



UNIVERSITE DE REIMS CHAMPAGNE – ARDENNE  
ECOLE DOCTORALE SCIENCES TECHNOLOGIE SANTE (547)

## THESE

pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE**

*Discipline : Mécanique des solides, Génie mécanique, Productique, Transport et génie civil*

*Spécialité : Mécanique et Matériaux*

présentée et soutenue publiquement

par

Thomas MARTINEZ

Le 19 Décembre 2016

**Titre :**

Etude de l'endommagement lors du démasselotage à chaud de bielles en fonte GS ADI moulées forgées.

## JURY

Mme Isabelle PETH-TITEUX, <i>Professeur des Universités de l'URCA,</i>	Président du jury
M. Hervé BONNEFOY, <i>Maître de Conférence HDR URCA,</i>	Directeur de Thèse
M. Franck MOREL, <i>Professeur des Universités ENSAM Angers,</i>	Rapporteur
M. Napo BONFOH, <i>Maître de Conférence HDR ENIM,</i>	Rapporteur
M. Krzysztof WIERZBANOWSKI, <i>Professeur des Universités de Cracovie,</i>	Examineur
M. Eric FREMEAUX, <i>Responsable R&amp;D Ateliers des Janves,</i>	Invité

## Remerciements

Je me suis longtemps demandé si l'écriture de ces quelques lignes pouvait être salvatrice pour le thésard en lui permettant de prendre conscience que son travail de thèse devait s'arrêter là. Je me suis figuré l'état de nostalgie que pourrait provoquer ce dernier exercice d'écriture, les souvenirs de ces quelques années entremêlées de difficultés, de doutes mais aussi (et heureusement) de bons moments. Je peux enfin me prêter à l'exercice et goûter un peu de ce plat aigre-doux. Je suis bien évidemment tenté de jeter un dernier coup d'œil aux formulations d'usage et aux tournures de style utilisées par mes prédécesseurs afin que ma prose ne soit pas trop chargée (comme à son habitude) et que personne ne soit oublié (c'est important). Puisque les remerciements sont aussi l'occasion de pouvoir rédiger dans style un peu moins académique, je pense pouvoir me satisfaire à laisser libre court à la mécanique pas très bien huilée de mon cerveau en ces heures tardives. Je ne suis pas le seul, je pense, à profiter du calme de la nuit pour rédiger.

Ce travail de thèse est le fruit de la collaboration entre l'entreprise de forge des Ateliers des Janves et du laboratoire LISM de l'Université de Reims Champagne-Ardenne. Cette collaboration a été rendue possible par l'ANRT à travers la convention CIFRE n°2011/0298 qui a financé mes travaux durant ces quelques années.

Je remercie premièrement M. BONNEFOY pour son travail, souvent difficile, de directeur de thèse, pour ses conseils précieux, pour avoir eu la patience de corriger à de nombreuses reprises mes chapitres et m'avoir laissé finaliser ce travail malgré le retard accumulé.

Je remercie par ailleurs M. FREMEAUX pour son encadrement au sein du service R&D de l'entreprise, pour m'avoir fait profiter de son expérience et de sa méthodologie dans de nombreux domaines tels que la conduite de projet et le management.

Je tiens à exprimer ma gratitude à M. CHOPART, directeur du laboratoire LISM, de m'avoir accordé sa confiance jusqu'au bout et de m'avoir sorti de nombreuses fois de fâcheuses situations.

Si j'ai pu achever ce travail, c'est aussi en grande partie grâce à Walid FEKIH AHMED, mon voisin de bureau et ami. Il a su me guider et m'aider tout au long de cette thèse, m'a fait largement profiter de son expérience de la recherche en mécanique, de la rigueur de la rédaction et du travail en général. Nous avons longuement discuté sur le travail comme sur bien d'autres sujets et il a su me remettre dans le droit chemin lorsque je m'éloignais sans m'en rendre compte de mon objectif.

Je tiens à remercier particulièrement M. MOREL, que j'ai pu côtoyer dans le cadre du projet DEFISURF, ainsi que M. BONFOH d'avoir bien voulu consacrer de leur temps à la relecture de cette thèse. Je remercie également Mme TITEUX-PETH d'avoir assuré la présidence de mon jury de thèse ainsi que pour ses précieuses remarques.

Ces années passées aux Ateliers des Janves ainsi qu'au sein du laboratoire LISM sur le site de l'IFTS de Charleville-Mézières m'ont permis de rencontrer de nombreuses personnes qui ont su m'aider mais aussi me permettre de lâcher parfois la pression. Une dédicace spéciale à un ami et collègue, Renaud MIGNOLET, qui m'a fait profiter de son expertise en fonderie et de sa bonne humeur. Merci à Florian PETH, pour m'avoir rendu de nombreux services et pour nos discussions passionnantes sur l'électronique et l'informatique. Merci à Eric, Stéphane, Valérie, Vincent et ceux du personnel de l'IFTS que j'oublie. Merci à Julien, Nicolas, Dominique,

Mohamed, David, Laurent, Jérôme et à tous ceux avec qui j'ai pu travailler aux Ateliers des Janves.

Dans le cadre de mes travaux, j'ai pu aussi rencontrer à l'ENSAM d'Angers, M. Christian GEROMETTA, qui m'a fait profiter de bon cœur de sa longue expérience en fonderie et simulation ainsi que M. Dal Santo, dont l'aide précieuse m'a aidé à finaliser le dernier chapitre de ma thèse.

Je termine ici mes remerciements par une dédicace à ma compagne Marine qui si a souvent supporté ma mauvaise humeur et qui m'a épaulé pendant toutes ces années. Merci à ma mère pour m'avoir redonné le moral quand il était au plus bas ainsi qu'à toute la famille qui était derrière moi.

---

---

## RESUME

Les travaux de cette thèse ont été initiés par la volonté industrielle de lever le verrou technologique du démasselotage à chaud de bielles en fonte GS. Ces bielles sont obtenues par un procédé de fabrication hybride innovant mêlant forgeage et fonderie en moule métallique. Ce procédé exige que le démasselotage soit effectué dans la « chaude de coulée » lorsque la fonte GS est en phase austénitique. La découpe de la fonte dans ces conditions de température fait apparaître des défauts majeurs sur les surfaces découpées préjudiciables à la suite du process. Pour pouvoir répondre à cette problématique, une étude est menée sur la caractérisation du comportement et de l'endommagement de la fonte GS dans les conditions de température du process. Une attention particulière est portée sur l'influence de la microstructure nodulaire sur les mécanismes de la rupture. Afin de se doter d'outils de simulation pour mettre au point le processus de démasselotage à chaud, les paramètres du modèle de comportement et d'endommagement de Gurson-Tvergaard-Needleman appliqués à la fonte GS sont identifiés par méthode inverse. Enfin, un plan d'expérience est déployé sur un démonstrateur de découpe instrumenté afin d'obtenir la configuration optimale des paramètres process pour une découpe sans défaut. Cette dernière étude met en avant la présence d'une transition d'un mode de rupture ductile à fragile lors de l'apparition des défauts de démasselotage.

---

---

## TITLE

Study of damage during the hot-cutting of molded and forged austempered ductile iron automotive connecting rods.

---

---

## ABSTRACT

This work was initiated by the technological problematic of hot trimming of nodular cast iron connecting rods. These connecting rods are obtained by an innovative hybrid process that combines forging and metal mold casting. This process requires the trimming to be conducted at high temperatures in the austenitic phase of the cast iron. Hot trimming of cast iron brings up major defects on the cut surfaces which are detrimental to the continuing process. To address this problem, a study is conducted on the characterization of the mechanical behavior of nodular cast iron in the process temperature conditions. A particular attention is paid to the influence of the nodular microstructure on the failure mechanisms. To develop simulation tools for nodular cast iron hot trimming, the parameters of Gurson-Tvergaard-Needleman model are identified by inverse method for our material. Finally, a design of experiment is deployed using an instrumented demonstrator to obtain the optimum parameters configuration for a maximized cut surface quality. This latest study highlights the presence of a transition from ductile to brittle mode of failure leading to the hot trimming defects.

---

---

## DISCIPLINE

Mécanique des solides, Génie mécanique, Productique, Transport et génie civil

Spécialité : Mécanique et Matériaux

---

---

## MOTS-CLES

Fonte nodulaire ; Démasselotage à chaud ; Bielles automobiles ; Endommagement ; Matériaux poreux ; Rupture en cisaillement ; Caractérisation mécanique ; Modélisation.

---

---

## KEYWORDS

Nodular cast iron; Hot trimming; Automotive Connecting rods; Damage; Porous Materials; Shear fracture; Mechanical characterization; Modelling.

---

---

LISM, EA 4695, URCA, B.P. 1039, 51687 REIMS CEDEX 2, FRANCE.



# Table des matières

<b>REMERCIEMENTS</b> .....	<b>2</b>
<b>TABLE DES MATIERES</b> .....	<b>6</b>
<b>TABLES DES FIGURES</b> .....	<b>8</b>
<b>GLOSSAIRE</b> .....	<b>13</b>
<b>INTRODUCTION GENERALE</b> .....	<b>15</b>
<b>I. ETAT DE L'ART</b> .....	<b>I-19</b>
I.1. INTRODUCTION.....	I-19
I.2. PROCESSUS HYBRIDE DE FABRICATION DE BIELLE AUTOMOBILE EN FONTE ADI MOULEE FORGEE .....	I-19
I.2.1. <i>Développement du processus de fabrication des billes en fonte ADI à hautes caractéristiques.</i> .....	I-19
I.2.2. <i>Essais préliminaires de démasselotage</i> .....	I-21
I.2.3. <i>La Fonte à graphite sphéroïdal</i> .....	I-22
I.3. DEMASSELOTAGE DES BIELLES.....	I-25
I.3.1. <i>Procédés de découpe par action mécanique</i> .....	I-27
I.3.2. <i>Description des phénomènes et défauts liés à la découpe par action mécanique</i> .....	I-27
I.3.2.1. Caractérisation à froid du procédé de découpe .....	I-28
I.3.2.2. Etudes de la découpe à chaud .....	I-31
I.4. COMPORTEMENT ET ENDOMMAGEMENT .....	I-32
I.4.1. <i>Evaluation de l'effort de coupe</i> .....	I-32
I.4.1.1. Cas du cisaillement pur.....	I-33
I.4.1.2. Modèles améliorés .....	I-33
I.4.2. <i>Modèles de comportement</i> .....	I-35
I.4.2.1. Etudes du comportement à chaud de la fonte GS.....	I-35
I.4.2.2. Lois de comportement .....	I-37
I.4.3. <i>Modèles d'endommagement</i> .....	I-39
I.4.3.1. Mécanismes de la rupture : .....	I-40
I.4.3.2. Taux de triaxialité et angle de Lode.....	I-47
I.4.3.3. Modèles couplés micromécaniques .....	I-50
I.5. CONCLUSION .....	I-53
<b>II. ETUDE EXPERIMENTALE DE LA FONTE A GRAPHITE SPHEROÏDAL A HAUTE TEMPERATURE</b> .....	<b>II-55</b>
II.1. INTRODUCTION.....	II-55
II.2. NUANCE INDUSTRIELLE RETENUE POUR L'ETUDE .....	II-55
II.2.1. <i>Composition et structure</i> .....	II-55
II.2.2. <i>Etude de l'influence des cycles thermiques sur la microstructure et la transition austénitique.</i> .....	II-58
II.3. ESSAIS DE TRACTION .....	II-64
II.3.1. <i>Essais monotones sur éprouvettes lisses axisymétriques</i> .....	II-65
II.3.1.1. Courbes rationnelles de traction isothermes : .....	II-68
II.3.1.2. Courbes rationnelles de traction à iso vitesse de déformation : .....	II-69
II.3.1.3. Etude des propriétés mécaniques en fonction de la température et de la vitesse de déformation : ..	II-71
II.3.1.4. Etude de la microstructure après rupture : .....	II-74
II.3.2. <i>Essais de traction sur éprouvettes entaillées.</i> .....	II-80
II.4. ESSAIS DE CISAILLEMENT .....	II-85
II.5. CONCLUSION.....	II-90
<b>III. IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE LA LOI DE COMPORTEMENT ET D'ENDOMMAGEMENT GTN.</b> .....	<b>III-91</b>
III.1. INTRODUCTION.....	III-91
III.2. LE MODELE DE GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN.....	III-91
III.2.1. <i>Application du modèle GTN à la fonte GS.</i> .....	III-91
III.2.2. <i>Paramètres du modèles GTN.</i> .....	III-92
III.2.3. <i>Détermination des paramètres initiaux</i> .....	III-93
III.2.3.1. Fraction volumique de vide .....	III-93

III.2.3.2.	Paramètres de Tvergaard .....	III-93
III.2.3.3.	Paramètres de la loi d'écoulement plastique .....	III-94
III.2.4.	<i>Démarche d'identification avec SiDoLo</i> .....	III-95
III.3.	IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE LA LOI GTN POUR LA FONTE GS APPLIQUEE AUX ESSAIS DE TRACTION ENTRE 900°C ET 1000°C. ....	III-96
III.3.1.	<i>Mise en donnée et conditions limites</i> .....	III-96
III.3.2.	<i>Résultats de l'identification</i> .....	III-97
III.4.	CONCLUSION DU CHAPITRE .....	III-101
<b>IV.</b>	<b>ETUDE ET OPTIMISATION DES PARAMETRES DE DEMASSELOTAGE .....</b>	<b>IV-103</b>
IV.1.	INTRODUCTION .....	IV-103
IV.2.	CONCEPTION DU DEMONSTRATEUR DE DEMASSELOTAGE .....	IV-103
IV.3.	ETUDE THERMIQUE DE LA BIELLE .....	IV-105
IV.4.	CHOIX DU PLAN D'EXPERIENCE .....	IV-107
IV.4.1.	<i>Définition des objectifs</i> .....	IV-107
IV.4.2.	<i>Facteurs influents</i> .....	IV-108
IV.4.3.	<i>Choix du type de plan</i> .....	IV-109
IV.4.4.	<i>Réalisation des essais</i> .....	IV-110
IV.5.	ANALYSE ET VALIDATION DES RESULTATS DU PLAN D'EXPERIENCE .....	IV-111
IV.6.	ETUDE DES MODES DE RUPTURE .....	IV-113
IV.6.1.	<i>Etude métallographique</i> .....	IV-113
IV.6.2.	<i>Analyses de l'effort et de l'énergie de découpe</i> .....	IV-116
IV.7.	CONCLUSION.....	IV-117
	<b>CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES.....</b>	<b>119</b>
	<b>BIBLIOGRAPHIE .....</b>	<b>121</b>
	<b>ANNEXES.....</b>	<b>129</b>
A.	LE TRAITEMENT THERMIQUE D'AUSFERRITISATION .....	129
B.	PROCEDES DE DECOUPE PAR ENLEVEMENT DE MATIERE.....	131
a.	<i>Le tronçonnage :</i> .....	131
b.	<i>L'oxycoupage :</i> .....	132
c.	<i>Le LASER (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation) :</i> .....	132
d.	<i>Le plasma :</i> .....	132
e.	<i>Le jet d'eau :</i> .....	133
C.	ETUDE DE L'HETEROGENEITE MICROSTRUCTURALE DU MATERIAU BRUT DE COULEE.....	133
D.	ESSAIS DE CHARGEMENT DECHARGEMENT.....	135
E.	CHOIX DU TYPE DE MAILLAGE : .....	137
a.	<i>Etude du maillage tétraédrique :</i> .....	138
b.	<i>Etude du maillage hexaédrique :</i> .....	139

## Tables des figures

Figure 1 : Cycle thermique et décomposition du process Fonte ADI HC [ADJ] .....	16
Figure 2 : Comparaison relative des caractéristiques mécaniques de la Fonte ADI HC et d'un acier C70 <sup>1</sup> . .....	I-20
Figure 3 : Conception de la coquille. ....	I-21
Figure 4 : géométrie de l'outillage d'ébavurage <sup>2</sup> . ....	I-21
Figure 5 : Faciès de découpe après démasselotage à chaud avec un outil d'ébavurage au niveau du pied (a) et de la tête de bielle (b). ....	I-22
Figure 6: Faciès de rupture des bielles FGS ADI HC ébavurées <sup>3</sup> . A : rupture intergranulaire fragile au niveau du pied de bielle B : rupture ductile (cupules) au niveau de la tête de bielle .....	I-22
Figure 7: Effet de la température sur l'évolution du faciès de coupe (a-950 °C; b-1000 °C; c-1050°C) <sup>3</sup> . I-22	22
Figure 8 : microstructure des fontes .....	I-23
Figure 9 : Zones de ségrégation des éléments d'alliage [15]. ....	I-24
Figure 10 : Exemple de matrice FGS, A : FGS ferritique ; B : FGS perlitique ; C : FGS ferrito-perlitique et D : FGS ADI.....	I-24
Figure 11 : Grappe de coulée et bielle démasselotée. ....	I-25
Figure 12 : Diagramme FAST des moyens de démasselotage potentiels.....	I-26
Figure 13: Schéma de mâchoire de cassage hydraulique. ....	I-26
Figure 14 : Principe du cisailage et cisailage à lame oblique [19]. ....	I-27
Figure 15 : Décomposition de la découpe sur courbe effort/déplacement [23]. ....	I-28
Figure 16 : Décomposition du faciès de coupe [24]. ....	I-29
Figure 17 : Trajectoire de la rupture en fonction du jeu avec les outils [22]. ....	I-30
Figure 18 : Evolution du bord de coupe (a) et de la force (b) en fonction du jeu [24].....	I-30
Figure 19 : Evolution de la zone bombée et cisailée en fonction de la température et du jeu entre les outils [24].....	I-32
Figure 20 Géométrie du modèle en cisaillement pur homogène [35]. ....	I-33
Figure 21 : Géométrie du modèle en zone de tension ; état initial (A) et déformé (B) [36]. ....	I-34
Figure 22 : Géométrie du modèle curviligne [37]. ....	I-35
Figure 23 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique ; essais de compression à différentes vitesses et températures pour une fonte GS à matrice ferritique [38]. ....	I-35
Figure 24 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique ; essais de compression à différentes températures pour une fonte GS ferritique à 3,3%Si à vitesse élevée (10 s – 1 ) [6]. . I-36	I-36
Figure 25 : Evolution de la contrainte à 5% de déformation et évolution de l'allongement à la rupture en fonction de la température pour des fontes GS ferritisées à différents teneurs de Si (a et b) et influence des différents types de moule (c et d) [39]. ....	I-37
Figure 26 : Ruptures fragile et ductile lors d'un essai de traction. ....	I-40
Figure 27 : Rupture fragile transgranulaire en surface de clivage dans une fonte GS perlitique (A) et intergranulaire dans une fonte GS martensitique (B) [49]. ....	I-41
Figure 28 : Rupture ductile d'une fonte GS ferritique [49]. ....	I-41
Figure 29 : Mécanismes de nucléation des cavités [51]. ....	I-42
Figure 30 : Différents modes de coalescence [59]. ....	I-44
Figure 31 : Transition fragile-ductile pour un acier en fonction de la température pour différents états d'érouissage (A) [66] et pour différentes conditions de vitesse (B) [63]. ....	I-45
Figure 32 : Différents sites d'amorçage de la zone fragile en rupture mixte [63]. ....	I-46

Figure 33 : Géométrie de l'éprouvette (A) et faciès de rupture mixte observé lors du cisaillement à chaud d'une FGS ADI (B) [7].	I-46
Figure 34 : Epreuve axisymétrique entaillée et élément de volume dans la section réduite [68].	I-48
Figure 35 : Géométrie d'éprouvette CT (A) et allure générale des composantes du tenseur des contraintes dans le plan 2D du défaut (B) [69].	I-49
Figure 36 : Fonction de répartition de $f_{germ}$ [75]	I-51
Figure 37 : Barreaux de FGS de composition ADI utilisés pour la fabrication des éprouvettes.	II-56
Figure 38 : Structure brute de coulée sur barreau (N°9) à cœur après attaque Nital 4% à grossissements différents	II-56
Figure 39 : Courbe rationnelle de traction de la fonte GS étudiée à température ambiante (barreau n°1) à une vitesse de déformation de $2,7.10^{-4} s^{-1}$ et FGS 700-2 et 800-2 à $2,5.10^{-4} s^{-1}$ (norme DIN EN1563)	II-57
Figure 40 : Observations MEB aux grossissements 400x (a) et 1500x (b) du faciès de rupture de l'essai de traction sur la fonte GS étudiée à température ambiante et à $2,7.10^{-4} s^{-1}$	II-57
Figure 41 : Cycle thermique des essais de dilatométrie (courbes confondues)	II-59
Figure 42 : Evolution de la variation relative de longueur au cours du chauffage pour les échantillons longitudinaux et transversaux (barreau n°4)	II-60
Figure 43 : Evolution de la variation relative de longueur au cours du refroidissement pour les échantillons longitudinaux et transversaux (barreau n°4)	II-60
Figure 44 : Structure ferrito-perlitique après attaque Nital 4% : (A) brute de coulée, (B à E) après essais 1 à 4	II-61
Figure 45 : Evolution de la dureté (HB30) lors des essais répétés de dilatométrie (A) et Evolution de la taille de grains (indice G) de ferrite et de perlite (B)	II-62
Figure 46 : Section moyenne et densité nodulaire lors des essais répétés de dilatométrie	II-63
Figure 47 : Histogramme de répartition des superficies des sections nodulaires sur une zone constante de $0,5 \times 0,6 \text{ mm}^2$	II-63
Figure 48 : Evolution du taux des constituants sur la surface totale lors des essais répétés de dilatométrie	II-64
Figure 49 : Montage (A) et géométrie de l'éprouvette (B) de traction à chaud sur MTS 810	II-65
Figure 50 : Essais de traction à chaud à faibles vitesses de déformation : $3.10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-2} s^{-1}$	II-67
Figure 51 : Essais de traction à chaud à vitesses de déformation élevées : $3.10^{-1} s^{-1}$ et $6.10^{-1} s^{-1}$	II-68
Figure 52 : Essais de traction à 900°C pour différentes vitesses de sollicitation	II-68
Figure 53 : Essais de traction à 950°C pour différentes vitesses de sollicitation	II-69
Figure 54 : Essais de traction à 1000°C pour différentes vitesses de sollicitation	II-69
Figure 55 : Essais de traction à $3.10^{-4} s^{-1}$ pour les trois températures	II-70
Figure 56 : Essais de traction à $3.10^{-2} s^{-1}$ pour les trois températures	II-70
Figure 57 : Essais de traction à $2,7.10^{-1} s^{-1}$ pour les trois températures	II-71
Figure 58 : Essais de traction à $6,3.10^{-1} s^{-1}$ pour les trois températures	II-71
Figure 59 : Evolution du module de Young en fonction de la température et de la vitesse de déformation	II-72
Figure 60 : Evolution de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% en fonction de la température et de la vitesse de déformation	II-73
Figure 61 : Evolution de la résistance maximale en fonction de la température et de la vitesse de déformation	II-73

Figure 62 : Schéma du positionnement de l'étude micrographique après rupture sur éprouvette de traction.....	II-74
Figure 63 : Etude micrographique longitudinale après rupture dans les quatre zones caractéristiques à 900°C fonction de la vitesse de déformation.....	II-75
Figure 64 : Etude micrographique longitudinale après rupture dans les quatre zones caractéristiques à 950°C fonction de la vitesse de déformation.....	II-76
Figure 65 : Etude micrographique longitudinale après rupture dans les quatre zones caractéristiques à 1000°C fonction de la vitesse de déformation.....	II-76
Figure 66 : Faciès de rupture à différents grossissements pour un essai de traction à chaud (900°C – 0,6 mm/s).....	II-77
Figure 67 : Exemple de multiples macrofissures sur éprouvette post mortem.....	II-77
Figure 68 : Evolution de la densité nodulaire (nodule/mm <sup>2</sup> ) pour trois zones caractéristiques en fonction des conditions d'essai.....	II-78
Figure 69 : Evolution du pourcentage nodulaire pour trois zones caractéristiques en fonctions des conditions d'essai.....	II-79
Figure 70 : Evolution du facteur de forme pour quatre zones et trois nodules caractéristiques en fonctions des conditions d'essai.....	II-80
Figure 71 : Montage expérimental et géométrie de l'éprouvette entaillée.....	II-81
Figure 72 : Essais de traction sur éprouvettes entaillées à chaud à vitesses élevées : 6 mm.s – 1 et 18 mm.s – 1.....	II-82
Figure 73 : Macrographies des plans de rupture et faciès pour les différents essais sur éprouvettes entaillées.....	II-83
Figure 74 : Macrographies longitudinales des différents essais sur éprouvettes entaillées.....	II-84
Figure 75 : Microstructure au voisinage du fond d'entaille (A) et changement de trajectoire de la macrofissure (B).....	II-84
Figure 76 : Montage avec tas plats (A) et géométrie (B) de l'éprouvette de cisaillement « chapeau » sur MTS 810.....	II-85
Figure 77 : Coupe radiale sur éprouvette chapeau avec effet tonneau observé après rupture.....	II-85
Figure 78 : Zone de cisaillement théorique [40].....	II-86
Figure 79 : Courbes en contrainte et déformation équivalentes pour les essais de cisaillement chapeau à 950°C.....	II-87
Figure 80 : Courbes en contrainte et déformation équivalente aux températures de 900°C et 1000°C pour les vitesses de déformation de 38s <sup>-1</sup> et 105s <sup>-1</sup> .....	II-87
Figure 81 : Evolution de la structure nodulaire dans la bande de cisaillement.....	II-88
Figure 82 : Micrographies (grossissement x10 et x20) des nodules déformés post-mortem dans la bande de cisaillement pour une vitesse de déformation de 3,5.10 – 2s – 1 à 950°C.....	II-89
Figure 83 : Micrographies (grossissement x10 et x40) des nodules déformés post-mortem dans la bande de cisaillement pour une vitesse de déformation de 3,6 s – 1 à 950°C.....	II-89
Figure 84 : Micrographies (grossissement x10 et x40) des nodules déformés post-mortem dans la bande de cisaillement pour une vitesse de déformation de 105 s – 1 à 950°C.....	II-89
Figure 85 : Schématisation de la courbe de traction uniaxiale en contrainte-déformation avec et sans couplage de l'endommagement ductile [95]......	III-92
Figure 86 : Approximation par des lois puissances des courbes de traction expérimentale à 0,64 <sup>s-1</sup> pour l'obtention des paramètres initiaux A, B et n.....	III-94
Figure 87 : Démarche d'identification sous ABAQUS avec SiDoLo.....	III-95
Figure 88 : Maillage tridimensionnel hexaédrique de l'éprouvette de traction (A) et conditions aux limites de l'essai (B).....	III-97

Figure 89 : Comparaison des courbes d'effort en fonction du déplacement expérimentale et identifiées pour l'essai de traction à 900°C.....	III-99
Figure 90 : Comparaison des courbes d'effort en fonction du déplacement expérimentale et identifiée pour l'essai de traction à 950°C.....	III-99
Figure 91 : Comparaison des courbes d'effort en fonction du déplacement expérimentale et identifiée pour l'essai de traction à 1000°C.....	III-100
Figure 92 : Champ de contrainte de Von Mises et fraction volumique de vide à la rupture correspondant au dernier pas de temps (t=0,38s) de l'essai de traction à 900°C.....	III-100
Figure 93 : Champ de contrainte de Von Mises et fraction volumique de vide à la rupture correspondant au dernier pas de temps (t=0,412s) de l'essai de traction à 950°C.....	III-101
Figure 94 : Champ de contrainte de Von Mises et fraction volumique de vide à la rupture correspondant au dernier pas de temps (t=0,4532s) de l'essai de traction à 1000°C.....	III-101
Figure 95 : Porte pièce du démonstrateur.....	IV-103
Figure 96. Angles d'arête d'outil (a) et jeu entre l'outil de coupe et le support inférieur(b). .....	IV-104
Figure 97 : Configuration de l'outillage de démasselotage instrumenté.....	IV-105
Figure 98 : Courbes d'évolution de la température en fonction du temps au niveau du col de masselotte relatives aux trois essais.....	IV-105
Figure 99 : Zoom sur l'intervalle de température pour la réalisation du démasselotage.....	IV-106
Figure 100 : Distribution de la température au plan de joint de la tête de bielle avec masselotte à t+7s (A) et t+10s (B).....	IV-107
Figure 101 : Distribution de la température dans la section cisailée du col de masselotte à t+7s (A) et t+10s (B). .....	IV-107
Figure 102 : Critères de notation retenus pour l'évaluation du faciès de coupe.....	IV-108
Figure 103 : Effets des paramètres en notation standardisée sur la qualité de la surface découpée. . IV-112	
Figure 104 : Surface de réponse de la qualité de surface découpée en fonction de l'angle d'arête de coupe et de la température. ....	IV-113
Figure 105 : Plan de coupe pour observations de la microstructure. ....	IV-114
Figure 106 : Schéma type d'une cartographie de la microstructure sous la surface de coupe. ....	IV-114
Figure 107. Facies de rupture pour $Q_{\text{facies}} = 5$ (a), micrographie de la structure en coupe (b), observations MEB du faciès avec un grossissement de 330× (c) et de 2000× (d). ....	IV-115
Figure 108. Facies de rupture pour $Q_{\text{facies}} = 1$ (a), micrographie de la structure en coupe (b), observations MEB aux grossissements 200× (c) et 1000× (d) de la zone arrachée.....	IV-116
Figure 109. Courbes d'effort en fonction du déplacement lors de l'opération de démasselotage ; (a) et (b) correspondent respectivement au faciès de meilleure qualité et au faciès avec le défaut le plus important.....	IV-117
Figure 110: Comparaisons des propriétés mécaniques des fontes GS [103].....	129
Figure 111 : Schéma du cycle thermique de trempé étagée pour l'obtention d'une fonte ADI [104]. .....	129
Figure 112: Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS [86].....	130
Figure 113 : Structure obtenue en fonction du temps de maintien (avec « zone idéale process ») [104] .....	131
Figure 114: Microstructures type des fontes à matrice ausferritique : .....	131
Figure 115 : Application du tronçonnage au démasselotage [107] .....	132
Figure 116 : Mode de transfert Plasma [19] :.....	133
Figure 117 : Analyses selon différents plans de coupe de la microstructure de la fonte brute de coulée .....	133

Figure 118 : Evolution de la structure en fonction du plan de coupe sur la fonte brute de coulée ...	135
Figure 119 : Comparaison des courbes de chargement-déchargement avec les essais monotones correspondant .....	136
Figure 120 : Evolution du module de Young lors des cycles de chargement-déchargement .....	136
Figure 121 : Mise en donnée de l'essai 3D de cisaillement sur éprouvette chapeau pour l'étude en simulation de l'influence du maillage. ....	137
Figure 122 : Maillage tétraédrique de l'éprouvette chapeau. ....	138
Figure 123 : Résultats du calcul pour les contraintes de Von Mises avec maillage tétraédrique au moment de l'initiation de la rupture dans la bande de cisaillement. ....	138
Figure 124 : Maillage hexaédrique initial de l'éprouvette chapeau. ....	139
Figure 125 : Résultats du calcul initial pour les contraintes de Von Mises avec maillage hexaédrique au moment de l'initiation de la rupture dans la bande de cisaillement. ....	139
Figure 126 : Maillage hexaédrique raffiné de l'éprouvette chapeau.....	140
Figure 127 : Résultats du calcul pour les contraintes de Von Mises avec maillage hexaédrique raffiné au moment de l'initiation de la rupture dans la bande de cisaillement. ....	140

# Glossaire

ADI : Austempered Ductile Iron

GS : Graphite Sphéroïdal

$\varepsilon_{ij}, \sigma_{ij}$  : Composantes du tenseur de déformation et du tenseur des contraintes

$\gamma$  : Glissement pour les modèles en d'évaluation de l'effort de coupe

$F_{cis}$  : Effort de cisaillement pour les modèles en d'évaluation de l'effort de coupe

$f$  : Coefficient de frottement pour les modèles en d'évaluation de l'effort de coupe

$\varepsilon_{eq}$  : Déformation équivalente

$\sigma_0$  : Limite d'élasticité

$\varepsilon_0$  : Déformation à la limite élastique

$\sigma_s$  : Contrainte limite de la loi de Voce

$T$  : Température

$\dot{\varepsilon}$  : Vitesse de déformation

$n, m$  et  $v$  : Paramètres de la loi de Hollomon

$A, B, C, n$  et  $m$  : Paramètres de la loi de Johnson-Cook

$p, q$  et  $r$  : Paramètres supplémentaires de la loi de Johnson Cook modifiée par Coupard

$T_f, T_0$  et  $T_{rec}$  : Températures de fusion, de référence et seuil de l'adoucissement

$A, m_1, m_2, m_3, m_4, m_5, m_7, m_8$  et  $m_9$  : Paramètres de la loi de Hansel-Spittel

$\overline{\varepsilon}^p$  : Déformation plastique équivalente

$\overline{\Sigma}_m$  : Contrainte moyenne macroscopique

$\dot{E}_{eq}^p$  : Taux de déformation plastique équivalente macroscopique

$T$  : Taux de triaxialité

$s_N, \sigma_N, \varepsilon_N$  : Fonction normale de distribution des cavités, contrainte et déformation moyenne selon cette distribution

$K$  : Constante de Rice et Tracey

$R$  : rayon moyen de cavité

$\bar{\varepsilon}_f$  : Déformation à la rupture

$\Sigma_{eq}$  : Contrainte équivalente de Von Mises

$\sigma_{max}$  : Contrainte maximale des composantes principales du tenseur des contraintes

$C_{Oh.Kob}$  : Critère de rupture de Oh et Kobayashi

$q_1, q_2$  et  $q_3$  : Paramètres du modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman

$f^*$  : Fraction volumique de vide (fvv) fonction de la déformation du modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman

$f_0, f_c, f_f$  : Fraction volumique de vide initial, critique à la coalescence et à la rupture

$\sigma_y$  : Contrainte d'écoulement de la matrice sans porosité

$\dot{\overline{E}}^p$  : Tenseur du taux de déformation plastique

$\overline{\Sigma}, \overline{\Sigma}'$  : Tenseur des contraintes et Tenseur déviatorique des contraintes macroscopiques

$\dot{\Lambda}$  : Multiplicateur plastique

$J_3$  : Troisième invariant des contraintes déviatoriques

$\Theta_L$  : Angle de Lode

$q_4$  et  $q_5$  : Paramètres du modèle de Xue

$k_w$  : Paramètre du modèle de Nahshon

$\Omega(T)$  : Variable de Nielsen fonction du taux de triaxialité



## Introduction générale

### *Le contexte industriel :*

Le contexte économique et environnemental actuel oblige les motoristes à réduire au maximum les masses en mouvement afin de réduire les consommations de carburant ainsi que les émissions de CO<sub>2</sub>. La nouvelle norme de l'Union Européenne a fixé à 95 g de CO<sub>2</sub> par kilomètre à l'horizon 2020. Or pour réduire d'un gramme de CO<sub>2</sub> les émissions, il faut réduire la masse d'un véhicule thermique de 10 kg à 12 kg. La conception d'une nouvelle bielle s'inscrit dans ce programme de downsizing garantissant des moteurs plus performants et plus sobres. L'entreprise « Ateliers des Janves » (ADJ), spécialiste de la bielle forgée pour l'automobile et le poids lourd participe à cette innovation en menant des programmes de Recherche et Développement en partenariat avec les motoristes. L'objectif de cette démarche est d'être une force de proposition face à ces nouvelles exigences.

### *L'innovation dans l'entreprise :*

L'entreprise forge des bielles en acier sécable et en acier à dispersoïdes (exemple SplitAsco 70 : C70S6). Ces aciers présentent un compromis optimal entre la sécabilité, l'usinabilité et les propriétés mécaniques. La sécabilité est une propriété recherchée afin de séparer la tête de bielle en deux parties sans opération d'usinage. Dans sa stratégie d'innovation, l'entreprise a recherché de nouveaux matériaux ayant des caractéristiques mécaniques supérieures aux matériaux conventionnels. Un projet de recherche et développement (Projet PUMA ADJ) a abouti au dépôt de deux brevets (FR n°2839727 et FR n2866351) sur la fonte à graphite sphéroïdal (GS) forgée dans la « chaude de coulée ».

Le nouveau processus de fabrication de bielle développé par ADJ s'appuie sur un procédé hybride, combinant la fonderie et la forge, appliqué à la fonte GS. Cette innovation combine les avantages de la fonte GS coulée en coquille (densité nodulaire, recyclage des matières premières) et les avantages du forgeage en conteneur fermé (caractéristiques mécaniques, précision géométrique et dimensionnelle). Les bielles en fonte ADI (austempered ductile iron) forgées présentent ainsi un bon compromis entre ductilité, tenue en fatigue et masse volumique (7200 kg.m<sup>-3</sup>). La combinaison des procédés de forgeage et de fonderie est déjà appliquée au travers du procédé Cobapress (Saint Jean Industries) mais uniquement pour les alliages d'aluminium [Brevet N EP 0 119 365].

L'optimisation globale du procédé de fabrication des bielles en fonte ADI, obtenue dans la chaude de coulée, présente ainsi un gain énergétique important et une réduction des coûts de production par rapport aux bielles forgées en acier. L'élaboration dite « dans la chaude de coulée » permet de s'affranchir des étapes de remontée en température très consommatrices d'énergie.

### *La présentation du nouveau processus de fabrication des bielles :*

Le cycle thermique se décompose en trois étapes importantes que sont la fonderie suivie de la forge et du traitement thermique final.

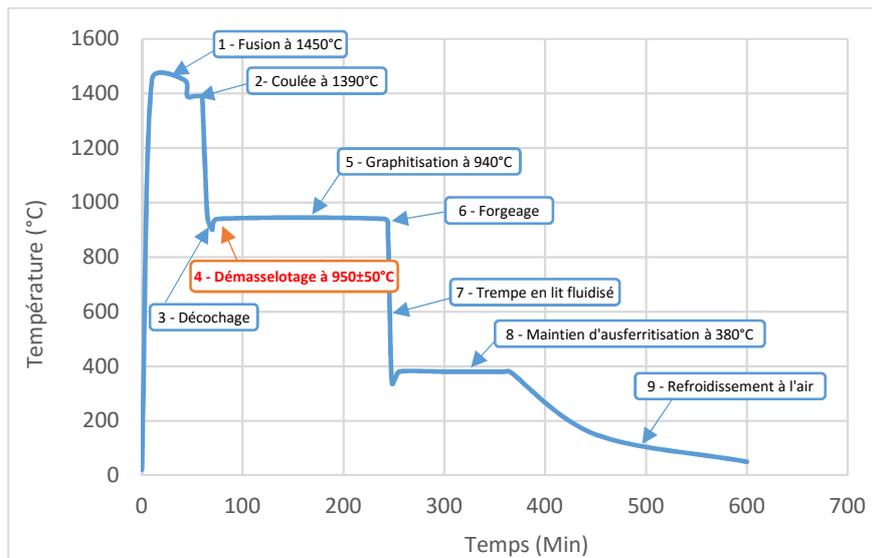


Figure 1 : Cycle thermique et décomposition du process Fonte ADI HC [ADJ]

La fonte GS est élaborée dans un four de fusion à 1450°C à partir de fonte neuve, d'acier de composition contrôlée, de jets de fonte ainsi que des éléments de d'alliage nécessaire à l'obtention de la structure ausferritique. Cette fonte est coulée par gravité à une température de 1390°C en coquille. Le refroidissement rapide dû au moule métallique permet d'obtenir une microstructure nodulaire particulière [1] [2] présentant un nombre de nodule important (2000 nodules/mm<sup>2</sup>) et de petite taille (diamètre moyen de 10 µm). Cette caractéristique est nécessaire à l'obtention des propriétés mécaniques recherchées. La grappe est maintenue à 950°C en four de graphitisation après décochage à chaud afin de dissoudre les carbures primaires (cémentite). Le démasselotage intervenant à la suite de la graphitisation consiste en la découpe des liaisons aux attaques et aux masselottes afin de pouvoir procéder au forgeage des bielles en conteneur fermé. Le forgeage en conteneur permet de réduire au maximum la matière engagée lors du forgeage et empêche la formation de zones fortement déformées lors du filage en bavure. Ce procédé de forgeage favorise le contrôle d'un taux de déformation de l'ordre de 16% [3], conférant les hautes caractéristiques mécaniques à la fonte GS ADI. La bielle forgée est ensuite soumise à une trempe étagée en lit fluidisé et est maintenue à la température de 380°C afin d'obtenir la structure ausferritique supérieure (Annexe A). La bielle est enfin refroidie à l'air libre.

#### *Le verrou technologique :*

Le démasselotage à chaud des bielles, objet de notre étude, impose une opération de découpe des cols de masselotte à une température comprise entre 900°C et 1000°C. Les premiers essais de démasselotage réalisés par l'entreprise, sur un outillage d'ébavurage de forge conventionnel, ont montré un endommagement de la bielle. Cet endommagement est caractérisé par une combinaison d'un faciès de rupture ductile et fragile à partir duquel se propagent de profondes déchirures et cavités, préjudiciables à la suite du process. Le verrou technologique consiste à concevoir un démonstrateur de démasselotage à chaud découpant les cols de masselotte sans endommagement afin de garantir une bonne santé de la bielle avant l'opération de forgeage en conteneur fermé. L'optimisation des paramètres de démasselotage (géométrie d'outil, vitesse de coupe, température, jeu) respectera un double

objectif à savoir un découpage sans endommagement et avec un temps minimum afin des respecter les cadences industrielles.

*Le plan général du mémoire :*

Le mémoire comporte quatre chapitres :

*Premier chapitre : Etat de l'art*

Ce chapitre présente une étude bibliographique sur les différents procédés de découpe des métaux et sur les lois de comportement et d'endommagement susceptible d'être appliquée à la fonte GS. Une première partie présente l'élaboration de la fonte GS ainsi que ses propriétés mécaniques et métallurgiques. L'étude sur les procédés de découpe a permis de montrer les quatre étapes essentielles lors cette opération ainsi que les facteurs influents sur la qualité de la surface découpée. Les différentes formulations analytiques pour calculer l'effort de coupe ont été présentées. Différents modèles de comportement et d'endommagement ont été recensés et particulièrement les modèles régissant les matériaux poreux et leurs extensions prenant en compte le taux de triaxialité. Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman décrivant l'endommagement ductile par l'évolution de la fraction volumique de vide a fait l'objet d'une étude approfondie.

*Deuxième chapitre : Caractérisation expérimentale de la fonte GS*

La première partie de ce chapitre décrit les essais mécaniques de traction et de cisaillement à chaud. Cette étude expérimentale prend en compte l'influence de la température de la fonte GS et de la vitesse de déformation. L'étude de la température est effectuée entre 900°C, température supérieure au seuil d'austénitisation jusqu'à 1000°C, température de sortie de coquille de coulée. La plage de vitesse étudiée varie entre  $6 \cdot 10^{-3} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  et  $18 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , dont la vitesse maximale correspond à la limite de la machine de traction. Les résultats de ces essais sont présentés sous forme de courbes de contrainte-déformation en fonction de la température et de la vitesse de déformation qui seront utilisés lors de l'identification des coefficients du modèle GTN. Une étude des faciès de rupture et de la microstructure a été conduite sur les différentes éprouvettes afin de définir le mode de rupture ainsi que de calculer du taux de porosité.

*Troisième chapitre : Identification des paramètres de la loi de comportement et d'endommagement GTN.*

Le modèle de comportement et d'endommagement de type GTN a été retenu pour l'opération de démasselotage à chaud de la fonte GS en raison de la porosité du matériau étudié. Ce modèle est régi par neuf coefficients,  $q_1, q_2, q_3, f_N, \varepsilon_N, S_N, f_0, f_C$  et  $f_f$ , fonction de la température et de la vitesse ainsi que trois coefficients  $A, B$  et  $n$ , nécessaires à la définition de la loi d'écoulement plastique de type puissance de la matrice. Compte tenu du temps d'étude et du domaine d'application, seuls les cinq paramètres :  $f_C, f_f, A, B$  et  $n$  seront identifiés sur le logiciel SiDoLo. Les valeurs des autres paramètres seront définies à partir des résultats obtenus par l'étude bibliographique. Le modèle GTN, déjà implémenté dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS, et utilisé avec une sous-routine VUHARD permettant

d'identifier les paramètres de la loi de comportement de type puissance. Ce modèle devrait permettre de simuler l'opération de démasselotage à chaud.

*Quatrième chapitre : Optimisation des paramètres de démasselotage.*

Cette partie présente le démonstrateur de démasselotage à chaud permettant de mesurer les efforts et le déplacement de l'outil. Une série d'essai établie à partir d'un plan d'expérience Taguchi  $L_{18}$  a été réalisée sur ce démonstrateur. Ce plan compte quatre facteurs (température de la bielle, jeu avec les outils, vitesse de coupe et angle d'arête de coupe) à trois niveaux dans lequel la qualité de la surface découpée est évaluée. Cette évaluation est effectuée à partir d'une notation comprise entre 1 et 5 selon une grille de défaut. Les réponses obtenues permettent d'obtenir un modèle empirique du second degré et de rechercher la configuration optimale afin d'obtenir un démasselotage sans défaut. L'analyse des courbes d'effort-déplacement et des faciès de coupe permet d'étudier les modes de rupture et les causes d'apparition du défaut de démasselotage.

# I. Etat de l'art

## I.1. Introduction

Ce chapitre décrit premièrement le processus hybride de fabrication de bielle en fonte ADI. Les caractéristiques principales de la fonte GS sont recensés afin de comprendre le rôle de ses différents constituants. Les bielles ainsi réalisées en fonte GS ADI présentent des caractéristiques mécaniques comparables aux aciers forgés pour une masse volumique plus faible contribuant à l'allègement des véhicules.

Ces bielles coulées en fonte GS doivent être démasselotées sans endommagement. Une étude bibliographique sur les principaux travaux relatifs à la découpe des métaux à froid et à chaud est réalisée notamment sur la caractérisation expérimentale et la simulation numérique du procédé.

L'opération de démasselotage à chaud par cisaillement génère des fissures ou des arrachements liés à un changement de mode de rupture. Une mauvaise qualité de la surface découpée est fortement préjudiciable pour la suite du processus de fabrication de la bielle. Les modèles d'évaluation de l'effort de coupe sont présentés afin d'établir une première approche de la modélisation du procédé de démasselotage. Un état de l'art sur les modèles de comportement et d'endommagement ductile est effectué afin d'alimenter les outils de simulation utilisant la méthode des éléments finis. La transition ductile fragile est par ailleurs étudiée afin de comprendre les mécanismes mis en jeu lors de l'apparition du défaut. La nature particulière de la microstructure de la fonte GS nécessite l'utilisation de modèles de type Gurson basés sur l'évolution de la fraction volumique de porosité. Les différentes améliorations successives du modèle de Gurson sont détaillées en fin de chapitre.

## I.2. Processus hybride de fabrication de bielle automobile en fonte ADI moulée forgée

### I.2.1. Développement du processus de fabrication des billes en fonte ADI à hautes caractéristiques

La fonte à graphite sphéroïdal ADI (Austempered Ductile Iron) permet de concurrencer les aciers forgés dans de nombreuses applications telles que la fabrication de vilebrequins [4]. Le processus développé par les Ateliers des Janves permet une amélioration des caractéristiques mécaniques (Figure 2) par l'adjonction d'une étape de forgeage dans la continuité du processus de fonderie (« chaude de coulée »). La littérature présente, en effet, plusieurs travaux démontrant l'influence du taux de déformation sur la morphologie des nodules de graphites et sur les caractéristiques mécaniques de la fonte à graphite sphéroïdal ([5] ; [6] ; [7] ; [8] ).

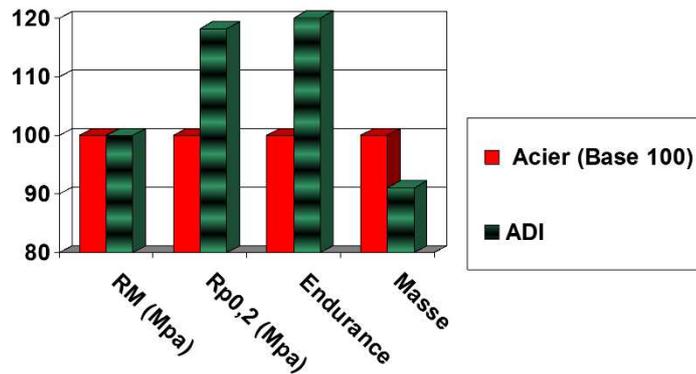


Figure 2 : Comparaison relative des caractéristiques mécaniques de la Fonte ADI HC et d'un acier C70<sup>1</sup>.

L'étude de faisabilité du processus mis au point par les Ateliers des Janves a porté sur la coulée en coquille (usuellement utilisée pour la fonte à graphite lamellaire) et le forgeage en conteneur fermé de la fonte à graphite sphéroïdal. La recherche d'une solution optimale pour le démasselotage à chaud a été étudiée en tirant profit de l'expérience acquise par les forgerons des Ateliers des Janves ainsi que de l'expérience des fondeurs partenaires.

La fonte GS, brute de coulée, à une structure ferrito-perlitique et se transforme après trempe en structure ausferritique appelée ADI. Le traitement d'ausferritisation est détaillé en annexe A. La composition massique spécifique est présentée dans le Tableau 1:

%Fe	%C	%Si	%Mn	%Cu	%Ni	%Mo	%Mg	%S	%P	%Cr	%Al
base	3,7-	2,6-	0,2-	0,7-	0,45-	0,25-	0,025-	0,01	0,03	0,01	0,01
	3,8	2,7	0,3	0,8	0,55	0,3	0,035				

Tableau 1 : Composition massique de la fonte ADI HC<sup>1</sup>.

L'ajout de nickel, de cuivre et de molybdène à la fonte GS [9] favorise la décomposition homogène de la microstructure en ausferrite supérieure lors de la trempe et du maintien à 380°C.

La conception de l'outillage exige le respect de certaines fonctions spécifiques à la fonderie en coquille (Figure 3). La fonte est coulée par gravité au travers d'un chenal et d'une attaque qui alimentent le pied de la bielle. Des masselottes, situées au-dessus de chaque pièce, compensent le retrait de la fonte et constituent une réserve pour les impuretés surnageantes. L'opération de démasselotage dans nos travaux de recherche consiste à découper à chaud les masselottes ainsi que les attaques afin de pouvoir procéder au forgeage en conteneur fermé.

<sup>1</sup> Ateliers des Janves, « Projet PUMA : Mise au point de bielle en fonte forgée, » 2005.

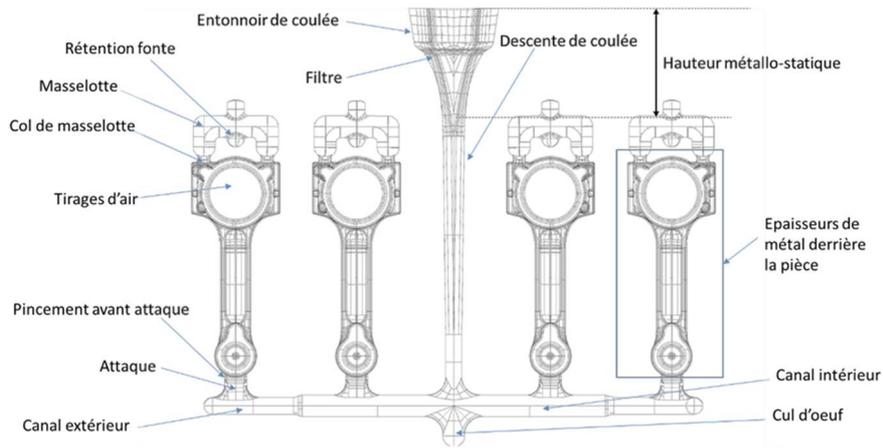


Figure 3 : Conception de la coquille<sup>2</sup>.

L'étape de démasselotage s'appuie sur l'expérience acquise par les Ateliers des Janves lors de l'ébavurage à chaud des aciers. Le démasselotage s'effectue avant forgeage dans la « chaude de coulée » soit à une température de  $950 \pm 50^\circ\text{C}$ . Dans cette gamme de température, la matrice de la fonte est austénitique. La grosseur du grain d'austénite dépend de l'histoire thermique de la pièce et de la taille des nodules de graphite. Les structures obtenues sur ces fontes et leurs comportements thermomécanique dépendent fortement de ces deux paramètres.

### 1.2.2. Essais préliminaires de démasselotage

Lors de la pré-étude, des outillages ont été réalisés en reprenant les géométries d'outils et les paramètres de la presse pour l'opération d'ébavurage à chaud des aciers. Les outillages présentent une géométrie particulière caractérisée par un plat de 4mm rechargé de stellite-6 et d'un angle de coupe de  $87^\circ$  (Figure 4).

Ces premiers essais de démasselotage ont fait apparaître dans la zone cisailée de profondes déchirures se propageant vers le cœur de la pièce (Figure 5). Le faciès de rupture endommagé se caractérise par une partie cisailée, puis par une partie arrachée présentant de profondes fissures suivant un plan incliné et se terminant par une bavure résiduelle.

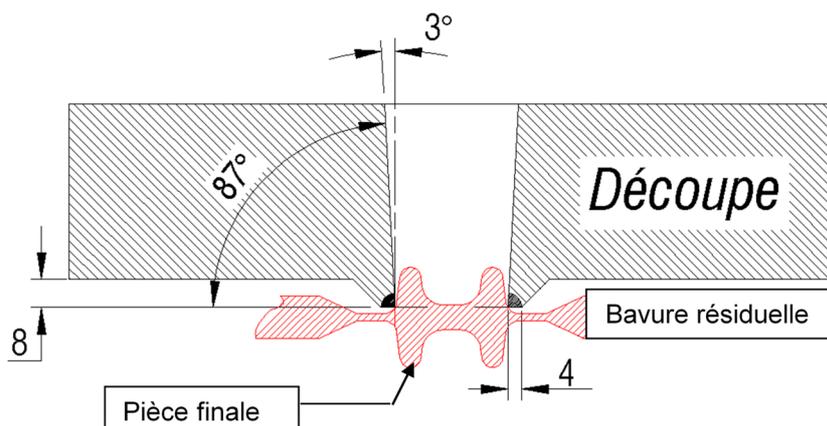


Figure 4 : géométrie de l'outillage d'ébavurage<sup>2</sup>.

<sup>2</sup> Documents internes – Ateliers des Janves

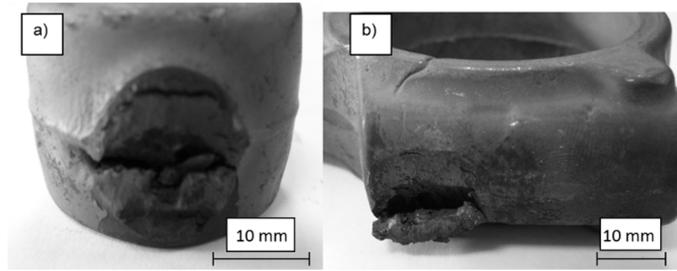


Figure 5 : Faciès de découpe après démasselotage à chaud avec un outil d'ébavurage au niveau du pied (a) et de la tête de bielle (b)<sup>3</sup>.

L'analyse des faciès au microscope électronique à balayage (MEB) a permis de révéler les différents modes de rupture en présence sur le pied et la tête de bielle (Figure 6). Une rupture de type fragile intergranulaire est localisée au niveau du pied (Figure 6A) et une rupture du type ductile avec des cupules apparaît sur la tête de bielle (Figure 6B).

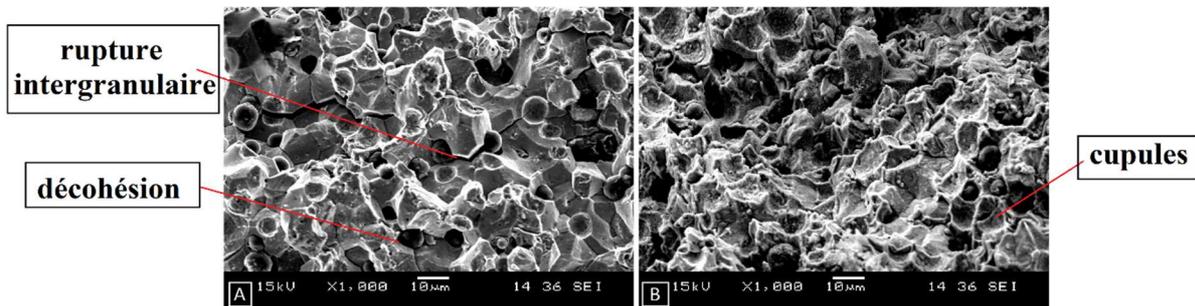


Figure 6: Faciès de rupture des bielles FGS ADI HC ébavurées<sup>3</sup>.  
 A : rupture intergranulaire fragile au niveau du pied de bielle  
 B : rupture ductile (cupules) au niveau de la tête de bielle

Les différences observées peuvent être liées à plusieurs facteurs tels que la géométrie de la section découpée, la distribution de température ou le type de structure locale de la fonte.

Une étude préliminaire de l'effet de la température entre 950°C et 1050°C (Figure 7) sur la découpe et l'endommagement du faciès a été conduite<sup>3</sup>. L'augmentation de la température ( $\Delta T=100^\circ\text{C}$ ) a montré une diminution de la zone déchirée.

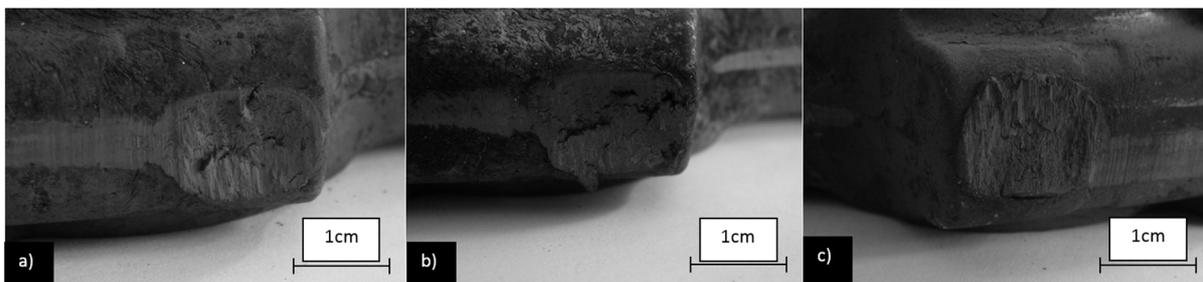


Figure 7: Effet de la température sur l'évolution du faciès de coupe (a-950 °C; b-1000 °C; c-1050°C)<sup>3</sup>.

Cette étude préliminaire a montré un endommagement systématique lors de l'opération de démasselotage préjudiciable à la suite du process. Les travaux de cette thèse ont pour objet de lever le verrou technologique relatif à cet endommagement.

### 1.2.3. La Fonte à graphite sphéroïdal

Le processus développé par ADJ s'est axé sur l'utilisation d'une fonte à graphite sphéroïdal réduisant ainsi la masse de la bielle. Ce type de fonte diffère des autres fontes grises

<sup>3</sup> Ateliers Des Janves, Compte rendu d'essais internes de démasselotage de la fonte ADI, 2008.

lamellaires (Figure 8-A) et vermiculaires (Figure 8-B) par la morphologie particulière du graphite qui se présente sous forme de nodule (Figure 8-C).

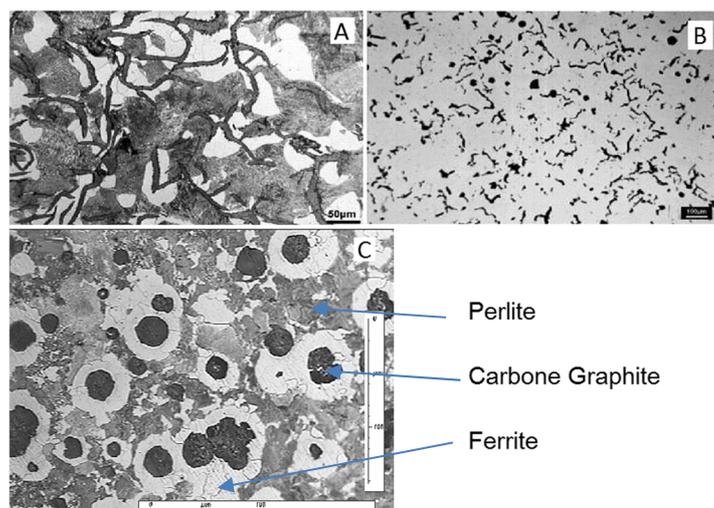


Figure 8 : microstructure des fontes

A : Fonte à graphite lamellaire à matrice ferrito-perlitique ; B : fonte à graphite vermiculaire (non attaquée) et C : fonte à graphite sphéroïdal à matrice ferrito-perlitique.

Le graphite sous forme sphéroïdal est obtenu sous des conditions particulières d'élaboration (composition et étape de traitement). En phase semi-liquide, lorsque la cémentite ( $Fe_3C$ ) se décompose au niveau de la cellule eutectique lors du refroidissement, le carbone se précipite et prend naturellement une forme lamellaire (GL) [10]. Cette forme de graphite est fortement dommageable pour le matériau dû à la création de zones de concentration de contrainte par effet de pointe qui favorise la propagation de fissure [11]. L'ajout d'élément d'addition tel que le magnésium permet au graphite d'obtenir une forme sphérique par diffusion du carbone à travers une paroi d'austénite [12]. Cette forme sphérique permet de s'affranchir de l'effet d'entaille et d'augmenter la ductilité et la tenue en fatigue. Le Tableau 2 montre une augmentation importante de l'allongement à la rupture entre la fonte GL et la fonte GS.

Désignation DIN EN 1561	Fontes à graphite lamellaire				Fontes à graphite sphéroïdal			
	EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJS-350-22-	EN-GJS-400-18-	EN-GJS-400-15	EN-GJS-400-10
Rm (MPa)	150-250	200-300	250-350	300-400	350	400	400	450
Rp (0,1 GL/0,2GS - MPa)	98-165	130-195	165-228	195-260	220	240	250	310
E (GPa)	78-103	88-113	103-118	108-137	169	169	169	169
A%	0,8-0,3	0,8-0,3	0,8-0,3	0,8-0,3	22	18	15	10

Tableau 2 : Comparaison des caractéristiques mécaniques de nuances de FGL et FGS usuelles [13]

L'élaboration de la FGS nécessite l'ajout de deux composants : l'inoculant et le sphéroïdisant. L'inoculant, un alliage de type ferro-silicium, favorise la solidification stable fer-graphite et crée de par ses impuretés des lieux de germination pour le graphite par décomposition de la cémentite. Cet inoculant est introduit juste avant ou pendant la coulée et assurera une répartition homogène du graphite. Le sphéroïdisant, le magnésium, empêche le graphite de se solidifier sous forme de lamelle en retardant la formation des germes de graphite. La surfusion ainsi provoquée va faire germer le graphite en milieu solide à partir des dendrites d'austénite [14]. Dans cette configuration, le graphite n'a plus de direction préférentielle et va croître en rayonnant dans toutes les directions pour obtenir une forme sphérique finale.

