



**HAL**  
open science

# Étude de l'origine de défauts détectés dans des pièces en alliage d'aluminium de la série 7XXX destinées à l'industrie aéronautique

Siham Agouti

► **To cite this version:**

Siham Agouti. Étude de l'origine de défauts détectés dans des pièces en alliage d'aluminium de la série 7XXX destinées à l'industrie aéronautique. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012. Français. NNT : 2012ENMP0055 . pastel-00802983

**HAL Id: pastel-00802983**

**<https://pastel.hal.science/pastel-00802983>**

Submitted on 20 Mar 2013

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

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

Ecole doctorale n°364 : Sciences fondamentales et appliquées

**Doctorat ParisTech**  
**T H È S E**

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**l'École nationale supérieure des mines de Paris**  
**Spécialité "Sciences et génie des matériaux "**

*Présentée et soutenue publiquement par*

**Siham AGOUTI**

le 13 Décembre 2012

**Etude de l'origine de défauts détectés dans des pièces en  
alliage d'aluminium de la série 7XXX destinées à l'industrie  
aéronautique**

Directeurs de thèse : **Nathalie BOZZOLO et Pierre-Olivier BOUCHARD**

**Jury**

**M. Franck MOREL**, Professeur, Laboratoire LAMPA, ENSAM, Angers  
**M. Helmut KLÖCKER**, Professeur, Centre SMS, EMSE, Saint-Étienne  
**M. Jean-Claude GELIN**, Professeur, ENSMM, Besançon  
**Mme. Nathalie BOZZOLO**, HDR, CEMEF, Sophia-antipolis  
**M. Pierre-Olivier BOUCHARD**, HDR, CEMEF, Sophia-antipolis  
**M. Pierre LEBRUN**, Docteur, Constellium  
**M. Mickael PIELLARD**, Docteur, Aubert&Duval

Rapporteur  
Rapporteur  
Examinateur  
Examinatrice  
Examinateur  
Invité  
Invité

**T  
H  
È  
S  
E**



## Remerciements

Je souhaite remercier le centre de mise en forme des matériaux (CEMEF) ainsi que mes partenaires industriels (Aubert&Duval et Constellium) pour leur investissement et leur implication directe dans ce projet de thèse.

Je tiens à remercier mes encadrants au CEMEF : Pierre-Olivier BOUCHARD et Nathalie BOZZOLO pour m'avoir toujours soutenu et aidé tout au long de ces trois ans de thèse. Merci pour votre bonne humeur et votre disponibilité. Merci à Nathalie pour avoir été toujours à mon écoute et pour avoir toujours trouvé le bon mot pour me motiver et me servir de conseil. J'aimerais également remercier mes encadrants industriels Mickael PIELLARD (Aubert&Duval) et Pierre LEBRUN (Constellium) pour leurs conseils et leur implication dans ce projet de thèse.

Je remercie également Helmut KIÖCKER et Franck MOREL pour avoir accepté de rapporter mon travail de thèse. Merci aussi à Jean-Claude GELIN pour avoir accepté de participer à mon jury de thèse en tant qu'examinateur.

Je voudrais remercier toutes les personnes qui ont participé à l'aboutissement de ce travail de thèse. Je pense en particulier à Bertrand CLAISSE, Arnaud BLANCKAERT et Ludovic BOURGEON d'Aubert&Duval, à Yves POUYET et Stéphane LEROUX de Constellium. Un grand merci à Gilbert FIORUCCI pour son support technique pour les essais de traction à chaud et pour la réalisation des nouvelles gammes de forgeage et à Suzanne JACOMET pour les observations MEB et la préparation des échantillons. Je tiens également à remercier Marc BOUYSSOU et Eric BROTONS pour l'usinage des éprouvettes de traction.

Merci à tous mes collègues de travail que j'ai eu le plaisir de côtoyer durant ces trois années de thèse. Je pense à mes collègues de midi avec qui j'ai partagé mes repas de midi à l'espace de convivialité, toujours dans la joie et la bonne humeur. Un grand merci à Ana-Laura mon amie et ma confidente pour avoir été toujours là pour moi.

Enfin, un énorme merci à mes parents, à Hajar et à Issam pour m'avoir toujours supporté et avoir cru en moi. Cette thèse vous est dédiée.

# Sommaire

REMERCIEMENTS.....	3
SOMMAIRE .....	4
INTRODUCTION.....	7
<b>CHAPITRE I : MATERIAU ET PROCEDES.....</b>	<b>9</b>
I.I PROCEDE INDUSTRIEL D'ELABORATION ET DE MISE EN FORME DE L'ALLIAGE 7050 .....	10
I.II CONSTITUANTS ET MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE 7050 .....	12
<i>I.ii.1 Constituants .....</i>	<i>12</i>
<i>I.ii.2 Microstructure de l'alliage 7050.....</i>	<i>14</i>
I.III SIMULATION DU PROCEDE DE MISE EN FORME .....	18
<i>I.iii.1 Problème mécanique .....</i>	<i>18</i>
<i>I.iii.2 Problème thermique et couplage .....</i>	<i>21</i>
<i>I.iii.3 Identification des paramètres par analyse inverse.....</i>	<i>22</i>
I.IV CONTROLE ULTRASON .....	24
<i>I.iv.1 Principe de la technique de contrôle ultrason.....</i>	<i>24</i>
<i>I.iv.2 Détection des défauts par contrôle US industriel.....</i>	<i>25</i>
<i>I.iv.3 Technique de contrôle ultrason à haute résolution (USHR).....</i>	<i>26</i>
<i>I.iv.4 Méthodologie de traitement des données US.....</i>	<i>27</i>
<i>I.iv.5 Homogénéité des lopins .....</i>	<i>35</i>
RESUME DU CHAPITRE I.....	36
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE I .....	37
<b>CHAPITRE II : CARACTERISATION DES DEFAUTS INDUSTRIELS .....</b>	<b>39</b>
SYNTHESE DU CHAPITRE II .....	40
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE II .....	41
<b>CHAPITRE III : HYPOTHESE I – ENDOMMAGEMENT DUCTILE A CHAUD.....</b>	<b>43</b>
III.I BIBLIOGRAPHIE : ENDOMMAGEMENT .....	44
<i>III.i.1 Mécanismes physiques de l'endommagement.....</i>	<i>44</i>
<i>III.i.2 Spécificités de l'endommagement à chaud par rapport à l'endommagement à froid</i> .....	<i>46</i>

III.i.3 Modélisation de l'endommagement .....	47
III.II IDENTIFICATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT A CHAUD DU MATERIAU .....	51
III.ii.1 Caractérisation du comportement mécanique du matériau forgé .....	51
III.ii.2 Identification de la loi de comportement .....	62
III.III SIMULATION DU MATRIÇAGE.....	65
III.iii.1 Mise en données.....	65
III.iii.2 Première passe de matriçage.....	67
III.iii.3 Deuxième passe de matriçage.....	73
III.iii.4 Conclusion .....	78
CONCLUSION DU CHAPITRE III .....	80
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE III.....	81
<b>CHAPITRE IV : HYPOTHESE II – DEFAUT PREEXISTANT .....</b>	<b>83</b>
IV.I BIBLIOGRAPHIE : ELEMENTS BIBLIOGRAPHIQUES CONCERNANT LES POROSITES ET LEUR EVOLUTION PENDANT LA DEFORMATION .....	84
IV.i.1 Formation des porosités dans les alliages d'aluminium.....	84
IV.i.2 Evolution des porosités pendant la déformation à chaud.....	85
IV.i.3 Critères numériques de refermeture de porosités .....	87
IV.II CRITERES DE REFERMETURE DE POROSITES .....	89
IV.ii.1 Critère IRP (Indice de Refermeture de Porosités).....	89
IV.ii.2 Application à une gamme de compression test .....	89
IV.III SIMULATION DES GAMMES DE FORGEAGE INDUSTRIEL .....	92
IV.iii.1 Définition des gammes de forgeage à chaud .....	92
IV.iii.2 Gammes de forgeage des pièces A et B.....	93
IV.iii.3 Conditions thermomécaniques à cœur .....	94
IV.iii.4 Conditions de refermeture des porosités.....	95
IV.iii.5 Conditions de refermeture des porosités dans les zones proches de la surface ..	96
IV.iii.6 Effet de la pression interne sur les conditions de refermeture des porosités.....	99
IV.iii.7 Evolution des porosités non refermées pendant le matriçage .....	101
IV.iii.8 Conclusion.....	102
IV.IV CONCEPTION DE LA GAMME DE MINI-FORGEAGE.....	103
IV.iv.1 Simulation numérique des gammes de forgeage .....	104
IV.iv.2 Réalisation expérimentale de la gamme de mini-forgeage .....	109
IV.V EVOLUTION DE LA POROSITE PENDANT LA DEFORMATION A CHAUD .....	111
IV.v.1 Matériau modèle à haute teneur en hydrogène .....	111
IV.v.2 Traitement thermomécanique .....	113
IV.v.3 Contrôle US haute résolution (USHR) .....	114
IV.v.4 Densité de porosités mesurée sur des surfaces polies.....	120
IV.v.5 Morphologie des porosités dans les faciès de rupture .....	123
IV.v.6 Conclusion .....	127

DISCUSSION ET CONCLUSION DU CHAPITRE IV .....	128
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE IV .....	130
<b>CHAPITRE V : HYPOTHESE III – DEF AUT ELARGI PENDANT LE TRAITEMENT THERMIQUE.....</b>	<b>133</b>
V.I BIBLIOGRAPHIE : EFFET DE LA TEMPERATURE SUR L’EVOLUTION DES POROSITES .....	134
<i>V.i.1 Evolution de la porosité après maintien à haute température .....</i>	<i>134</i>
<i>V.i.2 Evolution de la porosité après déformation et maintien à haute température .....</i>	<i>135</i>
V.II EFFET DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR L’EVOLUTION DES POROSITES DANS UN ALLIAGE D’ALUMINIUM MODELE DEFORME.....	137
<i>V.ii.1 Procédure expérimentale.....</i>	<i>137</i>
<i>V.ii.2 Simulation numérique de la trempe des lopins déformés.....</i>	<i>138</i>
<i>V.ii.3 Résultats du traitement des données US.....</i>	<i>140</i>
<i>V.ii.4 Résultats des observations MEB.....</i>	<i>146</i>
<i>V.ii.5 Discussion et conclusion .....</i>	<i>152</i>
V.III SIMULATION NUMERIQUE DE LA TREMPE DE PIECES INDUSTRIELLES .....	154
<i>V.iii.1 Mise en données .....</i>	<i>154</i>
<i>V.iii.2 Profil de température .....</i>	<i>154</i>
<i>V.iii.3 Distribution des contraintes résiduelles entre le cœur et la surface de la pièce. ....</i>	<i>155</i>
<i>V.iii.4 Discussion et conclusion .....</i>	<i>159</i>
DISCUSSION ET CONCLUSION DU CHAPITRE V .....	160
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE V .....	162
<b>CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....</b>	<b>163</b>
<b>ANNEXE II : FACTEUR DE CONCENTRATION DES CONTRAINTES DANS UNE PLAQUE TROUEE SOLLICITEE EN TRACTION.....</b>	<b>167</b>
<b>ANNEXE III : PRESSION CRITIQUE POUR LA DISSOLUTION COMPLETE DU GAZ D’HYDROGENE.....</b>	<b>169</b>
<b>ANNEXE IV: COEFFICIENT DE DIFFUSION DE L’HYDROGENE DANS LA MATRICE D’UN ALLIAGE AL-ZN-MG .....</b>	<b>171</b>

## Introduction

Cette thèse vise à déterminer l'origine de défauts détectés par contrôle ultrason dans des pièces forgées en alliage d'aluminium destinées à l'industrie aéronautique.

L'étude a été menée sur deux pièces produites par Aubert&Duval en alliage d'aluminium 7050 fourni par Constellium. Ces pièces ont été sélectionnées sur base d'une étude statistique de l'occurrence des défauts sur cinq années de production industrielle. L'une d'elle présente un taux de rebut important du fait de ces défauts, l'autre un taux de rebut quasiment nul, bien qu'elles soient produites avec le même matériau.

L'étude de l'origine des défauts a été construite autour de deux axes de recherche développés pour étudier trois hypothèses concernant l'origine des défauts :

- Axe thermomécanique : formation des défauts pendant la mise en forme par endommagement ductile à chaud. Cet axe est motivé par les taux de rebut très différents entre les deux pièces industrielles et cela alors même qu'elles proviennent du même matériau (chapitre II).
- Axe matériau : évolution de défauts préexistants dans le matériau brut de coulée, et éventuelle ré-ouverture ou création de défauts au cours du traitement thermique final. Cet axe est motivé par les caractéristiques morphologiques et topographiques des défauts industriels (chapitre II également).

Afin d'approfondir ces deux axes de recherche, nous commencerons par décrire dans le chapitre I les différents moyens numériques et expérimentaux utilisés dans ce travail. Nous présenterons également le matériau étudié (Aluminium 7050) aux deux états brut de coulée et forgé. Enfin, nous décrirons une méthode d'analyse quantitative des signaux ultrason qui a été mise en place dans le cadre de ce travail.

Le chapitre II s'intéressera plus particulièrement aux défauts industriels. L'objectif de ce travail est de relier le taux de rebut à certains paramètres de production et de caractériser la microstructure des défauts industriels. Les conclusions de ce chapitre vont permettre de soutenir l'un ou l'autre des axes de cette étude.

L'axe thermomécanique sera développé dans les chapitres III et IV. Le chapitre III s'intéresse aux procédés de matriçage, et notamment à la possibilité de créer des porosités par endommagement ductile au cours du matriçage. La première partie du chapitre IV, quant à lui, décrira plus particulièrement les phases de pétrissage/étirage. Ces phases seront simulées numériquement et comparées pour deux pièces industrielles en termes de condition de refermeture des porosités.

L'axe matériau sera développé dans les chapitres IV et V. La deuxième partie du chapitre IV s'intéressera à la conception et à la réalisation d'une gamme de mini-forgeage représentative des gammes de forgeage industrielles. Cette gamme a permis de suivre des porosités dans un matériau d'aluminium 7050 à haute teneur en hydrogène et donc forte porosité, pendant la déformation à chaud. Le chapitre V s'intéressera plus particulièrement aux effets de la température sur la réouverture de ces porosités. Deux techniques de caractérisation complémentaires ont été mises en œuvre pour suivre l'évolution des porosités : détection indirecte par contrôle ultrason à haute résolution spatiale et observations directes par

microscopie électronique à balayage. La gamme de trempe industrielle sera également simulée afin d'étudier les conditions de réouverture par trempe des porosités non refermées.

## **Chapitre I : Matériau et procédés**

Dans ce chapitre d'introduction, les procédés industriels d'élaboration et de mise en forme des pièces étudiées, ainsi que le logiciel de mise en forme Forge®2009 utilisé pour la simulation numérique de la gamme de mise en forme, seront présentés. La microstructure de l'alliage 7050 est également caractérisée aux états brut de coulée et brut de forgeage. Enfin, la technique de contrôle ultrason ainsi qu'une méthode de traitement des données ultrasons développée dans le cadre de cette thèse, seront introduites.

## I.i Procédé industriel d'élaboration et de mise en forme de l'alliage 7050

La production des pièces industrielles utilisées dans le cadre de cette thèse se fait en deux étapes chez deux industriels : Constellium et Aubert & Duval. La première étape réalisée par Constellium consiste en l'élaboration de lingots de l'alliage 7050 qui vont ensuite être mis en forme par Aubert & Duval.

Les principales étapes d'élaboration et de mise en forme des pièces sont (figure I.1) :

- 1- Elaboration du matériau : cette première étape est réalisée par Constellium. Les lingots issus de la coulée semi-continue sont ensuite traités thermiquement de manière à détendre le matériau et homogénéiser la composition à l'échelle du grain (à 480°C). Ces lingots sont mis à dimension par sciage et scalpage puis livrés sous forme de lopins à Aubert & Duval.
- 2- Pétrissage/étirage : les lingots reçus par Aubert & Duval sont ensuite découpés de manière à obtenir des lopins qui vont servir à la production des pièces. Ces lopins sont d'abord pétris à des températures comprises entre 370°C et 420°C sur une presse hydraulique. Cette opération consiste à comprimer le matériau suivant les trois directions (X,Y,Z) de manière à refermer les éventuelles porosités résiduelles de solidification et casser les intermétalliques non solubles présents dans le matériau. Dans le cas des pièces étudiées, cette même presse est utilisée pour forger la préforme de l'ébauche après pétrissage.
- 3- Matriçage : les préformes sont découpées pour obtenir une ébauche. L'ébauche est ensuite positionnée dans l'outillage puis matriçée, à des températures comprises entre 370°C et 420°C, sur une presse hydraulique. Après le nettoyage, la pièce est ébavurée puis repasse par la même presse pour la seconde passe de matriçage.
- 4- Traitement thermique : Cette étape a pour objectif d'obtenir les propriétés mécaniques souhaitées. Elle se fait en quatre étapes : un traitement de mise en solution à haute température (à 475°C), suivi d'une trempe à l'eau chaude (60°C) et d'un traitement de détensionnement des contraintes résiduelles de trempe par déformation plastique à l'ambiante, souvent réalisée dans la matrice de la pièce. Ensuite un revenu en deux paliers est réalisé pour la précipitation.

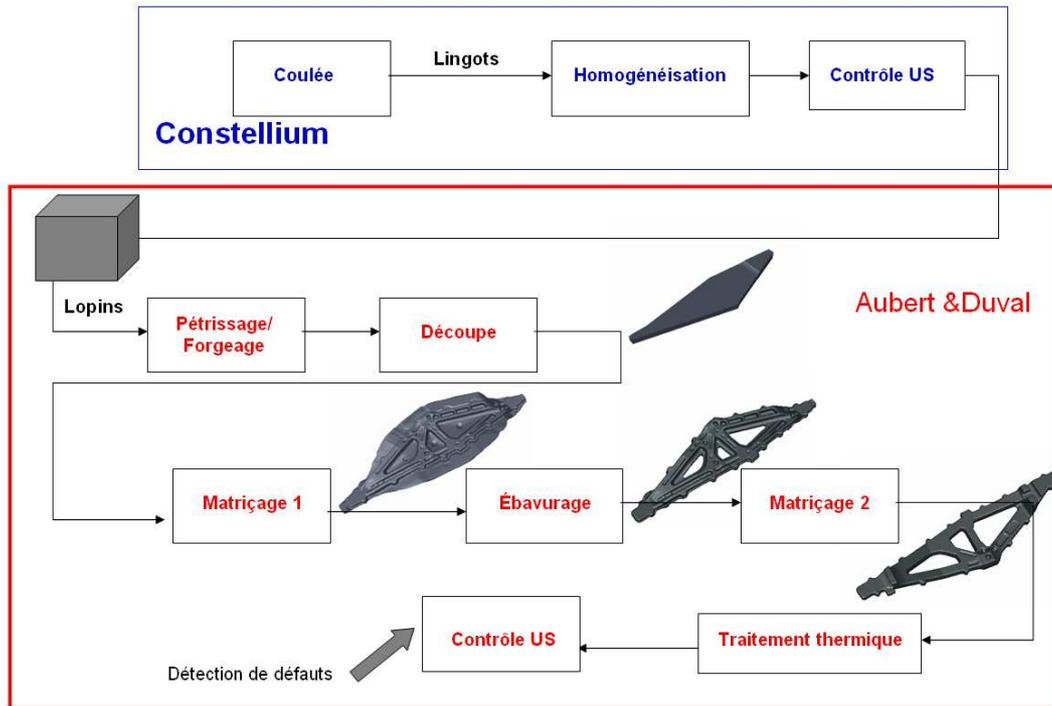


Figure I.1 : Procédé de mise en forme d'une pièce industrielle.

Avant livraison aux clients, des contrôles ultrason (US) automatiques réalisés dans une cuve d'eau, ainsi que des contrôles US manuels dans le cas de pièces à géométrie très complexe, sont réalisés sur les pièces.

La détection des défauts dont l'origine doit être identifiée se fait pendant le contrôle US, juste après le traitement thermique final.

Les travaux réalisés dans le cadre de cette thèse portent majoritairement sur la phase de mise en forme de l'alliage 7050 (étapes 2 à 4).

## I.ii Constituants et microstructure de l'alliage 7050

Dans cette partie nous allons présenter les différents aspects de la microstructure de l'alliage d'aluminium 7050.

La série 7XXX est une série des alliages d'aluminium qui contient du zinc, du magnésium et du cuivre (tableau I.1). La série 7XXX est largement utilisée pour des applications en aéronautique grâce à son rapport poids résistance mécanique optimale et à sa bonne résistance à la corrosion sous contrainte [1-2].

Elément	Al	Zn	Cu	Mg	Zr	Ti	Si	Fe	Cr	Mn
%W min	Base	5.7	2	1.9	0.08	-	-	-	-	-
%W max		6.7	2.6	2.6	0.15	0.06	0.12	0.15	0.04	0.1

Tableau I.1 : Composition nominale en pourcentage massique (%W) de l'alliage 7050 selon la norme EN573-1.

La microstructure typique de la matrice après la mise en forme et la mise en solution est granulaire bimodale avec des grains primaires allongés siège d'une restauration et d'une recristallisation partielle. On distingue trois types de particules composant la microstructure de la série 7XXX : les intermétalliques, les dispersoïdes et les précipités durcissants. Des inclusions qui sont des éléments indésirables résultant des conditions d'élaboration du matériau, peuvent également être présentes.

### I.ii.1 Constituants

#### I.ii.1.1 Intermétalliques

- Intermétalliques à base de fer (Al-Cu-Fe)

La composition de ces intermétalliques est  $Al_7Cu_2Fe$ . Ils peuvent contenir également du zinc. Cette phase est présente après solidification et ne subit aucune évolution pendant les traitements thermiques [3]. Il s'agit d'une phase insoluble dans la matrice d'aluminium.

Après forgeage, les intermétalliques riches en fer se regroupent sous forme de lits de particules et se présentent sous forme de bâtonnets allongés perpendiculairement à la direction de forgeage.

- Phase S (Al-Cu-Mg)

La composition chimique de la phase S est  $Al_2CuMg$ . C'est un intermétallique incohérent avec la matrice. La phase S se forme avant la mise en solution et se dissout ou non pendant la mise en solution en fonction de la température de mise en solution. Elle est entièrement dissoute pour des températures de mise en solution supérieures à  $475^\circ C$  et pour des temps de maintien supérieurs à 24h.

- Intermétalliques  $Mg_2Si$

Les intermétalliques  $Mg_2Si$  sont des phases qu'on retrouve en très faible quantité dans l'alliage 7050 comparés aux intermétalliques riches en fer. Ils se forment à cause de la présence du silicium qui est considéré comme une impureté dans cet alliage. Les traitements

thermiques de mise en solution ont une influence sur la fraction volumique et la répartition de ces intermétalliques [3]. Cette phase est insoluble dans la matrice d'aluminium.

### I.ii.1.2 Dispersoïdes

Les dispersoïdes sont des phases intermétalliques de petites tailles (typiquement de 200 nanomètres à quelques nanomètres) dues à l'ajout d'éléments de transition (Cr, Zr). Ces phases servent à retarder la recristallisation et à éviter la croissance des grains [4]. La composition chimique de la phase présente dans l'alliage 7050 est  $\text{Al}_3\text{Zr}$ .

Cette phase se forme, lors d'une solidification relativement lente ou du recuit suivant la solidification rapide, de façon homogène dans la matrice ou hétérogène sur les dislocations et les joints de grains.

### I.ii.1.3 Précipités durcissants

- Zones de Guinier-Preston (GP)

Les zones GP se forment dans la solution solide sursaturée après trempe lors de la maturation à la température ambiante ou le revenu à basse température. Elles sont constituées de couches alternées de magnésium et de zinc.

Le nombre de zones GP dépend de la teneur en zinc de l'alliage et de la durée du revenu. Leur taille est également contrôlée par la durée du revenu. Il s'agit d'une phase transitoire pendant le revenu et qui va se transformer en précipités stables (phase  $\eta$ ).

- Phase métastable  $\eta'$  ( $\text{Mg}_3\text{Zn}_{11}$ )

La composition chimique de la phase métastable  $\eta'$  est  $\text{Mg}_3\text{Zn}_{11}$ . Cette phase se présente dans les observations MET comme de petites plaquettes de faible épaisseur (quelques nm).

La nucléation de la phase  $\eta'$  se fait sur les zones GP ou par précipitation hétérogène sur les dislocations, les joints de grains et les interfaces  $\text{Al}_3\text{Zr}$ /matrice.

- Phase  $\eta$  ou M ( $\text{MgZn}_2$ )

La composition chimique de la phase  $\eta$  est  $\text{MgZn}_2$  pour les alliages ternaires Al-Zn-Mg et  $\text{Mg}(\text{Zn},\text{Al},\text{Cu})_2$  pour les alliages Al-Zn-Mg-Cu.

Il existe plusieurs variantes de la phase  $\eta$  dont les plus fréquentes sont : la phase  $\eta_1$  sous forme de plaquettes rectangulaires, la phase  $\eta_2$  sous forme de plaquettes hexagonales et la phase  $\eta_4$  sous forme d'aiguilles [5-6]. Suivant l'origine de la phase  $\eta$  l'une ou l'autre de ses variantes prédomine. En effet, si la phase  $\eta$  est le résultat de la transformation de la phase métastable  $\eta'$ , la phase prédominante est la phase  $\eta_2$ . Par contre, si la phase  $\eta$  est formée directement, ce sont les phases  $\eta_1$  et  $\eta_4$  qui prédominent :  $\eta_1$  se forme sur les amas riches en zones GP et  $\eta_4$  précipite sur les défauts (joints de grains, interfaces dispersoïde/matrice etc).

#### I.ii.1.4 Inclusions

Les inclusions peuvent être métalliques ou non métalliques : oxydes, borures, carbure. Elles sont éliminées lors des étapes de déposition gravitationnelle et flottation.

Les inclusions d'oxydes peuvent se former lors de l'élaboration du métal et ne subissent aucune évolution lors des traitements thermiques. Les oxydes les plus courants sont  $Al_2O_3$ ,  $MgO$  et  $Al_2MgO_4$ .

Pour les alliages d'aluminium, des bifilms d'oxyde peuvent se former. Ils résultent de l'entraînement dans le métal liquide d'un fragment de la couche d'oxyde ( $Al_2O_3$  ou  $MgAl_2O_4$  suivant la composition de l'alliage) formée en surface du métal liquide pendant la coulée [7]. Le fragment de film d'oxyde est ensuite replié sur lui-même pour former ce que l'on appelle des bifilms d'oxyde. Ce concept a été théorisé par Campbell dans le cadre de ses études sur les défauts de fonderie. La présence des bifilms favorise la formation de la porosité par précipitation de l'hydrogène dans ces zones [7-9].

### **I.ii.2 Microstructure de l'alliage 7050**

Des sections métallographiques ont été prélevées dans les états brut de coulée et après pétrissage/étirage afin de caractériser la microstructure du matériau utilisé. Les sections métallographiques ont été préparées par polissage mécanique puis observées par microscopie électronique à balayage.

Des faciès de rupture ont été également préparés à partir de l'état brut de coulée afin de caractériser la porosité résiduelle de solidification. Les faciès de rupture sont obtenus par fracture d'un barreau pré-entaillé après immersion dans l'azote liquide de manière à faciliter sa fracture.

#### I.ii.2.1 Etat brut de coulée

- Microstructure

La figure I.2 représente la microstructure de l'alliage 7050 commercial à l'état brut de coulée. C'est une microstructure équiaxe avec des particules sous forme de bâtonnets qui dessinent les contours des joints de grain. Ces particules correspondent à la phase S (Al-Cu-Mg) et à des intermétalliques riches en fer.

Le type de particules observées à l'état brut de coulée ainsi que leurs spectres EDS sont représentés dans les figures I.3 et I.4. Les principaux types de particules observées sont :

- (A) Phase S (figure I.4 (a)): il s'agit de particules grises sur les images d'électrons rétrodiffusés [10-11]. Elles se forment par germination sur des particules riches en fer. En effet, nous les observons souvent avec des particules en bâtonnets correspondant aux phases intermétalliques riches en fer (B) (figure I.3 (a)).
- (B) Phase intermétallique riche en fer (figure I.4 (b)) : il s'agit de particules très claires sur les images d'électrons rétrodiffusés. Nous les observons sous forme de bâtonnets qui dessinent le contour des joints de grain.
- (C) Phase  $\eta$ : il s'agit de précipités très fins observés sous forme de bâtonnets (figure I.3 (b)) [10]. Cette phase correspond donc à la phase  $\eta_4$ .

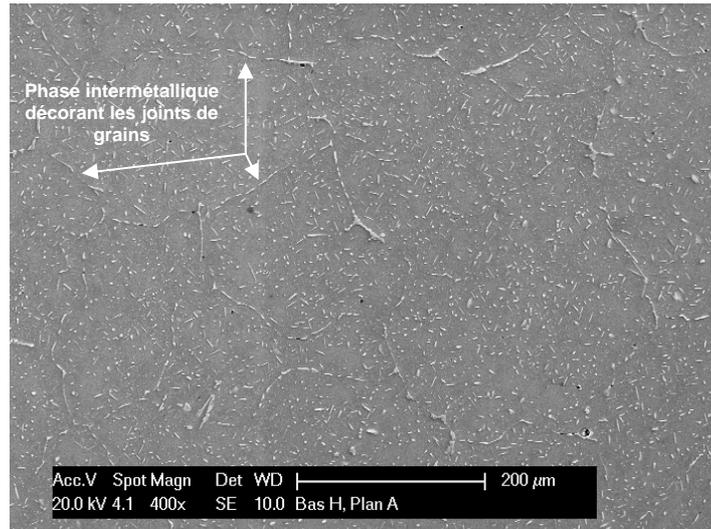
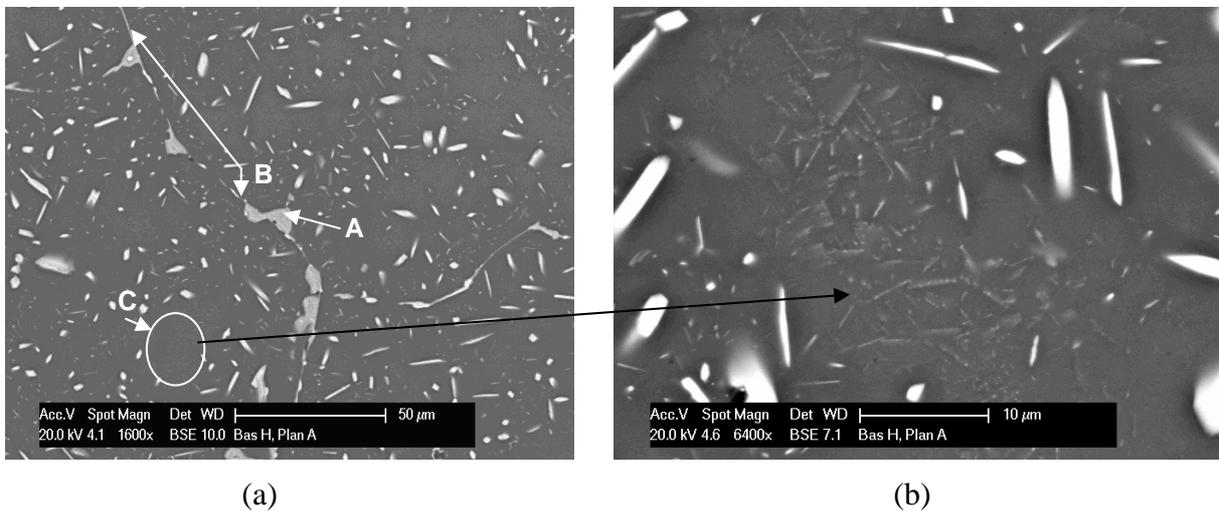


Figure I.2 : Micrographie MEB représentant la microstructure à l'état brut de coulée.



(a)

(b)

Figure I.3 : Micrographies MEB représentant (a) les types de particules observées à l'état brut de coulée (b) un zoom sur les précipités fins C. Les lettres A, B et C indiquent les phases constituant l'alliage.

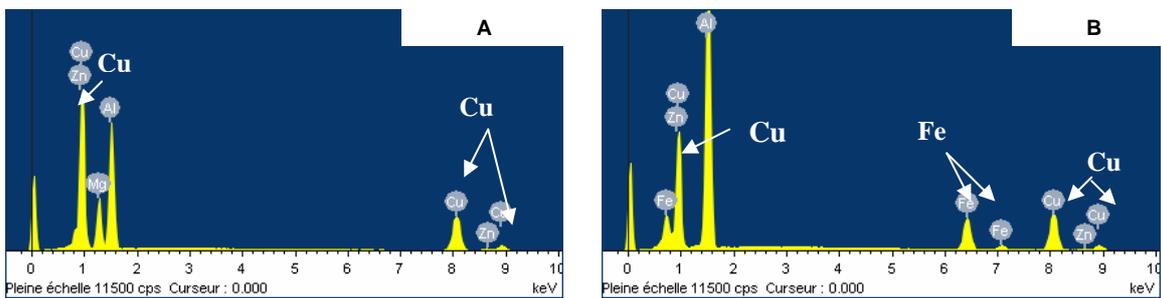


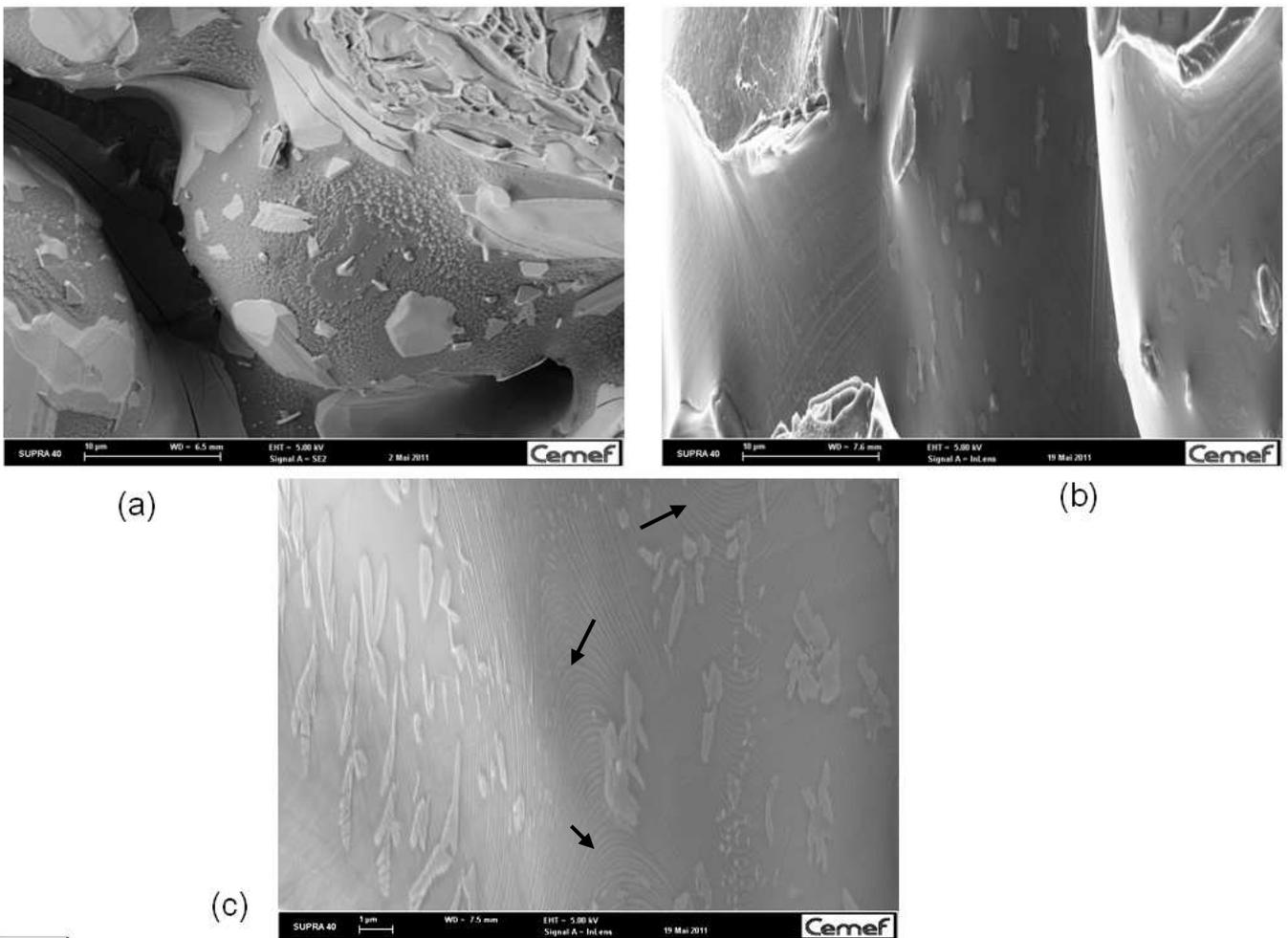
Figure I.4 : Spectres EDS correspondant aux particules (a) A ; phase S, (b) B ; phase intermétallique riche en fer, observées dans la figure I.4.

Les inclusions n'ont pas été observées sur les coupes polies.

- Porosités

De rares porosités de formes très tortueuses ont été observées à l'état brut de coulée. Le fond de ces porosités a été caractérisé par des observations MEB sur des faciès de rupture.

