), et micrographies des produits de coupe (c). . . . .	207
6.21	Évolution des champs de température (en °C), de l'effort de coupe (en N), et de la forme des copeaux en fonction de l'avance (en mm/tr) et de la vitesse de coupe (en m/min). Cas de l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique. . . . .	208
6.22	Modélisation EF pour la simulation numérique de la formation du copeau en coupe orthogonale. . . . .	209
6.23	Description du processus de formation du copeau en simulation numérique. . . . .	210
6.24	Formes du copeau numérique pour une avance fixe (0,15 mm/tr) et deux vitesses de coupe : (A) une vitesse de 60 m/min et (B) une vitesse de 30 m/min. . . . .	211
6.25	Formes du copeau numérique pour une vitesse de coupe fixe (60 m/min) et deux avances : (A) une avance de 0,05 mm/tr et (B) une avance de 0,1 mm/tr. . . . .	212
6.26	Comparaison entre les formes des copeaux numériques en utilisant la loi de comportement de Johnson-Cook et les copeaux expérimentaux pour trois conditions de coupes différentes. . . . .	213

6.27	Comparaison entre les formes de copeaux obtenues par simulation numérique en utilisant les différents modèles de comportement et le copeau expérimental pour les conditions de coupe $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ . . . . .	213
6.28	Comparaison entre les efforts de coupe (à gauche) et les températures (à droite) obtenus par simulation numérique en utilisant les différents modèles de comportement et les observations expérimentales pour les conditions de coupe $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ . . . . .	214
6.29	Comparaison entre les formes de copeaux, les champs de contrainte équivalente et les températures (dans ZI et ZII) obtenues par simulation numérique en utilisant le modèle de Johnson-Cook identifié à partir des essais de compression (à gauche) et des essais de cisaillement (à droite) pour les conditions de coupe $V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ . . . . .	215
6.30	Caractéristiques géométriques de l'essai de bipoinçonnement. . . . .	216
6.31	Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique pour différentes géométries d'éprouvette en alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	217
6.32	Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique pour différents angles entre la direction de laminage et la direction de bipoinçonnement (direction 3 de la figure 6.30) pour l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	217
6.33	Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique en bipoinçonnement à différentes conditions thermomécaniques et pour différentes épaisseurs pour l'acier 42CrMo4 de microstructure initiale bainitique. . . . .	219
6.34	Fibrage et microstructure des éprouvettes bipoinçonnées. . . . .	219
6.35	Contrôle de la géométrie des éprouvettes déformées. Vérification de l'hypothèse des déformations planes. . . . .	220
6.36	Évolution de la contrainte normale en fonction de la déformation logarithmique en bipoinçonnement à différentes conditions thermomécaniques pour l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	220
6.37	Caractéristiques géométriques, de chargement et du maillage du modèle numérique utilisés pour simuler l'essai de bipoinçonnement. . . . .	221
6.38	Simulation numérique du bipoinçonnement. Évolution de la déformation, de la contrainte équivalentes et de la température en fonction du déplacement du poinçon mobile. . . . .	222
6.39	Évolution des champs des contraintes équivalentes pour les trois épaisseurs d'éprouvettes ( $E = 5, 7.5$ et $10 \text{ mm}$ ). . . . .	223
6.40	Cartographies de la déformation équivalente et de la température pour le même déplacement du poinçon en faisant varier l'épaisseur de l'éprouvette. . . . .	223
6.41	Évolution des champs de température d'auto-échauffement pour deux simulations avec deux vitesses de déplacement différentes du poinçon mobile. . . . .	224
6.42	Évolution des champs de contrainte équivalente pour deux simulations avec deux vitesses de déplacement différentes du poinçon mobile. . . . .	224
6.43	Distribution des contraintes de von Mises en bipoinçonnement pour les trois géométries d'éprouvette dans le cas de deux simulations avec la loi de comportement de Johnson-Cook et les modèles d'endommagement de Johnson-Cook et de GTN. . . . .	225
6.44	Evolution de la pression en fonction de la déformation logarithmique pour les trois géométries d'éprouvette dans le cas de deux simulations avec la loi de comportement de Johnson-Cook et les modèles d'endommagement de Johnson-Cook et de GTN. Cas de l'acier 42CrMo4-B à $T = 1073 \text{ K}$ et $\dot{\epsilon} \simeq 1 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	225
6.45	Comparaison entre les évolutions de la pression en fonction de la déformation logarithmique déterminées numériquement en utilisant les quatre modèles de comportement et les courbes expérimentales pour deux conditions thermomécaniques : $T = 873 \text{ K}$ et $\dot{\epsilon} \simeq 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (à gauche) et $T = 1073 \text{ K}$ et $\dot{\epsilon} \simeq 1 \text{ s}^{-1}$ (à droite). . . . .	225

- 6.46 Distributions des déformations équivalentes en bipoinçonnement déterminées par simulation EF avec différentes lois de comportement. Cas de l'acier 42CrMo4-B à  $T = 873\text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} \simeq 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ . 226

# Liste des tableaux

1.1	Constantes de la loi de Johnson-Cook d'après la littérature pour un acier 100Cr6 traité. . . . .	19
1.2	Composition chimique de l'acier 42CrMo4 ferrito-perlitique. . . . .	22
1.3	Composition chimique de l'acier 42CrMo4 bainitique. . . . .	22
1.4	Composition chimique de l'acier 100Cr6. . . . .	23
1.5	Composition chimique de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	23
1.6	Matériaux utilisés pour l'étude de la rhéologie et de l'endommagement et désignations. . . . .	23
2.1	Nombres des essais réalisés pour les différents matériaux étudiés. . . . .	26
2.2	Valeurs de contrainte à la recharge après différents temps de maintien en décharge ( $T=973$ K et $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2}s^{-1}$ ). Cas de l'acier 42CrMo4-FP. . . . .	35
2.3	Valeurs de contrainte à la recharge après différents temps de maintien en décharge ( $T=1073$ K et $\dot{\epsilon} = 2.10^{-2}s^{-1}$ ). Cas de l'acier 100Cr6. . . . .	42
2.4	Différentes formes des courbes contrainte-déformation en fonction des conditions thermomécaniques. Cas de l'acier 42CrMo4-FP. Pour la vitesse $\dot{\epsilon} = 10^2 s^{-1}$ , les ondulations résultent du choc (courbes en rouge, voir Annexe 3). . . . .	50
2.5	Différentes formes des courbes contrainte-déformation en fonction des conditions thermomécaniques. Cas de l'alliage d'aluminium 2017-T4. Pour la vitesse $\dot{\epsilon} = 10^2 s^{-1}$ , ondulations résultant du choc (courbes en rouge). . . . .	51
2.6	Différents phénomènes rencontrés en fonction du domaine de déformation dans le cas des aciers et de l'alliage d'aluminium 2017-T4. . . . .	58
3.1	Différentes formulations des lois de comportement quasi-statiques. . . . .	65
3.2	Liste de modules multiplicatifs décrivant l'influence de la vitesse de déformation. . . . .	65
3.3	Liste de modules multiplicatifs décrivant l'influence de la température. . . . .	66
3.4	Paramètres de la loi de Johnson-Cook identifiés sur les essais de compression par les deux démarches d'identification pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	78
3.5	Les paramètres de la loi TANH identifiée à partir des essais de compression réalisés sur les quatre matériaux d'étude. . . . .	81
3.6	Paramètres de la loi de Johnson-Cook-Bäker identifiés pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	82
3.7	Énergies d'activation apparentes relatives à la mise en forme, au fluage et à l'autodiffusion des métaux usuels [Mon96]. . . . .	83
3.8	Paramètres de la loi de Lurdos et Montheillet identifiés pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	85
3.9	Les expressions de $A$ , $B$ et $n$ de la loi de Zerilli et Armstrong pour les deux structures cristallines c.c et c.f.c. . . . .	86
3.10	Paramètres de la loi de Zerilli et Armstrong identifiés pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	87
3.11	Présentation du modèle d'Anand : expressions, paramètres associés et essais utilisés pour l'identification. . . . .	88
3.12	Paramètres $Q$ , $A$ , $m$ et $\zeta$ identifiés pour les quatre matériaux étudiés. . . . .	89

3.13	Valeurs de $\mu$ et $C$ pour les conditions d'apparition de la restauration statique. . . . .	90
3.14	Les paramètres du modèle d'Anand identifiés pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	92
3.15	Synthèse des différents modèles identifiés. . . . .	98
3.16	Valeurs de $C_1$ et $C_2$ relatives aux quatre matériaux d'étude. . . . .	102
3.17	Paramètres d'écrouissage et d'adoucissement identifiés pour les quatre matériaux d'étude. . . . .	103
4.1	Critères de sélection de la taille d'élément pour l'image du détecteur SE2. . . . .	121
4.2	Synthèse des différents phénomènes surfaciques observés lors du suivi des essais de traction in-situ dans le MEB pour les trois matériaux étudiés. . . . .	147
4.3	Conditions thermomécaniques des essais de traction sur éprouvette EAS réalisés sur les trois matériaux. . . . .	148
5.1	Conditions thermiques des essais de traction sur éprouvette EAE réalisés sur les trois matériaux. . . . .	161
5.2	Modes de sollicitation correspondant à quelques valeurs remarquables du taux de triaxialité des contraintes. . . . .	169
5.3	Paramètres $D_i$ ( $i = 1..5$ ) du critère de rupture de Johnson-Cook identifiés pour les trois matériaux. . . . .	180
5.4	Valeurs des paramètres du modèle GTN rencontrées dans la littérature. . . . .	182
5.5	Paramètres de loi d'écrouissage $\sigma_0$ , $K$ et $n$ identifiés pour les trois matériaux à partir des courbes contrainte déformation à différentes températures résultant des essais de traction sur éprouvette EAS. . . . .	184
5.6	Paramètres de la loi de germination $F_N$ , $S_N$ et $\varepsilon_N$ en fonction de la température identifiés pour les trois matériaux par méthode directe. . . . .	185
5.7	Paramètres $q_1$ , $q_2$ et $q_3$ du modèle GTN identifiés pour les trois matériaux à différentes températures par méthode inverse à partir des essais de traction sur éprouvette EAER5. . . . .	185
6.1	Les sollicitations étudiées et les matériaux correspondants. . . . .	194
6.2	Les paramètres de la loi de Johnson-Cook identifiés à partir des essais de compression par les deux méthodes d'identification directe et à partir des essais de cisaillement par identification inverse. Cas de l'acier 42CrMo4 bainitique. . . . .	204
6.3	Géométries des éprouvettes utilisées et modes de sollicitation correspondants déterminés analytiquement par la méthode des tranches. . . . .	218

# Annexe 1 : Les barres d'Hopkinson

Les essais de cisaillement dynamiques ont été réalisés à l'aide des barres d'Hopkinson à l'école des Arts et Métiers ParisTech, centre d'Angers. Les caractéristiques des barres sont données dans le tableau A1.1. Ce banc d'essais permet d'identifier le comportement d'un matériau pour des gammes de vitesses de déformation de l'ordre de  $10^2$  à  $10^4 \text{ s}^{-1}$  en compression, allant jusqu'à  $10^6$  en cisaillement (éprouvette chapeau), et ceci avec une vitesse de déplacement à l'interface barre-éprouvette qui peut atteindre 20 m/s. La variation de la vitesse et de l'énergie transmise à l'éprouvette se fait en modifiant la longueur du projectile et/ou la pression d'air comprimé dans le canon.

Eléments	Barre d'entrée	Barre de sortie	Projectile
Nature (acier Maraging de chez Aubert et Duval)	Marval 18		
Diamètre (mm)	20		
Longueur (mm)	1000		variable
Module d'élasticité E (MPa)	191100		
Densité $\rho$ ( $\text{kg}/\text{m}^3$ )	7810		
Vitesse de propagation d'onde $C_0$ (m/s)	4947		
Nombre de jauges	2		–
Position des jauges (mm)	500 (au centre de chaque barre)		–
Facteur de jauge	2.14		–
Tension d'alimentation (V)	2.62 (< 3)		–
Gain amplificateur	500		–

Tableau A1.1 : Caractéristiques du banc Hopkinson utilisé pour cette étude [Hab06].

Le principe de l'essai consiste à mettre un échantillon de dimension et de géométrie bien définies entre deux barres d'acier de caractéristiques mécaniques et physiques connues. Un impact est imposé à l'extrémité d'une barre à l'aide d'un projectile (impacteur) mis en mouvement par un canon à air comprimé. Deux ondes de compression élastique sont ainsi générées lors du choc avec cette barre d'entrée (Figure A1.1) :

- Une onde est transmise à l'impacteur qui se transforme après réflexion en onde de traction permettant ainsi la séparation entre l'impacteur et la barre d'entrée,
- La deuxième onde, appelée onde incidente, se propage le long de la barre jusqu'à atteindre l'échantillon où elle se décompose. Cette décomposition donne naissance à :

1. une onde réfléchie de traction (où plusieurs réflexions très courtes sont produites dans l'éprouvette qui atteignent rapidement un état d'équilibre en quelques  $\mu\text{s}$ ),
2. une onde transmise vers la deuxième barre.

La barre incidente se retrouve ainsi parcourue par deux ondes alors que la barre de sortie ne voit que l'onde transmise. La mesure du déplacement des ondes incidentes et réfractées par l'échantillon (réfléchie et transmise) permet de déterminer la célérité des ondes dans celui-ci. Elle dépend directement du comportement de l'éprouvette.

L'analyse de ces trois ondes (incidente, transmise et réfléchie) permet ainsi de mettre en évidence le comportement de l'éprouvette. Pour ce faire, il suffit de calculer les forces, les déplacements et les vitesses aux



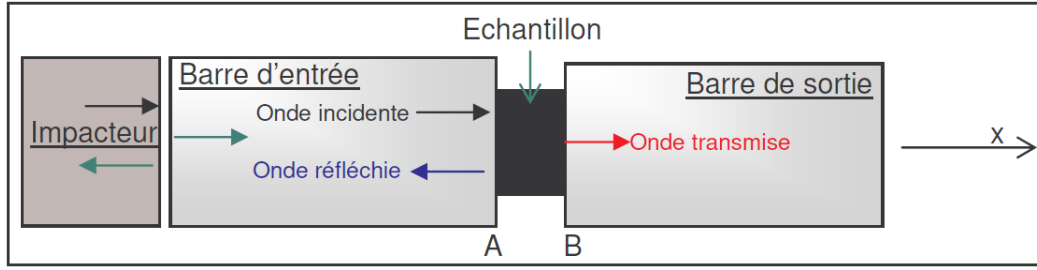


Figure A1.1 : Réflexions des ondes aux interfaces [Hab06].

extrémités de l'éprouvette. En faisant l'hypothèse que la propagation d'ondes élastiques dans les barres est unidirectionnelle et que l'équilibre des contraintes dans l'éprouvette est atteint, on peut écrire les relations ci-dessous aux interfaces A (barre d'entrée-éprouvette) et B (barre de sortie-éprouvette).