Des éléments d'alliages du type alphas tels que l'aluminium, le silicium, le titane favorisent la formation de ferrite alors que les autres éléments tels que le nickel ou le molybdène du type gammagène vont stabiliser l'austénite. L'ajout de molybdène aura tendance à générer des carbures. L'hétérogénéité de la matrice est due à la présence de trois zones distinctes. Ces zones sont fonction de la distance par rapport au nodule de graphite. La répartition des éléments d'alliage va suivre les étapes de solidification de la matrice [15]. Sur la Figure 9, les éléments carburigènes seront retrouvés majoritairement en zone de dernière solidification (III) alors que les éléments graphitants seront regroupés en zone proche du nodule (I). La Zone II est de composition intermédiaire.

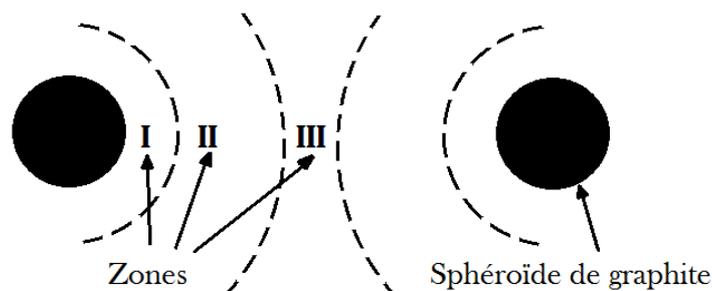


Figure 9 : Zones de ségrégation des éléments d'alliage [15].

Les éléments indésirables sont à contrôler et à minimiser afin qu'ils ne nuisent pas à la qualité de la pièce. Le phosphore ou le soufre (sulfure), par exemple, créent des précipités et des inclusions favorisant le départ de fissures. Le plomb, le bismuth ou l'antimoine amènent quant à eux à une dégénérescence du nodule de graphite [15].

L'étude de la microstructure montre différentes matrices possibles qui seront fonction de l'histoire thermique ainsi que la composition chimique de la fonte. La matrice des fontes GS peut être totalement ferritique, ferrito-perlitique (par ajout de cuivre notamment), perlitique, martensitique, austénitiques ou bainitique (Figure 10). Pour le cas de la bielle, nous recherchons une matrice bainitique présentant des caractéristiques mécaniques proches de l'acier.

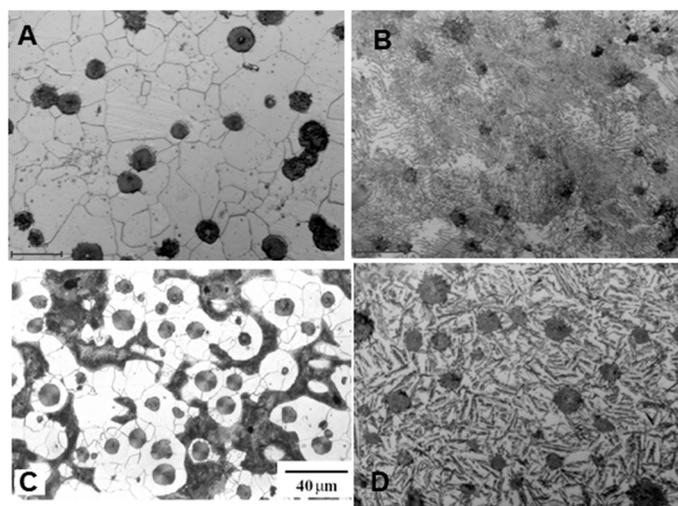


Figure 10 : Exemple de matrice FGS, A : FGS ferritique ; B : FGS perlitique ; C : FGS ferrito-perlitique et D : FGS ADI.

La structure nodulaire de la FGS à chaud (températures supérieures à 0,5 fois la température de fusion) implique un comportement localement hétérogène. En effet, deux composants distincts la définissent : la matrice austénitique et les nodules de graphite. Ces deux composants ont un comportement très différent avec, en outre, une liaison à l'interface faible

conduisant à une décohésion rapide ([16] ; [17] ; [18]). Le matériau étudié peut être considéré comme un matériau poreux au regard des précédentes études sur les nodules ([16] ; [17] ; [18]). Afin d'aborder plus précisément ce comportement, les modèles de comportement et d'endommagement seront présentés (§1.4) après un état de l'art sur les procédés et les défauts liés à la découpe (§1.3.2).

### I.3. Démasselotage des bielles

L'objectif de l'étape de démasselotage est d'obtenir à partir de la grappe de bielles coulées, des bielles détournées, sans masselottes, ni attaque de coulée, aptes à être forgées en conteneur fermé (Figure 11).

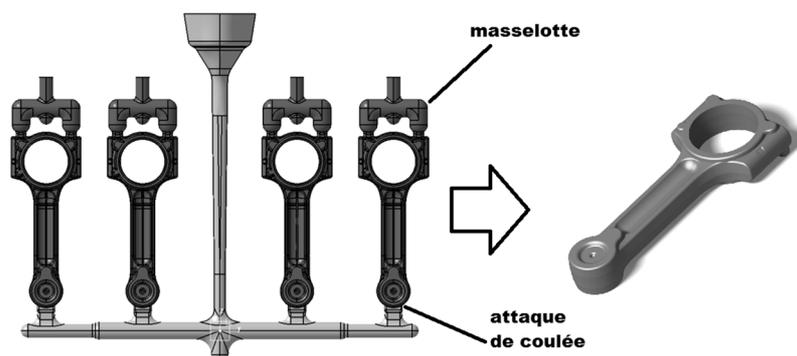


Figure 11 : Grappe de coulée et bielle démasselotée<sup>4</sup>.

Le diagramme FAST (Figure 12) permet de lister les technologies potentiellement applicables à la découpe de masselotte. Les paramètres importants à considérer afin de choisir une méthode appropriée, répondant au cahier des charges, sont la perte de matière première, l'altération de la structure (Zone Affectée Thermiquement - ZAT), la qualité de la découpe, la fiabilité, la rapidité et le coût de la fonction. Le diagramme montre les grandes familles de découpe. D'ores et déjà, nous pouvons éliminer certaines familles comme :

- la fusion par laser du fait de l'encombrement de la buse par rapport à la morphologie de la pièce ;
- la cryogénie car incompatible avec les conditions thermiques du process ;
- les procédés par projection de matière tels que le sablage car incompatible en termes de cadence ;
- l'électroérosion au fil du fait de l'incompatibilité de la présence d'un liquide diélectrique avec les températures élevées.

<sup>4</sup> Documents internes – Ateliers des Janves

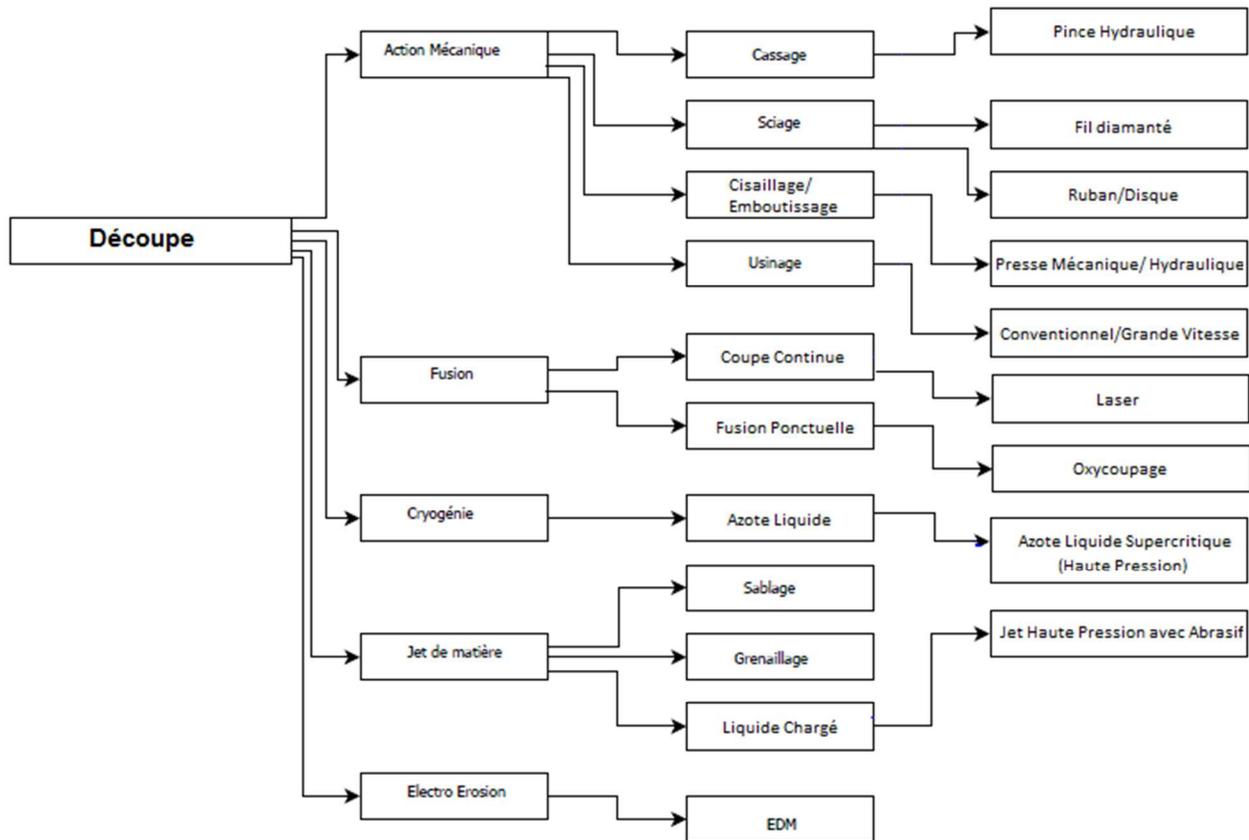


Figure 12 : Diagramme FAST des moyens de démassement potentiels.

Pour le cas du démassement à froid en fonderie, les moyens mécaniques suivants sont couramment utilisés :

- Les chocs et vibrations permettent de séparer à froid les masselottes et canaux dont les sections de raccordement sont faibles.
- Le cassage par mâchoires hydrauliques est une technique usuelle à froid. Elle consiste en l'application d'un effort par l'intermédiaire d'un coin coulissant (Figure 13) entre la pièce et la masselotte jusqu'à rupture. Cette casse nécessite que le col de masselotte soit favorable (géométrie, microstructure) à une rupture fragile.

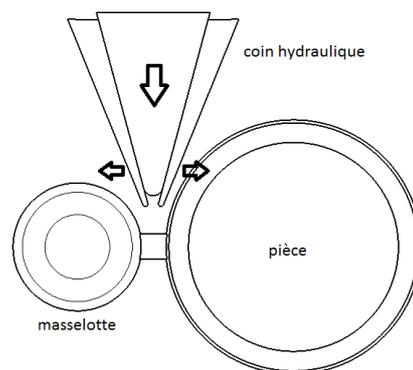


Figure 13: Schéma de mâchoire de cassage hydraulique.

Ces techniques liées au caractère fragile de la fonte ne sont pas directement transposables pour le démassement à chaud du fait du changement de comportement du matériau à haute température. Le démassement des bielles nécessite par ailleurs une découpe franche afin d'assurer une bonne qualité des bielles avant forgeage. Les conditions drastiques de ce process (température, géométries, environnement) ne permettent pas d'envisager toutes les

solutions de découpe disponibles (Annexe B). Après analyse, seul le procédé de découpe par action mécanique se révèle approprié. Un point sur les différentes technologies de la découpe par action mécanique est réalisé par la suite afin d'évaluer la faisabilité technico-économique de celles-ci pour le cas du démasselotage à chaud.

### I.3.1. Procédés de découpe par action mécanique

Le principe consiste à appliquer un effort sur un outil conduisant au cisaillement de la pièce. Cette technique regroupe différentes méthodes comme le poinçonnage ou le cisailage [19]. Le cisailage, solution retenue pour notre étude, consiste en la séparation totale (ou partielle) d'un élément de la pièce par l'intermédiaire de deux lames dont l'une est mobile et l'autre fixe ou mobile ou les deux mobiles (figure 14).

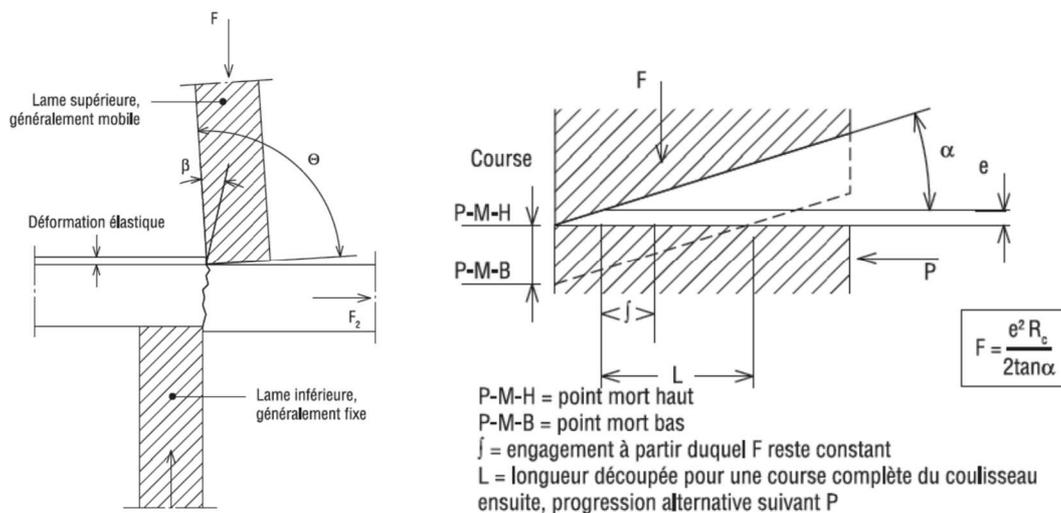


Figure 14 : Principe du cisailage et cisailage à lame oblique [19].

Lors du déplacement des lames, la matière cisailée commence par se déformer élastiquement puis plastiquement jusqu'à la rupture en cisaillement. Le chemin de rupture se propage selon un angle par rapport au déplacement de l'outil ; celui-ci dépend du matériau cisailé et du jeu des outils. Le jeu entre les lames influence la direction de propagation de la rupture ainsi que le type de faciès obtenu. Le cisailage peut créer des fissurations dans le sens du fibrage de la pièce dans le cas d'une rupture fragile. L'angle  $\alpha$  (Figure 14) permet de différencier deux modes de cisailage :

Lorsque  $\alpha = 0$ , le cisailage est parallèle et admet une coupe généralement rectiligne pour un effort important. Lorsque  $\alpha > 0$ , le cisailage est oblique et permet une découpe progressive mais peut déformer la partie découpée qui fléchit [20]. Ce procédé s'apparente fortement à l'ébavurage réalisé sur les aciers à froid comme à chaud. Le cisailage peut se transposer le plus facilement en termes de coût et de technologie au démasselotage à chaud de la fonte GS.

### I.3.2. Description des phénomènes et défauts liés à la découpe par action mécanique

Les essais préliminaires ont été réalisés aux Ateliers des Janves (§1.2.2) dans les conditions de l'ébavurage à chaud pour les aciers. La problématique du démasselotage dans ces conditions est apparentée aux défauts couramment rencontrés lors de la découpe des métaux à froid et notamment sur les faciès de coupe lors du cisailage de tôle. La caractérisation quantitative et qualitative du procédé de découpe à froid regroupe l'analyse de la courbe d'effort de découpe en fonction du déplacement de l'outil, l'aspect de la surface découpée et les principaux

défauts liés à la morphologie du faciès de coupe rencontrés lors de ces opérations à froid ainsi que des conditions d'apparition en fonction des paramètres procédé et des paramètres physiques. Du fait de l'analogie entre l'opération d'ébavurage à chaud des aciers et de démasselotage à chaud des fontes, l'étude se focalisera sur les travaux de recherche sur l'ébavurage pour des températures élevées.

### 1.3.2.1. Caractérisation à froid du procédé de découpe

L'analyse de la courbe de l'effort en fonction de la pénétration de l'outil est une première réponse mesurable pour un essai de découpe. Il permet, outre le fait de contrôler industriellement le bon déroulement de l'opération, de quantifier l'énergie nécessaire à la découpe et d'identifier les différentes phases de coupe. De nombreux auteurs font état de la décomposition des mécanismes intervenants lors de la découpe de tôle. La première décomposition s'appuie sur la courbe d'effort en fonction du déplacement ([21] ; [22]). La Figure 15 explicite les phases suivantes :

- OA : Phase de déformation élastique
- AB : Phase de déformation plastique avec écrouissage
- BC : Phase de déformation plastique avec réduction de section
- CD : Phase d'amorçage de la fissure et propagation jusqu'à la rupture
- DE : Phase d'expulsion de la partie découpée et découpe secondaire du faciès déformé

La dernière phase correspond à l'expulsion de la partie découpée et au cisaillement secondaire du faciès. Le calcul de l'aire sous la courbe jusqu'à l'amorçage de la rupture (Figure 15 – de O à C) permet de calculer l'énergie nécessaire à la découpe, indicateur important pour caractériser le cisailage.

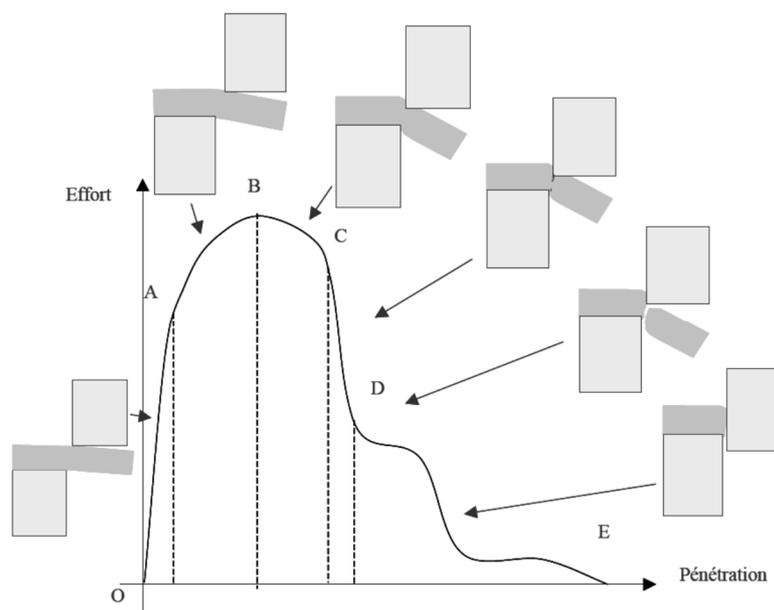


Figure 15 : Décomposition de la découpe sur courbe effort/déplacement [23].

Hampli fait la description des phénomènes intervenant dans chacune de ces phases [22]:

Le premier stade de la déformation intervient en comportement élastoplastique et est relatif à la courbure de la surface supérieure et inférieure de la matière. L'action de l'outil engendre un couple responsable de la flexion de la pièce à découper. La transition dans ce premier stade du comportement élastique à l'écrouissage n'est pas localisée car la répartition de la déformation est hétérogène.

Le deuxième stade est caractéristique du cisaillement de la pièce avec apparition d'une bande continue de déformation plastique (localisation de l'écoulement plastique) quasi parallèle au déplacement de l'outil.

Le troisième stade représente la propagation de la fissure et l'arrachement de la matière avec une localisation importante de la déformation au niveau de l'arête de coupe de l'outil supérieure, responsable de l'amorçage de la rupture. La propagation de la fissure principale ne suit pas le déplacement de l'outil, sa trajectoire est fonction du jeu entre les outils.

Le dernier stade est caractérisé par la formation de la bavure résiduelle issue de la déformation initiale et de la trajectoire de la fissure.

La deuxième décomposition s'appuie sur l'analyse de faciès de coupe. Chaque zone du faciès peut être directement reliée aux phases précédentes.

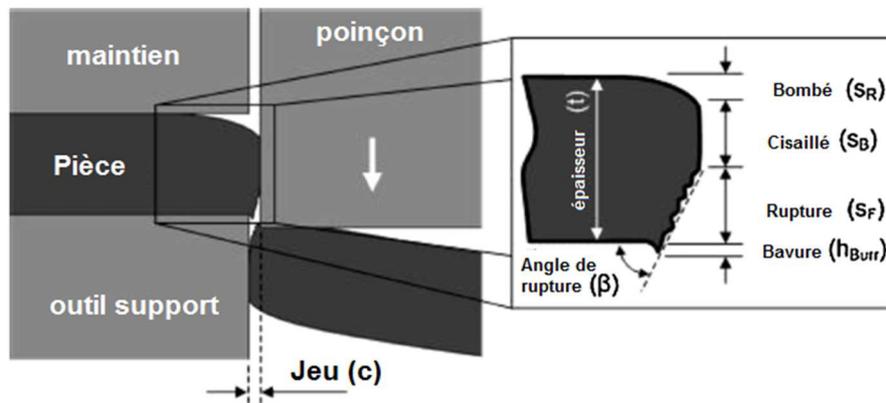


Figure 16 : Décomposition du faciès de coupe [24].

Le faciès de coupe se décompose ainsi en quatre zones caractéristiques sachant que la partie élastique n'est pas visible sur le faciès découpé (Figure 16) :

- $S_r$  : Hauteur bombée correspondant à la zone fléchie en première phase de coupe
- $S_b$  : Hauteur lisse correspondant à la zone plane cisailée
- $S_f$  : Hauteur arrachée correspondant à la zone rompue selon un angle  $\beta$
- $h_{Burr}$  : Hauteur de la bavure résiduelle

Le chemin de déformation jusqu'à la rupture affectant le faciès et l'effort de coupe est piloté par différents paramètres procédé et matériau. Le comportement en découpe de la tôle dépend de différents paramètres tels que le jeu entre l'outil et la pièce (Figure 17), les rayons d'arête, les angles et la vitesse de coupe de l'outil ainsi que des propriétés du matériau comme la dureté, la température et la microstructure [25]. Le principal objectif retenu pour estimer la qualité de la découpe de tôle est une zone plane cisailée maximale ainsi qu'une bavure minimale [23]. Ces critères sont également ceux recherchés dans le cas du démasselotage à chaud avec une absence de fissuration.

L'étude de l'influence des différents paramètres procédé et matériau sur la qualité de la découpe à froid a fait l'objet de nombreux travaux de recherche.

- L'effet du jeu entre l'outil et la matière découpée est un des paramètres le plus influent sur la qualité de la surface cisailée ([22] ; [23]) et sur la trajectoire de la rupture.

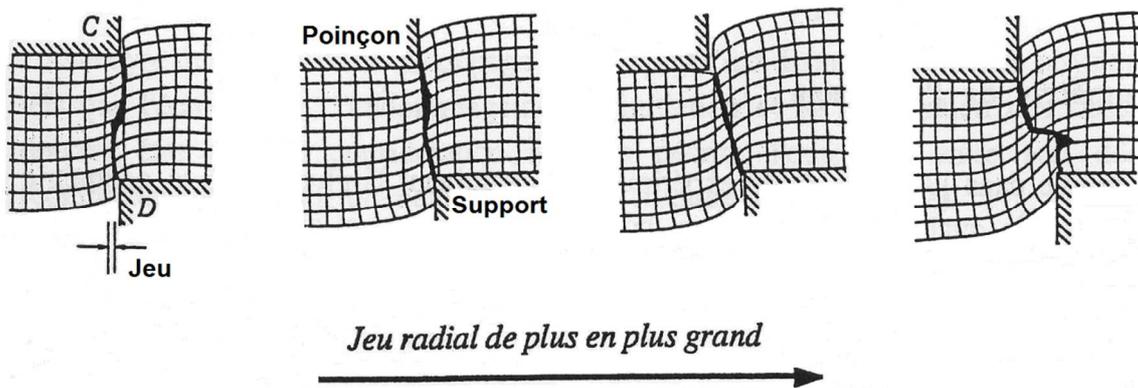


Figure 17 : Trajectoire de la rupture en fonction du jeu avec les outils [22].

Le réglage du jeu permet de faire le compromis entre l'usure de l'outil et l'aspect du faciès de coupe. Hambli relate dans ses travaux que l'augmentation de jeu crée un retard d'amorçage de la fissure et réduit le temps de propagation de celle-ci [22]. La Figure 17 montre que la trajectoire de coupe la plus rectiligne est obtenue pour une valeur de jeu intermédiaire. So étudie expérimentalement et numériquement le cas de l'ébavurage d'un acier allié au bore 22MnB5 en fonction du jeu entre les outils [24]. L'étude montre qu'une augmentation du jeu implique une augmentation de la bavure, de la partie bombée ainsi que de l'angle de rupture caractérisant un bord de coupe non conforme. L'effort de coupe est, en revanche, plus important lorsque le jeu est faible ce qui induit une usure accrue de l'arête de coupe. So déduit de son étude sur l'ébavurage à froid que le jeu ne doit pas excéder 20% de l'épaisseur de la matière découpée (Figure 18). En se basant sur les travaux de Klocke, l'étude détermine que le jeu doit être compris entre 5 et 10% de l'épaisseur de la matière afin d'assurer le compromis entre l'usure de l'arête et l'effort de coupe [26].

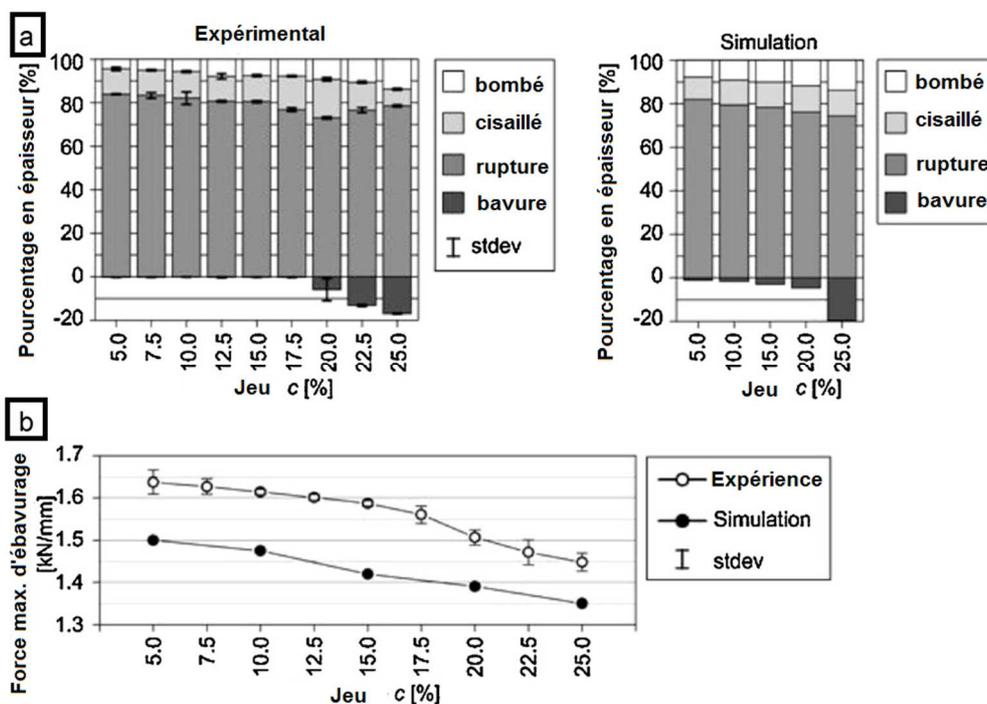


Figure 18 : Evolution du bord de coupe (a) et de la force (b) en fonction du jeu [24].

- Les travaux de recherche relatent l'influence du rayon de l'outil sur la découpe. L'augmentation de celui-ci implique un accroissement de la zone fléchie ( $S_r$ ), de la zone de bavure ( $H_{burr}$ ) (Figure 16) et du déplacement de l'outil à la rupture [24] [27].
- Meunier montre dans le cas d'alliages cuivreux que l'augmentation de la vitesse fait diminuer l'effort de coupe et augmente la pénétration à la rupture ayant pour effet de favoriser une zone cisailée plus importante [28].
- L'effort et l'énergie de découpe sont directement liés aux caractéristiques du matériau. Balendra décrit que l'augmentation de la dureté du matériau fait passer d'une rupture ductile à fragile tout en augmentant l'énergie et l'effort de coupe [29]. Ces propriétés influent sur la répartition des zones sur le faciès de coupe. Gréban montre qu'un matériau fortement écroui comporte une zone de rupture brutale plus importante [30]. Selon les travaux de Goijaerts, la microstructure, notamment la taille de grain influence la propagation de la fissure ainsi que l'effort de coupe [31] [32]. L'effet de la taille de grain devient important dès lors que l'épaisseur de tôle est relativement faible, c'est-à-dire, dimensionnellement proche de la taille du grain.

#### *1.3.2.2. Etudes de la découpe à chaud*

De nombreuses études existent pour le cas du cisailage à froid et se basent principalement sur les cas rencontrés lors de la découpe de tôle. L'application de la découpe par action mécanique à chaud est usuelle pour le cas de l'ébavurage dans la chaude de forge mais reste peu étudiée. Le cas particulier de la découpe de la fonte GS à chaud a été notamment étudié par Fouilland sur un étai limeur [7]. So traite des conditions d'ébavurage à chaud en complément de son étude à froid pour l'acier de type 22MnB5 [24]. Cette étude relate l'évolution du faciès de coupe et de l'usure des outils en fonction des paramètres process tels que la température, la géométrie et l'effort de coupe. Son étude à chaud a été conduite à des températures situées au-delà de la température de formation martensitique ( $M_s \sim 425^\circ\text{C}$ ) soit  $400 < \theta < 750^\circ\text{C}$  pour des jeux qui sont fonction de l'épaisseur de la matière, soit 2,5 ; 5 ; 10 et 15% de l'épaisseur et pour une vitesse constante. Ses résultats (Figure 19) décrivent l'évolution des différentes zones du faciès de coupe en fonction de ces paramètres. Le premier graphe montre que la zone bombée décroît avec l'augmentation de la température de manière de plus en plus accentuée avec la diminution du jeu. Le deuxième graphe montre que la zone cisailée augmente avec la température et avec la diminution du jeu.

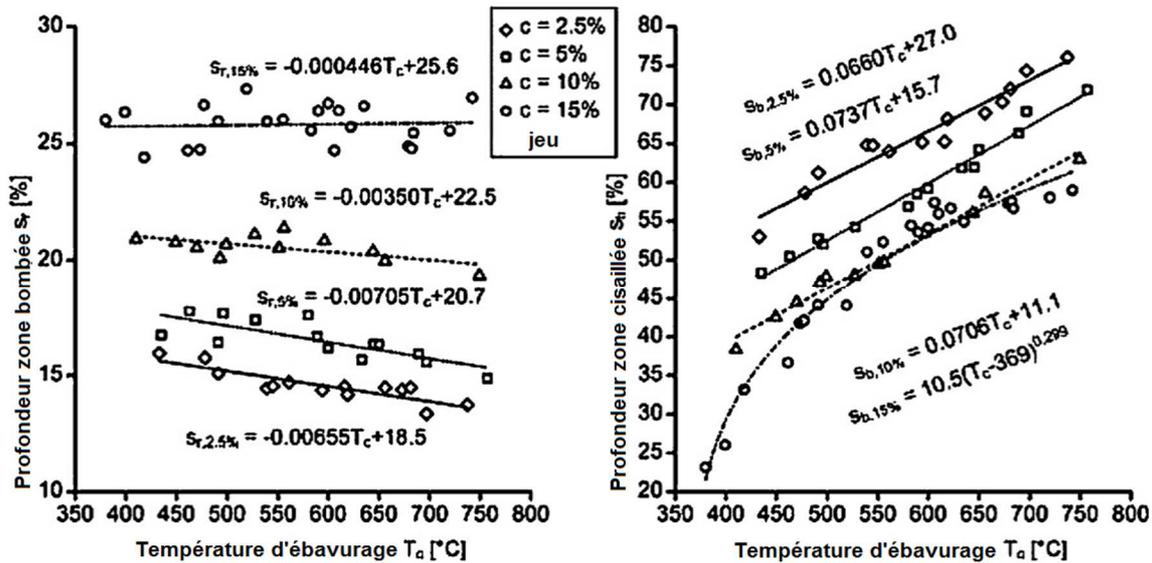


Figure 19 : Evolution de la zone bombée et cisailée en fonction de la température et du jeu entre les outils [24].

So conclut que la précision dimensionnelle ainsi que l'effort de coupe sont fortement dépendant de la température et du jeu. Ses résultats permettent de spécifier une température de découpe optimale au-dessus de laquelle la précision dimensionnelle est réduite. L'analyse de la microstructure montre que le mode de rupture passe de fragile avec de multiples microfissures de surface à ductile pour une température seuil de 650°C pour laquelle de multiples porosités sont créées. Les travaux de Johnson pour les alliages cuivreux montrent de la même manière que l'augmentation de la température abaisse l'effort maximal de découpe [21].

Les paramètres process (jeu, géométrie, vitesse) régissant la découpe sont des critères macroscopiques ayant une influence sur la répartition des différentes zones de la surface découpée. Les modes de ruptures ductile et fragile sont caractéristiques de ces différentes zones et sont relatifs aux modes de sollicitations introduits par la découpe mécanique (cisailage). Les différents modèles de comportement et modèles d'endommagement en relation avec les mécanismes entrant en jeu lors de la rupture sont étudiés dans le paragraphe suivant en mettant en avant le caractère spécifique du démasselotage à chaud de la fonte GS. La structure particulière de cette fonte GS ainsi que la gamme de température du démasselotage (supérieures à la limite d'austénitisation) impliquent de choisir les modèles de comportement et d'endommagement adaptés. Les différents modèles d'endommagement recensés sont fortement dépendants du mode de sollicitation et notamment du taux de triaxialité de contrainte. Dalloz [23] met en avant le fait que les modèles de rupture couramment étudiés sont relatifs à de fort taux de triaxialité. L'application de ces modèles pour le cas du cisailage est, selon Dalloz, sujet à discussion du fait qu'intuitivement le procédé est dominé par le cisaillement et donc par un taux de triaxialité proche de zéro.

#### 1.4. Comportement et endommagement

La connaissance du comportement d'un matériau permet d'appréhender les efforts qui seront mis en jeu (gamme de fabrication, choix de la presse, cadence), ainsi que les défauts susceptibles d'être générés par cette opération de découpe.

##### 1.4.1. Evaluation de l'effort de coupe

Dans le cas de la découpe de tôle à froid, certains modèles analytiques simplifiés ont été proposés afin d'évaluer analytiquement l'effort maximal de découpe et par conséquent le

choix de la presse. Souleymane revient sur ces expressions empiriques dépendant du coefficient  $k$  fonction du matériau, de la longueur découpée  $L$ , de l'épaisseur de tôle  $e$ , de la résistance maximale à la traction  $R_m$ , et de la résistance au cisaillement  $R_c$  [33] :

- Modèle proposé par RENAULT SA/CETIM :  $F_{max} = L \cdot e \cdot R_m \cdot k_1$
- Modèle proposé par les Techniques de l'ingénieur :  $F_{max} = L \cdot e \cdot R_c \cdot k_2$

#### 1.4.1.1. Cas du cisaillement pur

Dans le cas du cisaillement pur, le taux de triaxialité est nul. Les travaux de Dalloz et Achouri reprennent le cas du cisaillement pur simplifié par Atkins où la déformation est supposée homogène [23] [34] [35]:  $\varepsilon_{12} = \varepsilon_{21} = \frac{\gamma}{2}$  avec  $\gamma = \tan \theta = \frac{u}{w}$ . La modélisation est présentée Figure 20 avec  $e$  l'épaisseur de la tôle,  $\theta$  l'angle de cisaillement,  $u$  le déplacement du poinçon et  $w$  la largeur de la zone en cisaillement :

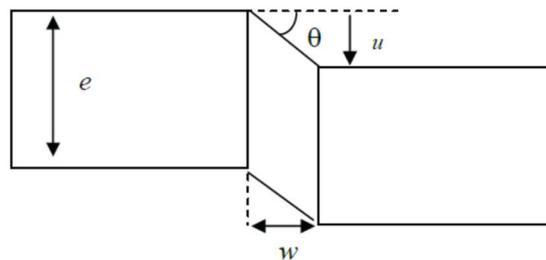


Figure 20 Géométrie du modèle en cisaillement pur homogène [35].

L'effort de cisaillement  $F_{cis}$  est estimé par Atkins pour une découpe circulaire de diamètre  $D_p$  avec la prise en compte du frottement  $f$  proportionnel au déplacement du poinçon  $u$  et à la contrainte de cisaillement  $\tau$  par  $F_{cis} = \pi \cdot D_p \cdot \tau \cdot ((e - u) + 2 \cdot f \cdot u)$ .

En exprimant la relation entre la déformation en cisaillement et la contrainte de cisaillement par une loi puissance de type  $\tau = C \cdot \gamma^n$ , l'effort de cisaillement s'exprime alors par :

$$F_{cis} = \pi \cdot D_p \cdot C \cdot \left(\frac{u}{w}\right)^n (e - u \cdot (1 - 2 \cdot f)) .$$

Ceci permet d'obtenir le déplacement du poinçon correspondant à l'effort maximum  $\left(\frac{dF_{cis}}{du} = 0\right)$  :

$$u_{F_{max}} = \frac{n \cdot e}{(1 + n) \cdot (1 - 2 \cdot f)}$$

Avec la déformation équivalente  $\varepsilon_{\acute{e}q} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{u}{w \cdot \sqrt{3}}$ , la déformation équivalente à l'effort maximum s'exprime :

$$\varepsilon_{\acute{e}q_{F_{max}}} = \frac{n \cdot e}{\sqrt{3} \cdot w \cdot (1 + n) \cdot (1 - 2 \cdot f)}$$

#### 1.4.1.2. Modèles améliorés

##### 1.4.1.2.1. Modèle en zone de tension :

Le modèle en zone de tension introduit par Zhou est également repris dans les travaux de Dalloz et Achouri ([36], [23], [34]). Ce modèle permet d'introduire une largeur de la bande de cisaillement  $w$  dépendante du déplacement de l'outil  $p$ . Il réside dans l'étude simplifiée de

l'élongation de fibre contenue dans la zone déformée  $w$ . La résultante des efforts dans le plan de découpe est calculée pour chaque fibre en considérant un empilement de poutres de longueur  $w(p)$ . Ce modèle exprime l'évolution de l'effort de découpe en fonction du déplacement de l'outil (ou position dans l'épaisseur)  $p$ .

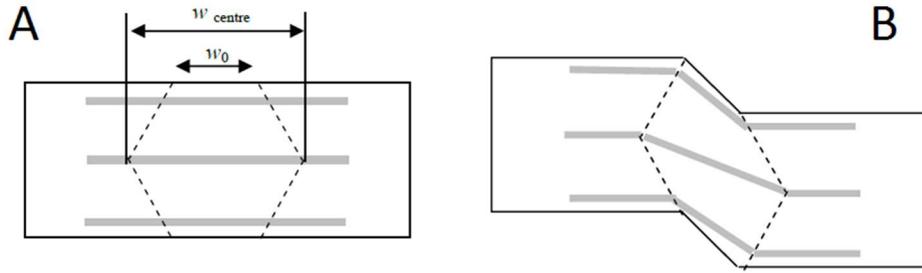


Figure 21 : Géométrie du modèle en zone de tension ; état initial (A) et déformé (B) [36].

La résultante de l'effort de traction des fibres suivant le déplacement du poinçon est exprimée en considérant comme précédemment que l'écroutissage du matériau est régi par une loi puissance ( $\sigma = \sigma_0 \cdot \varepsilon^n$ ) [23].

$$\text{Soit } dF = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} \cdot \sigma_0 \cdot \left(\ln\sqrt{1+\gamma^2}\right)^n \cdot \frac{\gamma}{1+\gamma^2} \cdot dp$$

L'effort de coupe est ainsi obtenu en intégrant  $dF$  sur l'épaisseur avec  $\gamma = u/w(p)$  et

$$\begin{cases} \forall p \in \left[0, \frac{e}{2}\right], & w(p) = w_0 + 2 \cdot \left(\frac{w_{centre} - w_0}{e}\right) \cdot p \\ \forall p \in \left[\frac{e}{2}, e\right], & w(p) = w_0 + 2 \cdot \left(\frac{w_{centre} - w_0}{e}\right) \cdot (p - e) \end{cases}$$

#### 1.4.1.2.2. Modèle en élongation curviligne :

Le modèle avec élongation curviligne présenté par Klingenberg est une proposition d'amélioration des modèles en cisaillement pur et en zone de traction ([37], [35], [36]). Le modèle cherche à prendre en compte la flexion des fibres extérieures de la zone découpée. La modélisation décompose deux zones dans la partie déformée. Le modèle considère une déformation curviligne pour  $u \leq w$  et une zone à déformation rectiligne pour  $u > w$ . L'effort de découpe défini par Atkins est adjoint d'un facteur  $\psi(u)$  dépendant du déplacement du poinçon  $u$  permettant de prendre en compte la déformation curviligne. Le frottement supposé nul, l'effort de découpe devient [34]:

$$F_{cis}(u) = \psi(u) \cdot \pi \cdot D_p \cdot \tau \cdot (e - u)$$

Avec

$$\begin{cases} \forall u \in [0, w], & \psi(u) = \left(\frac{\ln\left(\frac{\phi \cdot r}{w}\right)}{\ln\sqrt{1+\gamma^2}}\right)^n \\ \forall u \in ]w, e], & \psi(u) = \left(\frac{\ln\left(\frac{1}{2} \cdot \pi + \gamma - 1\right)}{\ln\sqrt{1+\gamma^2}}\right)^n \end{cases}$$

Où  $r = \frac{w^2 + u^2}{2 \cdot u}$  est le rayon de courbure supposé pour une section circulaire et  $\phi = \tan^{-1} \frac{w}{(r-u)}$ , l'angle d'enroulement de la fibre.

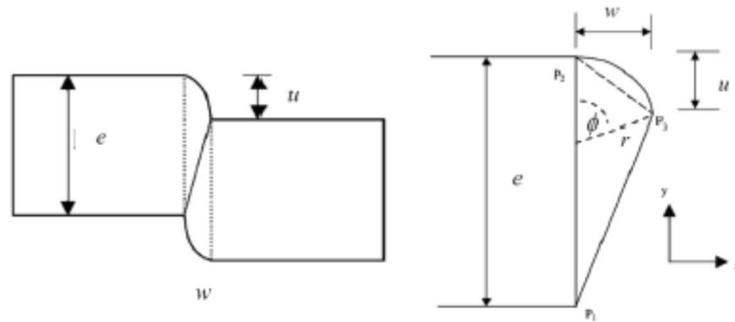


Figure 22 : Géométrie du modèle curviligne [37].

## I.4.2. Modèles de comportement

### I.4.2.1. Etudes du comportement à chaud de la fonte GS

Le comportement de la fonte GS à des températures supérieures à la température d'austénitisation reste très peu développé. Les travaux sur le sujet présentent différentes études expérimentales notamment pour des essais de compression. Zhao a mené une étude du comportement en compression d'une fonte GS à matrice ferritique (GJS-400-15) à différentes vitesses de déformation ( $0,001 < \dot{\epsilon} < 1s^{-1}$ ) et à haute température ( $700 < T < 1000^{\circ}C$ ) [38]. Ses travaux montrent que la contrainte d'écoulement est sensible à la vitesse de déformation. Un adoucissement continu de l'écoulement est également observé avec l'augmentation de la température et la réduction de la vitesse de déformation (Figure 23). Les différents résultats montrent que le comportement de la fonte GS en compression à haute température sont caractéristiques de la recristallisation dynamique dans cette gamme de vitesse.

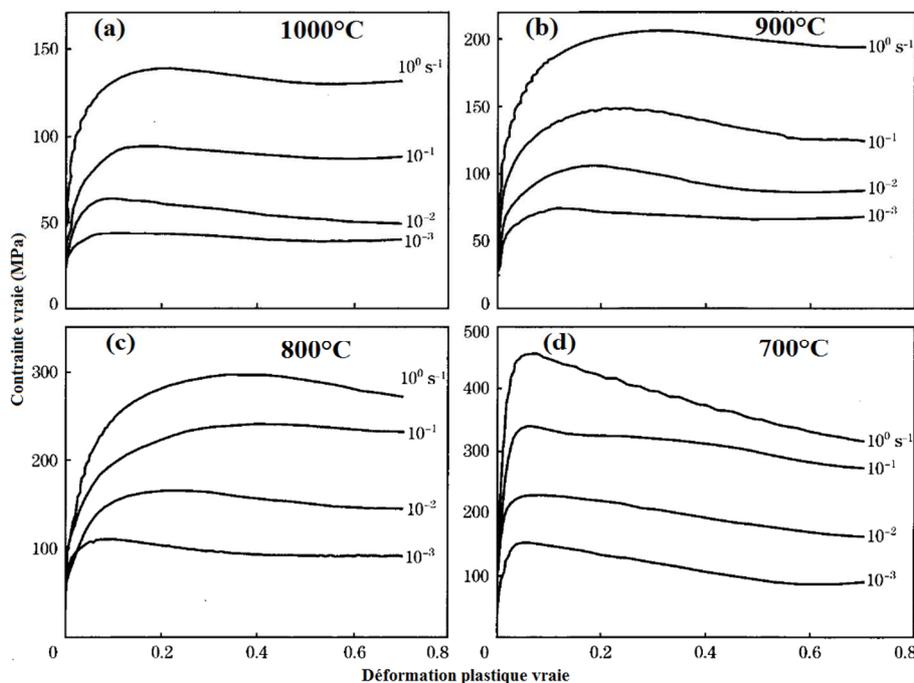


Figure 23 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique ; essais de compression à différentes vitesses et températures pour une fonte GS à matrice ferritique [38].

Le passage du palier d'austénitisation situé entre les courbes (c) et (d) de la Figure 23, montre un net changement de l'allure des courbes des contraintes en fonction des déformations ; les

courbes (a), (b) et (c) affichent une allure très similaire. En effet, avant l'austénitisation de la matrice ferritique (d), la contrainte augmente rapidement pour de faible déformation et est suivie d'un adoucissement prononcé. Ce comportement est plus prononcé avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Les essais situés au-dessus de la température d'austénitisation montrent que la contrainte maximale est atteinte pour des déformations plus importantes et que l'effet d'adoucissement est moins significatif. Deux effets principaux sont constatés sur les courbes (a), (b) et (c). Lorsque la température augmente, la contrainte maximale et la déformation correspondante diminuent. De même, lorsque la vitesse de déformation augmente, la contrainte maximale et la déformation correspondante augmentent. Kai a mis en évidence le changement de comportement pour des essais de compressions sur une fontes GS ferritique à 3,3% de silicium pour une vitesse de déformation plus élevée de  $10 \text{ s}^{-1}$  [6]. Un net changement de comportement est en effet observé à la température de  $700^\circ\text{C}$  (Figure 24).

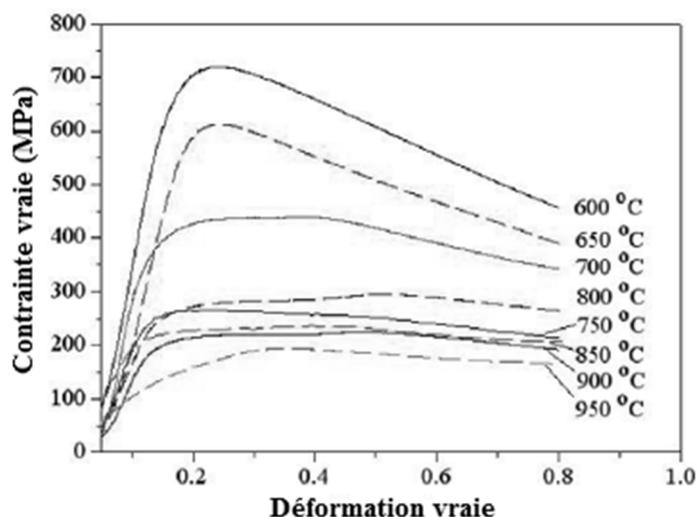


Figure 24 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique ; essais de compression à différentes températures pour une fonte GS ferritique à 3,3%Si à vitesse élevée ( $10 \text{ s}^{-1}$ ) [6].

L'effet de la température sur l'allongement à la rupture a été étudié par Cheng à travers des essais de traction réalisés à une vitesse de déformation de  $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  sur des fontes GS ayant subi un traitement de ferritisation avec différentes teneurs en silicium et pour des températures comprises entre  $500^\circ\text{C}$  et  $900^\circ\text{C}$  [39]. L'allongement à la rupture augmente jusqu'à la température d'austénitisation ( $800 < A_{c1} < 850^\circ\text{C}$ ) puis décroît fortement en marquant un changement de comportement à l'instar des études réalisées en compression. Cette chute est due à la présence de deux phases (ferrite-austénite) lors de l'austénitisation amorcée au joint de grain. Les deux phases en présence créent des incompatibilités plastiques responsables d'une rupture prématurée. Les essais réalisés montrent une faible influence du type de moule (sable ou métallique) sur la contrainte d'écoulement, par contre le moule métallique permet une augmentation sensible de l'allongement. Cet allongement peut s'expliquer par l'affinement de la microstructure (réduction du diamètre des nodules) généré par le moule métallique (Figure 25).

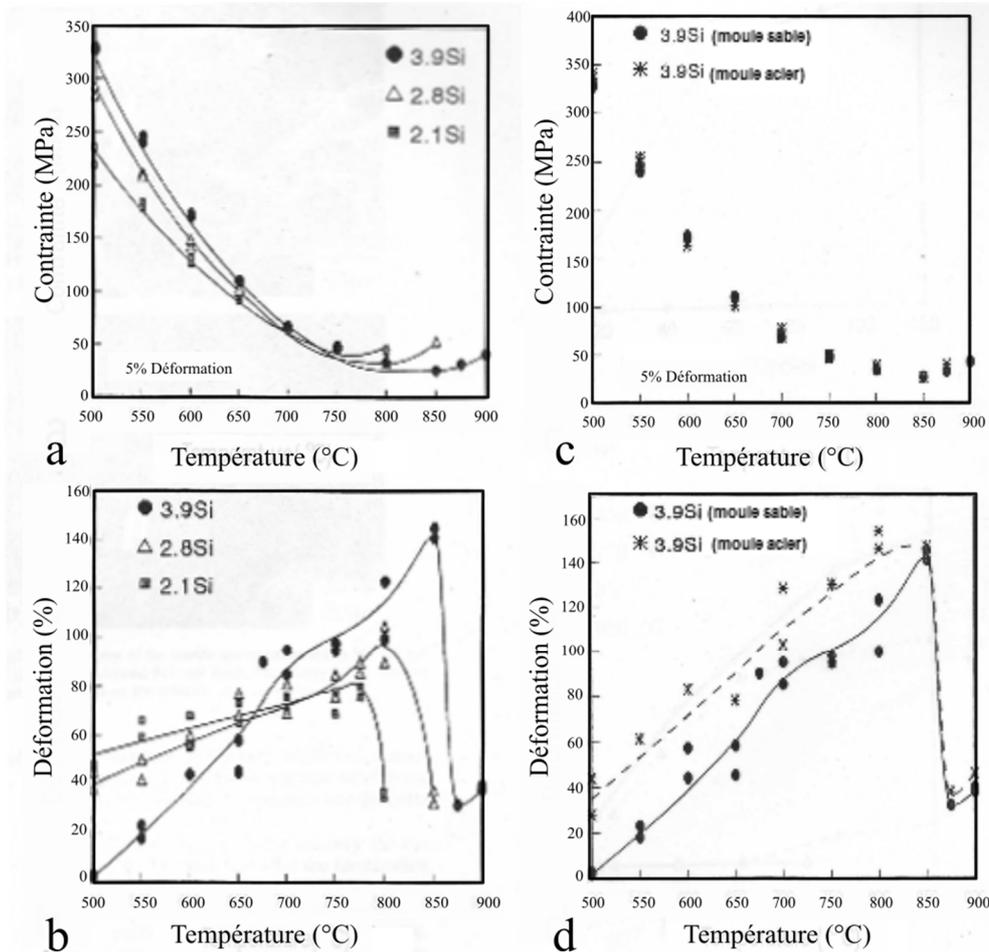


Figure 25 : Evolution de la contrainte à 5% de déformation et évolution de l'allongement à la rupture en fonction de la température pour des fontes GS ferritisées à différentes teneurs de Si (a et b) et influence des différents types de moule (c et d) [39].

#### 1.4.2.2. Lois de comportement

Les modèles capables de modéliser les distributions de contraintes en fonction des déformations dans les domaines de température et de vitesse de déformation du démasselotage à chaud sont multiples et peuvent intervenir de manière couplée (mécanique et thermique) ou non-couplée. Le comportement macroscopique isotrope du matériau est formalisé par l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de manière unidirectionnelle. Plusieurs modèles ont été développés pour traduire le comportement viscoplastique, ils sont basés sur différentes approches : l'approche empirique et phénoménologique, l'approche semi-physique et l'approche prenant compte des phénomènes physiques [40]. Les modèles empiriques de formulation simplifiée permettent d'identifier et d'implémenter rapidement le comportement d'un matériau dans un code de calcul sans tenir compte des caractéristiques physiques comme l'histoire de la structure (taille de grain) ou l'évolution des dislocations. Les modèles semi-physiques permettent de prendre en compte de manière réduite ces caractéristiques physiques en gardant une formulation simple. Les modèles physiques traduisent l'évolution des paramètres physiques de manière plus précise à travers l'introduction de variables d'état internes spécifiques et exigent ainsi une formulation et une identification plus lourde.

Le choix d'un modèle approprié au comportement de la fonte GS à haute température dépend de plusieurs paramètres :

- L'adoucissement thermique et donc des phénomènes de recristallisation dynamique (fonction du domaine de vitesse de déformation) ;
- La dépendance à la vitesse de déformation ;
- La gamme de température du démasselotage ;
- Le nombre de paramètres de la loi de comportement à identifier ;
- La fiabilité de la modélisation par rapport aux résultats expérimentaux.

Les modèles empiriques constituent une première approche simplifiée permettant de modéliser le comportement d'un matériau. En réduisant le domaine étudié (température et vitesse de déformation imposées), la rhéologie d'un matériau métallique peut être exprimée simplement pour traduire l'écroutissage (faibles déformations plastiques). Ces lois ne dépendent que de la déformation plastique et sont appelées lois quasi-statiques. Parmi celles-ci, les lois de comportement usuellement utilisées pour la mise en forme à froid permettant d'exprimer l'écroutissage en fonction de la déformation plastique cumulée :

$$\text{Hollomon [41]: } \sigma = \sigma_0 \cdot \varepsilon^n ;$$

$$\text{Switft [42]: } \sigma = \sigma_0 \cdot (\varepsilon + \varepsilon_0)^n ;$$

$$\text{Ludwik [43]: } \sigma = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon^n ;$$

$$\text{Voce [44]: } \sigma = \sigma_s + (\sigma_0 - \sigma_s) \cdot \exp\left(\frac{-\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)$$

Avec  $K$  et  $n$  paramètres du modèle,  $\sigma_0$  la limite d'élasticité ( $\varepsilon_0$  déformation correspondante) et  $\sigma_s$  la contrainte limite du modèle pour le cas de Voce. Ces lois relativement simples sont facilement intégrables dans les codes de calcul et permettent de prendre en compte l'écroutissage pour une vitesse de déformation et une température données. Elles peuvent être utilisées avec des modèles du type GTN pour traduire le comportement de la matrice pour une fonte nodulaire.

Afin de prendre en compte la dépendance à la température et à la vitesse de déformation, des termes supplémentaires sont introduits. Lorsque les termes sont formulés de manière indépendante en température et en vitesse de déformation, les modèles sont dits découplés. La loi puissance (Hollomon) est l'une des formulations simples usuellement utilisées :

$$\sigma = \sigma_0 \cdot \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m \cdot T^{-v}$$

Avec  $n$  paramètre représentant la sensibilité à la déformation,  $m$  la sensibilité à la vitesse de déformation et  $v$  la sensibilité à la température  $T$ .

Le modèle de Johnson-Cook est une autre loi découplée permettant de prendre en compte la sensibilité à la température et à la vitesse de déformation [45]. Ce modèle est régulièrement utilisé pour des vitesses de déformation élevées en usinage ou en forgeage [40] [46].

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

Avec  $A$ ,  $B$  et  $n$  paramètres du modèle représentant la sensibilité à la déformation,  $C$  la sensibilité à la vitesse de déformation,  $m$  la sensibilité à la température et  $T_f$  la température de fusion du matériau et  $T_0$  et  $\dot{\varepsilon}_0$  la température et la vitesse de déformation de référence.

Lorsque le comportement révèle une interdépendance des termes de déformation, de vitesse de déformation et de température, des modèles couplés sont proposés permettant de prendre en compte l'effet de l'adoucissement dû à la température.

Le modèle de Johnson-Cook a été modifié par Coupart pour le cas de l'usinage de l'alliage de titane TA6V où le dernier terme indique l'interdépendance de la déformation et de la température [40] :

$$\sigma = [A + B \cdot \varepsilon^n] \cdot \left[ 1 + C \cdot \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \cdot \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \cdot \left\{ 1 - \left( \frac{p\varepsilon^r}{1 + p\varepsilon^r} \right) \tanh \left[ \left( \frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0} \right)^q \right] + \left( \frac{p\varepsilon^r}{1 + p\varepsilon^r} \right) \tanh \left[ \left( \frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0} \right)^q \right] \tanh \left( \frac{1}{\varepsilon + \varepsilon_0} \right) \right\}$$

Avec  $p$  régissant la pente de l'adoucissement après la contrainte maximale,  $r$  paramètre appliqué à la sensibilité à la déformation de l'adoucissement,  $T_{rec}$  représentant la température seuil d'adoucissement et  $q$  le paramètre régissant l'intervalle d'apparition de ce seuil.

Le modèle de Hansel-Spittel est une loi de comportement viscoplastique généralisée de type puissance permettant de prendre en compte les différentes interactions entre température, déformation et vitesse de déformation [47].

$$\sigma = A \cdot \exp(m_1 \cdot T) \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_3} \cdot \exp \left( \frac{m_4}{\varepsilon} \right) \cdot (1 + \varepsilon)^{m_5 \cdot T} \cdot \exp(m_7 \cdot \varepsilon) \cdot \varepsilon^{m_8 \cdot T} \cdot T^{m_9}$$

Avec  $T$  la température en degré Celsius et  $A, m_1, m_2, m_3, m_4, m_5, m_7, m_8, m_9$ , paramètres de la loi où :

Les termes  $m_1$  et  $m_9$  représentent la sensibilité à la température ;

Les termes  $m_2, m_4$  et  $m_7$  représentent la sensibilité à la déformation ;

Le terme  $m_3$  représente la sensibilité à la vitesse de déformation ;

Le terme  $m_5$  définit le couplage température-déformation ;

Le terme  $m_8$  définit le couplage température-vitesse de déformation.

Ce modèle est directement implanté dans le code de calcul du logiciel Forge pour le cas de la mise en forme à chaud. L'activation de ses différents paramètres permet de passer d'une loi non couplée réduite (usuellement utilisée pour les aciers avec les paramètres  $m_5$  à  $m_9$  nuls) à une loi couplée prenant compte des phénomènes d'adoucissement et d'interdépendance.

### 1.4.3. Modèles d'endommagement

Notre étude se focalise sur la simulation numérique de l'opération de démasselotage à chaud des bielles. L'objectif est d'analyser l'opération de cisaillement ainsi que l'influence des paramètres du procédé sur la qualité de la surface cisailée. La modélisation numérique de cette opération exige l'utilisation de modèles de comportement et d'endommagement approprié à la nature du matériau étudié. L'étude préliminaire effectuée sur le démasselotage à chaud de la fonte GS a révélé la présence des deux modes de ruptures fragile et ductile. Ces deux modes, dans des conditions spécifiques, peuvent apparaître successivement pour un chargement monotone. L'étude de la transition d'une rupture fragile à ductile a fait apparaître une contrainte critique marquant le seuil entre ces deux modes de rupture. Les travaux les plus récents effectués sur la transition ductile-fragile de la fonte GS seront détaillés après un retour sur les mécanismes de rupture fragile et ductile pour la fonte GS. Différentes études

ont montré l'intérêt des modèles basés sur l'évolution des fractions volumiques de porosités tels que le modèle de Gurson pour modéliser le l'endommagement de la fonte GS ([17], [48]). Les différents modèles couplés micromécaniques basée sur des extensions du modèle de Gurson seront développés afin de traduire l'interaction particulière existant entre la microstructure de la fonte GS et les mécanismes régissant son endommagement.

#### 1.4.3.1. Mécanismes de la rupture :

##### 1.4.3.1.1. Rupture fragile :

Le mode de rupture fragile est caractérisé par la propagation rapide d'une microfissure menant à la disjonction de la pièce sans passage par le domaine plastique du matériau. Cette rupture se caractérise par le clivage des liaisons interatomiques qui favorise la propagation brutale de la fissure. Ce comportement fragile intervient lorsque l'énergie de déformation locale due à la sollicitation devient égale à l'énergie nécessaire à la décohésion atomique. Les points de départ à ce type de fissuration sont généralement des inclusions, porosités ou défauts géométriques.

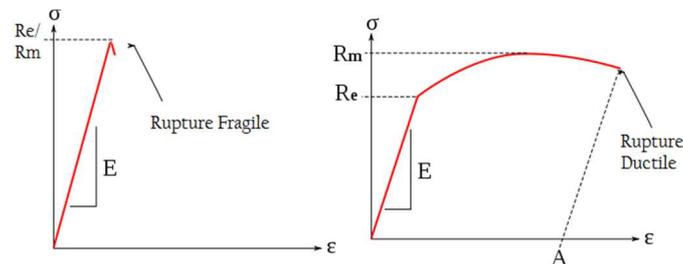


Figure 26 : Ruptures fragile et ductile lors d'un essai de traction.

Deux modes de rupture fragile, intergranulaire ou transgranulaire, sont introduits par les conditions microstructurales du matériau. Lors d'une rupture fragile dans une fonte GS, le nodule de graphite n'est pas déformé et présente une décohésion rapide. Les structures caractéristiques de la rupture fragile seront retrouvées dans la matrice de la fonte et dépendent de la nature de celle-ci (perlitique, martensitique). Le faciès de rupture transgranulaire de la matrice d'une fonte GS présente un aspect brillant et des microreliefs caractéristiques en surface de clivage sous forme de marches (Figure 27 A) suivant les plans cristallographiques. Il est usuellement rencontré sur les fontes GS à matrice perlitique sollicitées en traction monotone à température ambiante [49]. Les structures retrouvées dans la matrice et caractérisées par une forme de rivières (Figure 27 A) apparaissent par l'interaction du plan de clivage et de dislocation vis ou par jonction de deux plans de clivage voisins en convergeant vers la direction du sens de propagation de la fissure. Les fissures par clivage dans les fonte GS perlitiques changent de direction lorsqu'elles rencontrent des joints de grain, des sous-joints de grain, des nodules de graphite ou des inclusions dans les zones de dernière solidification [49].