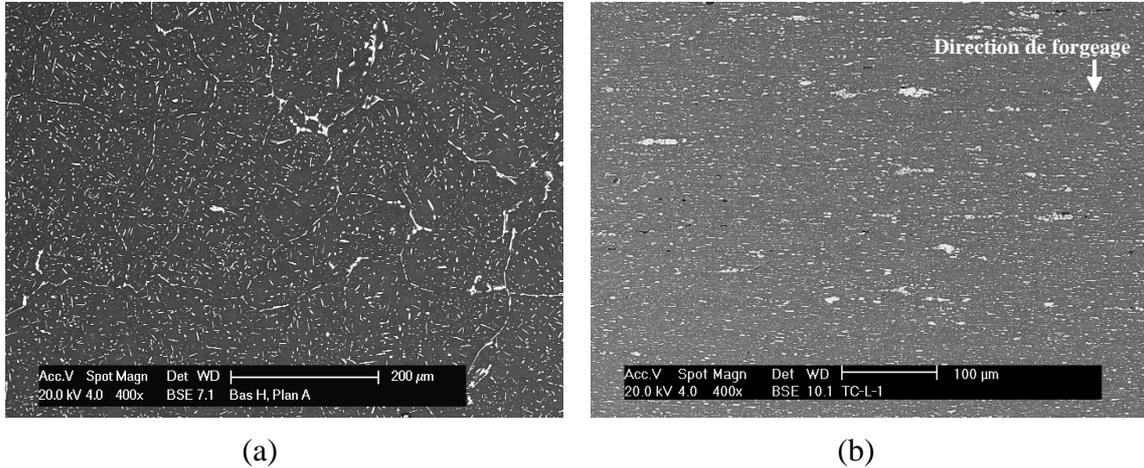
La figure I.5 représente le fond de porosités observées dans un alliage brut de coulée (a) et dans le même alliage mais après homogénéisation (b) et (c). Le fond des porosités a un aspect lisse avec des liserés de la phase  $\eta$ . A l'état brut de coulée, il semble couvert par des particules très fines et claires en électrons rétrodiffusés (figure I.5 (a)). Cette phase est complètement dissoute dans la matrice après le traitement d'homogénéisation (figure I.5 (b)) et n'a pas pu être identifiée. Des marches d'escalier (figure I.5 (b)) ont été observées à fort grossissement au fond des porosités. Ces marches ressemblent à des terrasses de solidification formées par croissance cristalline lors de la solidification [12].



**Figure I.5 : Micrographies MEB représentant le fond de la porosité observée dans le faciès de rupture de : (a) état brut de coulée, (b) et (c) état après homogénéisation (maintien à 476°C pendant 6h). Les flèches indiquent les marches d'escalier observées dans le fond lisse des porosités.**

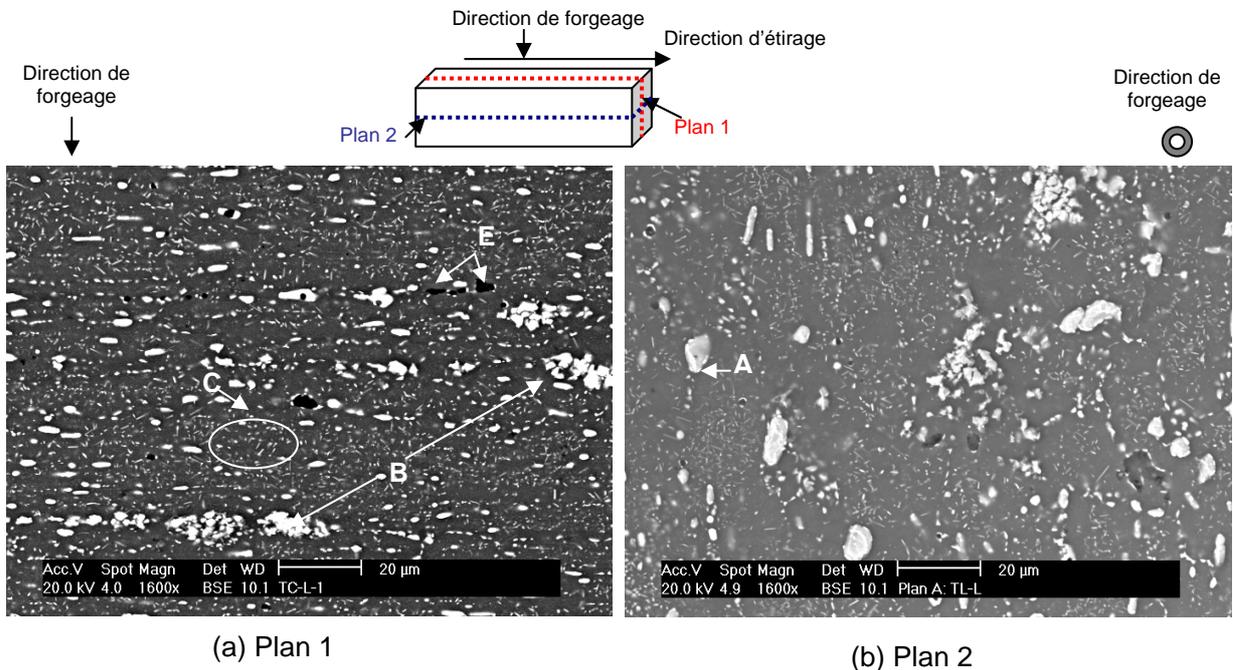
*I.ii.2.2 Etat brut de forgeage*

La figure I.6 compare la microstructure de l'alliage 7050 à l'état brut de coulée (a) à celle de l'état brut de forgeage (b). La microstructure après forgeage est complètement orientée perpendiculairement à la direction de forgeage. Les intermétalliques riches en fer se présentent sous forme d'amas de particules orientés perpendiculairement à l'axe de forgeage.



**Figure I.6 : Micrographies MEB représentant la microstructure de l'alliage 7050 à (a) l'état brut de coulée et (b) état brut de forgeage.**

Les différents types de particules observées à l'état brut de forgeage sont représentés dans la figure I.7 et résumés dans le tableau I.2.



**Figure I.7 : Micrographies MEB représentant le type de particules observées à l'état brut de forgeage dans deux sections métallographiques : (a) plan 1 : parallèle à la direction de forgeage et (b) plan 2 : normal à la direction de forgeage.**

Eléments constitutants	Forme	Taille	nature
Al-Cu-Fe (B)	amas de particules	< 40 μm	intermétallique
Phase S (Al-Cu-Mg) (A)	particules isolées	2-8 μm	intermétallique
Mg <sub>2</sub> Si (E)	particules isolées, moins nombreuses que la phase Al-Cu-Fe	1-30 μm	intermétallique
η <sub>4</sub> (Mg-Zn) (C)	aiguilles très fines sur l'ensemble du plan observé	< 1 μm	précipité

Tableau I.2 : Particules observées dans le matériau à l'état brut de forgeage.

### I.iii Simulation du procédé de mise en forme

Dans le cadre de cette étude, le procédé de mise en forme réalisé par Aubert&Duval (pétrissage + matriçage) a été simulé numériquement en utilisant le logiciel Forge®2009.

Le logiciel Forge®2009 est basé sur la méthode des éléments finis pour la modélisation de la mise en forme. Le logiciel utilise une formulation mixte en vitesse et en pression qui sont considérées comme deux variables indépendantes. Le comportement de la pièce mise en forme est régi par les équations fondamentales de la mécanique. Ces équations sont complétées par les conditions aux limites et la loi de comportement du matériau.

Les caractéristiques du logiciel de mise en forme Forge®2009 sont détaillées dans les parties qui suivent.

#### I.iii.1 Problème mécanique

##### I.iii.1.1 Equations mécaniques et conditions aux limites

En faisant l'hypothèse d'un matériau incompressible et en négligeant les forces de gravité et d'inertie, les équations mécaniques peuvent s'écrire :

$$\begin{aligned} \operatorname{div}(\boldsymbol{v}) &= 0 & \text{I.1} \\ \operatorname{div}(\boldsymbol{\sigma}) &= 0 & \text{I.2} \end{aligned}$$

Où  $\boldsymbol{v}$  représente le vecteur vitesse, et  $\boldsymbol{\sigma}$  le tenseur des contraintes de Cauchy.

Ces équations sont complétées par les conditions aux limites :

- Aucune contrainte sur une surface libre de normale  $\boldsymbol{n}$  :

$$\boldsymbol{\sigma} \cdot \boldsymbol{n} = \mathbf{0} \quad \text{I.3}$$

- Contrainte T imposée :

$$\sigma.n = T \quad \text{I.4}$$

- Vitesse  $v_0$  imposée :

$$v = v_0 \quad \text{I.5}$$

Comme il s'agit de la mise en forme de lopins à l'aide de plusieurs outils, deux types de conditions de contact avec les outils sont imposés :

- Contact unilatéral entre la pièce et l'outil. Cette condition traduit la non pénétration du lopin dans les outils :

$$\begin{cases} (v - v_{outil}).n \leq 0 \\ \sigma_n \leq 0 \\ \sigma_n(v - v_{outil}).n = 0 \end{cases} \quad \text{I.6}$$

Où  $v_{outil}$  est la vitesse de l'outil et  $\sigma_n$  est la pression de contact.

- Conditions de frottement entre la pièce et les outils :

$$\tau = \sigma.n - \sigma_n.n \quad \text{I.7}$$

Où  $\tau$  est la cission de frottement orientée tangentiellement à la surface. Les lois de frottement (Tresca, Coulomb...) sont introduites à partir de  $\tau$ .

La gestion du contact se fait par la méthode de pénalisation. La distance de pénétration  $\delta_k$  est définie comme la distance entre le nœud  $k$  et le point le plus proche de la surface suivant la convention de signe suivante :

- $\delta_k > 0$  , si le nœud  $k$  est à l'extérieur de l'outil.
- $\delta_k = 0$  , si le nœud  $k$  est sur la surface de l'outil.
- $\delta_k < 0$  , si le nœud  $k$  est à l'intérieur de l'outil.

La condition de non pénétration est exprimée par :

$$\forall k \in 1, \dots, nbnoeuds \quad \delta_k \geq 0 \quad \text{I.8}$$

Une contrainte normale  $\sigma_n^k$  est imposée au nœud  $k$  dans le but de le ramener sur la surface de l'outil :

$$\sigma_n^k = -\rho_c \delta_k^+ n \quad \text{I.9}$$

Où  $\rho_c$  est le coefficient de pénalisation et  $n$  la normale extérieure à la surface de la pièce.

$\delta_k^+$  est définie telle que :

- $\delta_k^+ = 0$  , si le nœud  $k$  est à l'extérieur de l'outil.

- $\delta_k^+ = \delta_k^-$ , si le nœud  $k$  est à l'intérieur ou à la surface de l'outil.

Pour plus de détails concernant la gestion du contact dans Forge®, le lecteur pourra se référer à la thèse de J. Barboza [13].

### I.iii.1.2 Loi de comportement

La loi de comportement permet de relier la contrainte à la déformation, à la vitesse de déformation et à la température. Forge®2009 dispose de plusieurs types de loi de comportement : élastique, élasto-plastique, élasto-viscoplastique.

Dans le cadre de ces travaux de thèse, la loi de comportement type élasto-viscoplastique simplifiée de Hansel-Spittel est utilisée :

$$\sigma_f = A_1 e^{m_1 T} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_3} \quad \text{I.10}$$

Où :

- $\sigma_f$  : Contrainte d'écoulement du matériau
- $\varepsilon$  : Déformation équivalente
- $\dot{\varepsilon}$  : Vitesse de déformation équivalente
- $A_1$  : Consistance du matériau
- $m_1$  : Sensibilité à la température
- $m_2$  : Facteur d'écrouissage
- $m_3$  : Sensibilité à la vitesse de déformation
- $m_4$  : Facteur d'adoucissement

Les paramètres de cette loi doivent être identifiés afin de modéliser le comportement du matériau dans les conditions de mise en forme (Cf. chapitre III).

### I.iii.1.3 Formulation mixte et résolution

La formulation faible du problème mécanique est obtenue par multiplication des équations I.1 et I.2 par des fonctions tests ( $v^*$ ,  $p^*$ ) puis par intégration sur le domaine étudié  $\Omega$ . La formulation faible consiste à trouver  $(v, p) \in (V^{CA}, P)$  :

$$\forall v^* \in V_0^{CA} \quad \int_{\Omega} S(v) : \dot{\varepsilon}(v^*) d\Omega - \int_{\Omega} p \cdot \text{trace}(\dot{\varepsilon}(v^*)) d\Omega - \int_{\partial\Omega_c} \tau \cdot v^* dS = 0 \quad \text{I.11}$$

$$\forall p^* \in P \quad \int_{\Omega} p^* \left( \text{trace}(\dot{\varepsilon}(v)) + \frac{\dot{p}}{\chi} \right) d\Omega = 0 \quad \text{I.12}$$

Où :

- $V^{CA}$  : Espace des vitesses cinématiquement admissibles.
- $P$  : Espace des pressions cinématiquement admissibles.

- $V_0^{CA}$  : Espace des vitesses cinématiquement admissibles et nulles sur la frontière du domaine  $\Omega$ .  
 $S$  : Tenseur déviateur du tenseur des contraintes.  
 $P$  : Espace des pressions.  
 $\partial\Omega_c$  : Surface de contact entre la pièce et l'outil.  
 $\tau$  : Contrainte appliquée à la surface de contact entre la pièce et l'outil.  
 $\chi$  : Coefficient de compressibilité du matériau.

Les espaces  $V^{ca}$  et  $P$  sont approchés par des espaces  $V_h^{ca}$  et  $P_h$  discrets de dimension finie. Les inconnues  $(v,p)$  seront donc approchées par des valeurs discrètes  $(v_h, p_h)$ .

Le domaine  $\Omega$  approché par le domaine  $\Omega_h$  est subdivisé en sous-domaines  $\Omega_e$ .

Les équations I.11 et I.12 deviennent:

$$\forall v_h^* \in V_h^0 \quad \int_{\Omega_h} S(v_h) : \dot{\epsilon}(v_h^*) d\Omega_h - \int_{\Omega_h} p_h \cdot \text{trace}(\dot{\epsilon}(v_h^*)) d\Omega_h - \int_{\partial\Omega_h} \tau \cdot v_h^* dS_h = 0 \quad \text{I.13}$$

$$\forall p_h^* \in P_h \quad \int_{\Omega_h} p_h^* \left( \text{trace}(\dot{\epsilon}(v_h)) + \frac{\dot{p}_h}{\chi} \right) d\Omega_h = 0 \quad \text{I.14}$$

Où :

- $V_h^{ca}$  : Espace des vitesses cinématiquement admissibles sur  $\Omega_h$ .  
 $P_h$  : Espace des pressions  
 $V_h^0$  : Espace des vitesses cinématiquement admissibles et nulles sur la frontière de  $\Omega_h$ .

Le temps de la simulation est décomposé en plusieurs intervalles en fonction du pas de temps  $\Delta t$ . Forge®2009 est basé sur une formulation Lagrangienne réactualisée où la nouvelle configuration est calculée à partir de la configuration précédente. Le schéma d'intégration est de type Euler implicite :  $X^{t+\Delta t} = X^t + V^t \Delta t$ .

La résolution du système d'équations mécaniques se fait en utilisant un schéma itératif de type Newton-Raphson. Pour plus de détails concernant la formulation mixte et la résolution du problème mécanique, le lecteur pourra se référer à la thèse de S. Fayolle [14].

### I.iii.2 Problème thermique et couplage

Dans le cas d'opérations de mise en forme à chaud, il faudra connaître l'évolution de la température du lopin pendant la mise en forme.

L'évolution de la température est régie par l'équation :

$$\rho c \frac{\Delta T}{\delta T} = \text{div}(k \cdot \text{grad}(T)) + \dot{W} \quad \text{I.15}$$

Où :

- $\rho$  : Masse volumique du matériau.

$c$  : Chaleur spécifique du matériau.  
 $k$  : Conductivité thermique.  
 $\dot{W}$  : Dissipation de la chaleur.

La dissipation de la chaleur est générée dans ce cas par la déformation plastique :

$$\dot{W} = \eta.A_1\sqrt{3}\dot{\epsilon}^{m_3+1} \quad \text{I.16}$$

Où  $\eta$  est l'efficacité de la déformation plastique.

Les conditions aux limites précisent les échanges thermiques existant avec l'air et avec les outils de déformation :

- Conditions d'échange convectif

$$\Phi_c = h.(T - T_0) \quad \text{I.17}$$

Où  $h$  est le coefficient d'échange convectif et  $T_0$  la température de l'extérieur.

- Conditions d'échange par radiation

$$\Phi_r = \alpha(T^4 - T_0^4) \quad \text{I.18}$$

Où  $\alpha$  est un paramètre matériau qui prend en compte son émissivité et  $T_0$  la température de l'extérieur.

- Conditions de dissipation due aux frottements

$$\Phi_{fr} = \frac{b_1}{b_1 + b_2} \alpha_f . A_1 . \Delta V^{p+1} \quad \text{I.19}$$

Où :

$b_1$  et  $b_2$  : coefficients de partage de la chaleur dissipée entre la pièce et l'autre corps en contact.

$\alpha_f$  : coefficient de frottement.

$p$  : sensibilité au glissement. Les paramètres  $\alpha_f$  et  $p$  sont définis par la loi de frottement utilisée.

$\Delta V$  : différence de vitesse entre la pièce et le corps en contact.

Le couplage thermomécanique est assuré à chaque incrément par la résolution des équations thermiques puis des équations mécaniques et la mise à jour des données rhéologiques en fonction de la température.

### I.iii.3 Identification des paramètres par analyse inverse

L'objectif des méthodes inverses est de pouvoir identifier des paramètres (par exemple les paramètres matériaux) à partir d'observables expérimentales adéquates (figure I.8).

Le principe de la méthode est la réalisation d'essais expérimentaux qui vont ensuite être simulés numériquement. Les paramètres à identifier sont déterminés par la minimisation de la fonction coût. Cette fonction coût est construite à partir de l'écart entre les résultats expérimentaux et les résultats de simulation numérique (voir figure I.8).

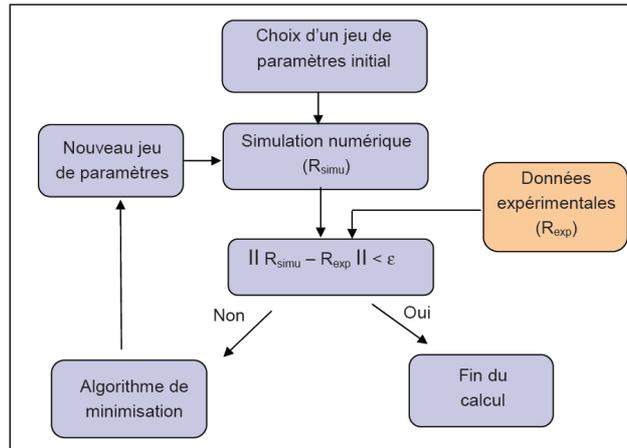


Figure I.8 : Schéma de l'identification par analyse inverse.

Dans Forge@2009, un module d'identification intégré, basé sur une méthode de minimisation par stratégie d'évolution a été utilisé. Il s'agit donc d'une méthode d'optimisation globale qui, à l'inverse des méthodes de type gradient, permet de trouver le minimum global et ne reste pas piégée sur un minimum local.

Pour plus de détails concernant les techniques d'optimisation et d'analyse inverse, le lecteur pourra se référer à la thèse d'E. Roux [15].

## I.iv Contrôle ultrason

### I.iv.1 Principe de la technique de contrôle ultrason

Le transducteur génère une onde ultrasonore qui va se propager dans la pièce à contrôler. L'écho enregistré à l'instant 0 du graphe I.9 (b) correspond à l'impulsion initiale. En cas d'absence de défaut (cavité ou fissure présente dans la pièce), le signal US traverse toute la pièce et est réfléchi par la surface arrière de la pièce (instant 6 du graphe I.9 (b)). Quand il existe un défaut dans la pièce, le changement d'impédance induit par le passage d'un milieu de propagation à un autre (du matériau à l'air en l'occurrence) entraîne la réflexion d'une partie de l'onde US incidente (instant 4 du graphe I.9 (b)).

Le transducteur utilisé est un émetteur-récepteur. Il émet l'onde US et collecte le signal réfléchi par la pièce contrôlée.

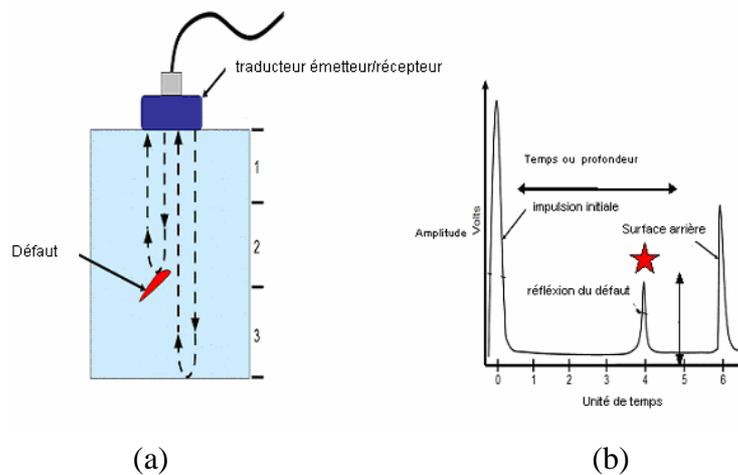


Figure I.9 : Principe de la technique de contrôle US.

L'intensité du signal réfléchi dépend de la forme et de la taille du défaut rencontré. L'instant de réception du signal réfléchi par le défaut permet de localiser le défaut dans l'épaisseur de la pièce connaissant la vitesse de propagation de l'onde ultrasonore dans le matériau testé.

La réflexion du signal US dans le matériau contrôlé est due à un changement de propagation d'un milieu à l'autre. Le signal US pourrait donc être réfléchi par des discontinuités dans le matériau liées à l'existence d'inclusions, de joints de grains ou de porosités. Toutefois, le changement d'impédance induit par le passage du matériau au vide est très important comparé à celui dû aux autres discontinuités présentes dans le matériau (inclusions, joints de grains...). Ainsi, le signal US réfléchi par une porosité est très intense. La réflexion est également dépendante de la forme de la surface réfléchissante. Une porosité de grande taille mais très tortueuse ou mal orientée par rapport à l'axe de contrôle US peut ainsi donner lieu à un écho peu intense.

## I.iv.2 Détection des défauts par contrôle US industriel

Les défauts étudiés sont détectés par contrôle ultrason (US) sur les pièces finies. Le contrôle US est réalisé parallèlement à la surface plane de la pièce (figure I.10). Afin d'assurer la transmission complète de l'onde sonore, des liquides couplant non absorbant de l'onde sonore, sont utilisés et servent à remplir les vides dues à la rugosité de la surface de contrôle (figure I.11). Deux méthodes de contrôles US sont utilisées à l'échelle industrielle :

- contrôle US automatique dans une cuve d'eau.
- contrôle US manuel directement sur la pièce à l'aide d'un liquide couplant, réalisé sur des pièces plus tortueuses.

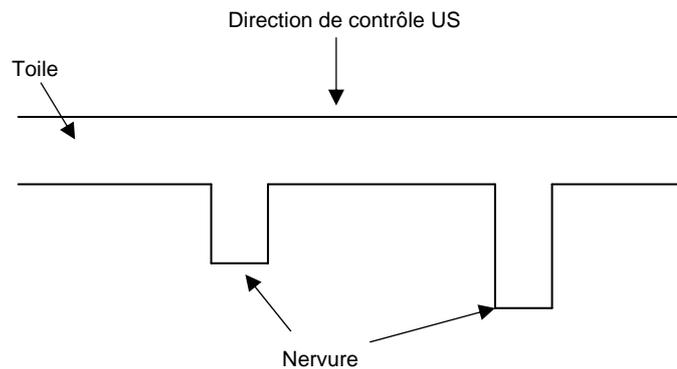


Figure I.10 : Direction du contrôle US en piscine par rapport à la forme des pièces industrielles.

L'acquisition des signaux US est réalisée par un transducteur émetteur-récepteur avec une fréquence propre de 5 à 10 MHz. La résolution du contrôle US est de 0.8 mm avec une zone morte de 3 à 4 mm environ. Une pièce est rebutée si l'écho US détecté est supérieur à une valeur critique (fixée en fonction des normes qualité en vigueur) ou si l'on détecte un amas d'échos rapprochés l'un de l'autre.

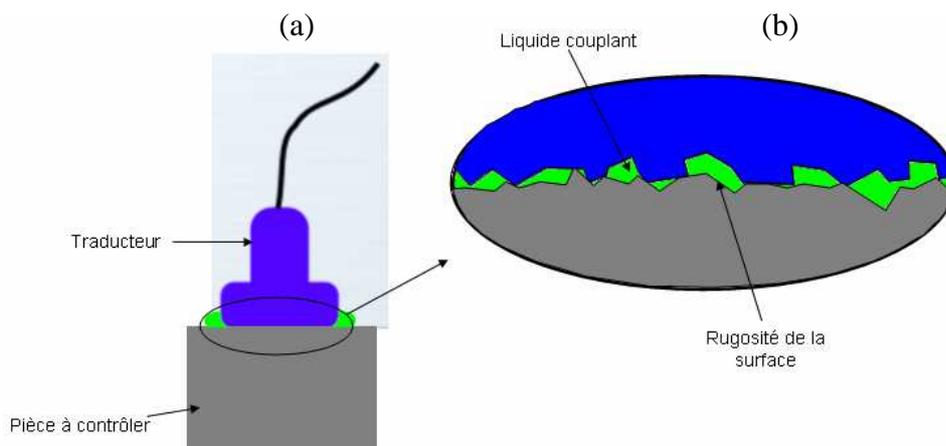


Figure I.11 : (a) Dispositif de contrôle US et (b) zoom sur les rugosités de la surface remplies par un liquide couplant pour assurer la transmission de l'onde sonore.

### I.iv.3 Technique de contrôle ultrason à haute résolution (USHR)

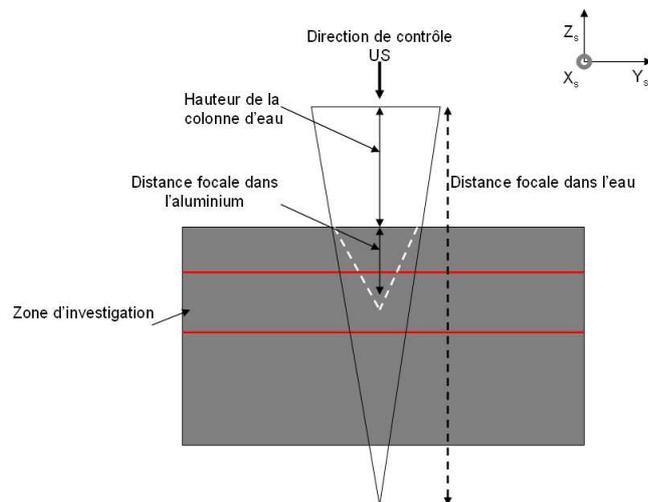
#### IV.3.1 Equipement ultrason à haute résolution (USHR)

Le contrôle ultrason à haute résolution spatiale (USHR) a une limite de détection supérieure au contrôle US industriel (tableau I.3). Le transducteur utilisé est un capteur focalisé avec une haute fréquence propre de 10 à 25 MHz afin d'augmenter la résolution spatiale de la technique.

	Fréquence propre des capteurs	focalisation	Mode de contrôle
Contrôle US industriel	5-10 MHz	non	<ul style="list-style-type: none"> <li>Manuel à l'aide d'un liquide couplant</li> <li>Automatique dans une cuve d'eau</li> </ul>
Contrôle USHR	10-25 MHz	oui	Automatique dans une cuve d'eau

**Tableau I.3 : Comparaison des techniques de contrôle ultrason industriel et haute résolution spatiale.**

Le contrôle USHR utilisé dans le cadre de cette thèse est réalisé en mode immersion (figure I.12) ; la pièce étant plongée dans une cuve d'eau. La tache focale générée a une largeur de 0.8 mm et la zone d'investigation est située entre 4 et 8 mm de la surface de contrôle US.



**Figure I.12 : Configuration du contrôle en immersion.**

Le contrôle USHR est réalisé en scannant la surface de l'échantillon avec un pas de 0.14 mm en  $X_{US}$  et en  $Y_{US}$ . En tout point de la surface de contrôle US ( $x_{US}$ ,  $y_{US}$ ), le signal US réfléchi par la pièce est enregistré. A l'aide de la vitesse de propagation de l'onde ultrasonore dans l'eau et dans l'aluminium, la profondeur de provenance du signal est calculée. Ainsi, en tout point de la surface de contrôle US ( $x_{US}$ ,  $y_{US}$ ) l'amplitude  $A(z_{US})$  du signal réfléchi provenant d'une profondeur donnée est enregistrée avec un pas de 0.03 mm en  $Z_{US}$ . Ce mode de représentation du signal US réfléchi est appelé **A-Scan**. Les amplitudes sont stockées dans le fichier A-Scan suivant un codage en 8 bits (une amplitude de 100% du signal incident correspond à une valeur de 255).

A-Scan est un mode de stockage des amplitudes du signal réfléchi dont le format du fichier correspondant peut se décrire comme suit. Pour chaque position suivant  $Y_{US}$ , le fichier

contient un tableau donnant l'amplitude en tout point ( $x_{US}$ ,  $z_{US}$ ). Les tableaux sont rangés suivant l'ordre de balayage de la surface suivant  $Y_{US}$ .

### I.iv.3.2 Zones d'investigation

La zone d'investigation a une profondeur de 4 mm. Dans une procédure expérimentale qui sera décrite dans le chapitre IV, l'épaisseur des échantillons contrôlés est de 40 mm. Afin de pouvoir contrôler un volume plus important des échantillons, ils sont contrôlés suivant deux directions de chaque axe X, Y et Z. Deux zones d'investigation sont donc étudiées pour chaque axe (figure I.13).

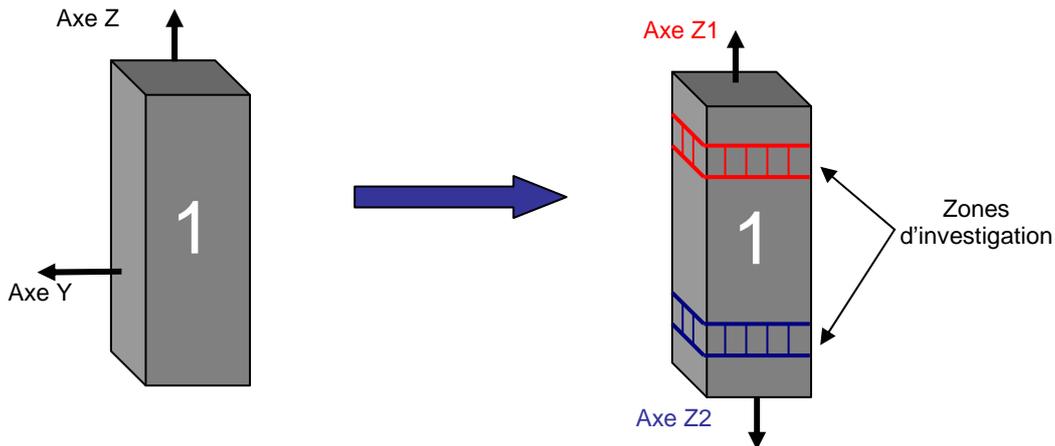


Figure I.13 : Définition des directions de contrôle US et des zones d'investigation par direction.

## I.iv.4 Méthodologie de traitement des données US

Les fichiers **A-Scan** bruts sont difficiles à utiliser pour la visualisation du signal US en raison de sa nature tridimensionnelle. Un autre mode de représentation, appelé **C-Scan**, des signaux US est donc utilisé. Il consiste à ne garder que l'amplitude maximale du signal réfléchi pour chaque position ( $x_{US}, y_{US}$ ) de la surface de contrôle US. Ce mode de représentation permet une visualisation du signal US en 2D. En cas de détection de zones de fortes amplitudes, le C-Scan permet de localiser la zone à la surface de la pièce contrôlée. Néanmoins, les C-Scan ne permettent pas de donner une description quantitative de la distribution du signal US qui permettrait d'établir un lien avec l'état de porosité dans la pièce contrôlée.

Une nouvelle méthode de traitement des données US a donc été développée dans cette thèse afin de donner une description quantitative de la distribution statistique des amplitudes réfléchies. Les traitements du signal ont été réalisés à l'aide du logiciel Matlab® 2007. La méthodologie employée est décrite dans la figure I.14.

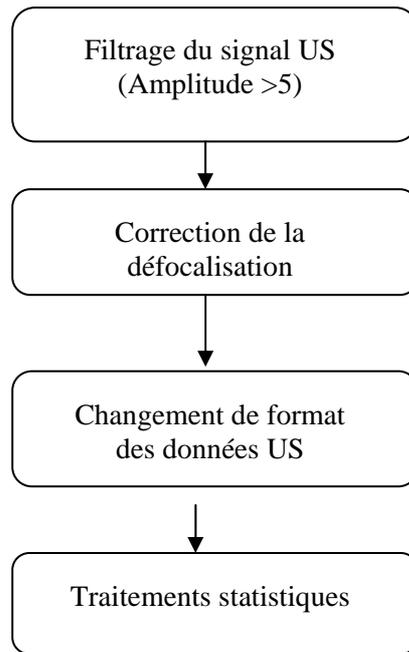


Figure I.14 : Méthodologie de traitement des données US.

I.iv.4.1 Filtrage du bruit dans le signal US brut

Le filtrage du signal US a pour objectif de supprimer le bruit d'acquisition du signal et les zones à l'extérieur de la pièce contrôlée. Ainsi, les zones d'amplitudes inférieures à 5 ont été supprimées du signal (figure I.15 (b))

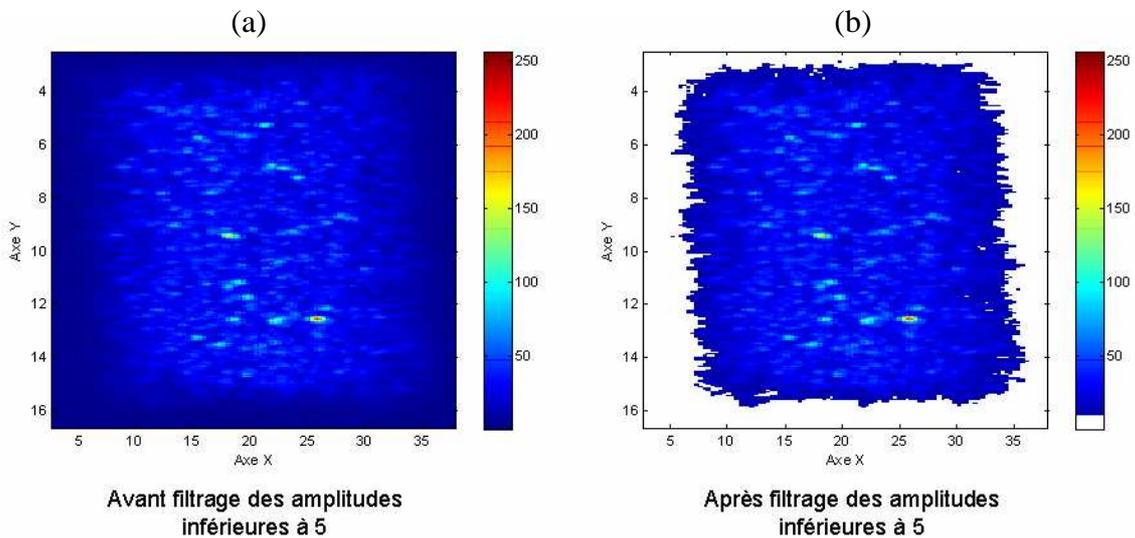
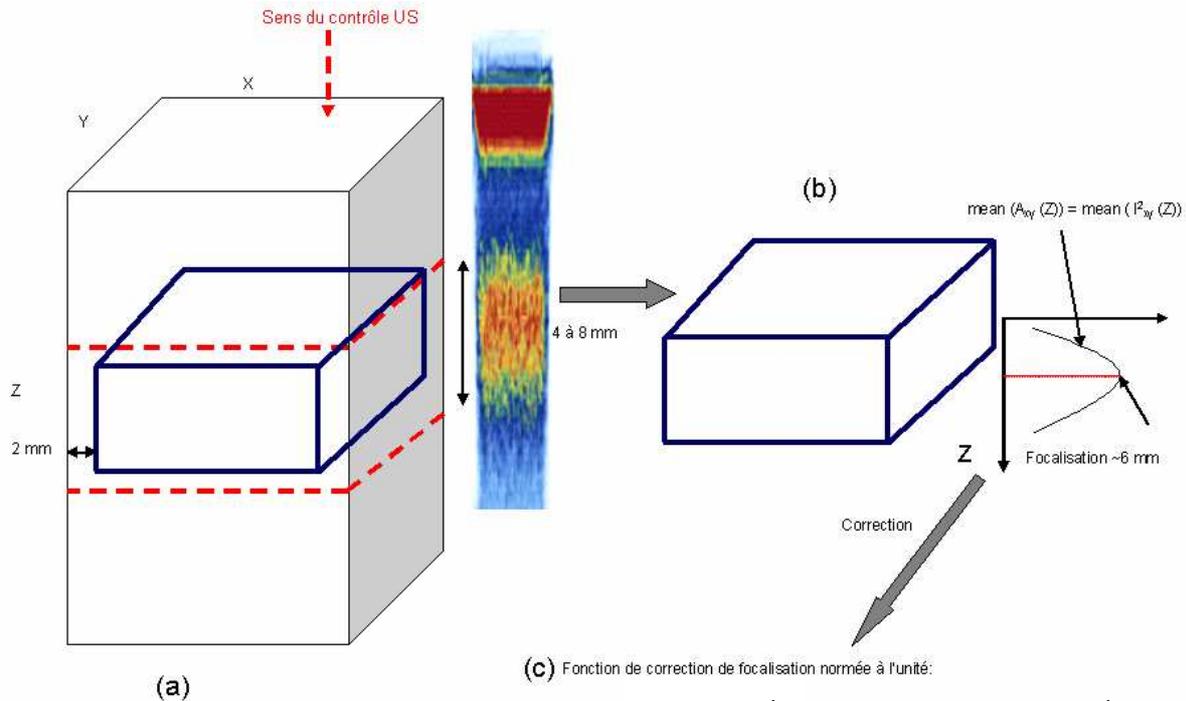


Figure I.15 : Filtrage du bruit dans le signal US brut représenté en mode C-Scan.