En considérant que les ondes incidente et transmise sont de signe négatif et l'onde réfléchie de signe positif, les vitesses aux interfaces A et B sont calculées par les équations (figure A1.1) :

$$\begin{aligned} V_A(t) &= C_0 (\varepsilon_R - \varepsilon_E) \\ V_B(t) &= -C_0 \varepsilon_S \end{aligned}$$

$C_0$  est la vitesse de propagation d'onde dans les barres égale à  $\sqrt{\frac{E}{\rho}}$ ,  $\varepsilon_E$  est la déformation élastique correspondant au signal incident sur la barre d'entrée,  $\varepsilon_R$  est la déformation élastique correspondant au signal réfléchi sur la barre d'entrée, et  $\varepsilon_S$  est la déformation élastique correspondant au signal transmis sur la barre de sortie. Ces trois déformations sont calculées à partir des mesures effectuées à l'aide de jauges de déformation placées au milieu des deux barres.

Les déplacements  $u_A$  et  $u_B$  des deux extrémités A et B sont ainsi données par les équations suivantes :

$$\begin{aligned} u_A &= C_0 \int_0^t (\varepsilon_R - \varepsilon_E) dt \\ u_B &= -C_0 \int_0^t \varepsilon_S dt \end{aligned}$$

Connaissant le module d'Young  $E_b$  et la section  $S_b$  des deux barres (barres identiques), les efforts sont donnés par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} F_A &= E_b S_b (\varepsilon_R + \varepsilon_E) \\ F_B &= E_b S_b \varepsilon_S \end{aligned}$$

Avec l'équilibre des contraintes dans l'éprouvette, on a :

$$F_A = F_B \implies \varepsilon_R(t) + \varepsilon_E(t) = \varepsilon_S(t)$$

$F_A$  et  $F_B$  sont les efforts aux deux interfaces A et B de l'éprouvette.

La déformation moyenne de l'éprouvette ( $\Delta l$ ) peut alors être simplifiée et elle est donnée par :

$$\Delta l = u_B - u_A = -2C_0 \int_0^t \varepsilon_R dt$$

La contrainte en compression exercée sur l'éprouvette peut être calculée en divisant la force moyenne par la surface de section de la barre :

$$\sigma = \frac{F}{S_E}$$

La formule définissant la vitesse de déformation est :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V_B - V_A}{l_0} = -\frac{2C_0 \varepsilon_R}{l_0}$$

Pendant les essais, on enregistre, au niveau des jauges, la courbe : *tension* = *f(temps)*. Pour transformer celle-ci en déformation-temps on utilise la formule classique d'obtention des déformations à partir d'un signal électrique délivré par une jauge :

$$\varepsilon = \frac{2\Delta V}{K [V_0 (1 + \nu) + \Delta V (1 + \nu)]}$$

avec  $\nu$  le coefficient de Poisson (égal à 0.3),  $V_0$  la tension d'alimentation,  $\Delta V = V_B - V_A$ , et  $K$  le gain amplificateur.

# Annexe 2 : Paramètres matériaux nécessaires pour la simulation numérique

Trois matériaux ont été utilisés dans cette étude. Deux nuances d'aciers (dont une avec deux microstructures initiales différentes) et un alliage d'aluminium 2017-T4. Dans cette annexe, nous présentons certaines données sur ces matériaux nécessaires pour réaliser les simulations numériques avec couplages thermomécaniques. Le tableau A2.1 présente les correspondances entre les normes pour les trois nuances utilisées. Dans ce travail, nous utilisons la norme française (première colonne).

EN	AFNOR	DIN	UNI	UNE	AISI/SAE	Norme
42CrMo4	42CD4	42CrMo4	42CrMo4	F-1252	4140/4142	EN 10083
100Cr6	100C6	100Cr6	100Cr6	F81310	52100	ISO 683-17
AlCu4MgSi/2017A	AU4G	AlCuMg1	3579	L 3120	2017A	EN 573

Tableau A2.1 : Nuances de matériaux utilisés et correspondances entre les normes.

## A2.1- Aciers

### A2.1.1- Evolution des propriétés élastiques en fonction de la température

L'étude du comportement au cours de ce travail a porté sur la thermoviscoplasticité. La thermoviscoélasticité n'était pas étudiée. Les propriétés élastiques ainsi que leurs évolutions avec la température sont nécessaires pour mener des simulations numériques les plus proches de la réalité. Ces paramètres sont très peu sensibles à la vitesse de déformation. On considère uniquement leurs évolutions avec la température. Nous supposons également que ces paramètres sont les mêmes pour les deux aciers. La figure A2.1 trace l'évolution du module de Young, du coefficient de Poisson et du module de cisaillement en fonction de la température.

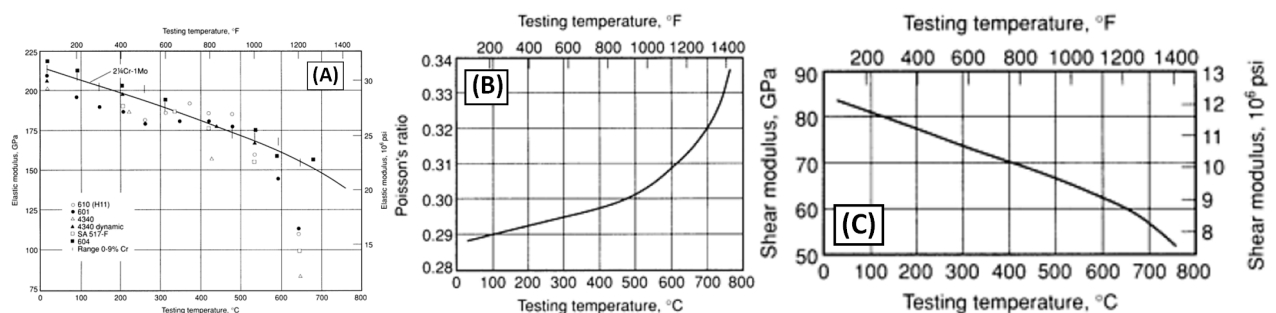


Figure A2.1 : Evolution du module d'Young (A), du coefficient de Poisson (B) et du module de cisaillement en fonction de la température pour des aciers à carbone faiblement alliés [Han90a].

### A2.1.2- Evolution des propriétés physiques en fonction de la température

Pour utiliser la méthode des éléments finis, et surtout dans le cas d'une procédure de calcul de type explicite avec un couplage thermomécanique fort, certaines propriétés physiques sont nécessaires comme entrées du problème. Ces propriétés sont la densité du matériau, sa conductivité thermique et sa capacité calorifique (appelée également chaleur spécifique). Sur une large gamme de température, ces trois paramètres sont très sensibles aux effets thermiques. Les évolutions de ces quantités avec la température ont été trouvées dans la littérature. Le tableau A2.2 présente l'évolution de ces trois propriétés en fonction de la température dans le cas de l'acier 42CrMo4 [Fan94] et l'acier 100Cr6 [Pou99], sachant que :

- $\rho$  est la densité du matériau, exprimée en  $(kg.m^{-3})$ .
- $C_p$  est la capacité calorifique massique, exprimée en  $(J.kg^{-1}.K^{-1})$ .
- $K$  est la conductivité thermique, exprimée en  $(J.m^{-1}.s^{-1}.K^{-1})$ .

Acier 42CrMo4				Acier 100Cr6			
$T$ (K)	$\rho$	$C_p$	$K$	$T$ (K)	$\rho$	$C_p$	$K$
273	7857	459	52	273	7834	486	37.5
373	7843	500	51	373	7809	519	40.5
473	7814	541	48	473	7781	544	40
573	7786	581	46	573	7749	578	38
673	7750	622	42	673	7713	615	36.5
773	7714	662	38	773	7675	662	34.5
873	7671	703	34	873	7634	745	32
923	7650	730	32	973	7592	2089	28.5
973	7629	784	30	1073	7565	649	24.5
1023	7614	1595	27	1173	7489	657	25.5
1073	7629	622	25	1543	7302	619	29
1123	7643	486	25	1723	7026	672	39.3
1173	7614	541	25	1823	6965	765	40.3
1223	7586	622	26	1873	6934	804	41.5
1273	7557	635	27				
1323	7536	649	28				
1373	7507	662	28				
1423	7486	676	29				

Tableau A2.2 : Evolution de la densité, de la capacité calorifique et de la conductivité en fonction de la température pour l'acier 42CrMo4 [Fan94] et l'acier 100Cr6 [Pou99].

### A2.1.3- Paramètres de changement de phase

Après la déformation à hautes températures, des refroidissements rapides ont été observés sur les cycles thermomécaniques produisant des changements de phases partielles et totales selon la température et le temps de maintien. Les courbes TRC, relatives aux deux nuances d'aciers étudiés, sont présentées sur la figure A2.2.

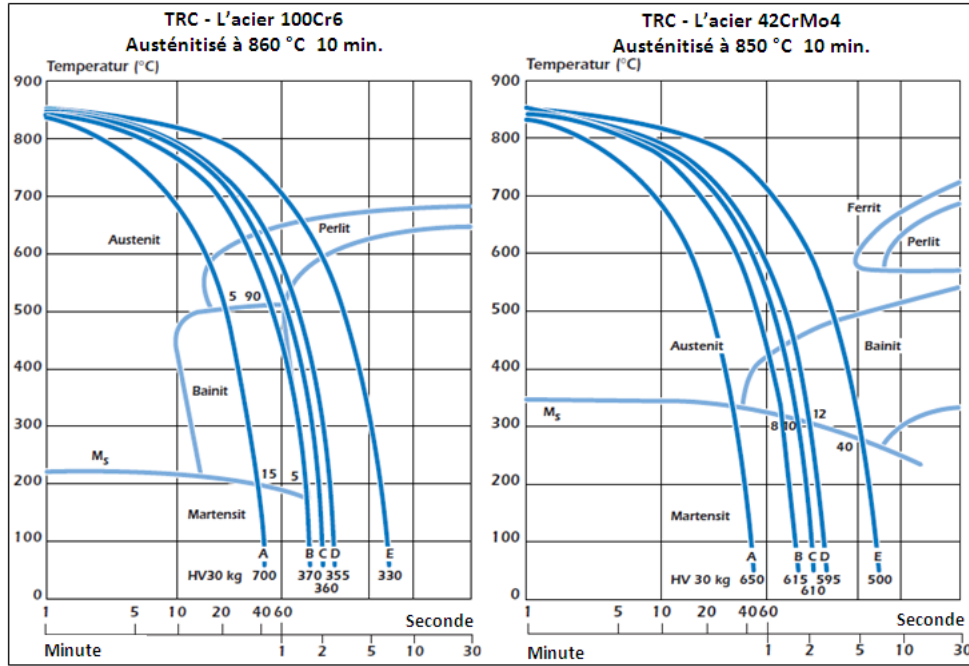


Figure A2.2 : Diagrammes Température-Refroidissement-Continu (TRC) de l'acier 100Cr6 (à gauche) et de l'acier 42CrMo4 (à droite) [LO01].

### A2.2- Alliage d'aluminium 2017-T4

L'alliage 2017 A, également très connu sous la dénomination duralumin, est la plupart du temps utilisé à l'état T4 (ou T6). C'est l'alliage le plus utilisé dans la série 2000 avec le cuivre comme élément d'addition principal. L'état T4 signifie que l'alliage est mis en solution, trempé et mûri (figure A.2.3-à droite).

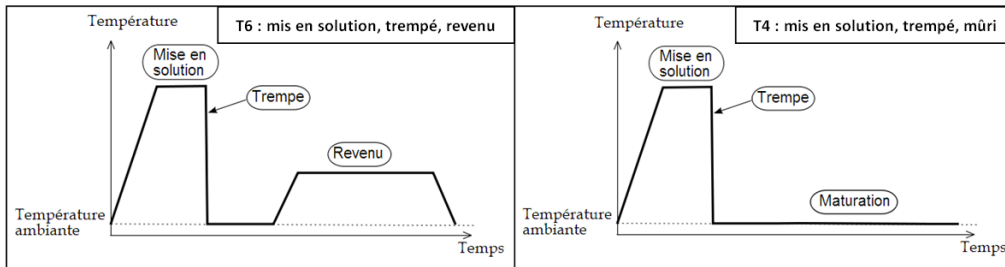


Figure A2.3 : Cycles de traitement thermique des alliages T6 (à gauche) et T4 (à droite) [LO01].

Cependant les caractéristiques mécaniques et physiques, en fonction de la température, sont introuvables dans la littérature, malgré l'application étendue de cet alliage. Dans les tableaux A2.4 et A.2.5, nous présentons uniquement les paramètres d'élasticité et les propriétés physiques à l'ambiante. Lors de la simulation numérique nous avons fait l'hypothèse que ces constantes n'évoluent pas avec la température dans le cas de ce matériau.

module d'Young	module de cisaillement	coefficient de Poisson
72.4 GPa	27.5 GPa	0.33

Tableau A2.4 : Paramètres d'élasticité à l'ambiante (293 K) de l'alliage d'aluminium 2017A [Han90b].

Densité	Capacité calorifique massique	Conductivité thermique	T. Liquidus	T. Solidus
2800 kg.m <sup>-3</sup>	980 J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup>	193 J.m <sup>-1</sup> .s <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup>	913 K	786 K

Tableau A2.5 : Propriétés physiques à l'ambiante (293 K) de l'alliage d'aluminium 2017A [Han90b].