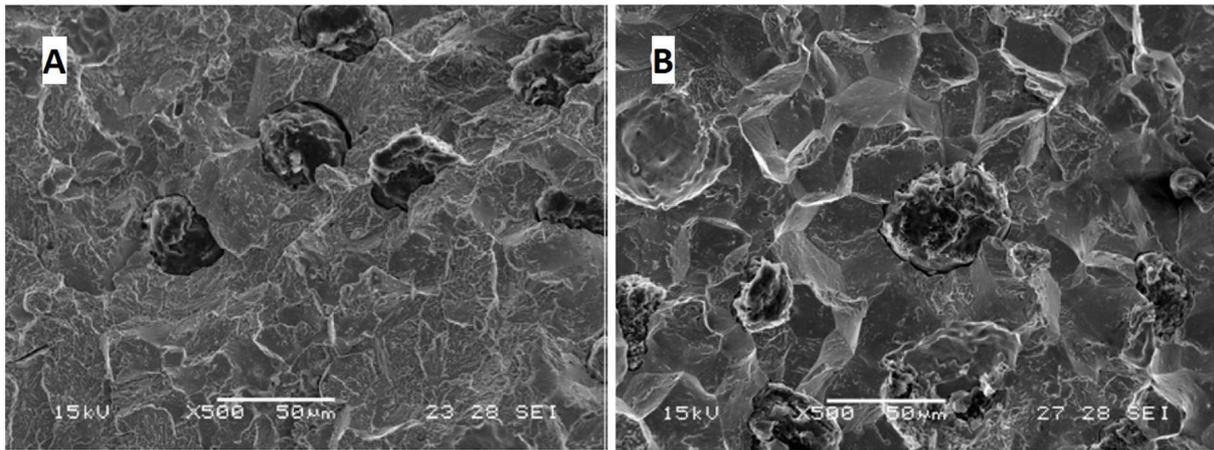


Figure 27 : Rupture fragile transgranulaire en surface de clivage dans une fonte GS perlitique (A) et intergranulaire dans une fonte GS martensitique (B) [49].

Le faciès de rupture intergranulaire est rencontré en traction monotone à température ambiante sur les fontes GS martensitique (Figure 27 B) et se caractérise par une décohesion des grains de la matrice et présente un aspect lisse avec une rupture suivant les joints de grains. La rupture survient à la suite d'accumulation d'impuretés ou d'inclusions aux joints de grains survenues lors de la trempe [49].

#### 1.4.3.1.2. Rupture ductile :

Lorsque le matériau plastifie et rompt progressivement, la rupture est caractéristique d'un comportement ductile. Le faciès représentatif de ce comportement ductile sur une fonte GS présente des cupules, la paroi internodulaire est fortement déformée avant coalescence des cavités (Figure 28). La fonte GS à matrice ferritique sollicitée en traction monotone présente usuellement ce type de rupture à température ambiante [49].

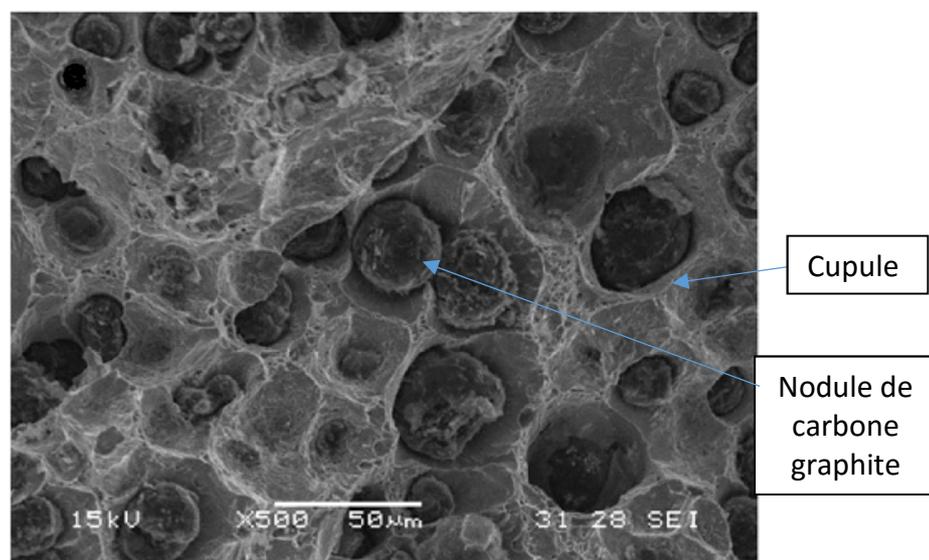


Figure 28 : Rupture ductile d'une fonte GS ferritique [49].

De nombreux auteurs font état des mécanismes de rupture ductile dans un matériau métallique. Ces études établissent le lien direct entre l'évolution de la quantité de porosité (exprimée par la fraction volumique de vide  $f$ ) et la variable d'endommagement  $D$  au cours de la déformation plastique ([18], [50] [51] [52] [53]). Dans tous les cas recensés (acier, fontes, alliages cuivreux), le processus de rupture ductile est décomposé en trois étapes et est fortement lié au taux de triaxialité de contrainte :

- Une phase de nucléation (germination) des porosités qui se crée à partir des hétérogénéités existantes ;
- Une phase de croissance qui décrit l'évolution du facteur de forme et du volume des cavités en fonction de la déformation ;
- Une phase de coalescence qui mène à la rupture finale de la pièce. Différents modes de propagation sont retrouvés : striction, bande de cisaillement ou mixte.

Les différentes phases interviennent localement à différents moments de la déformation plastique. La répartition hétérogène de l'endommagement est fonction de la proximité entre les porosités et de la taille et du facteur de forme des porosités.

#### La nucléation :

En fonction de la nature des hétérogénéités existantes, différents cas de figure interviennent pour décrire l'amorçage de l'endommagement. Les espacements inter-inclusionnaires sont en concordance avec la distance entre les cupules observées après rupture [50]. Cette observation conforte le rôle des inclusions dans les mécanismes d'endommagement ductile. Les propriétés mécaniques des inclusions ou particules de seconde phase vont régir le mode de germination des cavités :

- Lorsque l'inclusion est plus fragile que la matrice (exemple oxyde FeMnO), il y a une fragmentation de l'inclusion (favorisée par une taille importante de l'inclusion) [54].
- Lorsque l'interface entre l'inclusion et la matrice présente de faibles propriétés mécaniques, comme pour le cas du nodule de graphite pour les FGS, il y a une décohésion rapide de l'inclusion.
- Lorsque les propriétés de l'inclusion sont comparables avec celle de la matrice, comme par exemple les sulfures de manganèse MnS dans les aciers, il y a un amorçage de la cavité dans la matrice au voisinage de l'inclusion sous l'effet de concentration de contrainte.

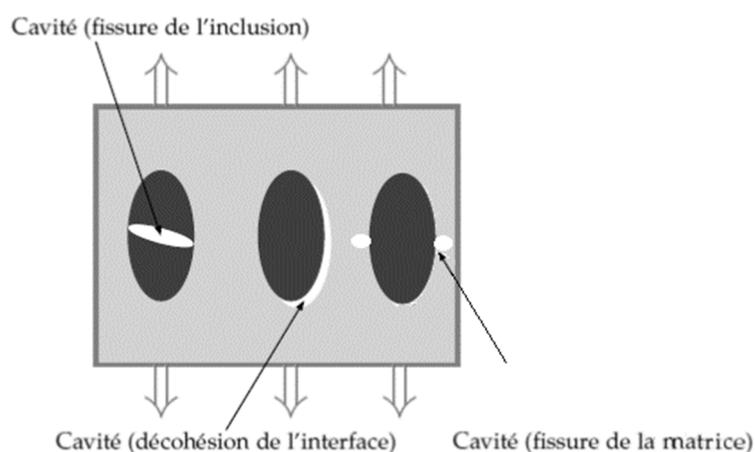


Figure 29 : Mécanismes de nucléation des cavités [51].

La modélisation théorique de la phase de nucléation est fondée sur deux approches : une approche énergétique et une approche conditionnelle de contrainte critique. Pour l'approche énergétique, la formation d'une cavité nécessite des conditions énergétiques favorables à la décohésion matrice-inclusion. Le critère de Tanaka permet entre autres d'estimer la déformation à la nucléation  $\varepsilon_a$  en fonction des modules de Young ( $E_M$  pour la matrice et  $E_I$  pour l'inclusion), du facteur de forme de l'inclusion (par la fonction  $A$ ), des surfaces de contact  $S_I$ , des volumes des inclusions  $V_I$  et de l'énergie d'adhésion inclusion-matrice  $W$  [55, 50] .

$$\varepsilon_a = \sqrt{A \cdot \frac{S_I}{V_I} \cdot \frac{W}{E_M}} \text{ avec pour le cas d'une sphère } A = \frac{4 \cdot E_M}{E_I}$$

Selon ce critère, lorsque la taille de l'inclusion augmente, la déformation à l'amorçage diminue. L'amorçage au niveau des porosités les plus importantes est donc favorisé. L'approche énergétique étudiée par Gurland et Plateau (1963) puis par Goods et Brown (1979) surestime en premier lieu la déformation plastique de nucléation.

Pour l'approche conditionnelle de contrainte critique, des valeurs seuils de contrainte sont définies à partir desquelles il existe une fragmentation (selon la plus grande contrainte principale interne) ou une décohésion (selon la contrainte normale à l'interface). Needleman et Rice (1978) ont abordé la nucléation de manière phénoménologique en fonction de la déformation plastique équivalente  $\bar{\varepsilon}^p$  et de la contrainte moyenne macroscopique  $\bar{\Sigma}_m$ . Deux mécanismes principaux provoquent la création des cavités : premièrement la décohésion aux interfaces pilotée par le taux de la composante hydrostatique de la contrainte macroscopique ; deuxièmement la sollicitation de la matrice pilotée par le taux de déformation plastique équivalente [51]. Soit l'évolution de la porosité due à la nucléation :

$$\dot{f}_{nucléation} = A \dot{\bar{\varepsilon}}^p + B \dot{\bar{\Sigma}}_m$$

où  $A$  est fonction de la fraction volumique de vide  $f_N$ , de la déformation plastique  $\bar{\varepsilon}^p$ , de la déformation moyenne  $\varepsilon_N$  selon la distribution normale et de la fonction normale de distribution des cavités  $s_N$  et  $B$  fonction de la contrainte d'écoulement de la matrice  $\bar{\sigma}$ , de la contrainte moyenne  $\sigma_N$  selon la distribution normale et de la fraction volumique de vide. Soit :

$$A = \frac{f_N}{s_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{\bar{\varepsilon}^p - \varepsilon_N}{s_N} \right)^2 \right] \text{ et } B = \frac{f_N}{s_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{(\bar{\Sigma}_m + \bar{\sigma}) - \sigma_N}{s_N} \right)^2 \right]$$

Si la germination est uniquement contrôlée par la déformation plastique alors  $B=0$  et si l'amorçage est contrôlé uniquement par la contrainte normale maximale alors  $A=0$ .

#### La croissance des cavités :

La cinétique de croissance de l'endommagement correspond à l'évolution des cavités lors de l'écoulement plastique dû à l'écrouissage de la matrice. Les cavités, après décohésion complète, vont se comporter comme des microfissures pondérées de leurs facteurs de forme dans la matrice. Plusieurs modèles tels celui de Rice et Tracey ou Budiansky ont été étudiés afin de prédire cette évolution en se basant sur des formes de cavités, des règles de proximité et des lois de comportement différentes ([56] ; [57] ; [58]). La plupart des modèles étudient l'évolution d'une cavité sphérique au sein d'une matrice infinie.

Rice et Tracey proposent de suivre l'évolution d'une cavité sphérique de rayon moyen  $R$  isolée dans un milieu soumis à un chargement uniaxial de traction [57]. Le modèle est proposé pour le cas d'une matrice métallique rigide parfaitement plastique obéissant au critère de Von Mises.

$$\frac{\dot{R}}{R} = K \cdot \dot{E}_{eq}^p \cdot \exp \left( \frac{3}{2} \frac{\bar{\Sigma}_m}{\sigma_0} \right)$$

où  $\dot{E}_{eq}^p$  est le taux de déformation plastique équivalente macroscopique,  $K = 0,283$  constante de Rice et Tracey,  $\bar{\Sigma}_m$  la contrainte hydrostatique macroscopique et  $\sigma_0$  la limite d'élasticité de la matrice.

Le modèle devient dans le cas d'une matrice écrouissable :

$$\frac{\dot{R}}{R} = K \cdot \dot{\epsilon}_{eq}^p \cdot \exp\left(\frac{3}{2}T\right)$$

Avec T le taux de triaxialité dans la matrice (rapport de la contrainte moyenne sur la contrainte équivalente). Le taux de triaxialité de contraintes a une forte influence sur la croissance des vides.

Les modèles basés sur cette forme sont des critères d'évolution non couplés axés sur l'endommagement, il n'y a pas de relation directe avec le comportement du matériau (considéré comme matrice infinie).

#### La coalescence :

La coalescence représente le stade final de l'endommagement et rend compte de la jonction des différentes cavités entre elles pour former une microfissure responsable de la rupture ductile. Cette étape est particulièrement complexe du fait de l'hétérogénéité de répartition des porosités [50]. La coalescence résulte d'une instabilité mécanique qui s'apparente à une striction, une bande de cisaillement ou un comportement mixte des deux (Figure 30). Le taux de triaxialité joue à nouveau un rôle important dans les mécanismes de la rupture ductile. Lorsque le taux de triaxialité est élevé (traction), une striction interne des parois inter-cavités apparaît ([51] ; [59]). Lorsque le taux de triaxialité est faible ou légèrement négatif, il y a formation d'une bande de cisaillement entre les cavités. Le cas réel se situe quant à lui dans une position intermédiaire comprenant les deux modes de coalescence.

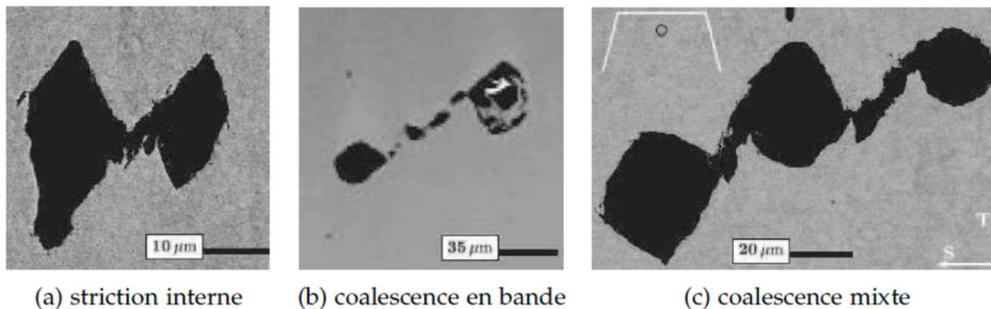


Figure 30 : Différents modes de coalescence [59].

Il existe des critères de rupture microscopique basés sur le rapport moyen du rayon des cavités sur le rayon initial exprimé par  $\frac{R}{R_0}$  ou des critères de rupture macroscopique tels que Oh et Kobayashi basé sur la ductilité en traction [33]. Ce critère est fonction de la déformation à la rupture  $\bar{\epsilon}_f$ , de la contrainte maximale des composantes principales du tenseur des contraintes  $\sigma_{max}$  et de la contrainte de Von Mises  $\Sigma_{eq}$  :

$$C_{Oh.Kob} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left( \frac{\sigma_{max}}{\Sigma_{eq}} \right) \cdot d\bar{\epsilon}.$$

Lorsque la microstructure joue un rôle prépondérant sur les mécanismes de la rupture (présences de nodules, taux d'inclusion important), les critères macroscopiques ne sont plus suffisants pour décrire l'endommagement. Afin de mieux appréhender les phénomènes entrant en jeu, des simulations numériques ont été conduites à partir de volumes élémentaires représentatifs (VER) de forme cylindrique soumis à une traction uniaxiale [60]. Les VER sont constitués d'une matrice élasto-plastique contenant un vide sphérique en son centre. La coalescence est relative à une localisation rapide de la déformation plastique dans les jonctions de matière entre les cavités proches, perpendiculairement à l'axe de sollicitation.

La proximité des cavités est gérée par l'étude de multi cavités à l'intérieur d'un VER. La matrice à l'extérieur de cette zone est considérée comme rigide.

La détermination expérimentale du critère seuil à partir duquel la coalescence est observée est très difficile à mettre en œuvre. La mesure par densimétrie peut être un traceur de la quantité de porosités présente dans un matériau mais ne peut pas déterminer l'apparition de la coalescence. L'observation microstructurale (micrographies ou MEB) ne donne qu'un aperçu selon un plan 2D de l'avancée de la coalescence et nécessite une batterie d'essais interrompus ou une observation in situ difficile et parfois faussée par l'effet de bord. Certaines études font état d'une mesure par tomographie X permettant le comptage in-situ sous sollicitation de la fraction volumique de vide [53] [61]. Cette méthode permet d'obtenir directement la valeur seuil de déformation macroscopique correspondant au début de la coalescence. Face à la difficulté de la détermination des critères menant à la rupture, différentes approches peuvent être menées. La simulation permet de confronter les modèles microscopiques et macroscopiques et de valider l'approche choisie.

#### 1.4.3.1.3. Transition fragile-ductile de la rupture :

Les modes de rupture ductile et fragile peuvent coexister lors de la sollicitation monotone d'un matériau. La transition ductile-fragile a été étudiée par plusieurs auteurs ([7] ; [62] [63, 64] [65]). Les paramètres régissant cette transition sont de plusieurs ordres : microstructure (taille du grain, taille et morphologie des inclusions), géométrie de l'éprouvette, température, sollicitation (champ de contrainte, taux de triaxialité) [64]. La plupart des études font état d'une forte dépendance aux conditions de température et de vitesses de déformation (Figure 31).

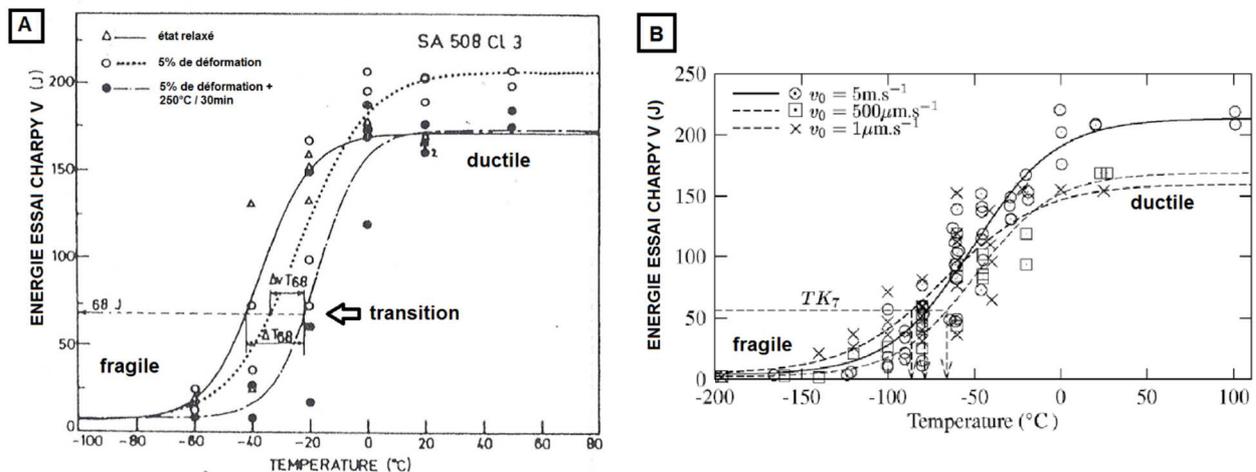


Figure 31 : Transition fragile-ductile pour un acier en fonction de la température pour différents états d'écroissage (A) [66] et pour différentes conditions de vitesse (B) [63].

Tanguy a étudié le cas de la transition ductile à fragile pour un acier [63]. La zone de transition est représentée par une énergie seuil pour laquelle des zones à rupture ductile sont observées sur le faciès de rupture. L'étude démontre à travers des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées ainsi que des essais de Charpy que le comportement transitoire fragile-ductile est par ailleurs fortement dépendant du taux de triaxialité. L'étude montre par des observations microfractographiques que la zone fragile (clivage) de la rupture mixte s'initie sur différentes zones au voisinage des carbures, des particules de seconde phase (TiC) ou des inclusions (MnS) (Figure 32). Les résultats démontrent que l'influence des structures du type MnS sur la rupture fragile n'est pas altérée par le changement de température.

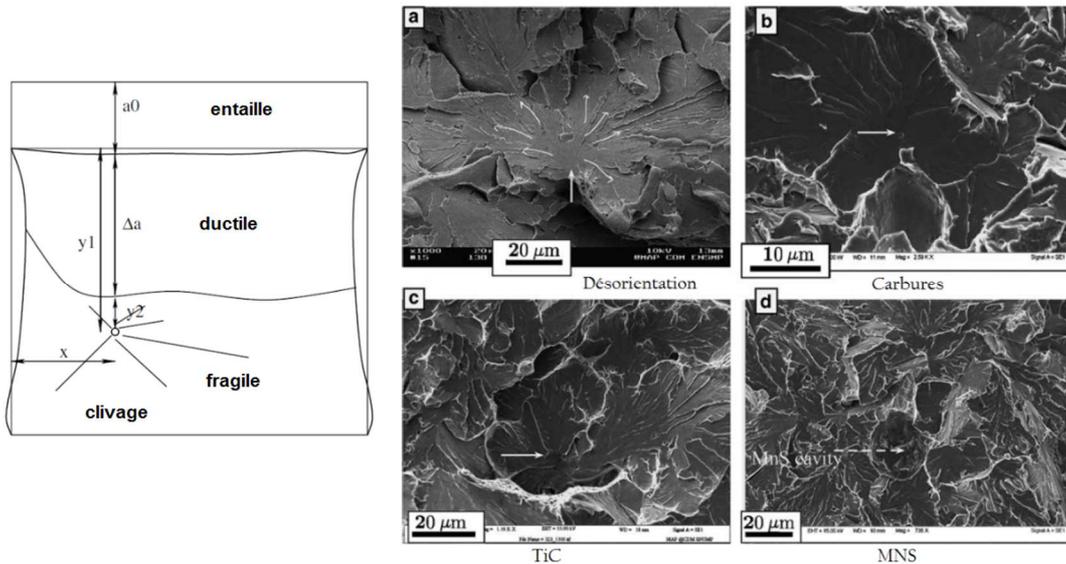


Figure 32 : Différents sites d'amorçage de la zone fragile en rupture mixte [63].

La transition ductile-fragile des fontes GS au cours d'un essai de cisaillement à chaud sur un étai limeur (Figure 33 - A) a été traitée par Fouilland en fonction des paramètres géométriques et des vitesses de coupe [7]. Cette étude s'est focalisée sur la zone primaire de cisaillement (par ordre d'apparition), siège du comportement ductile-fragile. Les observations au MEB des faciès de rupture montrent des régions profondément arrachées, gouvernées par un comportement fragile et des régions sans fissuration démontrant un cisaillement ductile avec de grandes déformations plastiques (Figure 33 - B).

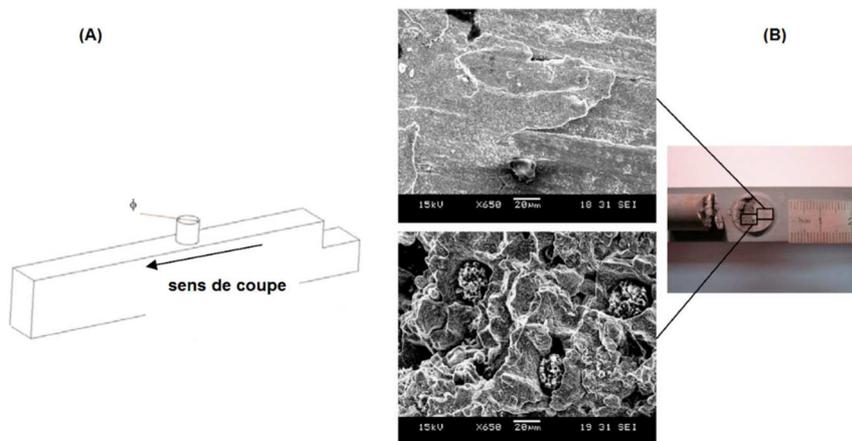


Figure 33 : Géométrie de l'éprouvette (A) et faciès de rupture mixte observé lors du cisaillement à chaud d'une FGS ADI (B) [7].

L'étude de l'influence des paramètres géométriques démontre que l'augmentation de la section découpée et la diminution de l'angle de coupe avec l'augmentation de la vitesse de coupe fait apparaître le mode mixte de la rupture (apparition d'une zone fragile). Un angle de coupe négatif crée une concentration de contrainte sévère à la base du cylindre découpé. Pour la vitesse la plus faible, le cisaillement est gouverné par la déformation plastique et se dirige parallèlement à la direction de coupe. Pour la vitesse la plus élevée, le cylindre fléchit ce qui favorise la rupture fragile. L'énergie requise pour propager la fissure est considérée comme plus faible que celle requise pour la déformation plastique du fait de la forte concentration de contrainte à la base du cylindre. La rupture fragile caractéristique du faciès endommagé est obtenue par une combinaison des paramètres de la découpe (angle de coupe négatif et vitesse de coupe élevée). L'analyse des courbes d'effort de coupe a permis dans cette étude

d'identifier le comportement purement ductile du mode transitoire ductile-fragile à haute température. La courbe représentative du comportement de transition ductile-fragile atteint un pic avant de redescendre lentement vers zéro. La courbe représentative d'un comportement purement ductile (sans déchirement) présente un plateau puis chute rapidement vers zéro avant de montrer quelques sursauts dus à la découpe de la bavure résiduelle. La localisation du cisaillement lors de la découpe à chaud sur étai limageur introduit des instabilités thermo-plastiques dans la zone primaire de cisaillement. La transition du comportement fragile à ductile de la fonte GS fait apparaître un cisaillement critique lorsque l'effet de l'adoucissement est supérieur à celui de l'écroutissage. Le faciès de rupture dépourvu de fissure est obtenu dans ces conditions de rupture ductile.

Hütter, dans ses derniers travaux, a utilisé un modèle micromécanique afin de modéliser en simulation la transition ductile-fragile d'une fonte GS ferritique [48]. La microstructure nodulaire est représentée par des cavités géométriquement définies sous forme sphérique dans la zone de transition ductile-fragile. Le mode de rupture ductile de la fonte GS est caractérisé par une décohésion rapide des nodules suivie d'une croissance des cavités puis coalescence. La matrice est alors définie comme élasto-plastique dans la zone de transition, ce qui permet de simuler la striction progressive des zones internodulaires et donc la propagation ductile par coalescence de la rupture. La concentration de contrainte dans les zones internodulaires engendre, lorsque la température décroît, le clivage des grains de la matrice avant que la croissance des cavités n'intervienne. Un critère de contrainte critique est introduit afin de prendre en compte la transition entre ces deux modes de rupture. Cette contrainte  $\sigma_c$ , appelée contrainte de cohésion de la matrice, atteint une valeur maximale au moment du clivage. Celle-ci représente le seuil critique de contrainte locale dans la zone internodulaire régissant le changement d'un mode de rupture ductile en un mode de rupture fragile. Le rapport entre la contrainte de cohésion de la matrice  $\sigma_c$  et la limite d'élasticité de la matrice  $\sigma_0$  détermine le mode de rupture prépondérant dans la propagation de la fissure. Lorsque  $\sigma_c$  est inférieure à  $\sigma_0$ , la fissure se propagera seulement par clivage sans aucune déformation plastique de la zone internodulaire ni croissance des cavités. Lorsque  $\sigma_c$  est très supérieure à  $\sigma_0$ , une forte déformation plastique de la matrice sera nécessaire pour atteindre localement  $\sigma_c$ , définissant alors le mode de rupture ductile.  $\sigma_c$  est peu dépendante de la température et peut être définie ainsi comme constante sur une large gamme de température. Cette propriété lui permet d'étudier l'influence de la température sur la limite d'élasticité, ce qui permet de simuler la transition ductile-fragile et donc de corréler les résultats obtenus avec les essais expérimentaux. Cette approche peut être déployée afin d'étudier d'autres paramètres que la température tels que l'effet de la vitesse de déformation ou de l'hétérogénéité nodulaire sur la transition ductile-fragile.

#### 1.4.3.2. Taux de triaxialité et angle de Lode

Le taux de triaxialité joue un rôle prépondérant dans les mécanismes de rupture ductile. Le taux de triaxialité de contrainte définit le type de sollicitation appliquée localement au matériau. Cette sollicitation peut varier de la traction au cisaillement en prenant en compte les cas intermédiaires. En fonction de la géométrie des éprouvettes étudiées (éprouvettes lisses ou entaillées), il est possible d'obtenir des taux de triaxialité locaux différents en faisant varier le rayon et la profondeur de l'entaille. Le taux de triaxialité est défini comme le rapport entre la contrainte hydrostatique macroscopique  $\bar{\Sigma}_m$  et la contrainte équivalente de Von Mises  $\Sigma_{eq}$ :

$$T = \frac{\bar{\Sigma}_m}{\Sigma_{eq}} \quad \text{avec} \quad \bar{\Sigma}_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad \text{et} \quad \Sigma_{eq} = \frac{\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}}{\sqrt{2}}$$

Où  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  sont les contraintes principales du tenseur des contraintes.

Les valeurs remarquables du taux de triaxialité sont représentatives de sollicitations particulières [40]:

Mode de sollicitation	Compression	Cisaillement	Traction uniaxiale	Traction biaxiale	Traction triaxiale
Taux de triaxialité T	-1/3	0	1/3	2/3	$+\infty$

Tableau 3 : Valeurs remarquables du taux de triaxialité [40]

Pour le cas d'une déformation axiale uniforme dans la section minimale sur éprouvette entaillée, Bridgman [67] a proposé une formulation analytique du taux de triaxialité localisé dans la section minimale en fonction du rayon en fond d'entaille  $a$  et du rayon de courbure de l'entaille  $R$  (Figure 34) :

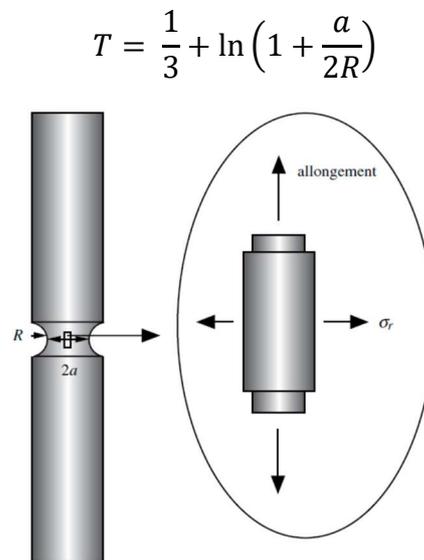


Figure 34 : Eprouvette axisymétrique entaillée et élément de volume dans la section réduite [68].

Selon l'hypothèse donnée par Bridgman, dans la section réduite de l'éprouvette, les déformations radiales et tangentielles sont considérées comme homogènes et égales. Les contraintes dans cette section peuvent être calculées en fonction de la distance radiale  $R$  par rapport à l'axe de l'éprouvette [68]. Lorsque la section réduite est entièrement plastifiée :

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = \Sigma_{eq} \cdot \log \left( 1 + \frac{a^2 - r^2}{2 \cdot a \cdot R} \right)$$

et

$$\sigma_{zz} = \Sigma_{eq} \cdot \left[ 1 + \log \left( 1 + \frac{a^2 - r^2}{2 \cdot a \cdot R} \right) \right]$$

Les essais de traction sur éprouvette entaillée permettent de tester et d'identifier les paramètres des modèles dépendant du taux de triaxialité. Le cas d'un modèle de Gurson-Tveergard-Needleman modifié en cisaillement a été traité par Achouri par le biais d'essais de ce type [34]. Le taux de triaxialité obtenu pour des éprouvettes entaillées avec  $a = 10mm$  type

AE2, AE4 et AE10 (désignation en fonction du rayon d'entaille [52]) est donné dans le tableau suivant :

Rayon entaille	R = 2 mm (AE2)	R = 4 mm (AE4)	R = 10 mm (AE10)	R = ∞
Taux de triaxialité T	1,586	1,144	0,739	0,333

Tableau 4 : Taux de triaxialité caractéristiques pour des éprouvettes entaillées

La présence de fissure ou porosité dans un matériau sollicité uniaxialement crée localement une zone de concentration de contrainte influençant localement le taux de triaxialité de la même manière que pour une éprouvette entaillée ou une éprouvette CT (compact tension) utilisée lors de l'étude de la rupture (Figure 35).

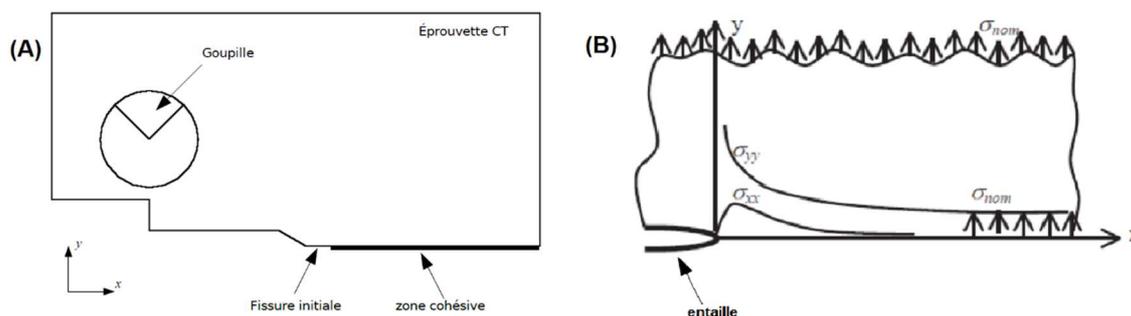


Figure 35 : Géométrie d'éprouvette CT (A) et allure générale des composantes du tenseur des contraintes dans le plan 2D du défaut (B) [69].

Du fait de la forte influence du taux de triaxialité dans la mécanique de la rupture, certains modèles locaux tels que celui de Rice et Tracey (§1.4.3.1) s'expriment directement en fonction du taux de triaxialité pour le cas de la rupture ductile [57]. L'identification des paramètres de lois de comportement et d'endommagement dépendant du taux de triaxialité exige la réalisation d'essais particuliers (éprouvettes entaillées, lisses, de torsion type Hopkinson ou de compression). Le choix d'un modèle d'endommagement permettant de décrire les différents états de contrainte définis par le taux de triaxialité implique l'introduction de celui-ci dans les formulations des modèles. Par ailleurs l'introduction de la dépendance au troisième invariant des contraintes déviatorique  $J_3$  représenté par l'angle de Lode  $\theta_L$  permet considérablement de fiabiliser les modèles pour décrire la rupture lors de chargements complexes tels que rencontrés lors de la mise en forme de métaux ([70] [71] [72]).

L'angle de Lode est défini en fonction de  $J_3$  par :

$$\cos(3\theta_L) = \left( \frac{3\sqrt{J_3/2}}{\Sigma_{eq}} \right)^3$$

Son introduction permet de différencier les différents états de contrainte rencontrés lors de ces chargements tels que les états de contraintes axisymétriques et des états de contrainte plans. Des modèles phénoménologiques dépendant du taux de triaxialité et de l'angle de Lode ont permis de décrire efficacement les phénomènes rencontrés expérimentalement lors du semi-poinçonnage puis cisailage de tôle en acier faiblement alliés ([71] [72]). L'approche phénoménologique développée dans ces modèles récents ne permet pas, malgré tout, de prendre en compte la microstructure particulière de la fonte GS contrairement aux modèles micromécaniques développés par la suite.

### 1.4.3.3. Modèles couplés micromécaniques

Afin d'affiner l'étude de l'endommagement ductile, cette partie se focalise sur les modèles micromécaniques permettant d'exprimer un comportement plastique avec la prise en compte d'une variable d'endommagement. L'approche micromécanique consiste à utiliser des mécanismes microscopiques pour décrire des comportements macroscopiques. Pour cela, les modèles font appel à l'utilisation de volumes élémentaires représentatifs (VER) de la microstructure représentant une structure caractéristique menant aux mécanismes de la rupture. La sollicitation macroscopique est appliquée localement aux VER et décrit le comportement global du matériau par homogénéisation.

Pour le cas des matériaux poreux, les travaux de Gurson complètent les modèles existant comme celui de Rice et Tracey qui décrivait l'évolution de l'endommagement sans lien avec le comportement du matériau [73] [57]. Pour le cas de la fonte à graphite sphéroïdal, le taux de porosité initiale est représenté par le pourcentage nodulaire qui est de l'ordre de 7 à 12%. Ce taux de porosité initial important implique la nécessité d'utiliser des modèles basés sur ce critère pour décrire l'endommagement de la fonte GS.

Gurson fait état de l'évolution sous un chargement quelconque d'une porosité sphérique au sein d'une matrice élémentaire dont le comportement est parfaitement plastique. Il définit un critère modifiant la surface de charge de Von Mises par l'introduction de la fraction volumique de vide  $f$  qui quantifie l'endommagement. Ce critère dépend de la contrainte équivalente de Von Mises  $\Sigma_{eq}$ , de la contrainte hydrostatique macroscopique  $\bar{\Sigma}_m$ , de la limite d'élasticité  $\sigma_0$  de la matrice et de la fraction volumique moyenne de vide  $f$ :

$$\Phi = \left( \frac{\Sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2f \cosh \left( \frac{3\bar{\Sigma}_m}{2\sigma_0} \right) - 1 - f^2 = 0$$

Les travaux de Benabbes recensent différents cas particuliers appliqués au modèle de Gurson [51]. Lorsque  $f = 0$  (matrice sans porosité), le critère revient à une expression du critère de Von Mises. Lorsque la contrainte est purement hydrostatique (traction ou compression,  $\Sigma_{eq} = 0$ ), le critère revient à la solution analytique exacte du problème de la sphère creuse sous pression. Pour de faibles taux de triaxialité et lorsque la contrainte est purement déviatorique ( $\bar{\Sigma}_m = 0$ ), le critère surestime la valeur de  $\Sigma_{eq}$  et donc de la déformation à la rupture du matériau.

Ce modèle a été amélioré par la suite par différents auteurs dont principalement Tvergaard et Needleman (1984) qui ont cherché à décrire l'interaction entre les différentes cavités et à caractériser le changement brusque de fraction volumique de vide (fvv) dû à la coalescence. Des paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  sont introduits afin de prendre en compte ces interactions entre les cavités et  $f^*$  est introduit pour décrire l'évolution de la fvv en fonction des étapes de l'endommagement ductile. Le modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman (GTN) s'écrit :

$$\Phi = \frac{\Sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2q_1 f^* \cosh \left( q_2 \frac{3\bar{\Sigma}_m}{2\sigma_y} \right) - [1 + q_3 f^{*2}] = 0$$

Où  $\sigma_y$  est la contrainte d'écoulement de la matrice sans porosité,  $f^*$  est la fraction volumique de vide fonction de la déformation et  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  sont les paramètres du modèle. Pour les aciers les valeurs usuelles sont  $q_1 = 1,5$ ;  $q_2 = 1$ ;  $q_3 = q_1^2$  [40]. Kuna a ajusté ces paramètres pour le cas de la fonte GS à matrice ferritique avec  $q_1 = 1,3$ ;  $q_2 = 0,7$ ;  $q_3 =$

$q_1^2$  [74]. La fonction effective  $f^*$  définit l'évolution de la fraction volumique de vide (fv), elle est introduite avec la prise en compte d'un seuil critique à la coalescence :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{lorsque } f < f_c \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & \text{lorsque } f > f_c \end{cases}$$

Où  $f_c$  est la fraction volumique de vide au début de la coalescence,  $f_f$  la fraction volumique de vide à la rupture ductile et  $f_u = 1/q_1$  représentatif de la valeur ultime de  $f^*$ . Cette loi évolutive permet d'accroître fortement l'influence de la fraction volumique de vide sur la diminution des contraintes lors de la coalescence. Le critère GTN fait intervenir dans le mécanisme évolutif des fractions volumiques de vide, le terme exprimant la germination de microcavités  $f_{germ}$  et le terme exprimant la croissance des porosités existantes  $f_{crois}$ . Soit la relation d'évolution  $\dot{f} = \dot{f}_{germ} + \dot{f}_{crois}$  où  $\dot{f}$  représente la vitesse de croissance de la fraction volumique. La germination peut être exprimée par une distribution gaussienne (Figure 36) en fonction de la vitesse de déformation plastique avec [75]:

$$\dot{f}_{germ} = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_N}{S_N} \right)^2 \right] \dot{\varepsilon}_{eq}^p$$

Où  $f_N$  est la fraction volumique de vide maximale due à la germination,  $\varepsilon_N$  la déformation plastique moyenne impliquant une germination maximale et  $S_N$  l'écart type de la distribution normale. Le terme exprimant la croissance des cavités est régi par une fonction de la trace du tenseur du taux de déformation plastique cumulée, soit :

$$\dot{f}_{crois} = (1 - f) \text{tr}(\dot{\bar{E}}^p)$$

Où  $\dot{\bar{E}}^p$  représente le tenseur du taux de déformation plastique macroscopique.

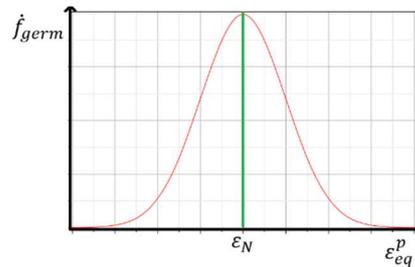


Figure 36 : Fonction de répartition de  $\dot{f}_{germ}$  [75]

Dans le cas des fontes GS et en fonction de leur composition chimique, la germination peut être négligée devant les mécanismes de croissance [17]. La loi d'écoulement du modèle est exprimée par Gurson par la dérivée de la fonction de charge  $\Phi$  par rapport au tenseur des contraintes [73]. Cette relation est obtenue du fait de la règle de normalité de l'écoulement plastique de la matrice. Soit :

$$\dot{\bar{E}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \Phi}{\partial \bar{\Sigma}} \text{ avec } \dot{\lambda} \geq 0$$

Ce qui donne pour le modèle GTN [51]:

$$\dot{\bar{E}}^p = \dot{\lambda} \left[ \frac{3}{\sigma_y^2} \bar{\Sigma}' + \frac{f^* q_1 q_2}{\sigma_y} \sinh \left( \frac{3}{2} q_2 \frac{\bar{\Sigma}_m}{\sigma_y} \right) \bar{\mathbb{1}} \right]$$

Avec  $\bar{\Sigma}'$  le tenseur déviateur de contrainte macroscopique.

Le modèle fait intervenir dans le cas général neuf paramètres à déterminer :  $q_1, q_2, q_3, f_N, \varepsilon_N, S_N, f_0, f_c$  et  $f_f$  ainsi que les paramètres de la loi de comportement plastique de la matrice sans porosités. La détermination de  $f_0, f_N, f_c$  et  $f_f$  peut se faire principalement par analyse micrographique (analyse de la fraction surfacique de cavité après essai), par mesure in situ ou par méthode inverse en se basant sur les courbes expérimentales [17] [53] [76]. Dans le cas d'une fonte GS, la fraction volumique de vide initiale  $f_0$  peut être estimée par la fraction surfacique nodulaire du matériau non sollicité (exemple  $f_0 = 0,077$  pour une fonte ferritique) [17]. La fraction à la coalescence  $f_c$  peut être mesurée in-situ ou par le biais d'essais interrompus (exemple  $f_c = 0,12$  pour une FGS) ou identifié par analyse inverse [17]. La fraction volumique à la rupture  $f_f$  peut elle aussi être approximée par la fraction surfacique de porosité au-devant d'une macrofissure ou sur éprouvette post mortem (exemple  $f_c = 0,2$  pour une FGS [17]).

La détermination des paramètres de Tvergaard  $q_1, q_2$  et  $q_3$  est adaptée en fonction du matériau étudié. Les paramètres dépendent principalement de la plasticité de la matrice [52]. Généralement les valeurs utilisées sont celles de la littérature mais peuvent être déterminées et affinées par méthode inverse ([60], [77] [78] [79] [80]). Le paramètre  $q_1$  affecte la limite d'élasticité en modifiant la fraction volumique de vide et favorise fortement l'adoucissement du matériau [52]. Si  $q_1$  est supérieur à 1, l'écrouissage débutera pour de faibles valeurs de contraintes. Lorsque  $q_1$  augmente, la contrainte maximale va diminuer et l'effet de l'adoucissement sera plus important [80]. Selon Tvergaard, une valeur de  $q_1 = 1,5$  permet de reproduire numériquement les résultats obtenus lors de la localisation de la déformation plastique et de la fissuration dans les matériaux poreux. Le paramètre  $q_3$  est directement lié au paramètre  $q_1$  ( $q_3 = q_1^2$ ). Le paramètre  $q_2$  est un facteur de correction pour la composante hydrostatique. L'augmentation de  $q_2$  conduit à une réduction du domaine d'élasticité et de l'écrouissage (adoucissement dû à la croissance des porosités) [80]. Les auteurs utilisent généralement une valeur de  $q_2 = 1$ .

La détermination de l'écrouissage de la matrice sans porosité est estimée par le comportement du matériau lorsque  $f_0$  est faible (peu de porosités initiales  $f_0 < 0,01$ ). Lorsque la valeur de  $f_0$  est plus importante, la détermination du comportement sans porosité nécessite des essais de compression uniaxiale [81] ou des approximations par des lois simples d'écrouissage (Avrami, Ludwik, Voce) identifiées selon les conditions d'essai.

Le modèle GTN affiche ses limites lorsque la sollicitation se caractérise par du cisaillement, la formulation ne prenant pas en compte les effets de celui-ci. La présence des paramètres de Needleman-Tvergaard ne permet pas de faire apparaître la déviation finale de la fissure. Le paramètre d'évolution  $f^*$  favorise en effet la coalescence plutôt que la formation d'une bande de cisaillement. De la même manière que pour les modèles phénoménologiques tel que le modèle de Lemaitre modifié LEL (Lode-dependant enhanced Lemaitre model [70]), les modèles micromécaniques ont été développés pour traduire la rupture ductile en cisaillement. Xue et Nahshon ont proposé des formulations modifiées prenant en compte le cisaillement dans la loi d'évolution des fractions volumiques de vide [82] [83].

La formulation de Xue introduit le terme  $\dot{f}_{cis}$  dépendant de la fraction volumique de vide  $f$ , la déformation plastique équivalente  $\bar{\varepsilon}^p$ , la vitesse de déformation plastique  $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$  et du troisième invariant des contraintes  $J_3$  [34]. Soit  $\dot{f} = \dot{f}_{crois} + \dot{f}_{germ} + \dot{f}_{cis}$  avec

$$\dot{f}_{cis} = q_4 \cdot f^{q_5} \cdot \left( 1 - \frac{2}{\pi} \cdot \cos^{-1} \left( \frac{27}{2} \cdot \frac{J_3}{\Sigma_{eq}^3} \right) \right) \cdot \bar{\epsilon}^p \cdot \dot{\bar{\epsilon}}^p$$

Où  $\Sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente de Von Mises,  $J_3 = \det(\bar{\Sigma}')$  avec  $\bar{\Sigma}'$  le tenseur des contraintes déviatoriques,  $q_4$  et  $q_5$  les paramètres du modèle ( $q_4 = 1,69$  et  $q_5 = 0,5$  pour des cas bidimensionnels et  $q_4 = 1,86$  et  $q_5 = \frac{1}{3}$  pour des cas tridimensionnels [82]).

La formulation de Nahshon fait intervenir une autre formulation du terme  $\dot{f}_{cis}$  avec  $k_w$  comme paramètre du modèle :

$$\dot{f}_{cis} = k_w \cdot \frac{f \cdot \left( 1 - \left( \frac{27}{2} \cdot \frac{J_3}{\Sigma_{eq}^3} \right)^2 \right)}{\Sigma_{eq}} \cdot \bar{\Sigma}' : \dot{\bar{\epsilon}}^p$$

Cette formulation a été modifiée par la suite par Nielsen avec l'ajout d'un facteur  $\Omega(T)$  fonction du taux de triaxialité permettant de s'affranchir des incohérences à fort taux de triaxialité [34].

$$\Omega(T) = \begin{cases} 1, & \text{pour } T < T_1 \\ \frac{T - T_1}{T - T_2}, & \text{pour } T_1 \leq T \leq T_2 \\ 0, & \text{pour } T > T_2 \end{cases}$$

Avec  $T_1$  et  $T_2$  les niveaux limites de triaxialité représentant la sensibilité à l'effet du cisaillement. Soit :

$$\dot{f}_{cis} = k_w \cdot \frac{\Omega(T) \cdot f \cdot \left( 1 - \left( \frac{27}{2} \cdot \frac{J_3}{\Sigma_{eq}^3} \right)^2 \right)}{\Sigma_{eq}} \cdot \bar{\Sigma}' : \dot{\bar{\epsilon}}^p.$$

L'ajout du facteur  $\Omega(T)$  permet pour des cas de sollicitation à taux de triaxialité spécifique, comme le cas du cisaillement, de traduire plus fidèlement les mécanismes d'endommagement tout en conservant un modèle basé sur l'évolution des porosités nécessaire pour le cas des fontes GS.

## 1.5. Conclusion

L'étude bibliographique fait état des propriétés de la fonte GS liées à sa microstructure particulière. Les mécanismes de propagation de la fissure au sein de la fonte GS sont décrits comme typiquement dépendant de la structure nodulaire en termes de taille, de facteur de forme et de répartition. Le nodule de graphite peut être considéré comme une porosité présente initialement au sein de la matrice du fait de la décohésion rapide au niveau de l'interface entre le nodule et la matrice.

Les études sur la découpe des métaux par action mécanique à froid et à chaud mettent en évidence les paramètres process les plus influents sur la qualité de la surface découpée. Les paramètres process influents sont la température de la pièce, le jeu avec les outils, la vitesse de coupe, la géométrie de l'arête de coupe ainsi que la géométrie de la section découpée.

Les modèles de type Gurson comme le modèle GTN permettent de prendre en compte l'évolution de la fraction volumique de porosité (nucléation, croissance et coalescence) au sein d'une matrice ductile. L'endommagement de la fonte GS, caractérisé par une fraction volumique de porosité initiale représentée par la fraction nodulaire, est dû à la croissance et la coalescence de ces porosités. Le choix du modèle GTN pour traduire l'endommagement de

la fonte GS est le plus adapté pour prendre en compte l'évolution de la microstructure nodulaire représenté par  $f^*$  au cours d'une sollicitation en tenant compte de l'interaction entre les différentes cavités à travers les coefficients  $q_1, q_2$  et  $q_3$ . La présence de ce modèle dans le code de calcul Abaqus ainsi que la possibilité de traduire le comportement plastique de la matrice par un loi puissance simple favorise ce choix pour notre étude.

L'influence du taux de triaxialité est étudiée au travers d'essais particuliers tels que les essais sur éprouvettes entaillées. Les modèles d'endommagement basés sur le modèle de Gurson les plus récents, tels que les modèles de Xue et Nielson, permettent de prendre en compte le taux de triaxialité.

L'apparition du défaut de démasselotage est relative à une transition d'un mode de rupture ductile vers un mode de rupture fragile. Les travaux de Hütter développent une approche permettant de modéliser cette transition ductile-fragile pour une fonte GS en faisant intervenir un critère de contrainte critique de cohésion dans la zone de transition et le modèle GTN pour le reste de la pièce.

Les essais conduits dans le chapitre suivant ont pour but de caractériser le comportement ainsi que les modes de rupture de la fonte GS sous différents chargements dans la gamme de température du démasselotage. Ces essais permettent d'obtenir les données expérimentales nécessaire à l'identification du modèle GTN telles que les courbes en contrainte-déformation en fonction de la vitesse et de la température ainsi que la fraction nodulaire initiale et à la rupture.

## II. Etude expérimentale de la fonte à graphite sphéroïdal à haute température

### II.1. Introduction

Le procédé développé par les Ateliers des Janves introduit des étapes de fabrication telles que le forgeage et le démasselotage dans la « chaude de coulée » pour lesquelles, la compréhension des phénomènes mécaniques et microstructuraux est primordiale. Ce chapitre a pour but d'étudier et d'analyser ces phénomènes au travers d'essais conventionnels menés dans une gamme de température et de vitesse de déformation définie par les conditions du procédé de fabrication des bielles en fonte GS ADI. La modélisation du comportement de matériaux poreux tels que la fonte GS nécessite une étude de la structure nodulaire ainsi que la définition de courbes expérimentales sous différents cas de chargement. Les fortes relations entre la microstructure de la fonte GS, le comportement mécanique et les mécanismes de rupture sont étudiées en réalisant des analyses micrographiques post-mortem sur les éprouvettes sollicitées.

### II.2. Nuance industrielle retenue pour l'étude

#### II.2.1. Composition et structure

L'étape de fonderie permettant la coulée de bielle en coquille est actuellement réalisée en condition industrielle sur un chantier conventionnel comportant deux fours de fusion à induction de 1 tonne, des poches intermédiaires de 300kg permettant d'effectuer le traitement au fil fourré et une zone de moulage sable dotée de la coquilleuse expérimentale ADJ. Le matériau étudié lors des essais mécaniques est issu d'une coulée de dont la composition est donnée dans le Tableau 5. Des analyses au spectromètre de masse ont été réalisées sur des éprouvettes circulaires issues de prélèvement en début de coulée et permettent de quantifier la composition massique moyenne du lot étudié à partir de quatre mesures. La cadence de l'outillage prototype de coulée en coquille ne permet pas de réaliser un nombre important de pièces issues de la même coulée (15 grappes maximum par four). Des barreaux cylindriques de diamètre 35mm et de longueur 200mm ont été coulés sur le chantier sable et constituent ainsi un lot matière pour l'usinage des éprouvettes pour les différents essais (Figure 37).

	%Fe	%C	%Si	%Mn	%Cu	%Ni	%Mo	%Mg	%S	%P	%Cr
Composition visée	base	3,60 ±0,2	2,40 ±0,2	0,20 ±0,02	0,70 ±0,05	0,50 ±0,05	0,20 ±0,05	0,04 ±0,01	0,010 ±0,010	0,020 ±0,020	0,020 ±0,020
Fonte étudiée	base	3,711 ±0,2	2,109 ±0,1	0,189 ±0,01	0,692 ±0,03	0,519 ±0,02	0,111 ±0,005	0,03 ±0,001	0,022 ±0,001	0,037 ±0,002	0,026 ±0,001

Tableau 5 : Composition massique de la fonte étudiée



Figure 37 : Barreaux de FGS de composition ADI utilisés pour la fabrication des éprouvettes

Les taux de Si, Mn, Cu et de Mo sont dans les limites basses de la composition visée mais permettent d'obtenir la structure de fonte à graphite sphéroïdal indispensable au traitement ADI. Le taux de soufre des 0,022% est plus important que la composition visée de 0,01% et peut être à l'origine de la création de sulfure dégradant les caractéristiques mécaniques du matériau (Chapitre I).

Le matériau brut de coulée présente la microstructure suivante :

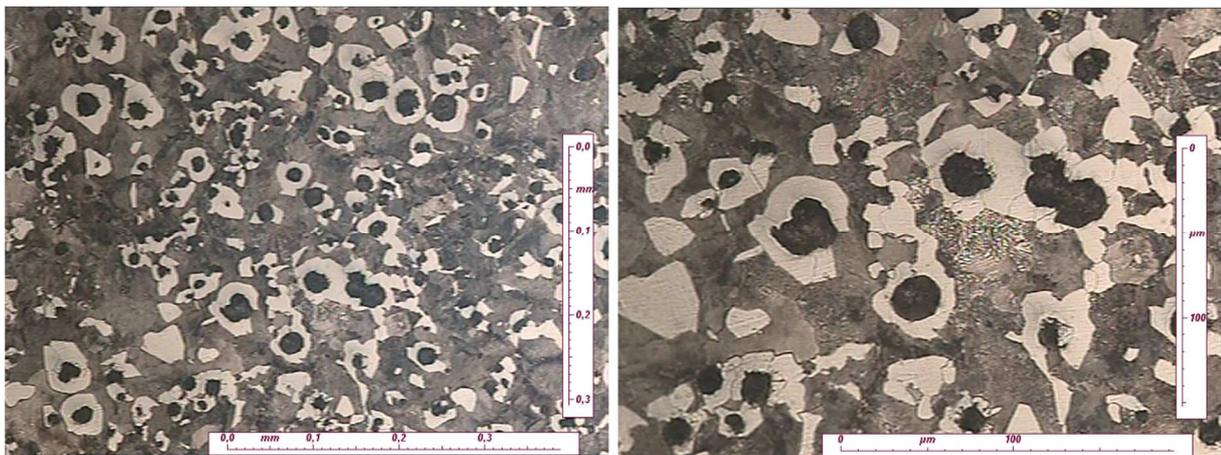


Figure 38 : Structure brute de coulée sur barreau (N°9) à cœur après attaque Nital 4% à grossissements différents

Le matériau brut de coulée après refroidissement en moule sable présente une structure à graphite sphéroïdal dans une matrice ferrito-perlitique. L'analyse par traitement d'image révèle un taux moyen surfacique de 25% de ferrite et 67% de perlite pour la matrice brute de coulée et de 8 à 10% de graphite nodulaire. Les taux des trois principaux constituants (graphite nodulaire, ferrite et perlite) sont déterminés par rapport à la surface totale des micrographies effectuées. La densité nodulaire moyenne de la fonte GS étudiée est de 270 nodules par mm<sup>2</sup> pour un diamètre des nodules moyen compris entre 10μm et 20μm. Une analyse de l'hétérogénéité de la microstructure brute de coulée est effectuée par traitement d'image en annexe (C).

Les caractéristiques mécaniques du matériau ont été déterminées à température ambiante afin de valider le protocole d'essai et de comparer le matériau brut de coulée par rapport à deux fontes GS GJS-700-2 et GJS-800-2. La Figure 39 montre les deux courbes en contrainte déformation pour ces deux nuances obtenues à partir de la norme DIN EN1563 et la courbe en contrainte-déformation de la fonte étudiée.

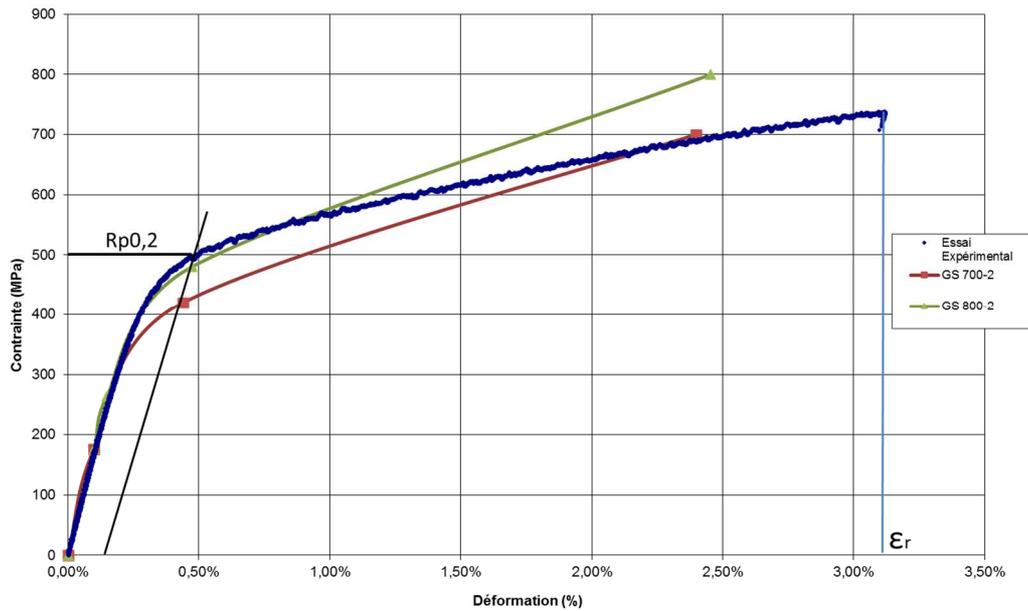


Figure 39 : Courbe rationnelle de traction de la fonte GS étudiée à température ambiante (barreau n°1) à une vitesse de déformation de  $2,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et FGS 700-2 et 800-2 à  $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (norme DIN EN1563)

La fonte GS obtenue présente les caractéristiques suivantes à température ambiante :

$E$ (GPa)	Module de Young	167
$R_{p0,2}$ (MPa)	Limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % de déformation plastique	500
$R_m$ (MPa)	Résistance à la traction	730
$\epsilon_r$	Déformation à la rupture	3,1

Tableau 6 : Caractéristique mécanique du matériau à température ambiante

Ces valeurs sont très proches d'une fonte GS-700-2 de structure ferrito-perlitique. La courbe fait apparaître une rupture brutale intervenant pour une faible déformation (3,1%) caractéristique de la ductilité des fontes GS à froid. Les observations micrographiques au MEB du faciès de rupture révèle un mode de rupture fragile transgranulaire accompagnés d'une décohésion des nodules de graphite (Figure 40).