I.iv.4.2 Correction de défocalisation

Le signal US est focalisé à une distance d'environ 6 mm de la surface contrôlée. Dans la zone d'investigation (figure I.16 (b)), l'intensité du signal est maximale à 6 mm de la surface contrôlée et diminue lorsqu'on s'éloigne de la profondeur de focalisation. Afin de corriger cette atténuation, une correction de défocalisation est effectuée à l'aide de la fonction de défocalisation  $F$  (figure I.16 (c)) construite en calculant la moyenne des amplitudes acquises à chaque profondeur  $z_{US}$  normalisée par l'amplitude maximale moyenne. Le signal US est

ensuite multiplié par cette fonction pour construire un nouveau signal corrigé (exemple sur un C-Scan en figure I.16). La correction de défocalisation amplifie le signal US dans les zones initialement atténuée par effet de focalisation (exemple de la zone entourée en rouge, figure I.17 (b)), ce qui fait apparaître des détails initialement invisibles.



$$DF(Z_s) = \frac{\max_{Z_s} (\text{mean}_{X_s, Y_s} (A(X_s, Y_s, Z_s)))}{\text{mean}_{X_s, Y_s} (A(X_s, Y_s, Z_s))}$$

Figure I.16 : Construction de la fonction de défocalisation DF.

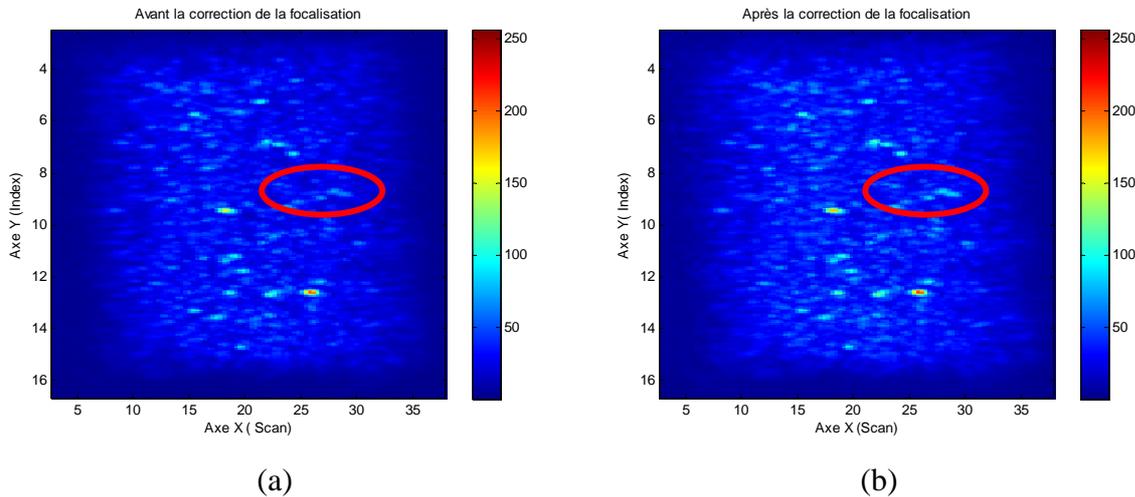


Figure I.17 : Effet de la correction de la focalisation sur les amplitudes, donné sur un C-Scan.

#### I.iv.4.3 Changement de format des données US

Le signal US filtré puis corrigé est stocké en mode A-Scan. Pour tout point  $(x_{US}, y_{US})$  de la surface de contrôle US nous stockons les amplitudes provenant de la profondeur  $z_{US}$  de la zone d'investigation dans un tableau. Un changement de format des données, qui consiste à

stocker les données US sous une autre forme compatible avec la visualisation 3D sous Matlab® 2007 est ensuite réalisé.

A l'aide de Matlab®, Un tenseur d'ordre 3 est construit à partir des fichiers A-Scan du signal corrigé. Pour tout point  $(x_{US}, y_{US}, z_{US})$  nous stockons ainsi l'amplitude correspondante dans le tenseur d'ordre 3. Ce mode de stockage permet ensuite la reconstruction 3D du signal US à partir d'une série de coupes 2D (plan  $(x_{US}, y_{US})$ ) distantes de 0.03 mm en profondeur  $z_{US}$  (figure I.18).

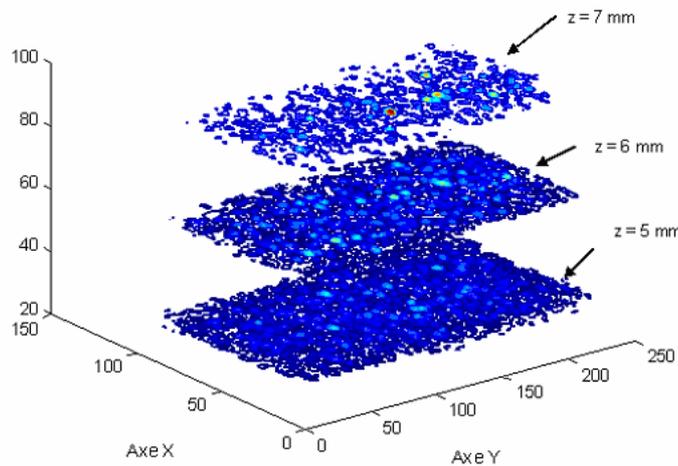


Figure I.18 : Visualisation 3D du signal US après filtrage et défocalisation. 3 coupes à  $z = 5, 6$  et  $7$  mm.

#### Liv.4.4 Traitements statistiques des signaux US

L'histogramme I.19 (a) permet de décrire la distribution des amplitudes supérieures à 5. La fraction de voxels correspondant à chaque classe de l'histogramme est calculée par rapport au nombre total de voxels d'amplitude supérieure à 5.

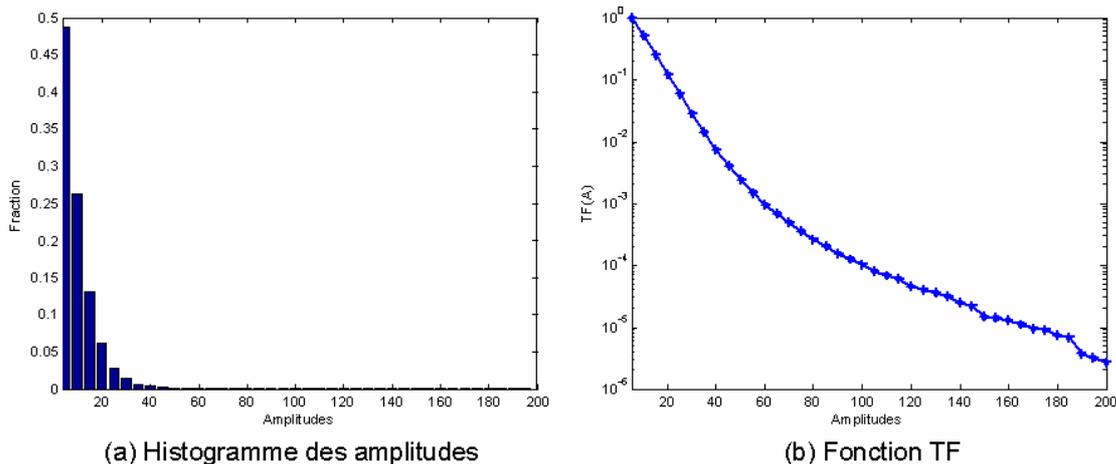


Figure I.19 : Histogramme de la distribution des amplitudes d'un signal US et sa fonction  $TF(A)$  correspondante.

- Fraction de voxels : fonction  $TF(A)$

A partir de l'histogramme de distribution des amplitudes du signal US associées à chaque voxel ( $\Delta X = \Delta Y = 0.14$  mm et  $\Delta Z = 0.03$  mm), nous construisons la fonction complément de la fonction de répartition du signal US (notée  $TF(A)$ ). La fonction  $TF(A)$  correspond à la fraction de voxels dont l'amplitude est supérieure ou égale à la valeur  $A$ . Elle est calculée à

partir de l'histogramme du signal US correspondant par la sommation des fractions de voxels dont l'amplitude est supérieure ou égale à  $A$  (figure I.19 (b)) :

$$TF(A) = \text{Probabilité}(\text{Amplitude} \geq A) = \sum_{\text{Amplitude} \geq A} \text{Fraction}(\text{Amplitude}) \quad \text{I.20}$$

La fonction  $TF(A)$  est caractéristique de chaque distribution et permet en particulier la description de la distribution des rares événements de forte amplitude. Or, en cas d'existence de quelques porosités dans la pièce contrôlée, le signal US réfléchi par la porosité est assez intense. La fonction  $TF(A)$  permet donc de décrire les signaux intenses susceptibles de provenir des porosités.

L'analyse utilisant les **voxels** permet de décrire la distribution statistique du signal US étudié. Elle permet également la comparaison directe de deux signaux en termes de présence d'échos de fortes amplitudes (dont font partie les porosités). Néanmoins, à ce stade de description il reste difficile de quantifier les objets (par exemple défauts) d'où proviennent les voxels analysés.

- Nombre de taches par unité de surface ( $N_s(A)$ )

A partir des visualisations 2D du signal US (figure I.20), nous constatons que les fortes amplitudes se présentent généralement sous la forme d'amas de voxels plus intenses au centre. L'idée donc est de regrouper les signaux d'amplitude supérieure ou égale à  $A$  sous forme d'une tache. Nous cherchons à approcher le nombre de pores que l'on mesurerait dans une coupe 2D.

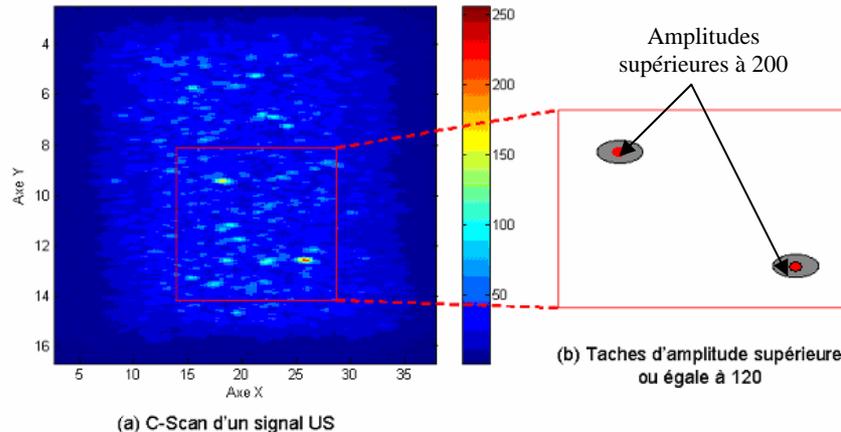


Figure I.20 : Exemple de l'identification des taches présentes dans une représentation C-Scan d'un signal US.

Le nombre de taches par unité de surface est calculé à partir de la projection de l'information contenue dans une tranche d'épaisseur donnée. Pour une amplitude  $A$ , nous regroupons les voxels voisins, dont l'amplitude est supérieure ou égale à  $A$ , sous forme d'une tache. Nous calculons ensuite le nombre, rapporté à l'unité de surface, de taches identifiées dans la coupe 2D ( $N_s(A)$ , figure I.20).

Deux approches dans le calcul du nombre de tache  $N_s(A)$  par unité de surface ont été utilisées. Le calcul de la fonction  $N_s(A)$  à partir de C-Scan ou à partir de **Slice-Scan**.

(a) Calcul à partir de C-Scan :  $N_s^C(A)$

Le calcul de la fonction  $N_s(A)$  à partir de C-Scan ne prend en compte, pour chaque point  $(x_{US}, y_{US})$  de la surface de contrôle US, que l'amplitude maximale du signal sur toute la profondeur analysée (4-8 mm) (figure I.21 (b)).

(b) Calcul à partir des Slice-Scan :  $N_s^S(A)$

La deuxième approche est basée sur des éléments spécifiquement reconstruits et que nous avons choisi d'appeler : **Slice-Scan**. Les Slice-Scan sont calculés de la même manière que les C-Scan mais sur une épaisseur réduite. La zone d'investigation (4-8 mm) est décomposée en bandes d'épaisseur « e ». Dans chaque bande et pour chaque point  $(x_{US}, y_{US})$  nous calculons le maximum du signal US provenant de cette bande. La valeur de  $N_s^S(A)$  correspond à la moyenne du nombre de taches par unité de surface, calculé pour chaque bande (figure I.21). Le C-Scan correspond donc à un Slice-Scan d'épaisseur de 4 mm.

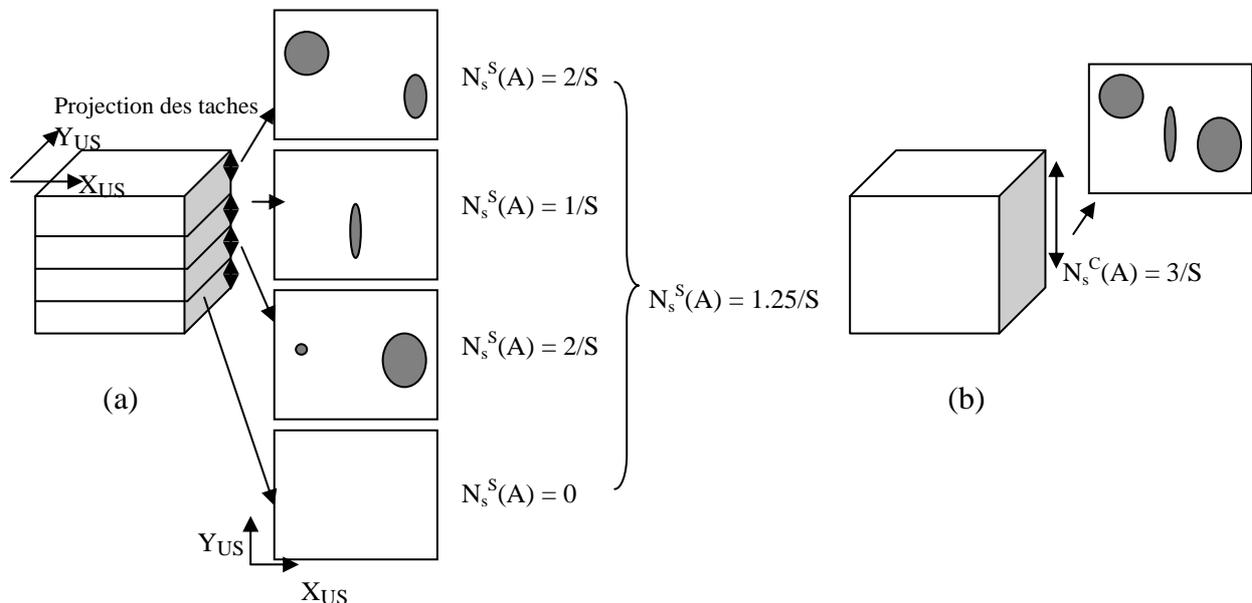


Figure I.21 : Calcul du nombre de taches par unité de surface à partir de (a) Slice-Scan et (b) C-scan.

I.iv.4.5 Propriétés de la fonction  $N_s(A)$

Il a été observé pour plusieurs jeux de données que la fonction  $N_s(A)$  a le même profil quelle que soit l'épaisseur des Slice-Scan utilisée. Cette fonction présente deux pics aux amplitudes  $A_{P1}$  et  $A_{P2}$  qui augmentent avec l'intensité du signal US (figure I.22 (a)). En effet, les pics des courbes rouge et noir sont décalés vers les faibles amplitudes par rapport aux pics de la courbe verte. Or, le signal US correspondant à la courbe verte est plus intense que les deux autres signaux.

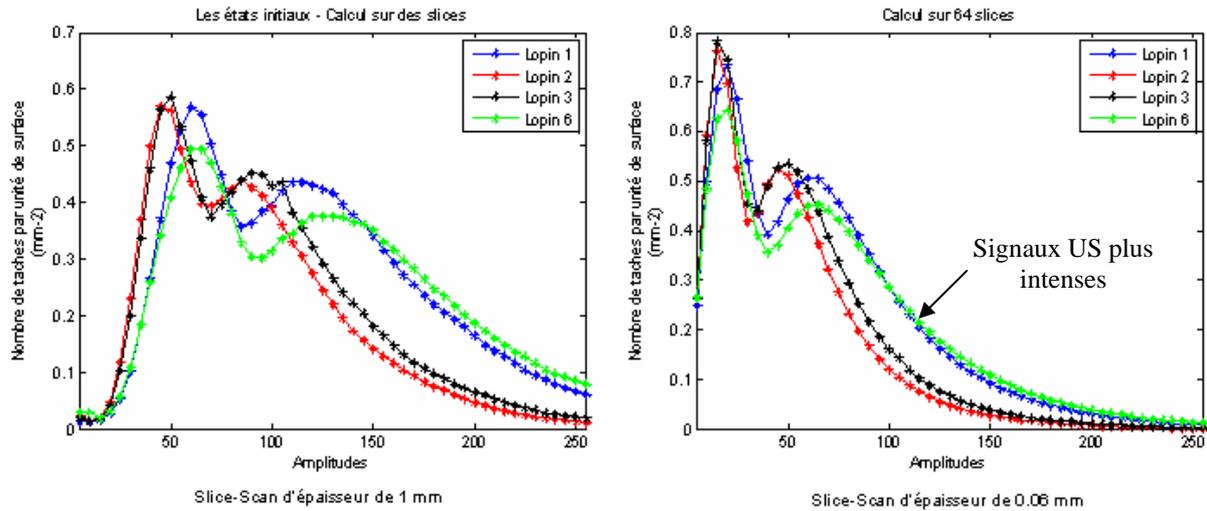


Figure I.22 : Fonctions  $N_s(A)$  de signaux très intenses correspondant à un état brut de coulée, calculées à partir de : (a) Slice-Scan d'épaisseur de 1 mm et (b) Slice-Scan d'épaisseur de 0.06 mm.

Ces pics apparaissent à cause des phénomènes de coalescence illustrés sur la figure I.23. En effet, lorsqu'on augmente l'amplitude de  $A_1$  à  $A_2$ , deux cas de figures sont possibles :

- (a) des taches disparaissent car leur amplitude est inférieure à  $A_2$  (taches bleues), ce qui va diminuer le nombre de taches calculées (figure I.23 (a)),
- (b) d'autres sont découpées en plusieurs taches car elles contiennent de petites taches (phénomène de coalescence) d'amplitudes supérieures à  $A_2$  (taches rouges), ce qui va augmenter le nombre de taches calculées (figure I.23 (b)).

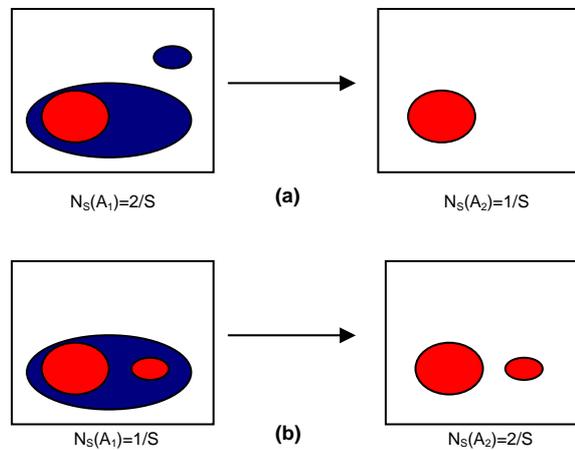
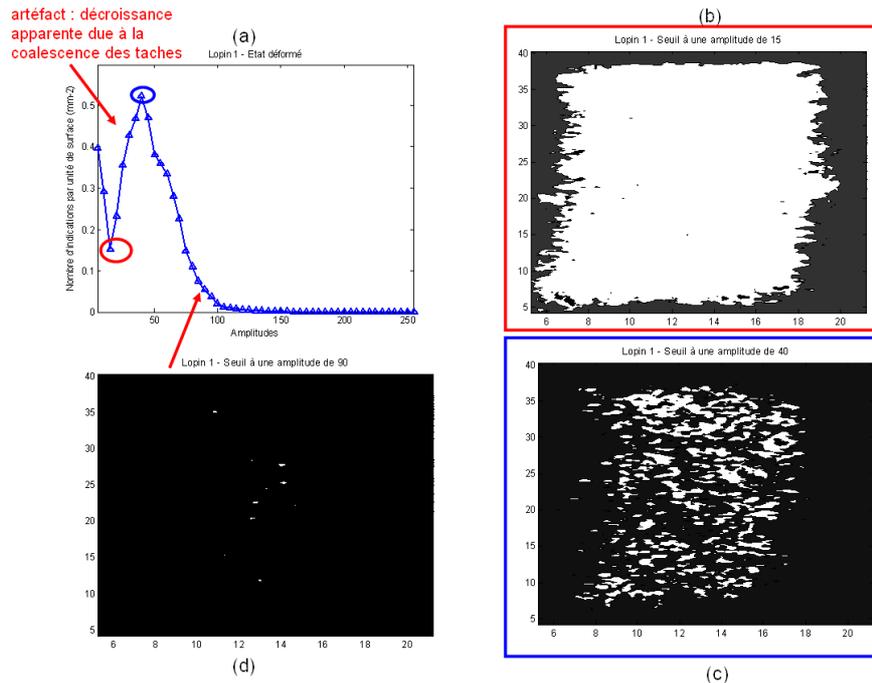


Figure I.23 : Evolution de la fonction  $N_s(A)$  avec l'amplitude  $A$ . (a) Cas de taches disparues. (b) Cas de taches découpées (ou cas de coalescence).

Les faibles amplitudes proviennent en particulier du bruit de la microstructure et sont donc acquises d'une manière continue de l'ensemble de la zone d'investigation. Ainsi, le calcul du nombre de taches par unité de surface en regroupant les voxels de faibles amplitudes voisins a donné une seule grosse tache (figure I.24, cas de  $A=15$ ). Lorsqu'on augmente le seuil de détection, cette grosse tache est découpée en taches plus petites (figure I.24, cas de  $A=40$ ) d'où l'augmentation du nombre de taches par unité de surface. L'amplitude  $A_{P2}$  correspond donc à l'amplitude à partir de laquelle les problèmes de coalescence disparaissent (Pas de nouvelles taches dues au découpage d'une grosse tache). Les taches recensées dans ce cas ( $A > A_{P2}$ ) ont une amplitude importante au centre qui diminue en allant vers les bords.



**Figure I.24 : Problème de coalescence dans le calcul de la fonction  $N_s(A)$ . Les zones blanches des figures (b),(c) et (d) respectivement correspondent aux taches identifiées pour les seuils d'amplitudes 15, 40 et 90.**

L'amplitude à partir de laquelle les problèmes de coalescence disparaissent, diminue lorsqu'on diminue l'épaisseur des bandes utilisées dans le calcul de la fonction  $N_s(A)$ . En effet, nous constatons que les deux pics dans les courbes de la figure I.23 (a) sont décalés vers les faibles amplitudes dans les courbes de la figure I.23 (b). Ce résultat est expliqué par le traitement de projection du signal pour obtenir une représentation 2D sous forme de Slice-Scans. En effet, la population d'amplitudes projetées dans le cas de Slice-Scan de 1 mm est constituée d'amplitudes égales ou plus importantes que celles de la population d'amplitudes projetées dans le cas de slice-Scan de 0.06 mm. Or, les problèmes de coalescence sont accentués par l'intensité du signal.

La fonction  $N_s(A)$  tend vers le nombre de taches par unité de surface dans une coupe 2D quand l'épaisseur des Slice-Scan tend vers 0. La précision de l'estimation du nombre de taches par unité de surface d'une coupe 2D est améliorée par la diminution de l'épaisseur des Slice-Scan utilisées. De plus, les problèmes de coalescence disparaissent rapidement et à de relativement faibles amplitudes.

Néanmoins, le calcul de la fonction  $N_s(A)$  à partir de Slice-Scan de très faibles épaisseurs est très coûteux en termes de temps de calcul surtout pour des signaux US intenses. Nous avons donc choisi par la suite de travailler sur des Slice-Scan d'épaisseur de 1 mm.

### I.iv.5 Homogénéité des lopins

Pour chaque direction de contrôle US, deux zones d'investigation ont été étudiées (figure I. 13).

Les figures I.25 et I.26 représentent les histogrammes et les fonctions  $TF(A)$  des signaux US réfléchis par les zones d'investigation des axes X et Z d'un lopin noté E1. Les fonctions  $TF(A)$  des deux zones d'investigation sont assez comparables.

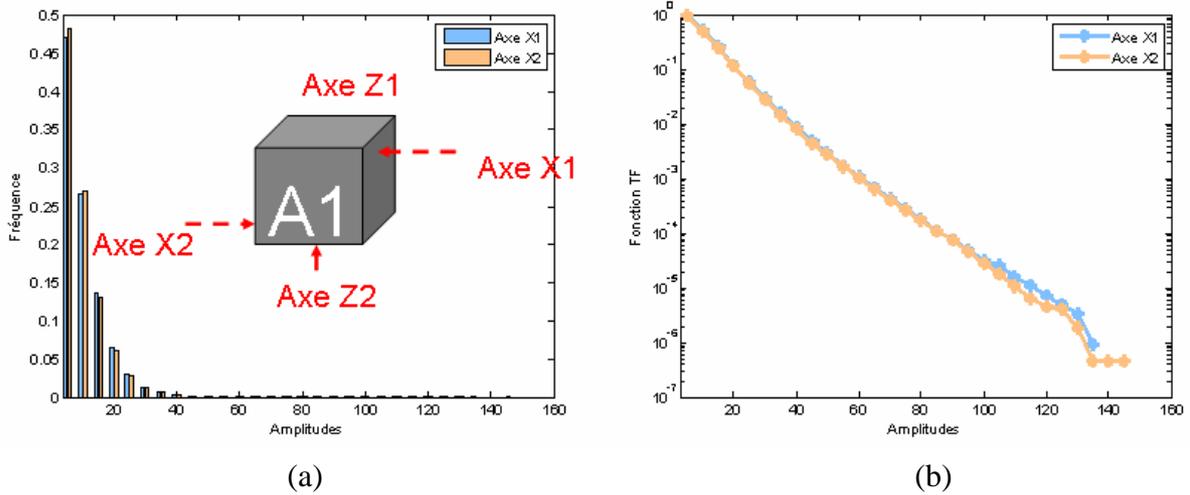


Figure I.25 : (a) Histogrammes et (b) fonctions  $TF(A)$  des signaux US des deux zones d'investigation de l'axe X de contrôle US de l'échantillon E1.

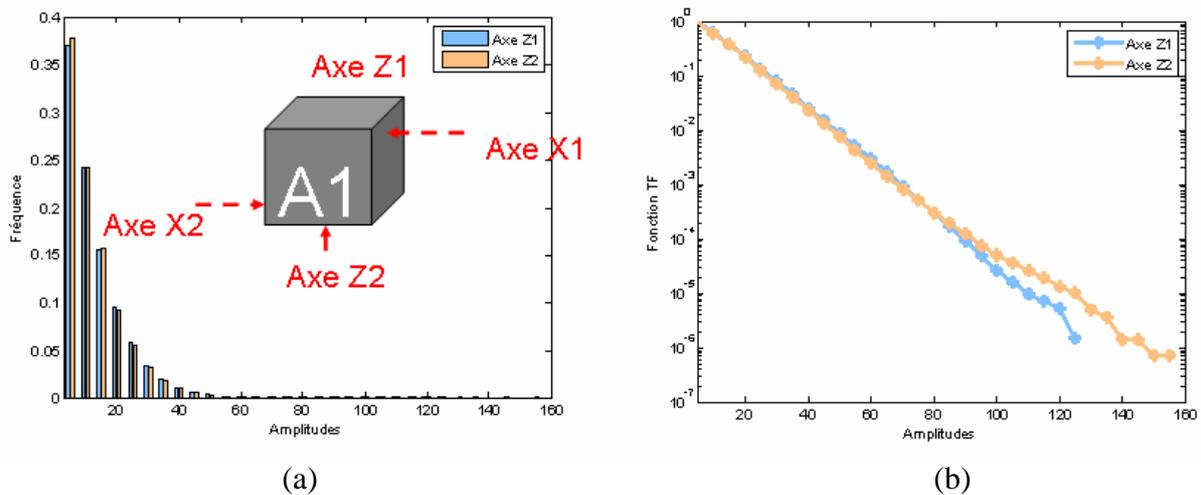


Figure I.26 : (a) Histogrammes et (b) fonctions  $TF(A)$  des signaux US des deux zones d'investigation de l'axe Z de contrôle US de l'échantillon E1.

Afin d'augmenter la représentativité statistique des signaux US étudiés, les signaux US des deux zones d'investigation pour chaque axe de contrôle US seront combinés. Ainsi, les calculs statistiques se font sur l'ensemble de la population formée par les signaux des deux zones d'investigation.

## Résumé du chapitre I

Ce chapitre d'introduction a pour objectif de décrire les procédés d'élaboration et de mise en forme industriels de l'alliage 7050, de caractériser les différents états de cet alliage et d'introduire les outils numériques et expérimentaux utilisés dans cette thèse.

Le procédé industriel d'élaboration des lingots de l'alliage 7050 est réalisé par Constellium. Le procédé d'élaboration comprend la coulée semi-continue et un traitement thermique d'homogénéisation après solidification. Le procédé industriel de mise en forme des lingots de l'alliage 7050 est réalisé par Aubert&Duval en trois étapes : pétrissage/étirage, matriçage et traitement thermique. Etant donné que le taux de rebut dépend du type de pièces, les travaux de thèse ont porté exclusivement sur la phase de mise en forme des lingots de l'alliage 7050.

La caractérisation de la microstructure de l'alliage 7050 a été réalisée sur les deux états métallurgiques : brut de coulée et brut de forgeage. Les principales phases présentes dans l'alliage à ces deux états sont :

- a. les intermétalliques riches en fer qui tendent à se regrouper sous forme d'amas allongés le long de la direction d'étirage,
- b. les intermétalliques Al-Cu-Mg qui sont observés sous formes de particules isolées dans la matrice d'aluminium,
- c. les précipités  $\eta_4$  formés pendant la mise en forme par précipitation sur les dislocations ou les joints de grains.

De rares porosités ont été observées à l'état brut de coulée. Il s'agit de porosités très tortueuses présentant un fond lisse avec des terrasses de solidification sous forme de marches d'escalier.

Dans le cadre de cette thèse, une nouvelle méthode de traitement des données US a été développée et utilisée pour suivre l'évolution des porosités pendant la déformation. Cette nouvelle méthode permet de comparer d'une manière quantitative les signaux US de différents états métallurgiques (brut de coulé, états déformés).

La première étape de ce travail de thèse est la caractérisation complète d'un ensemble de défauts représentatifs détectés par Aubert&Duval. Ce travail de caractérisation va permettre de rassembler des indices qui permettraient de soutenir l'un ou l'autre des axes de recherche et de formuler des hypothèses plus précises quant à l'origine des défauts industriels.

## Références bibliographiques du chapitre I

- [1] Z.T. Wang, R.Z. Tian, Handbook of aluminium alloy and its processing, 2005, Hu Nan, Changsha.
- [2] K.S.A. Rubaie, M.A. Del Grande, D.N. Travessa, K.R. Cardoso, Effect of pre-strain on the fatigue life of 7050-T7451 aluminium alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 464, 2007, 141-150.
- [3] G. Lapasset, C. Renon, La recherche aérospatiale, 1982, n°5 (Septembre-Octobre), 313-326.
- [4] N. Ryum, Ageing and plastic deformation of an Al-Mg-Zn alloy, *Acta Metall.*, Vol. 17, 1969, 269-278.
- [5] J.K. Park, A.J. Ardel, Microstructure of the commercial 7075 aluminium alloy in the T651 and T7 tempers, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 14, 1983, 1957-1965.
- [6] J. Gjønnes, C.J. Simensen, An electron microscope investigation of the microstructure in an Al-Zn-Mg alloy, *Acta Metall.*, Vol.18, 1970, 881-890.
- [7] J. Campbell, Castings, 1991, Butterworth-Heinemann, London.
- [8] D. Dispinar, J. Campbell, Porosity, Hydrogen and bifilm content in Aluminium alloy castings, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 528, 2011, 3860-3865.
- [9] W.D. Griffiths, R. Raiszadeh, Hydrogen, porosity and oxide film defects in liquid Aluminium, *J. Mater. Sci.*, Vol. 44, 2009, 3402-3407.
- [10] J.D. Robson, Microstructural evolution in aluminium 7050 during processing, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 382, 2004, 112-121.
- [11] S.T. Lim, I.S. Eun, S.W. Nam, Control of equilibrium phases (M,T,S) in the modified aluminium alloy 7175 for thick forging applications, *Mater. Trans.*, Vol. 44, 2003, 181-187.
- [12] F.C. Frank, The influence of dislocations on crystal growth, *Discuss. Faraday Soc.*, 1949, 48-54.
- [13] J. Barboza, PhD thesis : « Traitement de contact entre corps déformables et calcul parallèle pour la simulation 3D du forgeage multicorps », Mines Paristech, Defended February 20<sup>th</sup> 2008.
- [14] S. Fayolle, PhD thesis : « Etude de la modélisation de la pose et de la tenue mécanique des assemblages par déformation plastique », Mines Paristech, Defended November 26<sup>th</sup> 2008.
- [15] E. Roux, PhD thesis : « Assemblage mécanique : stratégies d'optimisation des procédés et d'identification des comportements mécaniques des matériaux », Mines Paristech, Defended July 7<sup>th</sup> 2011.



## **Chapitre II : Caractérisation des défauts industriels**

Afin de bien comprendre la nature des défauts US et donc de formuler des hypothèses sur leurs éventuelles origines, il faut commencer par la caractérisation de ces défauts.

Dans ce chapitre II, les défauts industriels seront caractérisés afin de formuler des hypothèses sur leurs origines. Pour commencer, une étude statistique des paramètres de production sera réalisée afin de corrélérer ces paramètres à la présence ou non des défauts US. Ensuite, une caractérisation de la microstructure des défauts US prélevés de pièces industrielles sera réalisée de manière à établir une classification des défauts observés qui permettrait de remonter à leurs origines.

Pour des raisons de confidentialité, seule une synthèse des résultats de ce chapitre sera présentée dans cette mémoire de thèse.

## Synthèse du chapitre II

L'objectif de ce chapitre est la caractérisation des défauts industriels et l'analyse statistique des données de production afin de formuler des hypothèses sur l'origine des défauts US détectés dans certaines pièces.

L'étude statistique est réalisée sur des données de production datant de 2007 à 2010. L'analyse de ces données montre un effet de la coulée (« un effet coulée ») et du type des pièces (« effet transformation à chaud ») sur le rebut. En revanche, d'autres paramètres comme la position des lingots sur la table de coulée, la position dans le lingot et la variante de pièces ne semblent pas avoir d'influence significative sur l'occurrence des défauts.

La caractérisation des défauts industriels par fractographie a été réalisée sur une série de 14 défauts issus de différentes pièces industrielles. Des barreaux contenant les défauts sont cassés à la température ambiante par flexion 3 points pour observer les défauts. Les résultats de cette caractérisation montrent que les défauts observés ont systématiquement des zones lisses par comparaison au faciès hors du défaut. On y observe également des zones rugueuses avec un fond de rupture ductile différent du mode de rupture intergranulaire (lié à la rupture par flexion 3-points à température ambiante) observé hors du défaut. Les zones lisses présentent parfois des traces d'Oxygène contrairement aux zones hors du défaut. Des marches d'escalier ressemblant à des terrasses de solidification ont été également observées dans les zones lisses des défauts caractérisés.

Les caractéristiques des zones lisses observées dans les défauts sont très similaires aux caractéristiques du fond des rares porosités observées dans le matériau sain (fond lisse, liserés de la phase  $\eta$ , terrasses de solidification). Cette similitude va dans le sens d'une origine du défaut à partir d'un défaut préexistant dans le matériau et qui ne se serait pas refermé au cours des différentes étapes de mise en forme. Cette hypothèse est également confortée par la corrélation entre le rebut des pièces et la coulée de provenance de ces pièces.

Par ailleurs, l'hypothèse d'une origine à partir d'un défaut préexistant n'explique pas la corrélation constatée entre le rebut des pièces et le type de pièces. Autrement dit, il semblerait que la gamme de mise en forme des pièces a également un effet sur l'existence ou non des défauts US. Cette corrélation va plutôt dans le sens de l'hypothèse de la formation des défauts par endommagement ductile pendant le matriçage et/ou le forgeage. Elle pourrait également être expliquée par le fait que la gamme de mise en forme des pièces a un effet sur la refermeture ou pas des défauts préexistants dans le matériau.

Les résultats de ce chapitre ont permis donc de formuler les hypothèses suivantes sur l'origine des défauts US :

- Hypothèse I : les défauts sont le résultat de l'endommagement ductile à chaud pendant la gamme de mise en forme. Cette hypothèse est confortée par la corrélation entre le rebut des pièces et leurs types mais aussi par l'existence de zones de rupture ductile dans les défauts observés.

- **Hypothèse II :** les défauts résultent d'un défaut préexistant dans le matériau brut de coulée qui n'a pas été refermé pendant certaines gammes de mise en forme. Cette hypothèse est confortée par la corrélation entre le rebut des pièces et la coulée d'origine de ces pièces et par l'existence de zones lisses dont les caractéristiques sont similaires aux caractéristiques de la porosité. La corrélation entre le rebut et le type de pièces conforte l'effet de la gamme de mise en forme sur la refermeture des défauts préexistants.
- **Hypothèse III :** les défauts sont élargis pendant le traitement thermique. Cette hypothèse est une hypothèse sur l'évolution du défaut à partir d'un défaut préexistant et non refermé. Elle permettrait d'expliquer l'existence des zones ductiles dans les défauts observés.