# Annexe 3 : Considérations expérimentales et traitement des résultats en compression sur la machine GLEEBLE.

Contrairement aux essais de traction où le déplacement est mesuré par un extensomètre placé sur l'éprouvette, la mesure de déplacement au cours des essais de compression se fait à l'aide d'un extensomètre placé sur les deux mors fixe et mobile. La mesure de la déformation englobe donc la compression longitudinale de l'ensemble : éprouvette, mors, enclumes,...etc. Ce dispositif introduit donc des erreurs de mesure (de la déformation) liées à la fois aux frottements et à la souplesse du montage.

## A3.1- Frottement et hétérogénéités de déformation

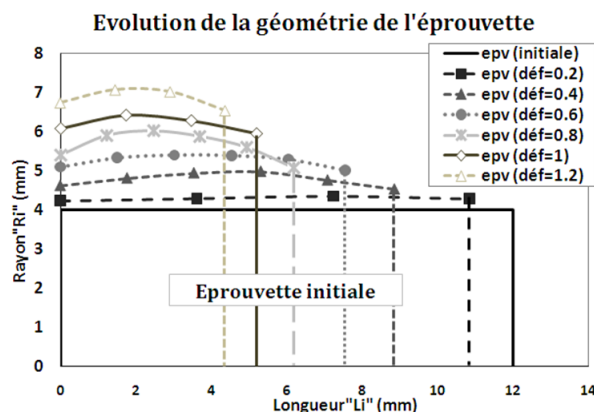


Figure A3.1 : Evolution de la géométrie de l'éprouvette au cours d'un essai de compression ( $T = 1273 K$ ,  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) sur l'acier 42CrMo4-FP.

Le calcul de la déformation suppose que les formes finale et initiale de l'éprouvette sont cylindriques. Une forme de tonneau obtenue à la fin de l'écrasement est synonyme d'une hétérogénéité de la déformation. Cette forme en tonneau est de plus en plus prononcée lorsque la température augmente. Pour mettre en évidence ce phénomène, un essai de déformation interrompu a été réalisé à une vitesse de déformation faible ( $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) et une température de 1273 K. Au cours de cet essai, la déformation est arrêtée tous les 0.2 et des mesures de diamètre de l'éprouvette sont conduites à différents endroits. Le cycle thermomécanique (chauffage, maintien puis déformation) est alors réappliqué. L'objectif de cette manipulation particulière est de suivre l'évolution de la géométrie de l'éprouvette dans des conditions extrêmes, en négligeant les effets de la dilatation thermique. La figure A3.1 montre, dans un diagramme rayon-longueur (en mm), le passage



de l'éprouvette d'une forme cylindrique avec des déformations homogènes à une forme tonneau avec des hétérogénéités de plus en plus marquées.

A partir de ces données, l'évolution des déformations diamétrales locales a été calculée et comparée à celles obtenues à partir du déplacement provenant de l'extensomètre placé sur les mors. La figure A3.2-gauche montre l'évolution de la déformation diamétrale de chaque zone, la droite pointillée (en bleu) représente la déformation issue de l'extensomètre à chaud (elle est égale à la déformation imposée). Ce graphe montre que la déformation reste relativement homogène jusqu'à une déformation de 60 %. Ce résultat est confirmé par le deuxième graphique (figure A3.2-droite). Il présente la déformation diamétrale au centre et la moyenne des différentes déformations diamétrales ainsi que la déformation longitudinale à froid pour éviter le phénomène de dilatation. Ce phénomène apparaît nettement sur les deux graphiques. En effet, la droite pointillée (en bleu) est toujours au-dessus.

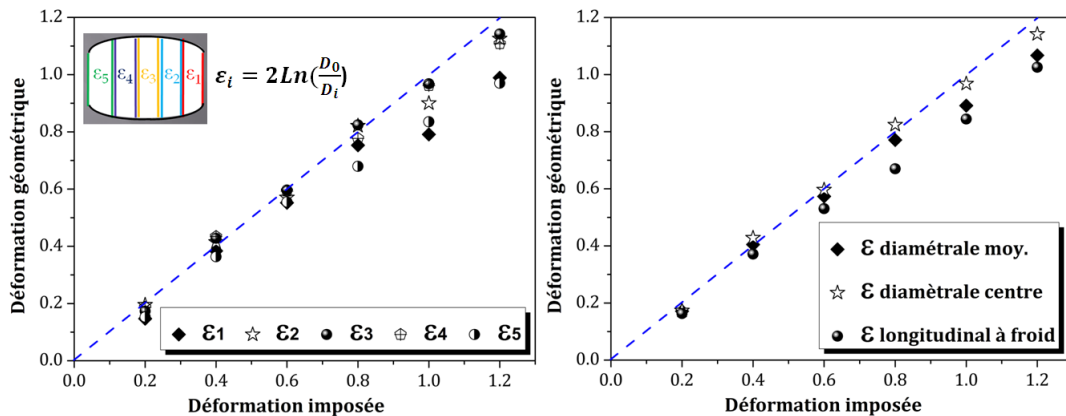


Figure A3.2 : Evolution de la géométrie de l'éprouvette au cours d'un essai de compression ( $T = 1273 K$ ,  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) sur l'acier 42CrMo4-FP.

Malgré les précautions prises pour éviter le frottement (feuille en graphite, pâte en nickel,...), ce phénomène de tonneau existe toujours, provoquant des hétérogénéités importantes de la déformation. Pour minimiser ces hétérogénéités, tous les essais de l'étude sont limités à 60 % de déformation. Des essais de compression sur le simulateur GLEEBLE réalisés au CREAS-Ascométal sur le même matériau (42CrMo4-FP) montrent que l'utilisation des feuilles en tantale minimisent le frottement et donc l'effet tonneau jusqu'à des déformations supérieures qui peuvent atteindre 120 % (thèse en cours de J. Courbon). D'après cette étude, l'erreur reste très faible et nous pouvons atteindre la contrainte de saturation, jamais atteinte dans notre cas. Cependant cette manipulation est relativement coûteuse à cause du prix élevé des feuilles de tantale.

La sous-estimation de la déformation calculée sur l'éprouvette refroidie par rapport à la déformation obtenue à chaud par l'extensomètre ne provient pas uniquement de la dilatation thermique. La rigidité de la machine joue un rôle important sur cette erreur. Ce sujet est discuté dans le paragraphe suivant.

### A3.2- Rigidité des montages

La mesure de déplacement par un extensomètre placé sur les mors (LGAUGE) est sur-estimée. Plusieurs pièces et surfaces de contact interviennent dans la chaîne de mesure (figure 2.3) ce qui augmente la souplesse du dispositif. Le déplacement est alors une donnée indirecte, contrairement à ce qu'on aurait pu obtenir si un extensomètre ou une jauge de déformation avait équipé la zone de sollicitation. Il intègre la déformation élastique des mors et des enclumes chaudes ainsi que la mise en compression de l'éprouvette. On peut donc écrire :

$$\epsilon_{mesuré} = \epsilon_{total} = \epsilon_{éprouvette} + \epsilon_{machine}$$

avec :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{machine} &= \frac{\sigma}{k_{machine}} \\ \varepsilon_{mesuré} &= \frac{\sigma}{E_a} \\ \varepsilon_{éprouvette} &= \frac{\sigma}{E}\end{aligned}$$

où  $k_{machine}$  est la raideur de la machine,  $E_a$  est le module d'élasticité apparent et  $E$  est le module d'Young du matériau. Pour un montage en série, la contrainte est la même partout, donc nous pouvons écrire :

$$\frac{1}{E_a} = \frac{1}{E} + \frac{1}{k_{machine}}$$

La raideur de la machine est alors égale à :

$$k_{machine} = \frac{E_a E}{E - E_a}$$

La détermination de la raideur de la machine est relativement simple à l'ambiante et en quasi-statique. On peut par exemple effectuer des mesures simultanées avec deux instruments de mesure. Dans le cadre de ce travail, un essai a été réalisé en utilisant, à la fois, une jauge de déformation collée sur l'éprouvette et l'extensomètre fixé sur les mors. Le résultat de cet essai est présenté à la figure A3.3.

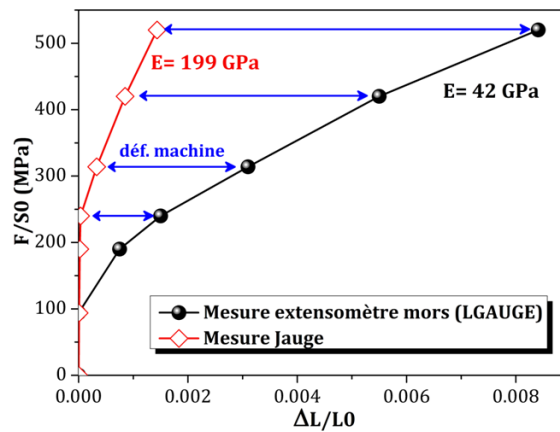


Figure A3.3 : Ecart entre les déformation déterminées par la jauge de déformation et l'extensomètre placé sur les mors (essai réalisé sur l'acier 42CrMo4-FP à  $T = 293\text{ K}$  et  $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ).

Le module d'Young, déterminé à partir des déplacements mesurés par la jauge de déformation est de 200 GPa. A partir de cet essai, la raideur de la machine à froid est déterminée et vaut environ 53 GPa.

Changeux [Cha01] montre, en se basant sur les essais de cisaillement (éprouvette chapeau) en quasi-statique et à chaud, que la rigidité évolue avec la température. A partir d'essais réalisés sur une machine hydraulique de compression rapide à chaud MTS (à l'Ecole Centrale de Paris), il détermine cette évolution qui montre que le montage utilisé est souple ( $k_{machine}$  est de l'ordre de  $10^5\text{ N/m}$ ). Il ajoute aussi que cette rigidité diminue avec la température pour atteindre  $3.10^4\text{ N/m}$  (figure A3.4).

Une manière de mettre en évidence l'évolution de la rigidité dans notre cas est de tracer l'évolution du module d'élasticité apparent en fonction de la température (figure A3.5). Connaissant le module d'Young réel ainsi que son évolution avec la température (figure A2.1), il est possible de déterminer l'évolution de cette rigidité avec la température en utilisant la formule précédente. Cette méthode reste, néanmoins, théorique et basée sur des modules d'Young issus de la littérature. Nous l'appellerons dans la suite  $K_{machine}(theor)$ .

Une deuxième méthode expérimentale d'estimation de l'évolution de la raideur du simulateur GLEEBLE en compression à différentes températures est décrite. Il s'agit de réaliser des essais en remplaçant l'éprouvette par un cylindre de même diamètre et même matériau que les enclumes chaudes. Les feuilles de graphites ainsi que la pâte de nickel sont également utilisées pour garder les mêmes conditions et le même

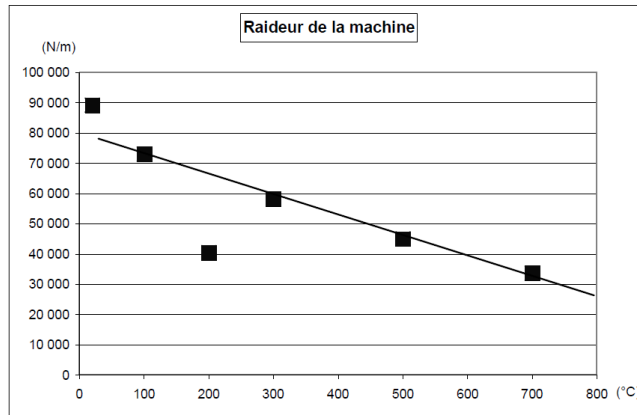


Figure A3.4 : Raideur de la machine hydraulique de compression rapide à chaud MTS en fonction de la température [Cha01].

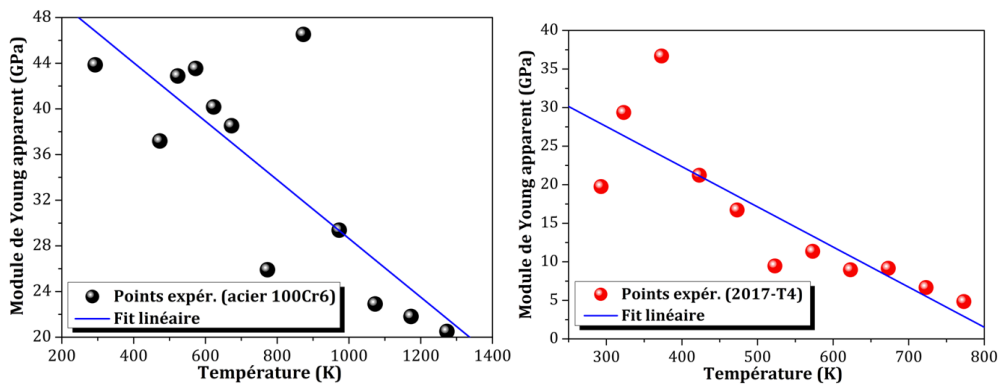


Figure A3.5 : Evolution du module de Young apparent en fonction de la température pour l'acier 100Cr6 (à gauche) et l'alliage d'aluminium 2017-T4 (à droite).

nombre de surface de contact que dans le cas d'un essai ordinaire. Cinq températures sont appliquées (293, 473, 673, 873 et 1073 K). A cause de l'impossibilité de soudage des thermocouples sur cet échantillon, les deux fils ont été enroulés sur la surface latérale de ce cylindre. Le cycle thermomécanique consiste en un chauffage, puis un maintien à la température sélectionnée, avant d'appliquer une montée constante en contrainte. En négligeant les déformations élastiques du cylindre en graphite pour des contraintes faibles ( $\leq 100 \text{ MPa}$ ), la raideur du montage est déterminée à partir d'une regression linéaire des courbes contrainte-déformation relatives aux différents essais (figure A3.6). Cette raideur sera appelée  $K_{machine}(expr)$ .

Température (K)	293	473	673	873	1073
$E$ (GPa)	210	198	182	162	131
$E_a$ (GPa)	44	37	38.5	46.5	23
$K_{machine}(theor)$	55.7	45.5	48.8	65.2	28
$K_{machine}(expr)$	49.6	45	42	30.4	23

Tableau A3.1 : Comparaison entre les raideurs déterminées, d'une part, à partir du module d'Young apparent et d'autre part expérimentalement à partir des essais à faibles charges sur un cylindre en graphite.