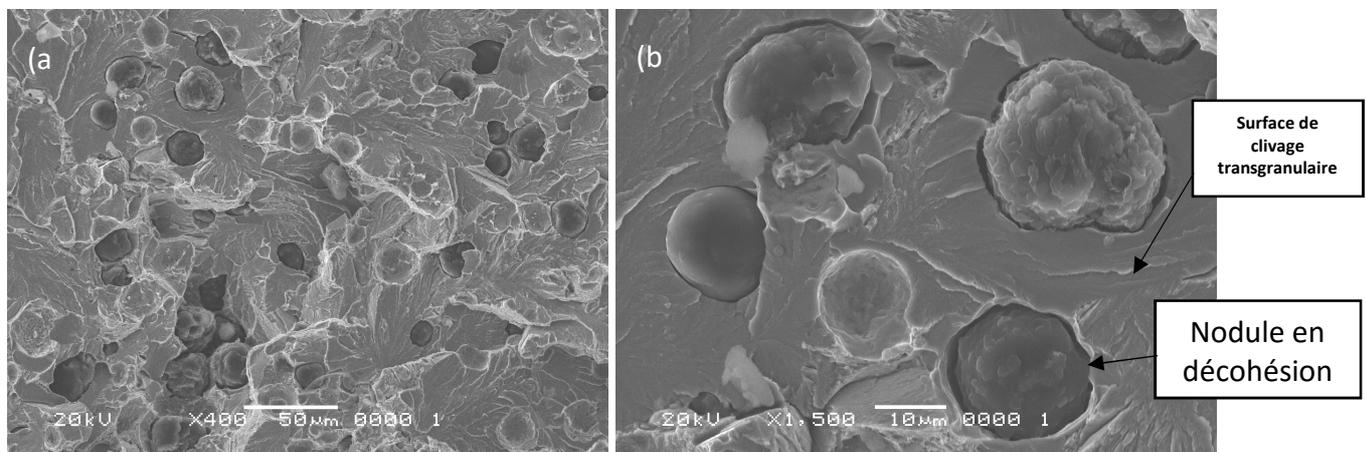


Figure 40 : Observations MEB aux grossissements 400× (a) et 1500× (b) du faciès de rupture de l'essai de traction sur la fonte GS étudiée à température ambiante et à  $2,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

## II.2.2. Etude de l'influence des cycles thermiques sur la microstructure et la transition austénitique

Le démasselotage est réalisé entre 900° C et 1000° C. Des essais de dilatométrie ont été effectués sur une même éprouvette afin de déterminer les points de transformation caractéristiques de la fonte GS étudiée au cours du chauffage et du refroidissement et d'étudier l'influence des cycles thermiques d'austénitisation. Les points de transformation représentent les limites de la zone de transition de la matrice ferrito-perlitique à froid vers la matrice austénitique à chaud. L'étude de l'influence des cycles thermiques permet de mesurer l'impact sur la microstructure lors des étapes de chauffage et de refroidissement répétées. Cette étude est représentative du process actuel avec une discontinuité thermique entre la coulée, le démasselotage et le forgeage des bielles.

Deux éprouvettes ont été prélevées dans le sens transversal et longitudinal d'un barreau brut de coulée (n°4) afin de s'affranchir des disparités liées aux différentes directions de prélèvement dans le barreau.

Le premier essai est répété sur une éprouvette de section rectangulaire de 6x7mm<sup>2</sup> prélevée dans le sens transversal du barreau. Des mesures de dureté (HB30) ainsi que des micrographies sont effectuées avant chaque essai de dilatométrie. L'éprouvette est polie en réduisant sa longueur de 2mm entre chaque essai afin d'écarter la zone décarburée en bord d'éprouvette. Le second essai provient d'un barreau de section 8x8mm<sup>2</sup> prélevé de manière longitudinale au barreau et suit la même procédure. Le cycle thermique de l'essai est déterminé pour être le plus proche des conditions de chauffe de l'éprouvette lors des essais de traction à haute température. Il est décomposé en trois parties (Figure 41) :

- Un chauffage jusqu'à 950°C à 9,65°C/min
- Un maintien à 950°C pendant 30 min
- Un refroidissement jusqu'à la température ambiante à une vitesse instantanée de -5,8°C/min dans la phase de transformation puis une moyenne de -2,5°C/min pour le reste du refroidissement

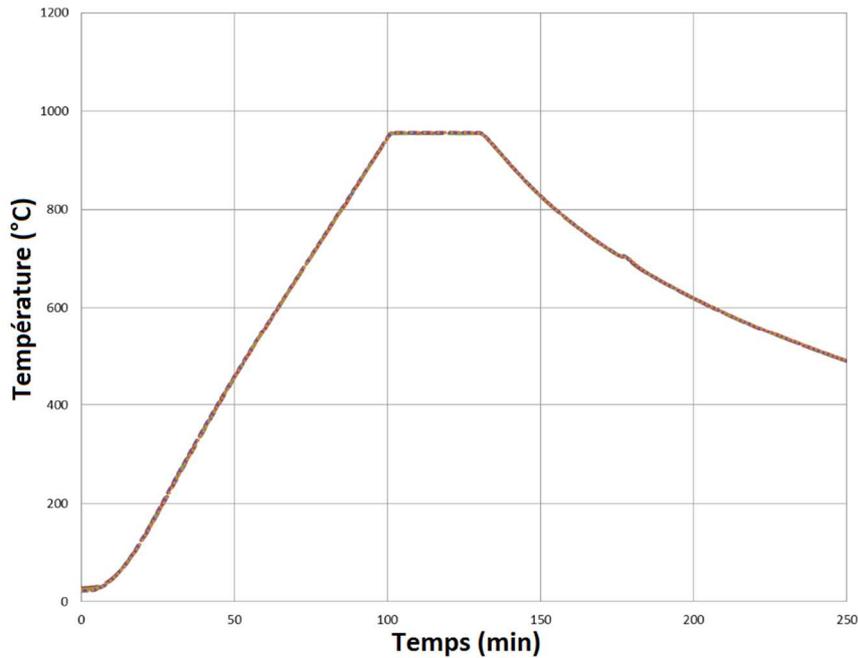


Figure 41 : Cycle thermique des essais de dilatométrie (courbes confondues)

Afin de comparer les résultats, les Figure 42 et Figure 43 présentent la variation relative de longueur en fonction de la température pour les différents cycles thermiques. Lors du chauffage (Figure 42), la première inflexion de la courbe située vers 800°C représente l'influence simultanée de deux transformations, le début de la graphitisation de la cémentite dû à la présence de silicium ainsi que le changement de phase ferrite-austénite. Le carbone issu de la décomposition de la perlite diffuse vers les nodules de graphite. La zone représentée entre les points d'inflexion représente la réorganisation de la ferrite de type cubique centré en austénite de type cubique à faces centrées. L'austénite s'enrichit progressivement en carbone provenant de la décomposition de la cémentite mais aussi du carbone graphite [84]. Le dernier point d'inflexion situé vers 860°C marque la fin de la transformation de la ferrite libre et de la perlite en austénite. Lors du refroidissement (Figure 43), la ferrite se forme en premier lieu à la température de début de transformation (la plus élevée) représentée par le second point d'inflexion. La perlite se forme à une température plus basse dans le diagramme métastable et dépend de la teneur en silicium de la fonte. La transformation n'est pas homogène du fait des zones ségréguées en silicium proche du nodule de graphite. La fin de la transformation est enfin représentée par le dernier point d'inflexion où toute l'austénite a été convertie en ferrite et en perlite. Le changement d'allure de la courbe au cours du chauffage et du refroidissement permet d'observer les températures caractéristiques de ces transformations [85].

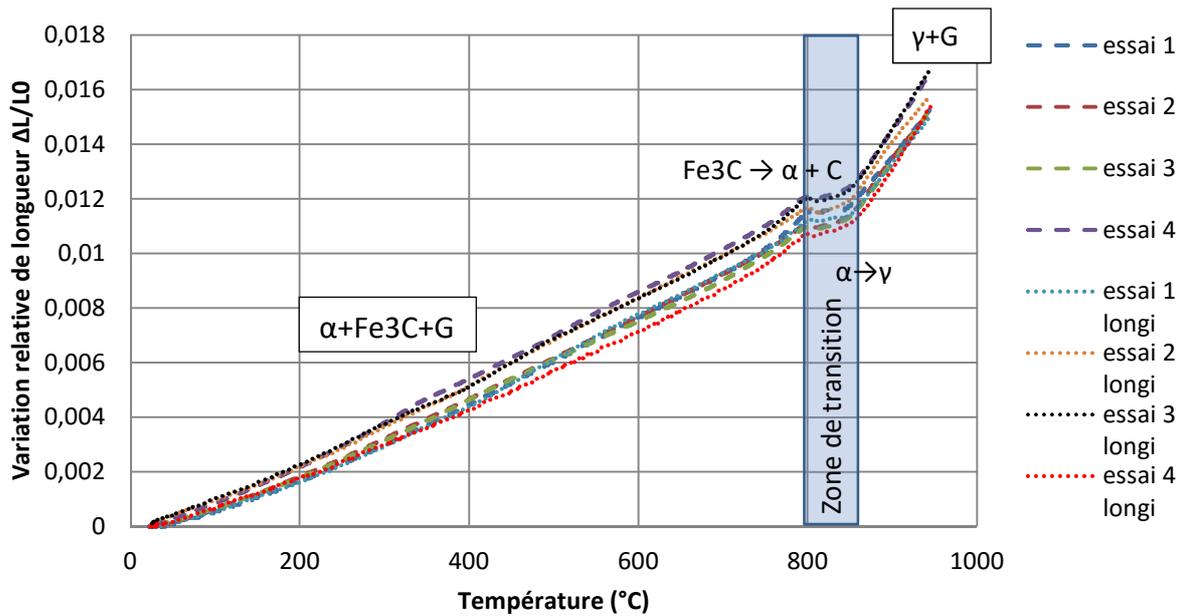


Figure 42 : Evolution de la variation relative de longueur au cours du chauffage pour les échantillons longitudinaux et transversaux (barreau n°4)

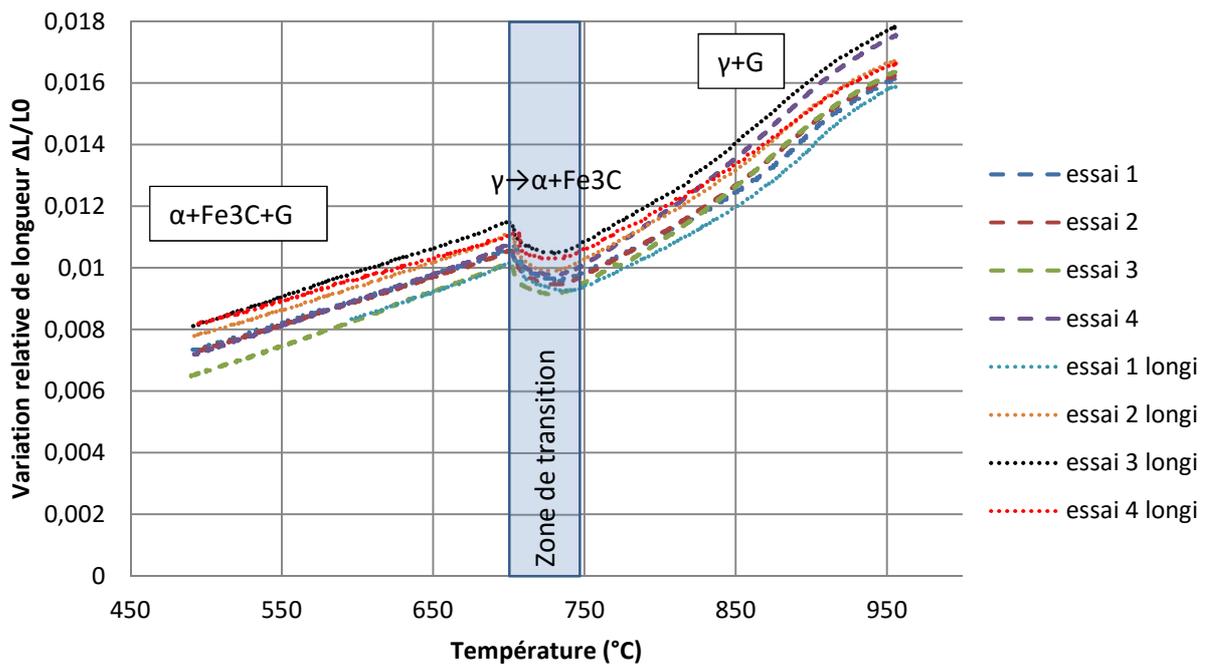


Figure 43 : Evolution de la variation relative de longueur au cours du refroidissement pour les échantillons longitudinaux et transversaux (barreau n°4)

Les températures de transition sont identiques pour tous les essais avec un début de décomposition de la matrice ferrito-perlitique proche de 800°C et une austénitisation complète au-dessus de 865°C pour la chauffe. En refroidissement, les températures minimales et maximales de transformation de la matrice telles que décrites précédemment sont situées entre 760°C et 700°C. Les points de transformation (début et fin de la zone de transition) sont reportés dans le tableau suivant :

		Températures de transition (°C)			
		Chauffage (début de transition)	Chauffage (fin de transition)	Refroidissement (fin de transition)	Refroidissement (début de transition)
Transversal	essai 1	802,5	847,8	703,2	743,4
	essai 2	800,1	850,5	702,6	742,8
	essai 3	800,7	858,6	701,4	742,2
	essai 4	799,8	853,8	700,8	747,8
	moyenne	800,8	852,7	702,0	744,1
Longitudinal	essai 1	802,5	851,7	705,3	754,0
	essai 2	801,9	858,3	700,5	739,8
	essai 3	801,0	857,7	700,5	738,0
	essai 4	801,0	861,9	705,3	742,2
	moyenne	801,6	857,4	702,9	743,5

Tableau 7 : Détermination des températures de transformation pour le chauffage et le refroidissement sur les essais de dilatométrie transversaux et longitudinaux

La limite supérieure de transformation lors du chauffage apparaissant à 865°C permet de situer les essais de caractérisation mécaniques à hautes températures au-delà de la zone de transition. L'analyse des courbes de dilatométrie lors du maintien isotherme montre qu'il n'y a plus de transformation de phases et confirme donc la nature totalement austénitique de la matrice à ces températures. Le palier imposé (Figure 41) sera représentatif du maintien prolongé de l'éprouvette dans la gamme 900-1000°C pour les futurs essais de traction.

Le comportement en dilatation est identique pour les éprouvettes prélevées longitudinalement et transversalement à cycle thermique identique avec un écart de  $\Delta L/L_0$  de  $\mp 7 \cdot 10^{-4}$  aux points de transformation. Ce résultat indique un comportement isotrope en dilatation du matériau. La structure est ferrito-perlitique après refroidissement jusqu'à température ambiante (Figure 44). Des analyses métallurgiques supplémentaires telles que l'étude de l'évolution de la dureté, du ratio ferrite/perlite et de la densité nodulaire ont été effectuées. La dureté a été mesurée sur la face latérale de l'échantillon en trois mesures HB30 (plan perpendiculaire à l'étude micrographique).

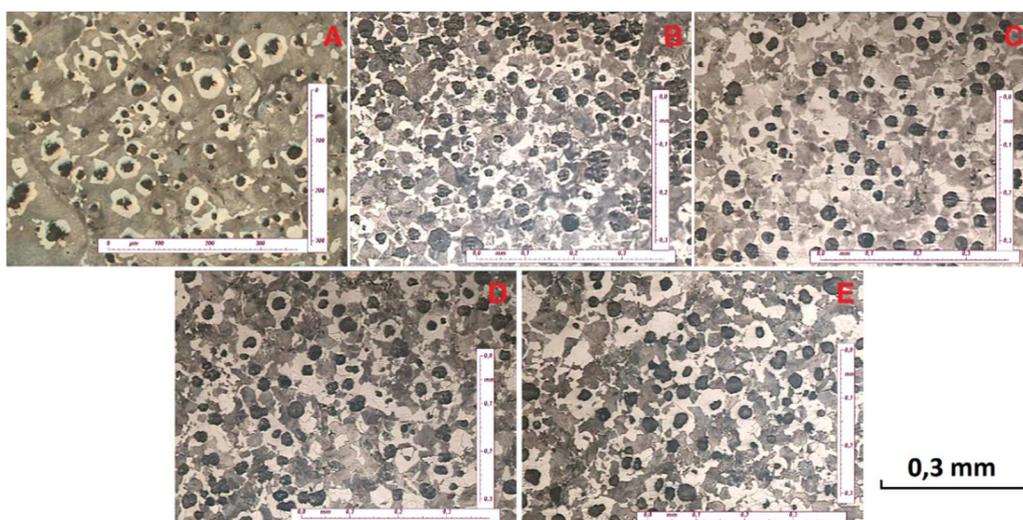


Figure 44 : Structure ferrito-perlitique après attaque Nital 4% : (A) brute de coulée, (B à E) après essais 1 à 4

L'analyse d'image en niveaux de gris a permis d'identifier l'évolution des constituants au fur et à mesure des cycles thermiques. La ferrite étant identifiée en blanc, la perlite en gris et les nodules en noir sur les micrographies des échantillons attaqués au Nital 4%. Sur la Figure 45 jusqu'à la Figure 48, l'essai n°0 correspond au matériau brut de coulée, les essais suivants représentent les cycles thermiques chronologiquement.

L'évolution de la dureté (Figure 45 - A) montre l'effet des cycles thermiques sur le matériau. La dureté décroît au fur et à mesure des cycles (250 HB30 pour le barreau brut initial) jusqu'à une valeur de 175 HB30 après le quatrième essai. Chaque cycle constitue un recuit complet avec recristallisation de la matrice.

Le grossissement du grain de ferrite (Figure 45 - B) conjointement à la dissolution répétée de la cémentite introduit par les cycles d'austénitisation avec refroidissement lent provoquent une diminution de la dureté au fur et à mesure des cycles [86, 87].

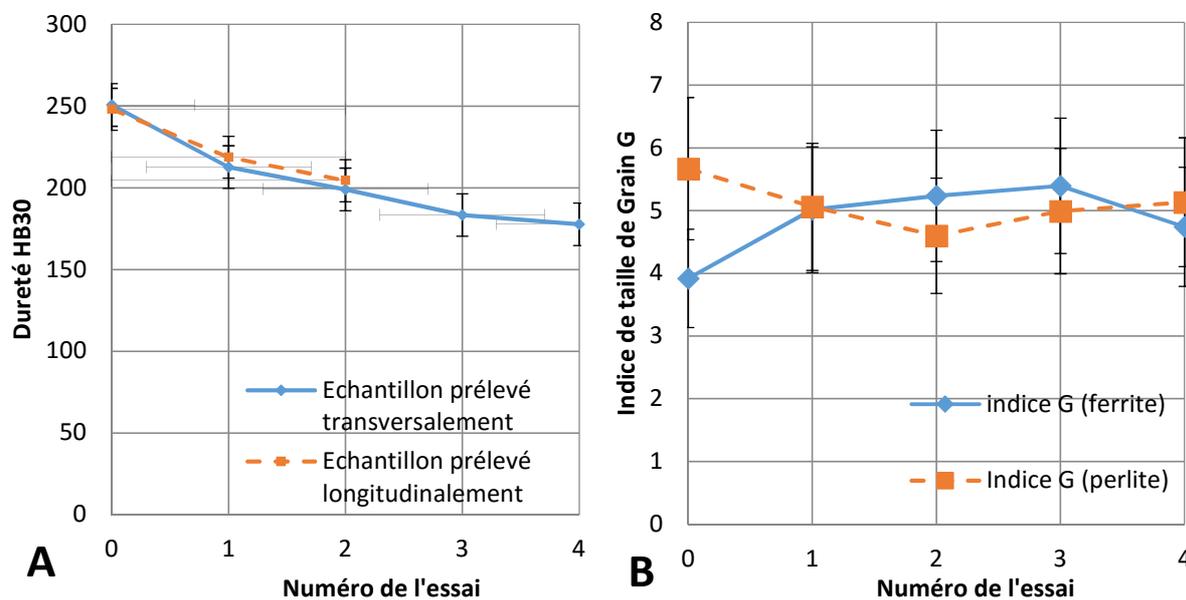


Figure 45 : Evolution de la dureté (HB30) lors des essais répétés de dilatométrie (A) et Evolution de la taille de grains (indice G) de ferrite et de perlite (B)

Sur les différentes mesures effectuées après chaque cycle thermique, la densité nodulaire oscille entre 250 et 400 nodules par  $\text{mm}^2$  et la section moyenne nodulaire entre 300 et 800  $\mu\text{m}^2$  (Figure 46). Les mesures sont des approximations surfaciques de la densité nodulaire. Elles sont effectuées sur des plans parallèles à différentes profondeurs après chaque essai, l'éprouvette étant raccourcie de 2mm pour s'affranchir des effets du chauffage sur la structure en bord d'éprouvette. La réparation des sections nodulaires (Figure 47) montre une majorité de nodule dont la section interceptée dans le plan d'observation est inférieure à 1000  $\mu\text{m}^2$  avec un pic de population de petits nodules de section interceptée dans le plan d'observation inférieure à 200  $\mu\text{m}^2$ . La présence non systématique de plus gros nodules (présents en Figure 47 : 1, 2 et 4) est synonyme d'une hétérogénéité nodulaire.

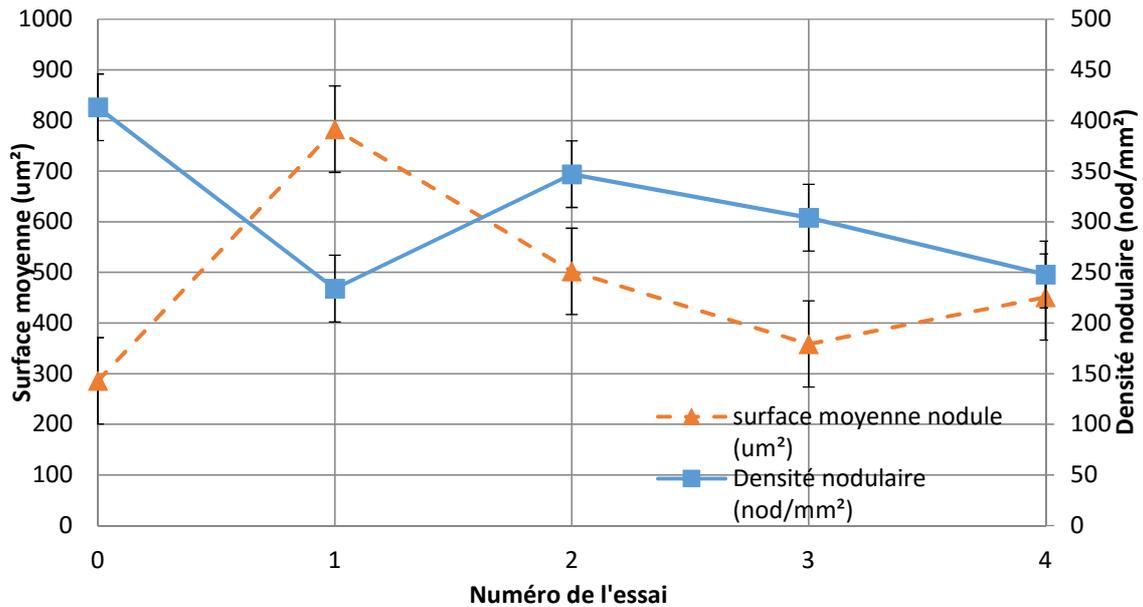


Figure 46 : Section moyenne et densité nodulaire lors des essais répétés de dilatométrie

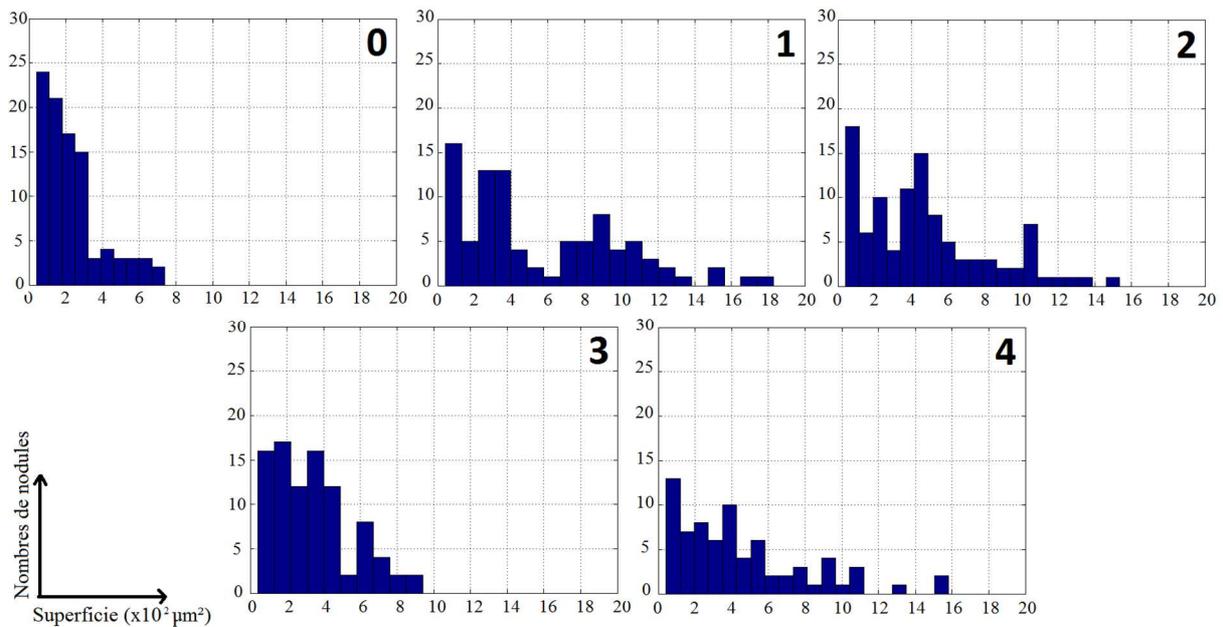


Figure 47 : Histogramme de répartition des superficies des sections nodulaires sur une zone constante de 0,5 x 0,6 mm².

(0 – Brute de coulées ; 1 à 4 – Essais successifs)

Lors des premiers cycles thermiques, le taux de perlite diminue de 70 à 40% alors que le taux de ferrite augmente de 20 à 40% (Figure 48). Au cours de ces premiers cycles thermiques, le taux nodulaire augmente de 12 à 20% avec une augmentation de la surface nodulaire moyenne de 285  $\mu\text{m}^2$  à 783  $\mu\text{m}^2$  (Figure 46). Ce phénomène s'explique par une diffusion du carbone contenu dans la matrice perlitique métastable vers les nodules à l'état solide.

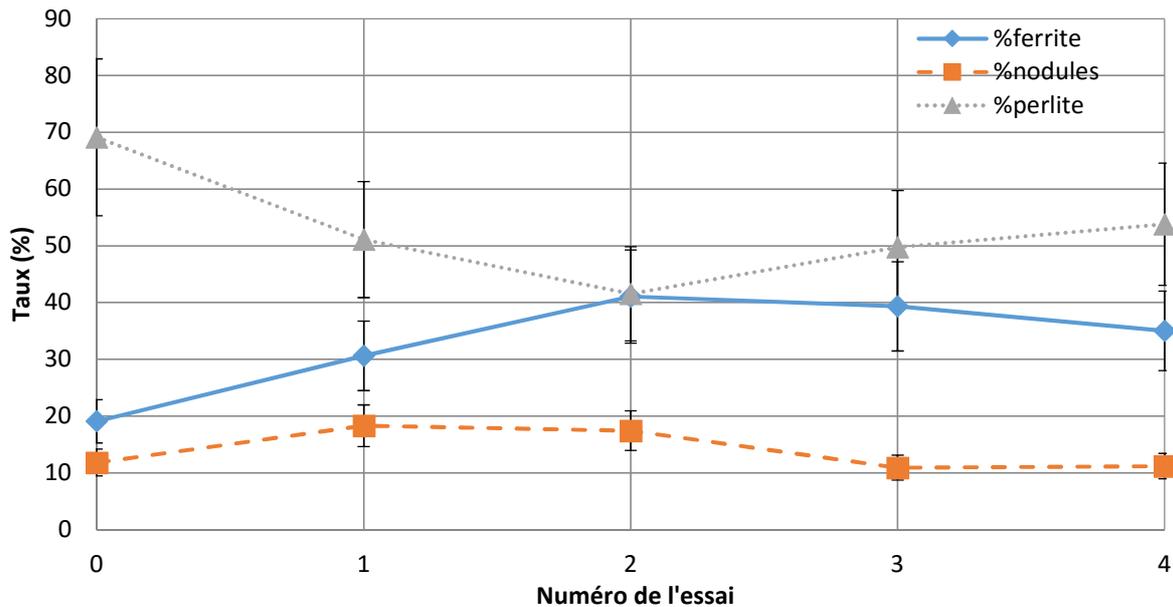


Figure 48 : Evolution du taux des constituants sur la surface totale lors des essais répétés de dilatométrie

Les cycles thermiques des essais de dilatométrie se rapprochent d'un traitement de ferritisation. Ceci explique la diminution de la dureté observée dans la Figure 45-A au fur et à mesure de la répétition des cycles. A partir du troisième cycle, le phénomène s'inverse avec une diminution de la surface moyenne des nodules et du taux de ferrite et une augmentation du taux de perlite. Le carbone contenu dans la perlite et dans les nodules tend à s'homogénéiser. La taille moyenne du grain de perlite (Figure 45-B) est la plus importante à l'état brut de coulée. La taille du grain de perlite diminue alors que celle du grain de ferrite augmente dès le premier essai jusqu'à ce que leurs tailles soient similaires et proches de l'indice  $G = 5$ . La taille des différents grains s'homogénéise et n'évolue que très peu malgré les essais successifs.

Les cycles thermiques modifient sensiblement le comportement de la fonte GS par l'augmentation de la taille du grain de ferrite dès le premier essai et avec une stabilisation dès le deuxième cycle, rendant le matériau plus ductile. Ces caractéristiques sont conservées à chaud et sont donc favorables à la découpe sans déchirement. Le refroidissement lent dans la dilatométrie favorise l'augmentation du taux de ferrite. Cette évolution constatée n'affectera pas le process industriel de démasselotage compte tenu du traitement de trempe bainitique à refroidissement contrôlé qui sera réalisé. L'histoire thermique de la pièce a donc une grande importance sur la qualité de la bielle démasselotée.

### II.3. Essais de traction

Les essais ont été réalisés sur une machine de traction de type MTS 810 de capacité de 100kN équipée d'un four cylindrique régulé en trois zones de chauffe et de fixations en Udimet refroidies par eau. L'allongement relatif de la zone utile est donné par un extensomètre équipé de couteaux en céramique afin de réaliser les mesures à haute température (Figure 49-A). Les couteaux sont placés dans la zone utile avec un écartement initial de  $L_0 = 12 \text{ mm}$ .

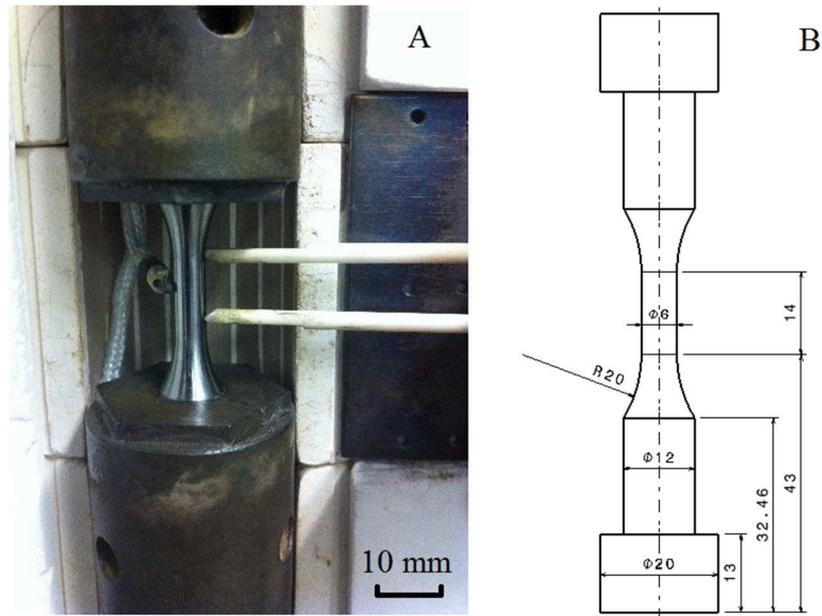


Figure 49 : Montage (A) et géométrie de l'éprouvette (B) de traction à chaud sur MTS 810

Les essais de traction monotones sont effectués sur une éprouvette axisymétrique correspondant aux capacités de la machine et à la géométrie des mors à chaud (Figure 49 - B). La norme ASTM A48 relative aux essais de traction sur fonte grise spécifie un diamètre minimum de la zone utile de 13mm afin de s'affranchir des hétérogénéités de la microstructure. Notre éprouvette dimensionnée pour des essais à chaud sur les mors de la machine avec un diamètre dans la zone utile  $D_0 = 6 \text{ mm}$  sera donc plus sensible à ces effets (microretassures, amas graphitiques). Les éprouvettes sont usinées dans les barreaux de fonte GS présentés dans le paragraphe précédent (§ II-2). Un polissage fin (du grain 400 jusqu'au polissage diamant  $3\mu\text{m}$ ) de la zone utile est effectué sur chacune des éprouvettes afin d'éliminer tout effet d'entaille introduit par les passes d'usinage.

Les essais de traction permettent d'étudier le comportement macroscopique de la fonte à graphite sphéroïdal jusqu'à rupture à haute température en phase austénitique. Deux principaux objectifs définissent la campagne d'essai en traction : l'obtention des caractéristiques mécaniques à chaud de la fonte GS et l'influence de la microstructure nodulaire sur la propagation des fissures. L'intervalle de température a été choisi afin de correspondre à la zone étudiée pour le démasselotage des bielles dans le cycle de fabrication. L'asservissement de la machine de traction MTS 810 nécessite un pilotage de l'essai par la vitesse de traverse. Différentes campagnes ont été conduites à 4 vitesses de traverse programmées ( $6 \cdot 10^{-3}$ ,  $6 \cdot 10^{-1}$ , 6 et  $18 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ) et 3 températures (900, 950 et  $1000^\circ\text{C}$ ). La variation de ces paramètres permet d'étudier l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement ainsi que sur le mode de rupture.

### II.3.1. Essais monotones sur éprouvettes lisses axisymétriques

La gamme de vitesse de déformation étudiée fait apparaître deux domaines distincts. Les vitesses de déplacement de  $6 \cdot 10^{-3}$  et  $6 \cdot 10^{-1} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  sont considérées comme vitesses faibles et les vitesses de déplacement de 6 et  $18 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  sont considérées comme vitesses élevées. Pour les faibles vitesses, la consigne est obtenue avant dépassement de la limite élastique. Les vitesses de déformation résultantes dans la zone utile de l'éprouvette lors des essais à faibles vitesses sont de  $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et  $3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  (vitesse augmentée d'un facteur 100).

Pour les vitesses plus élevées, la consigne est obtenue après dépassement de la limite élastique soit au-dessus de 5% de déformation. Les vitesses de déformation résultantes après stabilisation dans la zone utile de l'éprouvette sont de  $2,7.10^{-1}s^{-1}$  et  $6,3.10^{-1}s^{-1}$  (vitesse de déformation maximale en traction). Le Tableau 8 résume les différents domaines de vitesse de déformation étudiés en fonction des vitesses de déplacement de la traverse :

Consigne en vitesse de déplacement ( $mm.s^{-1}$ )	$6.10^{-3}$		$6.10^{-1}$		6		18	
Vitesse de déformation moyenne ( $s^{-1}$ )	$1,3.10^{-4}$	$3.10^{-4}$	$3,4.10^{-3}$	$3.10^{-2}$	$1,25.10^{-2}$	$2,7.10^{-1}$	$2,3.10^{-2}$	$6,3.10^{-1}$
Intervalle de déformation	< 0,3%	> 0,3%	< 0,3%	> 0,3%	< 5%	> 5%	< 5%	> 5%

Tableau 8 : Domaines de vitesse étudiés pour les essais de traction uniaxiale à haute température.

Au minimum, deux essais ont été réalisés par une même condition d'essai afin de vérifier la répétabilité des essais. Pour chaque essai, l'éprouvette subit une austénitisation pendant 15 min à température de consigne avant de commencer l'essai. L'évolution de la déformation a été obtenue avant rupture par l'acquisition de l'allongement relatif  $e$  avec l'extensomètre puis par interpolation sur le déplacement du vérin  $u$  ( $e > 20\%$ ) afin d'obtenir la courbe complète. Soit :

$$\left\{ \begin{array}{l} e \leq 20\% ; \varepsilon = \ln(1 + e) \text{ et } \sigma = \frac{4.F}{\pi.D_0^2} \cdot (1 + e) \\ e > 20\% ; \varepsilon = \ln(1 + u/L_0) \text{ et } \sigma = \frac{4.F}{\pi.D_0^2} \cdot (1 + u/L_0) \end{array} \right.$$

Où  $D_0$  et  $L_0$  représentent respectivement le diamètre initial de la zone utile de l'éprouvette et la longueur initiale de la zone utile.

Les essais à faibles vitesses (Figure 50) ont révélé un comportement élasto-viscoplastique répétable de la fonte GS avec une forte disparité en termes d'allongement à la rupture. L'hétérogénéité de la structure nodulaire de la fonte GS peut expliquer ces différences de comportement à la rupture. Les valeurs de déformation à la rupture retenues (entre 22% et 25%) sont obtenues après multiplication des essais à même configuration. Une ductilité plus importante est remarquée avec l'augmentation de la vitesse de déformation quelle que soit la température. Un phénomène d'adoucissement est observé et est accentué pour les faibles vitesses et pour les températures les plus élevées. La rupture n'est pas brutale et démontre un endommagement progressif relatif à une rupture ductile.

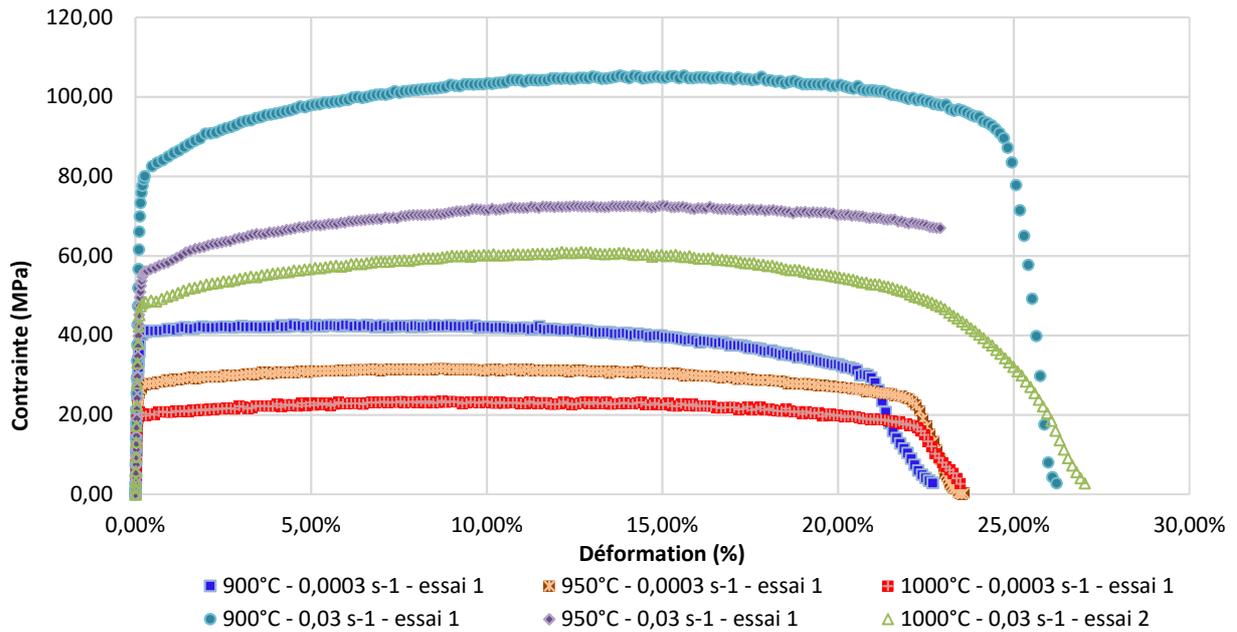


Figure 50 : Essais de traction à chaud à faibles vitesses de déformation :  $3.10^{-4} s^{-1}$  et  $3.10^{-2} s^{-1}$

Pour les essais à vitesse élevée (Figure 51), l'effet de l'adoucissement thermique est fortement réduit. La vitesse de déformation à haute température joue un rôle prépondérant sur la contrainte d'écoulement du matériau [88]. La nouvelle gamme de vitesse fait apparaître un écrouissage important du matériau. L'allure globale des courbes en contrainte-déformation montre que l'adoucissement dû à la température n'est plus significatif dans la gamme de vitesse de déformation de  $2,7.10^{-1} s^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 6,4.10^{-1} s^{-1}$ . L'allongement à la rupture se situe entre 20 et 25% et évolue indépendamment de l'augmentation de la vitesse dans la gamme  $2,7.10^{-1} s^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 6,4.10^{-1} s^{-1}$ . La différence de comportement relevé dans cette gamme de vitesse de déformation introduit la nécessité de choisir des modèles de comportement et d'endommagement adaptés en fonction du domaine de vitesse de déformation étudié. L'influence de la vitesse et de la température sur le comportement de la fonte GS est étudiée plus précisément à l'aide des courbes en contrainte-déformation isothermes et à iso-vitesse.

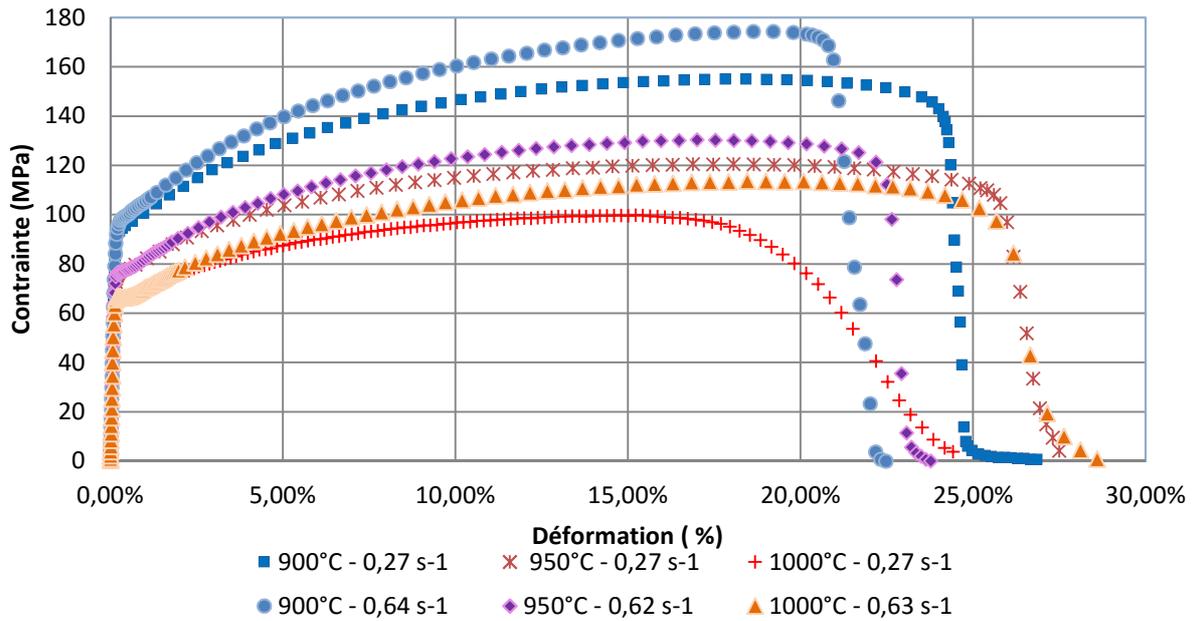


Figure 51 : Essais de traction à chaud à vitesses de déformation élevées :  $3 \cdot 10^{-1} s^{-1}$  et  $6 \cdot 10^{-1} s^{-1}$

### II.3.1.1. Courbes rationnelles de traction isothermes :

L'importance de la vitesse de déformation et de la température dans le processus de démasselotage implique de déterminer la criticité de ces paramètres sur le comportement de la fonte. La comparaison des caractéristiques mécaniques en fixant l'un de ces paramètres permet de déterminer le plus influent dans le domaine étudié.

Les courbes isothermes (Figure 52, Figure 53 et Figure 54) montrent que l'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement est similaire quelle que soit la température. L'augmentation d'un facteur de  $2 \cdot 10^3$  entre la vitesse de déformation la plus faible et la vitesse maximale étudiée augmente significativement la résistance à la traction maximale (facteur 6) ainsi que la déformation correspondante qui tend vers 20%. L'effet de l'écroutissage est accentué par l'augmentation de la vitesse de déformation ce qui diminue l'influence de l'adoucissement thermique.

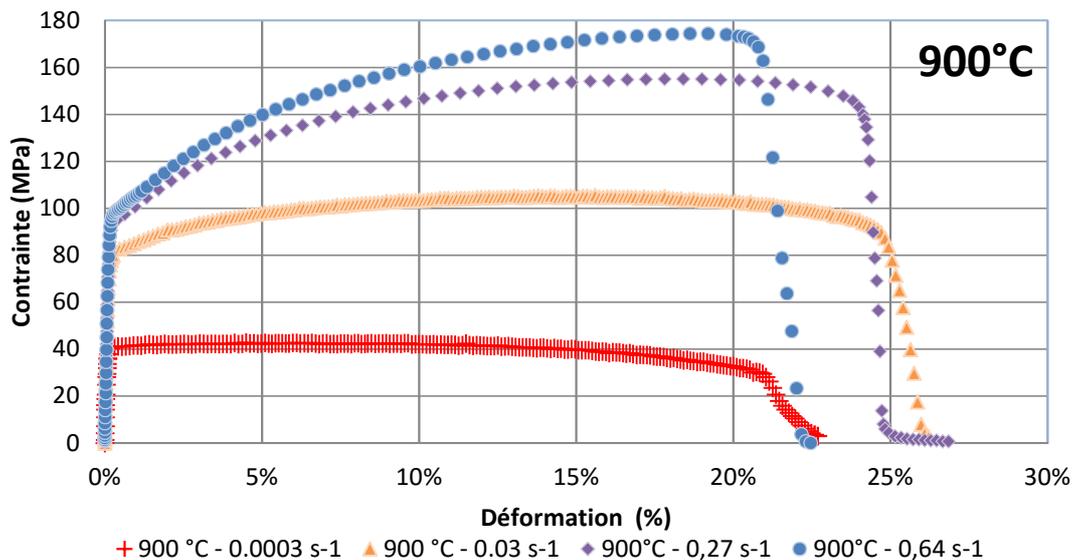


Figure 52 : Essais de traction à 900°C pour différentes vitesses de sollicitation

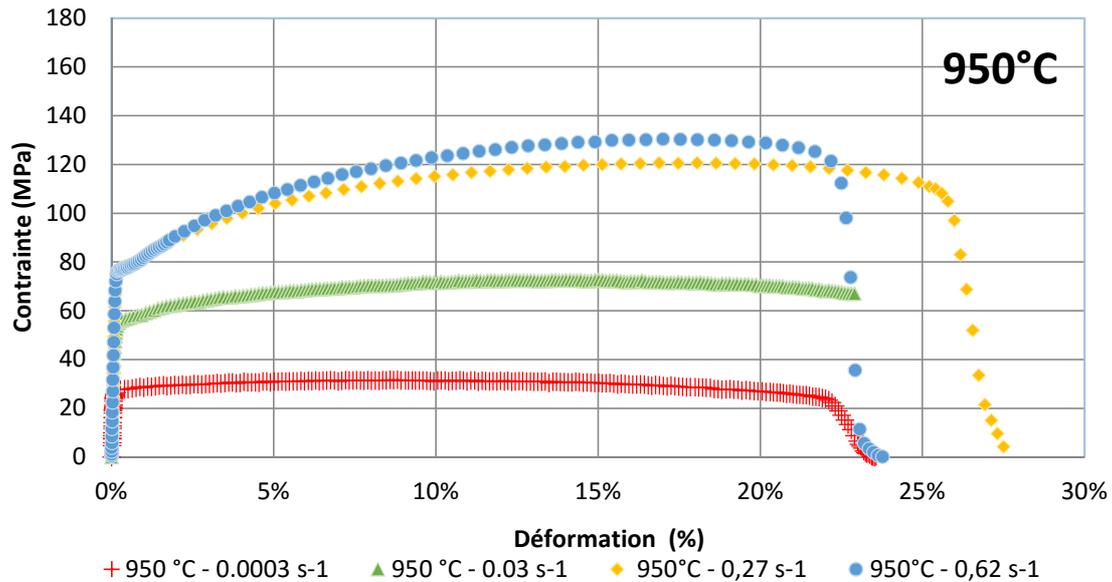


Figure 53 : Essais de traction à 950°C pour différentes vitesses de sollicitation

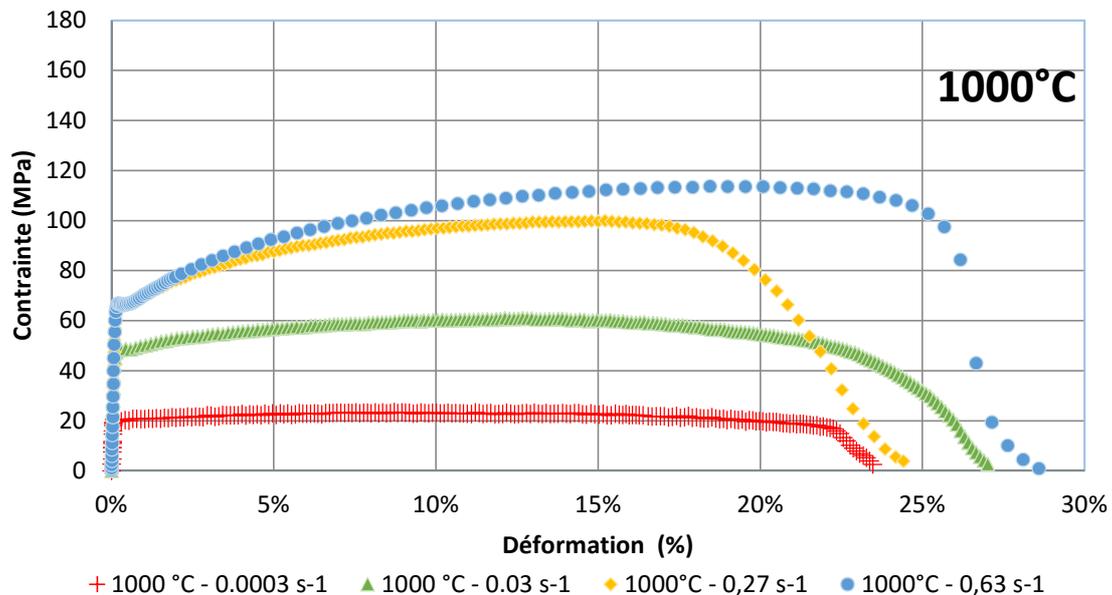


Figure 54 : Essais de traction à 1000°C pour différentes vitesses de sollicitation

### II.3.1.2. Courbes rationnelles de traction à iso vitesse de déformation :

Les courbes à iso-vitesses (Figure 55, Figure 56 et Figure 57) montrent un comportement de la fonte GS caractéristique pour chaque vitesse de déformation. A la vitesse de déformation la plus faible ( $3.10^{-4}s^{-1}$ ), la contrainte évolue peu lors de l'écroutissage jusqu'à sa valeur maximale, le comportement est proche d'une plasticité parfaite. L'agitation thermique est suffisante pour que les dislocations puissent franchir les obstacles (petites inclusions ou éléments d'alliage) les plus faibles [89]. L'adoucissement thermique est par la suite très prononcé du fait du temps prolongé de l'essai.

- A la vitesse de  $3.10^{-2}s^{-1}$ , le taux d'écroutissage devient significatif. La déformation correspondant à la contrainte maximale ( $\epsilon_{Rm} \approx 13\%$ ) est proche de la moitié de la déformation à la rupture.

- A la vitesse de  $2,7 \cdot 10^{-1} s^{-1}$ , le taux d'écrouissage augmente alors que l'adoucissement est faiblement prononcé. La rupture intervient rapidement après dépassement de la contrainte maximale.
- A la vitesse de  $6,3 \cdot 10^{-1} s^{-1}$ , l'adoucissement n'est plus visible et le taux d'écrouissage est très important.

Lorsque la vitesse de déformation augmente, l'effet de l'adoucissement due à la température est de plus en plus amoindri. Cette caractéristique a été précédemment décrite par Jing pour une fonte GS SiMo [90]. Ces résultats confirment le caractère élasto-viscoplastique de la fonte GS étudiée en phase austénitique à haute température.

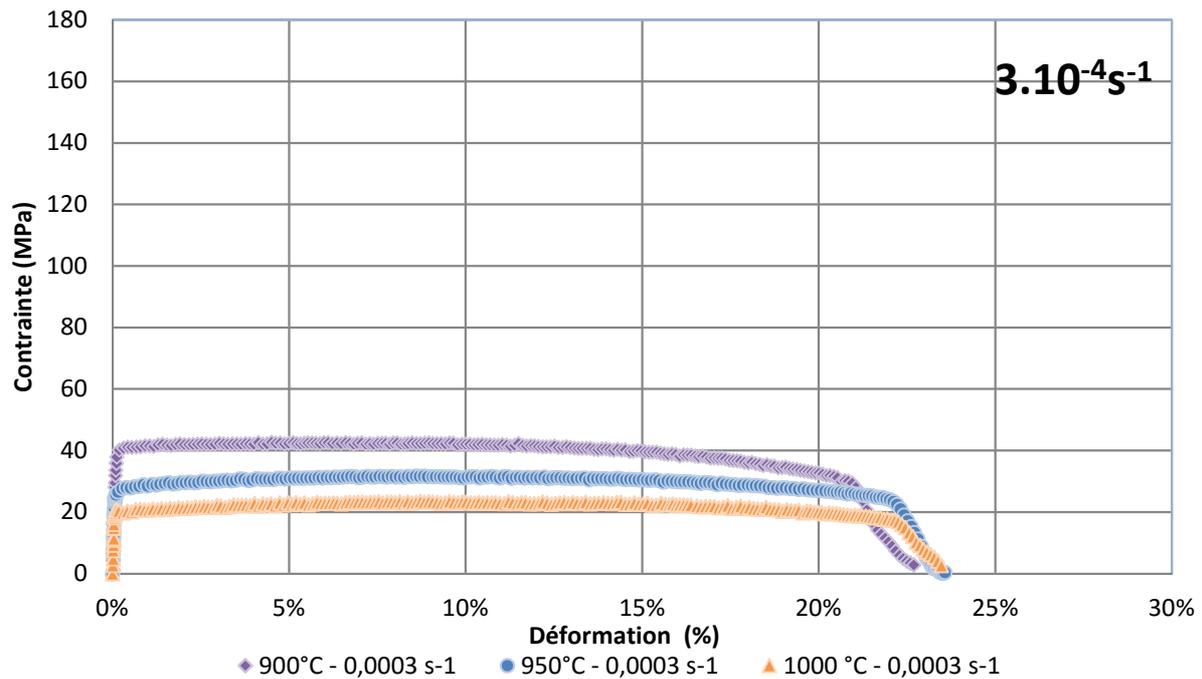


Figure 55 : Essais de traction à  $3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  pour les trois températures

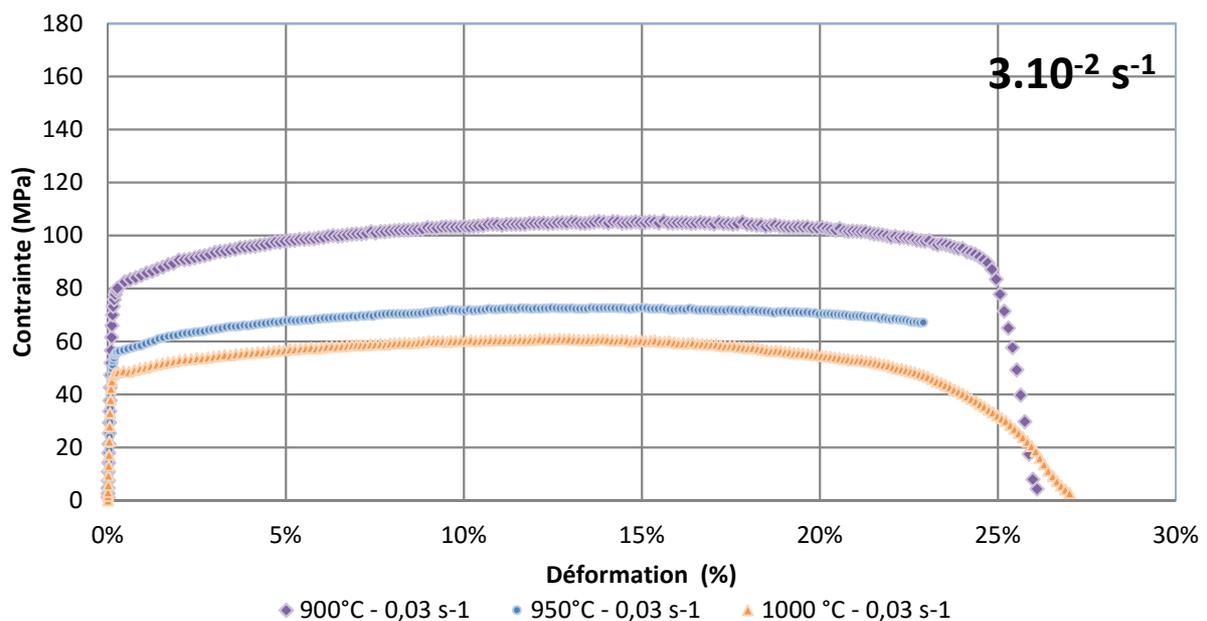


Figure 56 : Essais de traction à  $3 \cdot 10^{-2} s^{-1}$  pour les trois températures

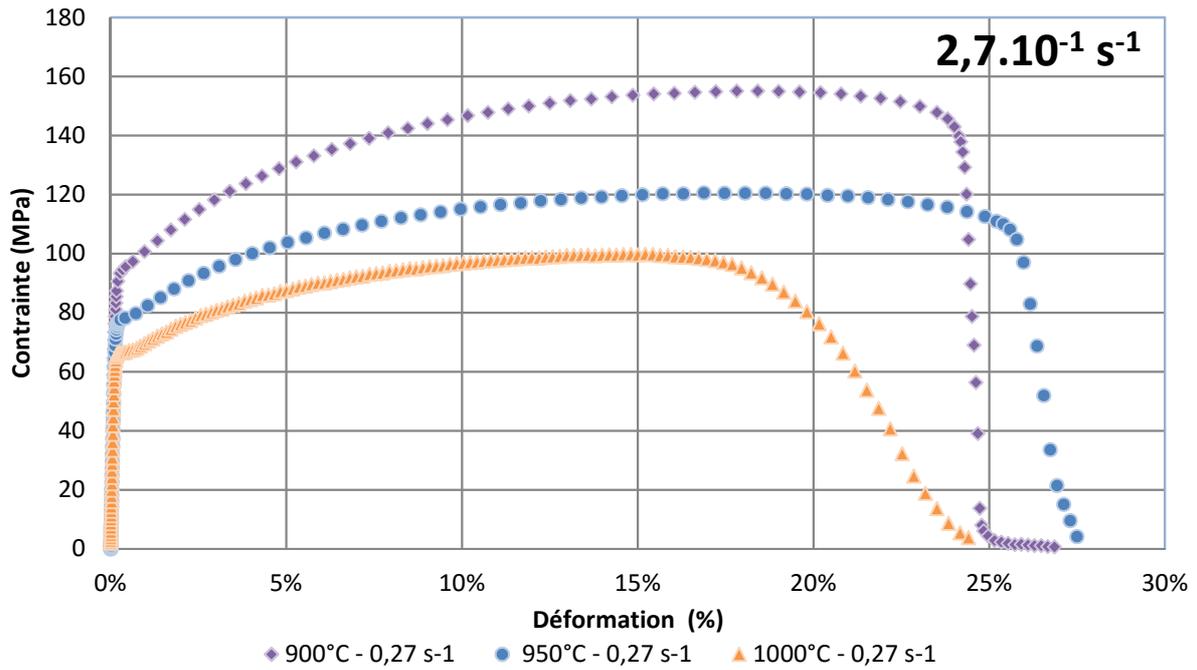


Figure 57 : Essais de traction à  $2,7 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  pour les trois températures

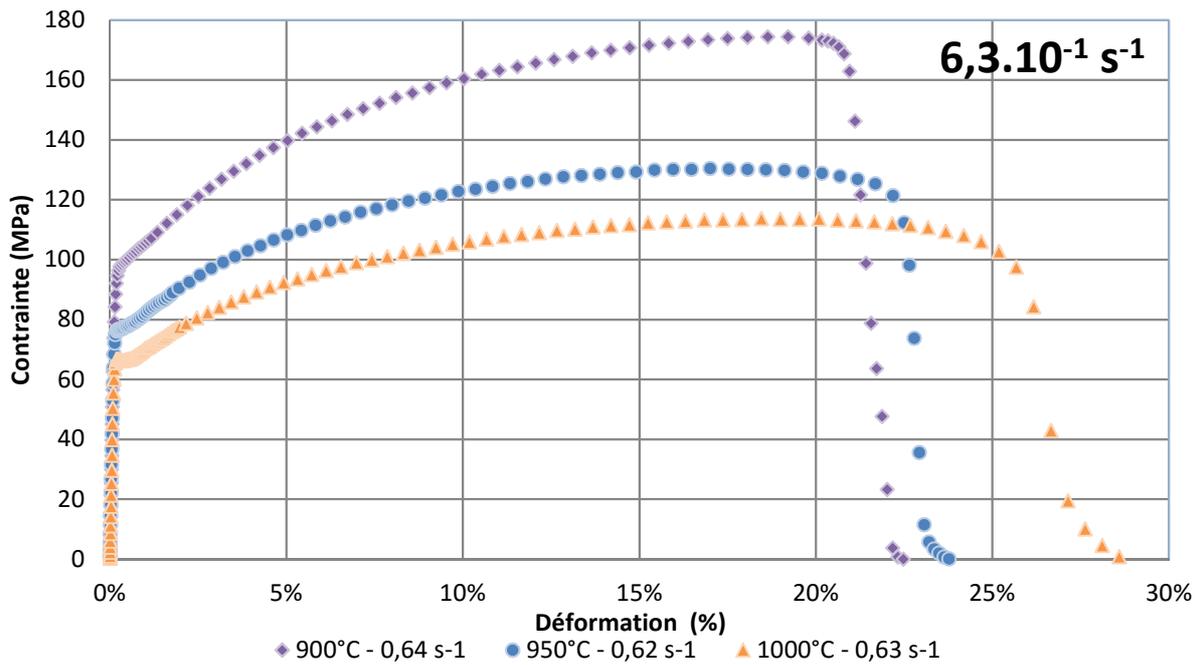


Figure 58 : Essais de traction à  $6,3 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  pour les trois températures

### II.3.1.3. Etude des propriétés mécaniques en fonction de la température et de la vitesse de déformation :

L'étude de l'évolution du module de Young en fonction de la température et de la vitesse de déformation (Figure 59 A et B) montre que l'influence de la température est peu significative dans la gamme 900-1000°C. Le module de Young est principalement dépendant de la vitesse de déformation lors de l'essai avec une valeur minimale obtenue pour la vitesse de déformation la plus faible. Les valeurs des vitesses de déformation indiquées sont

caractéristiques de la déformation élastique et sont inférieures aux vitesses visées puisque non stabilisées (Tableau 8). La représentation de l'évolution du module de Young en fonction de la vitesse de déformation montre une augmentation logarithmique (coefficient de corrélation moyen de  $R^2=0,95$ ) avec la vitesse de déformation (Figure 59 B). Cette évolution a été décrite pour le cas d'autres matériaux viscoplastiques [91]. La forte dépendance à la vitesse de déformation est usuellement retrouvée lorsque les températures d'essai sont supérieures à 0,5 fois la température de fusion du matériau [88]. Une étude supplémentaire sur l'effet des cycles de chargement-déchargement sur le module d'élasticité est reportée en annexe D.