Les travaux expérimentaux et numériques qui suivent ont pour objectif d'étudier chacune des hypothèses formulées de manière à expliquer la formation et l'évolution des défauts US tout au long du procédé de mise en forme (figure II.30).

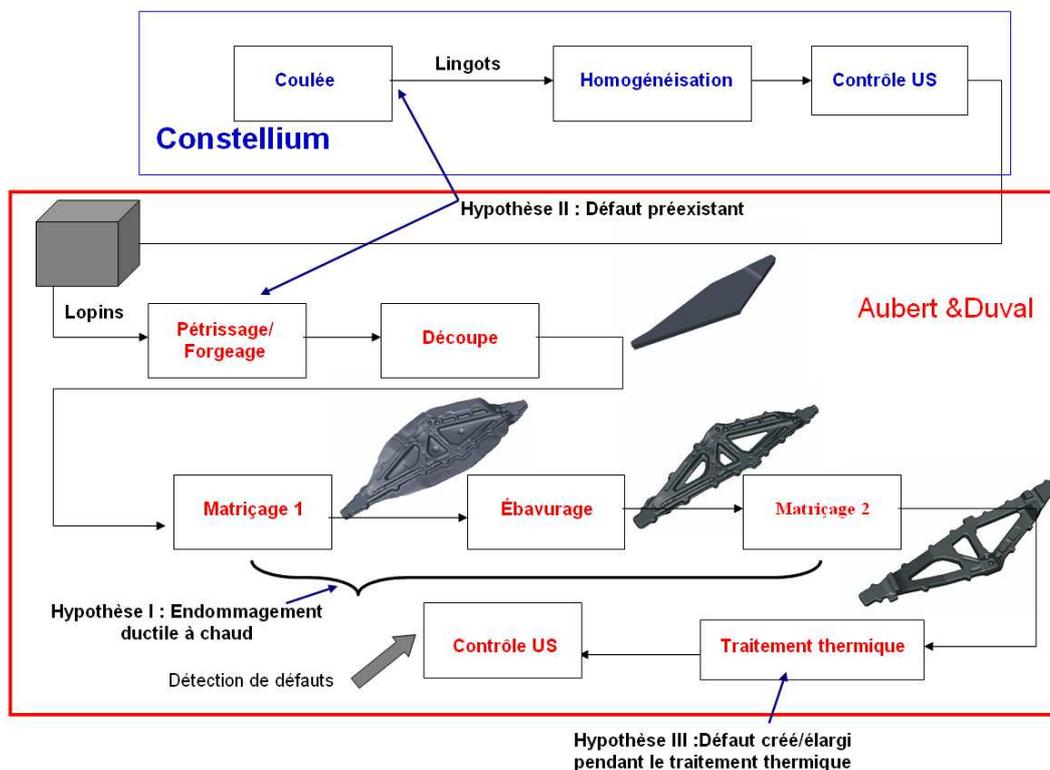


Figure II.30 : Les étapes du procédé d'élaboration et de mise en forme concernées par les hypothèses formulées quant à l'origine des défauts US.

## Références bibliographiques du chapitre II

- [1] F.C. Frank, The influence of dislocations on crystal growth, *Discuss. Faraday Soc.*, 1949, 48-54.



## Chapitre III : Hypothèse I – Endommagement ductile à chaud

L'étude de caractérisation des défauts industriels et l'analyse statistique des paramètres de production ont permis de formuler trois hypothèses concernant l'origine des défauts. Dans ce chapitre III, la première hypothèse portant sur la création des défauts par endommagement ductile à chaud pendant la transformation du métal brut de coulée sera développée. En effet, l'observation de zones de rupture ductile dans les défauts et la corrélation constatée entre le taux de rebut et le type de pièce mise en forme, supportent cette hypothèse.

Les premières étapes de la mise en forme de cet alliage (pétrissage/forgeage) ont pour objectif d'homogénéiser le matériau, d'améliorer sa ductilité et de refermer la porosité résiduelle de la coulée. Ce sont des procédés purement compressifs qui ne présentent a priori pas de risque d'endommagement ductile à chaud. En revanche, le matriçage (dernière étape de mise en forme) a pour objectif de créer des géométries de pièces très complexes et peut se faire en une ou deux étapes suivant la complexité de la pièce. Le risque de création de défauts par endommagement ductile pourrait être considérable dans certaines zones de la pièce suivant le chemin de déformation. Dans ce chapitre, les gammes de matriçage de deux pièces industrielles présentant des taux de rebut différents, seront comparées en termes de risque d'endommagement.

Dans un premier temps, une revue bibliographique portant sur les mécanismes physiques de l'endommagement ductile des alliages d'aluminium et les critères numériques d'endommagement est présentée. Ensuite, le comportement mécanique à chaud du matériau est étudié à l'aide d'essais de traction à chaud. Les courbes de traction ont également permis d'identifier numériquement la loi de comportement du matériau. Cette loi de comportement a servi pour alimenter la simulation numérique des gammes de matriçage des deux pièces industrielles.

### III.i Bibliographie : Endommagement

Lorsque l'on déforme un métal ou un alliage métallique, il passe d'abord par un régime de déformation plastique, puis par un régime d'endommagement ductile. La ductilité d'un matériau métallique est caractérisée par sa capacité à se déformer de manière plastique sans s'endommager ou se rompre.

L'endommagement représente des discontinuités surfaciques ou volumiques. Les causes initiales de l'endommagement sont l'accumulation des dislocations dans les métaux qui modifient les liaisons intermoléculaires ou causent des micro-décohésions, faisant apparaître des micro-cavités ou des fissures au voisinage d'inclusions ou de particules de seconde phase.

#### III.i.1 Mécanismes physiques de l'endommagement

La première étape du processus d'endommagement est la germination. C'est la phase d'apparition de cavités microscopiques. Elle résulte généralement de la localisation des contraintes ou de la déformation dans certaines zones à cause de la présence d'hétérogénéités structurales [1]. Dans le cas de l'endommagement ductile, l'apparition des cavités se produit souvent au niveau des inclusions. Cette idée s'appuie sur les observations MEB des faciès de rupture où des inclusions ou des fragments d'inclusions sont observés au fond des cupules.

La germination des cavités peut se produire suivant deux mécanismes différents :

- Fragmentation des particules (figure III. 1 (b)) : du fait de la différence de comportement mécanique entre la matrice et l'inclusion, la contrainte locale atteint une valeur critique qui conduit à la rupture de l'inclusion. En effet, il a été observé que la contrainte critique pour la fragmentation d'une inclusion augmente avec la taille de cette inclusion et que les particules allongées sont beaucoup plus faciles à rompre que les particules équiaxes [2-4]. Gurland et Plateau ont proposé un critère de germination par fragmentation d'une inclusion [1]. C'est un critère qui relie la contrainte critique au diamètre de la particule :

$$\sigma_c = \frac{1}{q} \left( \frac{E\gamma}{R} \right)^{\frac{1}{2}} \quad \text{III.1}$$

Où

- $\sigma_c$  : la contrainte critique de rupture,
  - $q$  : un facteur de concentration des contraintes due à la présence de l'inclusion,
  - $\gamma$  : l'énergie de surface de la cavité créée,
  - $E$  : le module de Young moyenné sur l'inclusion et la matrice.
  - $R$  : le rayon de l'inclusion.
- Décohésion matrice/particule (figure III.1 (a)) : la décohésion se produit par la séparation de l'interface matrice/particule. L'énergie de décohésion  $\omega_d$  est liée à la déformation de la matrice ( $\Delta_t$ ) au moment de l'amorçage par la relation d'Ashby [1] :

$$\Delta_t = \frac{a}{\mu b R} \omega_d$$

III.2

Où :

- $R$  : le rayon moyen de l'inclusion.
- $a$  : la distance moyenne entre inclusions.
- $b$  : le vecteur de Burgers des dislocations.
- $\mu$  : le module de cisaillement de la matrice.

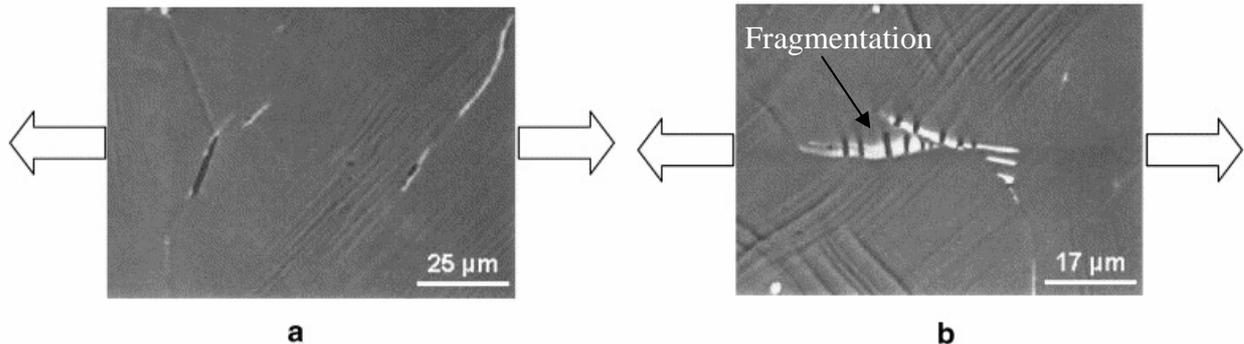


Figure III.1 : Micrographie MEB de l'alliage AA6060 : (a) décohésion d'une particule avec la matrice, (b) fragmentation des particules [5].

L'occurrence d'un mécanisme d'amorçage plutôt que d'un autre est régie par les énergies mises en jeu pour rompre les particules ou provoquer la décohésion matrice/particule (figure III.2). La figure III.2 représente la position de la contrainte interne au niveau de l'inclusion par rapport à la contrainte de rupture de l'inclusion ( $\sigma_c$ ). La forme de ces courbes prend en compte l'endommagement de l'interface pendant la déformation. La germination des cavités se fera par décohésion lorsque la déformation à l'interface atteint la déformation critique de décohésion ( $\Delta_t$ ) et la contrainte interne est inférieure à la contrainte de rupture de l'inclusion. L'occurrence de l'un ou l'autre des deux mécanismes présentés dépend de l'état de contrainte, de la température, de la nature de l'inclusion et de la qualité de l'interface [7].

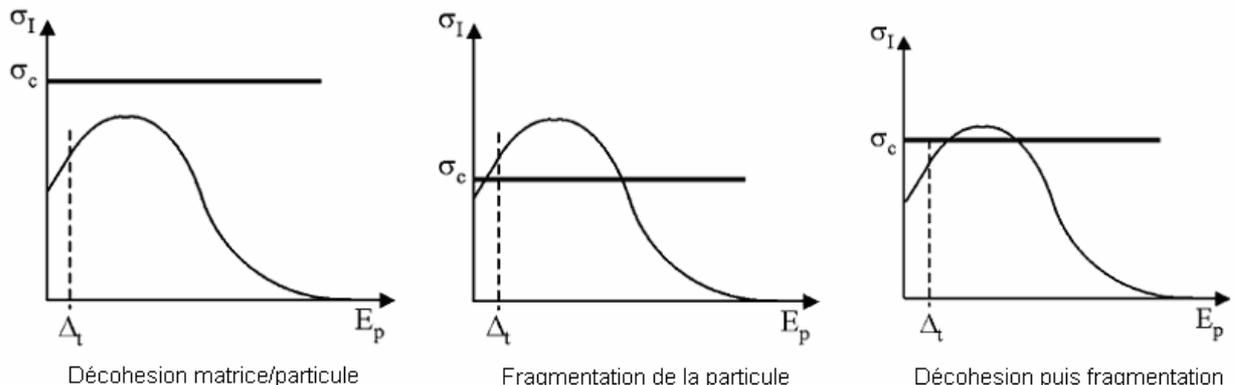


Figure III.2 : La contrainte interne au niveau de la particule en fonction de la déformation à l'interface matrice/particule [7].

La deuxième étape du processus d'endommagement est la croissance des cavités. La dernière étape commence lorsque le taux de porosité atteint une valeur critique ou lorsque la distance inter-porosité devient suffisamment faible. Ce mécanisme, appelé coalescence, consiste en une interaction entre les différentes cavités qui amène à l'amorçage d'une fissure macroscopique conduisant de manière irréversible à la rupture du matériau.

### III.i.2 Spécificités de l'endommagement à chaud par rapport à l'endommagement à froid

Dans ce qui suit, différents mécanismes de germination des porosités dans les alliages d'aluminium seront décrits.

La majorité des études réalisées sur l'endommagement à chaud conclut que l'endommagement n'apparaît qu'à des déformations très élevées. Ce constat est expliqué principalement par l'augmentation importante de la ductilité de l'aluminium à haute température [5-7]. Le mécanisme de germination dominant à chaud est la décohésion matrice/particules [5, 9, 10, 11] à cause probablement de l'importante incompatibilité de déformation entre la matrice et les particules et donc de la localisation de la déformation plastique à l'interface matrice/particules.

En revanche, à froid, les deux mécanismes (fragmentation des particules ou décohésion) ont été observés. L'un ou l'autre des mécanismes est déclenché en fonction de l'inclinaison des particules par rapport à l'axe de traction [5]. Ce résultat, néanmoins, ne prend pas en compte la possibilité de rotation des particules pendant la déformation. Mais il pourrait être expliqué si l'on imagine que la particule va soit suivre la déformation de la matrice par rotation, soit se séparer de la matrice si elle n'arrive pas à suivre sa déformation.

Des études sur l'endommagement à froid ont également montré que les premiers sites de germination des cavités sont les grosses particules allongées [2-4]. Ce résultat pourrait s'expliquer par le fait que la contrainte nécessaire est moins élevée pour casser les grosses particules (équation 1), par contre leur énergie de décohésion est plus importante. La germination se fait alors par fragmentation de ces particules à des états de contraintes locales relativement faibles. Cet effet de taille n'était pas vraiment mis en évidence à chaud. Mais un groupe de chercheurs italien a observé que la germination des cavités est générée par décohésion de particules plus fines à chaud qu'à froid [10]. Ce résultat à chaud rejoint bien le fait que l'énergie de décohésion telle que calculée par Ashby diminue quand la taille de la particule diminue.

A très haute température, proche de la température de fusion, l'endommagement entraîne une rupture fragile intergranulaire (figure III.3) à cause de la fragilisation des joints de grains par refusion locale du matériau [5, 8].

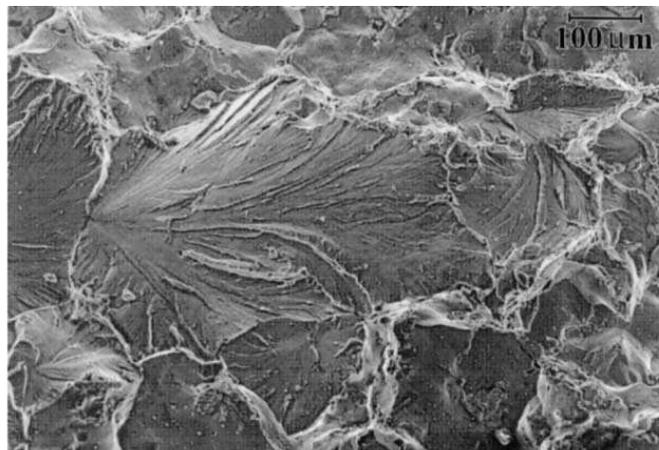


Figure III.3 : Micrographie MEB d'un faciès de rupture fragile de l'alliage 5383 testé à 530°C et 25 s<sup>-1</sup> [8].

### III.i.3 Modélisation de l'endommagement

Plusieurs approches pour la modélisation de l'endommagement ductile ont été proposées dans la littérature [12-19]. Il existe deux catégories de modèles d'endommagement : les modèles découplés [12-14] et les modèles couplés au comportement du matériau [15-19].

#### III.i.3.1 Modèles découplés

Ces modèles sont basés sur une variable externe qui prédit la rupture lorsqu'une valeur critique est atteinte. L'endommagement calculé par ces modèles n'influe pas sur les propriétés mécaniques du matériau.

Ces modèles sont généralement exprimés sous la forme :

$$D = \int_0^{\varepsilon_p} f(\sigma, \dot{\varepsilon}) d\bar{\varepsilon} \quad \text{III.3}$$

Où

- $\sigma$  : le tenseur des contraintes.
- $\varepsilon_p$  : la déformation plastique équivalente.
- $\dot{\varepsilon}$  : la vitesse de déformation équivalente.
- $D$  : le scalaire d'endommagement calculé par le modèle en question. Ce scalaire est alors comparé à une valeur d'endommagement critique, qui dépendra du matériau étudié, pour prédire la rupture ductile.

La plupart des modèles découplés font intervenir soit la contrainte principale maximale, soit le taux de triaxialité des contraintes. Le taux de triaxialité des contraintes est le rapport entre la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente. Une valeur de triaxialité des contraintes positive (respectivement négative) correspond à un état de traction (respectivement de compression). L'endommagement est donc plus important lorsque la triaxialité des contraintes est positive et élevée. Certains modèles considèrent que l'endommagement n'évolue pas lorsque la triaxialité des contraintes est négative.

- Critère de Latham et Cockcroft [12]

Ce critère a été proposé en se basant sur l'observation de la rupture ductile dans les zones les plus sollicitées. Le critère prend en compte donc la contrainte principale maximale du tenseur des contraintes :

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p} \sigma_I d\bar{\varepsilon}_p \quad \text{III.4}$$

Où :

- $\sigma_I$  : contrainte principale maximale.
- $\bar{\varepsilon}_p$  : déformation plastique.
- $D$  : scalaire d'endommagement calculé par le modèle en question. Ce scalaire est alors comparé à une valeur d'endommagement critique, qui dépendra du matériau étudié, pour prédire la rupture ductile.

- Critère d'Oyane [13]

Ce critère est basé sur les modèles de plasticité dans les matériaux poreux. Il fait intervenir les caractéristiques du matériau.

La formule du critère proposé est donnée par :

$$D = \frac{1}{b} \int_0^{\bar{\epsilon}_p} \left( 1 + a \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \right) d\bar{\epsilon}_p \quad \text{III.5}$$

Où :

- $a$  et  $b$  : paramètres matériau à identifier.
- $\bar{\epsilon}_p$  : déformation plastique à rupture.
- $\sigma_H$  : contrainte hydrostatique.
- $\sigma_{eq}$  : contrainte équivalente de von Mises.
- $D$  : scalaire d'endommagement calculé par le modèle en question. La rupture ductile est prédite lorsque le scalaire  $D$  est égal à 1.

- Critère de Rice et Tracey [14]

Ce modèle est basé sur la croissance des porosités. Il considère la croissance d'une cavité sphérique en milieu infini rigide parfaitement plastique. L'évolution de l'endommagement est caractérisée par la croissance du rayon des porosités :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\epsilon}^p \quad \text{III.6}$$

Où :

- $R$  : rayon de la cavité.
- $\alpha$  : paramètre matériau à identifier.
- $\sigma_H$  : contrainte hydrostatique.
- $\sigma_{eq}$  : contrainte équivalente de von Mises.

Ces modèles découplés prédisent généralement une bonne localisation de l'endommagement mais restent peu précis vis-à-vis du moment de rupture. Ceci est notamment dû au fait qu'il n'existe pas de couplage entre l'évolution de la variable d'endommagement et le comportement du matériau.

### III.i.3.2 Modèles couplés

Les modèles couplés font intervenir l'évolution de l'endommagement au niveau du comportement pour représenter la perte de rigidité progressive du matériau.

- Modèle de Gurson

Ce modèle est basé sur la croissance de cavités sphériques dans une matrice plastique. La présence de ces cavités modifie le comportement plastique du matériau. Une variable

endommagement  $f$  (la fraction volumique de porosités) a été introduite de manière à prendre en compte ce changement de comportement.

Gurson propose donc le potentiel plastique suivant [15] :

$$\Phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2f \cosh \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_H}{\sigma_0} \right) - 1 - f^2 = 0 \quad \text{III.7}$$

$$\dot{f} = (1-f) \text{tr}(\dot{\epsilon}_p) \quad \text{III.8}$$

Où :

- $\sigma_{eq}$  : contrainte équivalente de von Mises.
- $\sigma_H$  : contrainte hydrostatique.
- $\sigma_0$  : contrainte d'écoulement du matériau.
- $\dot{\epsilon}_p$  : tenseur de vitesse de déformation plastique.

Pour prendre en compte l'interaction entre les cavités, le modèle de Gurson a été modifié en rajoutant de nouveaux paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  et en prenant en compte les effets de la germination et de la coalescence sur la fraction volumique du vide  $f$  [16-17] :

$$\Phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2q_1 f^* \cosh \left( \frac{3q_2 \sigma_H}{2\sigma_0} \right) - 1 - q_3 f^{*2} = 0 \quad \text{III.9}$$

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{croissance}} + \dot{f}_{\text{germination}} \quad \text{III.10}$$

$$\dot{f}_{\text{croissance}} = (1-f) \text{tr}(\dot{\epsilon}_p) \quad \text{III.11}$$

$$\dot{f}_{\text{germination}} = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp \left( -\frac{1}{2} \left( \frac{\bar{\epsilon}_p - \epsilon_N}{S_N} \right)^2 \right) \dot{\epsilon}_p$$

III.12

$$f^* = f \quad \text{si } f < f_c \quad \text{III.13}$$

$$f^* = f_c + \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) \quad \text{si } f > f_c \quad \text{III.14}$$

Où :

- $f_N$  : fraction volumique des cavités germinées.
- $\epsilon_N$  : déformation plastique moyenne pour la germination maximale.
- $S_N$  : écart-type de la distribution de Gauss relative à la germination.
- $f_c$  : fraction volumique des cavités pour le début de la coalescence,
- $f_f$  : valeur finale à la rupture.
- $f_u^*$  : valeur ultime de  $f^*$ .

- Modèle de Lemaître

Ce modèle a été défini dans le cadre de la thermodynamique des milieux continus [18-19].

La formulation scalaire du modèle de Lemaître est donnée par :

$$\left\{ \begin{array}{ll} \dot{D} = \left( \frac{Y}{S_0} \right)^b \dot{\bar{\epsilon}}_p & \text{Si } \bar{\epsilon}_p \geq \epsilon_D \\ \dot{D} = 0 & \text{Si } \bar{\epsilon}_p < \epsilon_D \end{array} \right. \quad \text{III.15}$$

Où :

- $D$  : variable endommagement.
- $Y$  : variable associée à la variable endommagement.
- $S_0$  et  $b$  : des paramètres matériau.
- $\epsilon_D$  : seuil de déformation pour le début de l'endommagement.

Ce modèle peut également être utilisé sous forme tensorielle [20] et a été adapté pour des trajets de chargement plus complexes [21] en mise en forme à froid.

Dans ces différents modèles d'endommagement, la triaxialité des contraintes (rapport entre la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente) est un paramètre clé. Il a été montré que ce paramètre seul ne permet pas de caractériser l'endommagement de manière suffisamment précise pour des trajets de chargement complexes. De nouveaux modèles, ou des extensions de modèles existants ont ainsi été proposés en faisant intervenir l'angle de Lode qui permet de prendre en compte l'influence du troisième invariant des contraintes [22-25].

Dans la suite, les critères d'endommagement découplés d'Oyane et de Latham & Cockcroft vont être utilisés. Ce choix est justifié par le fait que l'endommagement ne semble pas avoir un effet sur le comportement du matériau à cause des valeurs de triaxialité très faibles pendant le procédé de matriçage. De plus, l'utilisation de modèles couplés pose des problèmes de localisation de l'endommagement et de dépendance à la taille de maille [26]. Cette approche découplée, plus simple à utiliser, va donc permettre en première approche de localiser les zones critiques lors du procédé de matriçage et de comparer les deux gammes de mise en forme des pièces A et B.

### **III.ii Identification de la loi de comportement à chaud du matériau**

L'objectif de cette partie est la caractérisation et l'identification de la loi de comportement à chaud de l'alliage 7050 brut de forgeage. Cette loi va ensuite servir pour alimenter la simulation numérique du procédé de matriçage.

Pour la simulation numérique des gammes de matriçage, Aubert & Duval utilise une loi point par point obtenue à partir d'essais de traction à chaud à des vitesses de déformation de  $0.5 \text{ s}^{-1}$  et  $0.05 \text{ s}^{-1}$  et à des températures de  $300^\circ\text{C}$  à  $480^\circ\text{C}$ . Afin d'avoir une loi représentative d'une gamme plus large de vitesses de déformation, il faut identifier la loi de comportement du matériau. L'identification de la loi de comportement du matériau est réalisée à partir d'essais de traction à chaud.

Le choix d'essais de traction est justifié par le besoin d'identifier également la loi d'endommagement du matériau. Néanmoins, nous allons voir que l'importante dispersion constatée des résultats des essais de traction à chaud et la difficulté d'identifier le changement de comportement dû à l'endommagement, par rapport au comportement dû à la striction localisée, rendent difficile une identification précise de la loi d'endommagement.

Nous allons dans un premier temps présenter et commenter les résultats des essais de traction à chaud puis identifier par analyse inverse la loi de comportement du matériau à partir de la loi de Hansel & Spittel.

#### **III.ii.1 Caractérisation du comportement mécanique du matériau forgé**

##### II.1.1 Procédure expérimentale et plan d'expériences

Les essais de traction à chaud sont réalisés sur une machine « Instron » équipée d'un four mobile. Le four a été utilisé dans la plage de température de  $370$  à  $430^\circ\text{C}$ . Le réglage de la position du four est effectué de manière à y centrer l'éprouvette pour limiter le gradient thermique dans la partie utile de l'éprouvette.

Compte tenu des efforts maximaux atteints à ces températures, un capteur de force de  $5 \text{ kN}$  a été utilisé.

Les essais de traction ont été réalisés sur un alliage 7050 forgé. Les trois directions principales sont la direction de forgeage TC, le sens long L et la largeur TL. Le prélèvement des éprouvettes a été fait à mi-épaisseur à partir des chutes de découpe de lopins forgés, suivant les trois directions L, TL et TC (figure III.5). Les directions principales (L, TL, TC) ont été soigneusement repérées sur chaque éprouvette.

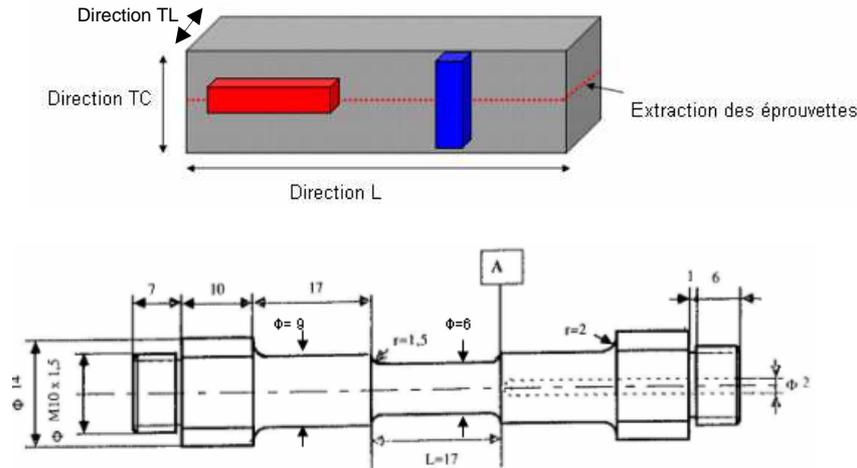


Figure III.4: Zone d'extraction des éprouvettes de traction et leur géométrie (dimensions en mm).

La géométrie de l'éprouvette de traction est représentée sur la figure III.4. C'est une éprouvette de longueur utile de 17 mm et de diamètre de 6 mm dans la partie utile.

L'objectif des essais de traction est d'une part de permettre l'identification de la loi de comportement du matériau à chaud, et d'autre part d'évaluer l'anisotropie du matériau suivant les directions (L, TL et TC). Le plan d'expérience utilisé pour les essais de traction à chaud est résumé dans le tableau III.1. Chaque condition expérimentale a été répétée trois fois.

	430°C	400°C	370°C	300°C	200°C
$V = 1.7 \text{ mm/s}$ $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$	L, TC, TL	L, TC, TL	L, TC, TL	-	-
$V = 2.5 \text{ mm/s}$ $\dot{\epsilon} = 0.15 \text{ s}^{-1}$	L, TC, TL	L, TC, TL	-	L, TC	L, TC
$V = 25 \text{ mm/s}$ $\dot{\epsilon} = 1.5 \text{ s}^{-1}$	L, TC, TL	L, TC, TL	-	-	-

Tableau III.1 : Plan d'expérience des essais de traction à chaud.

Le faciès de rupture des éprouvettes rompues a été observé par MEB afin d'identifier le mode de rupture.

Les éprouvettes sont ensuite découpées suivant l'axe de traction (figure III.5) de manière à observer par microscopie optique l'évolution de la microstructure en fonction de l'état de déformation (des zones loin de la zone de rupture aux zones proches de la zone de rupture). Les échantillons ont été préparés pour les observations en microscope optique par polissage mécanique suivi par une attaque électrolytique.

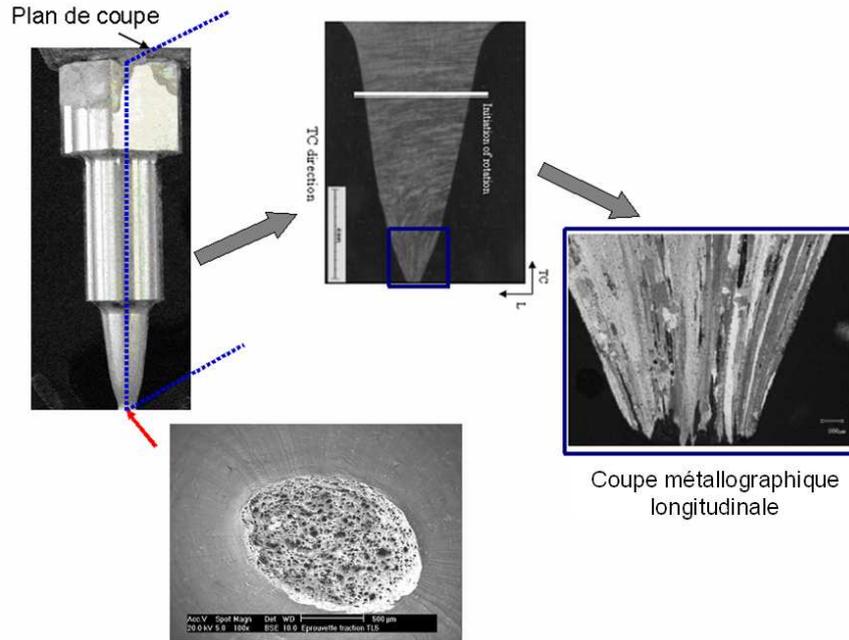


Figure III.5 : Procédure expérimentale pour l'observation des éprouvettes testées.

III.ii.1.2 Courbes expérimentales de traction

Les courbes expérimentales, en déformation nominale (III.16) –contrainte nominale (III.17), obtenues pour des températures d'essais de 400 et de 430°C et des vitesses de déformation de 0.15 s<sup>-1</sup> et de 1.5 s<sup>-1</sup> sont présentées dans la figure III.6.

$$\varepsilon = \frac{d}{l_0} \tag{III.16}$$

Où d est le déplacement mesuré et l<sub>0</sub> la longueur utile initiale de l'éprouvette.

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \tag{III.17}$$

Où F est la force mesurée et S<sub>0</sub> la section initiale de l'éprouvette.

L'analyse des courbes de la figure III.6 montre que le comportement en écrouissage est assez similaire pour des conditions expérimentales de température et de vitesse de déformation données. Cependant, le comportement en endommagement semble être assez variable, surtout pour les deux directions TC et L.

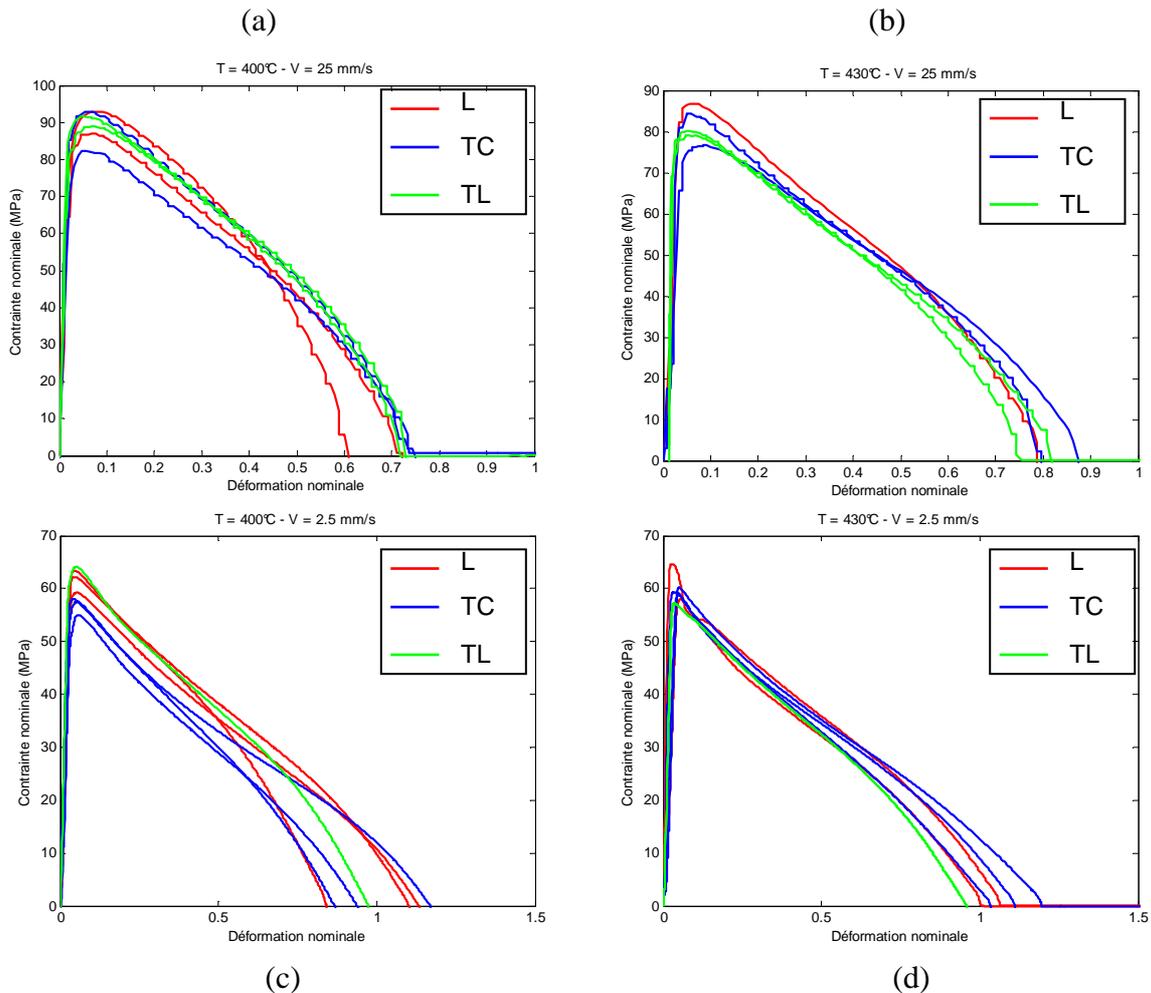
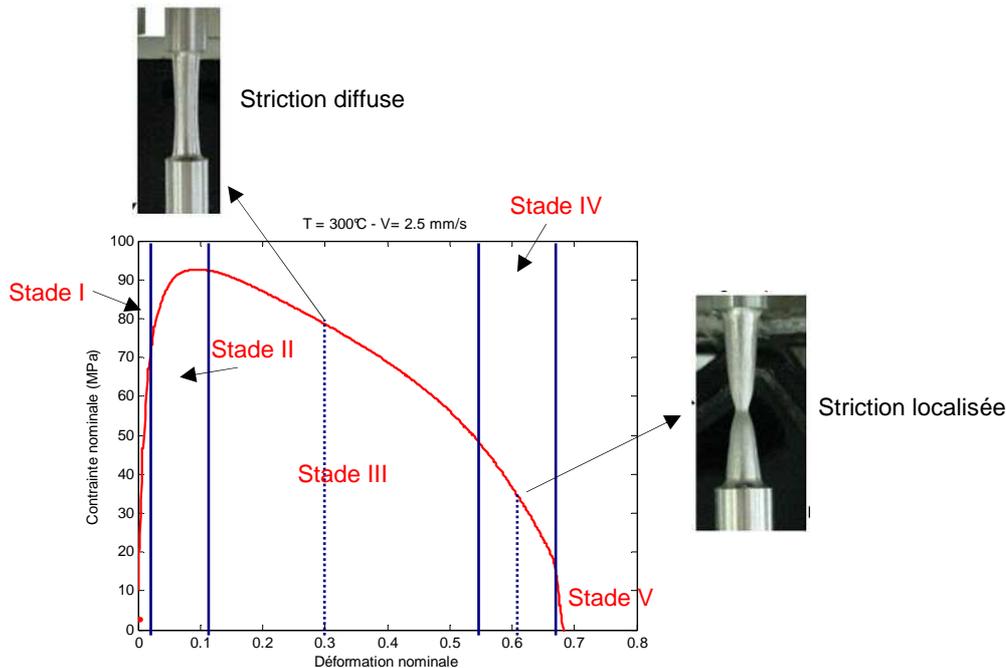


Figure III.6 : Courbes de traction contrainte nominale-déformation nominale pour les condition :(a) 400°C – 1.5 s<sup>-1</sup>, (b) 430°C – 1.5 s<sup>-1</sup>, (c) 400°C – 0.15 s<sup>-1</sup> et (d) 430°C – 0.15 s<sup>-1</sup>.