Pour établir une comparaison, le tableau A3.1 regroupe les raideurs de la machine à différentes températures déterminées par les deux méthodes. La tendance est généralement la même, la raideur diminue avec la température donc à chaud le montage devient plus souple. La méthode basée sur le module d'Young apparent semble moins précise que la deuxième méthode. Ces erreurs sont dues à la fluctuation dans le module d'élasticité apparent. La deuxième méthode est donc retenue. L'évolution de cette raideur, déterminée expérimentalement en fonction de la température, est présentée sur la figure A3.7.

Les conclusions sont donc :

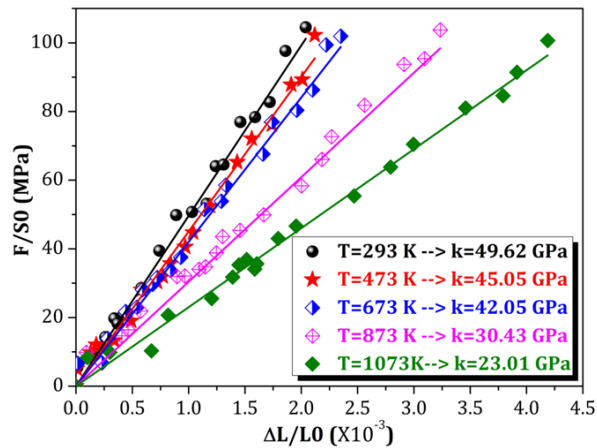


Figure A3.6 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation élastique du montage. Détermination de la raideur du simulateur GLEEBLE à différentes températures.

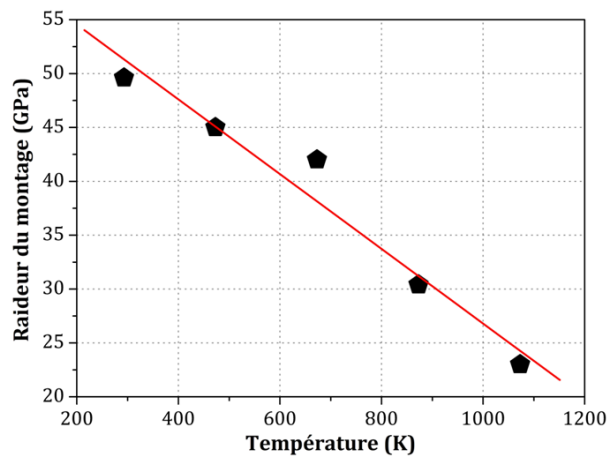


Figure A3.7 : Evolution de la raideur du simulateur GLEEBLE à différentes températures.

- La déformation reste suffisamment homogène jusqu'à une valeur de l'ordre de 0.6.
- La machine est souple et sa raideur évolue avec la température. Des corrections doivent être effectuées pour minimiser les erreurs dues à l'utilisation d'un extensomètre fixé sur les mors.

La première remarque a été prise en compte tout au long de ce travail. Cependant la deuxième constatation, malgré son importance, n'est pas nécessaire dans cette étude. En effet, nous nous intéressons uniquement à la partie inélastique de la déformation. Pour l'obtenir, il suffit d'utiliser le module apparent pour retrancher la partie élastique la déformation du montage à la fois. Cette démarche est présentée dans le paragraphe suivant.

### A3.3- Traitement des données brutes

Dans cette partie, la procédure de traitement des résultats expérimentaux bruts des essais de compression est détaillée. Cette procédure reste valable pour les autres sollicitations tels que le cisaillement et le bipoinçonnement, à l'exception de la traction où un extensomètre, placé sur l'éprouvette, a été utilisé. Les lois de comportement relient généralement la contrainte équivalente à la déformation plastique équivalente. Ce traitement a pour objectif de transformer les courbes brutes en graphes contrainte-déformation plastique.

#### A3.3.1- Quelques résultats bruts

Deux configurations sont utilisées dans le cas des essais de compression avec la machine GLEEBLE :

- Pour des essais à faibles et moyennes vitesses, les deux parties du vérin hydraulique sont couplées, le vérin pneumatique est désactivé (figure A3.8-B).
- Pour des essais à grandes vitesses, les deux parties du vérin hydraulique sont découplées. La partie reliée au système hydraulique est décalée d’une distance d’environ 30 cm. Le maintien de l’éprouvette est assuré par un vérin pneumatique de force réglable. Pour contrôler la déformation à atteindre, des cales peuvent être introduites entre le mors fixe et mobile. Ces cales ont aussi pour rôle d’absorber l’énergie transmise lors du choc (figure A3.8-A).

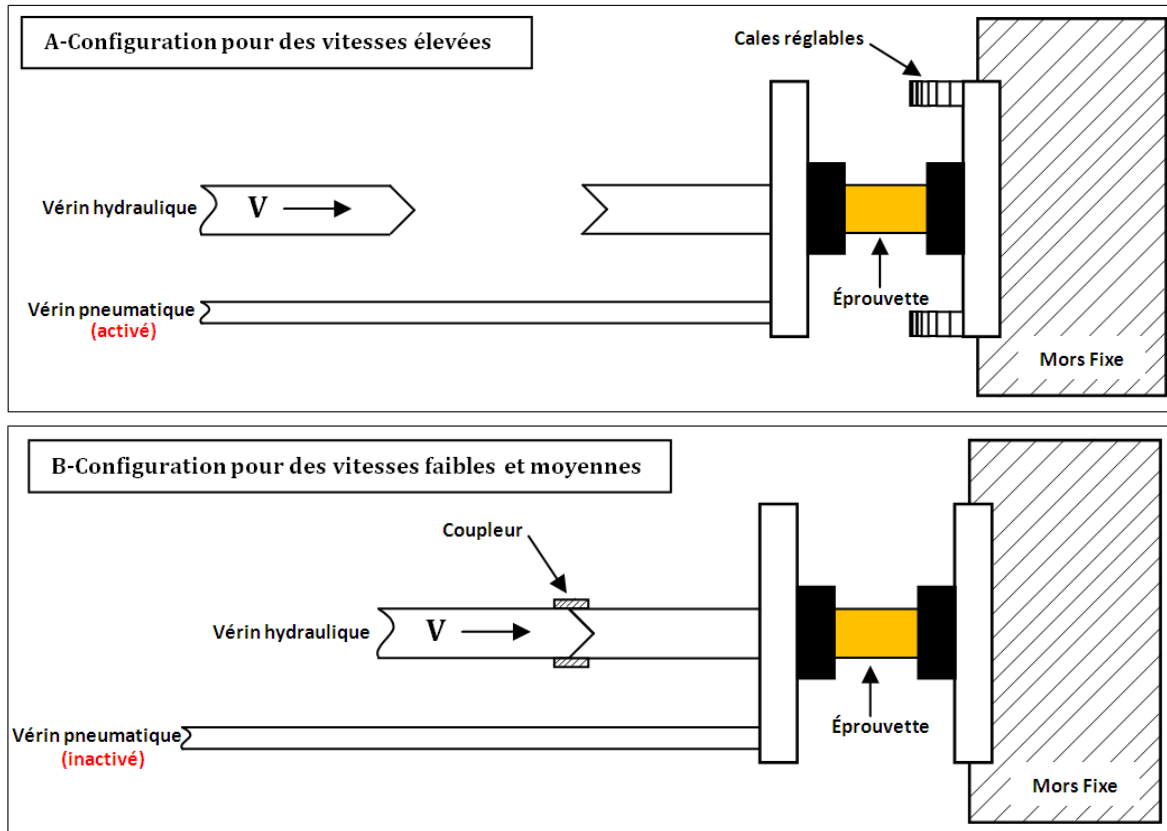


Figure A3.8 : Les deux configurations utilisées pour les essais de compression sur le simulateur GLEEBLE : (A) configuration utilisée pour les essais à grandes vitesses ( $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$ ) et (B) configuration pour les essais à faibles et moyennes vitesses ( $\dot{\epsilon}$  allant de  $10^{-2}$  à  $10 \text{ s}^{-1}$ ).

Des exemples de courbes non traitées force-déplacement sont présentées pour les faibles et moyennes vitesses à la figure A3.9 et pour les vitesses élevées à la figure A3.10. Pour les faibles et moyennes vitesses, la reproductibilité est généralement acceptable quelles que soient les conditions thermomécaniques. Pour les vitesses élevées (figure A3.9), la répétabilité des essais est plus mauvaise. L'écart entre les courbes devient plus nette. Des ondulations apparaissent à cette vitesses ( $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$ ).

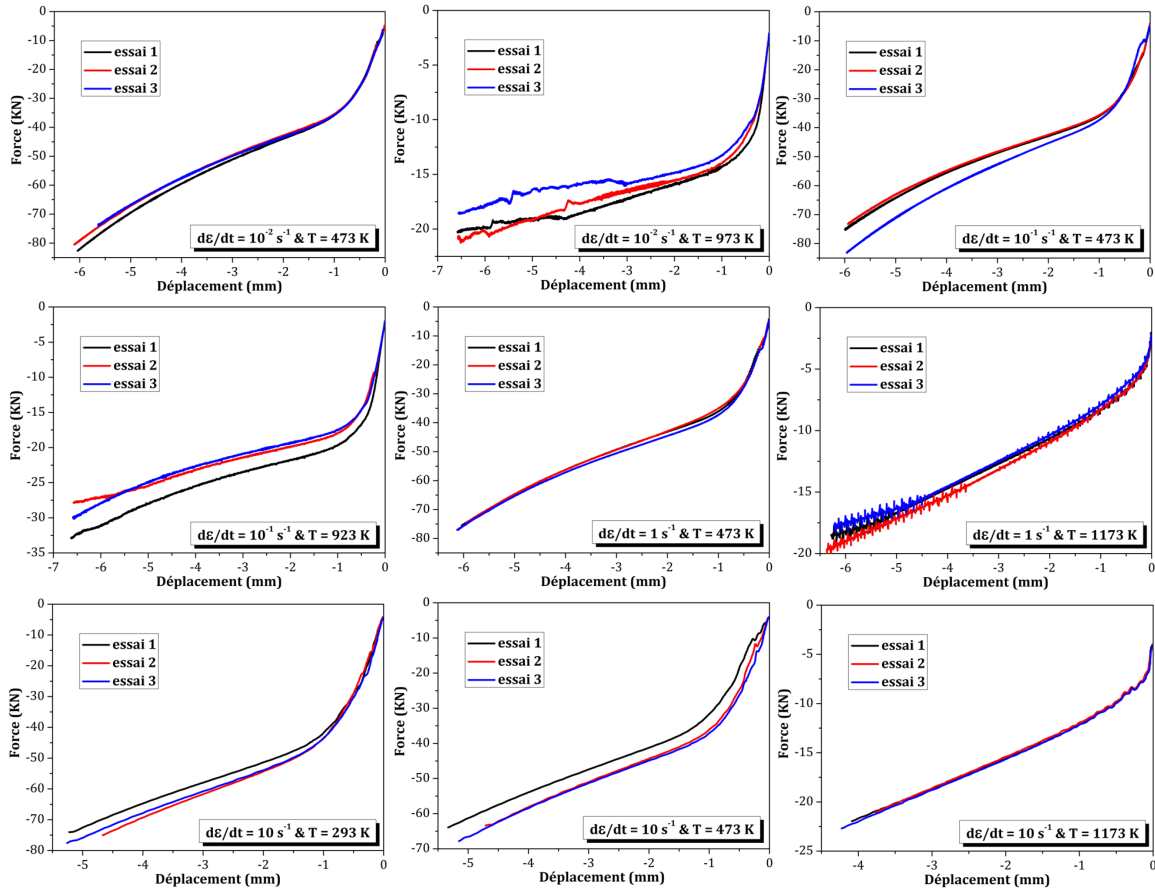


Figure A3.9 : Exemples de résultats bruts à vitesses faibles et moyennes (éallant de  $10^{-2}$  à  $10 s^{-1}$ ). Cas de l'acier 42CrMo4-FP.

Les ondulations résultent du choc provoqué par le déplacement rapide du mors mobile. Au moment de ce choc, une vibration des deux mors est transmise à la cellule d'effort provoquant une augmentation brutale de l'effort. Ensuite, ces vibrations sont amorties. Le processus est très rapide (pour un écrasement de l'éprouvette d'un déplacement de 5 mm, l'essai dure 0.005 s). Les ondulations sont de plus en plus marquées lorsque la température augmente. Ceci est dû à la diminution de l'effort suite à l'augmentation de la température, l'effet de ces vibrations est plus remarquable dans ce cas.

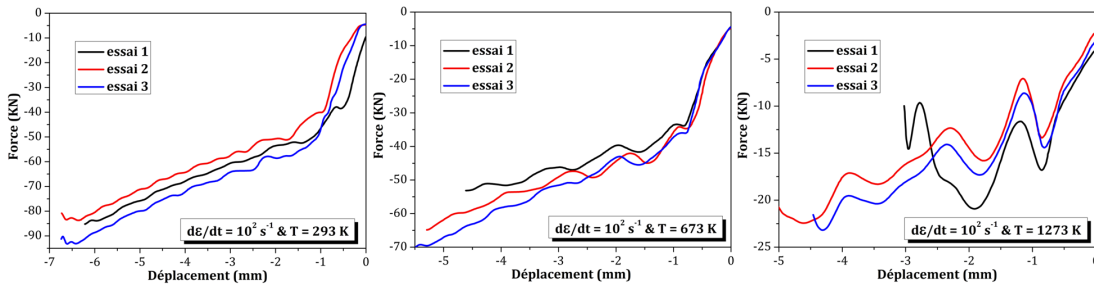


Figure A3.10 : Exemples de résultats bruts pour des essais à grandes vitesses ( $\dot{\epsilon} = 10^2 s^{-1}$ ) réalisés sur la machine GLEEBLE. Effet du choc dans le cas de l'acier 42CrMo4-FP.

Un traitement particulier utilisant la méthode de moyenne mobile est appliqué à ces essais.

**A3.3.2- Partie élastique**

La courbe force-déplacement ( $F = f(\Delta l)$ ) est transformée dans un diagramme contrainte-déformation. Pour cela, on suppose que la déformation est homogène dans le lopin. Les deux grandeurs s'écrivent  $\epsilon = \ln\left(\frac{l_0 + \Delta l}{l_0}\right)$ , et  $\sigma = \frac{4F(l_0 + \Delta l)}{\pi D_0^2 l_0}$ .  $l_0$  et  $D_0$  sont la longueur et le diamètre de l'éprouvette. Dans un deuxième



temps, on détermine le module d'Young apparent et la limite d'élasticité initiale relatifs à chaque courbe (figure A3.11-A).