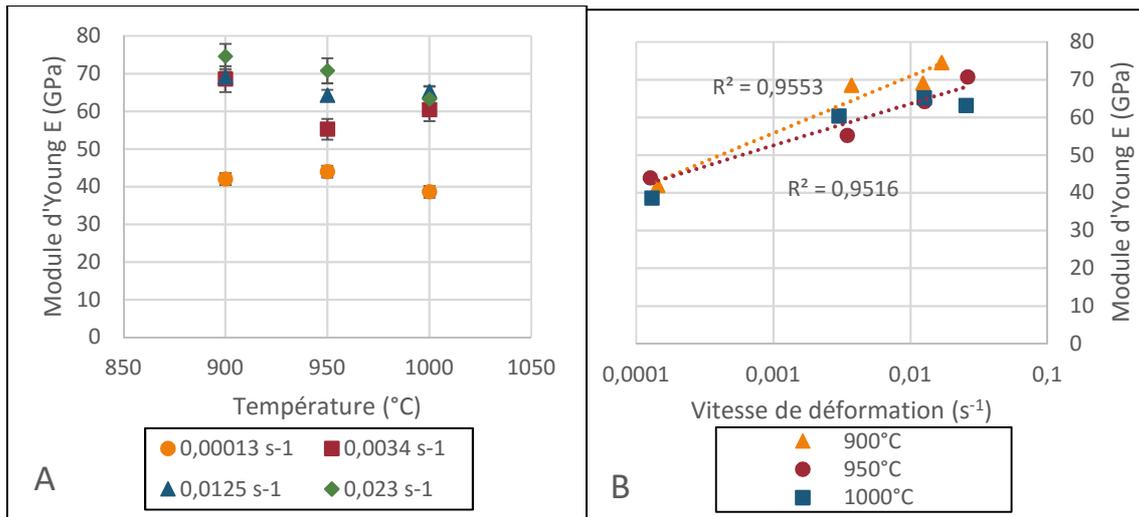


Figure 59 : Evolution du module de Young en fonction de la température et de la vitesse de déformation

L'étude de l'évolution de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% en fonction de la température et de la vitesse de déformation (Figure 60 A et B) montre que la température et la vitesse de déformation sont significatives dans le domaine étudié. L'augmentation de la température provoque une diminution quasi-linéaire du  $R_{p0,2}$  alors que l'augmentation de la vitesse de déformation provoque une augmentation logarithmique du  $R_{p0,2}$  (coefficient de corrélation  $0,97 \leq R^2 \leq 0,99$ ). L'effet important de la vitesse de déformation est provoqué par l'augmentation de la densité de dislocations combiné à la faible mobilité des dislocations dans le matériau ductile [92]. Cette caractéristique implique l'augmentation significative de la contrainte nécessaire à l'écroutissage avec l'augmentation de la vitesse de déformation dans la gamme étudiée.

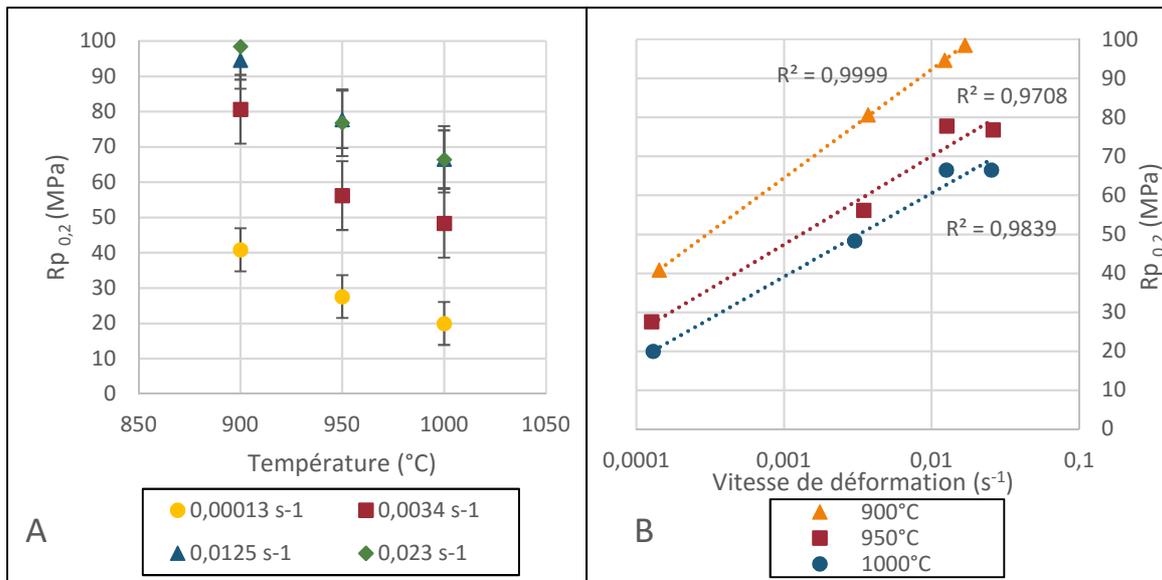


Figure 60 : Evolution de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% en fonction de la température et de la vitesse de déformation

De la même manière, l'étude de l'évolution de la résistance à la traction révèle une diminution linéaire avec l'augmentation de la température et une augmentation logarithmique (coefficient de corrélation  $0,95 \leq R^2 \leq 0,98$ ) avec l'augmentation de la vitesse de déformation (Figure 61 A et B). La vitesse de déformation étant stabilisée et plus importante que dans le domaine de déformation utilisé pour l'obtention du  $R_{p0,2}$ , son effet est plus marqué, notamment à partir de  $3 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ . Le Tableau 9 résume les valeurs obtenues pour les différentes conditions d'essais.

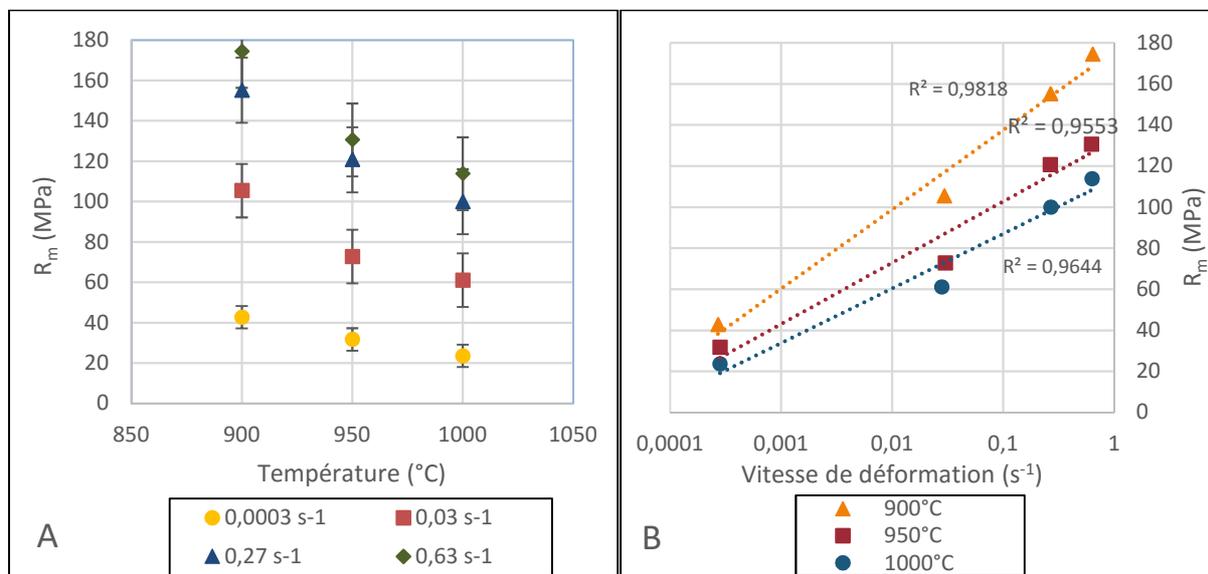


Figure 61 : Evolution de la résistance maximale en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

Vitesse de consigne ( $mm.s^{-1}$ )	$6.10^{-3}$			$6.10^{-1}$			6			18		
	900	950	1000	900	950	1000	900	950	1000	900	950	1000
Température (°C)	900	950	1000	900	950	1000	900	950	1000	900	950	1000
Module de Young (GPa)	42	44	38,6	68,5	55,2	60,4	69	64,2	65,2	74,5	70,8	63,2
Limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% (MPa)	40,8	27,6	20	80,7	56,2	48,4	94,6	77	66,2	98,5	76,8	66,5
Résistance maximale (MPa)	42,7	31,7	23,5	105,4	72,7	61	155,1	120,7	99,9	174,4	130,5	113,7

Tableau 9 : Récapitulatif des caractéristiques mécaniques obtenues en traction uniaxiale à chaud.

Les propriétés mécaniques obtenues à la vitesse maximale de traction montrent une diminution de l'effet de la température dans la gamme étudiée. Les valeurs obtenues à cette vitesse seront utilisées afin d'identifier le modèle de comportement et d'endommagement de notre fonte GS dans le chapitre suivant car celles-ci sont les plus représentatives parmi les essais effectués des conditions de vitesse du démasselotage.

#### II.3.1.4. Etude de la microstructure après rupture :

L'étude du comportement et des propriétés mécaniques à chaud a été complétée par une analyse micrographique post-mortem afin d'étudier les mécanismes de la rupture à travers la microstructure en fonction de la température et la vitesse de sollicitation de l'essai. Les différences de comportement observées sont traduites par une propagation de la fissure différente et donc une microstructure déformée après rupture, fonction des conditions de température et de vitesse des essais.

Pour chaque condition d'essai, des coupes longitudinales avec micrographies ont été effectuées post-mortem. Une analyse nodulaire a été réalisée sur ces micrographies ainsi que sur le barreau brut de coulée, utilisé pour réaliser l'éprouvette.

La coupe transversale pour l'étude micrographique est toujours positionnée afin que la zone de rupture soit située à gauche pour l'ensemble des éprouvettes et que le sens de sollicitation soit porté par l'axe horizontal (Figure 62).

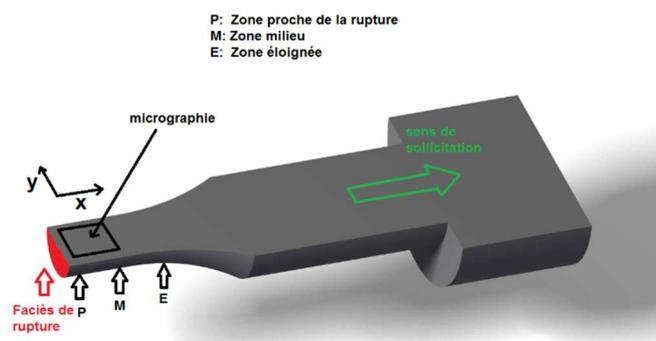


Figure 62 : Schéma du positionnement de l'étude micrographique après rupture sur éprouvette de traction.

L'étude transversale de la microstructure (Figure 63, Figure 64 et Figure 65) a été réalisée dans la zone utile en différentes zones de l'éprouvette. Ces différentes zones sont définies en fonction de la distance variant de 0 mm à 6 mm par rapport au faciès de rupture (Figure 62). La première zone est la plus proche du faciès et montre la structure déformée la plus importante, proche des conditions de rupture (Distance du faciès  $x \approx 0$  mm). La deuxième zone, comprise entre 0,5 et 3 mm, présente une microstructure proche des conditions de coalescence. La troisième zone, comprise entre 3 mm et 6 mm, présente des caractéristiques intermédiaires (fissuration de la matrice, déformation nodulaire) entre le matériau endommagé et le matériau initial. La dernière zone, la plus éloignée, montre la microstructure la moins déformée de la zone utile, proche des conditions initiales avant sollicitation.

L'étude de l'évolution de la microstructure après rupture de l'éprouvette en fonction de la température et de la vitesse de sollicitation révèle des caractéristiques microstructurales différentes en fonction des conditions d'essai (Figure 63 à Figure 65). A vitesse faible (Figure 63 à Figure 65 –  $3.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), la matrice présente de multiples microfissures reliant les nodules au niveau de l'interface avec la matrice. Les nodules présentent une forte décohésion aux pôles mais sont faiblement déformés. A la vitesse la plus importante (Figure 63 à Figure 65 –  $6,3.10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ), les cavités nodulaires sont fortement déformées. L'augmentation de la température provoque une déformation de la cavité nodulaire plus importante intervenant à des vitesses de sollicitations inférieures due à l'augmentation de la ductilité de la matrice.

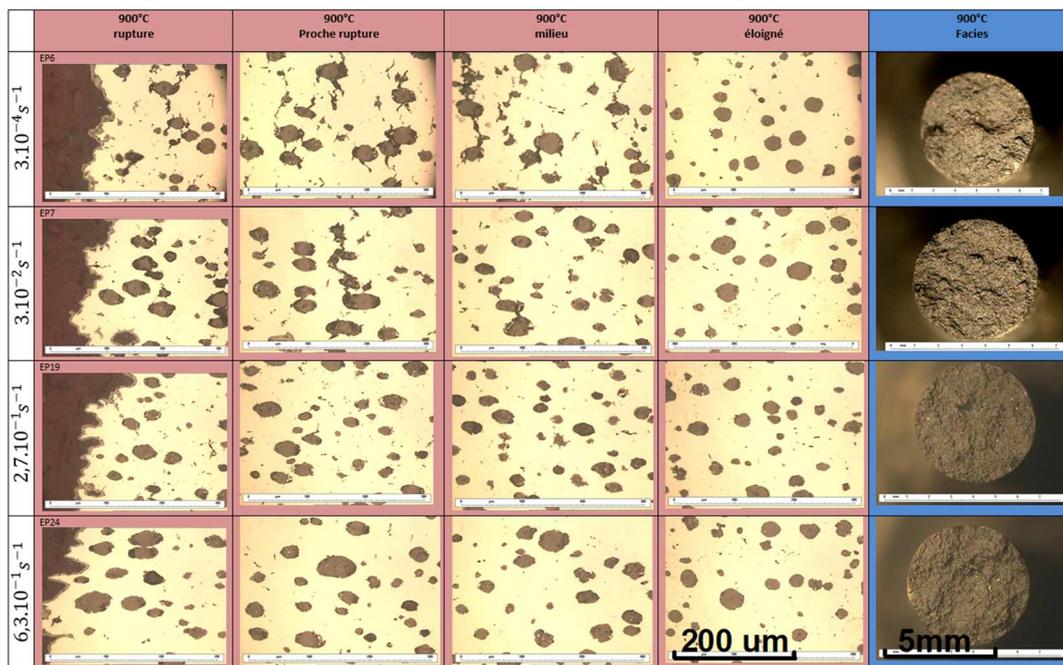


Figure 63 : Etude micrographique longitudinale après rupture dans les quatre zones caractéristiques à 900°C fonction de la vitesse de déformation

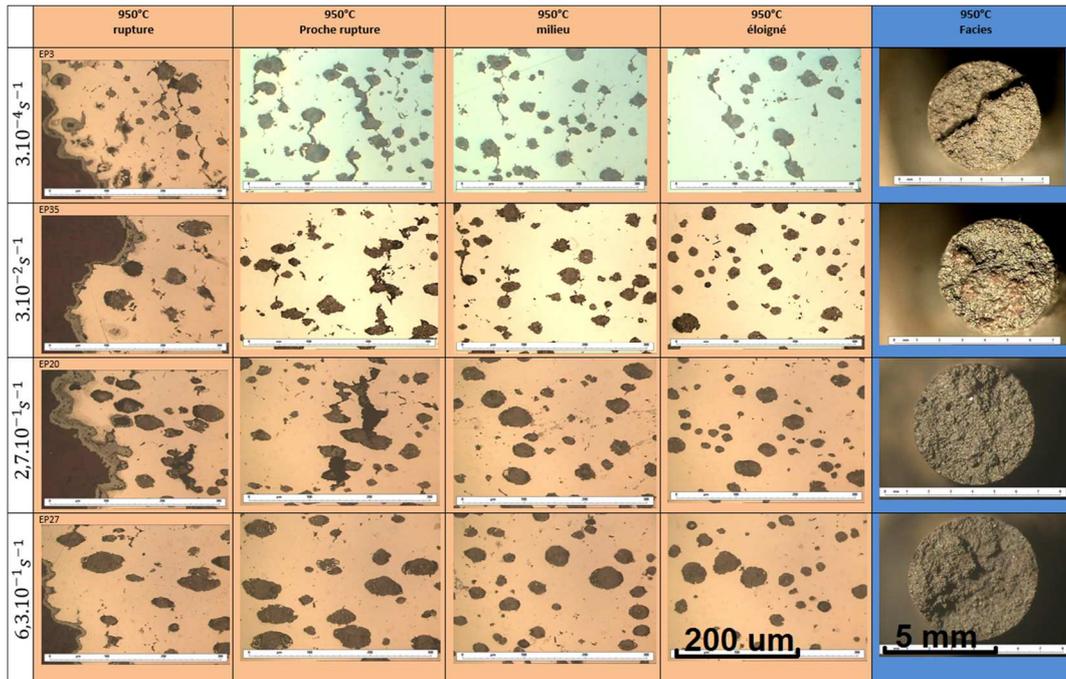


Figure 64 : Etude micrographique longitudinale après rupture dans les quatre zones caractéristiques à 950°C fonction de la vitesse de déformation

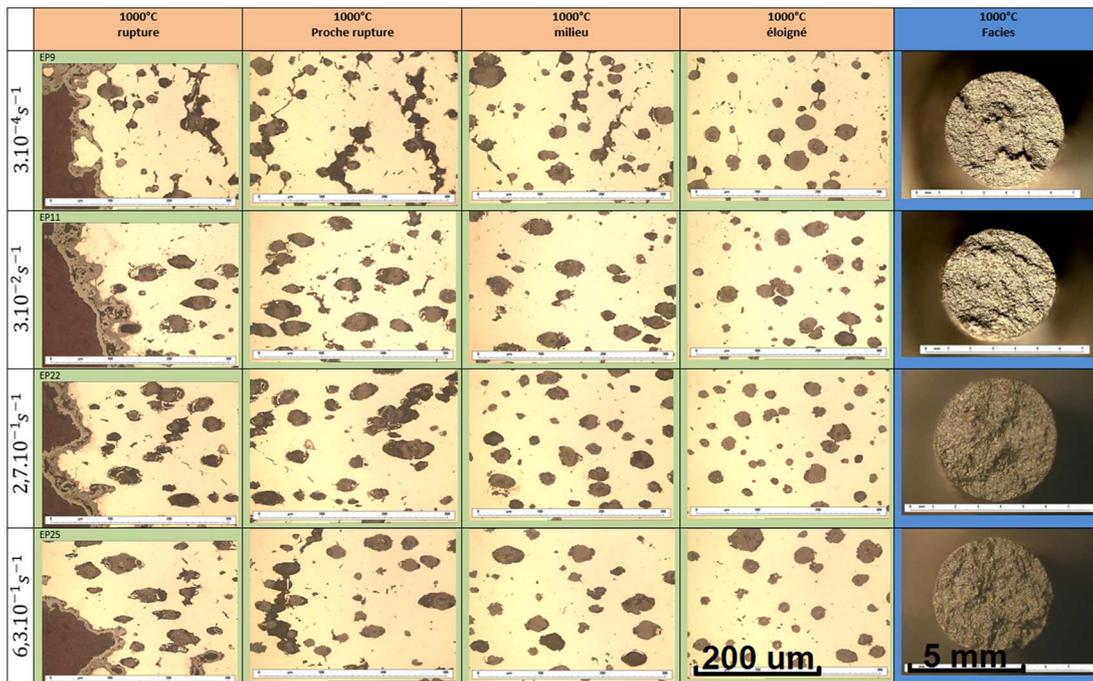


Figure 65 : Etude micrographique longitudinale après rupture dans les quatre zones caractéristiques à 1000°C fonction de la vitesse de déformation

L'observation au MEB des faciès de rupture montre une structure homogène caractéristique de la rupture ductile avec présence de cupules. L'observation au MEB des faciès est fortement perturbée du fait de l'oxydation du matériau à haute température. Les nodules sont présents sous forme fortement déstructurée sur la surface de rupture (Figure 66 – Grossissement x1500) car ils sont détériorés par les conditions de température dans un milieu oxydant (four non inerté).

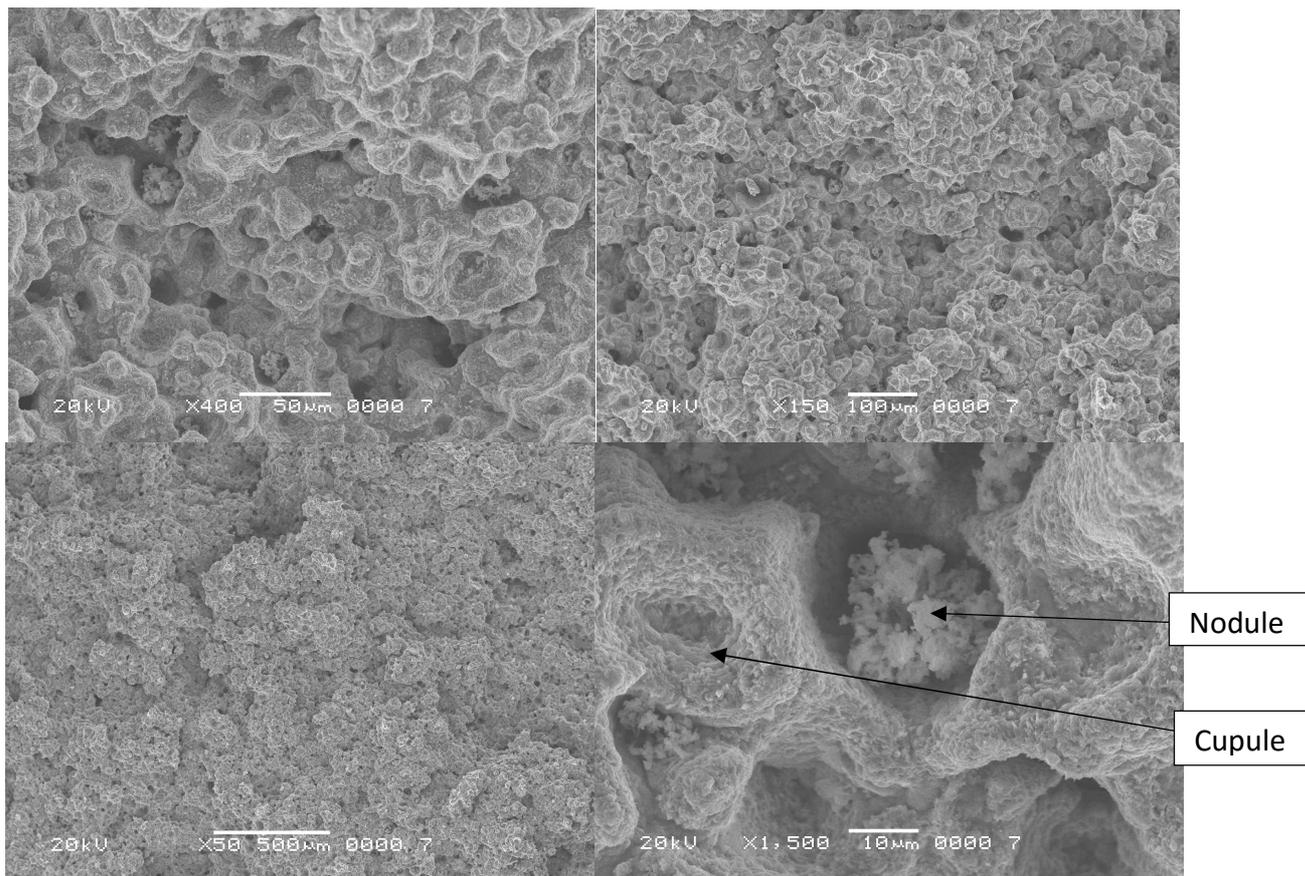


Figure 66 : Faciès de rupture à différents grossissements pour un essai de traction à chaud (900°C – 0,6 mm/s)

L'observation à la loupe binoculaire de l'éprouvette après rupture montre des plans de rupture multiples pour la plupart des essais à  $3.10^{-4} s^{-1}$  (Figure 67). Plusieurs macro fissures se sont propagées dans la zone utile et ont conduit à la rupture de l'éprouvette. Cette observation peut être expliquée par la présence de multiples microfissures dans la matrice à faible vitesse qui peuvent être le siège de plusieurs départs de macrofissure.

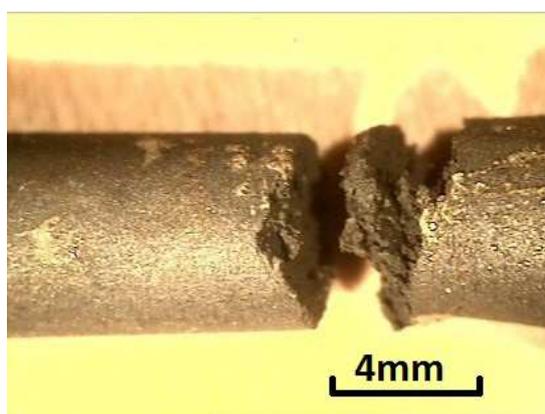


Figure 67 : Exemple de multiples macrofissures sur éprouvette post mortem

Les observations réalisées sur les micrographies transversales ont été consolidées par un traitement d'image pour chaque condition d'essai. L'évolution de la densité nodulaire (par  $mm^2$ ), du pourcentage nodulaire ainsi que du facteur de forme ont ainsi été étudiés.

La densité nodulaire (Figure 68) est représentative des différentes porosités au sein de la matrice (nodules et cavités). L'analyse d'image ne permet pas de différencier les porosités des fissures présentes dans la matrice. Afin de représenter, de manière plus exacte, la densité de porosités, les différentes fissures ont été écartées de la mesure avant traitement d'image. Une densité nodulaire plus importante dans les zones proches du faciès de rupture révèle la présence plus importante de porosités dans les zones les plus fortement endommagées. L'évolution des porosités dans un matériau ductile est régie successivement par les phénomènes de nucléation, croissance puis coalescence de celles-ci. La présence initiale des nodules considérés comme des cavités aux sein de la matrice implique la présence importante de cavités dans les zones proches de la rupture.

L'hétérogénéité des valeurs de densité nodulaire comprise entre 420 et 630 nodules/mm<sup>2</sup> relevée dans les zones les moins déformées est une caractéristique initiale de la fonte étudiée. Cette caractéristique permet d'expliquer les différences de comportement observées lors des essais avec, en particulier, les phénomènes de rupture prématurée provoqués par un taux de porosité initial plus important. La présence d'amas graphitique, due à des ségrégations lors de la coulée du barreau initial, augmente localement les sites préférentiels de départ de macrofissure.

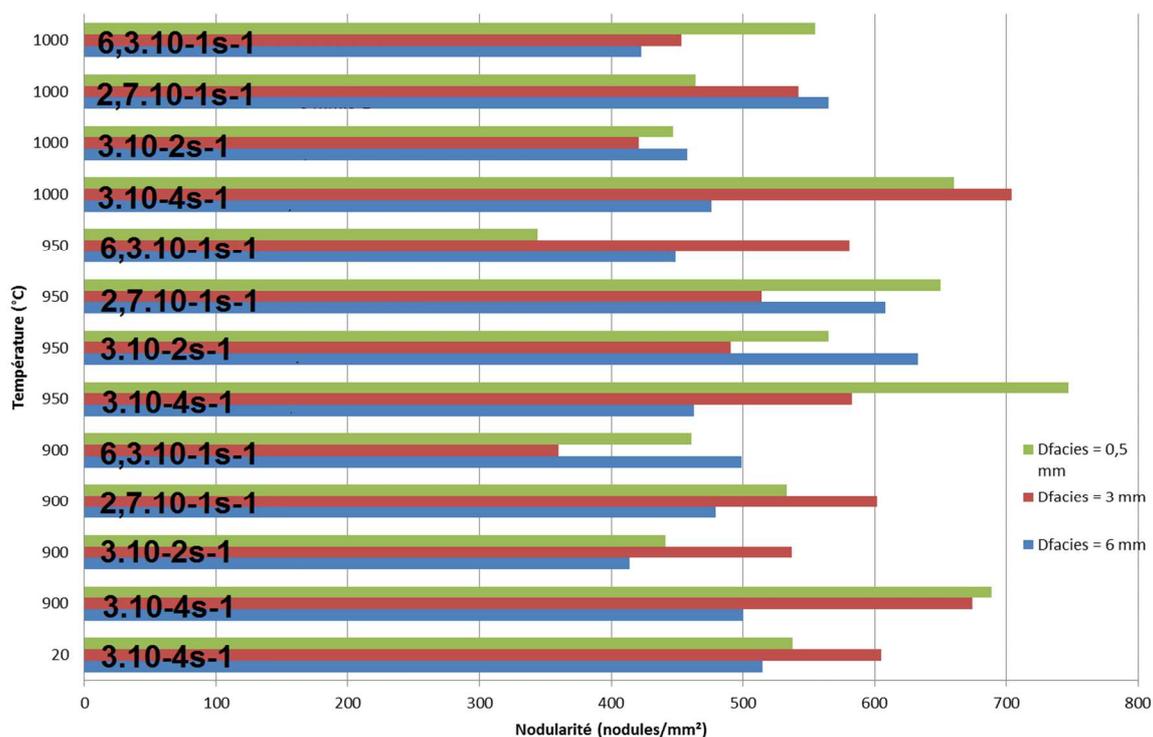


Figure 68 : Evolution de la densité nodulaire (nodules/mm<sup>2</sup>) pour trois zones caractéristiques en fonction des conditions d'essai.

La Figure 69 montre une augmentation de la fraction surfacique de cavité, exprimée ici par le pourcentage nodulaire, à proximité du faciès de rupture (zone la plus endommagée) pour chaque condition d'essai. L'accroissement de la température tend à augmenter cette fraction surfacique de cavité pour une même vitesse de sollicitation. Cette évolution de la fraction surfacique de cavité peut donc être utilisée pour traduire l'endommagement et alimenter les modèles de type GTN qui s'appuient sur l'évolution de la fraction volumique de vide.

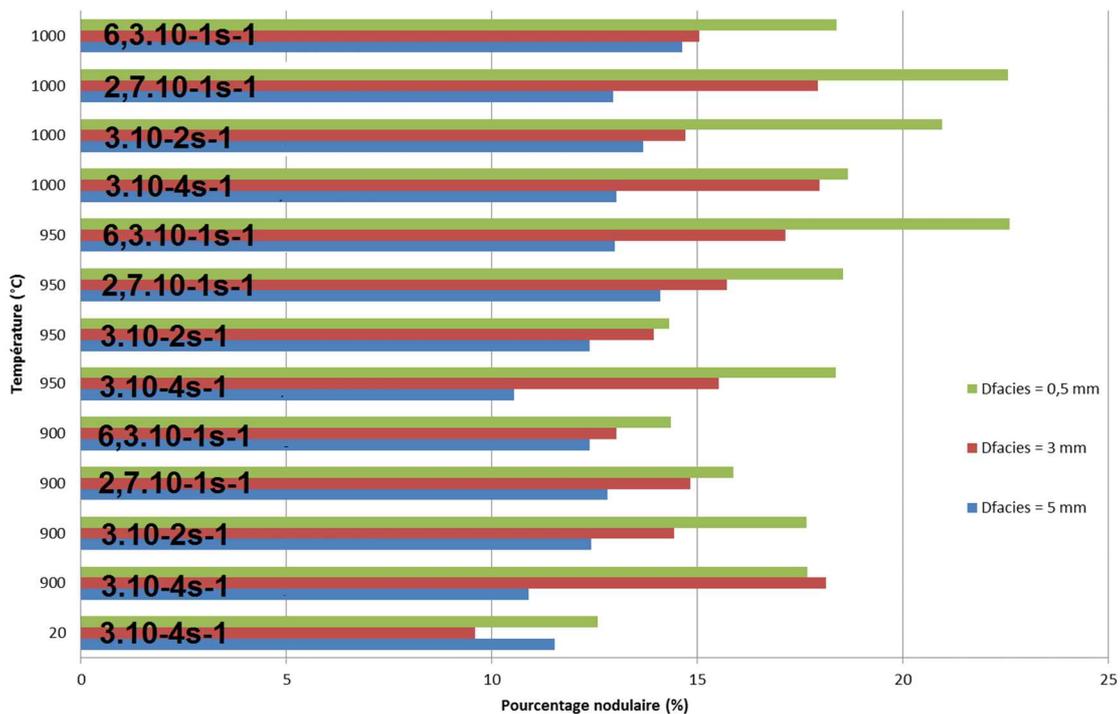


Figure 69 : Evolution du pourcentage nodulaire pour trois zones caractéristiques en fonctions des conditions d'essai.

Le facteur de forme a été mesuré sur trois nodules caractéristiques de la zone observée (Figure 70) et exprime le rapport entre le plus grand diamètre de la cavité nodulaire et le plus petit diamètre. La mesure du facteur de forme nodulaire après rupture est une indication sur le taux de déformation maximal imposé sur les cavités lors de la croissance avant la coalescence de celles-ci. Le facteur de forme permet de quantifier de manière plus précise l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le mode de rupture. L'évolution du facteur de forme montre qu'à la vitesse la plus importante ( $6,3.10^{-1} s^{-1}$ ), le facteur de forme nodulaire dans la zone proche de la rupture est supérieur à 2 avec le plus grand diamètre aligné dans le sens de sollicitation. A la température la plus importante ( $1000^{\circ}C$ ), le facteur de forme est alors supérieur à 2,5. Le phénomène de coalescence sera principalement caractérisé par ce facteur de forme (concentration de contrainte aux pôles de la cavité déformée) ainsi que la distance inter-cavités. La cinétique de la coalescence dépend du comportement de la matrice, fonction des conditions de température et de vitesse de déformation.

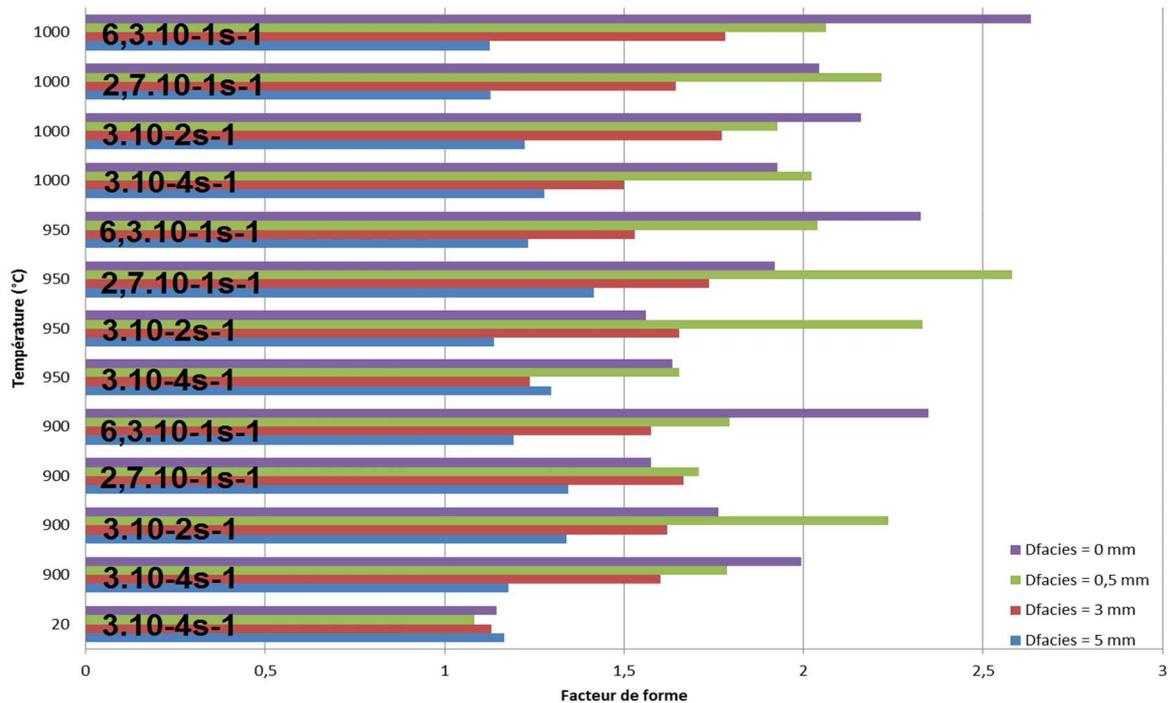


Figure 70 : Evolution du facteur de forme pour quatre zones et trois nodules caractéristiques en fonctions des conditions d'essai.

### II.3.2. Essais de traction sur éprouvettes entaillées

Les essais sur éprouvettes lisses ne sont pas suffisants pour caractériser le comportement de la fonte GS considérée comme matériau fortement poreux. Les modèles de comportement et d'endommagement basés sur l'évolution de la fraction volumique de porosité tel que le modèle GTN nécessite une étude étendue à différents taux de triaxialité et particulièrement une caractérisation sur éprouvette entaillée [93]. Afin d'étudier le comportement de la fonte GS à haute température pour des taux de triaxialité différents, des essais de traction ont été menés sur une éprouvette entaillée de type AE6.25 (Figure 71 - B). La présence de l'entaille permet d'obtenir d'après Bridgman [67], un taux de triaxialité local en fond d'entaille de :

$$T = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right) \cong 0,67$$

Avec  $R = 2,5 \text{ mm}$  et  $a = 2 \text{ mm}$ .

En complément de l'étude de l'effet d'un taux de triaxialité différents sur le comportement de la fonte GS, les essais sur éprouvettes entaillées sont complétés par une étude de la microstructure après rupture et du faciès de rupture dans ces conditions.

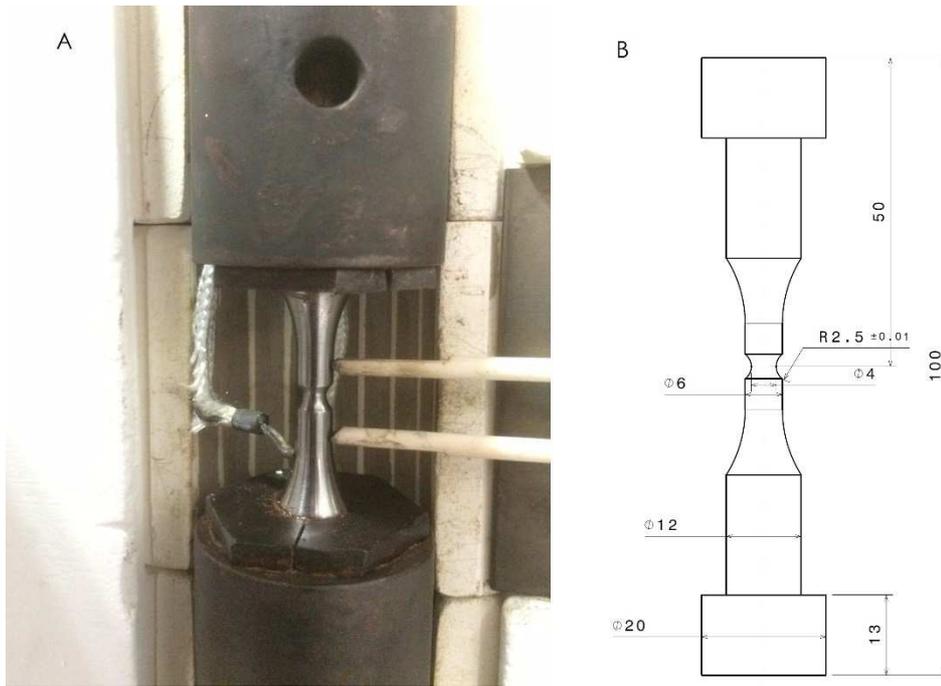


Figure 71 : Montage expérimental et géométrie de l'éprouvette entaillée

Le montage expérimental est identique aux essais effectués sur éprouvettes lisses. L'extensomètre compatible avec les températures d'essais permet d'assurer uniquement la mesure de la déformation longitudinale de part et d'autre de l'entaille (couteaux à 5mm du centre de l'entaille ; Figure 71 - A). La mesure de la réduction du diamètre au cours de l'essai effectuée habituellement sur ce type d'essai n'a pu être conduite en raison des conditions d'essais. Deux niveaux de vitesse de  $6 \text{ mm.s}^{-1}$  et  $18 \text{ mm.s}^{-1}$  correspondant aux vitesses les plus élevées des essais sur éprouvettes lisses sont retenus avec, pour chaque niveau de vitesse, trois températures d'essai de 900, 950 et  $1000^\circ\text{C}$ . Les essais sont répétés pour chaque condition d'essai.

Les courbes rationnelles de traction sont tracées en fonction de la contrainte équivalente en considérant la section minimale initiale  $D_0 = 4\text{mm}$  au centre de l'entaille (Figure 72). Les courbes présentent une ductilité évolutive fonction de la température et de la vitesse de sollicitation. L'augmentation de la température et la diminution de la vitesse de sollicitation augmentent significativement la ductilité. La déformation à la rupture (Tableau 10) est considérablement réduite (de 2,95% à 6,65% de déformation) par rapport aux essais sur éprouvettes lisses du fait de la nouvelle géométrie de section minimale inférieure et la présence de l'entaille. Le calcul de l'énergie de rupture (aire sous la courbe jusqu'à déformation à la rupture) est effectué à partir des courbes de contrainte en fonction de la déformation équivalente sans prendre compte de l'état de triaxialité local et en se basant sur la section minimale  $D_0 = 4\text{mm}$  (Tableau 10). L'énergie de rupture calculée se situe à  $1 \pm 0,2$  Joules pour tous les essais et ne montre pas de dépendance aux différentes conditions d'essai.

Température (°C)	Vitesse de sollicitation (mm/s)	Déformation à la rupture (%)	Energie de rupture (J)
900	6	3,5	0,94
	18	2,95	0,84
950	6	5,25	1,25
	18	4,18	1,02
1000	6	6,65	1,18
	18	4,9	1,04

Tableau 10 : Déformation et énergie de rupture pour les essais sur éprouvettes entaillées.

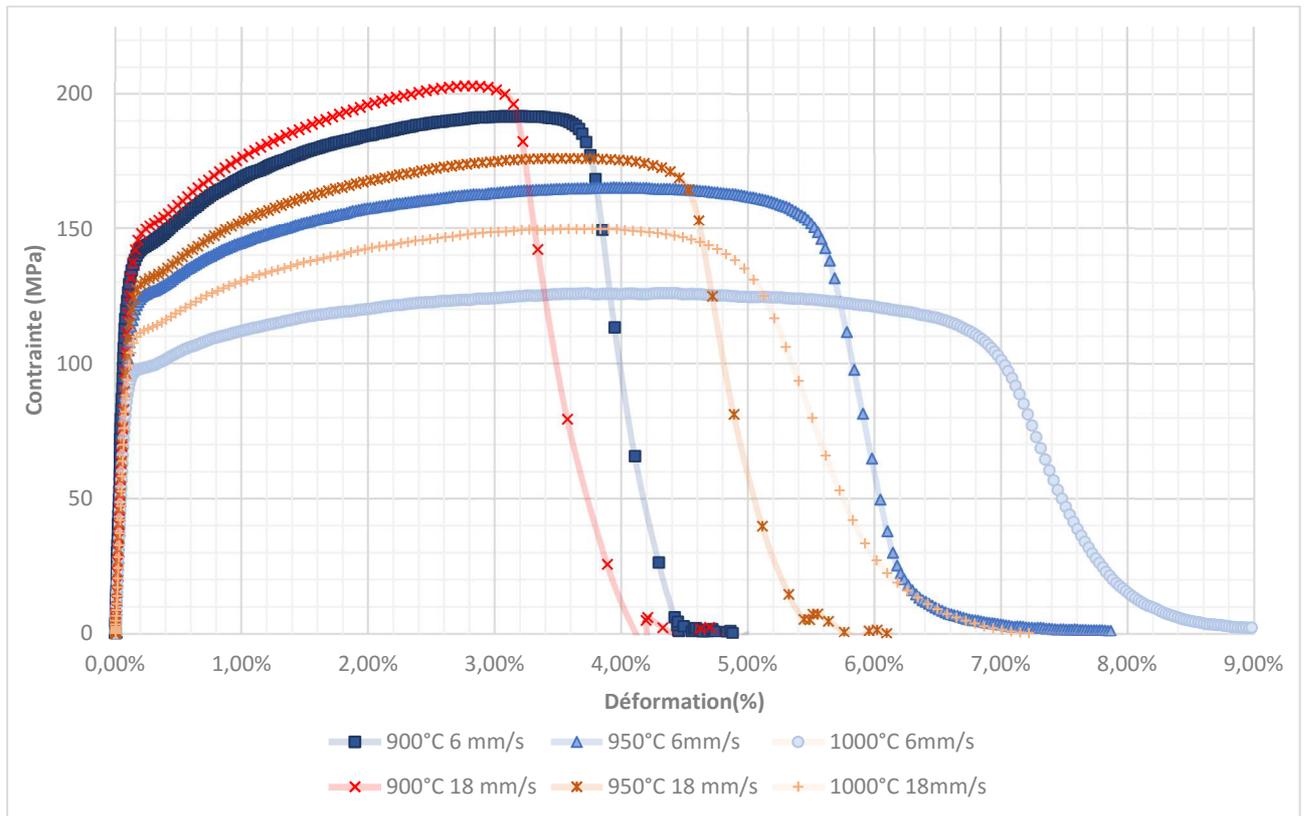


Figure 72 : Essais de traction sur éprouvettes entaillées à chaud à vitesses élevées :  $6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  et  $18 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

La totalité des essais ont été menés jusqu'à la rupture avec une macrofissure finale initiée dans le centre de l'entaille. Les observations à la loupe binoculaires effectuées sur les éprouvettes après rupture montrent des trajectoires différentes en fonction des conditions d'essais (Figure 73). Les différents faciès présentent des surfaces similaires aux essais sur éprouvette lisse et sont caractéristiques d'une rupture ductile. Les trajectoires les plus rectilignes sont obtenues pour la température de 900°C. L'augmentation de la température ainsi que de la vitesse fait apparaître des trajectoires plus chaotiques avec des déviations du plan de fissuration allant jusqu'au centre de la section de l'éprouvette. L'effet introduit par un taux de triaxialité supérieur est favorisé par une température et une vitesse plus importante. L'étude micrographique longitudinale des éprouvettes entaillées permet d'approfondir ces résultats.

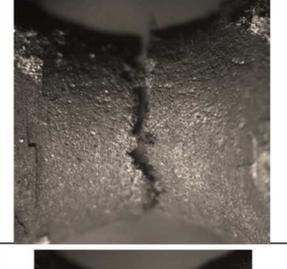
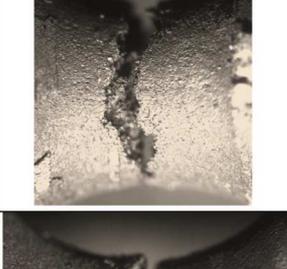
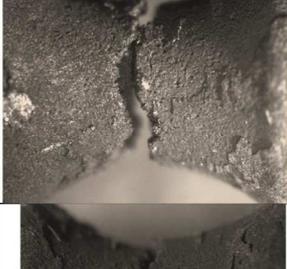
Température (°C)	Vitesse de sollicitation (mm/s)	Macrofissure	Facès
900	6		
	18		
950	6		
	18		
1000	6		
	18		

Figure 73 : Macrographies des plans de rupture et faciès pour les différents essais sur éprouvettes entaillées.

La microstructure après rupture a été étudiée dans le plan longitudinal de l'éprouvette au voisinage de la rupture de la même manière que pour les essais sur éprouvettes lisses (Figure 62). Des cartographies complètes de chacune des éprouvettes (six configurations - Figure 73) ont été effectuées afin d'étudier la déformation nodulaire ainsi que l'interaction entre la microstructure et la macrofissure dans la zone entaillée en fonction de la température et de

la vitesse de sollicitation (Figure 74). La déformation nodulaire est peu importante et se localise en bord d'éprouvette (fond d'entaille), première zone à être déformée plastiquement lors de l'essai (Figure 75 A). L'augmentation de la température et de la vitesse de sollicitation augmente sensiblement le facteur de forme nodulaire. La microstructure ne laisse pas apparaître de microfissures dans la matrice, une seule macrofissure conduit à la rupture rapide de l'éprouvette pour une déformation macroscopique inférieure à 7%. Peu de déformation des cavités nodulaires est détecté dans la section étudiée. La microstructure la plus déformée se localise dans une zone distante de moins de 0,2 mm de la macrofissure. Des changements de direction importants de la macrofissure sont observés lors du passage à proximité de porosité de taille importante (nodule de taille importante, amas graphitique en coalescence - Figure 75 B).

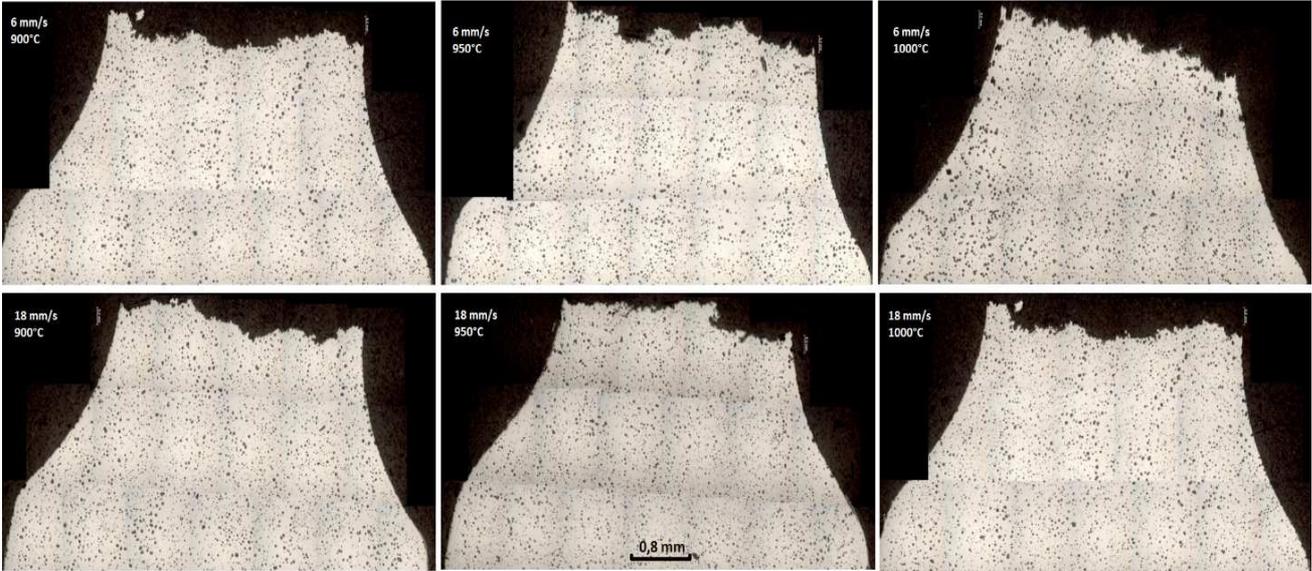


Figure 74 : Macrographies longitudinales des différents essais sur éprouvettes entaillées.

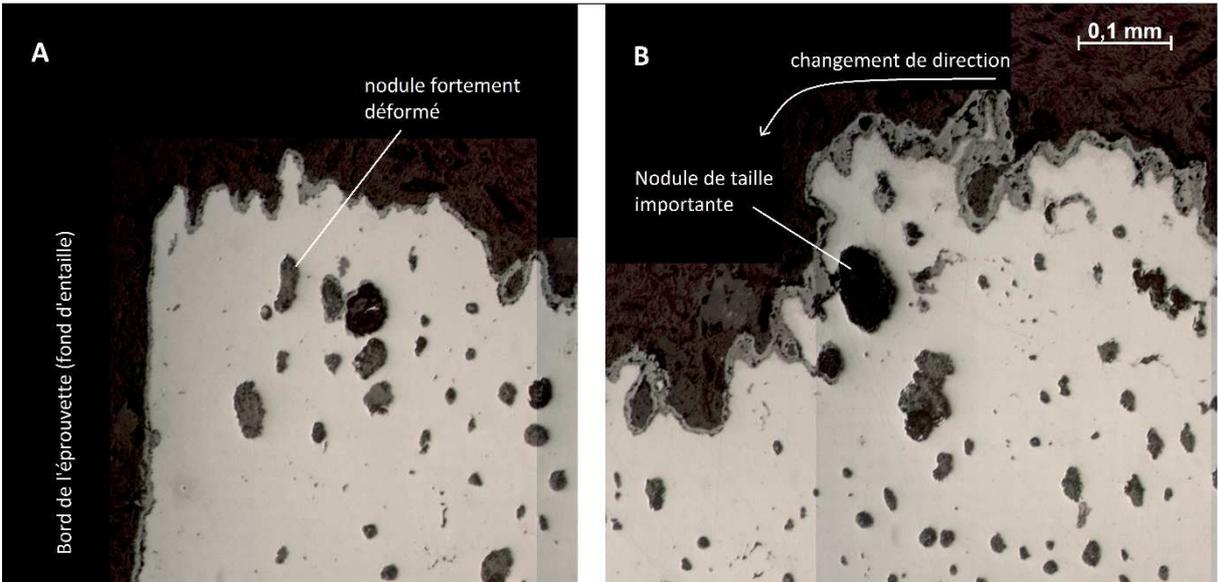


Figure 75 : Microstructure au voisinage du fond d'entaille (A) et changement de trajectoire de la macrofissure (B)

## II.4. Essais de cisaillement

L'essai de compression sur éprouvette chapeau permet d'étudier le comportement de la fonte GS en cisaillement à haute température. La géométrie de l'éprouvette chapeau est issue des spécificités de la machine Gleeble permettant l'étude en compression de matériaux à haute vitesse de déformation et à haute température. La géométrie de l'éprouvette crée une localisation de la déformation dans une bande de cisaillement et permet d'obtenir une large gamme de vitesses de déformation locales (de  $3.10^{-2} s^{-1}$  à  $1,05.10^2 s^{-1}$ ). Les systèmes de fixation à haute température de la machine d'essai MTS810 ont été adaptés à ces essais par l'ajout de tas plats. La mesure de la déformation en compression est déduite de la mesure en déplacement du vérin de la machine d'essais. Ceci implique une erreur relative dans le calcul de la déformation équivalente mais permet toutefois des mesures comparatives. Les valeurs d'effort maximales inférieures à 10kN en compression sont par ailleurs peu élevées par rapport aux capacités de la machine de traction et permettent de s'affranchir des erreurs liées à la rigidité du bâti.

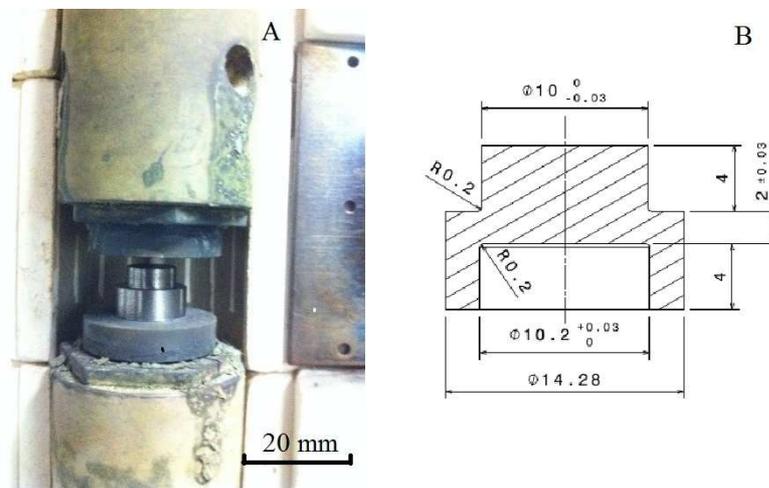


Figure 76 : Montage avec tas plats (A) et géométrie (B) de l'éprouvette de cisaillement « chapeau » sur MTS 810

Après essai de compression, le cylindre extérieur de l'éprouvette est déformé radialement (effet « tonneau » - Figure 77) et augmente le frottement avec la partie supérieure de l'éprouvette. Cet effet indésirable aurait pu être évité par une augmentation du rayon externe de l'éprouvette (Figure 76- B).

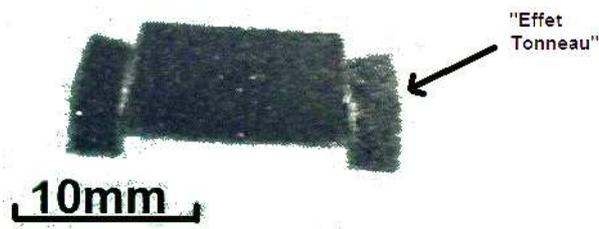


Figure 77 : Coupe radiale sur éprouvette chapeau avec effet tonneau observé après rupture

La contrainte et la déformation équivalentes sont calculées à partir du modèle en cisaillement pur (I-3.2) appliqué à une section cylindrique en négligeant le frottement [40].

$$\gamma_{théo} = \tan \theta = \frac{\Delta l}{w} \text{ et } \tau_{théo} = \frac{F_{cis}}{\pi.h.\left(\frac{d_{int}+d_{ext}}{2}\right)}$$

Avec

- $w = \frac{d_{int}-d_{ext}}{2}$ , la largeur de la bande cisailée ;
- $\Delta l$ , le déplacement ;
- $d_{int}$ , le diamètre de l'alésage inférieur ;
- $d_{ext}$ , le diamètre de la partie supérieure ;
- $h$ , la hauteur de la bande cisailée (Figure 78).

Pour les calculs, la largeur de la bande cisailée est considérée comme constante.

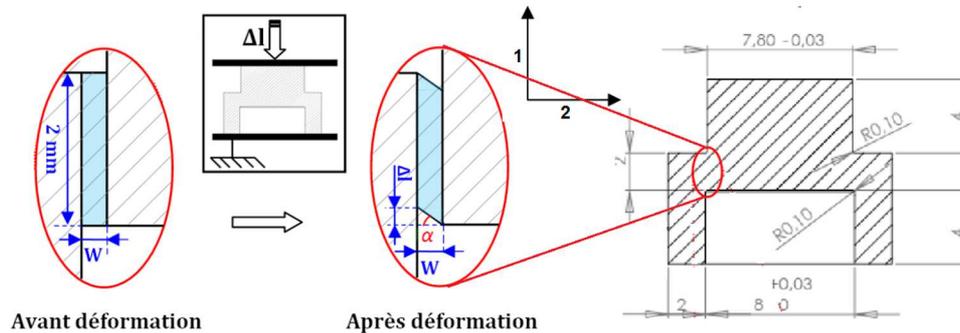


Figure 78 : Zone de cisaillement théorique [40]

La contrainte équivalente s'exprime par :

$$\sigma_{éq} = \sqrt{3} \cdot \tau_{théo}$$

Avec la déformation équivalente :

$$\varepsilon_{éq} = \frac{\gamma_{théo}}{\sqrt{3}}$$

L'effet important de la vitesse de déformation est observé sur la Figure 79. Des niveaux de déformation très importants (jusqu'à 1300%) peuvent être obtenus localement à l'aide de cette éprouvette. L'allure générale des courbes est similaire aux essais de traction à haute vitesse de déformation, aucun adoucissement n'est observé. La vitesse de déformation la plus faible ( $3,5 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ ) laisse apparaître un plateau d'écoulement à 65 MPa. Ce comportement a été précédemment étudié et démontré dans certains travaux sur les propriétés thixotropes de la fonte GS à haute température [94].

L'effet de la température a été étudié par la suite pour les vitesses de déformation les plus importantes (Figure 80). Le module de cisaillement pour les essais à 900°C et 1000°C (Figure 80) est différent de celui obtenu à 950°C (Figure 79) car la nouvelle procédure d'essai a permis d'obtenir la vitesse maximale de consigne dès le début de l'essai. La ductilité augmente avec l'augmentation de la température. La contrainte maximale augmente de 70% pour une augmentation de 100°C entre 900 et 1000°C. La rupture lente de l'éprouvette n'est pas caractéristique d'une rupture fragile et relate un endommagement lié à l'évolution de la structure interne du matériau (croissance des cavités nodulaires, coalescence des cavités et rupture finale avec frottement entre les faciès de rupture - Figure 81).