Les courbes de la figure III.6 peuvent être décomposées en cinq stades à partir des changements de pente observés sur ces courbes (figure III.7). Les stades de déformation observés sur ces courbes sont :

- Stade I : stade de déformation élastique.
- Stade II : stade d'écrouissage. Pendant ce stade la contrainte nominale augmente avec la déformation plastique cumulée.
- Stade III : pendant ce stade, la contrainte nominale diminue à cause de la striction diffuse et/ou des phénomènes de recristallisation dynamique qui apparaissent pendant la déformation à chaud. Néanmoins, il faut atteindre des déformations plastiques assez importantes pour observer ces phénomènes de recristallisation (lors d'essais de compression et de torsion typiquement). La diminution constatée n'est vraisemblablement pas due aux phénomènes de recristallisation dynamique.
- Stade IV : pendant ce stade, la chute de la contrainte nominale devient plus rapide à cause des phénomènes de localisation de la déformation par la striction localisée et l'endommagement du matériau.
- Stade V : rupture.



**Figure III.7 : Décomposition des courbes de traction à chaud en cinq stades de déformation.**

L'allure générale des courbes de traction à chaud (figure III.6) est assez similaire aux résultats publiés dans la littérature de courbes obtenues à chaud sur d'autres nuances d'aluminium [5 et 27-33].

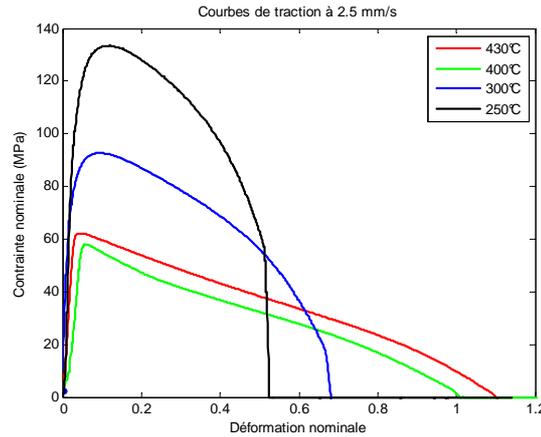
En comparant le comportement mécanique pour les trois directions d'essais, nous observons que le matériau est en moyenne un peu plus ductile dans la direction TC que dans les deux autres directions. Par contre, elle est moins résistante mécaniquement. Ce résultat est contraire aux résultats des essais de traction à froid (température ambiante) sur le même matériau réalisés chez Aubert&Duval où la direction TC est moins ductile que les autres directions. Néanmoins, et contrairement aux essais de traction à froid, la dispersion expérimentale de la mesure de l'allongement à rupture à chaud est assez importante.

### III.ii.1.3 Sensibilité à la vitesse de déformation et à la température

- Effet de la température

La figure III.8 montre l'effet de la température de l'essai sur le comportement du matériau. Les courbes présentées sont obtenues par des essais de traction sur une éprouvette L à  $0.15 \text{ s}^{-1}$ . La ductilité du matériau est améliorée à haute température (du rouge au noir) tandis que la résistance mécanique est réduite.

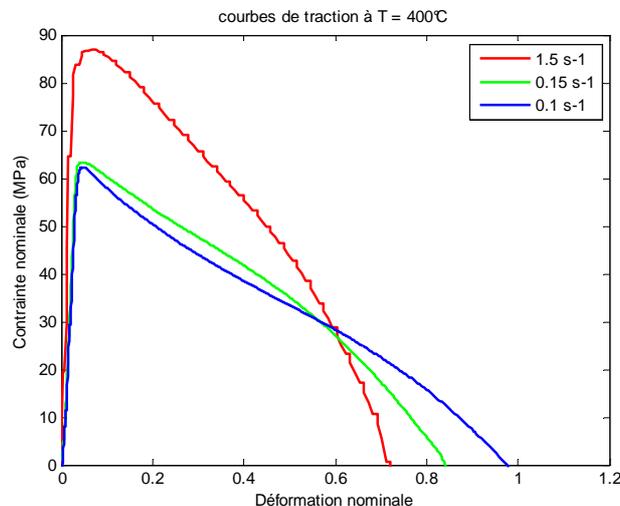
Les courbes obtenues à  $400^{\circ}\text{C}$  et à  $430^{\circ}\text{C}$  (courbes verte et rouge) sont assez similaires compte tenu de la dispersion expérimentale à ces températures (figures III.6 (c) et (d)). Or, à l'échelle industrielle, un gradient de température de  $10^{\circ}\text{C}$  est facilement atteint pendant la mise en forme à chaud. Le matériau est donc moins sensible à cet écart de température pendant sa mise en forme.



**Figure III.8 : Effets de la température sur les courbes de traction obtenues par des essais de traction sur des éprouvettes L à  $0.15 \text{ s}^{-1}$ .**

- Effet de la vitesse de déformation

La figure III.9 montre l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau. Les courbes présentées sont obtenues par des essais de traction sur une éprouvette L à  $400^\circ\text{C}$ . Le matériau est très sensible à la vitesse de déformation. Sa résistance mécanique est nettement améliorée à plus grandes vitesses de déformation alors que sa ductilité est réduite. Ce résultat est tout à fait normal et pourrait être expliqué par des phénomènes de multiplication des dislocations dominants et annihilation réduite quand la vitesse de déformation est importante.



**Figure III.9 : Effet de la vitesse de déformation ( $1.5$ ,  $0.15$  et  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ) sur les courbes de traction obtenues par des essais de traction sur des éprouvettes L à  $400^\circ\text{C}$ .**

En revanche, le comportement d'adoucissement du matériau semble être différent selon la vitesse de déformation. En effet, l'adoucissement se traduit par une seule pente à  $1.5 \text{ s}^{-1}$ , mais par deux pentes différentes à  $0.1 \text{ s}^{-1}$  (figure III.10 (a)). Ce résultat suggère qu'il existe un changement de mécanisme d'adoucissement au cours de la déformation à faible vitesse ( $0.1 \text{ s}^{-1}$ ). Ce changement de pente est d'autant plus diminué voire inexistant que la température de l'essai est faible (figure III.10 (b)). Ce phénomène pourrait s'expliquer par la modification de la constitution exacte de l'alliage pendant l'essai. En effet, la phase durcissante  $\eta$  devient instable à haute température ce qui produit sa dissolution pendant le maintien à des

températures supérieures à 400°C. La cinétique de dissolution de la phase  $\eta$  est d'autant plus rapide que la température de l'essai est importante (accélération de la diffusion des éléments Mg et Zn à haute température). L'effet de la dissolution de cette phase deviendrait donc visible à haute température ou à faibles vitesses de déformation.

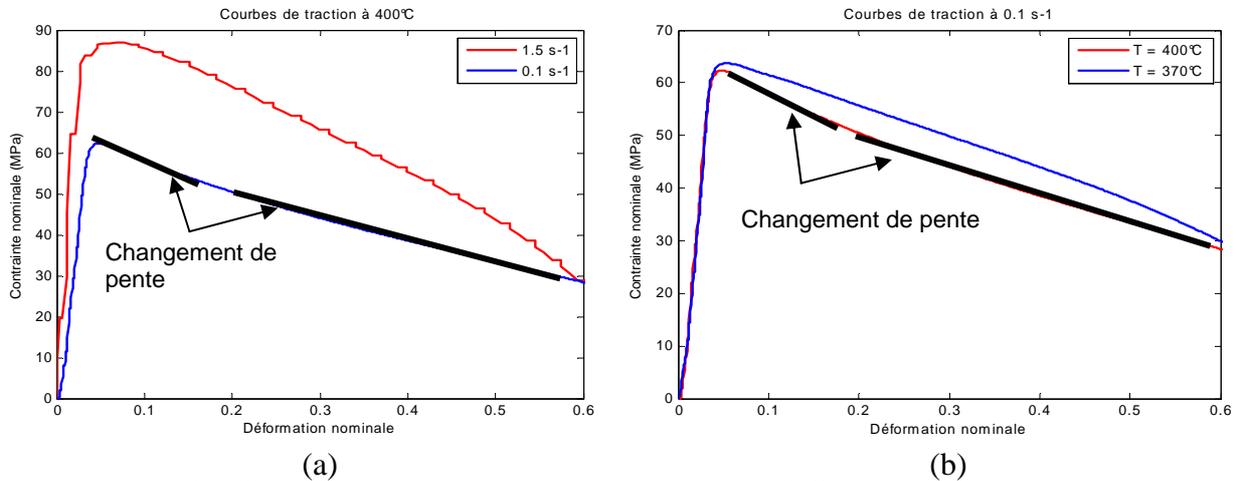


Figure III.10 : Changement de pente à (a) température constante (400°C), (b) vitesse de déformation constante (0.1 s<sup>-1</sup>).

#### III.ii.1.4 Anisotropie de la surface de rupture

Les figures III.11 et III.12 représentent la forme des faciès de rupture observés pour les quatre conditions testées suivant les directions TL et TC. Ces figures donnent également les dimensions caractéristiques de la surface de rupture suivant les directions L, TC et TL.

En moyenne, la déformation suivant les directions L et TL est isotrope. En effet, le faciès de rupture des éprouvettes testées suivant TC est circulaire.

En revanche, la déformation suivant les directions L et TC est anisotrope. La forme des faciès de rupture des éprouvettes testées suivant TL est elliptique. Cette anisotropie de comportement en déformation suivant les directions L et TC pourrait être expliquée par la microstructure initiale du matériau testé. En effet, la microstructure initiale est très orientée suivant la direction L (cf. chapitre I).

La mesure des diamètres de la zone de rupture des éprouvettes TL indique que le diamètre suivant la direction TC est systématiquement inférieur au diamètre suivant la direction L. Ce résultat pourrait également être expliqué par la microstructure initiale du matériau testé. En effet, sous les mêmes niveaux de contraintes la direction TC tend à se déformer plus que la direction L en raison de l'orientation préférentielle des lits d'intermétalliques suivant la direction L.

Compte tenu de la dispersion expérimentale des essais à chaud et comme première approximation, l'anisotropie de déformation du matériau ne sera pas prise en compte dans cette étude. La loi de comportement du matériau sera donc identifiée à partir de la direction TL qui semble représenter un comportement moyen par rapport aux directions L et TC.

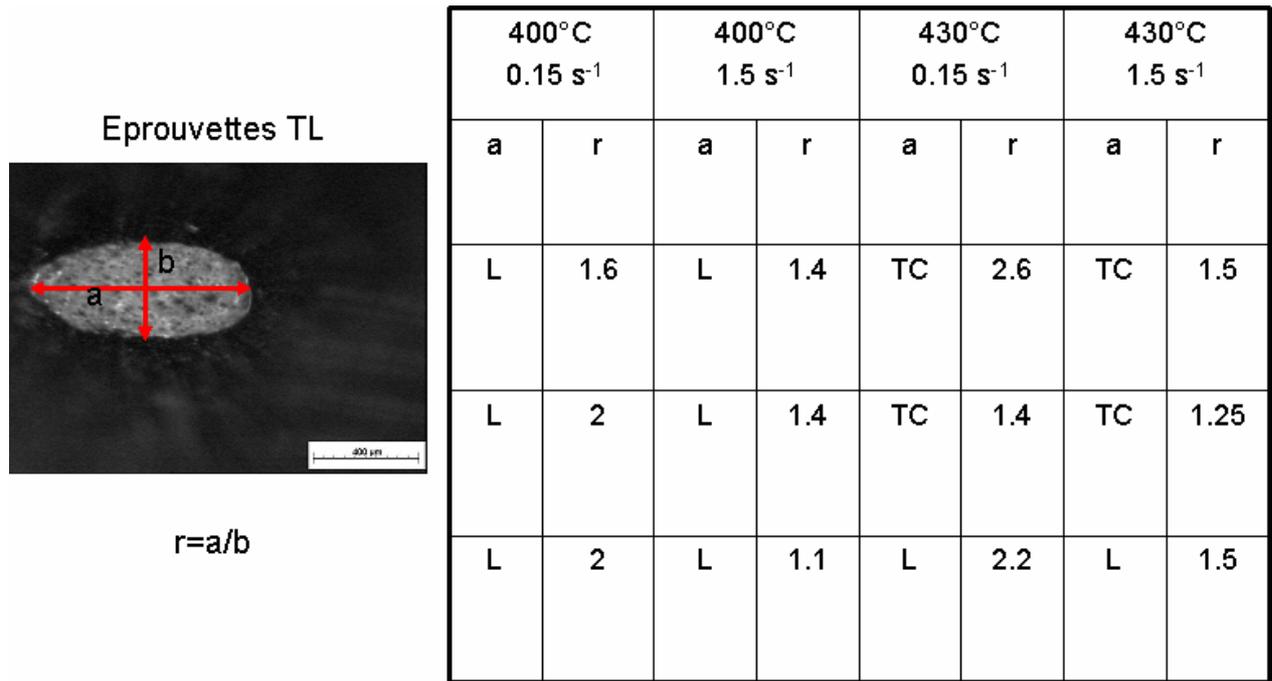


Figure III.11 : Forme des faciès de rupture des éprouvettes TL testées aux quatre conditions d'essai.

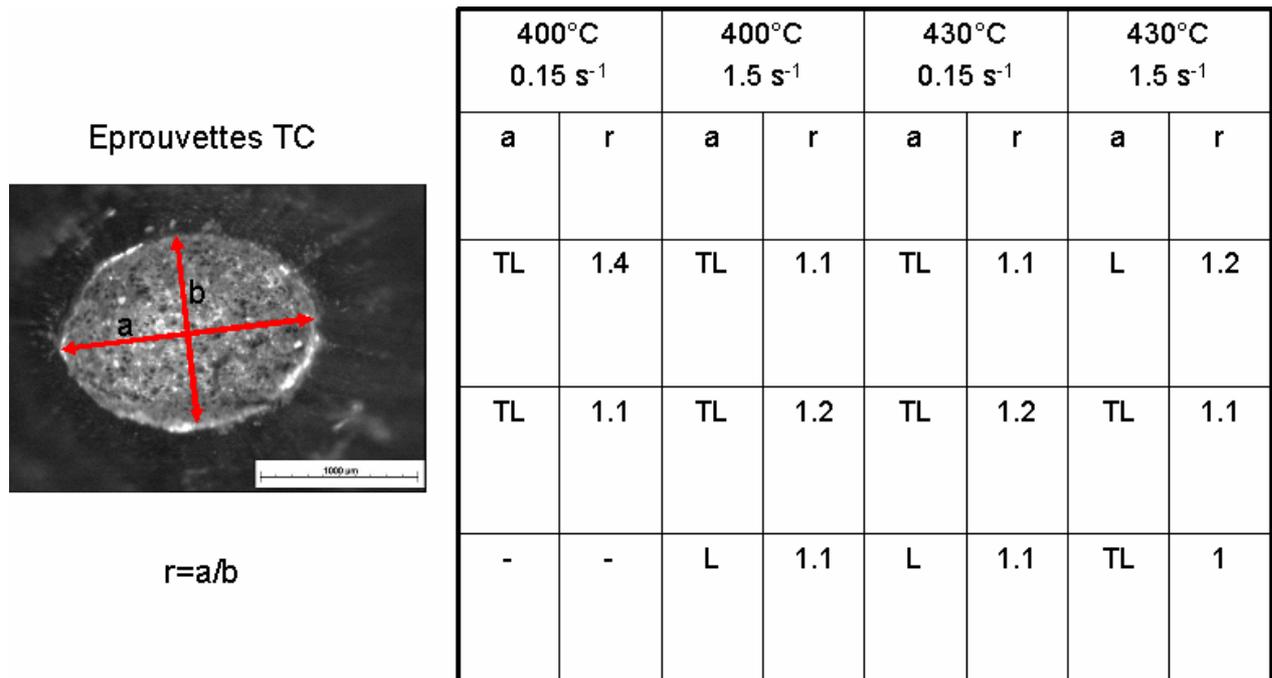
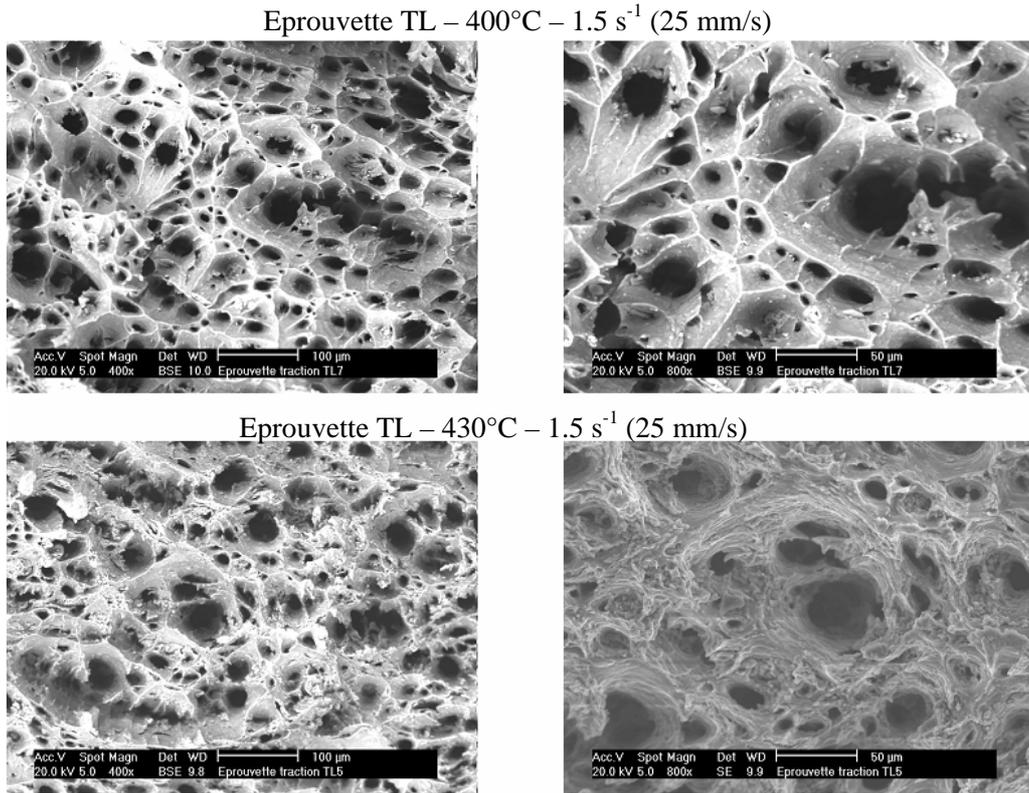


Figure III.12 : Forme des faciès de rupture des éprouvettes TC testées aux quatre conditions choisies.

III.ii.1.5 Caractérisation de la zone de rupture et des zones proches de la zone de rupture

- Faciès de rupture

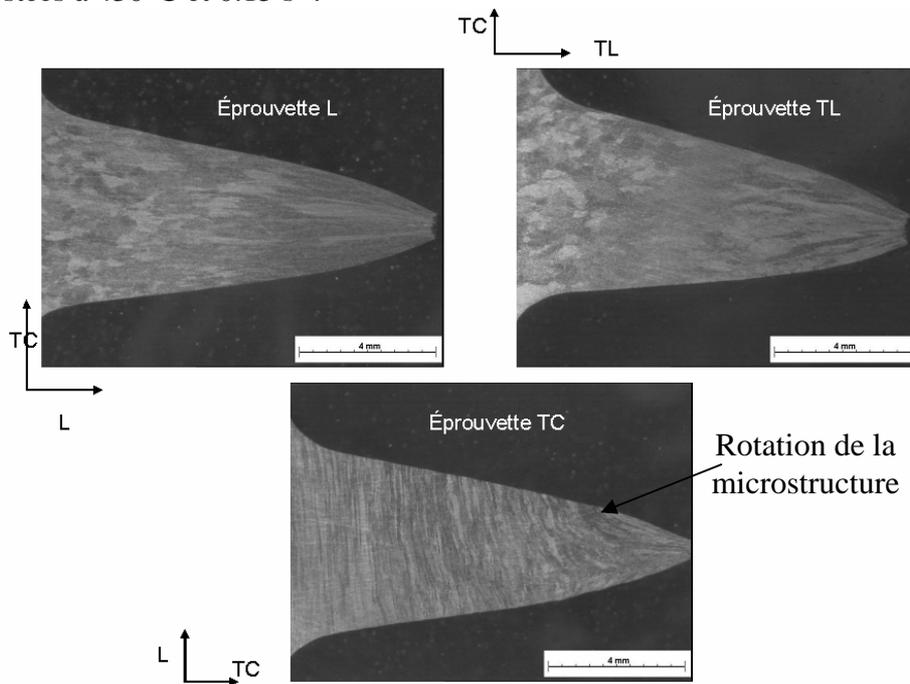
Les résultats d'observation des faciès de rupture montrent que la rupture à chaud est ductile avec des cupules plus ou moins profondes (figure III.13). Les cupules observées sont d'autant plus profondes que la température de l'essai est élevée (figure III.13).



**Figure III.13 : Faciès de rupture de deux éprouvettes TL testées à 400 et à 430°C.**

- Caractérisation du fibrage

La figure III.14 représente la microstructure en coupe longitudinale de trois éprouvettes L, TL et TC testées à 430°C et 0.15 s<sup>-1</sup>.



**Figure III.14 : Microstructure de trois éprouvettes L, TL et TC testées à 430°C – 0.15 s<sup>-1</sup> (2.5 mm/s).**

On observe que les grains sont allongés suivant la direction L (cf. chapitre I). Lorsqu'on s'approche de la zone de rupture les grains ont tendance à se réorienter suivant la direction de traction. La réorientation est particulièrement visible dans le cas de l'éprouvette TC : les grains sont allongés dans la direction L loin de la zone de déformation et se réorientent et s'allongent de manière significative dans la direction de traction (TC), dans la zone déformée. La déformation plastique semble donc imposer une réorientation de la microstructure suivant la direction de déformation.

Des essais complémentaires à la même vitesse de déformation ( $0.15 \text{ s}^{-1}$ ) et à relativement plus faibles températures ( $300^\circ\text{C} - 200^\circ\text{C}$ ) sur des éprouvettes L et TC (figure III.15), ont permis d'identifier la température à partir de laquelle la rotation de la microstructure (ou le fibrage du matériau) ne se produit plus.

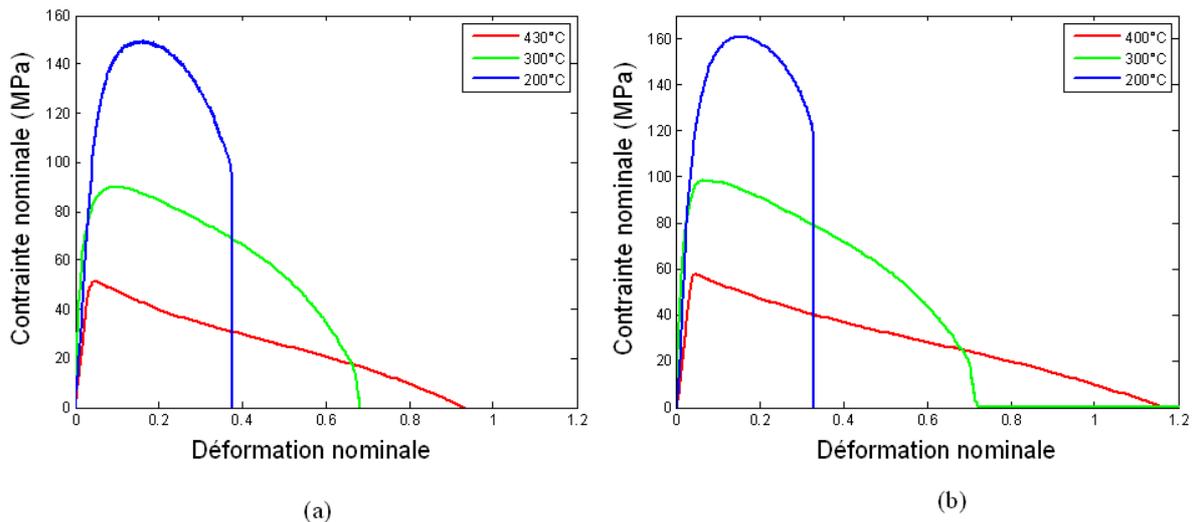


Figure III.15 : Courbes de traction obtenues à  $0.15 \text{ s}^{-1}$  et à des températures de 430, 300 et  $200^\circ\text{C}$  sur des éprouvettes (a) L (b) TC.

Il a été observé que la rotation de la microstructure dans la zone proche de la zone de rupture commence à des températures de déformation supérieures à  $200^\circ\text{C}$  (figure III.16). Il faudrait atteindre des taux de déformation plastique suffisants pour provoquer la rotation de la microstructure. En effet, la rotation de la microstructure devient de plus en plus importante lorsqu'on s'approche de la zone de rupture (figure III. 14, éprouvette TC). D'après les courbes de la figure III.15, cette déformation plastique critique serait supérieure à 40%.

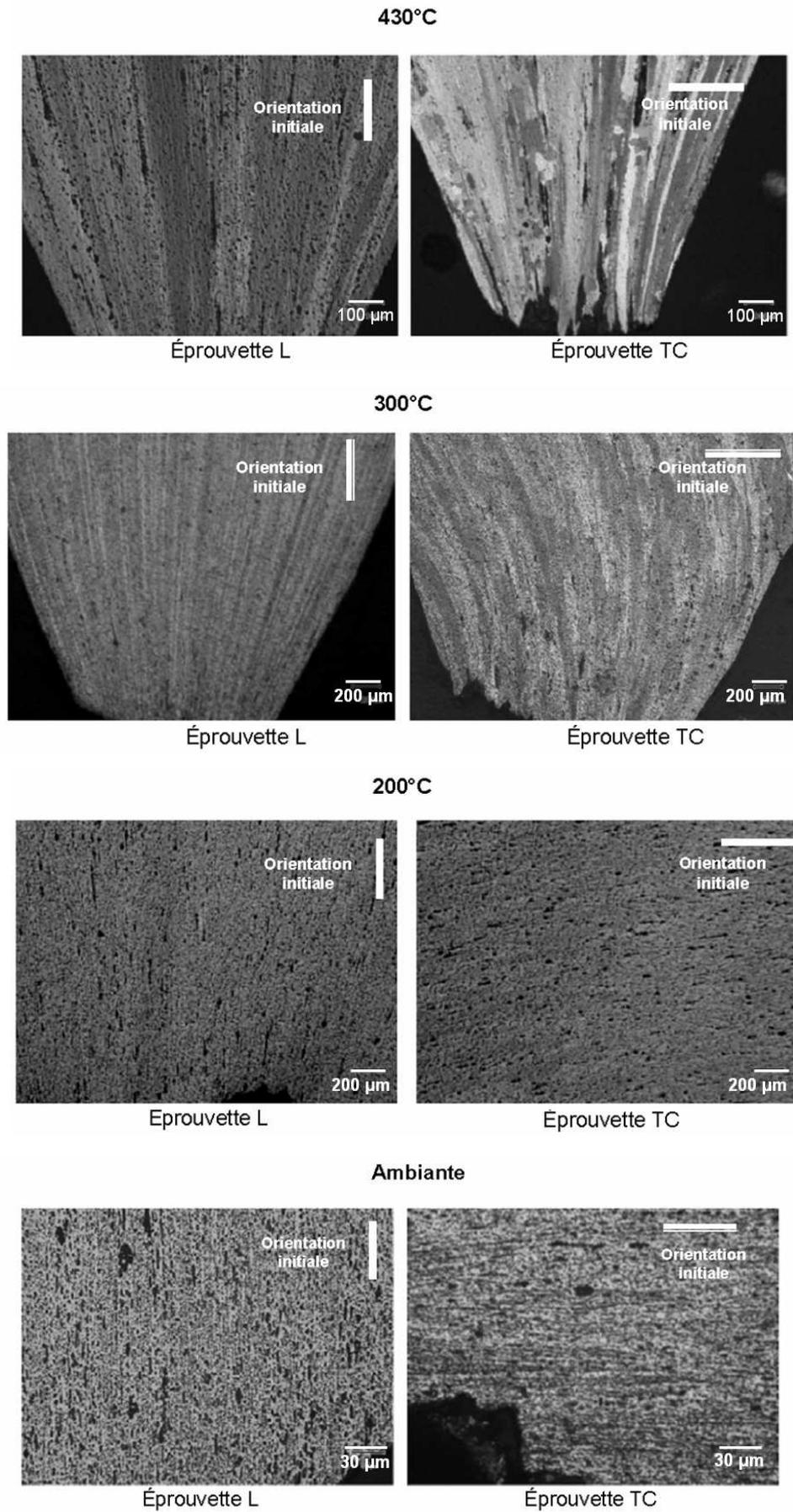


Figure III.16 : Orientation de la microstructure dans la zone proche de la zone de rupture.

### III.ii.2 Identification de la loi de comportement

#### III.ii.2.1 Mise en donnée

L'objectif de cette partie est d'identifier la loi de comportement du matériau à partir des courbes des essais de traction à chaud. Pour cela, les courbes obtenues sur la direction TL seront utilisées, car les résultats expérimentaux sont plus reproductibles suivant cette direction et représentent un comportement moyen par rapport aux directions L et TC.

L'identification est réalisée à l'aide du module d'optimisation automatique du logiciel Forge®2009 (voir partie I.iii.3 du chapitre I). L'identification est limitée à la partie écrouissage de la courbe de traction juste avant le début du stade IV de localisation (10 mm de déplacement à 25 mm/s et 12 mm à 2.5 mm/s).

La loi d'écrouissage utilisée est la loi de Hansel Spittel simplifiée :

$$\sigma_f = A_1 e^{m_1 T} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_3} \quad \text{III.18}$$

Avec :

- $\sigma_f$  : Contrainte d'écoulement du matériau [MPa]
- $\varepsilon$  : Déformation équivalente
- $\dot{\varepsilon}$  : Vitesse de déformation équivalente [ $s^{-1}$ ]
- $A_1$  : Consistance du matériau [ $MPa \cdot s^{-m_3}$ ]
- $m_1$  : Sensibilité à la température [ $K^{-1}$ ]
- $m_2$  : Facteur d'écrouissage
- $m_3$  : Sensibilité à la vitesse de déformation
- $m_4$  : Facteur d'adoucissement

Les cinq paramètres  $A_1$ ,  $m_1$ ,  $m_2$ ,  $m_3$  et  $m_4$  doivent être identifiés de manière à ce que les courbes de traction simulées pour quatre conditions expérimentales soient le plus proche possible des courbes expérimentales. Les quatre conditions expérimentales simulées sont résumées dans le tableau III.2 :

	Température (°C)	Vitesse de déformation ( $s^{-1}$ )
<b>Simulation N°1</b>	<b>400</b>	<b>1.5</b>
<b>Simulation N°2</b>	<b>400</b>	<b>0.15</b>
<b>Simulation N°3</b>	<b>430</b>	<b>1.5</b>
<b>Simulation N°4</b>	<b>430</b>	<b>0.15</b>

Tableau III.2 : Conditions expérimentales simulées numériquement.

Un essai de traction en contrôlant le déplacement des outils a été simulé sous Forge®2009. Une loi du type Hansel Spittel sera utilisée pour décrire le comportement du matériau.

III.ii.2.2 Résultats

Les résultats de l'identification sont résumés dans le tableau III.3 et la figure III.17.

$A_1$ (MPa .s <sup>-m<sub>3</sub></sup> )	$m_1$ (K <sup>-1</sup> )	$m_2$	$m_3$	$m_4$
<b>581</b>	<b>-0.0046</b>	<b>0.024</b>	<b>0.1</b>	<b>-0.0034</b>

Tableau III.3 : Valeurs des paramètres identifiés de la loi d'écouissage.

Les courbes bleues de la figure III.17, recalculées avec les paramètres identifiés, sont en bon accord avec les courbes expérimentales (courbes rouges). Une différence apparaît cependant pour les faibles vitesses de déformation (2.5 mm/s), où l'on observe que la simulation ne parvient pas à reproduire le changement de pente observé expérimentalement et la contrainte nominale maximale atteinte est plus importante que la contrainte nominale maximale expérimentale. Ce résultat pourrait s'expliquer par le fait que la loi d'écouissage utilisée ne prend pas en compte les changements dans la microstructure suite à la déformation à chaud (dissolution des phases instables).

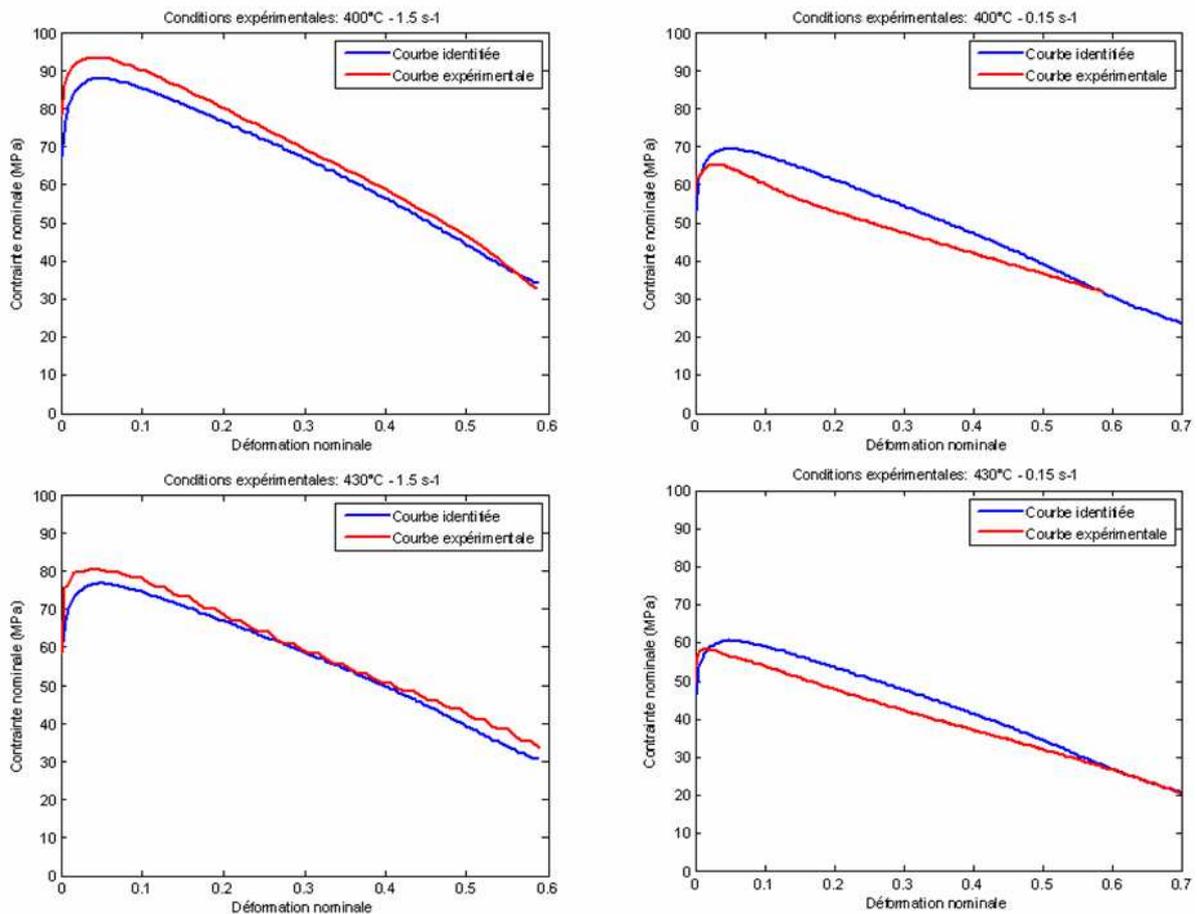


Figure III.17 : Courbes expérimentales (rouge) et numériques (bleu) pour les quatre conditions d'essai choisies pour l'identification de la loi de comportement.

Compte tenu de l'ensemble des résultats expérimentaux pour les trois directions testées, la courbe simulée semble approcher relativement bien le comportement réel du matériau (figure III.18).

Comparée à la rhéologie point par point fournie par Aubert et Duval, la courbe simulée en utilisant la loi de Hansel Spittel identifiée représente bien le comportement du matériau notamment à des vitesses de déformation importantes (figure III.18 (a)).

La loi obtenue a été également validée par comparaison avec les courbes expérimentales issues d'une cinquième condition : 400°C – 0.1 s<sup>-1</sup> (figure III.19).

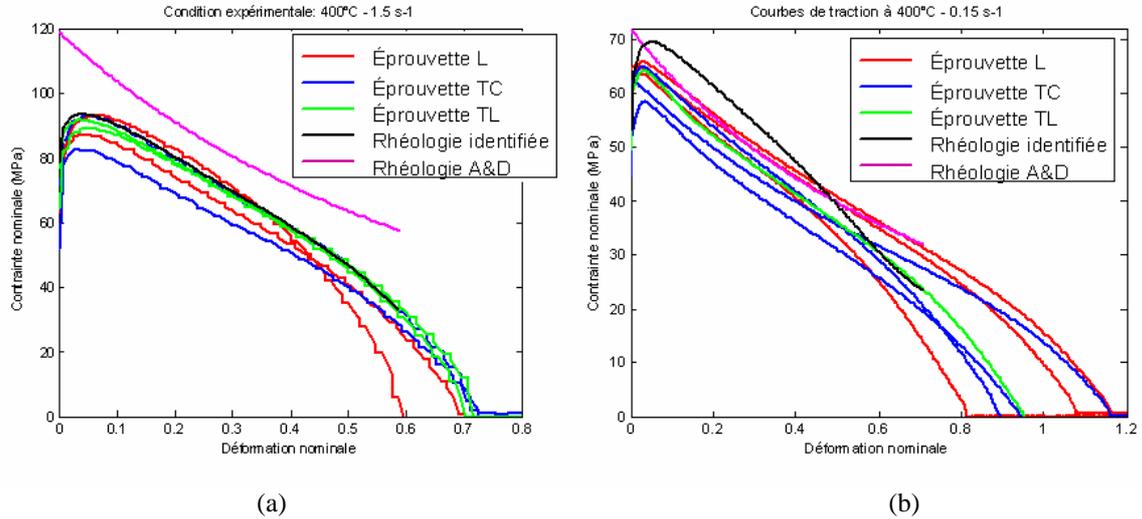


Figure III.18 : Courbes expérimentales, simulée par la loi identifiée et simulée en utilisant la rhéologie d'A&D à : (a) 400°C- 1.5 s<sup>-1</sup> et (b) 400°C – 0.15s<sup>-1</sup>.