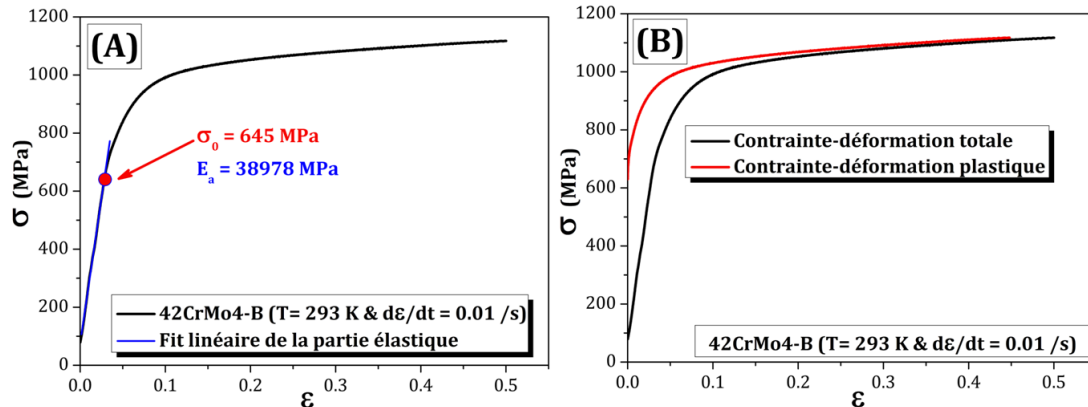


Figure A3.11 : Détermination de la limite d'élasticité initiale et du module d'Young apparent (A), puis détermination de la courbe contrainte-déformation plastique (B). Exemple d'un essai à ( $T=293$  K et  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ ) sur l'acier 42CrMo4-B.

Les courbes sont finalement tracées dans un diagramme contrainte-déformation plastique (figure A3.11-B). Cette déformation plastique est déterminée en utilisant l'équation suivante :

$$\epsilon^p = \epsilon - \epsilon^e = \epsilon - \frac{\sigma}{E_a}$$

Enfin, pour des raisons de simplification, toutes les courbes des chapitres 2 et 3 sont tracées dans le diagramme contrainte-déformation plastique et la déformation plastique est notée  $\epsilon$ .

### A3.3.3- Lissage et interpolation

Ces deux étapes ont pour objectif de fournir des courbes continues et dérivables et avec un minimum de points. Il s'agit d'éviter les petites fluctuations observées sur les courbes à faibles vitesses (figure A3.9) (surtout pour des températures élevées) et les ondulations à grandes vitesses (figure A3.10) provoquées par le choc.

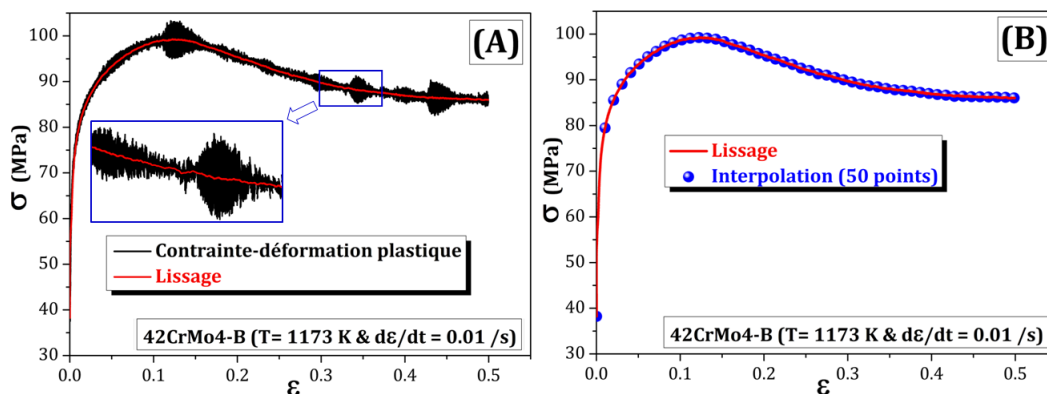


Figure A3.12 : Lissage des courbes expérimentales (A), puis interpolation pour diminuer le nombre de points (B). Exemple d'un essai à ( $T=1173$  K et  $\dot{\epsilon} = 10^2 s^{-1}$ ) sur l'acier 42CrMo4-B.

Deux exemples de traitement des résultats bruts dans le diagramme contrainte-déformation plastique sont présentés à la figure A3.12 pour les vitesses faibles et les températures élevées et à la figure A3.13 pour les vitesses élevées.

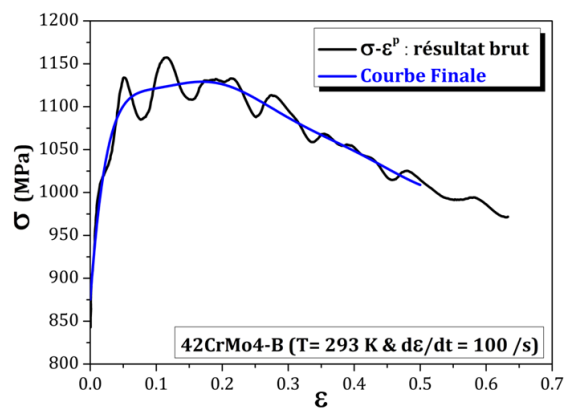


Figure A3.13 : Courbe brute expérimentale et courbe après traitement. Lissage des ondulations provoquées par le choc dans le cas d'un essai à ( $T=293 \text{ K}$  et  $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$ ) sur l'acier 42CRMo4-B.

# Annexe 4 : Corrélation d'image et logiciel Correli

## A4.1- Principe de la technique de corrélation d'images numériques

Considérons deux images de la même zone de surface d'un échantillon. L'une est l'image de référence et l'autre est obtenue pendant la déformation. Pour déterminer le champ des déplacements de la zone considérée de l'échantillon entre les deux instants, une région d'étude (RE) de l'image de référence (de taille  $m \times n$  pixels) est découpée en petites zones ou imagerie, qu'on appellera zones d'étude élémentaires (ZEE) (taille  $l \times l$  pixels). Ces ZEE sont identifiées par les valeurs de niveau de gris de leurs pixels. Le but de la méthode est de rechercher pour chaque imagerie de l'image de référence l'imagerie la plus semblable dans l'image déformée (figure A5.1).

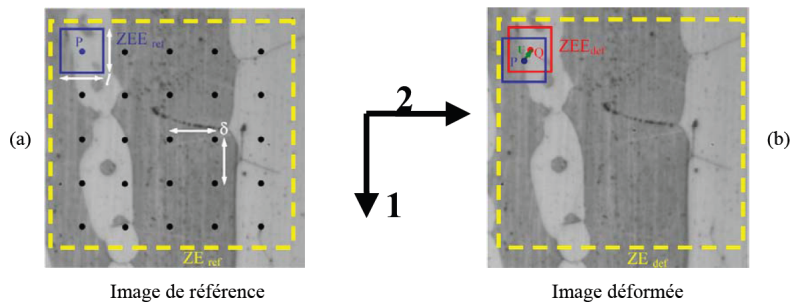


Figure A4.1 : Technique de corrélation d'images numériques.

Un point  $P$  de coordonnées  $(x, y)$  sur l'image de référence est caractérisé par une valeur  $f(x, y)$  qui représente son niveau de gris. Cette valeur est comprise entre 0 et 255 pour une image codée sur 8 bits. Après déformation, le point  $P(x, y)$  se trouve en  $Q(X, Y)$  tel que :

$$\begin{aligned} X &= x + u(x, y) \\ Y &= y + v(x, y) \end{aligned}$$

où  $(u, v)$  sont les composantes du vecteur déplacement  $\vec{u} = \vec{PQ}$  à déterminer.

La fonction  $g(X, Y)$  définit le niveau de gris du point  $Q$  de l'image déformée, tel que :

$$f(x, y) = g(X, Y) + b(x, y)$$

où  $b(x, y)$  est un bruit (e.g. bruit de photon, bruit de numérisation, bruit d'obscurité pour la caméra CCD).

L'équation précédente s'écrit sous la forme vectorielle :

$$f(\vec{x}) = g(\vec{x} + \vec{u}) + b(\vec{x})$$

où  $\vec{x}$  est le vecteur position du point  $P$  initial.

Le problème à résoudre consiste à déterminer  $\vec{u}$  à partir de la seule connaissance de  $f$  et  $g$ . L'estimation de  $\vec{u}$  se fait en minimisant, par rapport à un champ de déplacement test  $\vec{v}(\vec{x})$ , la norme de la différence entre  $g(\vec{x})$  et  $f(\vec{x})$  :

$$\min_{\vec{v}} \|g(\vec{x} + \vec{v}(\vec{x})) - f(\vec{x})\|^2$$

Généralement, la norme choisie est la norme  $\|f(x)\|^2 = \int \int |f(x)|^2 dx$ . Le problème de minimisation se ramène à minimiser la fonctionnelle  $\Phi(\vec{x})$  :

$$\Phi(\vec{v}) = \int \int |f(\vec{x}) - g(\vec{x} + \vec{v}(\vec{x}))|^2 d\vec{x}$$

Cette équation atteint sa valeur minimale, 0, lorsque  $\vec{v} = \vec{u}$  en l'absence de bruit.

Il existe diverses approches pour résoudre le problème et déterminer le champ de déplacement. Dans le cadre de ce travail, nous présentons deux approches correspondantes aux deux logiciels ; *Correli<sup>LMT</sup>* et *CorreliQ4*. Le logiciel *Correli<sup>LMT</sup>* est basé sur le principe des fonctions d'intercorrélation alors que le second, *CorreliQ4*, utilise un maillage de type éléments finis.

#### A4.2- *Correli<sup>LMT</sup>* : utilisation des fonctions d'intercorrélation

Le problème de minimisation de l'équation  $\Phi(\vec{v}) = \int \int |f(\vec{x}) - g(\vec{x} + \vec{v}(\vec{x}))|^2 d\vec{x}$  équivaut à maximiser la fonction de corrélation  $h(\vec{x})$  :

$$h(\vec{v}) = (f * g)(\vec{v}) = \int \int f(\vec{x})g(\vec{x} + \vec{v})d\vec{x}$$

où  $*$  représente le produit d'intercorrélation des fonctions  $f$  et  $g$ .

A titre d'illustration, considérons un cas unidimensionnel, par exemple celui d'une fonction créneau  $f$  de longueur et d'intensité unités, qui subit un simple déplacement  $u$  inconnu (fonction  $g$ ) [Hil03] :

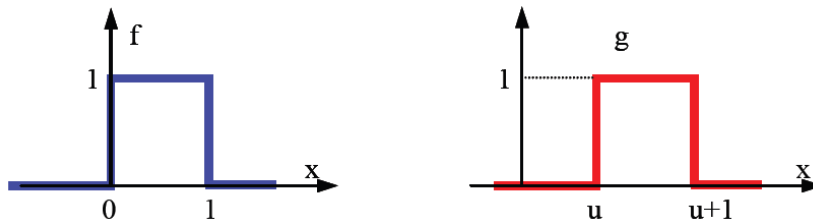


Figure A4.2 : Fonctions  $f$  et  $g$  décalées l'une par rapport à l'autre d'une valeur  $u$ .

Lorsque  $u \geq d + 1$  ( $d \leq u - 1$ ), ou  $u \leq d - 1$  ( $d \geq u + 1$ ), il n'y a pas de recouvrement entre les deux fonctions, l'intercorrélation entre les deux fonctions  $f$  et  $g$  est nulle. Lorsque  $d \leq x \leq d + 1$ , la fonction  $f(x - d)$  prend une valeur non nulle, la fonction de corrélation est linéaire, et son maximum est atteint pour  $d = u$ . La détermination de  $u$  revient donc à la détermination de ce maximum de la fonction de corrélation.

Généralement, pour résoudre un tel problème, on utilise les transformées de Fourier, notamment l'algorithme de transformée de Fourier rapide (FFT, Fast Fourier Transforms en anglais) très souvent utilisé en traitement du signal. L'algorithme de corrélation d'images est implémenté dans le logiciel Matlab sous le nom de *Correli<sup>LMT</sup>* dont l'algorithme est rappelé dans le paragraphe suivant.

Le principe de *Correli<sup>LMT</sup>* consiste à comparer deux images d'une même zone prises à deux instants différents. La région d'étude, qui peut être une partie ou toute l'image de référence, est discrétisée en zones d'étude élémentaires (ZEE). Ces zones d'étude élémentaires sont carrées d'une taille  $l$  de l'ordre de la dizaine de pixels, avec  $l = 2^p$  pixels et  $p$  entier naturel. Ces zones d'étude élémentaires sont régulièrement espacées d'un pas  $\delta$  ( $1 \leq \delta \leq l$ ) de manière à recouvrir toute la zone d'étude.  $l$  et  $\delta$  définissent les paramètres de

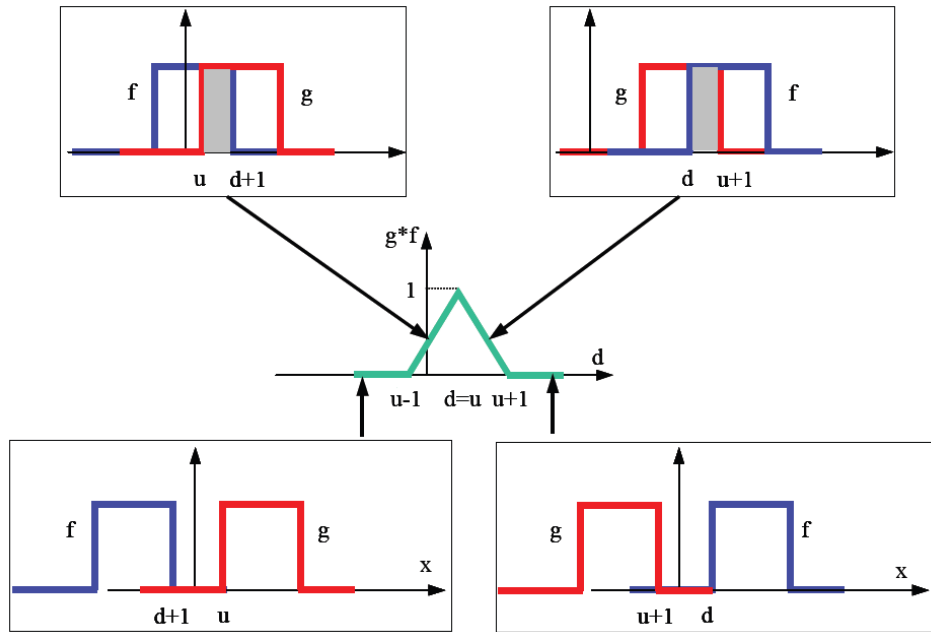


Figure A4.3 : Intercorrélation de deux fonctions créneau décalées l'une par rapport à l'autre d'une valeur  $u$  [Hil03].

corrélations qui sont à choisir lors des calculs. La même région d'étude est considérée dans l'image déformée. Le champ de déplacement est déterminé en évaluant le déplacement du centre de chaque zone d'étude élémentaire.