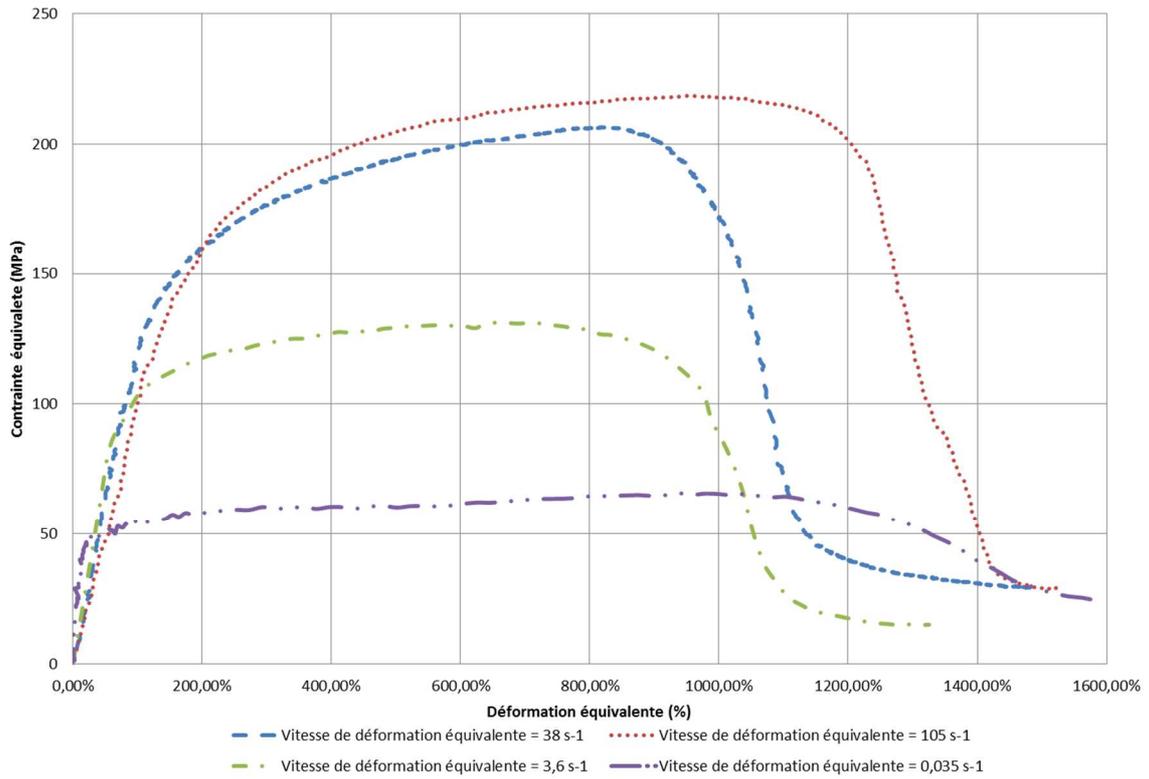


Figure 79 : Courbes en contrainte et déformation équivalentes pour les essais de cisaillement chapeau à 950°C

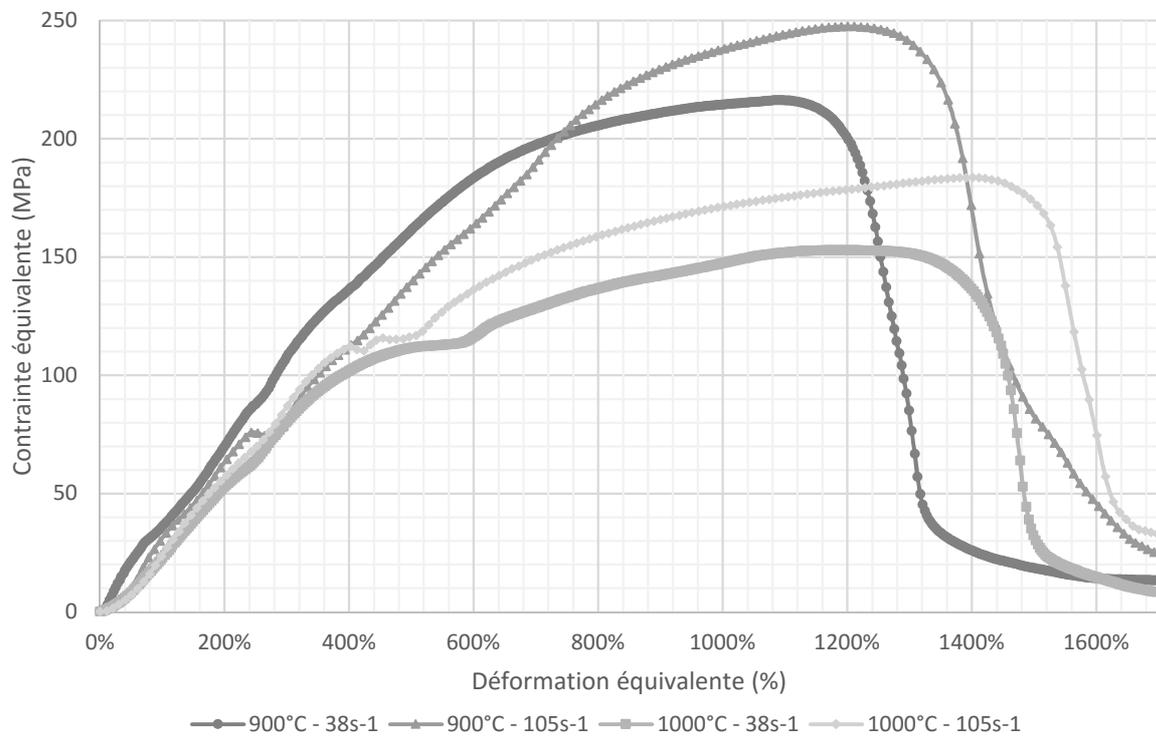
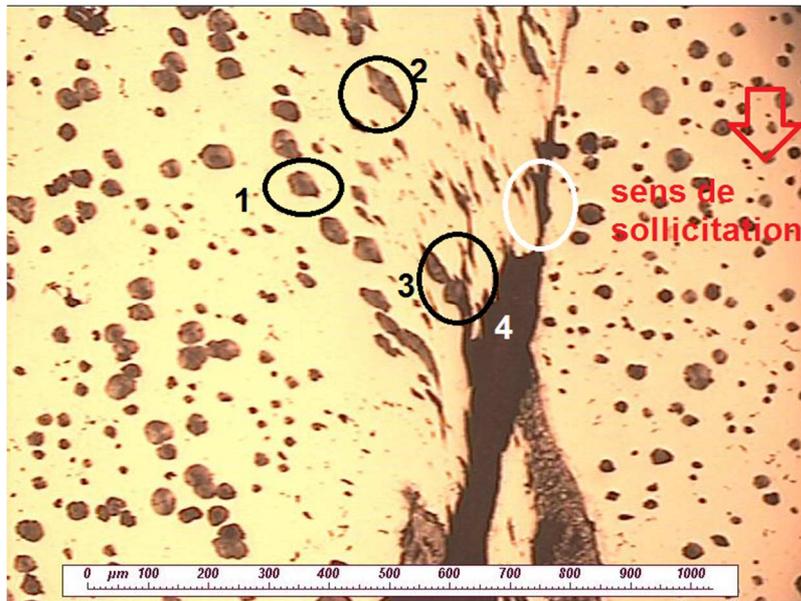


Figure 80 : Courbes en contrainte et déformation équivalente aux températures de 900°C et 1000°C pour les vitesses de déformation de  $38s^{-1}$  et  $105s^{-1}$



- 1: Déformation du nodule
- 2: Accroissement de la cavité
- 3: Coalescence
- 4: Frottement des faciès de rupture

Figure 81 : Evolution de la structure nodulaire dans la bande de cisaillement

La déformation nodulaire est fortement orientée vers le plan de cisaillement de rupture et présente en effet de pointe accentué aux pôles du nodule. Les nodules les plus déformés prennent une forme lamellaire. La zone fortement déformée (facteur de forme supérieur à 2,5) est contenue dans une bande de cisaillement de 200  $\mu\text{m}$  de part et d'autre du plan de rupture. L'accroissement de la vitesse de sollicitation augmente significativement le facteur de forme des nodules situés dans la zone de la bande de cisaillement.

Une analyse nodulaire a été conduite dans la bande de cisaillement :

- Pour la vitesse de  $3,5 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$ , l'inclinaison nodulaire moyenne est de  $55^\circ$  pour un facteur de forme moyen de 2,5. La densité de porosité est de 573 cavités par  $\text{mm}^2$  avec un pourcentage surfacique de porosité de 16,6% (Figure 82).
- Pour la vitesse de  $3,6 \text{s}^{-1}$ , l'inclinaison nodulaire moyenne est de  $66^\circ$  pour un facteur de forme moyen de 4,2. La densité de porosité est de 496 cavités par  $\text{mm}^2$  avec un pourcentage de porosité de 14,9% (Figure 83).
- Pour la vitesse de  $105 \text{s}^{-1}$ , l'inclinaison nodulaire moyenne est de  $73^\circ$  pour un facteur de forme moyen de 7. La densité de porosité est de 393 cavités par  $\text{mm}^2$  avec un pourcentage de porosité de 22,8% (Figure 84).

L'augmentation de la vitesse de sollicitation implique l'augmentation significative de l'orientation nodulaire et du facteur de forme des porosités. La diminution de la densité de porosité avec l'augmentation de la vitesse de déformation est principalement due à la difficulté de discrétiser les cavités dont le facteur de forme et le taux de coalescence est important.

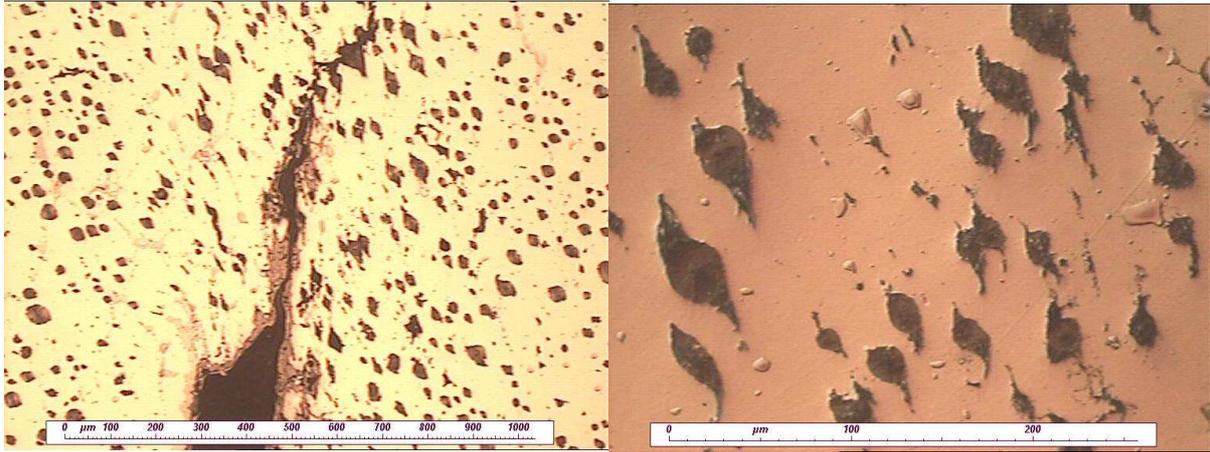


Figure 82 : Micrographies (grossissement x10 et x20) des nodules déformés post-mortem dans la bande de cisaillement pour une vitesse de déformation de  $3,5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  à  $950^\circ\text{C}$

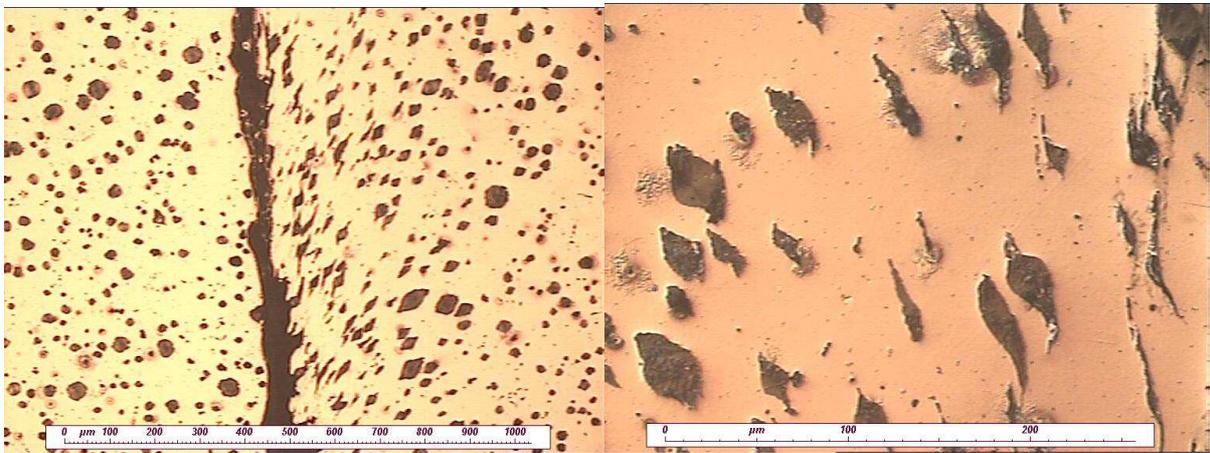


Figure 83 : Micrographies (grossissement x10 et x40) des nodules déformés post-mortem dans la bande de cisaillement pour une vitesse de déformation de  $3,6 \text{ s}^{-1}$  à  $950^\circ\text{C}$

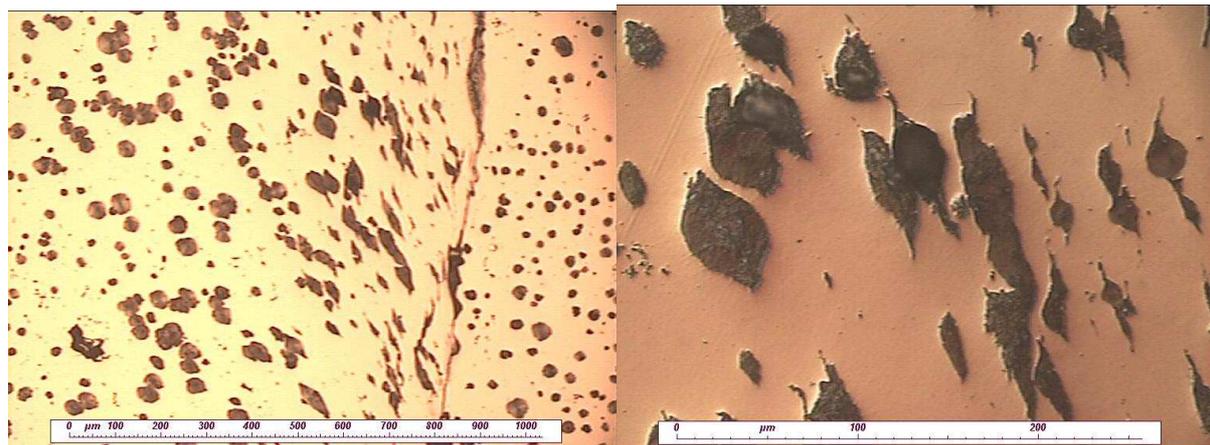


Figure 84 : Micrographies (grossissement x10 et x40) des nodules déformés post-mortem dans la bande de cisaillement pour une vitesse de déformation de  $105 \text{ s}^{-1}$  à  $950^\circ\text{C}$

La forte déformation nodulaire obtenue conjointement à un taux de coalescence élevé montre que le cisaillement introduit une évolution des porosités jusqu'à la rupture, différente de celle des essais de traction. Un modèle d'évolution standard des porosités ne pouvant traduire précisément ce comportement, la modélisation de la rupture en cisaillement de la fonte GS à

haute température devra prendre en compte l'effet d'un taux de triaxialité proche de zéro et de la microstructure déformée particulière qui en résulte.

## II.5. Conclusion

L'étude expérimentale a été menée sur une fonte GS à hautes températures (900-1000°C) et à une gamme élargie de vitesse de déformation ( $10^{-4} - 10^{-1} s^{-1}$  en traction et  $10^{-2} - 10^2 s^{-1}$  en cisaillement) afin de traduire l'influence des conditions du procédé de démasselotage à chaud en termes de vitesse de déformation et de température sur le comportement et les modes de rupture de cette fonte. L'étude de ces paramètres décrit un comportement élasto-viscoplastique de la fonte GS à haute température se traduisant par une plus forte dépendance à la vitesse de déformation qu'à la température. L'étude micrographique après rupture en traction a fait apparaître deux mécanismes de rupture fonction de la vitesse de déformation. A vitesses faibles, des microfissures se propagent dans la matrice austénitique, les cavités des nodules de graphites sont peu déformées, il y a compétition entre les modes de rupture ductile et fragile. A vitesses élevées, la fraction volumique et le facteur de forme des porosités évoluent fortement. Ce mécanisme est caractéristique de la rupture ductile pour la fonte GS où celle-ci intervient par décohésion des nodules, accroissement des cavités puis coalescence. L'étude en cisaillement a montré une déformation importante des cavités nodulaires qui tendent à se transformer en lamelles et à s'orienter selon un angle dépendant de la vitesse de déformation par rapport à la direction de sollicitation. Cette forte déformation des cavités nodulaires génère un taux de coalescence important des porosités et crée une direction préférentielle de propagation de fissure. Les différents cas étudiés ont mis en avant l'influence importante de la vitesse de déformation, du taux de triaxialité ainsi que de l'hétérogénéité intrinsèque de la structure nodulaire sur le comportement et l'endommagement de la fonte GS à haute température. Compte tenu des observations réalisées dans cette étude, la modélisation du comportement et de l'endommagement de la fonte GS s'appuiera sur le modèle GTN. Le chapitre suivant réalisera l'identification du modèle GTN, notamment à partir des mesures des fractions nodulaires initiales et après rupture et des courbes expérimentales en contraintes-déformation obtenues pour les différents types de sollicitation.

## III. Identification des paramètres de la loi de comportement et d'endommagement GTN.

### III.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est d'identifier les coefficients du modèle GTN utilisé pour l'étude du comportement et de l'endommagement de la fonte GS à haute température. Les gammes de températures et de vitesses retenues lors des essais de caractérisation doivent être représentatives de celles de l'opération de démasselotage à chaud. L'identification des paramètres de la loi GTN permet la modélisation du comportement mécanique dans le domaine plastique ainsi que de l'endommagement par rupture ductile de la fonte GS pour une gamme de température comprise entre 900 et 1000°C. L'implémentation de ces paramètres dans le code de calcul ABAQUS permet de simuler l'opération de démasselotage afin d'analyser l'état de contraintes et l'évolution de l'endommagement au cours de l'opération de découpe. La simulation numérique concourt à optimiser les paramètres du procédé à moindre coût. L'identification des paramètres de la loi de comportement a été réalisée à partir de trois essais de traction à une vitesse de déformation imposée égale à  $6,4 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  et à trois températures (900°C, 950°C et 1000°C).

### III.2. Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman

#### III.2.1. Application du modèle GTN à la fonte GS.

Le chapitre I présente les différents modèles de comportement et d'endommagement pouvant être retenus pour l'étude du démasselotage à chaud de bielles en fonte GS. L'étude expérimentale, réalisée au chapitre II, a permis de retenir le modèle couplé micromécanique GTN traduisant l'écoulement plastique et le mode de rupture ductile de la fonte GS. La justification de cette loi réside dans le caractère particulier de la microstructure de cette fonte (porosité). Cette fonte GS à matrice austénitique possède un taux de porosité initial de 10% en moyenne. Les nodules de graphite, considérés comme des porosités, croissent sous l'effet de la déformation plastique. Les travaux de Berdin montrent que le comportement de la fonte GS qui présente un fort taux de porosité initiale peut être modélisé par la loi GTN en négligeant la germination de nouvelles cavités [17]. L'étude expérimentale menée au chapitre II a montré une forte influence de la microstructure sur l'endommagement. Le couplage de la cinétique de la rupture ductile avec le comportement du matériau a mis en évidence la forte influence de la structure nodulaire. La traduction de ce couplage est représentée par la Figure 85.

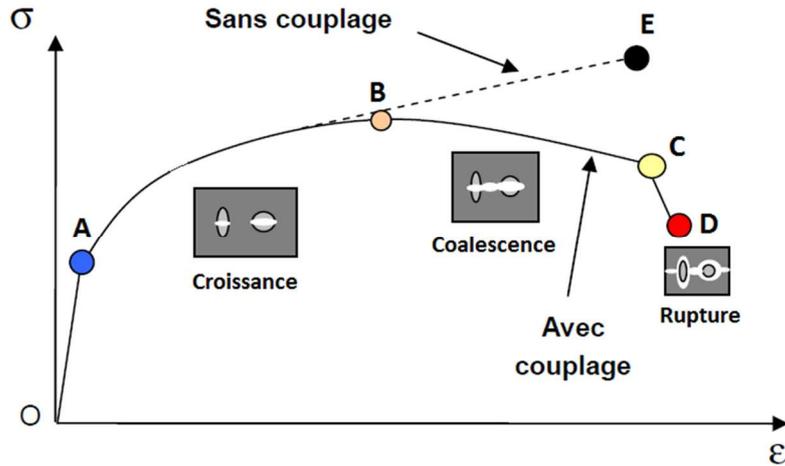


Figure 85 : Schématisation de la courbe de traction uniaxiale en contrainte-déformation avec et sans couplage de l'endommagement ductile [95].

La phase de croissance des cavités apparaît dans la partie AB et montre un adoucissement progressif par rapport au modèle non couplé représenté par la section AE. La phase de coalescence est représentée dans la section BC suivie de la rupture au point D par apparition de fissures macroscopiques se propageant au travers de l'éprouvette. L'étude expérimentale montre pour les grandes déformations l'importance de la prise en compte d'un modèle couplé. L'approche micromécanique telle que décrite par le modèle GTN évalue l'évolution de l'endommagement à l'aide de mesures locales à l'échelle de la microstructure (évolution de la porosité représentée par la fraction volumique de vide). Le modèle GTN permet d'obtenir l'endommagement couplé au comportement du matériau par homogénéisation d'un VER comportant la porosité. Le modèle sera étudié dans notre cas en corrélant l'évolution de la nodularité de la fonte GS à travers l'étude micrographique avant essai et post-mortem avec l'évolution de la fraction volumique de vide du modèle.

### III.2.2. Paramètres du modèles GTN.

Le modèle GTN introduit au chapitre I s'exprime par la fonction de charge :

$$\Phi = \frac{\Sigma_{eq}^2}{(\sigma_y^p)^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3\bar{\Sigma}_m}{2\sigma_y^p}\right) - [1 + q_3 f^{*2}] = 0$$

Avec la fonction d'évolution de la fraction volumique de vide :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{lorsque } f < f_c \\ f_c + \frac{1/q_1 - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & \text{lorsque } f > f_c \end{cases}$$

La fonction  $f^*$  prenant en compte les porosités présentes à l'état initial ainsi que la nucléation de nouvelles porosités, la fraction due à la nucléation de nouveaux vides  $f_N$  sera négligée face au fort taux de porosité initial de la fonte GS [17]. Le modèle GTN comporte ainsi six paramètres à déterminer lors que la nucléation de nouveau vide est négligée :

- $f_0$  : la fraction volumique de vide initiale,
- $f_c$  : la fraction volumique de vide au début de la coalescence,
- $f_f$  : la fraction volumique de vide à la rupture ductile,

- $q_1$  et  $q_3$  : la sensibilité à l'adoucissement,
- $q_2$  : la sensibilité à la contrainte hydrostatique.

L'utilisation de ce modèle requiert la détermination de la loi d'écoulement plastique de la matrice sans porosité  $\sigma_y$ , correspondant à une matrice austénitique dans notre cas. La loi de comportement de type puissance  $\sigma_y = A + B \cdot \varepsilon^n$  introduit trois autres paramètres à déterminer :

- $A$  : la limite d'élasticité de la matrice,
- $B$  et  $n$  : sensibilité à l'écroutissage.

### III.2.3. Détermination des paramètres initiaux

#### III.2.3.1. Fraction volumique de vide

La détermination des valeurs de  $f_0$  et  $f_f$  représentant l'évolution de la porosité prise comme variable d'endommagement dans le modèle, est conduite à travers l'étude micrographique avant et après rupture de la fraction surfacique nodulaire effectuée dans le chapitre II. La valeur expérimentale obtenue pour  $f_0$ , fraction initiale de porosité, est définie comme constante à une valeur moyenne de 10% à partir des essais réalisés. Les fractions de porosité à la coalescence et à la rupture  $f_c$  et  $f_f$ , sont identifiées par méthode inverse. La valeur de la fraction de porosité à la rupture  $f_f$ , mesurée expérimentalement, est utilisée comme paramètre initial lors de l'identification. La valeur initiale de  $f_c$  est choisie entre les valeurs expérimentales de  $f_0$  et  $f_f$  du fait de l'impossibilité de la mesurer expérimentalement à haute température. Le Tableau 11 présente les valeurs de  $f_0$  et  $f_f$  obtenues expérimentalement à partir des éprouvettes testées aux trois températures.

Température (°C)	$f_0$	$f_f$
900	0,10	0,145
950	0,10	0,23
1000	0,10	0,185

Tableau 11 : Fraction initiale et finale de vide estimées comme paramètres initiaux pour l'identification du modèle GTN.

#### III.2.3.2. Paramètres de Tvergaard

Les paramètres de Tvergaard  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  sont usuellement basés sur les valeurs connues dans la littérature avec  $q_1 = 1,5$  ;  $q_2 = 1$  et  $q_3 = q_1^2$  [40]. Tvergaard démontre que ces valeurs permettent de ne pas surestimer la déformation critique dans la bande de cisaillement lors de la prise en compte de la proximité des porosités créant un champ de contrainte local non uniforme [77], [96]. Ces valeurs ont été largement utilisées comme constantes pour de nombreuses applications [ [97], [76], [98]] et notamment pour le cas de l'étude d'une fonte GS ferritique et perlitique [17]. Les paramètres de Tveergard sont ajustés généralement en fonction de la sensibilité à l'adoucissement du matériau dans les conditions de vitesse et de température de l'étude. Springmann, dans ses travaux, a réalisé une identification complète des paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  conjointement à l'identification des paramètres liés à l'évolution la porosité et à la loi d'écoulement de la matrice, mais cette démarche a mené le plus souvent à la multiplicité des solutions [99]. En fonction du domaine de vitesse étudié, le chapitre II fait état d'un comportement différent pour la fonte GS à chaud (adoucissement pour les faibles vitesses). L'identification des paramètres de Tvergaard  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  devient nécessaire lorsque

les domaines de vitesse et de température sont étendus. La multiplicité des configurations nécessaires afin d'identifier tous les paramètres pour une loi générale implique l'obligation de réduire au maximum les paramètres à identifier. L'objectif de notre étude est de modéliser le comportement de la fonte GS à haute température lors de l'opération de démasselotage de bielle. Notre étude se limite à l'identification de la loi de comportement et d'endommagement de la fonte GS dans les domaines de vitesse et de température proches du process (températures : 900-1000°C, vitesse : 0,64s<sup>-1</sup>). Les paramètres  $q_1$  et  $q_3$ , permettant de faire varier l'influence de l'adoucissement et de la contrainte maximale, restent constants dans notre gamme d'étude réduite. Le paramètre  $q_2$  régit la sensibilité à la composante hydrostatique des contraintes, il est considéré constant pour toutes les identifications. Les valeurs de  $q_1 = 1,5$  ;  $q_2 = 1$  et  $q_3 = q_1^2$  sont donc utilisées pour identifier le modèle GTN appliqué à notre matériau.

### III.2.3.3. Paramètres de la loi d'écoulement plastique

Dans l'optique de simplifier l'identification, pour chaque température, les différents coefficients  $A$ ,  $B$  et  $n$  de la loi d'écoulement plastique de la matrice seront estimés par méthode inverse. Les valeurs minimales, correspondant au jeu initial de ces paramètres, sont obtenues à partir de la première partie de la courbe de traction (Figure 86). Les paramètres  $A$  et  $B$  retenus pour l'identification sont majorés afin de prendre en compte l'effet du taux initial important de porosité de la fonte GS (Tableau 12).

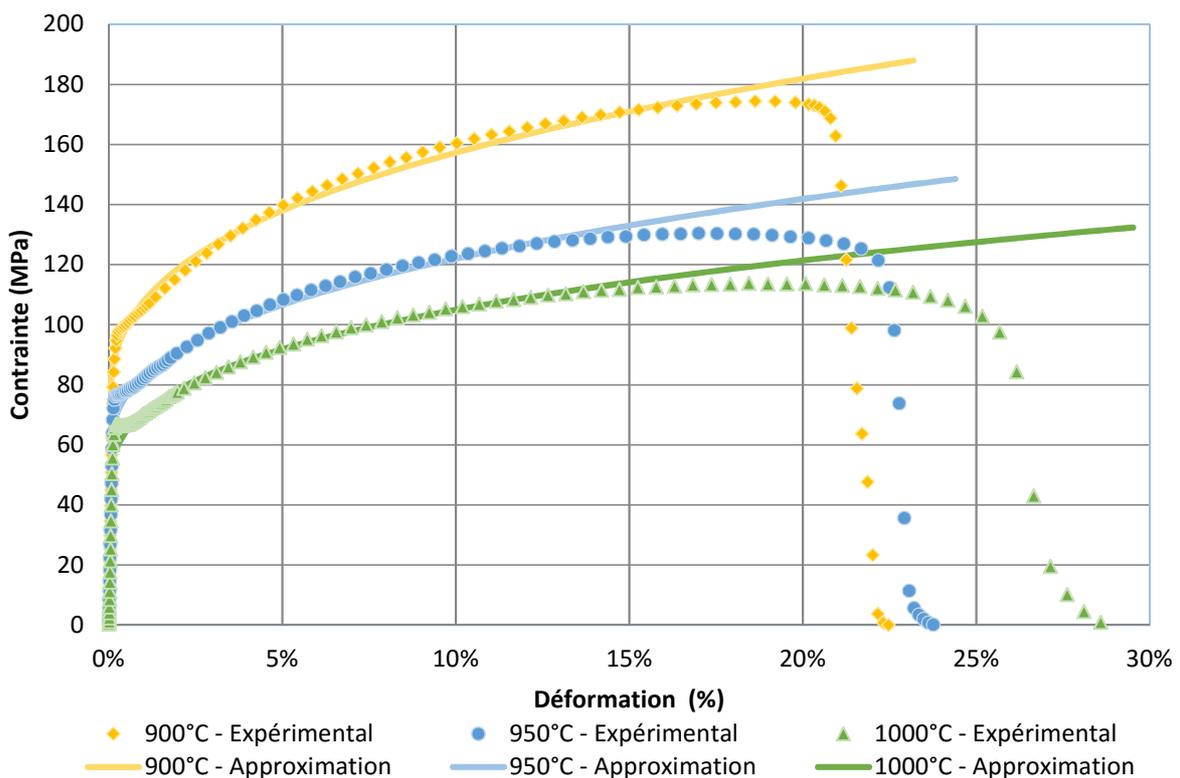


Figure 86 : Approximation par des lois puissances des courbes de traction expérimentale à 0,64s<sup>-1</sup> pour l'obtention des paramètres initiaux  $A$ ,  $B$  et  $n$ .

Température (°C)	A (MPa)		B (MPa)		n
	Valeur approximée	Valeur majorée	Valeur approximée	Valeur majorée	
900	68	80	200,3	220	0,351
950	53	60	159,6	180	0,364
1000	40	50	137,3	160	0,325

Tableau 12 : Paramètres de la loi puissance utilisés comme paramètres initiaux pour l'identification du modèle GTN.

### III.2.4. Démarche d'identification avec SiDoLo

La Figure 87 montre l'organigramme d'identification des paramètres  $f_c, f_f, A, B$  et  $n$ . Un fichier de mise en donnée est préalablement généré sous ABAQUS CAE (Job.inp) dans lequel sont définis la géométrie de l'éprouvette de traction, le maillage, les conditions aux limites (déplacement en fonction du temps) et les propriétés du matériau. Un fichier material.inp est initialisé avec les valeurs des paramètres estimés à partir des résultats expérimentaux et est régénéré avec les nouveaux paramètres proposés par SiDoLo entre chaque itération de calcul. L'algorithme de Levenberg-Marquardt est utilisé par SiDoLo afin de réduire l'écart  $\xi$  entre la courbe obtenue par simulation et la courbe expérimentale limitée à 101 points pour notre étude. Si cet écart est faible (proche d'une valeur seuil déterminée au préalable) à la fin d'une itération, le logiciel SiDoLo renvoie le jeu de paramètres finaux identifiés. Si cet écart est important, une nouvelle itération de calcul est effectuée avec un nouveau jeu de paramètres proposé par SiDoLo.

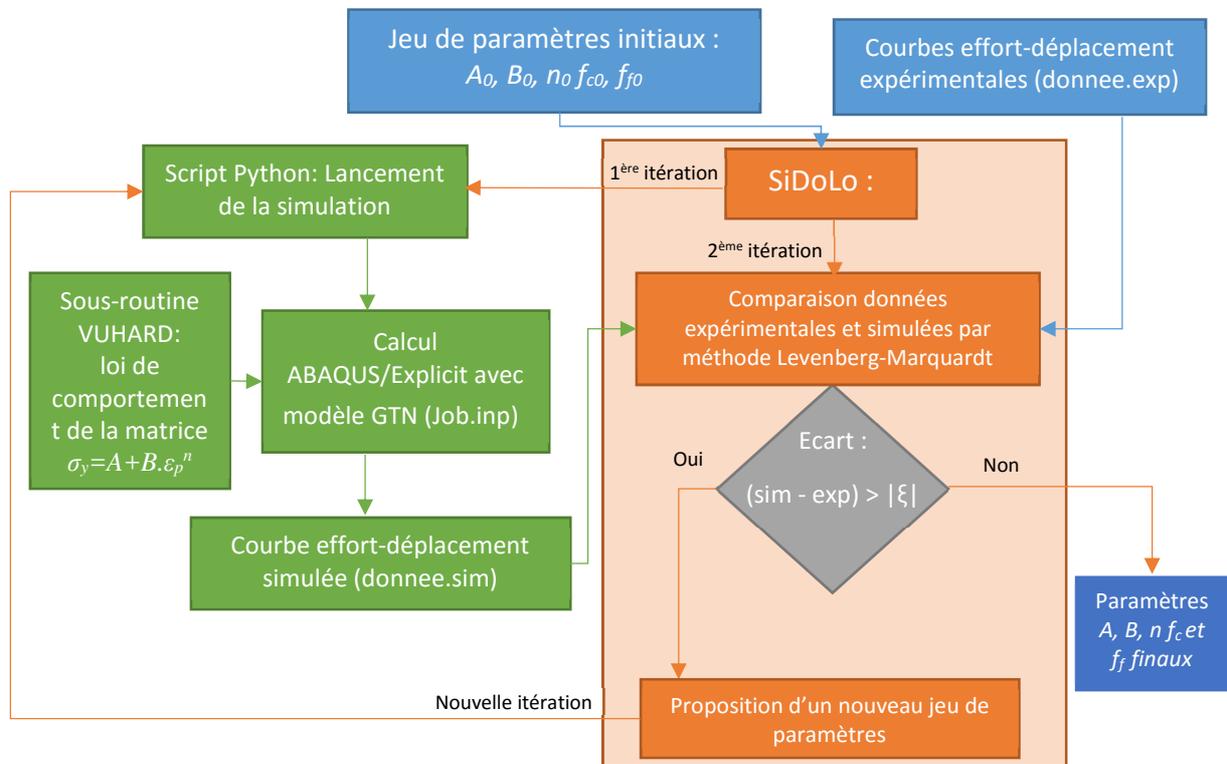


Figure 87 : Démarche d'identification sous ABAQUS avec SiDoLo.

### III.3. Identification des paramètres de la loi GTN pour la fonte GS appliquée aux essais de traction entre 900°C et 1000°C.

La modélisation des essais de traction effectués à la vitesse de déformation de  $6,4 \cdot 10^{-1} \text{s}^{-1}$  sur ABAQUS exige l'utilisation d'une approche adaptée aux conditions limites du problème en grande déformation. Le logiciel ABAQUS propose différentes approches de calcul dynamique non linéaire en fonction du problème posé :

- ABAQUS/standard : Cette approche de calcul implicite utilise un algorithme de type Newton-Raphson afin de résoudre les équations d'équilibre et obtenir l'effort en chaque nœud au pas de calcul suivant.
- ABAQUS/explicit : Cette approche de calcul explicite utilise l'augmentation de l'effort par petites perturbations afin de calculer les déplacements et déformations correspondant à chaque pas de calcul.

L'utilisation de l'approche explicite sous ABAQUS a été justifiée par plusieurs travaux afin de modéliser les cas de mise en forme avec la prise en compte de l'endommagement ductile [33, 51, 100]. En outre, l'utilisation du modèle GTN existant sous ABAQUS exige d'effectuer les calculs sous ABAQUS/Explicit. L'approche explicite nécessite de choisir un pas de temps suffisamment petit afin de garantir la stabilité et la convergence du calcul. La diminution du pas de temps implique l'augmentation non négligeable du temps de calcul nécessaire à l'exécution d'une itération dans l'algorithme d'identification.

#### III.3.1. Mise en donnée et conditions limites

La modélisation de l'essai de traction est effectuée avec des éléments tridimensionnels afin que les routines utilisées soient directement transposables au cas du démasselotage de bielle. Le choix du type et de la taille du maillage pour le cas 3D est déterminant pour décrire l'évolution de la rupture. ABAQUS/Explicit propose différents types de maillage pour un calcul purement mécanique, la température étant définie comme constante. Une étude sur le choix du maillage adaptée à la suppression de maille lors de l'endommagement est reportée en annexe (E). Le type de maille choisi pour la modélisation de l'essai de traction est un élément linéaire hexaédrique réduit C3D8R. La géométrie de l'éprouvette a été simplifiée en supprimant les parties inférieures et supérieures de l'éprouvette se trouvant dans les mors de la machine de traction afin de réduire le nombre d'éléments générés. Le maillage réalisé est composé de 8050 éléments. La zone utile de l'éprouvette comporte un maillage raffiné de taille égale à 0,5 mm et de 3 mm pour le reste de l'éprouvette (Figure 88 - A).

Les conditions aux limites des essais sont imposées avec un déplacement nul selon l'axe Y sur la face inférieure de la géométrie et un déplacement imposé sur la face supérieure, ce déplacement est fonction du temps (Figure 88 - B). L'amplitude du déplacement pour chaque essai est déduite des données expérimentales. Le pas de temps entre chaque déplacement est constant et défini pour chaque température (Tableau 13). La courbe d'effort en fonction du déplacement simulé est calculée à partir de la somme des efforts aux nœuds de la face supérieure de l'éprouvette.

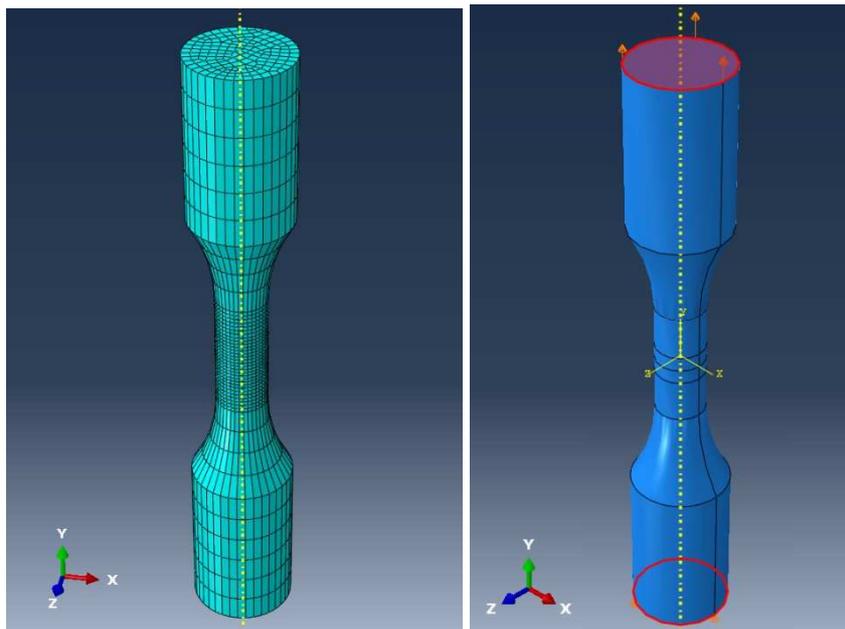


Figure 88 : Maillage tridimensionnel hexaédrique de l'éprouvette de traction (A) et conditions aux limites de l'essai (B).

Température de l'essai (°C)	900	950	1000
Pas de temps de l'incrément (s)	$3,8 \cdot 10^{-3}$	$4,0 \cdot 10^{-3}$	$4,4 \cdot 10^{-3}$

Tableau 13 : Pas de temps de l'incrément de calcul pour les trois températures.

Les paramètres matériaux définis comme constants pour l'identification sont reportés dans le Tableau 14. Le module de Young est déterminé à partir des données expérimentales en contrainte-déformation.

Densité (kg.m <sup>-3</sup> )	Module de Young (MPa)			Coefficient de poisson	$f_0$	$q_1$	$q_2$	$q_3$
	Essai à 900°C	Essai à 950°C	Essai à 1000°C					
7200	69380	66250	62760	0,26	0,1	1,5	1	2,25

Tableau 14 : Paramètres constants pour l'identification.

### III.3.2. Résultats de l'identification

Les paramètres à identifier nécessitent la définition d'une valeur initiale ainsi que d'un domaine d'étude suffisamment large pour inclure la solution à identifier. Les valeurs maximale et minimale pour chaque paramètre sont conservées pour les trois températures. Le Tableau 15 recense les valeurs initiales, les bornes de l'étude ainsi que les jeux de paramètres identifiés pour les trois essais de traction à 900°C, 950°C et 1000°C. Les valeurs identifiées ont été obtenues pour une moyenne de 30 itérations. Les paramètres de la loi d'écoulement plastique obtenus aux trois températures sont proches des valeurs initiales proposées. L'augmentation significative de la fraction volumique de porosité à la rupture avec l'augmentation de la température est en concordance avec les observations expérimentales menées sur les éprouvettes post-mortem. L'augmentation de la ductilité avec la température implique une croissance des cavités plus importante avant coalescence.

Paramètres		A (MPa)	B (MPa)	n	$f_c$	$f_f$
Bornes de l'étude		20 – 200	50 – 400	0,1 – 0,7	0,1 – 0,35	0,12 – 0,4
Essai à 900°C	Valeurs initiales	80	220	0,351	0,14	0,18
	Valeurs identifiées	76,2724	244,1710	0,3631	0,1489	0,1635
Essai à 950°C	Valeurs initiales	60	180	0,364	0,19	0,24
	Valeurs identifiées	60,0428	181,6173	0,3717	0,2032	0,2468
Essai à 1000°C	Valeurs initiales	50	160	0,325	0,2	0,35
	Valeurs identifiées	55,8757	169,6445	0,4201	0,2174	0,3864

Tableau 15 : Valeurs initiales, bornes d'identification et jeux de paramètres identifiés pour les essais de traction à 900°C, 950°C et 1000°C.

Les courbes d'effort expérimentales et simulées, en fonction du déplacement, montrent une corrélation correcte des paramètres de la loi d'écoulement de la matrice pour les trois températures (Figure 89, Figure 90 et Figure 91). Quelques perturbations sont visibles sur les courbes simulées avec des dispersions de plus en plus importantes avec l'augmentation de la température. Ces perturbations reflètent les erreurs d'approximation de la simulation dues au pas de temps trop important utilisé pour les calculs (Tableau 13). Des erreurs dues au maillage peuvent également être impliquées dans la présence de ces dispersions. La rupture est initiée sur la courbe simulée pour un déplacement similaire à l'essai expérimental mais la vitesse de la chute de l'effort est trop importante. Cette information démontre que les valeurs de  $f_c$  identifiées sont correctes mais que les valeurs de  $f_f$  identifiées sont légèrement sous-estimées. La Figure 92, la Figure 93 et la Figure 94 montrent chacune respectivement une vue en coupe du champ de contrainte de Von Mises et de la fraction volumique de vide correspondant au dernier pas de calcul de l'essai modélisé. La simulation montre une rupture initiée au centre de la section de l'éprouvette avec une augmentation de la striction de l'éprouvette avec la température. La fraction volumique de vide maximale est répartie sur une rangée d'éléments (soit 0,5 mm) de part et d'autre de la zone de rupture. Les valeurs des fractions volumiques de vide obtenues en simulation et leur répartition corroborent avec les mesures effectuées expérimentalement dans le chapitre II.

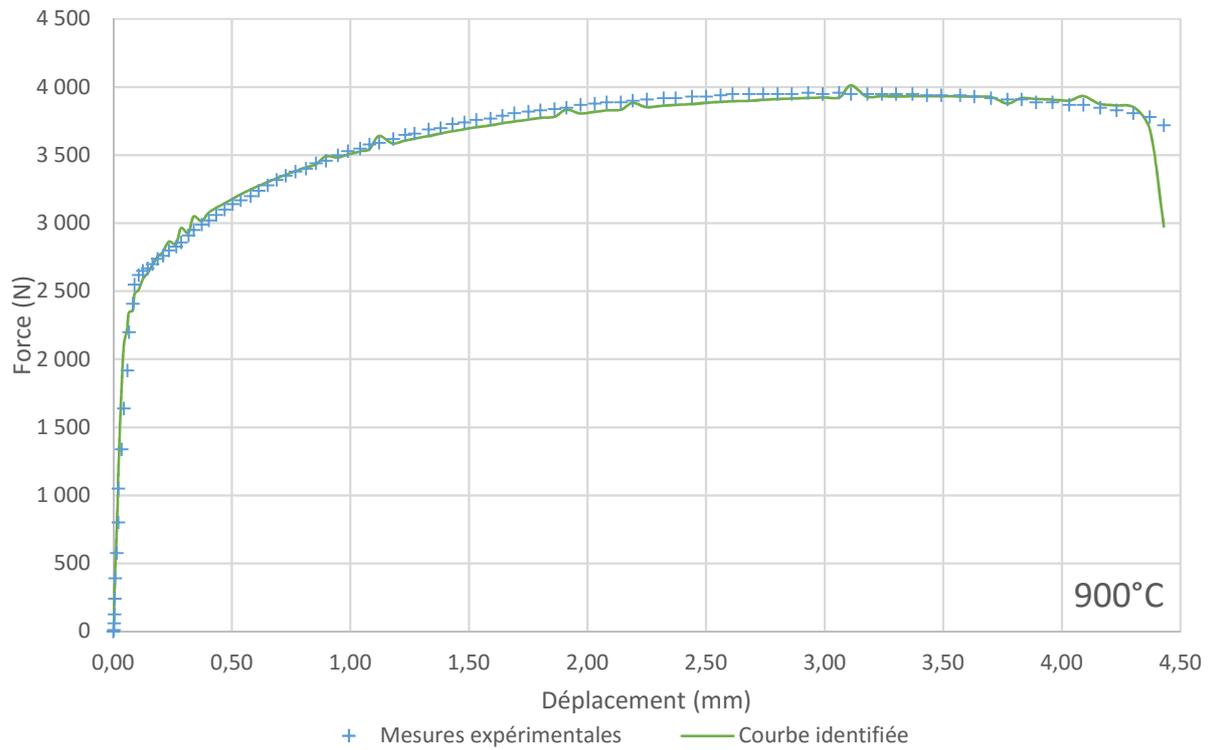


Figure 89 : Comparaison des courbes d'effort en fonction du déplacement expérimentale et identifiées pour l'essai de traction à 900°C.

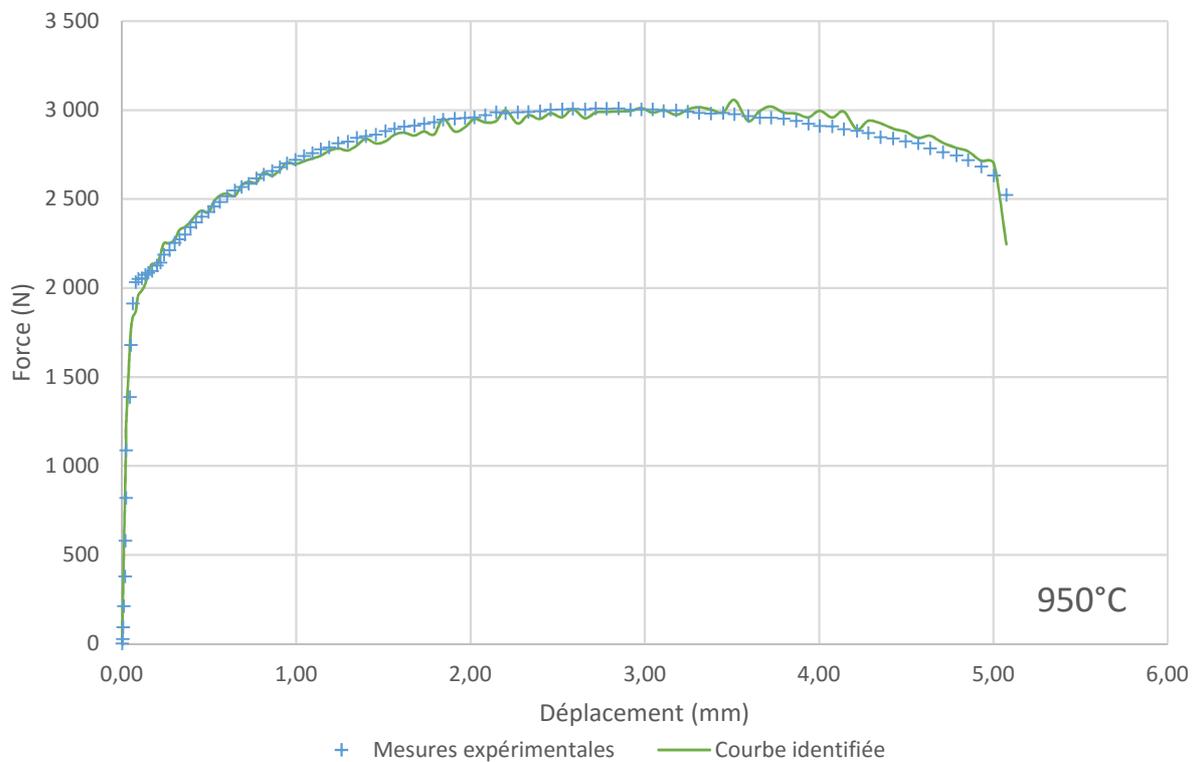


Figure 90 : Comparaison des courbes d'effort en fonction du déplacement expérimentale et identifiée pour l'essai de traction à 950°C

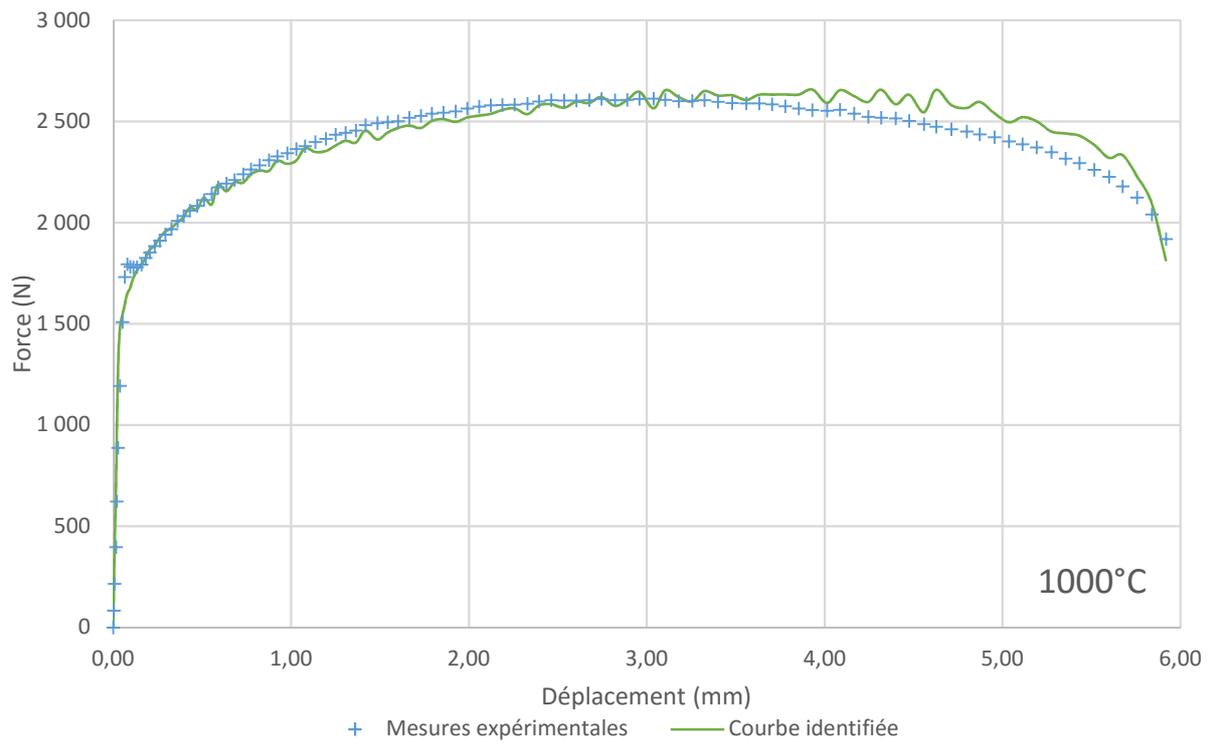


Figure 91 : Comparaison des courbes d'effort en fonction du déplacement expérimentale et identifiée pour l'essai de traction à 1000°C

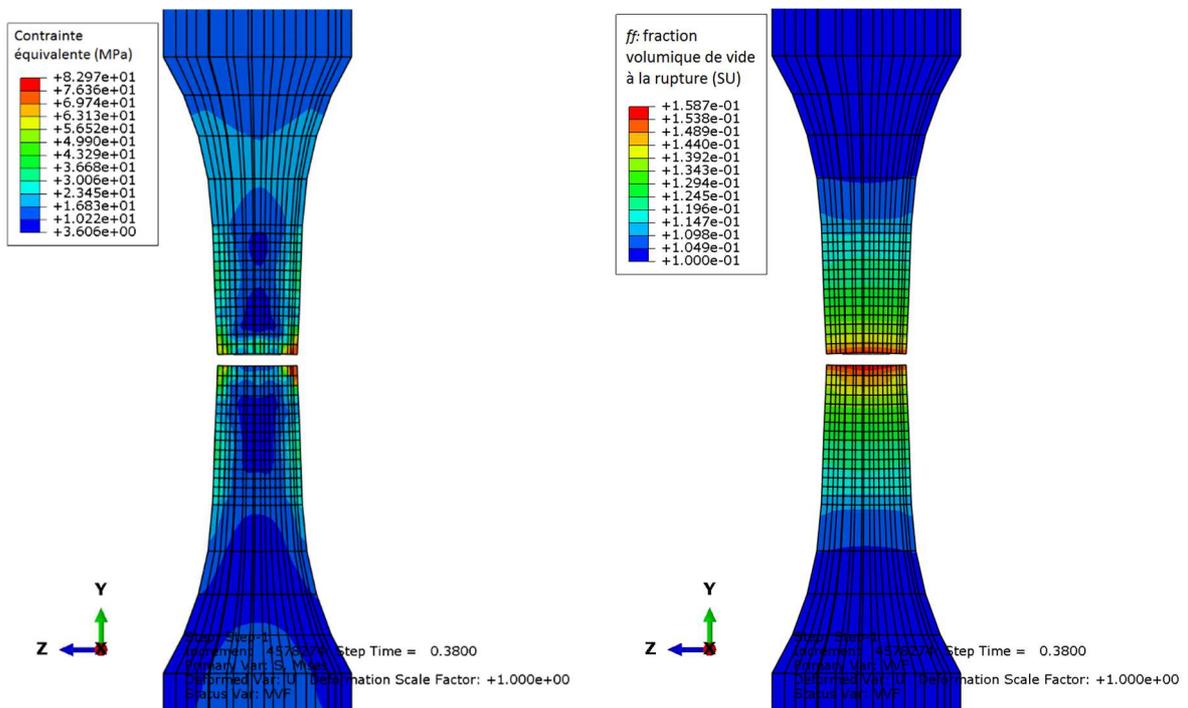


Figure 92 : Champ de contrainte de Von Mises et fraction volumique de vide à la rupture correspondant au dernier pas de temps ( $t=0,38s$ ) de l'essai de traction à 900°C.

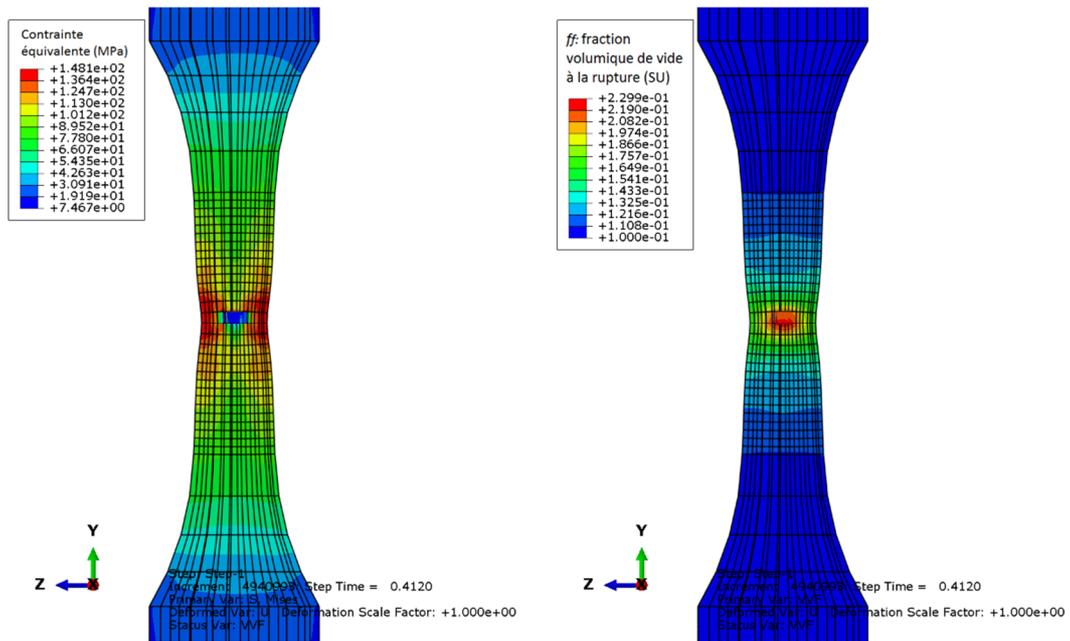


Figure 93 : Champ de contrainte de Von Mises et fraction volumique de vide à la rupture correspondant au dernier pas de temps ( $t=0,412s$ ) de l'essai de traction à 950°C.

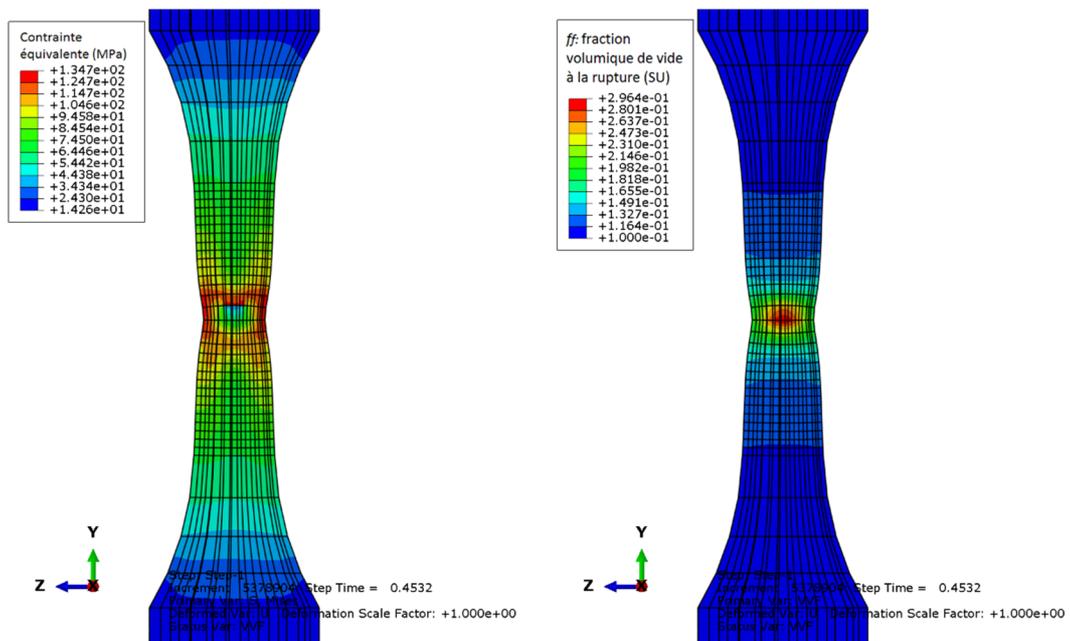


Figure 94 : Champ de contrainte de Von Mises et fraction volumique de vide à la rupture correspondant au dernier pas de temps ( $t=0,4532s$ ) de l'essai de traction à 1000°C.

#### III.4. Conclusion du chapitre

La démarche d'identification du modèle GTN effectuée avec les logiciels ABAQUS/Explicit et SiDoLo a permis d'obtenir un jeu de paramètres pour chaque condition de température sur les essais de traction. La modélisation du comportement et de l'endommagement de la fonte GS à haute température présente une bonne corrélation avec les courbes expérimentales d'effort en fonction du déplacement. La répartition de la fraction volumique de vide modélisée par le modèle GTN est proche des mesures des fractions surfaciques de porosités effectuées post-mortem sur les éprouvettes. Ce résultat montre que le modèle GTN est suffisant pour traduire l'endommagement de la microstructure nodulaire de la fonte GS en traction dans le

domaine étudié. Une optimisation du maillage et une diminution du pas de calcul imposé sont nécessaires afin de s'affranchir des perturbations introduites par ceux-ci. Une étape supplémentaire permettant de tester la convergence systématique de l'identification doit être réalisée afin d'écartier le risque d'une identification sur un minimum local. La transposition de la démarche d'identification utilisée pour les essais de traction sur éprouvettes lisses aux essais de tractions sur éprouvettes entaillées et aux essais de cisaillement est nécessaire afin de prendre en compte l'effet du taux de triaxialité. Cette transposition requiert l'identification de nouveaux paramètres dépendant du type de sollicitation. Le chapitre suivant concerne l'étude du démasselotage à chaud de la fonte GS sur un démonstrateur instrumenté afin de pouvoir répondre à la problématique industrielle.

## IV. Etude et optimisation des paramètres de démasselotage

### IV.1. Introduction

Ce chapitre porte sur l'étude expérimentale du procédé de démasselotage à chaud de bielle sur un démonstrateur instrumenté. Cette étude se focalise sur l'optimisation des paramètres process de l'opération de découpe des masselottes afin de maximiser la qualité de la surface découpée. Un plan d'expériences Taguchi est déployé pour rechercher les facteurs influents sur la qualité du faciès découpé après démasselotage à chaud. Le modèle empirique établi à partir du plan d'expérience à quatre facteurs permettra de définir la configuration optimale afin d'obtenir la meilleure surface découpée et de garantir la qualité finale des bielles forgées. Une étude des courbes d'effort de coupe en fonction du déplacement lors du démasselotage a été réalisée. Une analyse micrographique et MEB des surfaces découpées a été effectuée afin de comprendre les modes de rupture engendrés lors de l'opération de démasselotage. Les résultats obtenus lors de cette expérimentation permettent d'optimiser les paramètres de découpe et pourront être comparés aux résultats obtenus par simulation numérique avec le modèle identifié dans le chapitre précédent.

### IV.2. Conception du démonstrateur de démasselotage

Le démonstrateur de démasselotage instrumenté est monté sur une presse mécanique (EMG) de capacité de 25 tonnes permettant de positionner une bielle complète avec sa masselotte. La mise en position isostatique de la bielle est définie par un appui plan sur la face inférieure, une liaison linéaire rectiligne auto symétrique réalisée par la butée axile sur l'extérieur du pied de bielle et le vé axile sur la tête de bielle et par une liaison ponctuelle dans l'alésage de la tête de bielle (Figure 95). Le maintien en position de la bielle lors de l'opération de démasselotage est assuré par une bride agissant lors de la descente du coulisseau.