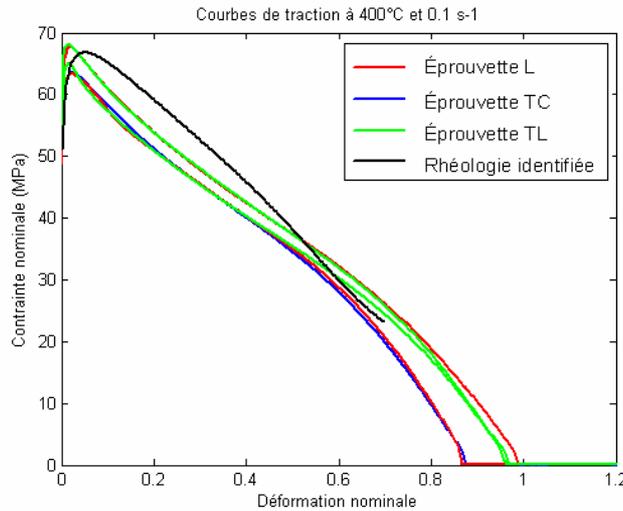


Figure III.19 : Courbes expérimentales et simulée par la nouvelle loi de comportement à 400°C et 0.1s<sup>-1</sup>.

### **III.iii Simulation du matriçage**

L'objectif de cette partie est de simuler les procédés de matriçage de deux pièces A et B. Le choix de ces deux pièces repose sur le fait que la pièce A présente un taux de rebut élevé comparé à la pièce B qui se caractérise au contraire par un taux de rebut quasi nul.

La simulation numérique de ces deux gammes va donc permettre de comparer les niveaux d'endommagement atteints sur chaque pièce. Elle va permettre également de repérer les zones des pièces où le chemin de déformation est le plus sévère et donc où le risque de formation des défauts par endommagement ductile est important.

#### **III.iii.1 Mise en données**

La simulation numérique des gammes de matriçage des pièces A et B a été réalisée à l'aide du logiciel Forge®2009. La simulation a été alimentée par la loi de comportement du matériau qui a été préalablement identifiée à partir d'essais de traction à chaud (voir section III.ii.2 de ce chapitre).

La géométrie des matrices, les conditions initiales en termes de température et de profil de déplacement de l'outil de compression ont été fournies par A&D.

Les gammes de matriçage des pièces A et B se font chacune en deux étapes (appelées passes). Après chaque passe une étape d'ébavurage est réalisée de manière à éliminer la matière excédentaire.

Tout au long de la simulation numérique, les champs de variables telles que la déformation, la vitesse de déformation, la triaxialité des contraintes et les critères d'endommagement sont calculés.

Des capteurs sont également placés dans certaines zones au cœur des pièces de manière à suivre localement l'évolution temporelle des variables étudiées.

Pour des raisons de confidentialité, les pièces ne sont jamais présentées dans leur ensemble. Les résultats seront représentés sur des coupes des pièces.

##### III.iii.1.1 Critères d'endommagement utilisés

Pour comparer les niveaux d'endommagement dans les pièces A et B, les critères d'endommagement découplés d'Oyane et de Latham et Cockcroft – (L&C normalisé par la contrainte équivalente) sont utilisés. Une version non couplée au comportement du modèle de Lemaître a été également utilisée, mais les valeurs obtenues sont très faibles à cause du taux de triaxialité des contraintes négatif tout au long du procédé de matriçage.

La préférence des critères d'endommagement non découplés aux critères d'endommagement couplés est justifiée par :

- l'identification de la loi de comportement a été faite sur la base de critères découplés car l'adoucissement que l'on observe est principalement dû à la striction. L'effet de l'endommagement sur le comportement arrive très tardivement.

- La triaxialité des contraintes pour les opérations de matricage est globalement négatives, et l'effet de l'endommagement sur le comportement ne paraît pas de premier ordre.
- l'utilisation de modèles d'endommagement couplés au comportement du matériau donne lieu à des problèmes de localisation de l'endommagement et de dépendance à la taille de maille [26].

Le critère d'Oyane est implémenté dans Forge®2009 sous la forme :

$$D_O = \int_0^{\bar{\epsilon}_p} \left( 1 + B \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \right) d\bar{\epsilon}_p \quad \text{III.19}$$

Où  $B = 3$  pour assurer la continuité de  $D_O$  pour une triaxialité  $\left( \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \right)$  égale à  $-\frac{1}{3}$ . Pour une triaxialité inférieure à  $-\frac{1}{3}$  le critère n'endommage pas.

Le critère de Latham et Cockcroft normalisé est implémenté dans Forge®2009 sous la forme :

$$D_{L\&C} = \int_0^{\bar{\epsilon}_p} \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{eq}} d\bar{\epsilon}_p \quad \text{III.20}$$

Les valeurs d'endommagement ( $D_O^C$  et  $D_{L\&C}^C$ ) à partir desquelles l'endommagement devient critique doivent être identifiées à partir des essais de traction. La simulation numérique de l'essai de traction à  $400^\circ\text{C}$  et  $0.15 \text{ s}^{-1}$  ( $2.5 \text{ mm/s}$ ) permet de calculer les niveaux de  $D$  qui correspondent expérimentalement au début du stade IV de déformation (cf. tableau III.4).

	Début du stade IV	Rupture
$D_O$	2.4	10
$D_{L\&C}$	1.2	5

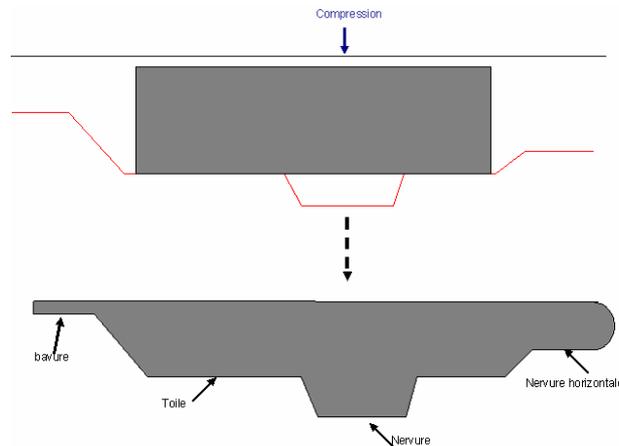
Tableau III.4 : Approximation des valeurs de l'endommagement critique suivant les critères d'Oyane et de Latham et Cockcroft.

Néanmoins, comme il a été mentionné au début de ce chapitre, la dispersion expérimentale du comportement à rupture est assez importante ce qui empêcherait une identification fiable des paramètres d'endommagement. Les valeurs relevées sont seulement une indication des niveaux critiques d'endommagement. De plus, le comportement observé au stade IV est du aux effets couplés de la localisation de la striction et de l'endommagement. Il est donc difficile de déterminer précisément à quel moment l'endommagement devient critique.

### III.iii.1.2 Définition des toiles et des nervures

Dans les pièces étudiées, nous distinguons trois types de zones suivant la direction d'écoulement de la matière (figure III.20) :

- Les toiles sont les zones de la pièce qui sont principalement en compression. Elles sont généralement moins massives.
- Les nervures sont les zones où la matière s'écoule suivant la direction de compression de manière à remplir la forme de la matrice. Elles sont plus massives que les toiles.
- Les nervures horizontales sont les zones où l'écoulement de la matière se fait perpendiculairement à l'axe de compression de manière à remplir la forme de la matrice.



**Figure III.20 : Définition des termes toiles et nervures.**

## **III.iii.2 Première passe de matriçage**

### III.iii.2.1 Profils de déformation et d'endommagement

- Déformation plastique cumulée

Les figures III.21 et III.22 présentent le champ de déformation plastique cumulée en fin de première passe pour les deux pièces A et B. Le taux de déformation dans les zones au bord de la pièce est assez élevé (supérieure à 2.5). Ces zones correspondent aux zones qui vont être chutées de la pièce à l'étape d'ébavurage. Ces zones ne seront donc pas étudiées.

Nous observons que la déformation plastique cumulée dans la pièce A est légèrement moins importante que la déformation plastique cumulée dans la pièce B. La déformation plastique maximale cumulée dans les deux pièces est de l'ordre de 2 à cœur.

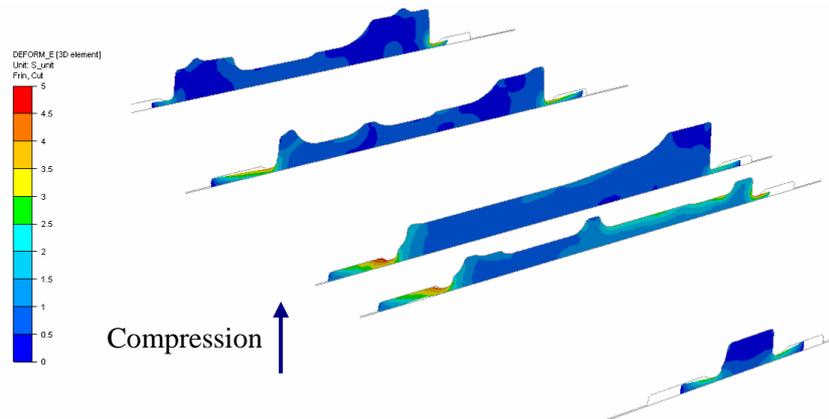


Figure III.21 : Champ de déformation plastique cumulée en fin de première passe de matricage de la pièce A (des coupes de la pièce A).

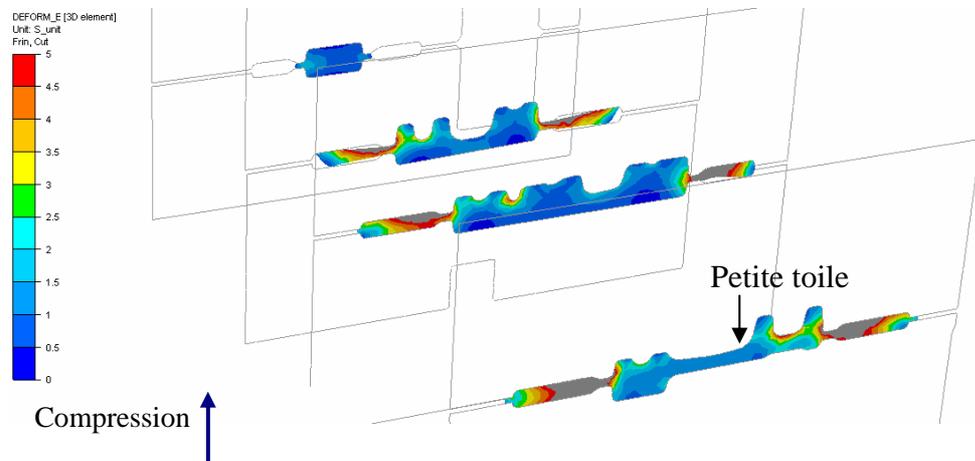


Figure III.22 : Champ de déformation plastique cumulée en fin de première passe de matricage de la pièce B (des plans de coupe de la pièce B).

Le tableau III.5 donne les valeurs de la déformation plastique cumulée en fonction de la position dans les pièces :

	Toiles	Nervures	Nervures horizontales	Petites toiles
Pièce A	0.5-1	0-1	2-3	-
Pièce B	2-2.5	1-1.5	-	2-5

Tableau III.5 : Valeurs de la déformation plastique cumulée dans les différentes zones des pièces A et B en fin de première passe de matricage.

Les niveaux de déformation atteints au niveau des toiles et des nervures de la pièce B sont légèrement plus importants que les déformations atteintes dans les mêmes zones de la pièce A. Au niveau des nervures horizontales de la pièce A, les niveaux de déformation sont très comparables aux niveaux de déformation des toiles de la pièce B.

- Endommagement

Les figures III.23 et III.24 présentent le profil d'endommagement, dans la pièce A, calculé en utilisant les modèles d'endommagement découplés : le modèle de Latham et Cockcroft (L&C) normalisé par la contrainte équivalente et le modèle d'Oyane (voir partie III.iii.1.1). La comparaison de ces deux profils montre que les deux modèles révèlent des

tendances similaires. Pour la suite, le modèle d'Oyane sera utilisé pour comparer les niveaux d'endommagement dans les deux pièces A et B.

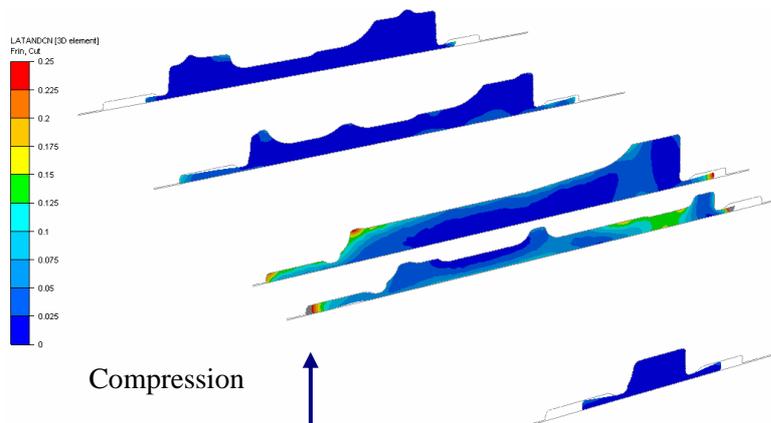


Figure III.23 : Champ du critère d'endommagement L&C cumulé en fin de première passe de matriçage de la pièce A (des plans de coupe de la pièce A).

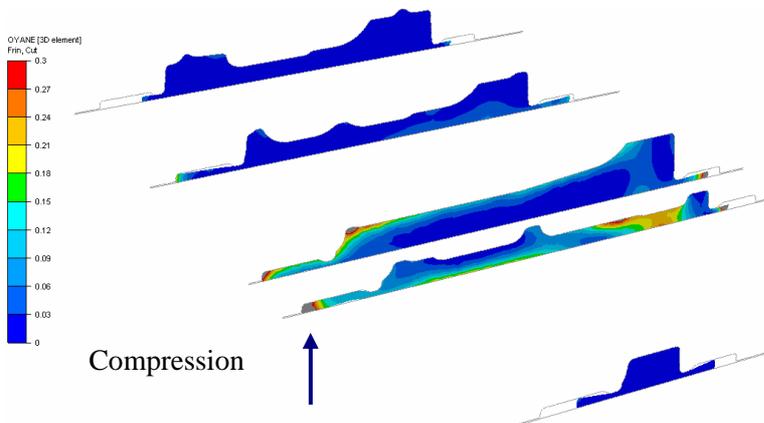


Figure III.24 : Champ du critère d'endommagement d'Oyane cumulé en fin de première passe de matriçage de la pièce A (des plans de coupe de la pièce A).

Les valeurs d'endommagement dans la pièce A calculées en utilisant le modèle d'Oyane sont relativement faibles ( $< 0.3$ ). Ces valeurs d'endommagement sont assez faibles comparées aux valeurs du même critère calculé au début du stade IV de localisation (tableau III.4). Elles ne sont donc pas suffisamment élevées pour initier un défaut dans la pièce. La nervure horizontale a une valeur d'endommagement assez élevée comparée aux autres zones de la pièce A.

Les niveaux d'endommagement dans les pièces A et B sont globalement assez comparables (fig. III.24 et III.25). L'endommagement calculé par le critère d'Oyane est de l'ordre de 0.2 à cœur pour les deux pièces étudiées.

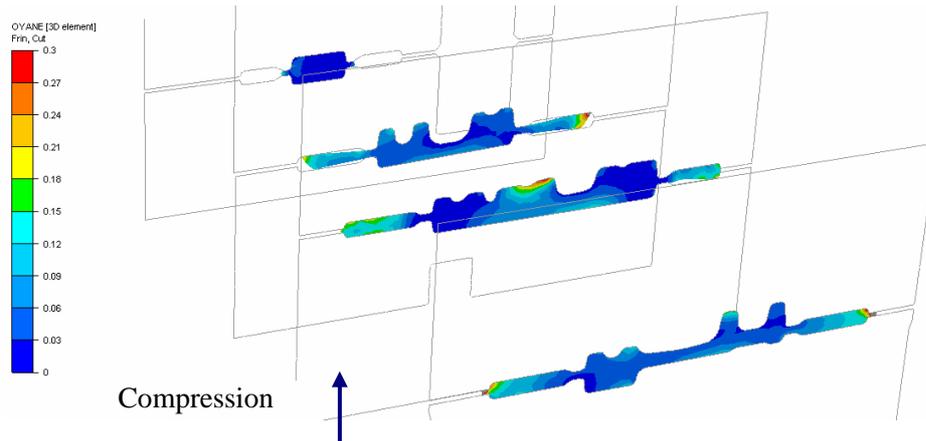


Figure III.25 : Champ du critère d'Oyane cumulé en fin de première passe de matriçage de la pièce B (des plans de coupe de la pièce B).

Cette étude globale des profils d'endommagement a permis de montrer que les niveaux de risque d'endommagement atteints sur les deux pièces restent assez faibles. Afin de suivre le chemin de déformation local, nous allons travailler sur des capteurs placés dans différentes zones au cœur des pièces A et B.

### III.iii.2.2 Etude des capteurs placés dans les pièces étudiées

- Pièce A

La figure III.26 montre l'emplacement des capteurs dans la pièce A. L'évolution de la triaxialité des contraintes, de la vitesse de déformation et du critère d'Oyane, au cours de la déformation, est représentée dans la figure III.27.

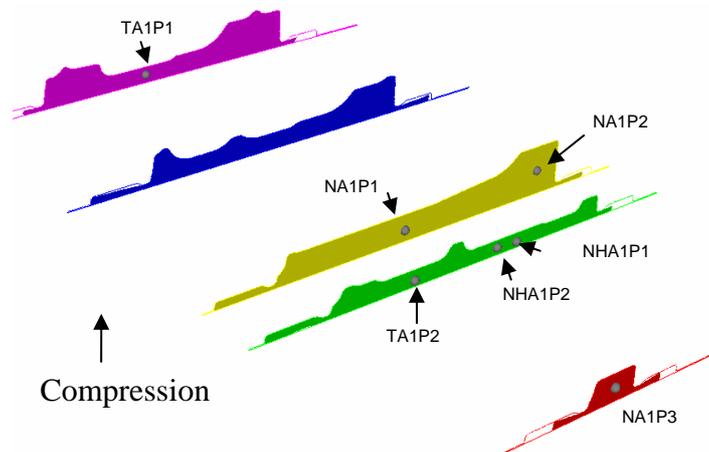


Figure III.26 : Emplacement des capteurs dans la pièce A.

Le critère d'Oyane est une variable cumulative qui doit augmenter pendant la simulation. Néanmoins, la valeur de cette variable diminue de temps en temps. Cette chute est due au transport des champs après le remaillage de la pièce pour améliorer la qualité du maillage. La valeur finale de la variable d'Oyane est donc probablement sous-estimée, mais comme le montrent les figures III.27, ces décroissances liées au remaillage sont assez faibles (inférieures à 0.01).

Dans les nervures (NA1P 1 à 3) et les nervures horizontales (NHA1P 1 et 2), la triaxialité des contraintes commence par augmenter (positive) jusqu'à atteindre un maximum (<0.5) puis diminue progressivement jusqu'à atteindre des valeurs très négatives de triaxialité (<-1/3). En revanche, la valeur de la triaxialité des contraintes dans les toiles (TA1P 1 et 2) diminue dès le début de la déformation et atteint rapidement des valeurs très négatives (<-1/3). Ces valeurs de triaxialité des contraintes expliquent la tendance observée de l'évolution du critère d'Oyane dans ces zones. En effet, dans les toiles la valeur calculée du critère d'Oyane reste stable alors que dans les autres zones la valeur du critère d'Oyane augmente rapidement au début de la déformation (figure III.27).

Les vitesses de déformation augmentent initialement puis atteignent un maximum de l'ordre de  $0.1 \text{ s}^{-1}$ . La valeur maximale de la vitesse de déformation est atteinte quand la zone concernée de la matrice est complètement remplie par la matière.

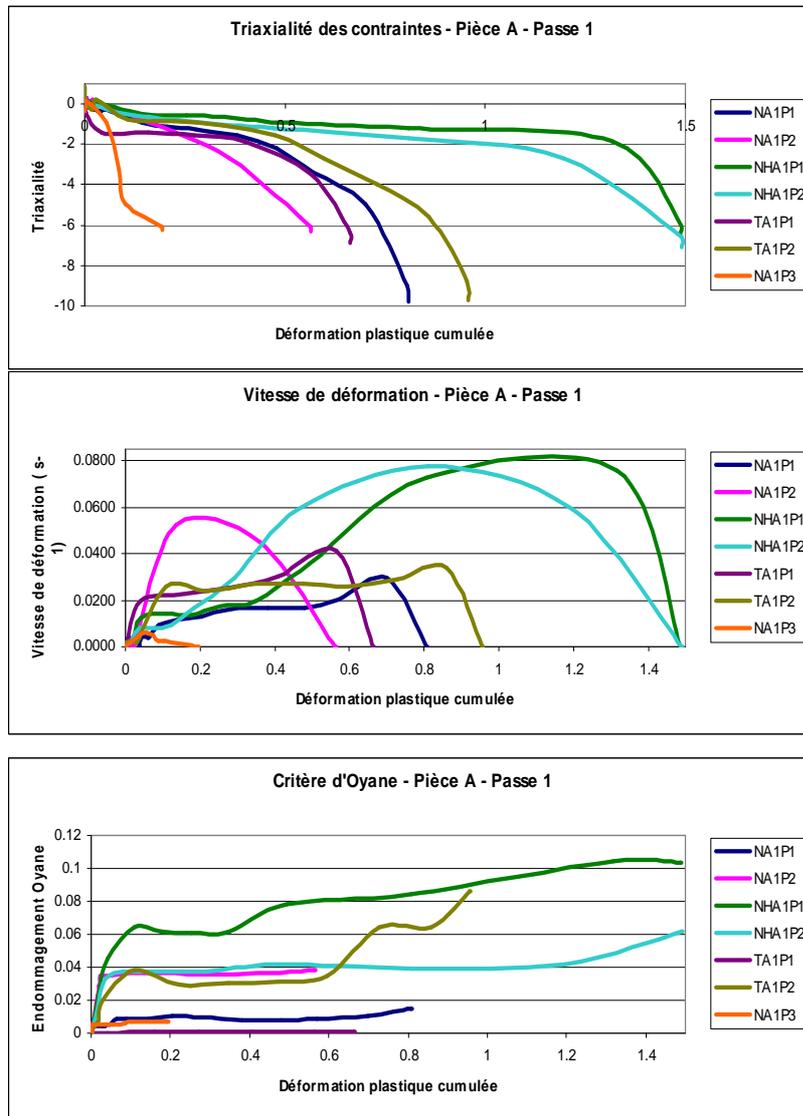


Figure III.27 : Profils de triaxialité des contraintes, de vitesse de déformation et du critère d'Oyane calculés sur les capteurs placés au cœur de la pièce A.

Pour conclure, la triaxialité est en moyenne très négative (<-1/3) partout dans la pièce et la vitesse de déformation ne dépasse pas  $0.1 \text{ s}^{-1}$ . En revanche, les conditions thermomécaniques (triaxialité et vitesse de déformation) dans les nervures horizontales semblent être plus favorables à l'endommagement sans pour autant être critiques pour la formation des défauts.

- Pièce B

La figure III.28 montre l'emplacement des capteurs dans la pièce B. Les profils de triaxialité des contraintes, de vitesse de déformation et du critère d'Oyane sont représentés dans la figure III.29.

Dans les nervures NB1P1 et NB1P3 la triaxialité est positive ( $<0.2$ ) avant de redevenir négative. La vitesse de déformation correspondant à cette phase est de l'ordre de  $0.01 \text{ s}^{-1}$ . Cette vitesse reste assez faible. Il est donc peu probable qu'elle soit suffisante pour engendrer des défauts par endommagement ductile dans cette zone. Le critère d'endommagement d'Oyane atteint une valeur de 0.1 en fin de la première passe.

Les profils de vitesse de déformation sont assez similaires partout dans la pièce B et atteignent une valeur maximale de l'ordre de  $0.1 \text{ s}^{-1}$ .

La première passe de matriçage de la pièce B est globalement compressive (triaxialité  $< -1/3$ ) et n'endommage donc a priori pas le matériau.

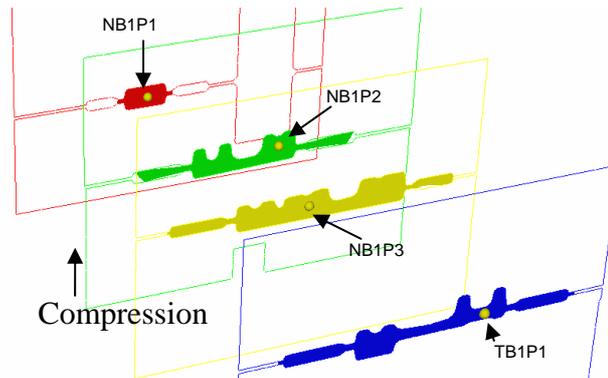


Figure III.28 : Emplacement des capteurs dans la pièce B.

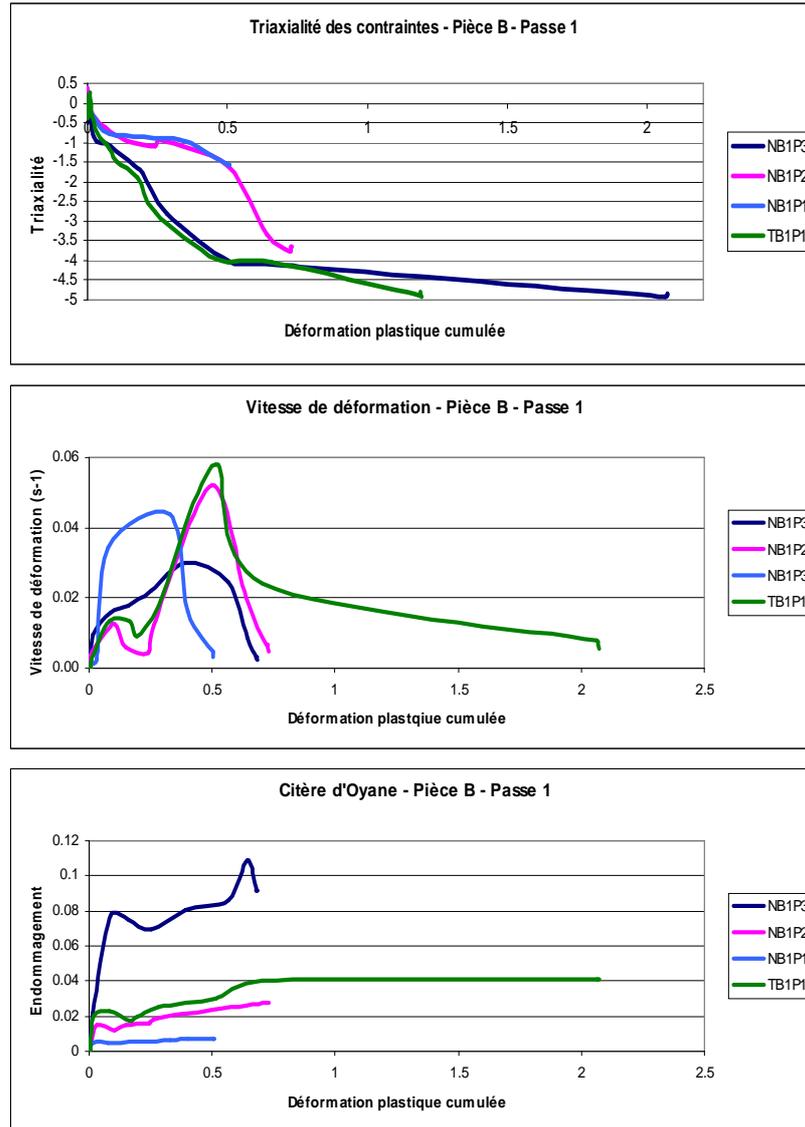


Figure III.29 : Profils de triaxialité des contraintes, de vitesse de déformation et du critère d'Oyane calculés sur les capteurs placés au cœur de la pièce B.

### III.iii.3 Deuxième passe de matriçage

#### III.iii.3.1 Profils de déformation et d'endommagement

- Déformation plastique cumulée

Les figures III.30 et III.31 représentent le champ de déformation plastique cumulée pendant la deuxième passe de matriçage de la pièce A et de la pièce B respectivement. Les niveaux de déformation plastique cumulée sont assez comparables dans les deux pièces (3.5 environ à cœur). Les zones aux bords des pièces A et B, qui ont des niveaux d'endommagement très élevés, sont des zones qui vont être chutées de la pièce (après ébavurage). Dans la zone encerclée de la pièce A (nervure horizontale), le niveau de déformation plastique cumulée est un peu plus important près de la surface (4 environ). Les petites toiles de la pièce B (zone encerclée figure III.31), présentent un niveau de déformation plastique cumulée un peu plus important en surface (4.5 environ).

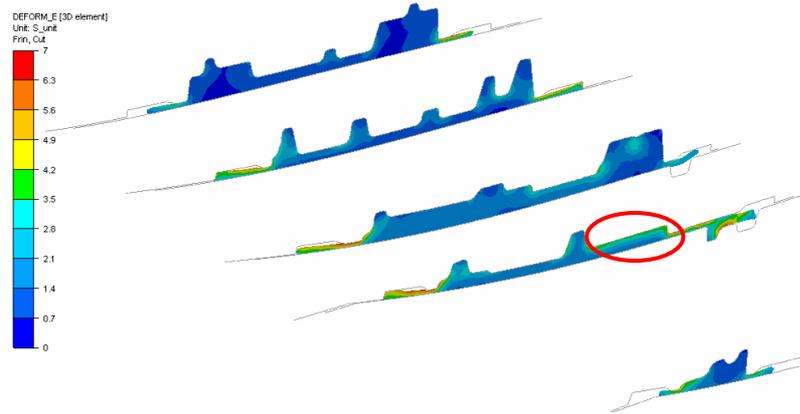


Figure III.30 : Champ de déformation plastique cumulée en fin de deuxième passe de matriçage de la pièce A.

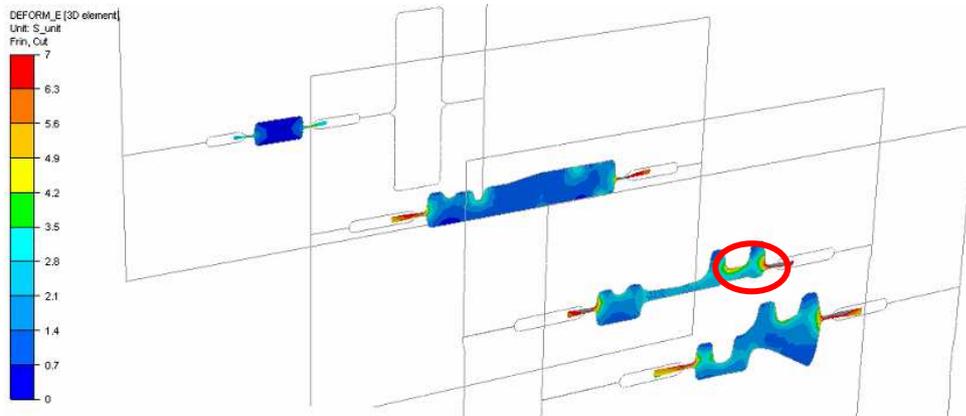


Figure III-31 : Champ de déformation plastique cumulée en fin de la deuxième passe de matriçage de la pièce B.

Les niveaux de déformation plastique cumulée dans les deux pièces A et B sont assez comparables.

- Endommagement

Les figures III.32 et III.33 représentent le champ du critère d'endommagement d'Oyane dans les deux pièces étudiées A et B. Les valeurs du paramètre d'endommagement dans les deux pièces sont globalement faibles (<0.3 à cœur). Près de la surface de certaines nervures (fig. III.32 et III.33), les valeurs du critère d'Oyane sont plus importantes (0.6 à 0.7 environ).

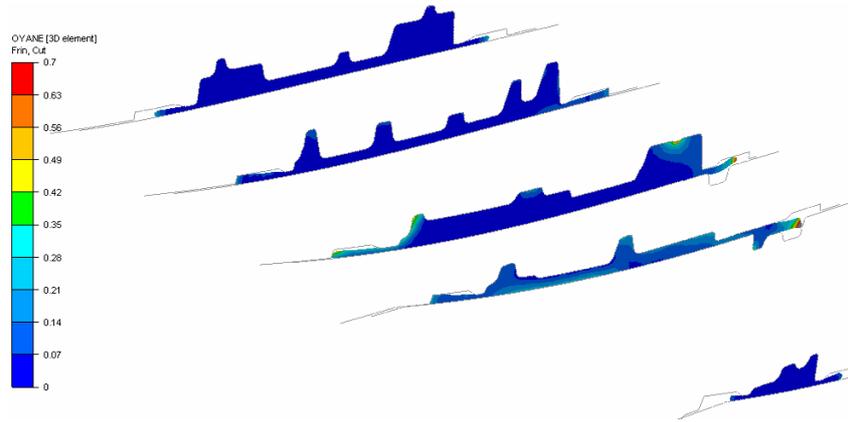


Figure III.32 : Champ du critère d'Oyane en fin de deuxième passe de matriçage de la pièce A.

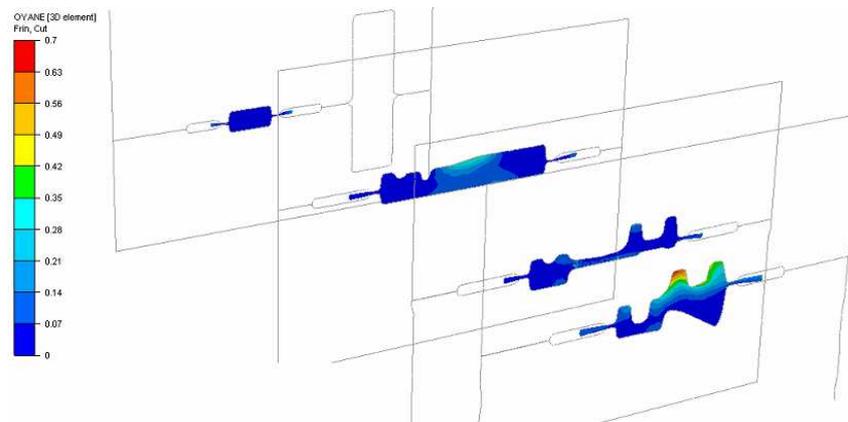


Figure III.33 : Champ du critère d'Oyane en fin de deuxième passe de matriçage de la pièce B.

III.iii.3.2 Etude des capteurs placés dans les pièces étudiées

- Pièce A

La figure III.34 montre l'emplacement des capteurs dans la pièce A en fin de la seconde passe de matriçage. Le capteur NHA2P2 a été placé au niveau de la nervure horizontale ( une zone jugée critique d'après l'analyse statistique de la distribution des défauts dans la pièce A) Les profils de triaxialité des contraintes, de la vitesse de déformation et du critère d'Oyane sont représentés dans la figure III.35.

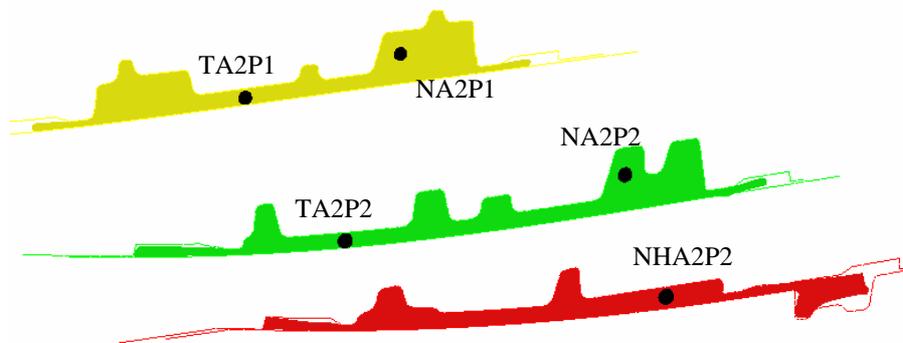


Figure III.34 : Placement des capteurs dans la pièce A.

La triaxialité des contraintes est négative tout au long de la seconde phase de matriçage. En effet, la triaxialité devient rapidement inférieure à  $-1/3$  au début de la déformation. Cet état de contrainte n'est pas propice à la croissance de porosités.

Pour la vitesse de déformation, les profils sont similaires et atteignent un maximum de l'ordre de  $0.1 \text{ s}^{-1}$ .

Les conditions de déformation sont donc défavorables à la génération de l'endommagement ductile.