Un premier calcul de corrélation par FFT est réalisé sur l'ensemble des pixels de la région d'étude pour déterminer le déplacement moyen  $(U_0, V_0)$  de l'image déformée par rapport à l'image de référence. Le centre de la région d'étude de l'image déformée est alors décalé de  $(U_0, V_0)$  par rapport au centre de la région d'étude de l'image de référence. Un deuxième calcul est ensuite réalisé indépendamment sur chaque zone d'étude élémentaire. Une première étape du calcul consiste en un calcul d'intercorrélations par FFT entre deux zones d'études élémentaires ayant les mêmes coordonnées. Ce premier calcul de corrélation, de précision pixell, permet de déterminer un premier déplacement  $(\Delta U, \Delta V)$  (en nombre entier de pixels) par maximisation de la fonction d'intercorrélations. Le déplacement calculé dans chaque direction estime le déplacement recherché au demi-pixel près. Une correction est effectuée sur la zone d'étude élémentaire dans l'image déformée en la déplaçant de la valeur  $(\Delta U, \Delta V)$  précédemment calculée. Puis une itération sub-pixell permet d'obtenir des estimations du déplacement dont la résolution est de l'ordre du centième de pixel.

Enfin, une approche multi-échelles a été mise au point afin d'améliorer la précision du calcul. La méthode consiste à appliquer la méthode précédente en utilisant plusieurs échelles de l'image. Une échelle est définie, pour cela des images plus grossières sont créées en moyennant les niveaux de gris  $2 \times 2$  pixels (super-pixel) à chaque échelle. Généralement 4 échelles sont utilisées. Les déformations sont déduites des déplacements calculés sur chaque ZEE par une méthode de dérivation discrète utilisant les différences finies.

### A4.3- CorreliQ4 : utilisation des éléments Q4P1

Reprenons la fonctionnelle  $\overline{\Phi}(\vec{x})$  de l'équation  $\Phi(\vec{v}) = \int \int |f(\vec{x}) - g(\vec{x} + \vec{v}(\vec{x}))|^2 d\vec{x}$ . Si on suppose que les fonctions  $f$  et  $g$  sont suffisamment régulières aux petites échelles et que l'amplitude du déplacement est petite, alors minimiser la fonctionnelle  $\Phi$  équivaut à minimiser le développement de Taylor au premier ordre de :

$$\Phi(\vec{x}) = \int \int [f(\vec{x}) - g(\vec{x}) + \vec{v}(\vec{x}) \vec{\nabla} f(\vec{x})]^2 d\vec{x}$$

Le champ de déplacement test peut être écrit comme une combinaison linéaire de champs de déplacements simples, dans une base de l'espace  $E_k$ , telle que :

$$\vec{v}(\vec{x}) = \sum_i v_i \vec{\psi}_i(\vec{x})$$

où  $\Phi$  devient alors une forme quadratique en amplitude, où les  $v_i$  sont inconnus. La recherche d'extremum revient à résoudre :

$$\left[ \int \int (\vec{\nabla} f \otimes \nabla f)(\vec{x}) : (\Psi_i \otimes \Psi_k)(\vec{x}) d\vec{x} \right] \vec{v}_k = \int \int [g(\vec{x}) - f(\vec{x})] \nabla f(\vec{x}) \cdot \Psi_i(\vec{x}) d\vec{x}$$

où  $\otimes$  représente le produit tensoriel.

Le problème consiste à résoudre le système linéaire écrit sous forme matricielle :

$$[M] \{v\} = \{m\}$$

où  $\{v\}$  est le vecteur contenant les composantes inconnues  $v_i$ .  $[M]$  et  $\{m\}$  sont des quantités calculées dépendantes des fonctions  $f$ ,  $g$  et de  $\psi$ .

Le choix de l'espace  $E_k$ , donc l'expression des fonctions de base  $\psi$ , est arbitraire et peut être changé en fonction du problème à traiter. Dans le logiciel *CorreliQ4* utilisé ici, une discrétisation par des éléments carrés à 4 noeuds a été choisie, ce sont les éléments Q4P1. Le déplacement de tout point  $(x, y)$  de l'élément est alors une fonction des déplacements des 4 noeuds de l'élément et de fonctions bilinéaires. Il s'agit des fonctions polynomiales P1 définies dans l'espace  $[-1, 1]^2$  par  $(1-x)(1-y)$ ,  $x(1-y)$ ,  $(1-x)y$ ,  $xy$ . Le champ de déplacement décrit par cette technique est similaire à celui obtenu par la méthode des éléments finis. Par cette méthode, le champ de déplacement est continu sur l'image. Cette technique est comparable à la méthode des éléments finis appliquée à la corrélation d'images.

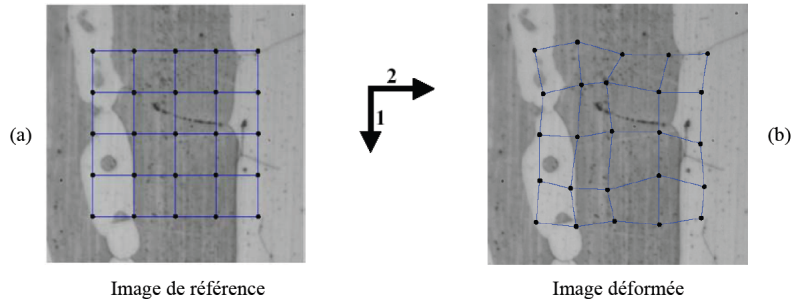


Figure A4.4 : Principe de la technique de corrélation d'images numériques avec *CorreliQ4*.

Comme pour *Correli<sup>LMT</sup>*, l'image de référence est discrétisée en zones d'études élémentaires, qui définissent les éléments carrés de taille  $l$ . Les noeuds forment alors le maillage (figure A5.3). Pour chaque élément, une matrice élémentaire  $M_{ij}^e$  et un vecteur  $m_j^e$  sont calculés en utilisant les équations précédentes. Le système de recherche d'extremum se construit par assemblage des matrices élémentaires comme dans toute méthode basée sur des éléments finis. Le champ de déplacement est alors calculé par inversion du système. Comme le champ de déplacement est globalement continu, le seul paramètre de corrélation à choisir lors des calculs est la taille des éléments  $l$ . Le champ de déformation est déduit par une dérivation discrète du champ de déplacement.

Comme pour *Correli<sup>LMT</sup>*, la procédure de résolution, qui utilise aussi un algorithme multi-échelles, est implémentée sous Matlab sous le nom *CorreliQ4*.



### A4.4- Autres résultats de corrélation d'images

En plus des essais analysés dans le chapitre 4, quelques résultats complémentaires sont présentés dans cette annexe. Les trois premiers exemples concernent des essais in-situ réalisés sur l'acier 100Cr6 à différentes échelles et le quatrième essai est conduit sur une éprouvette en alliage d'aluminium 2017-T4.

**Exemple 1 :**

L'essai est réalisé avec un grossissement faible (X802). En utilisant le détecteur SE2, 20 images ont été prises pendant la déformation avec des pas grossiers puis progressivement faibles en s'approchant de la rupture. Cet exemple permet de mettre en évidence l'apparition des bandes de localisation de la déformation, dès les premières images (3e photo), malgré la faible échelle de travail.

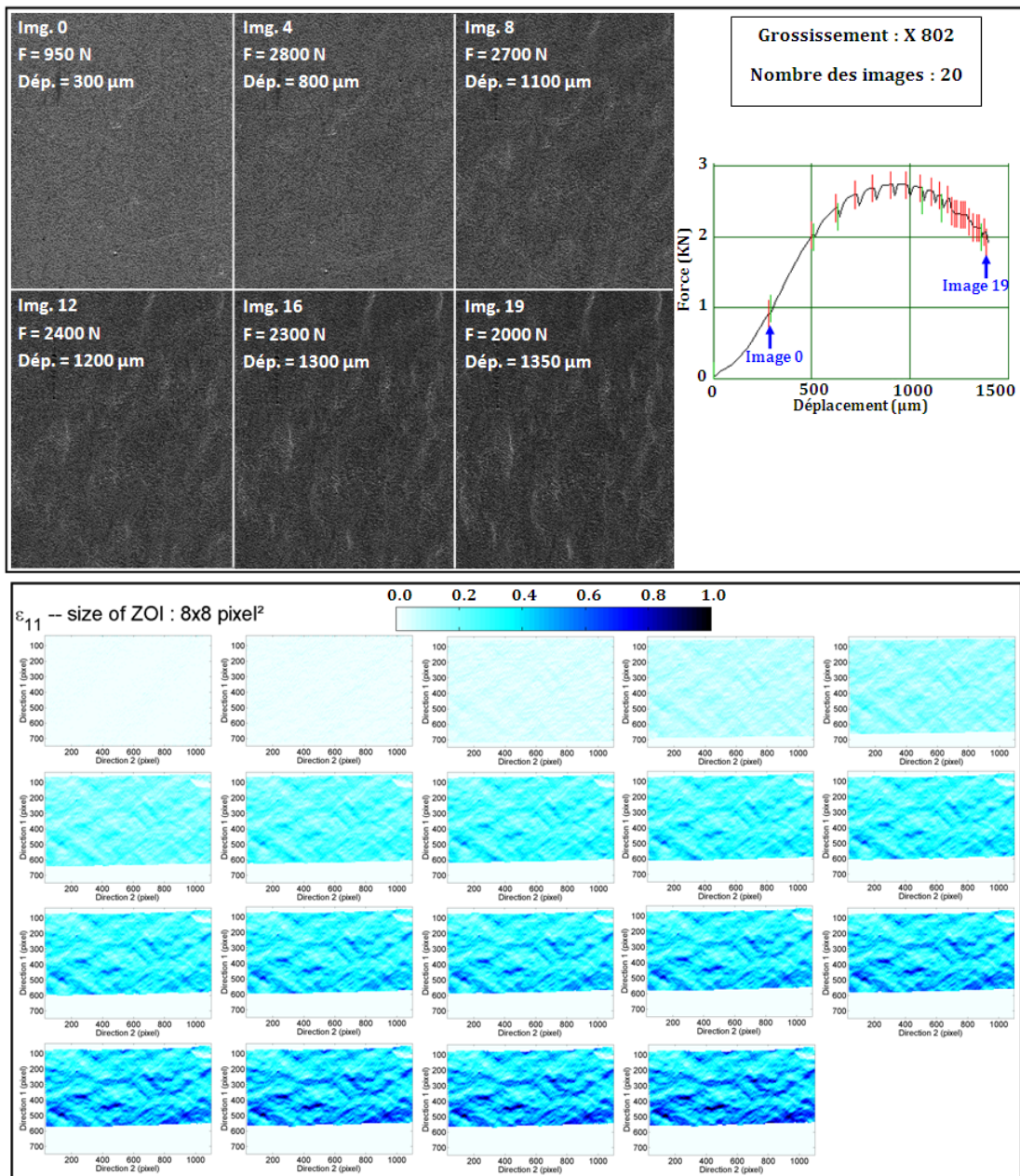


Figure A4.5 : Cas de l'acier 100Cr6, exemple 1. Apparition des bandes de localisation de la déformation, à faible grossissement, dès le début de la plasticité.

**Exemple 2 :**

Deux sous-séries d'images prises dans deux endroits différents sont présentées. Ces images sont prises dans la partie décroissante de la courbe force-déplacement, c'est-à-dire après l'apparition des porosités. Il s'agit de suivre la croissance de ces cavités après leur apparition. Le grossissement est supérieur à 3000 pour les deux sous-séries (X 4000 pour la première et X 3200 pour la deuxième).

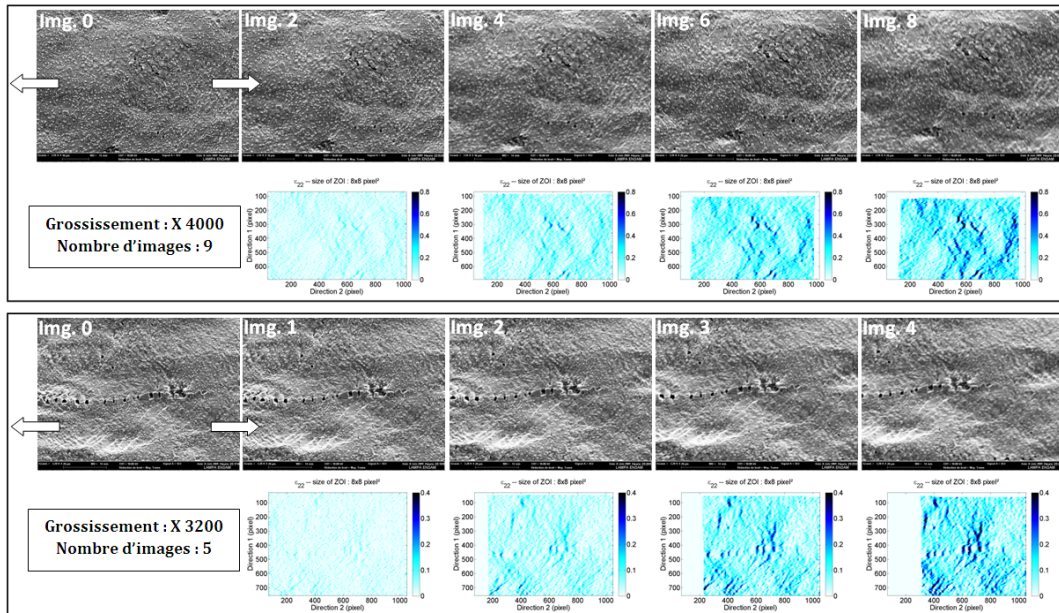


Figure A4.6 : Cas de l'acier 100Cr6, exemple 2. Deux séquences d'évolution des microcavités à fort grossissement.