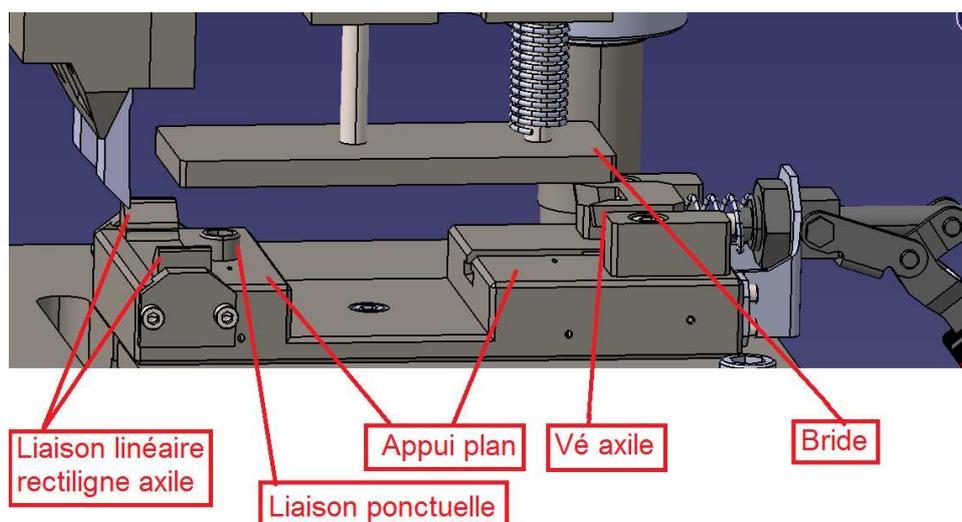


Figure 95 : Porte pièce du démonstrateur.

Le démonstrateur découpe uniquement les cols de masselottes où la section est la plus importante. Il faut noter que l'outillage industriel découpera en plus les attaques de coulée [7]. Le montage, outre d'assurer la mise en position et le maintien en position de la bielle, permet de régler le jeu entre l'arête de coupe et le support inférieur ainsi que de monter différents jeux d'outils. Trois configurations d'outil avec différents angles d'arête de coupe ( $0^\circ$ ,  $15^\circ$  et  $30^\circ$ ) sont utilisées. Les outils comportent une partie dépouillée de  $4^\circ$  et un plat de 1mm. Deux outils sont positionnés au-dessus de chaque col de masselotte de sorte à former un vé pointant vers le centre de la bielle (Figure 96).

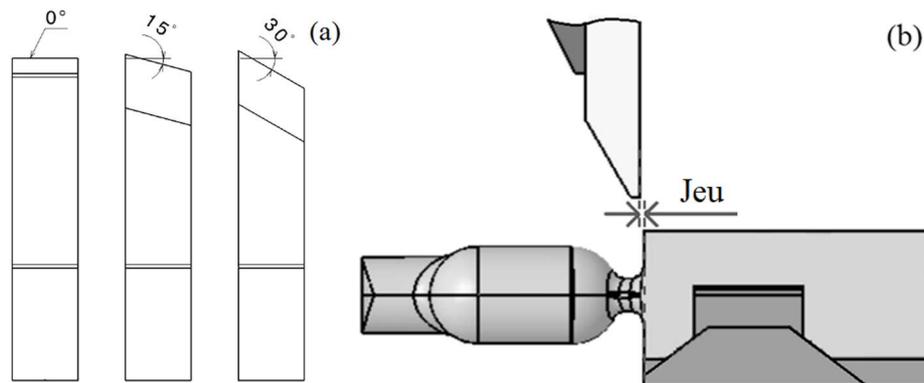


Figure 96. Angles d'arête d'outil (a) et jeu entre l'outil de coupe et le support inférieur(b).

L'instrumentation du montage permet de mesurer l'effort de coupe et le déplacement de l'outil de coupe en fonction du temps lors de l'opération de démasselotage. (Figure 97).

La mesure de la force est effectuée par un montage composé de trois capteurs piézo-électriques montés en triangle derrière le support de lame. Ces capteurs KISTLER type 9103A, d'une capacité de 100kN mesurent l'effort dans la direction de coupe. Un calibrage de ces capteurs précontraints a été réalisé afin d'obtenir une mesure linéaire dans toute la gamme étudiée et de garantir une erreur de mesure inférieure à 5%.

La mesure du déplacement de l'outil de coupe est obtenue par un capteur magnétique BALUFF, type Micropulse BTL6-A110-M0100-A1-115 de 75mm de course, positionné sur la partie supérieure de l'outil. Ce capteur est composé d'une bobine fixée sur le bâti et d'un aimant monté sur la plaque supérieure du démonstrateur par le biais d'un support aimantique. La géométrie du support en aluminium garantit une bonne rigidité et évite les perturbations magnétiques. La précision du capteur est de  $\pm 10\mu\text{m}$ .

Le boîtier d'acquisition KISTLER Maxymos BL assure une mesure synchrone de l'effort et du déplacement en fonction du temps. Le boîtier permet d'afficher en direct, l'effort maximal de découpe et de tracer la courbe d'effort en fonction du déplacement. L'acquisition est initialisée automatiquement en fonction de la course du coulisseau avec une fréquence d'échantillonnage adaptative, fonction de la pente de la courbe d'effort.

Une mesure de température est réalisée par des thermocouples TCDIRECT de type K chemisés en acier réfractaire AISI 310 et s'effectue dans le corps de l'outillage ainsi qu'à l'interface de la bielle et du démonstrateur, au niveau du pied et de la tête. La précision de mesure avec ce type de thermocouple est de  $\pm 0,4\%$  dans la gamme de température étudiée. Le suivi des

températures au niveau de l'outillage permet d'éviter une surchauffe de l'outillage pendant les essais et de maintenir une plage de température relativement constante.

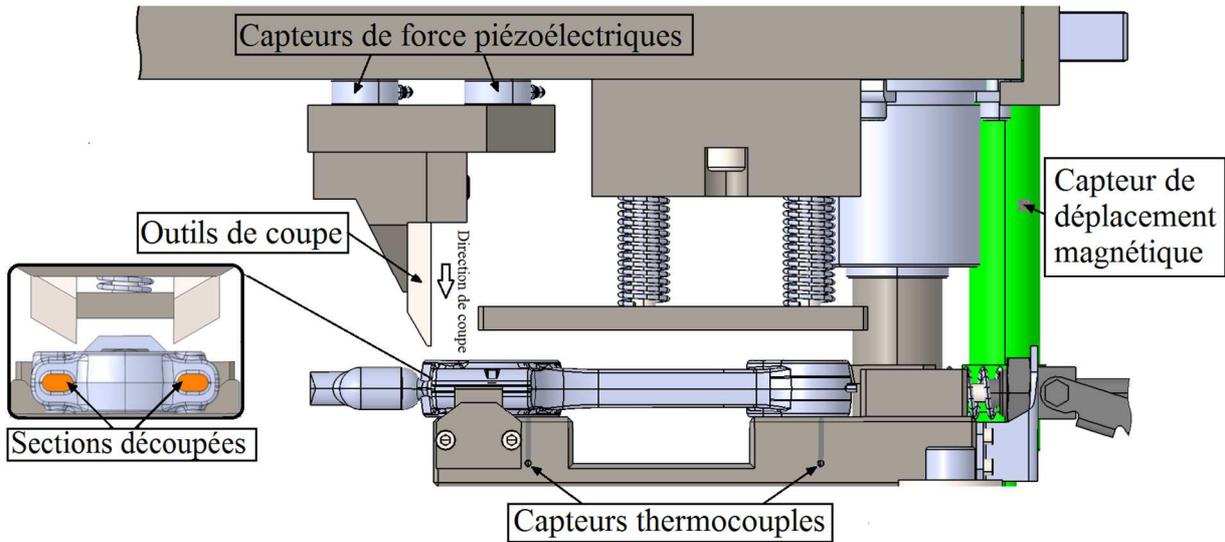


Figure 97 : Configuration de l'outillage de démasselotage instrumenté.

### IV.3. Etude thermique de la bielle

Le paramètre température est le plus difficile à maîtriser malgré le temps relativement court entre la sortie du four et l'opération de démasselotage. Compte tenu de la morphologie de la bielle et du contact bielle-outil, la répartition de la température est hétérogène. La distribution des températures de la bielle avant démasselotage est inconnue. Des mesures de température sur trois bielles instrumentées par des thermocouples, placés au niveau du col de masselotte (perçage à travers la massivité), ont permis d'établir des courbes de refroidissement. Afin de compenser la chute de température au cours de la mise en place de la bielle avant le démasselotage, la température de consigne du four est augmentée de 20°C. La température de transition austénitique située à 750°C en refroidissement est inférieure à la plus faible des températures d'essai, la transition de la matrice austénitique vers la matrice ferrito-perlitique ne sera jamais atteinte avant 75s. La Figure 99 présente les courbes d'évolution de la température en fonction du temps au niveau du col de masselotte pour les trois essais.

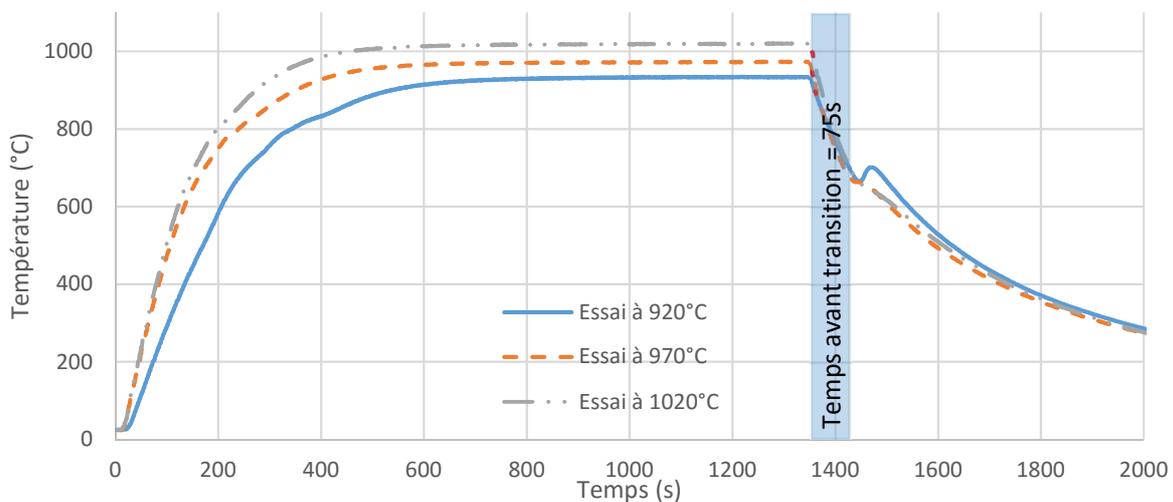


Figure 98 : Courbes d'évolution de la température en fonction du temps au niveau du col de masselotte relatives aux trois essais.

Le temps d'exécution de l'essai, à partir de la sortie du four, est compris entre 7 et 10 secondes. La Figure 99 présente les courbes de refroidissement au moment du démasselotage. Le temps d'exécution définit une zone de démasselotage pour les trois courbes d'essai. La zone de démasselotage montre que la température au niveau du col de masselotte est proche de la température visée pour l'essai. Le Tableau 16 recense les résultats de ces mesures :

Consigne du four (°C)	920	970	1020
Température visée (°C)	900	950	1000
Vitesse de refroidissement moyenne avant essai (°C/s)	-3,17	-3,26	-3,94
Température des essais à t+7s et t+10s (°C)	902,8-909,0 (±0,4%)	938,1-946,7 (±0,4%)	987,1-997,7 (±0,4%)

Tableau 16 : Conditions de température pour les essais de démasselotage.

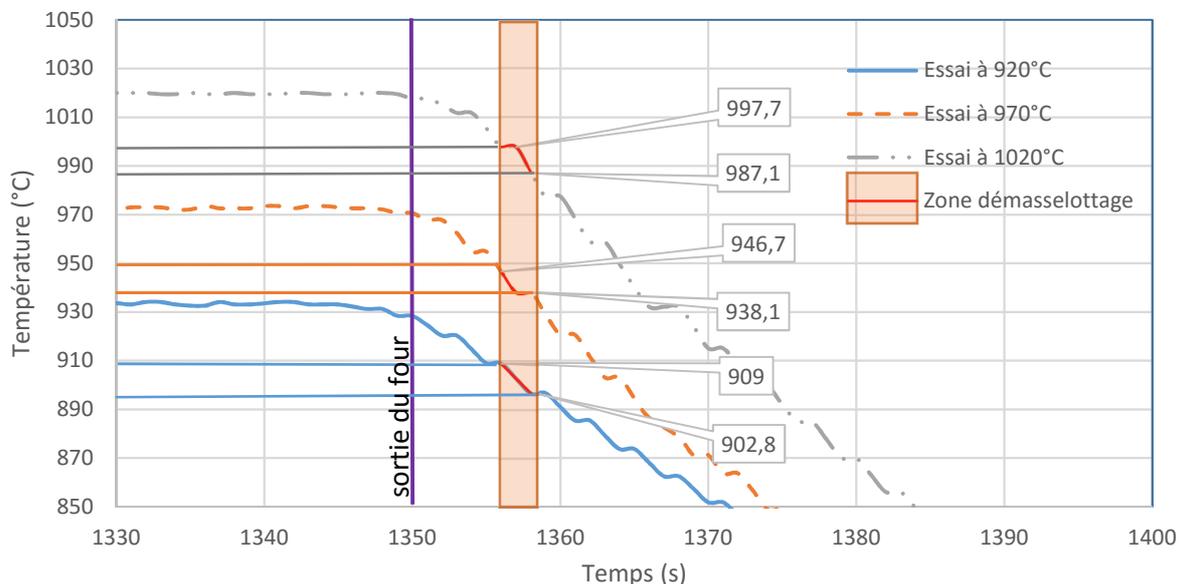


Figure 99 : Zoom sur l'intervalle de température pour la réalisation du démasselotage

Une étude complémentaire du refroidissement de la bielle a été réalisée par simulation numérique sur le logiciel TRANSVALOR Forge3 v2011 afin d'obtenir une distribution de la température au sein de la bielle avant démasselotage. Les paramètres d'échange thermique avec le milieu ambiant à 20°C sont définis avec un coefficient d'échange thermique par convection de  $h = 10 \text{ W.m}^{-2}.K^{-1}$  ainsi qu'une conductivité de la fonte fixée à  $\lambda = 26 \text{ W.m}^{-1}.K^{-1}$  dans la gamme de température étudiée. La Figure 100 représente les résultats de la simulation de refroidissement à l'air pour l'essai à 970°C. Les distributions de températures sont données à t+7s et à t+10s dans le plan de joint de la bielle (Figure 100) et sur la section cisailée (Figure 101). La zone du col de masselotte présente une distribution de température dont les valeurs, situées entre  $960 \pm 5^\circ\text{C}$  à t+7s et  $940 \pm 5^\circ\text{C}$  à t+10s, sont proches des valeurs expérimentales. Le gradient de température, n'excédant pas 10°C dans la section du col de masselotte, est suffisamment faible pour considérer la température comme homogène lors de l'essai de démasselotage.

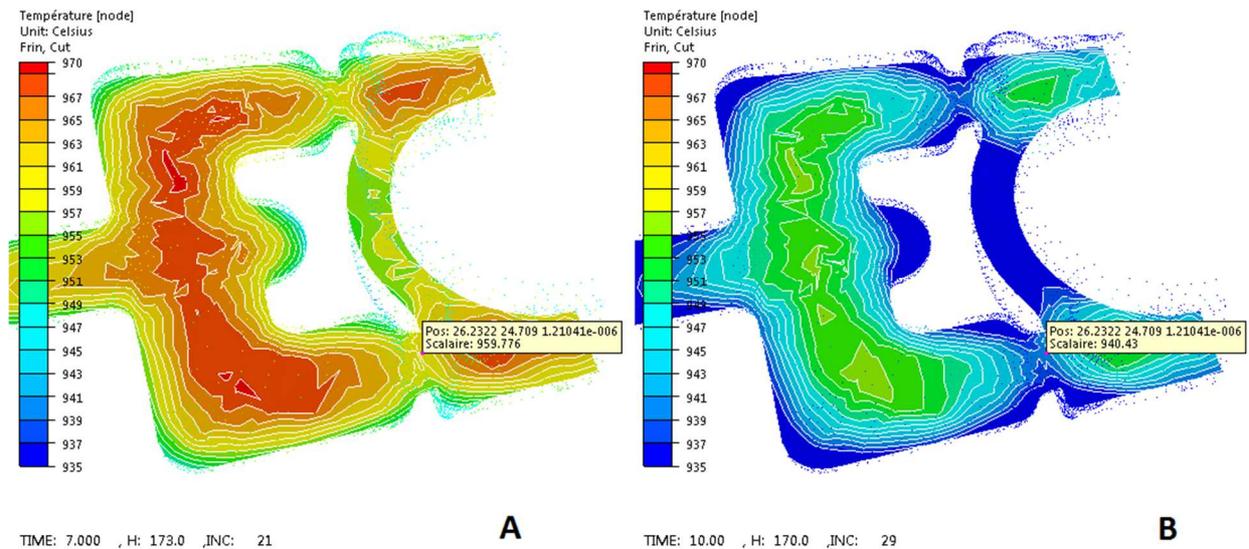


Figure 100 : Distribution de la température au plan de joint de la tête de bielle avec masselotte à t+7s (A) et t+10s (B).

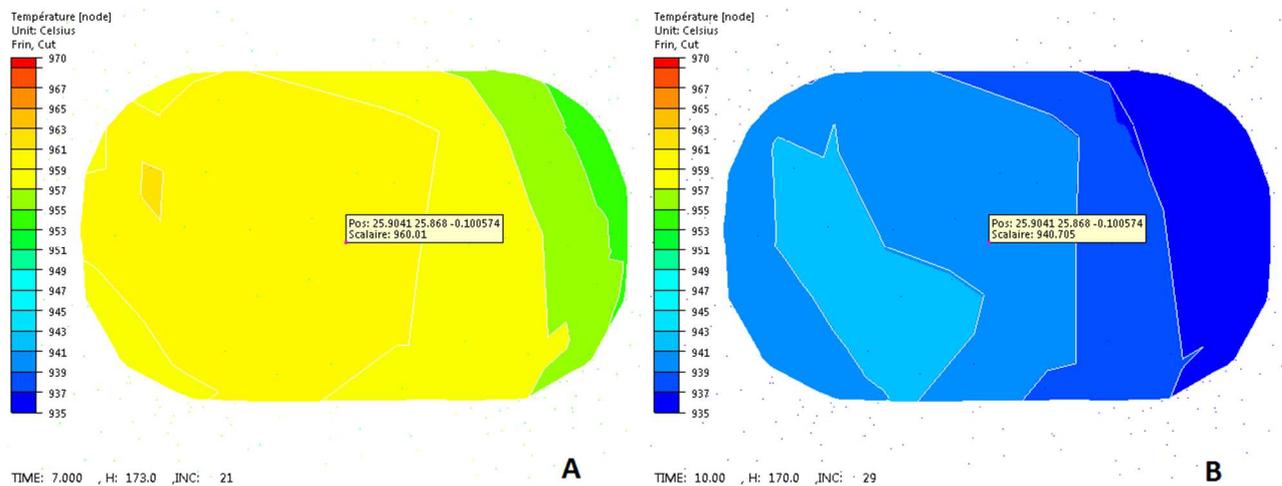


Figure 101 : Distribution de la température dans la section cisailée du col de masselotte à t+7s (A) et t+10s (B).

#### IV.4. Choix du plan d'expérience

Un plan d'expérience est une méthode qui permet d'étudier le maximum de facteurs avec le minimum d'essais en vue d'optimiser un produit ou un process. C'est un modèle du type boîte noire permettant de constituer des modèles empiriques valables dans le domaine étudié. La mise en place d'un plan d'expérience nécessite de respecter les six étapes suivantes :

- La définition des objectifs
- Les facteurs et interactions influents
- Le choix du type de plan
- La réalisation des essais
- L'analyse des résultats
- La validation des résultats

##### IV.4.1. Définition des objectifs

L'objectif est de recenser les paramètres influents sur l'opération de démasselotage et de déterminer la configuration optimale permettant de découper la masselotte sans endommager la bielle. La réponse mesurée lors de ce plan est la qualité du faciès de rupture

notée  $Q_{facies}$  qui doit être maximisée. La notation du faciès de coupe est la représentation d'une réponse qualitative en réponse quantitative.

Afin de procéder à l'analyse de la qualité du faciès de rupture, une notation est établie de 1 à 5 traduisant la qualité de la surface découpée (Figure 102). Le niveau 1 représente le faciès fortement endommagé jusqu'au niveau 5 dont le faciès montre une zone cisailée sans défaut. La notation intermédiaire est liée à la présence de concavité avec arrachement et de défauts (fissures ou inclusions). Le faciès démasselotté présente plusieurs aspects dont la notation regroupe ces différents cas de figure par niveau de qualité.

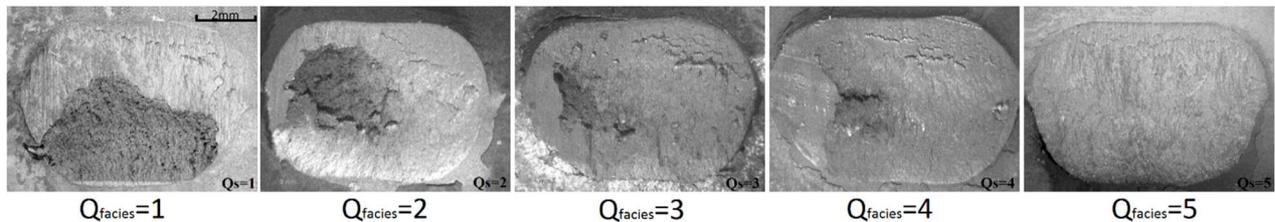


Figure 102 : Critères de notation retenus pour l'évaluation du faciès de coupe.

#### IV.4.2. Facteurs influents

Les facteurs influents sur le procédé de démasselotage à chaud sont déterminés à partir d'essais préliminaires et de l'étude bibliographique. Les quatre facteurs à trois niveaux retenus ainsi que leurs intervalles d'étude sont :

- La vitesse de coupe (250, 375 et 500  $mm.s^{-1}$ )

Le niveau bas de la vitesse de coupe a été choisi à partir des essais préliminaires et des vitesses usuelles des presses d'ébavurage de l'entreprise ADJ soit 250mm/s, le niveau haut correspond à la vitesse maximale de la presse utilisée soit 500 mm/s et le niveau intermédiaire à 375mm/s.

- L'angle de l'arête de coupe (0, 15 et 30°)

L'augmentation de l'angle (Figure 96 (a)) permet d'obtenir une découpe progressive du col de masselotte [20]. La valeur de l'inclinaison de l'arête de coupe ne doit pas dépasser l'épaisseur de métal découpée [101]. La valeur maximale de l'angle d'arête de coupe de l'outil de 30° a été choisie afin de correspondre à l'épaisseur du col de masselotte.

- Le jeu entre l'arête de coupe et le support de la bielle (0, 0,5 et 1 mm)

L'influence du jeu sur la qualité de la surface découpée a été soulignée dans plusieurs études. Avec un jeu adéquat, la rupture de la pièce s'initie de part et d'autre de la pièce sous l'arête des outils, les macrofissures se propagent dans l'épaisseur jusqu'à se rejoindre au centre de la surface découpée. Cette surface sera alors plane et dépourvue de défaut. Un jeu insuffisant implique une surface de coupe irrégulière et nécessite un effort de coupe plus important [101]. Un jeu trop important augmente la surface de la zone bombée, la bavure résiduelle et l'angle de rupture de la surface découpée [24]. Le jeu a été choisi pour une valeur de 0mm au plus proche de la bielle, de 0,5 mm et de 1mm (Figure 96 (b)).

- La température de la bielle (900, 950 et 1000 °C)

La gamme de température est limitée, pour la valeur maximale, par la température en sortie de coquille du process (1000°C) et pour la valeur minimale, par la température la plus basse (900°C) garantissant la stabilité de la phase austénitique.

#### IV.4.3. Choix du type de plan

La table Taguchi  $L_{18}$  permet d'étudier les quatre facteurs retenus avec trois niveaux pour chacun des facteurs ainsi que leurs interactions (Tableau 17). Les colonnes 2 à 5 sont utilisées dans la matrice  $L_{18}$  afin d'étudier les quatre facteurs de notre étude. Les valeurs réelles de chacun des paramètres sont reportées dans le Tableau 18. La matrice des essais comporte un essai centré dans le domaine d'étude (configuration 5) permettant de valider le modèle. Avant de réaliser les essais du plan d'expérience, des essais préliminaires ont été réalisés afin de valider la procédure d'essai et de vérifier la répétabilité des réponses. L'affectation des paramètres dans le plan intègre la difficulté de réglages de ces paramètres notamment pour le jeu. Chacune des configurations d'essai est répétée afin d'assurer la fiabilité des résultats.

N° d'essai	Facteurs							
	1	2	3	4	5	6	7	8
1	1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	2	2	2	2	2	2
3	1	1	3	3	3	3	3	3
4	1	2	1	1	2	2	3	3
5	1	2	2	2	3	3	1	1
6	1	2	3	3	1	1	2	2
7	1	3	1	2	1	3	2	3
8	1	3	2	3	2	1	3	1
9	1	3	3	1	3	2	1	2
10	2	1	1	3	3	2	2	1
11	2	1	2	1	1	3	3	2
12	2	1	3	2	2	1	1	3
13	2	2	1	2	3	1	3	2
14	2	2	2	3	1	2	1	3
15	2	2	3	1	2	3	2	1
16	2	3	1	3	2	3	1	2
17	2	3	2	1	3	1	2	3
18	2	3	3	2	1	2	3	1

Tableau 17 : Table  $L_{18}$ .

Configuration	Jeu (mm)	Température de la bielle (°C)	Angle d'arête de coupe (°)	Vitesse de coupe (mm.s <sup>-1</sup> )
A	0	900	0	250
B	0	950	15	375
C	0	1000	30	500
D	0,5	900	0	375
E	0,5	950	15	500
F	0,5	1000	30	250
G	1	900	15	250
H	1	950	30	375
I	1	1000	0	500
J	0	900	30	500
K	0	950	0	250
L	0	1000	15	375
M	0,5	900	15	500
N	0,5	950	30	250
O	0,5	1000	0	375
P	1	900	30	375
Q	1	950	0	500
R	1	1000	15	250
S	0,5	950	15	375

Tableau 18 : Matrice des essais en valeurs réelles.

#### IV.4.4. Réalisation des essais

Le lot de bielles utilisé pour les essais est issu d'une coulée en coquille métallique sur un même four de fusion afin de garantir la stabilité de la composition de la fonte GS. Les analyses par spectrométrie effectuées révèlent une composition conforme à la composition de la fonte étudiée dans le chapitre I (Tableau 19). Le pourcentage nodulaire de la fonte est de 7% en moyenne avec une densité nodulaire aux alentours de 850 nodules par mm<sup>2</sup>. La microstructure à température ambiante est composée de nodules de graphite de type I et II selon la norme ASTM A247 dans une matrice à 80% perlitique et à 20% de ferrite répartie autour des nodules.

C%	Mg%	Si%	P%	S%	Cr%	Mn%	Fe%	Ni%	Cu%	Mo%
3,50	0,034	2,93	0,011	0,017	0,044	0,21	91,75	0,48	0,80	0,23

Tableau 19 : Composition moyenne en % massique du lot de pièce utilisée pour la campagne d'essai.

Le tableau 5 présente les résultats des essais pour chacune des configurations. Un essai hors plan supplémentaire a été réalisé afin de tester les procédures d'essai. Trois examinateurs ont évalué la qualité de la surface découpée  $Q_{\text{facies}}$  en se référant à la grille définie en Figure 102. La bielle comportant deux cols de masselotte, la valeur retenue correspond à la note la plus faible obtenue sur les deux surfaces découpées.

Configuration	Paramètres				Résultats
	J: Jeu (mm)	T: Température (°C)	A: Angle de l'arête d'outil (°)	V: Vitesse de coupe (mm.s <sup>-1</sup> )	Q <sub>facies</sub> : Qualité de la surface découpée
A	0	900	0	250	5
B	0	950	15	375	2
C	0	1000	30	500	3
D	0.5	900	0	375	5
E	0.5	950	15	500	3
F	0.5	1000	30	250	3
G	1	900	15	250	1
H	1	950	30	375	2
I	1	1000	0	500	5
J	0	900	30	500	1
K	0	950	0	250	4
L	0	1000	15	375	4
M	0.5	900	15	500	4
N	0.5	950	30	250	2
O	0.5	1000	0	375	5
P	1	900	30	375	1
Q	1	950	0	500	5
R	1	1000	15	250	3
<i>S (centré)</i>	<i>0.5</i>	<i>950</i>	<i>15</i>	<i>375</i>	<i>3</i>
<i>Essai complémentaire</i>	<i>0.5</i>	<i>1000</i>	<i>0</i>	<i>500</i>	<i>5</i>

Tableau 20 : Résultats des différents essais du plan L<sub>18</sub>.

#### IV.5. Analyse et validation des résultats du plan d'expérience

Le graphe des effets de la Figure 103 représente la qualité de la surface découpée Q<sub>facies</sub> en fonction des différents paramètres et présente l'effet individuel de chacun de ces paramètres. Le graphe montre que l'angle de l'arête de coupe est le facteur le plus significatif sur la qualité du faciès. Dans l'intervalle de l'étude, la vitesse de coupe apparaît comme paramètre le moins significatif. La qualité de la surface croît lorsque la température et la vitesse de coupe augmentent et lorsque l'angle de l'arête de coupe diminue. Le jeu adéquat est obtenu pour une valeur centrale de 0,5mm permettant d'augmenter sensiblement la qualité de la surface découpée.

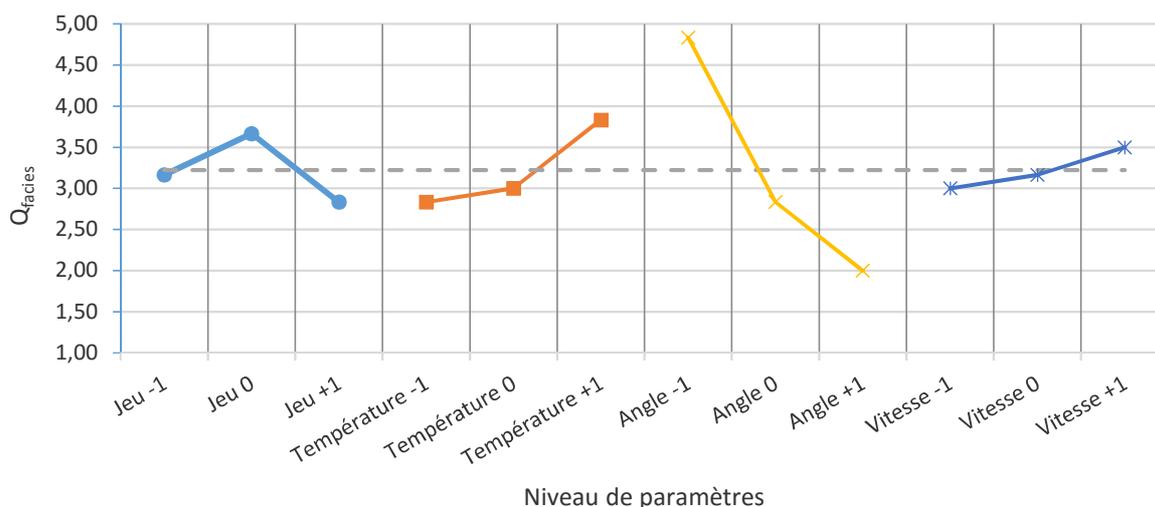


Figure 103 : Effets des paramètres en notation standardisée sur la qualité de la surface découpée.

Le modèle représentant la qualité de la surface découpée a été établi par régression linéaire multiple avec un niveau de confiance de 95%. L'analyse de la variance (ANOVA) a été utilisée afin de valider le modèle quadratique retenu pour ce plan d'expérience et de valider la fiabilité du modèle obtenu  $\hat{Q}_{facies}$  (Tableau 21). Les coefficients des différents paramètres de ce modèle sont significatifs pour une confiance supérieure à 90% obtenus par le test de Student et sont présentés dans le Tableau 22.

Source	Sommes des carrés	Degré de liberté	Erreur quadratique moyenne	Fisher	Confiance %
Régression	28,86	3	9,62	16,33	99,99
Résiduel	8,25	14	0,59		
Total	37,11	17	2,18		

Tableau 21 : Analyse de la variance du modèle obtenu pour  $Q_{facies}$ .

Variable	Coefficient	Déviations standard	Test de Student	Confiance %
Constante	3,67	0,31	11,00	100,00
T	0,50	0,22	2,26	95,94
A	-1,42	0,22	-6,39	100,00
J <sup>2</sup>	-0,67	0,38	-1,74	89,57

Tableau 22 : Synthèse des coefficients du modèle pour  $Q_{facies}$  avec test de Student.

Le modèle obtenu pour  $Q_{facies}$  en variables standardisées est le suivant :

$$\hat{Q}_{facies}(95\%) = 3,67 + 0,5 \cdot T - 1,41 \cdot A - 0,67 \cdot J^2$$

L'essai effectué au centre du domaine étudié (configuration S du Tableau 20) donne une réponse de 3. Cette valeur expérimentale est comparée à la valeur prédite par le modèle avec :

$$\hat{Q}_{facies}(\text{centré}) = 3,67 + 0,5 \cdot T_0 - 1,41 \cdot A_0 - 0,67 \cdot J_0^2 = 3,67$$

Cette valeur prédite par le modèle est en accord avec la valeur expérimentale qui se situe dans l'intervalle de confiance de  $\pm 1,96 \times \sigma_{Q_{facies}}$  soit 2.87 à 3.47.

La meilleure qualité de la surface découpée correspond à une valeur maximale du modèle  $\hat{Q}_{facies}$ . Celle-ci est obtenue pour un angle d'arête de coupe minimal, une température de la bielle maximale et une valeur centrée pour le jeu. Le modèle ne prend pas en compte la vitesse de coupe car celle-ci apparait comme un facteur non significatif dans le domaine étudié entre 250 à 500 mm.s<sup>-1</sup>. Les paramètres optimisés pour le modèle sont donc :

- Angle de coupe = 0°,
- Température = 1000°C,
- Jeu = 0,5 mm.

Soit la valeur maximale prédite par le modèle dans cette configuration :

$$\hat{Q}_{facies}(\text{maxi}) = 3,67 + 0,5 \cdot T_{+1} - 1,41 \cdot A_{-1} - 0,67 \cdot J_0^2 = 5,58$$

Cette valeur est confirmée par l'essai complémentaire réalisé avec les paramètres optimisés (Tableau 20).

La Figure 104 représente la surface de réponse du modèle  $\hat{Q}_{facies}$  en fonction de l'angle d'arête de coupe et de la température de la bielle, le jeu est fixé à sa valeur centrée. La surface de réponse permet de déterminer graphiquement la configuration la plus favorable à un faciès de bonne qualité. Le seuil d'acceptabilité (note  $\geq 5$ ) est atteint pour un angle de coupe minimal avec une température de la bielle supérieure à 950°C.

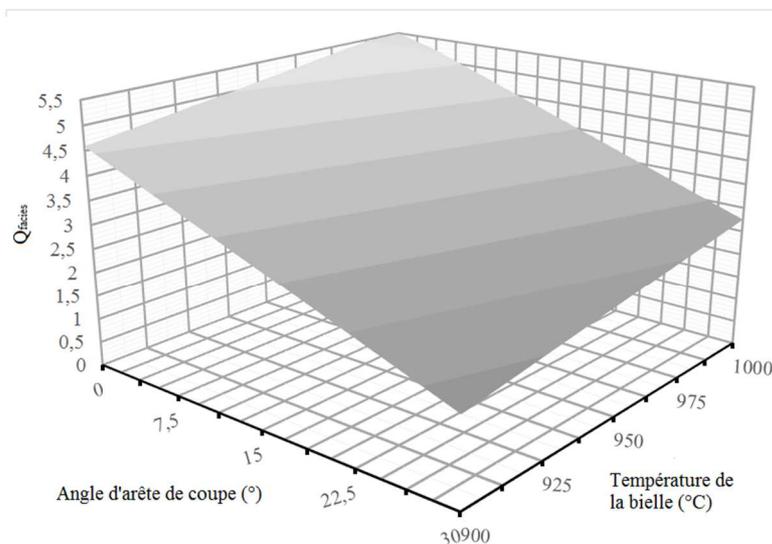


Figure 104 : Surface de réponse de la qualité de surface découpée en fonction de l'angle d'arête de coupe et de la température.

## IV.6. Etude des modes de rupture

### IV.6.1. Etude métallographique

Des observations métallographiques sont conduites sur une bielle sans défaut ( $Q_{facies} = 5$ ) ainsi que sur une bielle présentant le défaut le plus important ( $Q_{facies} = 1$ ) afin de comprendre les modes de rupture et les sources éventuelles d'apparition du défaut lors du démasselotage. Des macrographies des surfaces découpées ont été réalisées à l'aide d'une loupe binoculaire

et complétées par des observations au microscope électronique à balayage (MEB) pour déterminer les modes de rupture dans les différentes zones du faciès. Des analyses de la microstructure ont été effectuées avec un microscope optique selon une section perpendiculaire à la surface découpée et passant par le centre de la surface (Figure 105). Les échantillons ont été polis au papier abrasif de grain 400 à 1200 puis avec une suspension abrasive diamant 1µm. Afin de révéler la structure ferrito-perlitique de la matrice et d'analyser la déformation de celle-ci, les échantillons ont été attaqués à l'aide d'une solution de Nital à 4% d'acide nitrique. Le traitement numérique des micrographies permet de réaliser une cartographie complète de la microstructure sous la surface découpée. Cette cartographie permet de mesurer la profondeur des fissures et de la cavité du défaut, la largeur de la bande cisailée ainsi que l'orientation nodulaire par rapport à la direction de coupe du démasselotage (Figure 106).

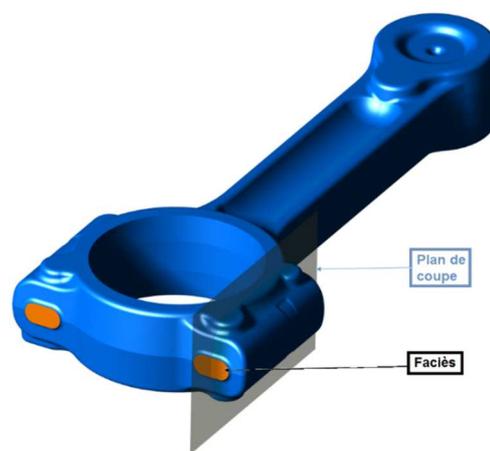


Figure 105 : Plan de coupe pour observations de la microstructure.

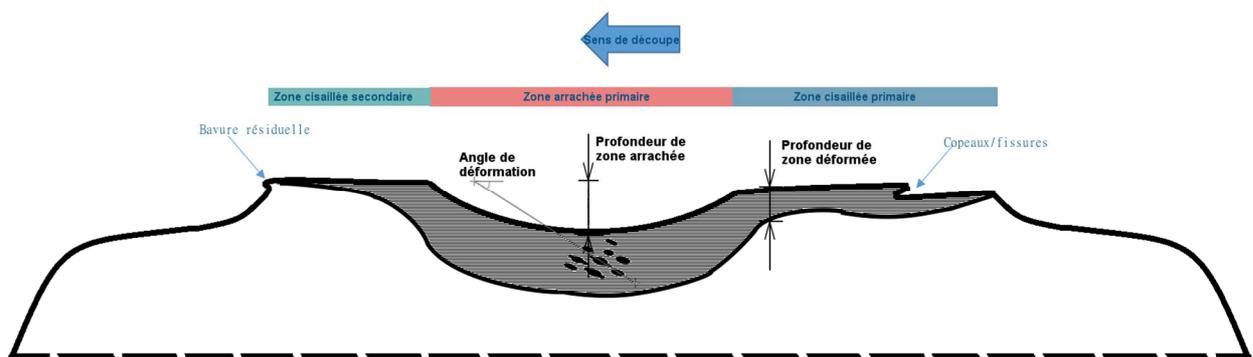


Figure 106 : Schéma type d'une cartographie de la microstructure sous la surface de coupe.

Les Figure 107 (a) et Figure 107 (b) montrent respectivement la macrographie de la surface découpée ainsi qu'une micrographie de la structure pour le faciès sans défaut ( $Q_{\text{facies}} = 5$ ). La macrographie du faciès révèle une zone cisailée plane représentant plus de 85% de la surface découpée sans fissuration profondes excepté quelques zones striées. La microstructure met en évidence une bande étroite où les nodules de graphite sont fortement allongés du fait d'une forte déformation plastique de la matière au voisinage de surface découpée. Aucune

fissure ni déformation nodulaire n'est relevée en dehors de cette zone. La déformation des nodules parallèlement à la direction de coupe crée des entailles faiblement espacées dans la matrice conduisant à la coalescence des cavités et ainsi à la formation de microfissures orientée selon cette direction. La Figure 107 (c) représente une vue MEB de la surface découpée au grossissement 330x. Celle-ci montre que les nodules subissent une déformation très importante en surface. La vue MEB détaillée à 2000x (Figure 107 (d)) révèle que les espaces internodulaires de la matrice sont étirés selon des bandes de matière étroites formant des cupules dus à la forte déformation de la cavité nodulaire. La déformation plastique sévère de la matière ainsi que la coalescence des cavités à l'intérieur d'une bande étroite de moins de 0,2mm sont en accord avec un mode de rupture en cisaillement ductile.

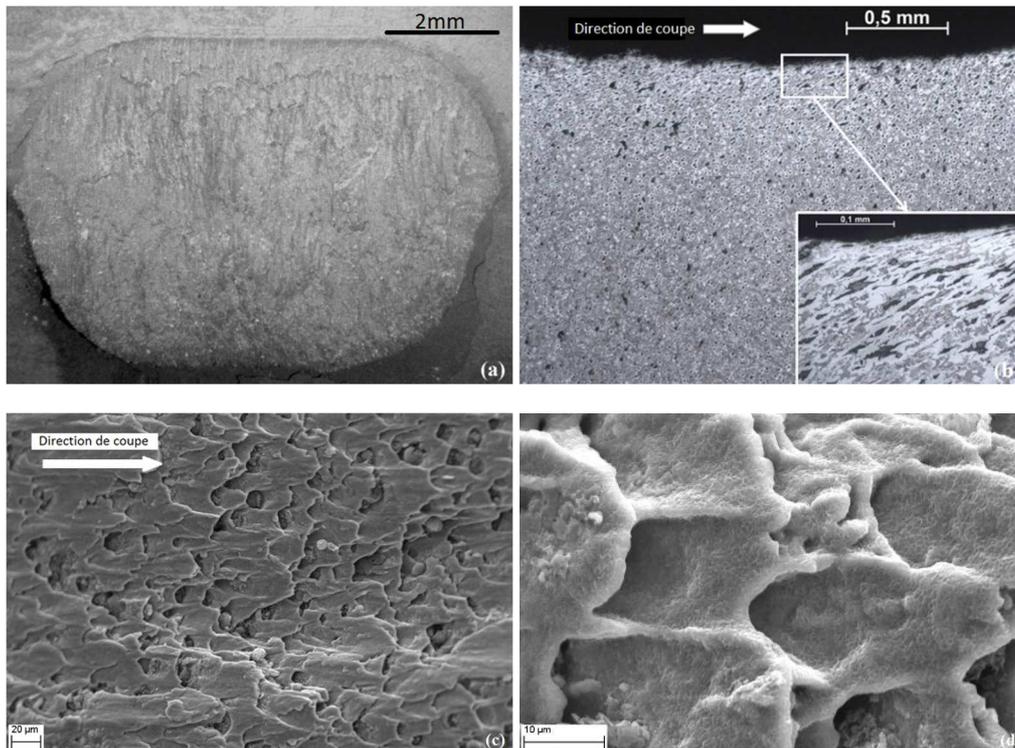


Figure 107. Facies de rupture pour  $Q_{facies} = 5$  (a), micrographie de la structure en coupe (b), observations MEB du faciès avec un grossissement de 330x (c) et de 2000x (d).

La Figure 108 (a) montre la macrographie du faciès correspondant au niveau de qualité de découpe le plus bas obtenu ( $Q_{facies} = 1$ ). La surface de découpe est répartie selon deux zones distinctes, une zone plate cisailée représentant environ 55% de la surface totale et une zone comportant une fissure inclinée formant un cratère d'une profondeur de 1,5mm. Les micrographies de la structure dans la section perpendiculaire montrent que la zone cisailée comporte les mêmes caractéristiques que la microstructure décrite précédemment en Figure 107 (b). Cependant, dans la zone arrachée (Figure 108 (b)), la forme des nodules est inchangée par rapport à l'état initial et la trajectoire de rupture suit un chemin plus chaotique. La Figure 108 (c) représente la vue MEB de la zone arrachée qui révèle une topographie irrégulière sans signe de déformation autour des cavités nodulaires. La Figure 108 (d) montre que la rupture est principalement intergranulaire avec arrachement de la matière. Aucune déformation plastique de la matrice ne peut être relevée dans cette zone, ce qui est caractéristique d'un mode de rupture fragile. Toutefois, la zone plate cisailée de la surface découpée est

gouvernée par un mode de rupture en cisaillement ductile avec une forte déformation de la matière au voisinage de la surface comme décrit précédemment.

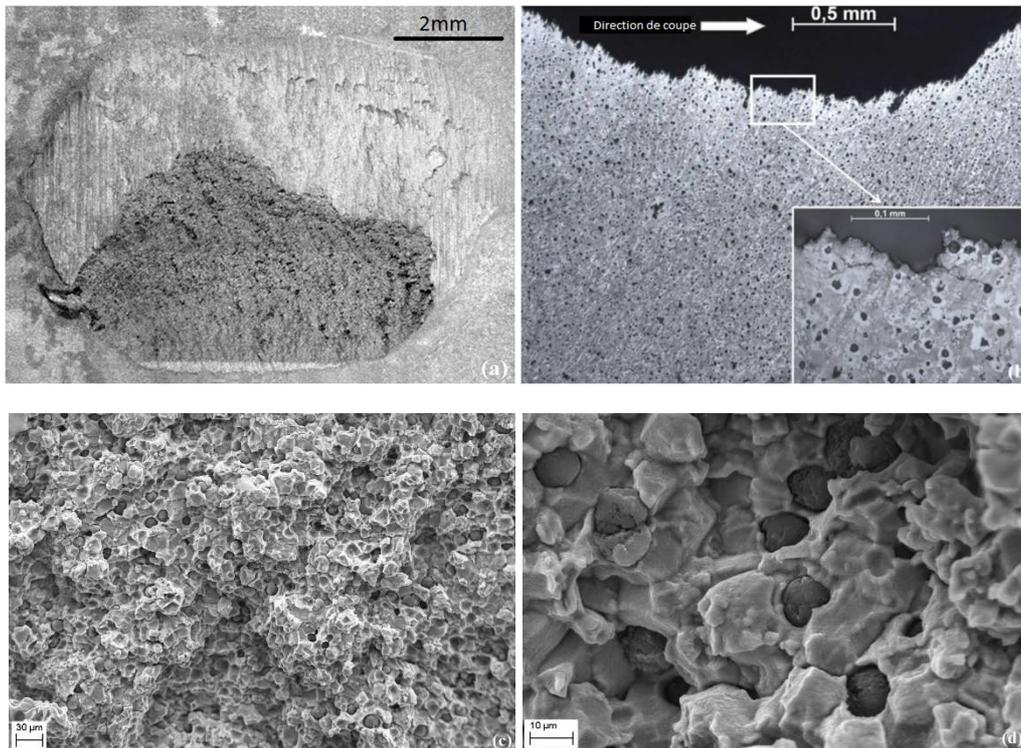


Figure 108. Facies de rupture pour  $Q_{facies} = 1$  (a), micrographie de la structure en coupe (b), observations MEB aux grossissements 200× (c) et 1000× (d) de la zone arrachée.

#### IV.6.2. Analyses de l'effort et de l'énergie de découpe

Les courbes d'effort en fonction du déplacement de l'outil obtenues pour chaque condition d'essai permettent d'analyser les différentes étapes de l'opération de découpe et ainsi d'identifier les modes de rupture impliqués (Chapitre I). La Figure 109 (a) représente la courbe effort-déplacement obtenue pour un essai avec une surface découpée sans défaut ( $Q_{facies} = 5$ ). La courbe met en évidence cinq étapes de la découpe qui sont définies comme suit. La première étape pour laquelle la courbe est linéaire (déplacement de l'outil inférieur à 1,6mm) correspond à la déformation élastique du matériau. Dans la seconde étape (déplacement de l'outil situé entre 1,6mm et 2,2mm), l'augmentation de l'effort en fonction du déplacement est due à l'écroutissage de la matière. La troisième étape (déplacement de l'outil situé entre 2,2mm et 3,8mm) correspond également à une déformation plastique du matériau, la diminution de l'effort est due à la réduction de la surface cisailée. Au début de la quatrième étape (déplacement de l'outil situé entre 3,8mm et 4,3mm), la fissure s'initie et se propage à travers la section restante impliquant une chute rapide de l'effort de coupe. Lors de la dernière étape (déplacement de l'outil supérieur à 4,3mm), l'effort résiduel est dû au frottement de l'outil de coupe avec la partie bridée de la bielle. La large déformation plastique qui intervient dans la seconde et la troisième étape est caractéristique d'un mode de rupture en cisaillement ductile [7]. La Figure 109 (b) représente la courbe en effort-déplacement obtenue pour une surface découpée comportant le défaut le plus important ( $Q_{facies} = 1$ ). La courbe comporte quatre étapes de coupe, aucune étape avec large déformation plastique et diminution de l'effort n'est retrouvée. La seconde étape (déplacement de l'outil situé entre 1,9mm et

2,5mm) correspond au cisaillement ductile de la première zone de la surface découpée. La troisième étape (déplacement de l'outil situé entre 2,5mm et 4,5mm), caractérisée par la diminution rapide de l'effort en fonction du déplacement, est caractéristique d'une propagation de fissure correspondant à un mode de rupture fragile. La comparaison des deux courbes montre que l'énergie de coupe de la surface découpée sans défaut ( $Q_{\text{facies}} = 5$ ), définie à partir de l'aire sous la courbe d'effort-déplacement, est plus importante que celle requise pour propager la fissure lors de la rupture fragile de la seconde courbe ( $Q_{\text{facies}} = 1$ ). Cela est dû au fait que l'énergie requise lors d'une déformation plastique ductile est plus importante que celle requise pour propager la fissure lors d'une rupture fragile. Ces résultats sont en accord avec les observations métallographiques effectuées précédemment indiquant que la surface découpée de meilleure qualité est gouvernée par un mode de rupture en cisaillement ductile. Par ailleurs, la surface découpée avec le défaut le plus important révèle l'apparition d'une transition d'un mode de rupture ductile vers un mode de rupture fragile.

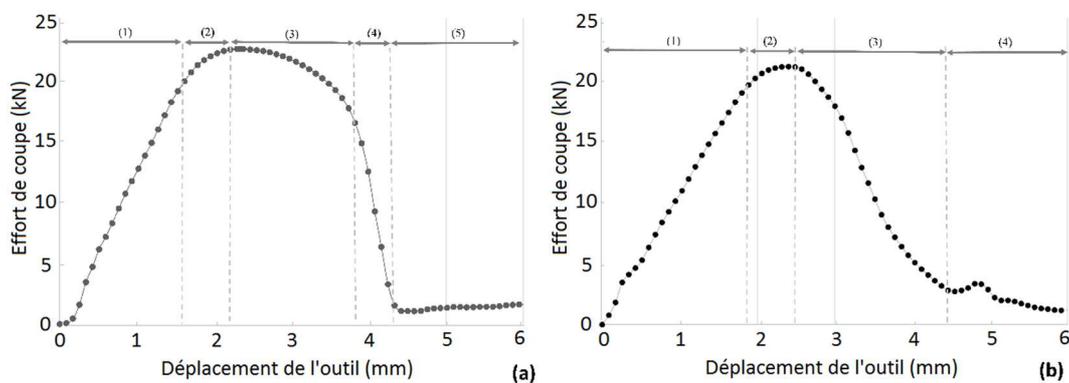


Figure 109. Courbes d'effort en fonction du déplacement lors de l'opération de démasselotage ; (a) et (b) correspondent respectivement au faciès de meilleure qualité et au faciès avec le défaut le plus important.

#### IV.7. Conclusion

L'étude du démonstrateur de démasselotage au travers du plan d'expérience montre l'influence des paramètres process tels que l'angle d'arête de coupe, le jeu et la température sur la qualité de la surface découpée. La cartographie des températures au niveau du col de masselotte lors du refroidissement est confirmée par les mesures expérimentales et montre que la température peut être considérée comme homogène lors de l'essai de démasselotage. Le modèle prédictif obtenu a été validé par des essais au centre du domaine et permettra d'optimiser l'opération de démasselotage dans des conditions industrielles. Le modèle révèle que le jeu adéquat est atteint pour une valeur intermédiaire de 0,5mm permettant d'accroître sensiblement la qualité de surface. L'augmentation de la température de la bielle permet de maximiser la qualité de surface découpée. La coupe progressive réalisée avec des angles d'arête de coupe de 15° et 30° génère une profonde fissuration inclinée sur la surface de coupe. Les paramètres optimaux pour une qualité de surface maximale sont  $J=0,5\text{mm}$ ,  $T=1000^\circ\text{C}$  et  $A=0^\circ$  selon le modèle. L'étude complémentaire métallographique et des courbes d'effort-déplacement montre que la profonde fissuration inclinée générée sur la surface découpée est due à une transition entre les modes de rupture ductile et fragile. Une surface exempte de défaut est gouvernée par un mode de rupture uniquement ductile caractérisé par une sévère déformation plastique en cisaillement. Le taux de cisaillement important de la

matière génère une déformation nodulaire importante. Les nodules orientés selon la direction de coupe favorisent alors la planéité de la surface découpée lors de la rupture ductile par coalescence.

## Conclusion générale et perspectives

Le contexte de notre étude s'inscrit dans la problématique industrielle du passage du stade du démonstrateur de laboratoire au stade de la production. La mise au point d'un nouveau procédé de fabrication de bielle permettant d'obtenir un allègement significatif des pièces tout en garantissant de bonnes propriétés mécaniques nécessite de lever certains verrous technologiques. L'application du forgeage à la fonte GS dans la continuité du processus de coulée implique de transposer les conditions thermiques d'ébavurage à chaud des aciers au démasselotage des grappes de bielles. La découpe en phase austénitique de la fonte GS a fait apparaître des défauts liés au mode de rupture en cisaillement à haute température. L'objectif de notre étude a consisté à lever le verrou technologique lié au démasselotage à température élevée ainsi que les différents verrous scientifiques posés par notre problématique. La réponse à ces verrous scientifiques nécessite de caractériser la rhéologie et de comprendre les mécanismes d'endommagement de la fonte GS dans les conditions de température et de vitesse du démasselotage à chaud.

Dans cet objectif, l'étude s'est portée premièrement sur la caractérisation mécanique de la fonte GS dans la gamme de température du démasselotage en s'intéressant particulièrement aux effets des différents types de sollicitation sur la microstructure. Des essais de traction à différents taux de triaxialité ainsi que des essais de cisaillement ont été conduits. Cette étude expérimentale a permis d'observer le comportement élasto-viscoplastique de la fonte GS dû à la forte dépendance à la vitesse de déformation. Les analyses métallographiques conduites sur les faciès de rupture ainsi que sur la microstructure interne des éprouvettes post-mortem ont permis de mettre en avant les caractéristiques de la rupture ductile de la fonte GS à haute température. La décohérence des nodules de graphite de la matrice austénitique s'effectue pour de faibles déformations. Cette décohérence rapide implique de considérer les cavités nodulaires comme des porosités dont l'accroissement et la coalescence régissent la cinétique d'endommagement de la fonte GS. La coalescence des nodules de graphite est, par ailleurs, très largement accentuée lors d'une sollicitation en cisaillement du fait de l'allongement important des cavités nodulaires et de la diminution de la distance internodulaire.

A partir de ces résultats, l'étude s'est focalisée sur l'identification par méthode inverse des paramètres du modèle de comportement et d'endommagement de Gurson-Tvergaard-Needleman appliqué à la fonte GS. Ce modèle couplé micromécanique permet de traduire l'écoulement plastique et le mode de rupture ductile de la fonte GS observés par la prise en compte de l'évolution de la fraction volumique de porosité. Ce modèle implémenté sur ABAQUS a été corrélé aux différents essais de traction expérimentaux pour des températures de 900°C, 950°C et 1000°C. Cette corrélation a permis de valider notre choix et de montrer la pertinence du modèle GTN pour simuler la rupture de la fonte GS en traction à haute température.

La dernière partie a porté sur l'étude expérimentale du démasselotage à haute température des bielles en fonte GS à travers un démonstrateur instrumenté. Cette partie répond à un double objectif :

- La levée du verrou technologique par l'obtention de paramètres process optimisés permettant le démasselotage des bielles sans défauts,

- La levé d'un verrou scientifique par la caractérisation du mode de rupture correspondant aux défauts constatés.

L'influence de la vitesse de coupe, de la température de la bielle, du jeu avec les outils de coupe ainsi que l'angle d'arête de coupe a été étudiée à partir d'un plan d'expérience. L'étude révèle que l'apparition du défaut caractérisé par une profonde fissuration inclinée sur la surface de coupe est principalement engendrée par l'augmentation de l'angle d'arête de coupe puis par la diminution de la température et de la vitesse de coupe. Un modèle empirique représentant la qualité de la surface découpée en fonction des paramètres process a été obtenu et validé. Les paramètres process permettant un démasselotage sans défaut sont une température de 1000°C, un jeu de 0,5mm et un angle d'arête de coupe de 0°.

L'étude métallographique des surfaces découpée montre que le défaut d'arrachement impliqué est dû à la transition d'un mode de rupture en cisaillement ductile à un mode de rupture fragile. Ce mode de rupture fragile est caractérisé par une propagation brutale de la fissure dans les zones internodulaires intervenant avant la croissance des cavités nodulaires. Les conditions d'apparition de la transition ductile-fragile dépendent à la fois des paramètres du process et de la structure nodulaire de la fonte GS. Le jeu et l'angle d'arête de coupe influencent l'état de triaxialité local, la température agit sur la plasticité de la matrice et la vitesse de coupe pilote le taux de déformation. En outre, il a été montré que la cinétique de la rupture était déterminée par le taux et la répartition des porosités.

Pour pouvoir répondre de façon exhaustive à la problématique de notre étude, plusieurs travaux nécessitent d'être approfondis. Premièrement, l'étude expérimentale doit être poursuivie par une étude à la vitesse réelle du démasselotage (entre 250mm.s<sup>-1</sup> et 500mm.s<sup>-1</sup>) afin d'obtenir une caractérisation complète et représentative du comportement et de l'endommagement de la fonte GS. Des essais de traction et de cisaillement sur machine GLEEBLE pourront permettre d'atteindre ces vitesses. Deuxièmement, la démarche d'identification initiée dans le chapitre III doit être poursuivie pour les différents types de sollicitation (éprouvettes entaillées, éprouvettes de cisaillement) afin d'éprouver le modèle et de déterminer ses limites pour des taux de triaxialité différents, notamment en cisaillement. L'identification des paramètres de modèles d'endommagement tels que Nashson ou Xue couplés à une loi d'écoulement de type Johnson-Cook permettrait d'obtenir une modélisation généralisable prenant en compte la vitesse de déformation, la température et le taux de triaxialité [83, 82]. Troisièmement, afin de pouvoir simuler le démasselotage de bielle et étudier les champs de contrainte conditionnant l'apparition des défauts, la transition ductile-fragile doit être intégrée à la modélisation. L'implémentation en simulation de la transition ductile-fragile a été étudiée par Hütter pour le cas d'une fonte GS conjointement à l'utilisation du modèle GTN [48]. Cette démarche requiert la discrétisation des porosités dans la section cisailée ainsi que l'introduction d'un critère de contrainte critique nécessaire au passage d'un mode de rupture ductile à fragile. Cette démarche pourra être appliquée à notre matériau pour la simulation du démasselotage après identification complète des paramètres du modèle d'endommagement décrivant la rupture ductile. Les résultats de la simulation pourront alors être confrontés avec les résultats de l'étude du démasselotage effectuée dans le chapitre III afin de confirmer la validité et la fiabilité du modèle choisi et finaliser notre étude.

## Bibliographie

- [1] A. Meena et M. El Mansori, «Correlative thermal methodology for castability simulation of ductile iron in ADI production,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, n° 111, pp. 2484-2495, 2012.
- [2] C. Shieh, T. Din, T. Lui et L. Chen, «Effect of nodule size and silicon content on tensile deformation behavior of austempered SG cast iron at elevated temperature,» *TRANSACTIONS-AMERICAN FOUNDRYMENS SOCIETY*, vol. 101, pp. 365-372, 1993.
- [3] R. Mignolet, Mémoire CNAM: Mise au point d'un procédé hybride de fonte forgée, 2004.
- [4] K. Brandenburg, J. Ravenscroft, A. Rimmer et K. Hayrynen, «An ADI Crankshaft Designed for High Performance in TVR's Tuscan Speed Six Sports Car,» *SAE Technical Paper*, n° 12001010408, 2001.
- [5] X. Zhao, T. Jing, Y. Gao, G. Qiao, J. Zhou et W. Wang, «Morphology of graphite in hot-compressed nodular iron,» *Journal of materials science*, vol. 39, pp. 6093-6096, 2004.
- [6] Q. Kai, Y. Fengyun, B. Fudong, Y. Zhiming, W. Zhixin et L. Tingju, «Research on the hot deformation behavior and graphite morphology of spheroidal graphite cast iron at high strain rate,» *Materials and Design*, vol. 30, pp. 4511-4515, 2009.
- [7] L. Fouilland et M. El Mansori, «Experimental study of the brittle–ductile transition in hot cutting of SG iron specimens,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, pp. 201-213, 2013.
- [8] B. Stokes, N. Gao et P. Reed, «Effects of graphite nodules on crack growth,» *Materials Science and Engineering*, vol. A, pp. 374-385, 2007.
- [9] B. Lin, E. T. Chen et T. S. Lei, «The effect of alloy elements on the microstructure and properties of austempered ductile irons,» *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 32, n° 19, pp. 1363-1367, 1995.
- [10] J. Adrien, Optimisation des cycles thermiques appliqués aux fontes G.S. ferritiques vis à vis des propriétés de fatigue, Lyon: Thèse de Doctorat, 2004.
- [11] L. Collini, G. Nicoletto et R. Konecna, «Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron,» *Materials Science and Engineering*, vol. A488, p. 529–539, 2008.
- [12] Techniques de l'ingénieur, «Les fontes - TBA1064,» 2004.
- [13] VonRoll Casting, «Cast Iron properties,» 2012.
- [14] M. Geier et P. Broquet, Applications aciers moulés, fontes grises, fontes malléables, fontes GS, vol. Métallurgie de fonderie tome 2, EYROLLES, 1978, pp. 88-127.