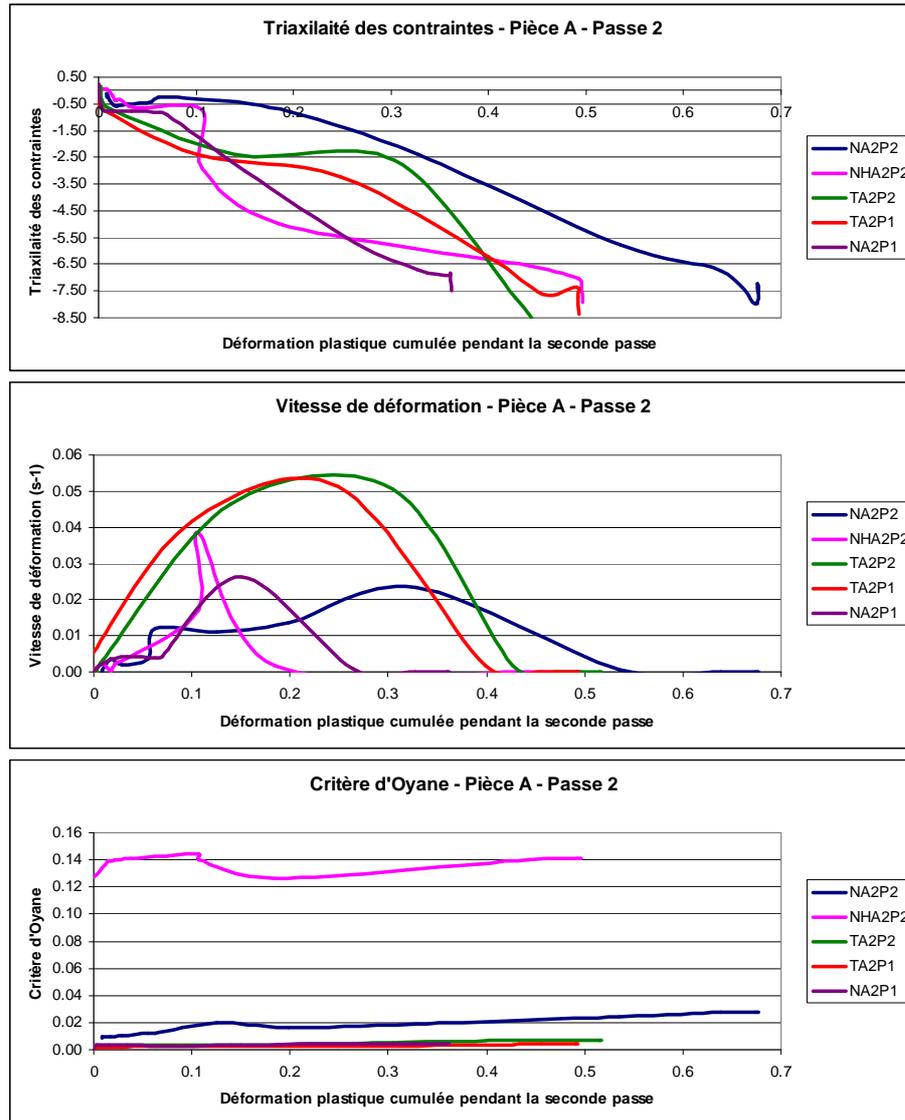


Figure III.35 : Profils de triaxialité des contraintes, de vitesse de déformation et du critère d'Oyane calculés sur les capteurs placés au cœur de la pièce A.

- Pièce B

La figure III.36 montre l'emplacement des capteurs dans la pièce B en fin de la seconde passe de matriçage. Les profils de triaxialité des contraintes, de vitesse de déformation et du critère d'Oyane sont représentés dans la figure III.37.

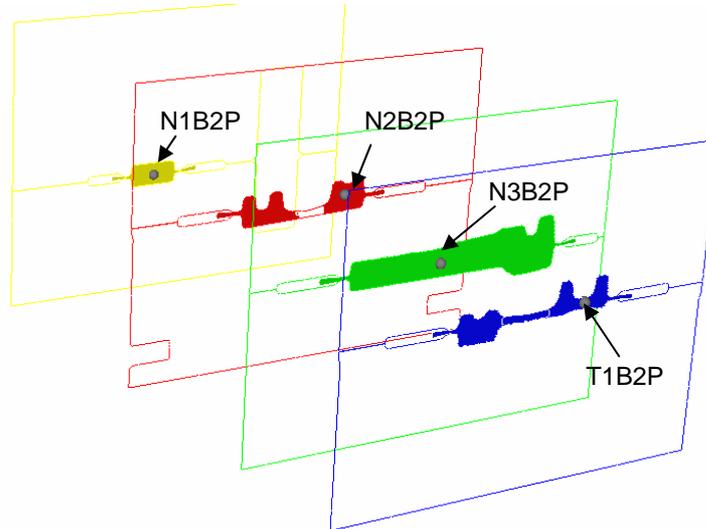


Figure III.36 : Placement des capteurs dans la pièce.

La triaxialité des contraintes est négative tout au long de la seconde phase de matriçage. En effet, la triaxialité devient rapidement inférieure à  $-1/3$  au début de la déformation. Les profils de vitesse de déformation sont similaires et atteignent un maximum de l'ordre de  $0.1 \text{ s}^{-1}$ .

Les conditions de triaxialité et de vitesse de déformation ne sont pas favorables à la création de défauts par endommagement ductile.

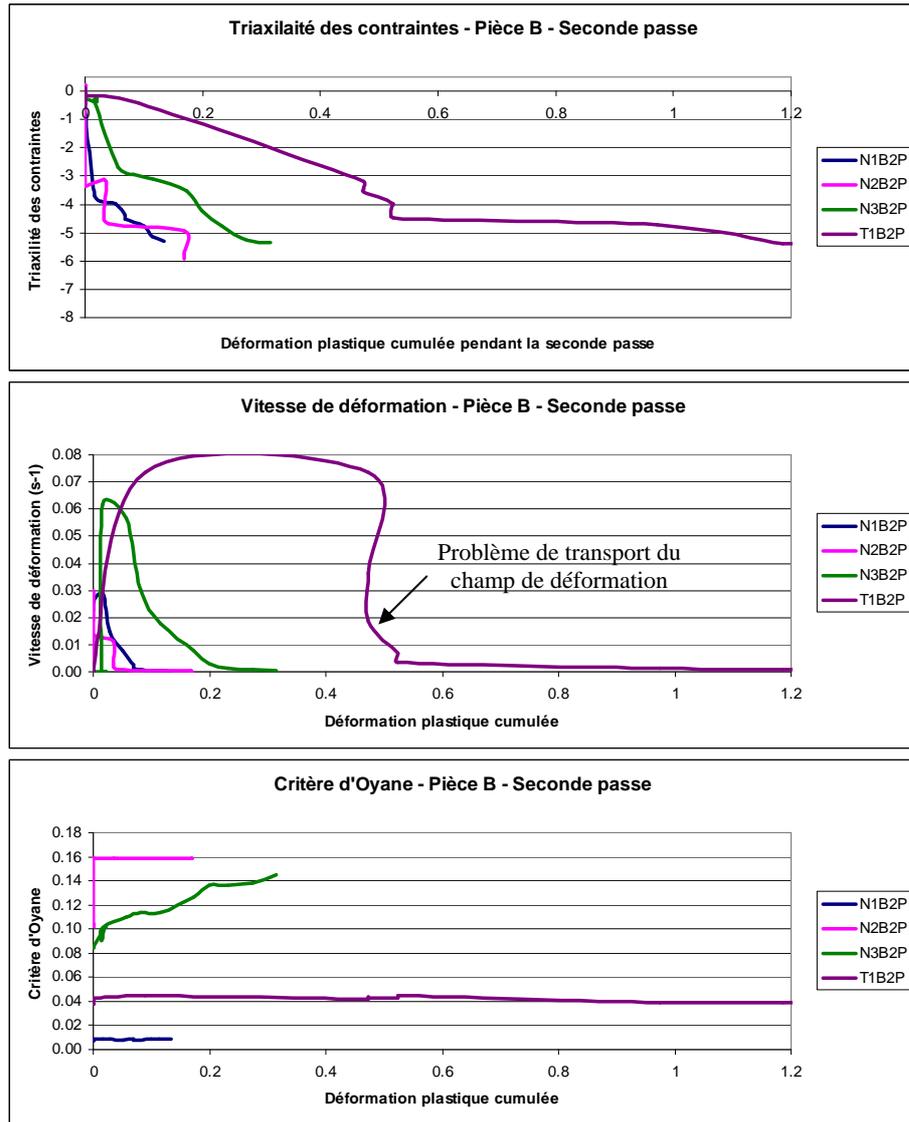


Figure III.37 : Profils de triaxialité des contraintes, de vitesse de déformation et du critère d’Oyane calculés sur les capteurs placés au cœur de la pièce B.

### III.iii.4 Conclusion

La simulation numérique des deux passes de matriçage de deux pièces A et B a permis d’étudier les profils des champs de déformation et du critère d’Oyane.

La comparaison des deux pièces montre qu’elles atteignent des niveaux de déformation plastique assez similaires à l’issue des deux passes de matriçage. Les niveaux de déformation atteints sur les deux pièces sont de l’ordre de 3 à cœur et environ 5 près de la surface de certaines nervures. Ces valeurs sont bien supérieures aux valeurs atteintes lors des essais de caractérisation du matériau en traction. Mais étant donné les très faibles valeurs de triaxialité des contraintes, il n’est pas étonnant d’atteindre de telles valeurs de déformation plastique.

Les valeurs du critère d’Oyane cumulées sur les deux pièces en fin de matriçage sont également comparables et restent relativement faibles à cœur. Les deux pièces A et B ont donc des procédés de matriçage très comparables en terme de risque d’endommagement du matériau.

Les profils de triaxialité sont négatifs et deviennent inférieurs à  $-1/3$  rapidement après le début de la déformation. Le procédé de matriçage est globalement compressif. Ces conditions ne sont pas favorables à la création de défauts par endommagement ductile.

Ces résultats ont été établis sans prendre en compte la microstructure du matériau. Aux voisinage de particules dures, nous pouvons avoir un état de triaxialité des contraintes positif (fracture des particules) ou un état de cisaillement (décohésion) malgré des triaxialités de contraintes globalement négatives dans la matrice. Cependant, étant donné les valeurs négatives de triaxialité des contraintes, il est probable que de telles microporosités ne pourraient pas croître.

### **Conclusion du chapitre III**

L'objectif de ce chapitre est l'étude des conditions d'endommagement pendant le matriçage de deux pièces industrielles A et B. Afin de suivre les conditions d'endommagement au cœur des pièces, les gammes de matriçage ont été simulées numériquement.

La loi de comportement du matériau a été identifiée à partir d'essais de traction à chaud pour alimenter la simulation numérique des gammes de matriçage. La caractérisation expérimentale des essais de traction à chaud a permis de mettre en évidence l'effet de la température sur la réorientation (fibrage) de la microstructure suivant la direction de traction (direction d'écoulement de la matière). Il a été conclu que le fibrage du matériau suivant la direction de traction est initié à des températures supérieures à 200°C et des taux de déformation plastique supérieurs à 0.4.

A partir de l'analyse statistique des données de production, une corrélation entre le type de pièce (A ou B) et le rebut a été mise en évidence. En effet, les pièces A présentent statistiquement plus de rebut que les pièces B. Néanmoins, les risques d'endommagement dans les deux pièces pendant leurs gammes de matriçage sont assez similaires et extrêmement faibles. Dans les deux cas, l'état compressif de la matière n'est pas favorable à la croissance de porosités. Dans l'ensemble de la pièce, la triaxialité des contraintes est en effet très négative tout au long des gammes de matriçage des pièces A et B, ce qui n'est pas favorable à la création de défauts par endommagement ductile. Au niveau des nervures, elle est positive pendant le remplissage des nervures et redevient négative en fin du procédé. Néanmoins, les vitesses de déformation associées à cette phase sont assez faibles et le niveau d'endommagement atteint reste par conséquent faible également.

Pour conclure, à travers l'étude des conditions d'endommagement pendant le matriçage, Il ne semble pas que la création des défauts industriels observés provienne de l'endommagement ductile à chaud lors du matriçage. Cette étude ne prend pas en compte la microstructure du matériau qui pourrait induire localement des microporosités. Néanmoins, les conditions de triaxialité ne favorisent pas la croissance de telles microporosités pour créer des défauts de taille supérieure à 1 mm. Enfin, le fond lisse observé dans les défauts industriels après matriçage ne correspond pas non plus à un faciès de rupture ductile classique avec présence de cupules.

### Références bibliographiques du chapitre III

- [1] F. Montheillet, F. Moussy, Physique et mécanique de l'endommagement, les éditions de physique, 1986.
- [2] G.T. Hahn, A.R. Rosenfield, Metallurgical factors affecting fracture toughness of Aluminium alloys, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 6, 1975, 68-653.
- [3] S.P. Rawal, J. Gurland, Observations on the effect of Cementite particles on fracture toughness of spheroidized carbon steels, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 8, 1977, 98-691.
- [4] E.A. Starke, Aluminium alloys of the 70's: scientific solutions to engineering problems, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 29, 1977, 99-115.
- [5] D. Lassance, D. Fabrègue, F. Delannay, T. Pardoën, Micromechanics of room and high temperature fracture in 6XXX Al alloys, *Prog. Mater. Sci.*, 2006, 62-129.
- [6] S.J. Barnes, P.B. Prangnell, S.M. Roberts, P.J. Whithers, The influence of temperature on microstructural damage during uniaxial compression of Aluminium composites, *Scripta Metall. Mater.*, Vol. 33, 1995, 323-329.
- [7] L. Babout, Y. Brechet, E. Maire, R. Fougères, On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites, *Acta Mater.*, Vol. 52, 2004, 4517-4525.
- [8] A. Deschamps, S. Péron, Y. Bréchet, J-C. Ehrström, L. Poizat, High temperature cleavage fracture in 5383 Aluminium alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 319-321, 2001, 583-586.
- [9] H. Zhang, Y. He, L. Li, Tensile deformation and fracture behaviour of spray-deposition 7075/15 SiCp Aluminium matrix composite sheet at elevated temperatures, *Mater. Charact.*, Vol. 59, 2008, 1078-1082.
- [10] M. Vedani, F. D'Errico, E. Gariboldi, Mechanical and fracture behaviour of Aluminium-based discontinuously reinforced composites at hot working temperatures, *Compos. Sci. Technol.*, Vol. 66, 2006, 343-349.
- [11] A. Razaghian, D. Yu, T. Chandra, Fracture behaviour of Sic-particle reinforced Aluminium alloy at high temperature, *Compos. Sci. Technol.*, Vol. 58, 1998, 239-298.
- [12] M.G. Cockcroft, D.J. Latham, Ductility and workability of metals, *J. Inst. Met.*, Vol. 96, 1968, 33-39.
- [13] M. Oyane, T. Sato, K. Okimoto, S. Shima, Criteria for ductile fracture and their applications, *J. Mech. Work Technol.*, Vol. 4, 1980, 65-81.
- [14] J.R. Rice, D.M. Tracey, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *J. of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 17, 1969, 201-217.
- [15] A. L. Gurson, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I – Yield criteria and flow rules for porous ductile media, *J. Eng. Mat. Tech.*, Vol. 99, 1977.
- [16] V. Tvergaard, A. Needleman, Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, *Acta. Metall. Mater.*, Vol. 32, 1984, 83-89.
- [17] C. Chu, A. Needleman, Void nucleation effects in biaxially stretched sheets, *J. Eng. Mater. Tech.*, Vol. 102, 1980, 249-256.
- [18] J. Lemaitre, A continuous damage mechanics model for ductile fracture, *J. Eng. Mat. Tech.*, Vol. 107, 1983, 83-89.
- [19] J. Lemaitre, J.L. Chaboche, Mécanique des matériaux, Dunod, Paris, 1985.
- [20] J. Lemaitre, R. Desmorat, Engineering Damage Mechanics: Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures, Springer, Berlin, 2005.
- [21] P.O. Bouchard, L. Bourgeon, S. Fayolle, K. Mocellin, An enhanced Lemaitre model formulation for materials processing damage computation, *Int. J. Mater. Forming*, Vol. 4, 2011, 299-315.

- [22] L. Xue, Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading, *Int. J. Sol. Struct.*, Vol. 16 (44), 2007, 5163-5181.
- [23] K. Nahshon, J. Hutchinson, Modification of the Gurson Model for shear failure, *European Journal of Mechanics - A/Solids*, Vol. 27, 2008, 1-17.
- [24] L. Xue, T. Wierzbicki, Numerical simulation of fracture mode transition in ductile plates, *Int. J. Sol. Struct.*, Vol. 46, 2009, 1423-1435.
- [25] Y. Bai, T. Wierzbicki, Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture, *International Journal of Fracture*, Vol.161 (1), 2010, 1-20.
- [26] S. Fayolle, PhD thesis : « Etude de la modélisation de la pose et de la tenue mécanique des assemblages par déformation plastique », Mines Paristech, Defended November 26<sup>th</sup> 2008.
- [27] E.M. Taleff, J.P. Nevland, P.E. Krajewski, Tensile ductility of several commercial Aluminum alloys at elevated temperatures, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 32, 2001, 1119-1130.
- [28] D. Li, A. Ghosh, Tensile deformation behaviour of Aluminum alloys at warm forming temperatures, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 352, 2003, 279-286.
- [29] T. Naka, Y. Nakayama, T. Uemori, R. Hino, F. Yoshida, Effects of temperature on yield locus for 5083 aluminum alloy sheet, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 140, 2003, 494-499.
- [30] Y. Yi, H. Chen, Y.C. Lin, Investigation of flow stress behaviour and microstructural evolution of 7050 Al alloy, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 546-549, 2007, 1065-1068.
- [31] H.E. Hu, L. Zhen, B.Y. Zhang, L. Yang, J.Z. Chen, Microstructure characterization of 7050 aluminum alloy during dynamic recrystallization and dynamic recovery, *Mater. Charact.*, Vol. 59, 2008, 1185-1189.
- [32] J.K. Chang, K. Takata, K. Ichitani, E.M. Taleff, Ductility of an aluminum-4.4 wt. pct. Magnesium alloy at warm and hot-working temperatures, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 527, 2010, 3822-3828.
- [33] X. Huang, H. Zhang, Y. Han, W. Wu, J. Chen, Hot deformation behaviour of 2026 aluminum alloy during compression at elevated temperatures, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 527, 2010, 485-490.

## **CHAPITRE IV : HYPOTHESE II – DEFAUT PREEEXISTANT**

L'étude détaillée dans le chapitre III a permis d'écarter l'hypothèse de la création des défauts par endommagement ductile à chaud pendant le matriçage des pièces. En effet, cette hypothèse n'explique pas l'observation de zones lisses dans les défauts, et le procédé de matriçage est purement compressif donc défavorable à la création et/ou à l'évolution de l'endommagement ductile.

Dans ce chapitre IV, l'hypothèse d'une origine des défauts US qui serait liée à un défaut préexistant dans le matériau et persistant pendant toute la gamme de mise en forme, a été étudiée. Cette hypothèse est supportée par la corrélation établie entre le rebut des pièces et leur coulée de provenance, et par la similitude constatée entre les zones lisses des défauts caractérisés et le fond des porosités observées dans le matériau brut de coulée.

Dans un premier temps, nous présentons une étude bibliographique portant sur les types de porosités présents dans les alliages d'aluminium et sur leur évolution pendant la déformation à chaud. Comme les gammes de forgeage doivent être comparées en termes d'efficacité de refermeture de porosité, une revue bibliographique portant sur les critères numériques de refermeture de porosité est également présentée. Ensuite, les gammes de forgeage des deux pièces A et B sont simulées et comparées en termes de conditions de refermeture de porosité. Enfin, une gamme de mini-forgeage a été développée et réalisée expérimentalement de manière à caractériser l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud.

## IV.i Bibliographie : *Eléments bibliographiques concernant les porosités et leur évolution pendant la déformation*

### IV.i.1 Formation des porosités dans les alliages d'aluminium

L'étude de la formation des porosités dans les alliages d'aluminium pendant leur solidification a été largement étudiée dans la dernière décennie [1-15]. Les porosités dans les alliages d'aluminium sont principalement dues à deux facteurs : le retrait du solide pendant la solidification et la dissolution du gaz d'hydrogène dans le liquide [1-9]. La formation des porosités est souvent le résultat de l'interaction entre ces deux facteurs pendant la solidification [2-10].

La porosité due au retrait du solide, appelée retassure, se produit en raison de la différence de densité entre la phase liquide et la phase solide. En effet, pendant la solidification il y a un retrait du solide qui est normalement compensé par le liquide via des canaux interdendritiques assurant l'approvisionnement en liquide. Au fur et à mesure de l'avancement de la solidification, ces canaux se ferment et isolent des zones où les porosités vont apparaître car il n'y a plus d'approvisionnement en liquide [10-11]. Ces porosités ont des formes très tortueuses. Le phénomène du retrait du liquide peut se produire à l'échelle microscopique pour former des microporosités dispersées dans des sites situés dans les espaces interdendritiques. Elles apparaissent particulièrement dans les alliages d'aluminium à large intervalle de température de solidification dont les alliages de la série 7XXX font partie [2].

La porosité dite « hydrogène » se forme à cause de la différence de solubilité dans la phase liquide et dans la phase solide [2-7]. La courbe de la figure IV.1 donne la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium et ces alliages en fonction de la température [2-7]. Pour l'aluminium pur et à 660°C, la solubilité de l'hydrogène dans le liquide est de l'ordre de 0.7 cm<sup>3</sup>/100 g alors que la solubilité dans le solide ne dépasse pas 0.04 cm<sup>3</sup>/100 g [3]. Les éléments d'alliage ont un effet sur la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium liquide. L'ajout par exemple du cuivre, du silicium ou du zinc diminue la solubilité dans le liquide (figure IV.1) mais augmente la solubilité dans le solide [15]. En revanche, l'ajout du lithium ou du magnésium augmente la solubilité de l'hydrogène dans le liquide et dans le solide à cause de leur affinité pour l'hydrogène.

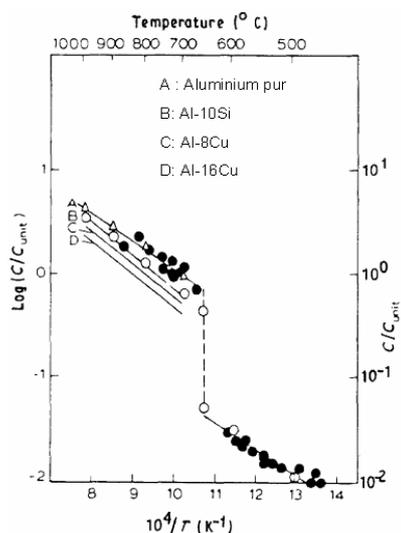
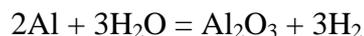


Figure IV.1 : Courbe de solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium pur et ces alliages [2-3].

L'aluminium liquide absorbe l'hydrogène suite à sa réaction avec l'eau ou la vapeur d'eau :



La présence de l'hydrogène dans les alliages d'aluminium peut provenir de plusieurs sources. La contamination pendant la charge par l'eau ou les huiles formées sur la surface des métaux stockés dans de mauvaises conditions. L'absorption de l'hydrogène peut également provenir de la réaction avec la vapeur d'eau présente dans l'atmosphère des fours de coulée. La teneur en hydrogène est aussi affectée par le degré d'humidité dans l'atmosphère. Ainsi, une variabilité d'absorption de l'hydrogène peut exister d'une saison à l'autre.

Le mécanisme de formation des porosités hydrogène est régi par le rejet, pendant la solidification, de l'hydrogène du solide vers le liquide entraînant sa saturation. Les porosités résultant de l'hydrogène se forment soit avant le front de solidification dans le liquide soit pendant la solidification [2-3]. Les porosités formées avant le front de solidification, ont une forme caractéristique régulière et sphérique. En revanche, les porosités formées pendant la solidification (ou porosités interdendritiques) ont une forme irrégulière et occupent les espaces interdendritiques.

Les porosités interdendritiques dues à la précipitation de l'hydrogène ne se forment que si la teneur en hydrogène dépasse une valeur seuil [2-5,12]. Cette valeur seuil dépend de la composition de l'alliage et des conditions de solidification. Par exemple, Jordan *et al.* ont établi une valeur seuil supérieure à  $0.1 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$  pour un alliage Al-Cu-Mg élaboré par coulée semi-continue [5]. Ransley explique cette valeur seuil par le fait que les dernières zones à solidifier dans beaucoup d'alliages d'aluminium ont une composition correspondant à l'eutectique. Comme ces zones solidifient à une température unique, tout le gaz présent dans ces zones est piégé empêchant la formation des porosités. Ce constat est vrai dans le cas de l'aluminium pur où la fraction volumique des porosités est très faible lorsque la teneur en hydrogène n'est pas très élevée [2]. La teneur seuil en hydrogène est donc interprétée comme la teneur en hydrogène nécessaire pour la saturation du liquide à composition eutectique.

La formation des porosités interdendritiques est également conditionnée par les conditions de solidification (vitesse de refroidissement) et les propriétés de l'alliage (intervalle de températures de solidification) [1-3,13-14].

Il existe différents procédés de dégazage dont l'objectif est la réduction de la teneur en hydrogène dans les alliages d'aluminium. La majorité de ces procédés est basée sur le barbotage de bulles de gaz comme l'argon, le chlore ou l'azote dans le métal liquide. L'efficacité du dégazage est améliorée par l'utilisation de très petites bulles de gaz bien dispersées dans le métal liquide.

#### **IV.i.2 Evolution des porosités pendant la déformation à chaud**

Plusieurs travaux dans la littérature ont montré l'effet négatif de la porosité sur la ductilité des alliages d'aluminium et sur leur résistance à la fatigue [16-19]. Cependant, Herrera et Kondic ont montré que pour avoir de meilleures corrélations avec les propriétés mécaniques, il faut prendre en compte non seulement le taux de porosité mais aussi la taille de la porosité et sa surface spécifique [17]. En effet, il a été montré que l'allongement à rupture diminue rapidement avec la surface spécifique maximale de la porosité de l'échantillon étudié [16].

L'élimination des porosités pendant la mise en forme (par laminage, forgeage...) se fait en deux étapes : refermeture des porosités et leur cicatrisation [20]. Pour les procédés de refermeture à chaud, la seconde étape de cicatrisation se produit après refermeture de la porosité grâce aux phénomènes de diffusion actifs à haute température.

La refermeture complète des porosités dépend des paramètres des procédés de mise en forme. En effet, pendant le laminage à chaud par exemple, elle dépend de la réduction de l'épaisseur, de la température, de la pression hydrostatique et de la durée de maintien à cette pression [21-22].

Pour les aciers, il a été observé que la résistance de la surface refermée approche celle du matériau de base pour les très hautes températures de laminage (des températures supérieures à 1050°C) [21]. En revanche, on observe que la cicatrisation de la surface n'est pas totale à relativement faibles températures (900°C). L'observation des zones proches de la surface de laminage a montré que les porosités situées dans ces zones ont été bien refermées grâce au long maintien à haute pression hydrostatique tout au long du laminage [21].

Youssef *et al.* ont étudié l'évolution des porosités dans une plaque de l'alliage Al-4Mg laminé à 400°C, par des observations en tomographie RX réalisées sur des échantillons prélevés de cette plaque [22]. Le laminage est réalisé en plusieurs passes de 0.6 mm à partir d'une épaisseur initiale de 20 mm jusqu'à atteindre une réduction finale de 50% d'épaisseur. Il a été montré que les porosités situées à cœur, très tortueuses à l'état initial, ont tendance à devenir sphériques et à croître pendant les premières passes de laminage comme ces zones sont en traction pendant ces premières passes (jusqu'à une réduction d'épaisseur de 36%). Après 36% de réduction, les porosités tendent à s'aplatir suivant la direction de laminage.

Il a été montré que la refermeture des porosités commence par les bords (si les bords sont en compression) et évolue vers le centre jusqu'à refermeture complète [21]. Dans le cas d'alliages d'aluminium de corroyage, il a été rapporté dans la littérature que les porosités interdendritiques ne se ferment pas complètement mais sont seulement aplaties pendant la mise en forme, ce qui réduirait les propriétés mécaniques du matériau dans le sens travers-court [2-3,23-25].

L'effet sur les propriétés mécaniques dans le sens travers-court de la porosité aplatie a été vérifié sur des plateaux de très faibles épaisseurs laminés à partir d'un alliage Al-Cu-Mg [25]. Le même résultat a été établi dans le cas d'un alliage Al-Zn-Mg-Cu forgé [23]. Dans le cas de l'alliage Al-Cu-Mg, il a été observé que les propriétés mécaniques dans le sens travers-court sont très impactées par la fraction volumique de porosité. Des lingots du même alliage ayant subi une combinaison de forgeage et de laminage ont gardé de bonnes propriétés mécaniques malgré la teneur élevée en hydrogène. Ce résultat serait dû à la refermeture complète des porosités par des déformations multidirectionnelles [25].

Dans le cas de l'aluminium de pureté commerciale, il a été constaté que la porosité secondaire qui se présente sous forme de très petites porosités sphériques aléatoirement distribuées dans le matériau, ne subit aucun changement, et cela même après de grandes déformations plastiques pendant le laminage [3].

Conclusion :

Cette revue bibliographique porte sur la formation et l'évolution des porosités pendant la solidification et la mise en forme des alliages d'aluminium. La majorité des travaux présentés portent sur les alliages des familles Al-Cu, Al-Si, Al-Mg et aluminium de pureté commerciale. Les mécanismes de formation des porosités décrits dans ces travaux sont tous conditionnés par la teneur en hydrogène et les conditions d'élaboration et de solidification. Les porosités résiduelles de solidification sont refermées pendant les phases de mise en forme (laminage, forgeage...). La refermeture complète de ces porosités dépend de la température de transformation, du taux de réduction de l'épaisseur, de la pression hydrostatique et du maintien prolongé à cette pression.

Dans le cadre de cette étude nous travaillons sur l'alliage 7050 avec une teneur en hydrogène inférieure à 0.1 cm<sup>3</sup>/100 g (faible teneur en hydrogène). Les porosités observées dans cet alliage sont très tortueuses (voir chapitre I). La mise en forme de cet alliage se fait par pétrissage/étriage et matriçage à 420°C. Les réductions d'épaisseur pendant les gammes d'étriage dépassent 55%. Ces conditions devraient favoriser la refermeture des porosités résiduelles de solidification.

**IV.i.3 Critères numériques de refermeture de porosités**

Plusieurs travaux dans la littérature ont cherché à proposer des critères numériques pour la refermeture de porosités qui permettraient d'étudier l'influence des paramètres procédés sur la qualité de refermeture de porosités [26-31].

En utilisant une méthode d'analyse basée sur les éléments finis (EF), Tanaka et *al.* ont conclu que la déformation équivalente et la pression hydrostatique dans la région entourant les porosités ont un effet très important sur la refermeture de porosités pendant le forgeage [26-27]. L'effet de la pression hydrostatique sur la refermeture a été également rapporté par Wang et *al.* à partir d'études expérimentales et numériques sur le laminage [21].

En 2006, Nakasaki et *al.* ont proposé un critère d'intégration hydrostatique (noté **IRP** pour Indice de Refermeture de Porosité) qui prend en compte le taux de triaxialité des contraintes (rapport de la pression hydrostatique à la contrainte équivalente de von Mises) [28] :

$$IRP = \int_0^{\bar{\epsilon}_p} \left( -\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) d\bar{\epsilon}_p \tag{IV.1}$$

avec :

- $\sigma_m$  : pression hydrostatique
- $\sigma_{eq}$  : contrainte équivalente de von Mises
- $\bar{\epsilon}_p$  : déformation plastique équivalente

Ce critère a été modifié pour être corrélé à la réduction de porosités dans de petits lopins en plastiscine (95×75×200 mm). Une valeur minimale du critère IRP pour la refermeture complète de porosités a été établie dans ce cas à 0.25. Ce critère a été ensuite utilisé pour optimiser une ligne industrielle de laminage [28].

Le même critère (IRP) a été utilisé par Kakimoto et *al.* en 2010 pour étudier la refermeture de porosités ouvertes situées au centre des lopins étudiés, pendant un essai de compression uniaxiale [29]. Une valeur minimale du critère IRP a été établie dans ce cas à 0.21, pour la refermeture complète de porosités, à partir de résultats expérimentaux et numériques. Une étude de sensibilité de ce critère aux paramètres procédés a permis de conclure que le taux de réduction de hauteur et la forme des outils de déformation, ont un effet important sur la refermeture des porosités [29].

Zhang et *al.* ont proposé un autre critère pour la refermeture des porosités dans de gros lingots forgés à chaud. Ce critère est basé sur une approche multi-échelle qui calcule la vitesse de déformation volumique par la méthode variationnelle de Ritz [30] :

$$\ln\left(\frac{V}{V_0}\right) = \int_0^{\bar{\epsilon}_p} \text{sign}(-\sigma_m) \left[ \frac{3}{2} \left( \frac{3}{2n} \left| \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right| + \frac{(n-1)(5n+2)}{5n^2} \right)^n + q_1 \left| \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right| + 3q_2 \bar{\epsilon}_p^2 + 5q_3 \bar{\epsilon}_p^4 + q_4 \right] d\bar{\epsilon}_p \quad \text{IV.2}$$

Où :

- $V$  : volume final de la porosité
- $V_0$  : volume initial de la porosité
- $\sigma_m$  : pression hydrostatique
- $\sigma_{eq}$  : contrainte équivalente de von Mises
- $n$  : coefficient de Norton pour la loi puissance de Norton
- $\bar{\epsilon}_p$  : déformation plastique équivalente
- $q_1, q_2, q_3$  et  $q_4$  : paramètres du modèle

Ce critère permet de prendre en compte l'effet du taux de triaxialité des contraintes  $\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$

et du coefficient de Norton (n) de la loi puissance de Norton (équation IV.3). Il montre également que la déformation plastique nécessaire pour la refermeture complète de porosités diminue avec le niveau de triaxialité et le coefficient d'écrouissage du matériau [30].

$$\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} = \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad \text{IV.3}$$

Où :

- $\dot{\epsilon}_0$  : vitesse de déformation de référence.
- $\sigma_0$  : contrainte de référence.

Une forme simplifiée du critère (IV.2) a été implémentée par P. Lasne sous Forge®2009 [31] :

$$\ln\left(\frac{V}{V_0}\right) = \int_0^{\bar{\epsilon}_p} K_c \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} d\bar{\epsilon}_p \quad \text{IV.4}$$

Le paramètre  $K_c$  a été identifié à partir de la simulation numérique de la compression d'une matrice contenant une porosité sphérique.

Conclusion :

Les critères recensés dans la littérature sont des critères scalaires qui ne prennent pas en compte l'effet de la traction induite suivant les directions perpendiculaires à la direction de forgeage sur l'état d'ouverture de porosités. De plus, ces critères ne prennent pas en compte la forme initiale des porosités ou leur distribution initiale dans les lingots déformés. Ces paramètres semblent pourtant avoir un effet non négligeable sur les conditions de refermeture de porosités [32], notamment au cours des procédés de refermeture multi-passes pour lesquels les porosités sont soumises à des chargements multiaxiaux et non monotones. Dans la suite une formulation tensorielle du critère IRP sera introduite afin de prendre en compte le caractère multidirectionnel des gammes de forgeage.

**IV.ii Critères de refermeture de porosités**

**IV.ii.1 Critère IRP (Indice de Refermeture de Porosités)**

Afin de comparer les conditions de refermeture de porosités de deux gammes industrielles de forgeage, le critère IRP défini dans l'équation IV.1 sera utilisé.

Néanmoins, ce critère scalaire ne permet pas de prendre en compte la traction induite suivant les axes perpendiculaires à l'axe de forgeage. Autrement dit, l'éventuelle réouverture d'une porosité suivant les axes perpendiculaires à l'axe de forgeage n'est pas prise en compte si l'on utilise seulement la déformation plastique équivalente. Cet effet doit être pris en compte dans les gammes de forgeage multidirectionnelles.

Afin de prendre en compte la direction de déformation, nous proposons une formulation tensorielle du critère IRP, basée sur le tenseur de déformation plastique :

$$IRP_{ij} = \int_0^{\varepsilon_{ij}^p} \left( \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) d\varepsilon_{ij}^p \quad \text{pour } i, j \in \{1,2,3\} \quad \text{IV.5}$$

avec :

- $\sigma_m$  : pression hydrostatique
- $\sigma_{eq}$  : contrainte équivalente de von Mises

La convention de signe a été fixée de manière à avoir une composante négative en traction et positive en compression.

**IV.ii.2 Application à une gamme de compression test**

Les critères IRP et  $IRP_{ij}$  ont été implémentés sous Forge®2009. Afin de tester ces critères, une gamme de compression test a été simulée sous Forge®2009 (voir figure IV.2 et tableau IV.1). Ils vont nous permettre de suivre l'évolution d'une porosité hypothétique initialement sphérique et placée au cœur du lopin comprimé.

Volume mm <sup>3</sup>	Température °C	Vitesse de la presse (mm/s)	1 <sup>ère</sup> compression	2 <sup>ème</sup> compression
100 × 100 × 100	420	3	Z	X

Tableau IV.1 : Conditions de la gamme de compression test.

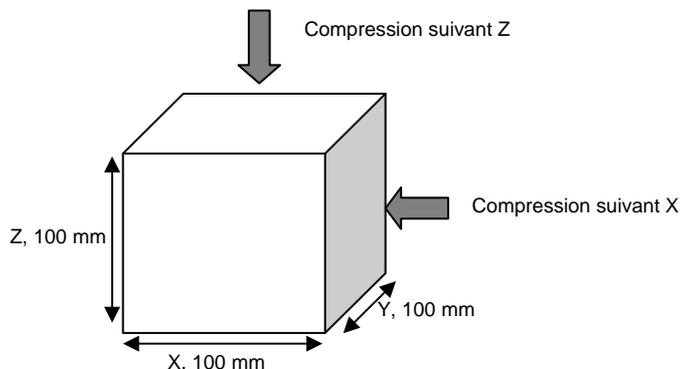


Figure IV.2 : Géométrie initiale du lopin comprimé.

La gamme de compression a été conçue de manière à avoir la composante du tenseur de déformation plastique nulle suivant l'axe X. Elle se fait en deux étapes :

- Compression suivant Z jusqu'à atteindre une hauteur de 60 mm.
- Compression suivant X jusqu'à atteindre une hauteur de 100 mm.

Pendant cette gamme de compression, une porosité hypothétique située au cœur du lopin se trouverait comprimée suivant l'axe de compression et allongée suivant les deux autres axes. Un bon critère de refermeture des porosités devrait permettre de prendre en compte ce comportement.