**Exemple 3 :**

Deux autres sous-séries montrant le phénomène d'apparition rapide des bandes de localisation sont présentées dans cet exemple. Les grossissements sont plus faibles par rapport au cas précédent (X 1470 pour la première et X 1200 pour la deuxième).

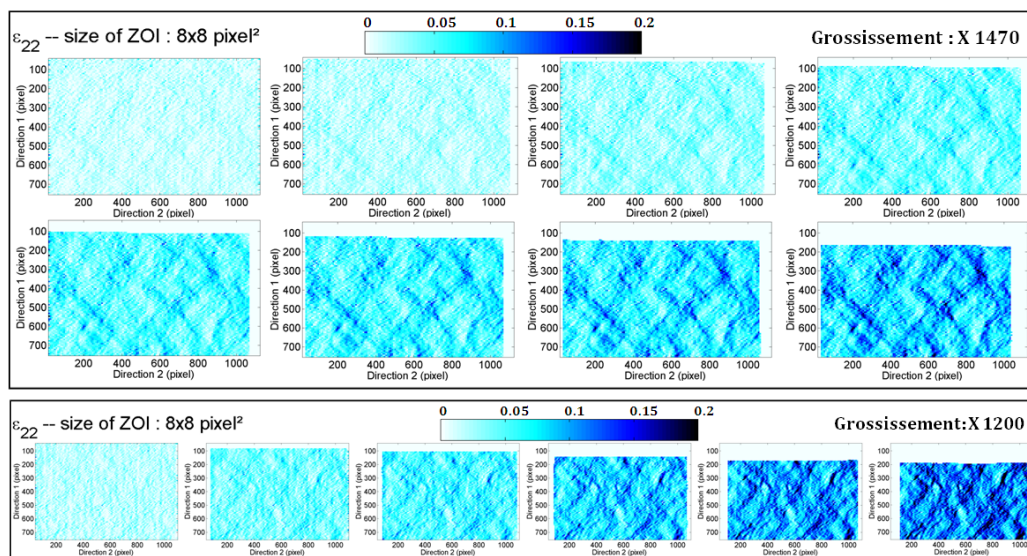


Figure A4.7 : Cas de l'acier 100Cr6, exemple 3. Deux séquences d'apparition et d'évolution des bandes de localisation de la déformation.



**Exemple 4 :**

Au cours de cet essai, quatorze images ont été prises avec le détecteur SE2 avec un grossissement de 400. Les observations décrites dans le chapitre 4 (dans le cas des essais in-situ réalisés sur l’alliage d’aluminium 2017-T4) sont valables pour cet exemple. Le champ de déformation  $\epsilon_{11}$  est homogène alors que celui de  $\epsilon_{22}$  est toujours hétérogène. Les bandes de localisation de la déformation observées pour les deux autres matériaux (les aciers 42CrMo4 et 100Cr6), ne sont pas détectées pour cet alliage. Ceci peut être dû à l’échelle de l’étude très faible ou à l’absence totale de ces bandes.

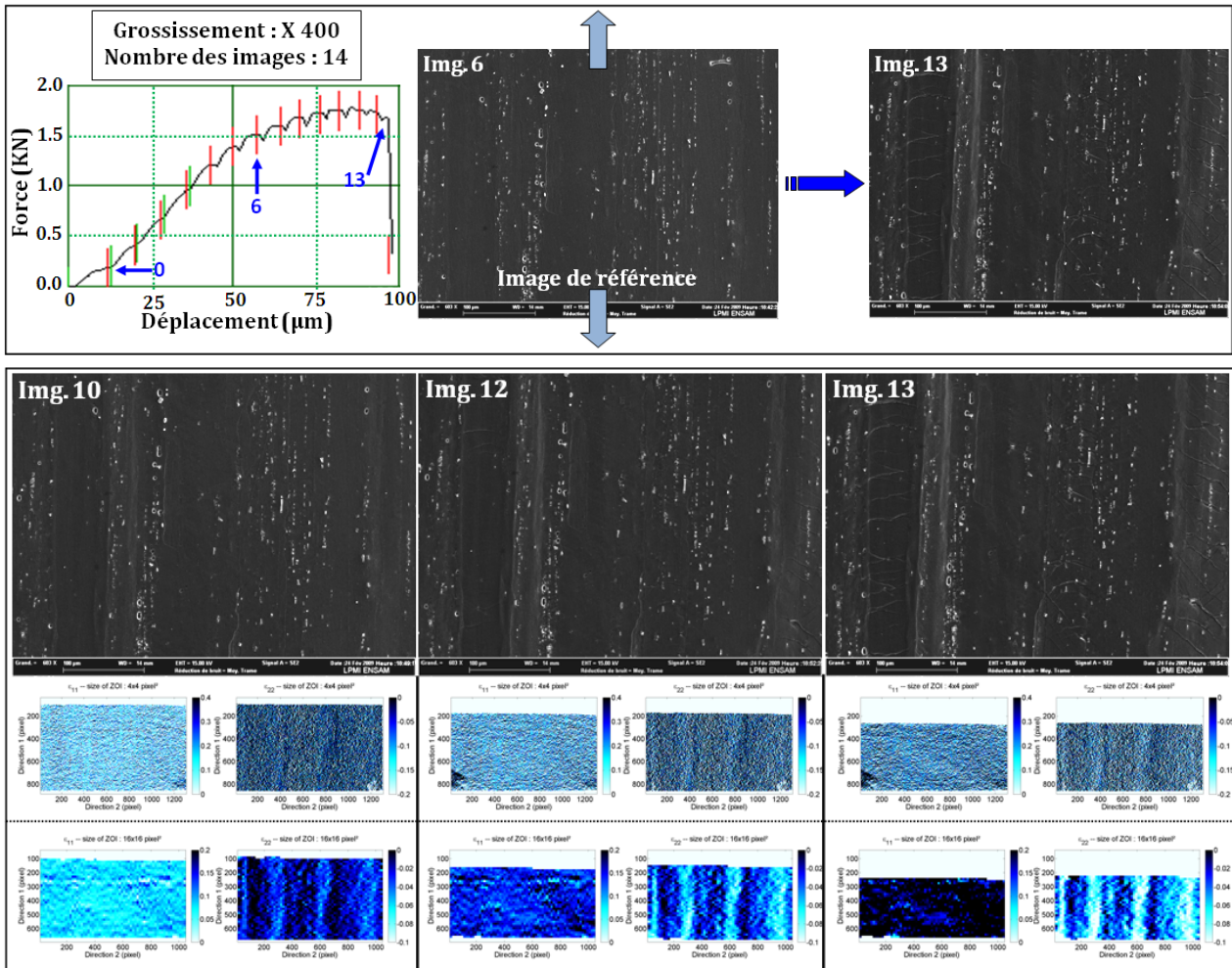


Figure A4.8 : Cas de l’alliage d’aluminium 2017-T4, exemple 1. Cartographies des déformations  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  pour les trois dernières images.

# Annexe 5 : La méthode des tranches

Les méthodes de calcul en plasticité les plus anciennes (méthode des tranches, méthodes extrémales, méthode des lignes de glissement, méthode de viscoplasticité) [Che92] sont progressivement remplacées par la méthode des éléments finis dont la puissance et la souplesse permettent de prendre en compte des géométries complexes, des comportements de plus en plus réalistes, et de développer des codes de calcul utilisables dans l'industrie. Néanmoins ces méthodes, en simplifiant au maximum les conditions physiques, permettent d'obtenir des ordres de grandeur utiles, qu'il est souvent intéressant de comparer aux modèles sophistiqués dans lesquels une erreur de donnée est possible, et parfois difficile à détecter. Dans ce qui suit, une de ces méthodes sera rappelée brièvement en donnant les éléments indispensables à sa mise en oeuvre. C'est la méthode des tranches s'appliquant essentiellement aux produits plats. L'exemple traité ici est le bipoinçonnement d'une tôle (Figure A5.1). C'est un test de laboratoire fréquemment utilisé non seulement pour déterminer la contrainte d'écoulement du matériau bipoinçonné, mais également pour déduire le coefficient de frottement en effectuant des essais sous différentes charges. Dans la pratique, la largeur  $L$  de la tôle poinçonnée est assez grande par rapport à la largeur du poinçon  $2a$  pour que l'on puisse considérer que l'écoulement au cours de l'écrasement correspond à une déformation plane selon le plan  $Oxy$ . Selon l'épaisseur de la tôle, les hypothèses du problème changent et l'application de la méthode aussi :

- Si la tôle est épaisse ( $h \geq a$ ), la méthode des tranches horizontales est appliquée.
- Si la tôle est mince ( $h \ll a$ ), c'est la méthode des tranches verticales qui s'applique.

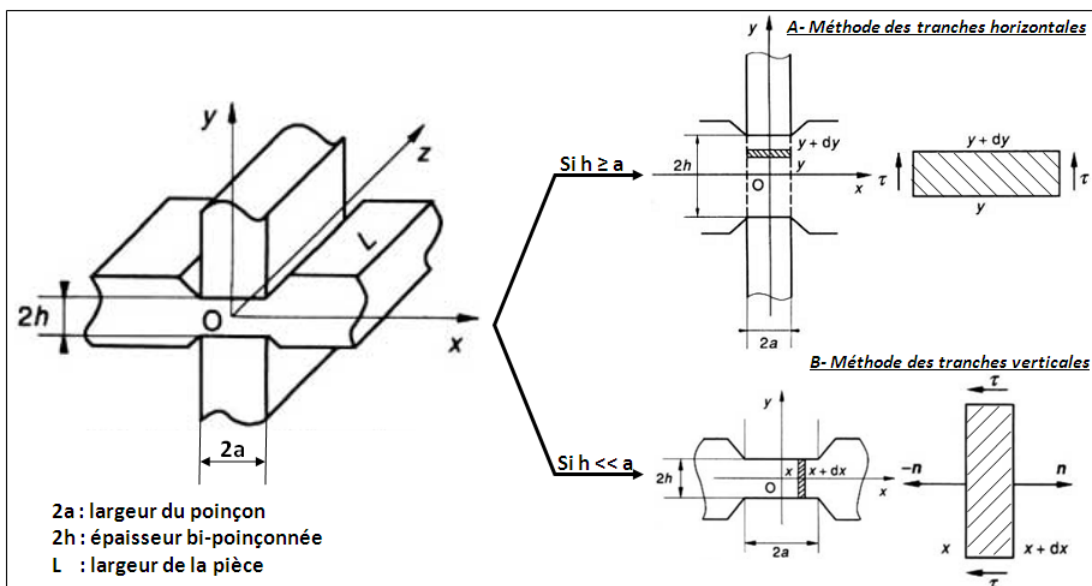


Figure A5.1 : Essai de bipoinçonnement : conditions de découpage en tranches verticales ou horizontales [Che92].

Dans cette annexe, nous présentons le cas d'une tôle épaisse qui correspond à notre cas expérimental. Nous utiliserons alors des tranches horizontales comme indiqué sur la figure A5.1.

Le matériau est supposé rigide plastique et obéire au critère de von Mises, toute la zone sous le poinçon est plastifiée et le frottement à l'interface poinçon-tôle est de type Tresca. D'autres hypothèses propres à la méthode des tranches sont également utilisées :

- les axes  $Ox, Oy$  sont des axes principaux pour les contraintes dans toute la zone déformée plastiquement ;
- les contraintes sont uniformes dans la largeur, et ne dépendent donc que de  $y$ . Seule la partie  $0 \leq y \leq h$  que l'on découpe en tranches horizontales infinitésimales sera donc analysée (figure A5.1).

L'équilibre des forces verticales pour  $y \geq 0$  peut s'écrire :

- force sur la face située à la cote  $y$  :

$$f_y = -\sigma_{yy}(y) 2a$$

- force sur la face de cote  $y + dy$  :

$$f_{y+dy} = \sigma_{yy}(y + dy) 2a$$

- force sur les faces verticales :

$$df_v = \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} dy$$

Les tranches correspondant à  $y > 0$  ont en effet un mouvement orienté vers le bas, auquel s'oppose une cission, qui est la cission limite de la matière sur elle-même, soit  $\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$ .

Le bilan de ces forces conduit à l'équation :

$$\frac{d\sigma_{yy}}{dy} = -\frac{1}{a} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

Si le matériau est homogène dans l'épaisseur, le critère de plasticité s'écrit :

$$\sigma_{xx} - \sigma_{yy} = \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} = cste$$

d'où,

$$\frac{d\sigma_{xx}}{dy} = \frac{d\sigma_{yy}}{dy} = -\frac{1}{a} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

L'intégration de ces équations introduit une constante que l'on peut éliminer en écrivant que la résultante des forces horizontales sur le bord droit (non poinçonné) est nulle, en l'absence de traction sur l'échantillon, soit :

$$2 \int_0^h \sigma_{xx}(y) dy = 0$$

On obtient finalement ( $y > 0$ ) :

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= -\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{1}{2a} (2y - h) \\ \sigma_{yy} &= -\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{1}{2a} (4a + 2y - h) \end{aligned}$$

On observe que la force de bipoinçonnement (par unité de longueur) est donnée par l'expression :

$$f_y = -\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} 4a \left( 1 + \frac{h}{4a} \right)$$

Il est également intéressant d'observer l'état de pression à mi-épaisseur de l'échantillon (pour  $y = 0$ ) :

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{h}{2a} \\ \sigma_{yy} &= \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \left( \frac{h}{4a} - 1 \right) \end{aligned}$$

On a toujours  $\sigma_{xx} > 0$ , mais lorsque  $\frac{h}{4a} > 1$  on a également  $\sigma_{yy} > 0$ , on obtient alors un état de bitraction à coeur comme indiqué sur la figure A5.2.