- [15] C. D'Amato, Caractérisation non destructive des fontes bainitiques (fontes « ADI ») par bruit Barkhausen et courants de Foucault pulsés, Thèse de Doctorat, 2004.
- [16] D. Steglich et W. Brocks, «Micromechanical modelling of the behaviour of ductile materials including particles,» *Computational Materials Science*, vol. 9, pp. 7-17, 1997.
- [17] C. Berdin, M. Dong et C. Prioul, «Local approach of damage and fracture toughness for nodular cast iron,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 68, pp. 1107-1117, 2001.
- [18] P. Dierickx, Etude de la microstructure et des mécanismes d'endommagement de fontes G.S. ductiles. Influence des traitements thermiques de ferritisation, Thèse de Doctorat, 1996.
- [19] Techniques de l'ingénieur, «La découpe industrielle des aciers de construction - TBA 1368,» 2007.
- [20] T. Atkins, The science and engineering of cutting - The mechanics and process of separating, scratching and puncturing biomaterials, metals and non-metals, Butterworth-Heinemann, 2009.
- [21] W. Johnson et R. A. C. Slater, «A survey of the slow and fast blanking of metals at ambient and high temperatures,» *Proceedings of the International Conference on Manufacturing Technology*, pp. 825-851, 1967.
- [22] R. Hambli, Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue de l'optimisation du procédé, Angers: Thèse de doctorat, 1996.
- [23] A. Dalloz, Etude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile, Paris: Thèse de Doctorat, 2007.
- [24] H. So, D. Faßmann, H. Hoffmann, R. Golle et M. Schaper, «An investigation of the blanking process of the quenched boron alloyed steel 22MnB5 before and after hot stamping process,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, pp. 437-449, 2012.
- [25] A. Touache, Contribution à la caractérisation et à la modélisation de l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement en découpage de tôles minces, Thèse de Doctorat, 2006.
- [26] F. Klocke, K. Sweeney et H.-W. Raedt, «Improved tool design for fine blanking through the application of numerical modeling techniques,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 115, pp. 70-75, 2001.
- [27] S. Yu, X. Xie, J. Zhang et Z. Zhao, «Ductile fracture modeling of initiation and propagation in sheet-metal blanking processes,» *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 169-172, 2007.

- [28] S. Meunier, Analyse expérimentale du découpage de précision à grande vitesse d'alliages cuivreux en faible épaisseur, Besançon: Thèse de doctorat, 2005.
- [29] R. Balendra et F. Travis, «static and dynamic blanking of steel of varying hardness,» *Int. J. Mach. Tool Des. Res.*, vol. 10, pp. 249-271, 1970.
- [30] F. Gréban, G. Monteil et X. Roizard, «Influence of the structure of blanked materials upon the blanking quality of copper alloys,» *Journal of Materials Processing Technology*, n° 1186, pp. 27-32, 2007.
- [31] A. Goijaerts, L. Govaert et F. Baaijens, «Prediction of Ductile Fracture in Metal Blanking,» *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 3, n° 1122, pp. 476-483, 1999.
- [32] L. Raulea, A. Goijaerts, L. Govaert et F. Baaijens, «Size effects in the processing of thin metal sheets,» *Journal of Materials Processing technology*, n° 1115, pp. 44-48, 2001.
- [33] S. Ramde, Simulation numérique d'une opération de découpage et méthodologie de calcul pour optimiser la qualité de la pièce découpée et les sollicitations de l'outillage, Toulouse: Thèse de doctorat, 2010.
- [34] M. Achouri, Caractérisation expérimentale et contribution à la modélisation numérique de l'endommagement en cisaillement des aciers HLE. Applications au procédé de poinçonnage., Angers: Thèse de doctorat, 2012.
- [35] A. Atkins, «On cropping and related processes,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 22, pp. 245-231, 1980.
- [36] Q. Zhou et T. Wierzbicki, «A tension model of blanking and tearing of ductile metal plates,» *International Journal of Mechanical Science*, vol. 38, pp. 303-324, 1996.
- [37] W. Klingenberg et U. Singeh, «Comparison of two analytical models of blanking and proposal of a new model,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 134, pp. 296-302, 2003.
- [38] X. Zhao, X.-L. Yang et T.-F. Jing, «Processing Maps for Use in Hot Working of Ductile Iron,» *Journal of iron and steel research international*, vol. 18, n° 14, pp. 48-51, 2011.
- [39] C. Cheng, S. Chen, T. Lui et L. Chen, «High temperature tensile deformation and thermal cracking of ferritic spheroidal graphite cast iron,» *Metallurgical and Materials Transaction*, vol. 28A, pp. 325-333, 1997.
- [40] A. Hor, Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement, Angers: Thèse de Doctorat, 2011.
- [41] J. Hollomon, «Tensile deformation,» *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 162, p. 268-290, 1945.

- [42] H. Swift, «Plastic instability under plane stress,» *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 1, pp. 1-18, 1952.
- [43] P. Ludwik, *Applied Mechanics : Elemente der technologischen mechanik*, Berlin, 1909.
- [44] E. Voce, «The relationship between stress and strain for homogeneous deformation.,» *J. Inst. Metals*, vol. 74, pp. 537-562, 1948.
- [45] G. Johnson et W. Cook, «A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures,» chez *Proceedings of the seventh International Symposium on Ballistics*, La Hague, Pays-Bas, 1983.
- [46] T. Braham Bouchnak, *Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique : le TI555-3*, Angers: Thèse de Doctorat, 2010.
- [47] M. Mantel et C. Vachey, «Formage à grande vitesse - Détermination d'une loi de comportement - Détermination d'une loi de comportement - M3025,» *Techniques de l'ingénieur*, 2006.
- [48] G. Hütter, L. Zybelle et M. Kuna, «Micromechanical modeling of crack propagation in nodular cast iron with competing ductile and cleavage failure,» *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 388-397, 2015.
- [49] R. A. Martínez, «Fracture surfaces and the associated failure mechanisms in ductile iron with different matrices and load bearing.,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, p. 2749–2762, 2010.
- [50] F. Montheillet et L. Briottet, «Endommagement et ductilité en mise en forme - M601,» *Technique de l'ingénieur*, 1998.
- [51] A. Benabbes, *Approches micromécaniques de la compaction de poudre et de la rupture ductile des matériaux incluant le 3e invariant des contraintes*, Reims: Thèse de Doctorat, 2009.
- [52] Y. Shen, *Comportement et endommagement des alliages d'aluminium 6061-T6 : Approche micromécanique*, Paris: Thèse de Doctorat, 2012.
- [53] L. Babout, *Etude par tomographie X et modélisation de l'endommagement de matériaux métalliques modèles*, Lyon: Thèse de Doctorat, 2002.
- [54] J. Pokorny et A. Pokorny, «Inclusions non métalliques dans l'acier - M220,» *Techniques de l'ingénieur*, 1998.
- [55] K. Tanaka, T. Mori et T. Nakamura, «Cavity formation at the interface of a spherical inclusion in a plastically deformed matrix,» *Phil. Mag*, vol. 21, pp. 267-279, 1970.
- [56] F. Mac Clintock, «A criterion for ductile fracture by the growth of holes subjected to multiaxial stress states,» *Journal of Applied Mechanics*, vol. 32, pp. 363-371, 1968.

- [57] J. Rice et D. Tracey, «On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields,» *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 17, pp. 202-217, 1969.
- [58] Y. Huang, «Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields,» *Journal of Applied Mechanics*, vol. 58, n° 14, p. 1084, 1991.
- [59] A. Benzerga, Rupture ductile des tôles anisotropes : simulation de la propagation longitudinale dans un tube pressurisé, Paris: Thèse de Doctorat, 2000.
- [60] J. Koplik et A. Needleman, «Void Growth And Coalescence in Porous Plastic Solids,» *International Journal of solids structures*, vol. 24, pp. 835-853, 1988.
- [61] C. Martin, C. Josserond, L. Salvo, J. Blandin, P. Cloetens et E. Boller, «Characterisation by X-ray micro-tomography of cavity coalescence during superplastic deformation,» *Scripta Mater.*, vol. 42, pp. 375-381, 2000.
- [62] M. Ashby et J. Embury, «The influence of dislocation density on the ductile-brittle transition in BCC metals,» *Scripta METALLURGICA*, vol. 19, pp. 557-562, 1985.
- [63] B. Tanguy, J. Besson, R. Piques et A. Pineau, «Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 72, p. 49–72, 2005.
- [64] A. Neimitz, J. Galkiewicz et I. Dzioba, «The ductile-to-cleavage transition in ferritic Cr–Mo–V steel: A detailed microscopic and numerical analysis,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, pp. 2504-2526, 2010.
- [65] A. Needleman et V. Tvergaard, «Numerical modeling of the ductile-brittle transition,» *International Journal of Fracture*, vol. 101, pp. 73-97, 2000.
- [66] B. Houssin, G. Slama et P. Moulin, «Strain ageing sensisensitivity of pressure vessel steels and welds of nuclear reactor components,» chez *ASSURING STRUCTURAL INTEGRITY OF STEEL REACTOR PRESSURE VESSELS*, L.E. steele and K.E. stahlkopf edition, 1980.
- [67] P. Bridgman, *Studies in large plastic flow and fracture with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure*, Cambridge: Harvard University Press, 1964.
- [68] D. Francois, *Endommagement et rupture de matériaux*, EDP Science, 2004.
- [69] I. Elayachi, *Etude de l'évolution de la courbe de transition de la ténacité en fonction de la température et du défaut géométrique dans le cas d'un acier moulé*, Rabat: Thèse de doctorat, 2006.
- [70] T. S. Cao, J. M. Gachet, P. Montmitonnet et P. O. Bouchard, «A Lode-dependent enhanced Lemaitre model for ductile fracture prediction at low stress triaxiality,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 124–125, pp. 80-96, 2014.

- [71] J. M. Gachet, G. Delattre et P. O. Bouchard, «Fracture mechanisms under monotonic and non-monotonic low Lode angle loading,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 124–125, pp. 121-141, 2014.
- [72] J. M. Gachet, G. Delattre et P. O. Bouchard, «Improved fracture criterion to chain forming stage and in use mechanical strength computations of metallic parts - Application to half-blanked components,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 216, pp. 260-277, 2015.
- [73] A. Gurson, *Continuum theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth : Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media*, Providence: Division of engineering Brown University, 1977.
- [74] M. Kuna et D. Sun, «Three-dimentional cell model analyses of void growth in ductile materials.,» *International Journal of Fracture*, vol. 81, pp. 235-258, 1996.
- [75] C. Chu et A. Needleman, «Void Nucleation Effects In Biaxially Stretched Sheets,» *Journal of Engineering Materials And Technology*, vol. 102, pp. 249-256, 1980.
- [76] M. Abbasi, M. Ketabchi, H. Izadkhah, D. Fatmehsaria et A. Aghbash, «Identification of GTN model parameters by application of response surface methodology,» *Procedia Engineering*, vol. 10, p. 415–420, 2011.
- [77] V. Tvergaard, «Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions,» *International Journal of Fracture*, vol. 17, n° 14, pp. 389-407, 1981.
- [78] G. Perrin et J. Leblond, «Analytical study of a hollow sphere made of plastic porous material and subjected to hydrostatic tension-application to some problems in ductile fracture of metals,» *International Journal of Plasticity*, vol. 6, n° 16, p. 677–699, 1990.
- [79] Z. Zhang et M. Hauge, «On the Gurson micro-mechanical parameters,» *Fatigue and Fracture Mechanics*, vol. 29, pp. 364-383, 1999.
- [80] A. Corigliano, S. Mariani et B. Orsatti, «Identification of Gurson–Tvergaard material model parameters via Kalman filtering technique,» *International Journal of Fracture*, vol. 104, p. 349–373, 2000.
- [81] H. Tinet, H. Klöcker et J. Le Coze, «Damage analysis during hot deformation of a resulfurised stainless steel,» *Acta Materialia*, vol. 52, n° 113, p. 3825–3842, 2004.
- [82] L. Xue, «Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, pp. 3343-3366, 2008.
- [83] K. Nahshon et J. Hutchinson, «Modification of the Gurson model for shear failure,» *European Journal of Mechanics A - Solids*, vol. 27, pp. 1-17, 2008.

- [84] G. Torres Camacho, J. Lacaze et C. Bak, «Redistribution of alloying elements during graphitisation of mottled nodular graphite cast iron,» *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 16, pp. 173-178, 2003.
- [85] P. Mrvar, M. Trbizan et J. Medved, «Dilatation analysis of the eutectoid transformation of the as-cast spheroidal graphite cast iron,» *Scandinavian Journal of Metallurgy*, vol. 31, n° 16, p. 393-400, 2002.
- [86] ASM International, «Heat Treating Data Sheet for Ductile cast iron,» chez *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels*, 1995, pp. 824 - 834.
- [87] K. Štefanija, K. Ivica et S. Ivan, «The influence of austenitizing parameters on the grain size of hypoeutectoid steel,» chez *7th International Scientific Conference on Production Engineering*, Le Caire, 2009.
- [88] M. Mantel et C. Vachey, «Formage à grande vitesse - Détermination d'une loi de comportement - Détermination d'une loi de comportement - M3025,» *Technique de L'ingénieur*, 2006.
- [89] *Techniques de l'ingénieur*, «Lois de comportement des métaux - Elastoplasticité - Viscoplasticité - M4152,» TI, 2005.
- [90] Z. Jing, «Prediction of failure of cast iron with dynamic loading and high temperature.,» *Materials Science & Engineering A*, n° 1566, pp. 71-81, 2013.
- [91] X. Q. Shi, W. Zhou, H. Pang et Z. P. Wang, «Effect of Temperature and Strain Rate on Mechanical Properties of 63Sn/37Pb Solder Alloy,» *ASME Journal of Electronic Packaging*, , vol. 121, n° 13, pp. 179-185, 1999.
- [92] K. Qin, L.-M. Yang et S.-S. Hu, «Mechanism of Strain Rate Effect Based on Dislocation Theory.,» *Chinese Physics Letters*, vol. 26, n° 13, p. 036103, 2009.
- [93] B. Tanguy et J. Besson, «Endommagement ductile des aciers: Identification des modèles à partir de l'expérimentation. Journée MECAMAT 25 Sept. 2012.,» 2012.
- [94] B. Heidarian, M. Nili-Ahmadabadi et M. Moradi, «Mechanical properties of thixo-formed austempered ductile iron,» *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 20, pp. 798-804, 2010.
- [95] L. Bourgeon, Etude et modélisation des mécanismes d'endommagement en forge à froid, Paris: Thèse de doctorat, 2009.
- [96] V. Tvergaard et A. Needleman, «Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar.,» *Acta Metallurgica*, vol. 32, pp. 157-169, 1984.
- [97] T. S. Cao, Modeling ductile damage for complex loading paths, Paris: Thèse de doctorat, 2013.

- [98] J. Chambert et P. Bressolette, «A Proposal for Parameters Identification of the GTN Model - Application to CT Specimen,» chez *EFC14*, Cracow, 2002.
- [99] M. Springmann et M. Kuna, «Identification of material parameters of the Gurson–Tvergaard–Needleman model by combined experimental and numerical techniques,» *Computational Materials Science*, n° 132, p. 544–552, 2005.
- [100] M. Rachik, J. Roelandt et A. Maillard, «Some phenomenological and computational aspects of sheet metal blanking simulation.,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 128, pp. 256-265, 2002.
- [101] G. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Mc Graw-Hill Book Company, 1961.
- [102] A. Trudel et M. Gagné, «Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons.,» *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 36, n° 15, pp. 289-298, 1997.
- [103] SORELMETAL, *Ductile iron data for design engineers*, 1990.
- [104] H. Bayati et R. Elliott, «Effect of microstructural features on the austempering heat treatment processing window,» *Materials Science Forum*, Vols. 1 sur 2329-330, pp. 73-78, 2000.
- [105] A. Kiani-Rashid, «Influence of austenitising conditions and aluminium content on microstructure and properties of ductile irons,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 470, pp. 323-327, 2009.
- [106] E. Olivera, M. Jovanovic, L. Sidanin, D. Rajnovic et S. Zec, «The austempering study of alloyed ductile iron,» *Materials and Design*, vol. 27, p. 617–622, 2006.
- [107] J.-M. Briard, «Parachèvement en fonderie - Ébarbage. Finition - M3659,» *Techniques de l'ingénieur*, 2003.
- [108] C. Mas, *Modélisation physique du procédé de découpe de métaux par laser*, Paris: Thèse de Doctorat, 2003.
- [109] Dassault Simulia, «Simulation of the ballistic perforation of aluminum plates with Abaqus/Explicit.,» *Abaqus Technology Brief*, 2012.

# Annexes

## A. Le traitement thermique d'ausferritisation

L'obtention d'une fonte ADI (austempered ductile iron) se fait par la combinaison d'ajout d'éléments d'alliage particulier améliorant la trempabilité d'une fonte GS ferritique (comme le Cu, le Ni et le Mo [102]) et d'un traitement de trempe étagée. La matrice ausferritique (ferrite aciculaire et austénite enrichie en carbone) ainsi obtenue permet de concurrencer les caractéristiques mécaniques obtenues avec les aciers [103] en termes de résistance mécanique, ductilité, résilience, résistance à l'usure tout en bénéficiant d'une masse volumique inférieure. La Figure 110 positionne les caractéristiques mécaniques de la fonte GS ADI par rapport aux autres fontes GS ainsi que les aciers.

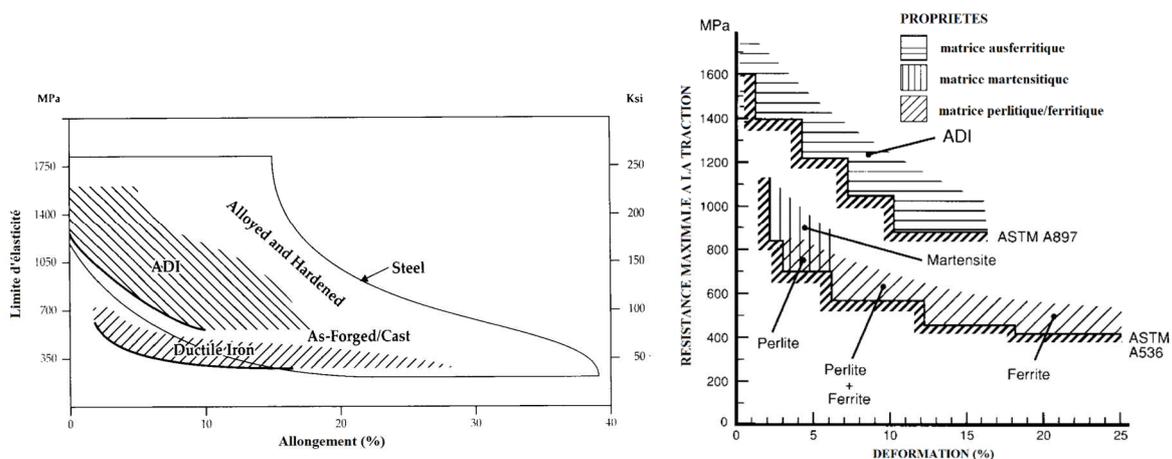


Figure 110: Comparaisons des propriétés mécaniques des fontes GS [103]

Le traitement ADI est un traitement de trempe tenant compte des transformations visibles dans le diagramme (Figure 112) temps, température, transformation (TTT). Il s'applique couramment à des fontes à structure refroidie ferrite-perlitique et passe par trois étapes (Figure 111).

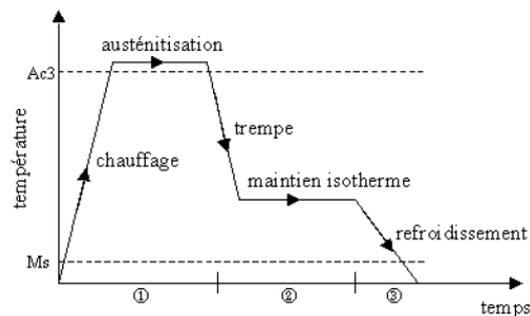


Figure 111 : Schéma du cycle thermique de trempe étagée pour l'obtention d'une fonte ADI [104].

La pièce est chauffée et maintenue à une température supérieure au palier définissant une austénitisation complète. Ensuite, elle subit une trempe à vitesse de refroidissement contrôlée (Figure 112) jusqu'à une température comprise entre  $510^\circ\text{C}$  et  $M_s$ , température de début de transformation martensitique, fonction de la vitesse de trempe) et un maintien à cette température afin que la structure devienne ausferritique. La dernière étape consiste en un refroidissement à l'air ambiant.

Le maintien isotherme de transformation ausferritique fait apparaître sur le diagramme TTT (Figure 112) deux étapes de décomposition des éléments.

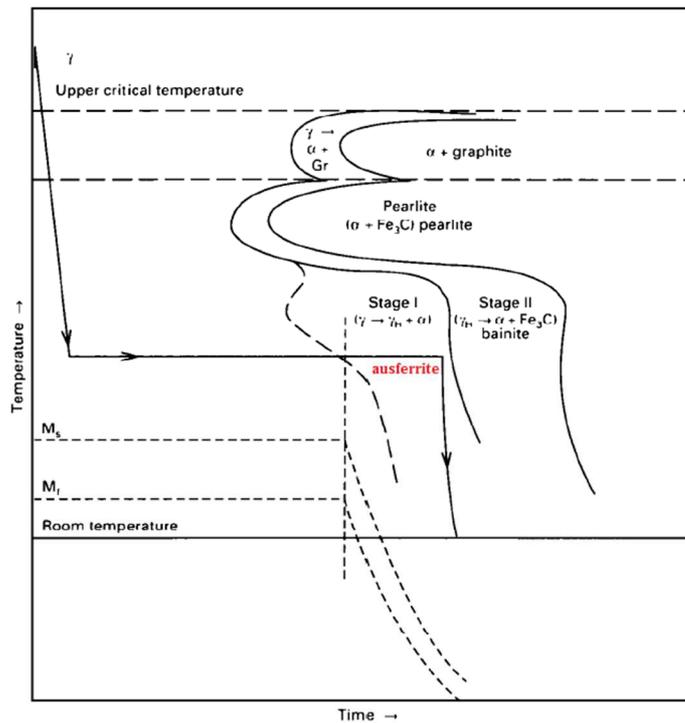
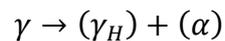
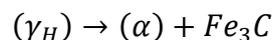


Figure 112: Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS [86]

En suivant l'isotherme, une première décomposition (stage 1 sur la Figure 112) de la matrice austénitique ( $\gamma$ ) en matrice mixte (ausferrite) composée d'austénite enrichie en carbone ( $\gamma_H$ ) accompagnée de ferrite aciculaire ( $\alpha$ ) entre en jeu. Le carbone est diffusé en dehors des zones qui se décomposent alors en lattes de ferrite et enrichit l'austénite. Soit la décomposition suivante :



Si le temps de maintien est trop important, la matrice alors ausferritique se décompose à nouveau. L'austénite saturée en carbone se décompose alors à son tour en ferrite ( $\alpha$ ) accompagnée de carbures (à partir du fer principalement). Soit la seconde transformation :



Cette dernière décomposition ne doit pas être atteinte afin de conserver les caractéristiques mécaniques recherchées. Si le maintien se prolonge, une chute de la ductilité et de la résilience de la fonte est observée [105] [106]. Il existe donc un temps de maintien idéal laissant le temps à la première décomposition de se dérouler complètement et prévenant la seconde décomposition (voir Figure 113).

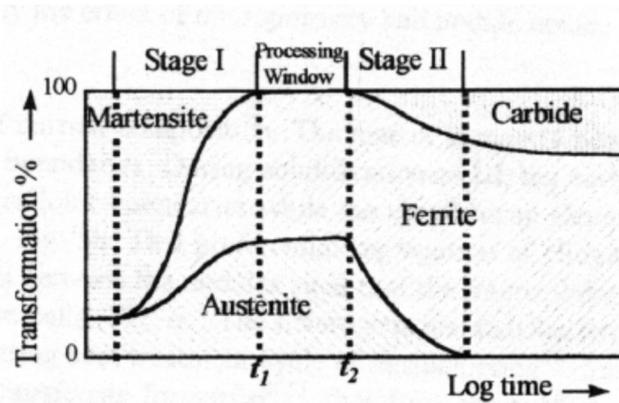


Figure 113 : Structure obtenue en fonction du temps de maintien (avec « zone idéale process ») [104]

$t_1$  est le temps de maintien permettant d'obtenir moins de 1% de martensite après refroidissement avec une austénite stabilisée et  $t_2$  le temps de maintien critique où le taux d'austénite résiduelle commence à diminuer.

La température de maintien régissant la transformation ausferritique joue un rôle prépondérant sur le type de structure ADI. L'ausferrite supérieure représente la structure se formant aux températures les plus élevées (entre 510°C et 350°C) et l'ausferrite inférieure, la structure obtenue pour des températures comprises entre 350°C et  $M_s$ .

Les deux structures ausferritiques (Figure 114) peuvent être dissociées principalement par des différences morphologiques de la ferrite et par la répartition de l'austénite enrichie en carbone [10]. L'ausferrite supérieure laisse apparaître, après refroidissement, une ferrite grossière entre laquelle se situent de larges zones d'austénite stabilisée par diffusion du carbone. La résistance à la traction obtenue suite à ce traitement est élevée (800-1200MPa) ainsi que l'allongement à la rupture de l'ordre de 12 à 15%. L'ausferrite inférieure est caractérisée par une ferrite aciculaire (fines aiguilles) organisée sous forme de paquets distincts et par de minces parois d'austénite enrichie. Elle présente une résistance à la traction plus élevée (1400-1660MPa) mais présente un faible allongement (2%).

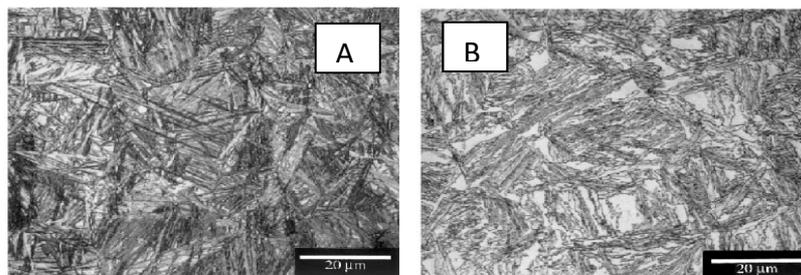


Figure 114: Microstructures type des fontes à matrice ausferritique :

A : Ausferrite inférieure ayant subi un maintien isotherme à 260°C pendant 2 heures

B : Ausferrite supérieure ayant subi un maintien isotherme à 371°C pendant 2 heures

## B. Procédés de découpe par enlèvement de matière

### a. Le tronçonnage :

Le tronçonnage (Figure 115) s'apparente à l'usinage car il consiste en l'enlèvement de matière (copeaux) par le biais d'outils coupants (lame ou disque de scie, ruban). Le tronçonnage génère une rugosité importante et est obtenu par abrasion d'une meule ou par coupe d'une

fraise scie. Ces procédés produisent un échauffement important du matériau et des outils dû au frottement et peuvent nécessiter une lubrification. Ce frottement élevé implique une usure importante des outils et une altération de la structure du matériau par échauffement. La présence de bavure ainsi que la rugosité du faciès de coupe (stries d'avance de la scie) peuvent être dommageable pour la pièce découpée.

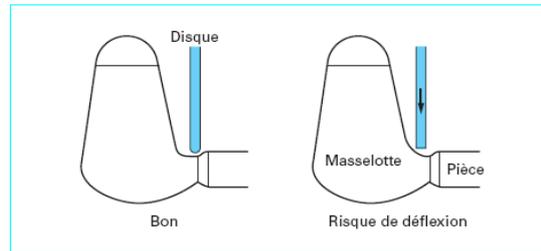


Figure 115 : Application du tronçonnage au démasselotage [107]

#### b. L'oxycoupage :

L'oxycoupage est un procédé de découpe par enlèvement de matière régi par la combustion du métal dans l'oxygène. Sous le jet d'oxygène, la combustion démarre lorsque la température de surface atteint les 1350°C [19], les oxydes formés ayant une température de fusion inférieure. La réaction étant exothermique, les pertes (rayonnement, conductivité) sont minimisées. La zone affectée thermiquement ainsi que la quantité de matière retirée sont importantes et sont fonction du débit de gaz. La vitesse et la qualité de la coupe sont fonction de l'épaisseur du métal ainsi que de sa température initiale (une température plus élevée étant plus favorable).

#### c. Le LASER (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation) :

Il existe deux types de LASER fonction du milieu source du rayonnement, les LASER à gaz (exemple :  $CO_2$ ;  $He - Ne$ ) et les LASER à milieu solide (exemple : yttrium d'aluminium grenat YAG). Le rayonnement émis par excitation du milieu source (sous haute tension) est monochromatique et focalisé afin que le faisceau soit parallèle et fortement énergétique (jusqu'à 5MW/cm<sup>2</sup> au point d'impact). Cette découpe par enlèvement de matière suit le même principe que l'oxycoupage mais à une zone affectée thermiquement plus faible ainsi qu'une vitesse de coupe plus importante (de 16 à 100 mm/s). Un indice de réflexion important du matériau coupé limite l'utilisation du LASER pour la découpe. La géométrie de la buse ainsi que la proximité nécessaire entre la matière et la buse due à la distance de focalisation du LASER (de l'ordre du millimètre [108]) ne permet pas d'adapter cette technologie à la découpe de cols de masselotte.

#### d. Le plasma :

Le plasma est un état ionisé de la matière à température extrême (15000 à 30000°C). Le jet de plasma utilisé industriellement est obtenu par effet combiné d'un arc électrique de courant continu et de la projection d'un gaz (Ar, He) ou un mélange de gaz (Ar-He ; Ar-H<sub>2</sub>). Le plasma ainsi généré permet d'enlever la matière en réalisant une fusion partielle et localisée. Deux types d'arc se distinguent selon le mode de transfert. L'arc non transféré ou soufflé (Figure 116b) où la cathode et l'anode restent internes à la buse, le courant n'est pas conduit au matériau ; et l'arc transféré pour lequel le matériau joue le rôle d'une électrode. L'arc transféré (Figure 116a) où le jet de plasma est entièrement parcouru par le courant correspond à la technologie la plus favorable pour la découpe des matériaux métalliques. La

technologie principalement utilisée utilise un combiné des deux modes de transfert (Figure 116c).

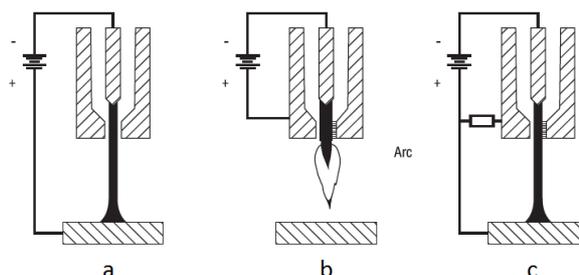


Figure 116 : Mode de transfert Plasma [19] :

a - Arc transféré ; b - Arc soufflé ; c – mode combiné avec arc pilote

#### e. Le jet d'eau :

La découpe au jet d'eau est une technique alternative d'enlèvement de matière. Ce procédé est mis en œuvre par la pulvérisation à très haute vitesse (1000m/s) et à haute pression (2000 à 7000 bars) d'un jet fin composé d'eau avec ou sans abrasif. Dans le cas d'une matière à dureté élevée, un abrasif (bille de grenat ou olivine) est utilisé. Ce type de procédé n'affecte pas la structure (pas de zone affectée thermiquement) et ne déforme pas la pièce (pas d'efforts supportés par la pièce). L'usure excessive des buses est un problème majeur à cette technologie. La transposition de la découpe jet d'eau dans un process est par ailleurs rendue difficile par le milieu aqueux spécifique de ce procédé. Le cas particulier du démasselotage à chaud de pièce de fonderie est incompatible à ce type de procédé de par les conditions de température exigées (trempe de la pièce non conforme au cycle process) et de risques liés à l'utilisation d'eau en fonderie (explosion due à l'évaporation rapide de l'eau en présence de métal liquide).

### C. Etude de l'hétérogénéité microstructurale du matériau brut de coulée

Afin de déterminer l'hétérogénéité microstructurale de la fonte GS étudiée, des analyses nodulaires ont été effectuées pour obtenir la fraction surfacique moyenne de graphite, la densité nodulaire moyenne ainsi que la répartition par taille des nodules. L'étude de l'hétérogénéité microstructurale du matériau brut de coulée a été conduite sur une éprouvette de section 8x8mm<sup>2</sup> de 40 mm de longueur prélevée suivant le sens longitudinal dans un barreau (Figure 117). Quatre coupes transversales ont été effectuées sur la longueur de l'éprouvette afin de quantifier cette hétérogénéité.

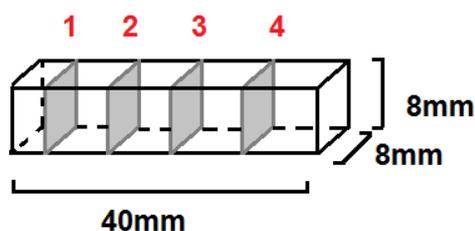


Figure 117 : Analyses selon différents plans de coupe de la microstructure de la fonte brute de coulée

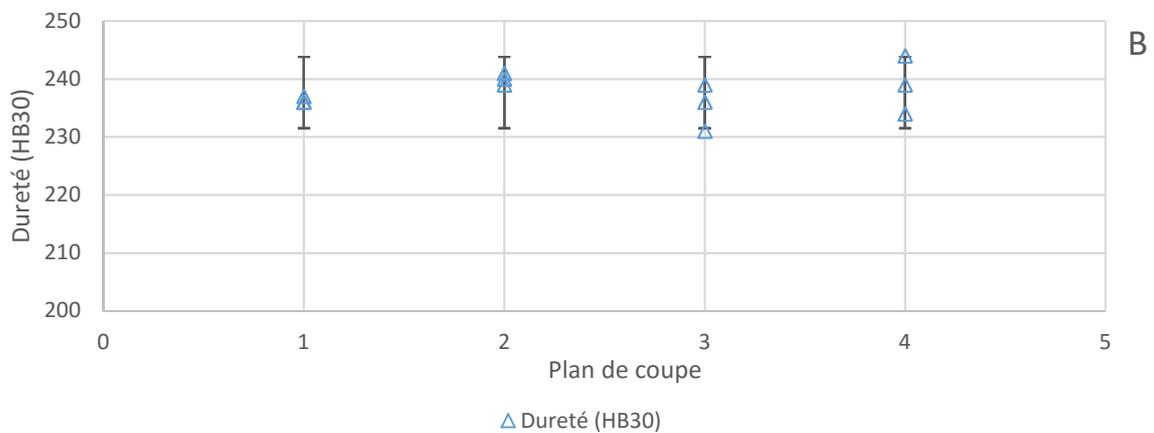
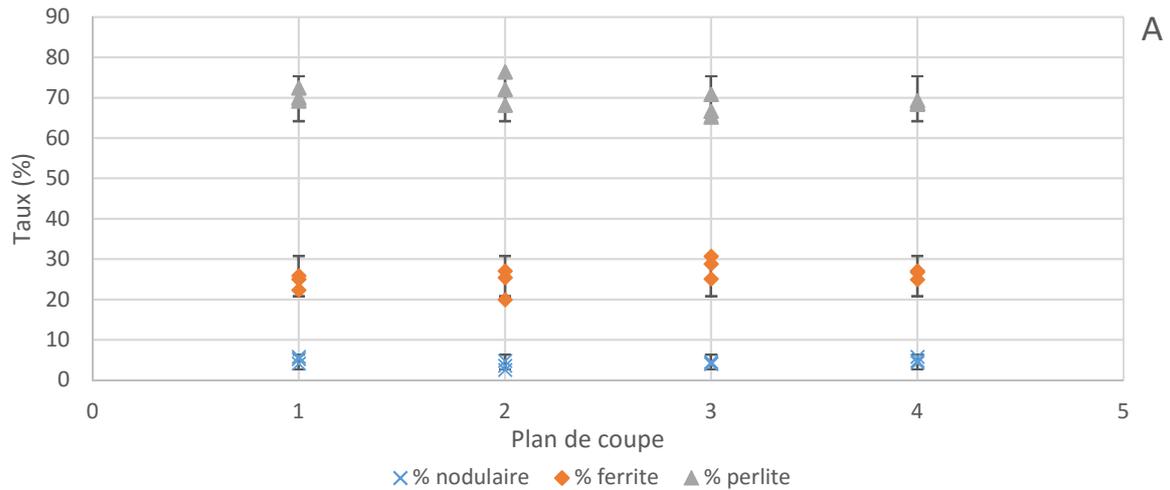
La Figure 118 (A) montre l'évolution du taux surfacique de constituants en fonction du plan de coupe (pourcentage nodulaire, de ferrite et de perlite). Les taux surfaciques de perlite et

de ferrite sont constants à  $\pm 5\%$  et à  $\pm 2\%$  pour le pourcentage nodulaire sur toute l'éprouvette. De manière analogue (Figure 118 (B)), la dureté est égale à  $238 \pm 5$  HB30 sur les différents plans de coupe. La matrice peut être considérée comme homogène.

La densité nodulaire (Figure 118 (C)) et la surface nodulaire moyenne (Figure 118 (D)) montrent au contraire une forte hétérogénéité en fonction du plan de coupe :

- de 215 à 340 nodules par  $\text{mm}^2$  ;
- de 105 à 350  $\mu\text{m}^2$  pour la surface moyenne nodulaire.

La structure nodulaire n'est pas répartie uniformément sur le volume de l'éprouvette et reflète la présence d'amas graphitiques et de zones à faible densité nodulaire.



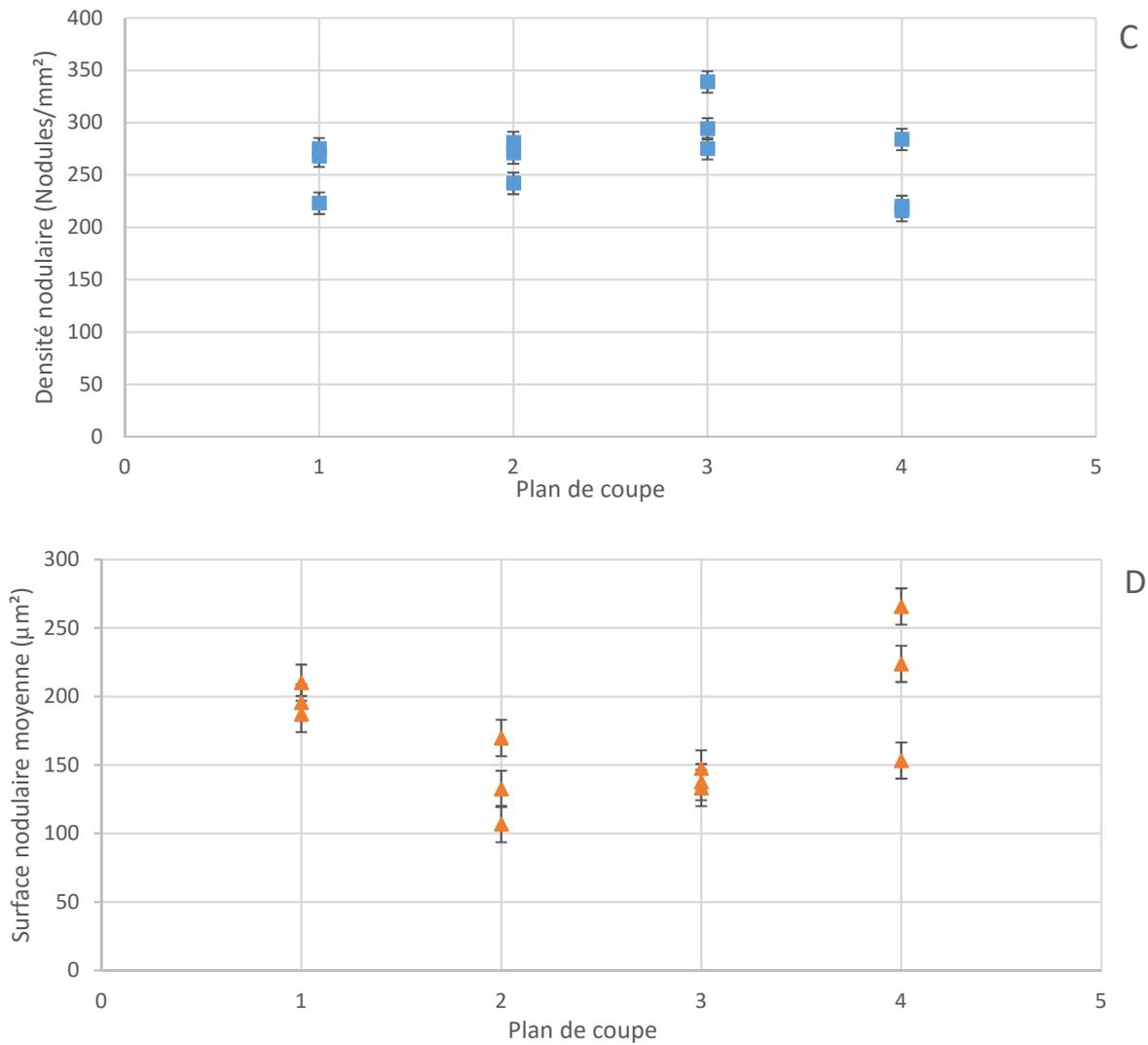


Figure 118 : Evolution de la structure en fonction du plan de coupe sur la fonte brute de coulée

#### D. Essais de chargement déchargement

Cette campagne d'essai porte sur l'influence des cycles de chargement sur le comportement du matériau. L'évolution des caractéristiques mécaniques et notamment le module de Young permet de suivre l'évolution de l'endommagement dans le cas où celui-ci est dépendant des cycles de chargement.

Deux essais ont été conduits à une température de 950°C pour une vitesse de déformation de  $3 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$ . Une décharge de  $2 \text{kN} \cdot \text{s}^{-1}$  est effectuée après un déplacement relatif de 0,5 mm.

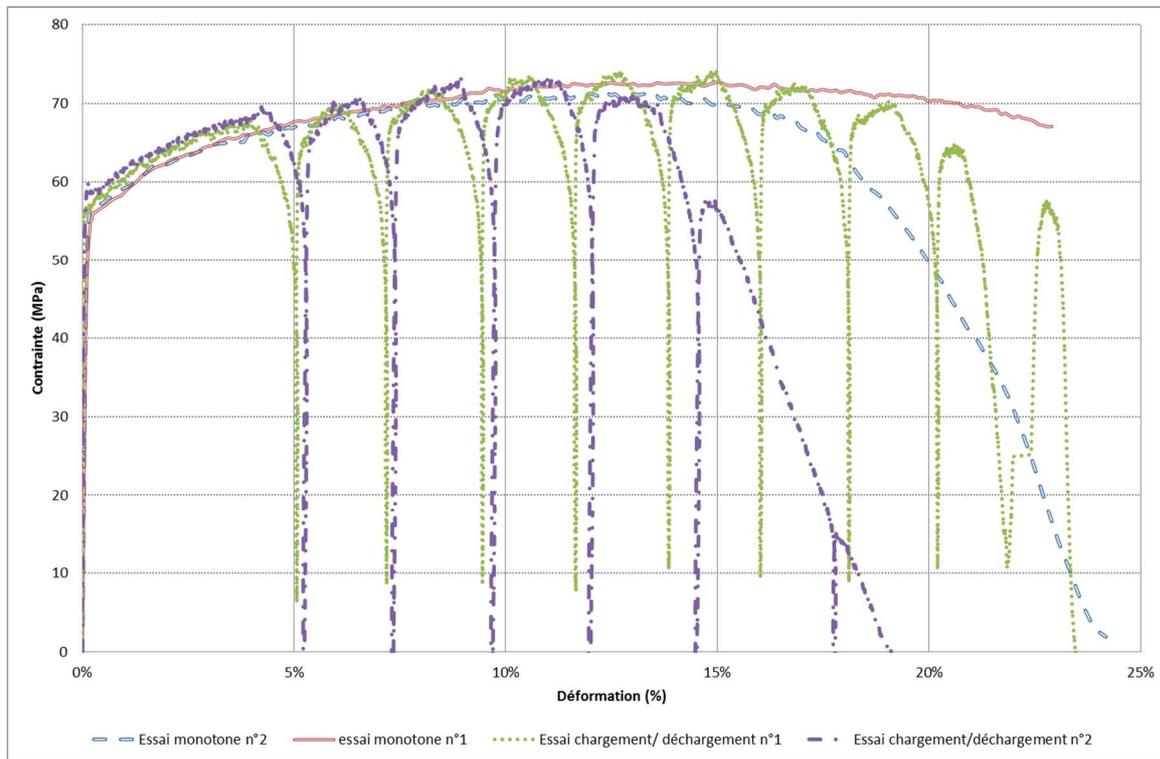


Figure 119 : Comparaison des courbes de chargement-déchargement avec les essais monotones correspondant

Le graphe représente les deux essais de chargement-déchargement en comparaison avec les essais réalisés à même vitesse et température. Le second essai a été réalisé avec une vitesse de déchargement supérieure afin de décharger complètement l'éprouvette avant le nouveau cycle de chargement.

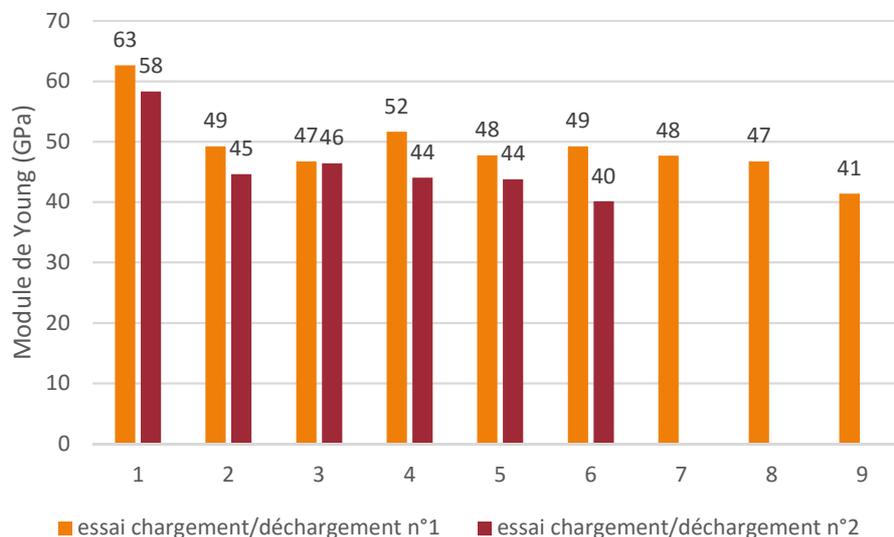


Figure 120 : Evolution du module de Young lors des cycles de chargement-déchargement

Le module de Young diminue à la suite du premier cycle de chargement d'une valeur de 60 GPa à 45 GPa puis se stabilise pour les cycles de chargement suivants. Les cycles de chargement déchargement montrent un couplage en comportement et endommagement et démontre de la nécessité de prendre en compte ce couplage dans la modélisation par l'utilisation d'un modèle d'endommagement couplé micromécanique.

## E. Choix du type de maillage :

Afin de traduire la rupture de l'éprouvette, il s'agit de trouver le maillage 3D le plus adapté à la suppression de maille et permettant d'obtenir un champ de contrainte cohérent et compatible avec la géométrie de l'éprouvette. Le ratio entre le temps de calcul et la cohérence des résultats est le plus important à étudier. L'essai modélisé pour cette étude est l'essai de cisaillement sur éprouvette chapeau axisymétrique dont la mise en donnée (Figure 121) est la suivante :

- Travail sur un quart de pièce avec deux plans de symétrie (XY et YZ) ;
- Encastrement de la face inférieure ;
- Vitesse de déplacement instantanée de 18 mm/s imposée sur la surface supérieure ;
- Temps de l'essai de 0,22s soit un déplacement de 3,96 mm.

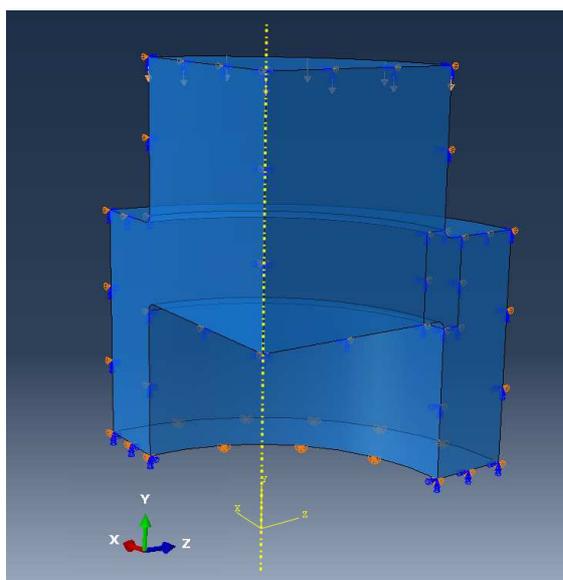


Figure 121 : Mise en donnée de l'essai 3D de cisaillement sur éprouvette chapeau pour l'étude en simulation de l'influence du maillage.

Pour simplifier l'étude de l'influence du maillage sur la suppression d'élément en cisaillement, les modèles de comportement et d'endommagement utilisés sont ceux de Johnson-Cook intégré par défaut au code de calcul Abaqus. Les propriétés du matériau pour cette étude sont tirées d'une étude SIMULIA sur l'impact de balle sur une plaque en aluminium mettant en jeu de forte vitesse de déformation ainsi qu'une dépendance à la température pour traduire l'endommagement ductile [109]. Les propriétés du matériau utilisées sont reportées dans le Tableau 23.

Propriétés élastiques		Modèle de comportement plastique de Johnson-Cook						Modèle d'endommagement de Johnson-Cook					
Module de Young (GPa)	Coefficient de poisson	A (MPa)	B (MPa)	n	m	Température de fusion (K)	Température de transition (K)	d <sub>1</sub>	d <sub>2</sub>	d <sub>3</sub>	d <sub>4</sub>	d <sub>5</sub>	ε <sub>0</sub>
70	0,3	262	162,1	0,2783	1,34	925	293,2	-0,77	1,45	0,47	0	1,6	1

Tableau 23 : Propriétés du matériau utilisées pour l'étude en simulation de l'influence du maillage.

Deux types de maillage, tétraédrique et hexaédrique, sont proposés pour effectuer le calcul 3D explicite et tester l'influence du type de maillage sur la simulation du cisaillement sur éprouvette chapeau. La zone comportant la bande de cisaillement contient un maillage raffiné afin de réduire les erreurs de calculs liées à la taille de maille.

a. Etude du maillage tétraédrique :

La taille de maille choisie pour l'étude du maillage tétraédrique est fixée à 0,2mm dans la bande de cisaillement et 0,5mm pour le reste de la géométrie (Figure 122). Le type d'élément sélectionné est linéaire C3D4. Le maillage est généré de manière automatique sur toute la géométrie.

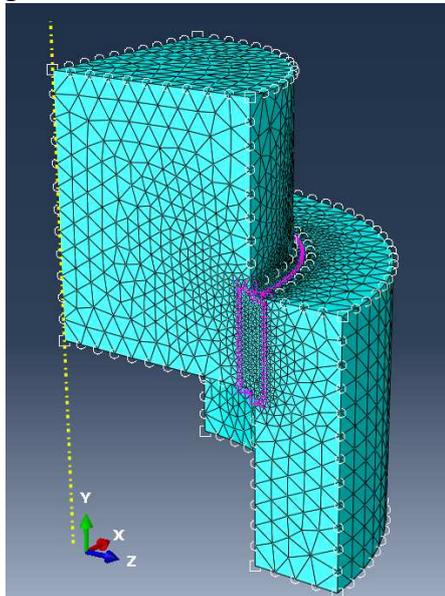


Figure 122 : Maillage tétraédrique de l'éprouvette chapeau.

Après un temps de calcul de 133 minutes, le calcul effectué en simple précision montre une suppression des éléments non uniforme dans la bande de cisaillement (Figure 123). Le champ de contrainte de Von Mises montre des incohérences et des discontinuités survenant après la suppression des éléments. Une forte distorsion des éléments est par ailleurs retrouvée dans la bande de cisaillement.

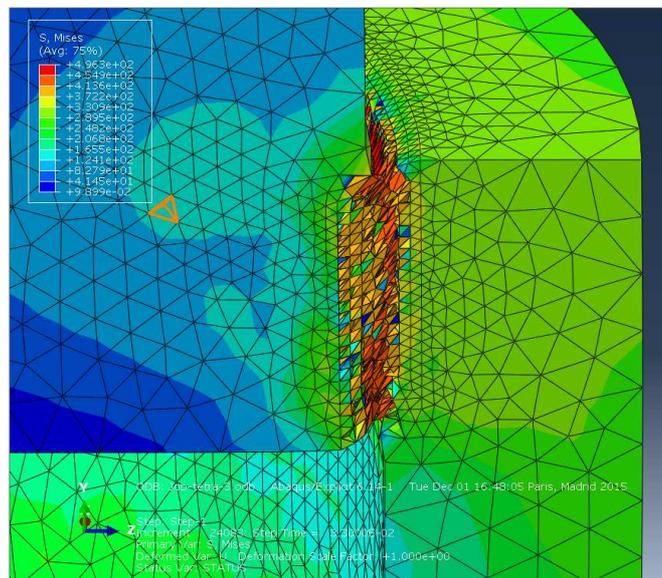


Figure 123 : Résultats du calcul pour les contraintes de Von Mises avec maillage tétraédrique au moment de l'initiation de la rupture dans la bande de cisaillement.

## b. Etude du maillage hexaédrique :

La première taille de maille choisie pour l'étude du maillage hexaédrique est fixée à 0,2mm dans la bande de cisaillement et 0,5mm pour le reste de la géométrie comme pour le cas précédent (Figure 124). Le type d'élément sélectionné est linéaire hexaédrique réduit C3D8R. Le maillage est effectué premièrement sur une face de l'éprouvette dans le plan YZ puis généré par révolution en 45 couches successives.

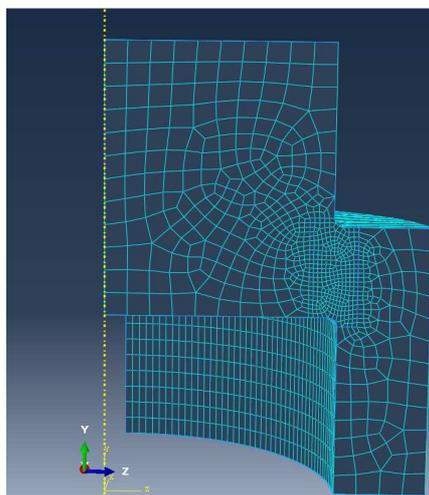


Figure 124 : Maillage hexaédrique initial de l'éprouvette chapeau.

Après un temps de calcul de 26 minutes, le calcul effectué en simple précision montre une suppression des éléments uniforme dans la bande de cisaillement (Figure 125). Le champ de contrainte de Von Mises montre une localisation correcte dans la bande de cisaillement mais est fortement influencé par la taille des éléments au voisinage de la bande cisaillement.

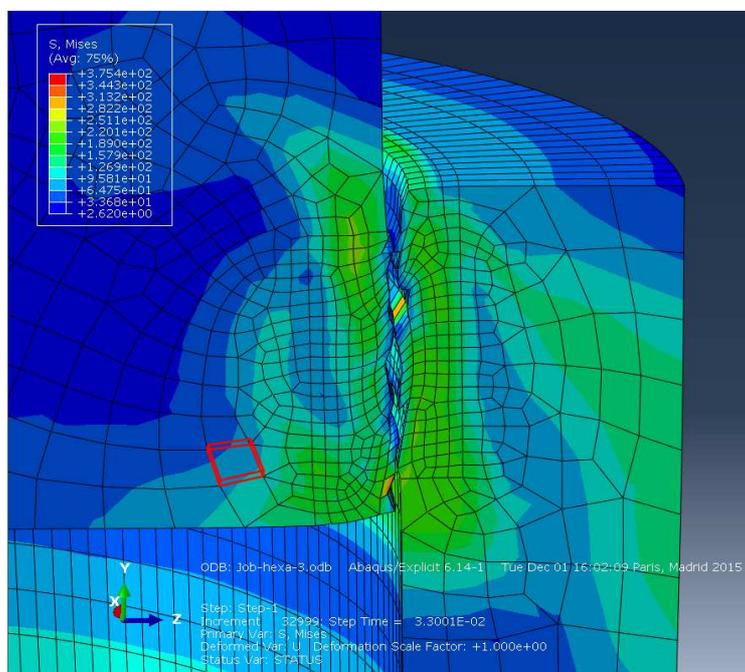


Figure 125 : Résultats du calcul initial pour les contraintes de Von Mises avec maillage hexaédrique au moment de l'initiation de la rupture dans la bande de cisaillement.

Afin de réduire les incohérences liées à la taille de maille dans la bande de cisaillement, une seconde étude est effectuée avec un raffinement plus important. La nouvelle taille de maille

choisie est de 0,1 mm au centre de la bande de cisaillement, 0,2mm au voisinage de la bande de cisaillement et de 0,5mm pour le reste de la géométrie (Figure 126).

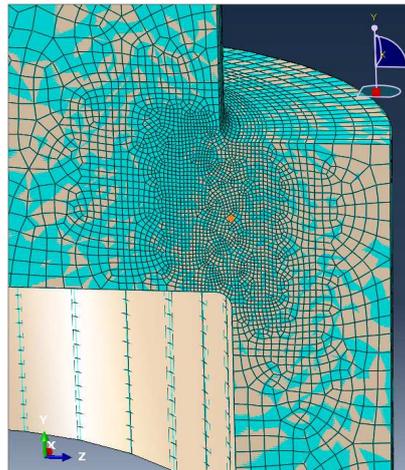


Figure 126 : Maillage hexaédrique raffiné de l'éprouvette chapeau.

Après un temps de calcul de 118 minutes, le calcul effectué en simple précision montre une suppression des éléments uniforme dans la bande de cisaillement (Figure 127). Le champ de contrainte de Von Mises montre une localisation correcte dans la bande de cisaillement avec une influence nettement amoindrie de la taille des éléments au voisinage de la bande de cisaillement. L'augmentation du temps de calcul impliquée par la diminution de la taille de maille est justifiée par la précision obtenue sur le résultat. Le maillage hexaédrique est le plus adapté afin de traduire le comportement en cisaillement car il réduit fortement la distorsion des éléments et favorise une propagation plausible de la rupture par la suppression des éléments endommagés.

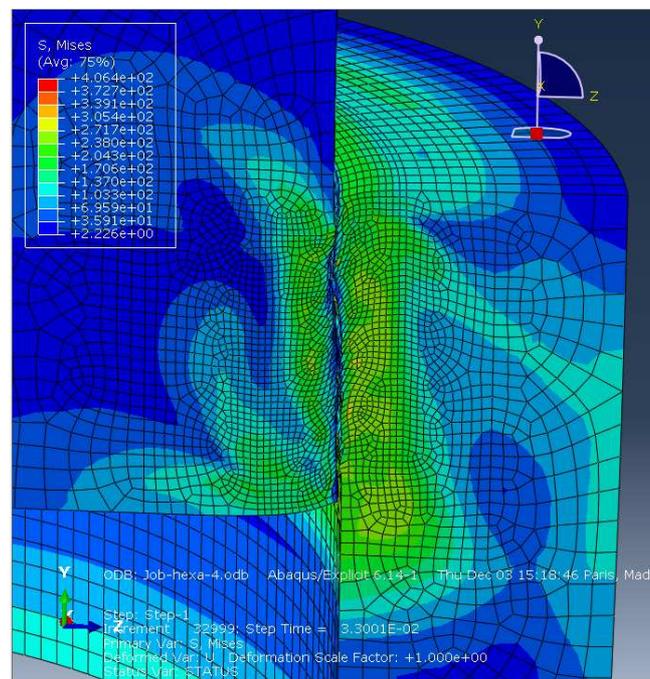


Figure 127 : Résultats du calcul pour les contraintes de Von Mises avec maillage hexaédrique raffiné au moment de l'initiation de la rupture dans la bande de cisaillement.



---

---

**RESUME**

Les travaux de cette thèse ont été initiés par la volonté industrielle de lever le verrou technologique du démasselotage à chaud de bielles en fonte GS. Ces bielles sont obtenues par un procédé de fabrication hybride innovant mêlant forgeage et fonderie en moule métallique. Ce procédé exige que le démasselotage soit effectué dans la « chaude de coulée » lorsque la fonte GS est en phase austénitique. La découpe de la fonte dans ces conditions de température fait apparaître des défauts majeurs sur les surfaces découpées préjudiciables à la suite du process. Pour pouvoir répondre à cette problématique, une étude est menée sur la caractérisation du comportement et de l'endommagement de la fonte GS dans les conditions de température du process. Une attention particulière est portée sur l'influence de la microstructure nodulaire sur les mécanismes de la rupture. Afin de se doter d'outils de simulation pour mettre au point le processus de démasselotage à chaud, les paramètres du modèle de comportement et d'endommagement de Gurson-Tvergaard-Needleman appliqués à la fonte GS sont identifiés par méthode inverse. Enfin, un plan d'expérience est déployé sur un démonstrateur de découpe instrumenté afin d'obtenir la configuration optimale des paramètres process pour une découpe sans défaut. Cette dernière étude met en avant la présence d'une transition d'un mode de rupture ductile à fragile lors de l'apparition des défauts de démasselotage.

---

---

**TITLE**

Study of damage during the hot-cutting of molded and forged austempered ductile iron automotive connecting rods.

---

---

**ABSTRACT**

This work was initiated by the technological problematic of hot trimming of nodular cast iron connecting rods. These connecting rods are obtained by an innovative hybrid process that combines forging and metal mold casting. This process requires the trimming to be conducted at high temperatures in the austenitic phase of the cast iron. Hot trimming of cast iron brings up major defects on the cut surfaces which are detrimental to the continuing process. To address this problem, a study is conducted on the characterization of the mechanical behavior of nodular cast iron in the process temperature conditions. A particular attention is paid to the influence of the nodular microstructure on the failure mechanisms. To develop simulation tools for nodular cast iron hot trimming, the parameters of Gurson-Tvergaard-Needleman model are identified by inverse method for our material. Finally, a design of experiment is deployed using an instrumented demonstrator to obtain the optimum parameters configuration for a maximized cut surface quality. This latest study highlights the presence of a transition from ductile to brittle mode of failure leading to the hot trimming defects.

---

---

**DISCIPLINE**

Mécanique des solides, Génie mécanique, Productique, Transport et génie civil

Spécialité : Mécanique et Matériaux

---

---

**MOTS-CLES**

Fonte nodulaire ; Démasselotage à chaud ; Bielles automobiles ; Endommagement ; Matériaux poreux ; Rupture en cisaillement ; Caractérisation mécanique ; Modélisation.

---

---

**KEYWORDS**

Nodular cast iron; Hot trimming; Automotive Connecting rods; Damage; Porous Materials; Shear fracture; Mechanical characterization; Modelling.