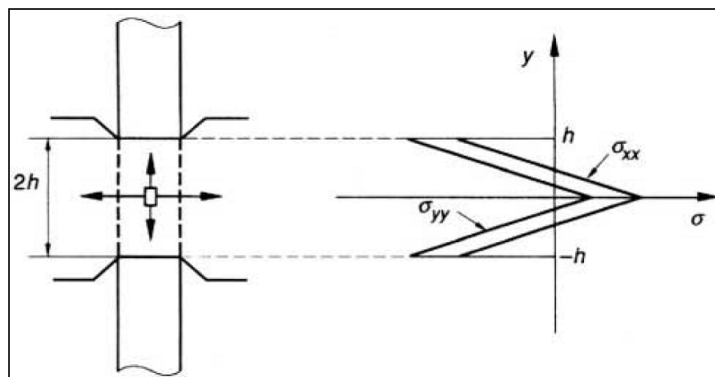


Figure A5.2 : Bipoinçonnement d'un produit épais : représentation des contraintes dans l'épaisseur (cas d'une bitraction à coeur) [Che92].



# Annexe 6 : Méthodes numériques utilisées dans l'identification

Les méthodes numériques utilisées dans les programmes d'identification sont des méthodes d'optimisation classiques appliquées aux problèmes des moindres carrés. Dans le cas de l'optimisation à une seule variable, le solveur du logiciel *Origin 7.5* est utilisé. Ce solveur utilise la méthode du simplexe. Pour l'optimisation à plusieurs variables, un programme est développé sous le logiciel *Matlab*. Il utilise la méthode de Levenberg-Marquardt issue de la méthode de Gauss-Newton appliquée au problème des moindres carrés. Ce problème consiste à minimiser la somme  $\phi$  de carrés de fonctions  $f_i$  qu'on écrit de la façon suivante :

$$\phi(x) = \sum_{i=1}^m f_i^2(x)$$

avec  $f_i : \mathbf{R}^n \rightarrow \mathbf{R}, i = 1, \dots, m$  et  $\mathbf{x} = [x_1, x_2, \dots, x_n]$  le vecteur des paramètres à identifier.

Pour appliquer la méthode de Newton au problème des moindres carrés, il faut calculer le gradient et le *hessien*. Posons  $\mathbf{f} = [f_1, f_2, \dots, f_m]$ , la fonction coût considérée est  $F$  telle que :

$$F(\mathbf{x}) = \mathbf{f}(\mathbf{x})^T \mathbf{f}(\mathbf{x})$$

Le  $j^{\text{ième}}$  composant de  $\nabla F(\mathbf{x})$  est :

$$[\nabla F(\mathbf{x})]_j = \frac{\partial F}{\partial x_j}(\mathbf{x}) = 2 \sum_{i=1}^m f_i(\mathbf{x}) \frac{\partial f_i}{\partial x_j}(\mathbf{x})$$

La matrice Jacobienne sera donc de la forme :

$$J(\mathbf{x}) = \begin{bmatrix} \frac{\partial f_1}{\partial x_1} & \dots & \frac{\partial f_1}{\partial x_n} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ \frac{\partial f_m}{\partial x_1} & \dots & \frac{\partial f_m}{\partial x_n} \end{bmatrix}$$

Le gradient peut ainsi s'écrire :

$$[\nabla F(\mathbf{x})]_j = 2J(\mathbf{x})^T \mathbf{f}(\mathbf{x})$$

On calcule ensuite le *hessien*. La composante  $(k,j)$  est donné par :

$$\frac{\partial^2 F}{\partial x_k \partial x_j} = \frac{\partial}{\partial x_k} \left[ \frac{\partial F}{\partial x_j}(\mathbf{x}) \right] = \frac{\partial}{\partial x_k} \left[ 2 \sum_{i=1}^m f_i(\mathbf{x}) \frac{\partial f_i}{\partial x_j}(\mathbf{x}) \right] = 2 \sum_{i=1}^m \left[ \frac{\partial f_i}{\partial x_k}(\mathbf{x}) \frac{\partial f_i}{\partial x_j}(\mathbf{x}) + f_i(\mathbf{x}) \frac{\partial^2 f_i}{\partial x_k \partial x_j}(\mathbf{x}) \right]$$

Si on définit la matrice  $\mathbf{S}(\mathbf{x}) = f_i(\mathbf{x}) \frac{\partial^2 f_i}{\partial x_k \partial x_j}(\mathbf{x})$  ayant pour composant  $(k,j)$ , le *hessien* peut être écrit sous la forme matricielle suivante :

$$\mathbf{H}(\mathbf{x}) = 2 \left[ J(\mathbf{x})^T J(\mathbf{x}) + \mathbf{S}(\mathbf{x}) \right]$$

Par conséquent, en reprenant l'équation de la méthode de Newton :

$$\mathbf{x}_{k+1} = \mathbf{x}_k - [\mathbf{H}(\mathbf{x}_k)]^{-1} \nabla f(\mathbf{x}_k)$$

on obtient la formulation de la méthode de Newton pour les moindres carrés :

$$\mathbf{x}_{k+1} = \mathbf{x}_k - [\mathbf{J}(\mathbf{x})^T \mathbf{J}(\mathbf{x}) + \mathbf{S}(\mathbf{x})]^{-1} \mathbf{J}(\mathbf{x})^T \mathbf{f}(\mathbf{x})$$

En général, les composantes de la matrice  $\mathbf{S}(\mathbf{x})$  sont suffisamment faibles pour être négligées puisqu'elles font apparaître la courbure des fonctions  $f_i$  qui doit être faible dans le voisinage de l'optimum et on obtient ainsi l'algorithme dit de Gauss-Newton :

$$\mathbf{x}_{k+1} = \mathbf{x}_k - [\mathbf{J}(\mathbf{x})^T \mathbf{J}(\mathbf{x})]^{-1} \mathbf{J}(\mathbf{x})^T \mathbf{f}(\mathbf{x})$$

La matrice  $\mathbf{G}(\mathbf{x}) = \mathbf{J}(\mathbf{x})^T \mathbf{J}(\mathbf{x})$  est appelée matrice de Gauss-Newton. On supprime ainsi le calcul des dérivées secondes. Néanmoins, l'inconvénient de l'algorithme de Gauss-Newton est que la matrice  $\mathbf{G}(\mathbf{x})$  peut ne pas être définie positive. L'algorithme de Levenberg-Marquardt permet de lever ce problème en introduisant le terme  $\lambda \mathbf{I}$ , avec  $\lambda$  un scalaire positif et  $\mathbf{I}$  la matrice identité. On obtient ainsi le nouveau point par :

$$\mathbf{x}_{k+1} = \mathbf{x}_k - [\mathbf{J}(\mathbf{x})^T \mathbf{J}(\mathbf{x}) + \lambda_k \mathbf{I}]^{-1} \mathbf{J}(\mathbf{x})^T \mathbf{f}(\mathbf{x})$$

Une autre manière d'interpréter le terme  $\lambda \mathbf{I}$  est de le considérer comme une approximation de la matrice  $\mathbf{S}(\mathbf{x})$  provenant de l'algorithme de Newton.

Il est à noter que, pour ne pas favoriser un paramètre par rapport à l'autre, toutes les variables à identifier sont normées avant l'identification et dénormées une fois l'optimum atteint. En effet, on définit un vecteur maximum  $\mathbf{x}_{max} = [(x_1)_{max}, (x_2)_{max}, \dots, (x_n)_{max}]$  et un minimum  $\mathbf{x}_{min} = [(x_1)_{min}, (x_2)_{min}, \dots, (x_n)_{min}]$ . La normalisation consiste à remplacer le vecteur  $\mathbf{x}$  par le vecteur  $\mathbf{x}^*$  tel que :

$$\forall 1 \leq i \leq n, \quad x_i^* = \frac{x_i - (x_i)_{min}}{(x_i)_{max} - (x_i)_{min}}$$

## Résumé

Au cours des procédés de forgeage et d'usinage, le matériau subit des déformations rapides et importantes provoquant des échauffements localisés, des changements microstructuraux et de l'endommagement. La modélisation de tels phénomènes nécessite la connaissance précise des lois de comportement et d'endommagement sur une très large gamme de déformations, vitesses de déformation, et températures.

Des essais de compression sont conduits en utilisant le simulateur thermomécanique GLEEBLE et le banc d'Hopkinson sur deux aciers, 42CrMo4 et 100Cr6, et un alliage d'aluminium 2017-T4, permettent de distinguer trois domaines de comportement : à froid, à mi-chaud et à chaud. Les phénomènes microstructuraux rencontrés dans chaque domaine sont analysés et reliés au comportement rhéologique observé. Après une comparaison de différents modèles de la littérature, un modèle empirique est proposé. Il rend efficacement compte de la compétition entre l'écrouissage et l'adoucissement et permet de refléter, via un couplage, les effets de température et de vitesse de déformation.

Une caractérisation des mécanismes d'endommagement est conduite, à froid, à l'aide d'essais de traction in situ dans un Microscope Electronique à Balayage et de la méthode de corrélation d'images numériques. En température, des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées sont utilisées. Deux modèles d'endommagement sont identifiés et analysés, le critère de rupture découplé de Johnson-Cook et le modèle micromécanique couplé de Gurson-Tvergaard-Needleman.

Les différents modèles de comportement étudiés sont enfin utilisés et discutés dans le cadre de simulations Eléments Finis de la coupe orthogonale, du cisaillement sur éprouvette « chapeau » et du bipoinçonnement.

## Abstract

During forging and machining processes materials undergo significant and fast deformations responsible for localised heating, microstructural changes and damage. The modelling of such phenomena requires an accurate knowledge of behaviour and damage laws, and this for a large range of strains, strain rates and temperatures.

Compression tests were performed on the Gleeble thermomechanical simulator and the Split Hopkinson Bar Pressure device on two steels (42CrMo4 and 100Cr6) and an aluminium alloy (2017-T4). Three behaviour domains are identified corresponding to cold, warm and hot working. The microstructural phenomena for each domain are analysed and linked with the rheological behaviour observed. After a review of various models from the literature, a new empirical model is proposed which properly accounts for the competition between work hardening and softening. Via coupling, it reproduces the effects of temperature and strain rate.

The damage mechanisms at room temperature are characterised from in situ tensile tests performed in a Scanning Electron Microscope and using the digital image correlation method. The results from tensile tests on notched axisymmetric specimen are used for characterisation of damage at various temperatures. Two damage models are described and applied : Johnson-Cook's fracture criterion and Gurson-Tvergaard-Needleman's coupled micromechanical model.

Finally the various behaviour models are applied and discussed in the case of Finite Element simulation of orthogonal cutting, shear tests on 'hat-shaped' samples and plane strain tests.



## **SIMULATION PHYSIQUE DES CONDITIONS THERMOMÉCANIQUES DE FORGEAGE ET D'USINAGE - CARACTÉRISATION ET MODÉLISATION DE LA RHÉOLOGIE ET DE L'ENDOMMAGEMENT**

**RESUME :** Au cours des procédés de forgeage et d'usinage, le matériau subit des déformations rapides et importantes provoquant des échauffements localisés, des changements microstructuraux et de l'endommagement. La modélisation de tels phénomènes nécessite la connaissance précise des lois de comportement et d'endommagement sur une très large gamme de déformations, vitesses de déformation, et températures.

Des essais de compression conduits en utilisant le simulateur thermomécanique GLEEBLE et le banc d'Hopkinson sur deux aciers, 42CrMo4 et 100Cr6, et un alliage d'aluminium 2017-T4, permettent de distinguer trois domaines de comportement : à froid, à mi-chaud et à chaud. Les phénomènes microstructuraux rencontrés dans chaque domaine sont analysés et reliés au comportement rhéologique observé. Après une comparaison de différents modèles de la littérature, un modèle empirique est proposé. Il rend efficacement compte de la compétition entre l'érouissage et l'adoucissement et permet de refléter, via un couplage, les effets de température et de vitesse de déformation.

Une caractérisation des mécanismes d'endommagement est conduite, à froid, à l'aide d'essais de traction in situ dans un Microscope Electronique à Balayage et de la méthode de corrélation d'images numériques. En température, des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées sont utilisés. Deux modèles d'endommagement sont identifiés et analysés, le critère de rupture découplé de Johnson-Cook et le modèle micromécanique couplé de Gurson-Tvergaard-Needleman.

Les différents modèles de comportement étudiés sont enfin utilisés et discutés dans le cadre de simulations Eléments Finis de la coupe orthogonale, du cisaillement sur éprouvette « chapeau » et du bipoinçonnement.

**Mots clés :** rhéologie, endommagement, procédés de fabrication, simulation physique, corrélation d'image numérique, thermomécanique.

### **PHYSICAL SIMULATION OF FORGING AND MACHINING THERMOMECHANICAL CONDITIONS: CHARACTERISATION AND MODELING OF RHEOLOGY AND DAMAGE**

**ABSTRACT :** During forging and machining processes materials undergo significant and rapid deformations responsible for localised heating, microstructural changes and damage. The modelling of such phenomena requires an accurate knowledge of behaviour and damage laws, for a large range of strains, strain rates and temperatures.

Compression tests were performed on a Gleeble thermomechanical simulator and a Split Hopkinson Pressure Bar device on two steels (42CrMo4 and 100Cr6) and an aluminium alloy (2017-T4). Three behaviour domains are identified corresponding to cold, warm and hot working. The microstructural phenomena for each domain are analysed and linked to the observed rheological behaviour. After a review of various models from the literature, a new empirical model is proposed which properly accounts for the competition between work hardening and softening. Via coupling, it reproduces the effects of temperature and strain rate.

The damage mechanisms at room temperature are characterised from in situ tensile tests performed in a Scanning Electron Microscope and using the digital image correlation method. The results from tensile tests on axisymmetrically notched specimens are used to characterise the damage at various temperatures. Two damage models are described and applied: Johnson-Cook's fracture criterion and Gurson-Tvergaard-Needleman's coupled micromechanical model.

Finally the various behaviour models are applied and discussed for the Finite Element simulations of orthogonal cutting, shear tests on 'hat-shaped' specimens and plane strain tests.

**Keywords :** rheology, damage, manufacturing processes, physical simulation, Digital Image Correlation, thermomechanical.