Afin de suivre le chemin de déformation, un capteur a été placé au cœur du lopin. Les critères  $IRP$ ,  $IRP_{ij}$  ainsi que le tenseur de déformation plastique ont été calculés (figures IV.3, IV.4 et IV.5).

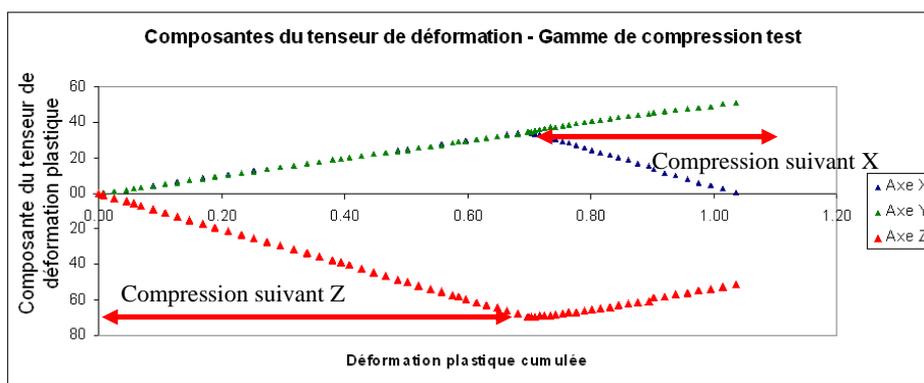


Figure IV.3 : Composantes principales du tenseur de déformation plastique.

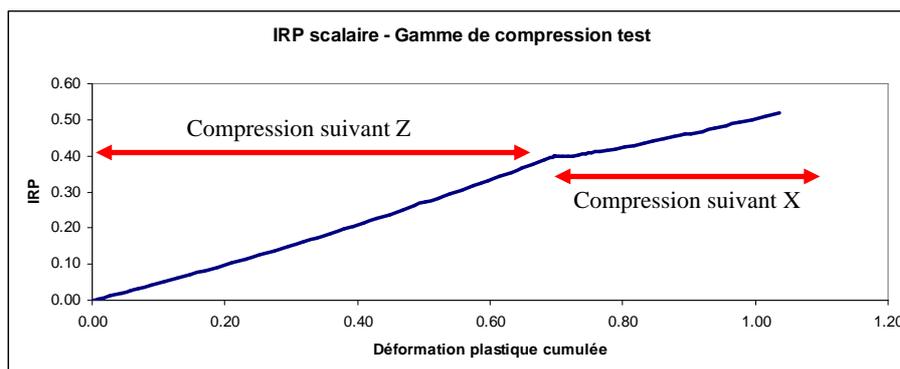


Figure IV.4 : Profil du critère IRP en fonction de la déformation plastique cumulée à cœur.

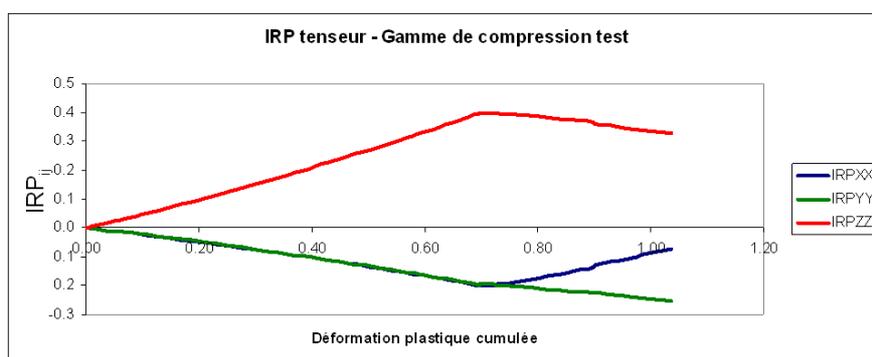


Figure IV.5 : Profil des composantes principales du tenseur  $IRP_{ij}$  en fonction de la déformation plastique cumulée à cœur.

La figure IV.3 montre le profil des composantes du tenseur de déformation pendant la gamme de compression test. Pendant la première phase de compression suivant Z, La déformation suivant l'axe Z est négative. En revanche, les axes X et Y sont en traction (déformation positive). L'ouverture d'une porosité présente à cœur va effectivement se réduire suivant Z et s'allonger suivant les axes X et Y. Pendant la seconde phase de compression suivant X, la porosité va se ré-ouvrir suivant Z comme elle est localement en traction suivant cette direction. Le critère IRP, dont le profil est présenté figure IV.4, est croissant pendant toute la gamme de compression. Il ne permet donc pas de suivre l'état de fermeture/réouverture de la porosité pendant une gamme de compression multidirectionnelle.

La figure IV.5 représente le profil des composantes du critère  $IRP_{ij}$  en fonction de la déformation plastique cumulée. La composante  $IRP_{ZZ}$  augmente pendant la première phase de compression suivant Z puis diminue quand la compression se fait suivant l'axe X. Ce critère tensoriel permet donc de suivre le comportement d'une porosité soumise à ces conditions de déformation.

La figure IV.6 représente le profil des composantes du tenseur  $IRP_{ij}$  en fonction de la composante du tenseur de déformation plastique correspondant. La valeur finale de la composante du critère  $IRP_{ij}$  suivant X ne s'annule pas. Un allongement de la porosité suivant l'axe X persiste malgré le retour aux dimensions initiales suivant l'axe X. Ce résultat s'explique par des valeurs faibles de la triaxialité des contraintes pendant la deuxième phase de compression par comparaison à la première phase de compression (fig. IV.7)

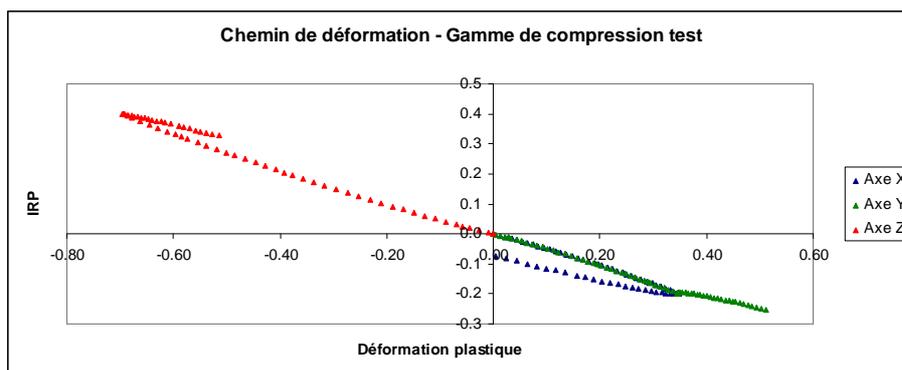


Figure IV.6 : Profil des composantes principales du tenseur IRP en fonction de la composante correspondante du tenseur de déformation.

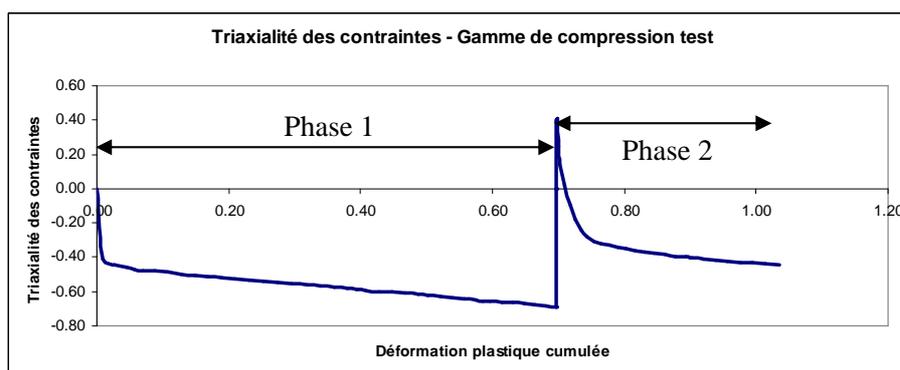


Figure IV.7 : Profil de l'état de triaxialité des contraintes à cœur. Pendant le calage du lopin par rapport à l'outil de compression, la triaxialité des contraintes est positive. Cette phase n'a pas d'effet sur le calcul du critère IRP car la vitesse de déformation correspondant à cette phase est quasiment nulle.

Le critère  $IRP_{ij}$  permet donc de bien prendre en compte les effets combinés de la triaxialité des contraintes et de la déformation plastique. Il permet également de suivre le processus de fermeture/réouverture de porosités dans un essai de compression multidirectionnelle. Par ailleurs, ce critère est uniquement un critère de refermeture, et ne traite pas de la cicatrization. Ce critère n'est d'ailleurs pas adapté au cas de cicatrization puisque dans ce cas, il n'y aurait pas de réouverture, même pour des composantes principales du tenseur de déformation positive.

### IV.iii Simulation des gammes de forgeage industriel

L'objectif de cette partie est de simuler et de comparer les gammes de forgeage industriel de deux pièces A et B. La comparaison des deux gammes, en termes de conditions de refermeture de porosités, va nous permettre de vérifier s'il existe une corrélation entre les conditions de forgeage et le taux de rebut constaté en fin de la gamme de mise en forme.

Les gammes industrielles des deux pièces A et B ont été simulées numériquement à l'aide du logiciel Forge®2009.

#### IV.iii.1 Définition des gammes de forgeage à chaud

Le forgeage à chaud industriel se fait en trois étapes (cf. figure IV.8):

- **Pétrissage** : le lopin parallélépipédique initial est prélevé dans le lingot brut de coulée. Le lopin est déformé à chaud en plusieurs coups de compression sur tout le volume de

manière à atteindre les dimensions finales souhaitées. La compression est réalisée successivement suivant les trois directions principales du lopin. A l'issue du pétrissage, le lopin final conserve une forme parallélépipédique.

- **Pré-étirage** : pendant le pré-étirage, l'épaisseur du lopin est réduite par des compressions successives, suivant la même direction, réalisées sur une partie du lopin. L'outil de compression va balayer toute la longueur du lopin de manière à avoir une épaisseur finale homogène. A l'issue du pré-étirage, le lopin final a toujours une forme parallélépipédique.
- **Etirage** : le lopin est déformé de la même manière que pendant le pré-étirage. L'objectif de cette dernière étape de forgeage est de réaliser la pré-géométrie de la pièce avant de passer au matriçage. A l'issue de l'étirage, nous obtenons une ébauche d'épaisseur non uniforme, qui sera ensuite découpée puis matricée.

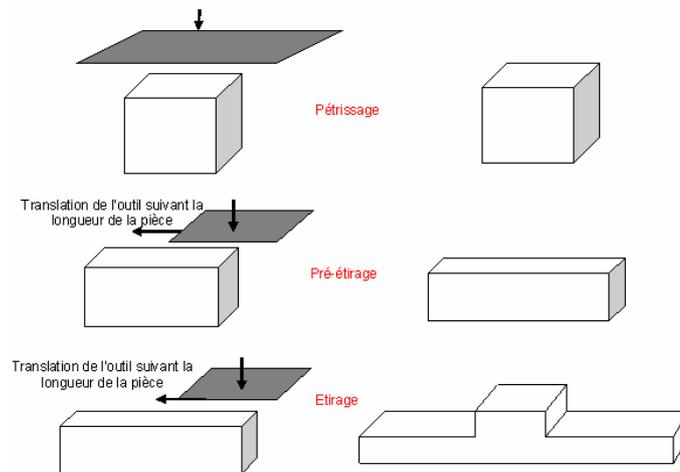


Figure IV.8 : Schéma des étapes du forgeage à chaud industriel.

Pendant l'étape de pétrissage, nous appelons « passe » une série de coups de compression alternés suivant les directions adéquates pour atteindre les dimensions souhaitées du lopin final. Une passe comprend donc plusieurs coups de compression suivant les directions X, Y et Z successivement pour atteindre les dimensions souhaitées. En fonction du type de pièces et des dimensions initiales des lopins, la gamme de pétrissage peut se faire en une ou deux passes.

#### IV.iii.2 Gammes de forgeage des pièces A et B

Les lopins initiaux sont prélevés dans les lingots bruts de coulée. Les directions X, Y et Z sont repérées en fonction de la direction de coulée (indiquée par la lettre A) qui sera repérée Z et de l'épaisseur des lingots qui sera repérée Y (figure IV.9).

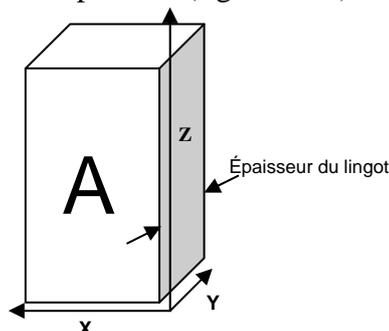


Figure IV.9 : Définition des directions X, Y et Z dans les lopins forgés. La lettre A indique la direction de coulée.

Les conditions de forgeage des pièces A et B sont résumées dans les tableaux IV.2 et IV.3.

	<b>Volume normalisé par le volume de la pièce B</b>	<b>Température (°C)</b>	<b>Nombre de passes de pétrissage</b>
<b>Pièce A</b>	<b>3</b>	<b>420</b>	<b>2</b>
<b>Pièce B</b>	<b>1</b>	<b>420</b>	<b>1</b>

**Tableau IV.2 : Conditions opératoires des gammes de pétrissage des pièces A et B.**

	<b>Pré-étirage</b>	<b>Etirage</b>	<b>Direction de pré-étirage et d'étirage</b>
<b>Pièce A</b>	<b>oui</b>	<b>oui</b>	<b>X</b>
<b>Pièce B</b>	<b>oui</b>	<b>oui</b>	<b>Y</b>

**Tableau IV.3 : Conditions opératoires des gammes de pré-étirage et d'étirage.**

Les gammes complètes de forgeage ont été simulées à partir des conditions opératoires fournies par Aubert et Duval. Des capteurs ont été placés au cœur des lopins de manière à suivre l'évolution de la température, de la déformation plastique, de la triaxialité des contraintes, de la vitesse de déformation et des critères IRP et IRP<sub>ij</sub>.

### IV.iii.3 Conditions thermomécaniques à cœur

Les tableaux IV.4 et IV.5 représentent les niveaux de température, de vitesse de déformation et de taux de triaxialité des contraintes extrêmes atteints pendant les gammes de pétrissage (le pré-étirage est compris dans la gamme de pétrissage) et d'étirage des pièces A et B.

<b>Pétrissage</b>	<b>Déformation plastique cumulée</b>	<b>Température maximale (°C)</b>	<b>Vitesse de déformation maximale (s<sup>-1</sup>)</b>	<b>Triaxialité des contraintes minimale</b>
<b>Pièce A</b>	<b>8.9</b>	<b>450</b>	<b>0.02</b>	<b>-1</b>
<b>Pièce B</b>	<b>4.8</b>	<b>443</b>	<b>0.03</b>	<b>-0.8</b>

**Tableau IV.4 : Conditions thermomécaniques à cœur pendant le pétrissage des pièces A et B.**

<b>Etirage</b>	<b>Déformation plastique cumulée</b>	<b>Température maximale (°C)</b>	<b>Vitesse de déformation maximale (s<sup>-1</sup>)</b>	<b>Triaxialité des contraintes minimale</b>
<b>Pièce A</b>	<b>1.3</b>	<b>450</b>	<b>0.14</b>	<b>-2</b>
<b>Pièce B</b>	<b>2.3</b>	<b>450</b>	<b>0.18</b>	<b>-1.5</b>

**Tableau IV.5 : Conditions thermomécaniques à cœur pendant l'étirage des pièces A et B.**

A l'issue de la gamme de forgeage, la pièce A atteint un taux de déformation beaucoup plus important que le taux de déformation atteint au niveau de la pièce B (10 pour la pièce A contre 7 pour la pièce B). La vitesse de déformation est beaucoup plus importante pendant la phase d'étirage par comparaison à la phase de pétrissage. Le taux de triaxialité des contraintes est également très négatif pendant l'étirage (pour la pièce A -2 pendant l'étirage contre -1 pendant le pétrissage).

La température à cœur ne dépasse pas 460°C pour les deux pièces. Cette température est inférieure à la température de brûlure du matériau (480°C). Les niveaux de température

atteints pendant les gammes de forgeage des pièces A et B sont du même ordre de grandeur. L'augmentation de la température est plus rapide pendant la phase de pétrissage comparée à la phase d'étirage (figure IV.10).

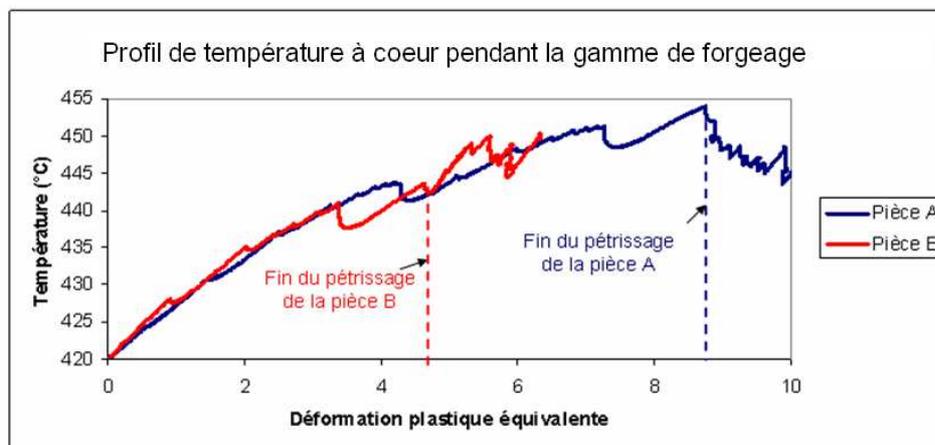


Figure IV.10 : Profil de température à cœur pendant la gamme de forgeage (pétrissage + étirage) des pièces A et B en fonction de la déformation plastique cumulée.

#### IV.iii.4 Conditions de refermeture des porosités

La figure IV.11 représente les profils du critère de refermeture de porosités IRP scalaire, calculés pour les pièces A et B à cœur pendant la gamme de forgeage. Le critère IRP augmente avec le taux de déformation plastique car le procédé de forgeage est purement compressif.

Pendant les premières phases de déformation, les valeurs du critère IRP des pièces A et B restent assez comparables. Pour le même niveau de taux de déformation, la valeur du critère IRP de la pièce B est légèrement supérieure à la valeur du critère IRP de la pièce A. A la fin de la gamme de forgeage, le critère IRP de la pièce A atteint une valeur de 4.5 environ, supérieure à la valeur atteinte pour la pièce B (3.5 environ). Ceci est principalement dû au taux de déformation important atteint au niveau de la pièce A.

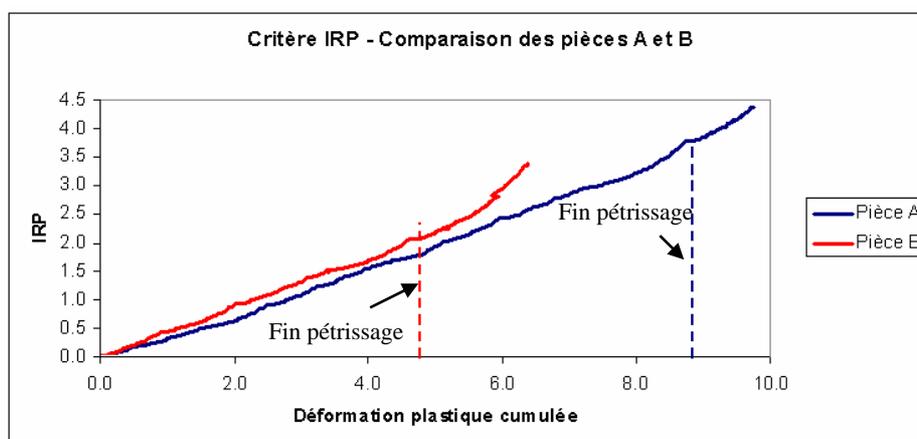


Figure IV.11 : Profil du critère IRP scalaire calculé pour les deux pièces A et B en fonction de la déformation plastique cumulée. Les lignes discontinues rouge et bleue indiquent respectivement la fin de la phase de pétrissage pour la pièce B et la pièce A.

La figure IV.12 représente les composantes du critère  $IRP_{ij}$  pour les deux pièces A et B. Pendant la phase d'étirage (après la ligne discontinue des figures IV.12 (a) et (b)), la composante  $IRP_{ij}$  suivant l'épaisseur de la pièce augmente continuellement. En effet, pendant cette phase la compression se fait exclusivement suivant l'épaisseur de la pièce (axe X pour la pièce A et axe Y pour la pièce B). La valeur maximale est atteinte suivant la direction épaisseur de la pièce (1.1 suivant X pour la pièce A et 0.9 suivant Y pour la pièce B). Ces valeurs sont du même ordre de grandeur pour les deux pièces.

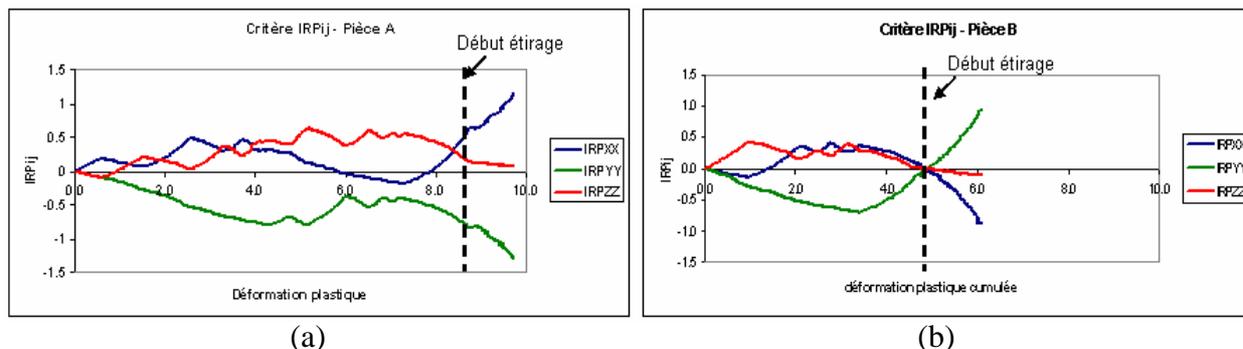


Figure IV.12 : Composantes suivant les axes X, Y et Z du tenseur  $IRP_{ij}$  pour les pièces : (a) pièce A et (b) pièce B. La ligne discontinue indique la fin de la phase de pétrissage.

La composante  $IRP_{YY}$  est négative tout au long de la gamme de forgeage de la pièce A contrairement à la pièce B. Ce résultat signifie qu'une porosité présente au cœur de la pièce A serait très allongée suivant l'axe Y. Pour la pièce B, la composante  $IRP_{YY}$  devient positive, après une phase de traction pendant le pétrissage, car l'axe Y correspond à l'épaisseur de la pièce. Ce profil de composante  $IRP_{YY}$  n'est pas caractéristique de la pièce A. En effet, les résultats de la simulation d'autres gammes de forgeage, réalisée par A&D (non détaillés ici pour des raisons de confidentialité), montrent que d'autres pièces ont un profil de composante  $IRP_{YY}$  similaire à celui de la pièce A. Néanmoins, ces pièces ne présentent pas de rebut contrairement à la pièce A.

#### IV.iii.5 Conditions de refermeture des porosités dans les zones proches de la surface

Afin de comparer les conditions de refermeture des porosités dans les zones situées à cœur et les zones proches de la surface, les figures IV.13 à IV.18 représentent respectivement les cartes de distribution des champs taux de déformation plastique, température et critère IRP en fin de pétrissage et en fin d'étirage pour les pièces A et B.

Le taux de déformation plastique atteint à cœur est globalement plus important que le taux de déformation plastique atteint en surface. En fin de pétrissage, l'écart de taux de déformation plastique entre le cœur et la surface est assez important (6 pour la pièce A et 3 pour la pièce B). Il tend à s'homogénéiser entre le cœur et la surface pendant l'étirage.

Pendant le pétrissage, le cœur de la pièce est plus chaud que sa surface. L'écart de température en fin de pétrissage atteint 25°C environ pour la pièce A et 15 °C pour la pièce B. Cet écart entre les deux pièces est principalement dû à leur caractère massif (le volume de la pièce A est trois fois plus grand que celui de la pièce B). En revanche, en fin d'étirage, la température s'homogénéise entre le cœur et la surface (445°C environ pour la pièce A et 450°C environ pour la pièce B). Ce léger écart de température entre les deux pièces en fin de

la gamme d'étirage est dû au fait que la gamme d'étirage de la pièce A est plus longue que la gamme d'étirage de la pièce B.

En termes de conditions de refermeture de porosités, les zones au cœur des pièces sont plus favorables à la refermeture des porosités. En effet, le critère IRP est plus important à cœur en fin de pétrissage et tend à s'homogénéiser entre le cœur et la surface pendant la gamme d'étirage.

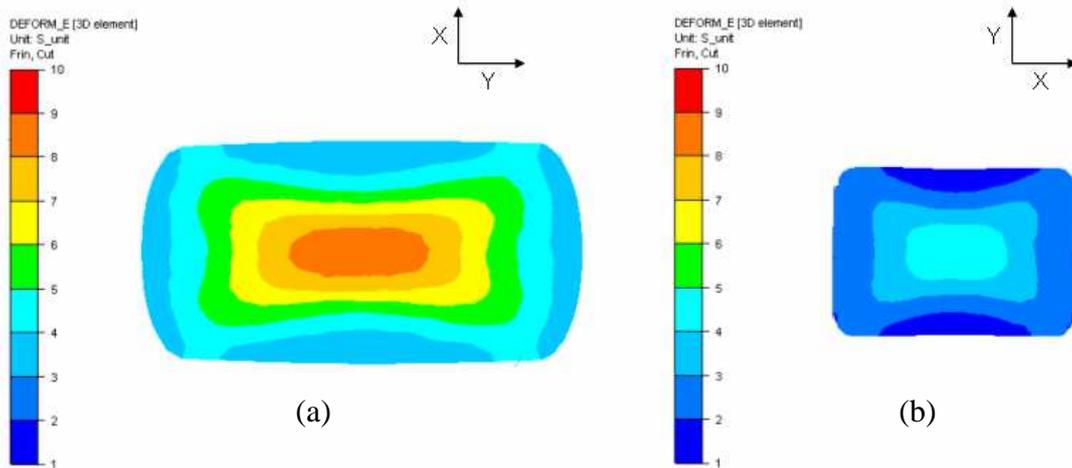


Figure IV.13 : Cartes du champs taux de déformation plastique en fin du pétrissage des pièces (a) A et (b) B.

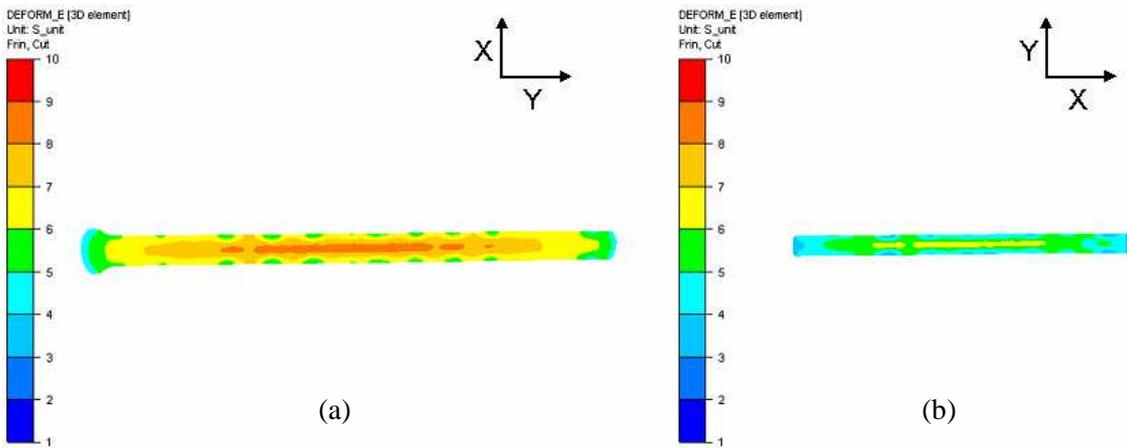


Figure IV.14 : Cartes du champs taux de déformation plastique en fin de l'étirage des pièces (a) A et (b) B.

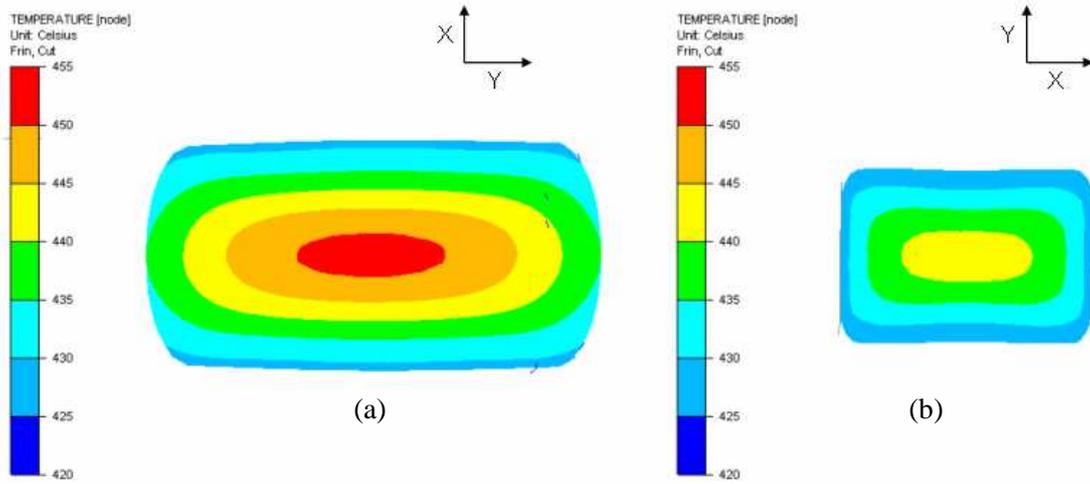


Figure IV.15 : Cartes du champs de température en fin du pétrissage des pièces (a) A et (b) B.

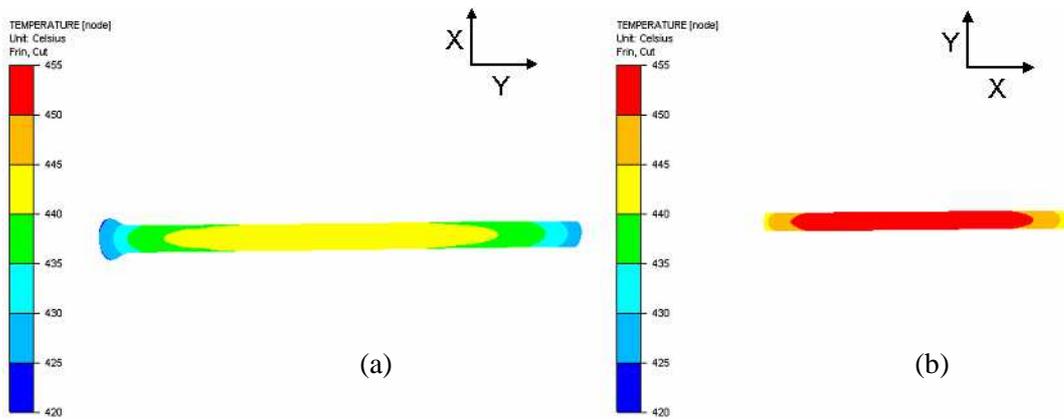


Figure IV.16 : Cartes du champs de température en fin de l'étirage des pièces (a) A et (b) B.

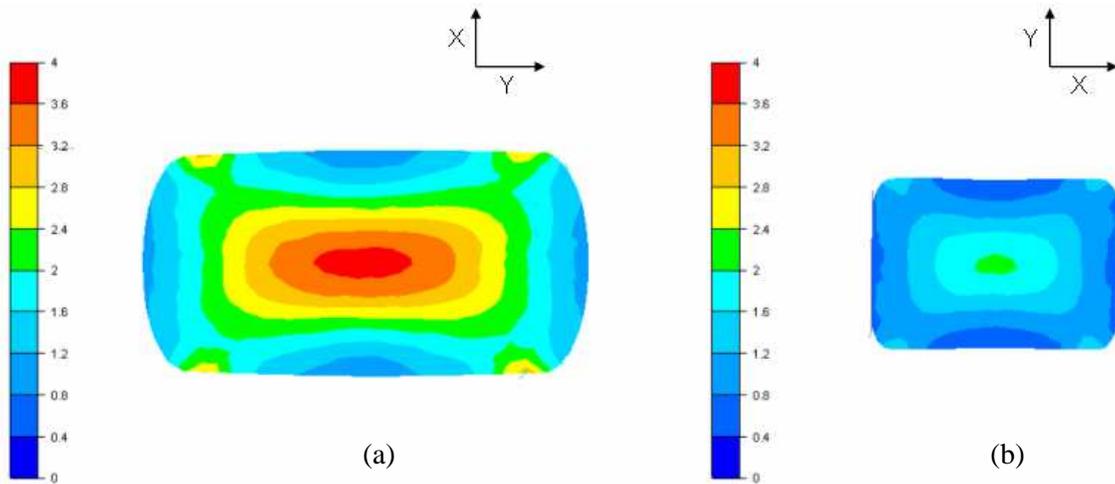


Figure IV.17 : Cartes du critère IRP en fin du pétrissage des pièces (a) A et (b) B.

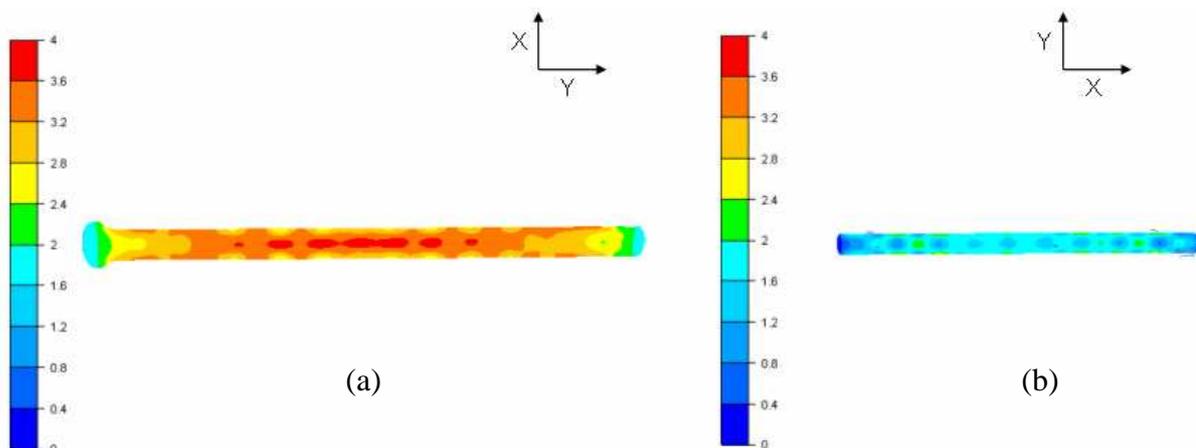


Figure IV.18 : Cartes du critère IRP en fin de l'étrirage des pièces (a) A et (b) B.

#### IV.iii.6 Effet de la pression interne sur les conditions de refermeture des porosités

Les calculs réalisés dans le cadre de la simulation numérique des gammes de pétrissage/étrirage ne prennent pas en compte l'effet de l'existence d'une pression interne sur les conditions de refermeture des porosités. En effet, si l'on considère une porosité initiale remplie par le gaz d'hydrogène, la pression à l'intérieur de cette porosité est non nulle. L'existence de cette pression interne pourrait augmenter les pressions de déformation nécessaires pour la refermeture complète de ces porosités (il faudrait d'abord dissoudre le gaz d'hydrogène présent dans la porosité).

Pendant la déformation, la pression du gaz d'hydrogène présent dans les porosités va augmenter du fait de la réduction de leur volume (figure IV.19). En fonction de la teneur en hydrogène, il existe une pression critique au-dessus de laquelle tout l'hydrogène présent se remet en solution solide et libère la porosité qui pourrait donc être complètement refermée (flèche (1) de la figure IV.19). Par contre, si la pression engendrée par la déformation est inférieure à cette valeur critique, le gaz d'hydrogène pourrait empêcher la refermeture des porosités, voire les élargir si la résistance du matériau est atteinte localement (flèche (2) de la figure IV.19). En utilisant la loi de Sieverts et la solubilité à la pression standard (1 atm) de l'hydrogène dans l'aluminium pur en fonction de la température, nous pouvons établir pour une teneur en hydrogène donnée un ordre de grandeur de la pression nécessaire pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène, en fonction de la température (figure IV.20 et détails des calculs en annexe III).

Ces valeurs constituent une première estimation des valeurs minimales de pression nécessaires pour la dissolution du gaz d'hydrogène présent dans les porosités et donc leur refermeture complète. En effet, la solubilité de l'hydrogène dans le solide est favorisée par l'ajout d'éléments d'alliages (Zn, Cu, Mg dans notre cas) à cause du piégeage de l'hydrogène par les secondes phases. La courbe de la figure IV.20 serait donc décalée vers des pressions plus faibles.

En conditions idéales de déformation (température de 420°C) et pour une teneur moyenne en hydrogène de 0.1 cm<sup>3</sup>/100g, la pression minimale nécessaire seraient inférieure à 45 MPa. Or, les pressions maximales atteintes pendant les gammes de pétrissage/étrirage étudiées sont de l'ordre de 70 MPa pour la pièce A et 55 MPa pour la pièce B. Ces pressions semblent donc

être suffisantes pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène présent dans les porosités. De plus, la diffusion de l'hydrogène pourrait être accélérée par la création de dislocations pendant la déformation. Néanmoins, en conditions industrielles, la température de déformation pourrait être localement inférieure à 360°C dans certaines zones de la pièce, ce qui augmenterait les pressions nécessaires pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène (>180 MPa).

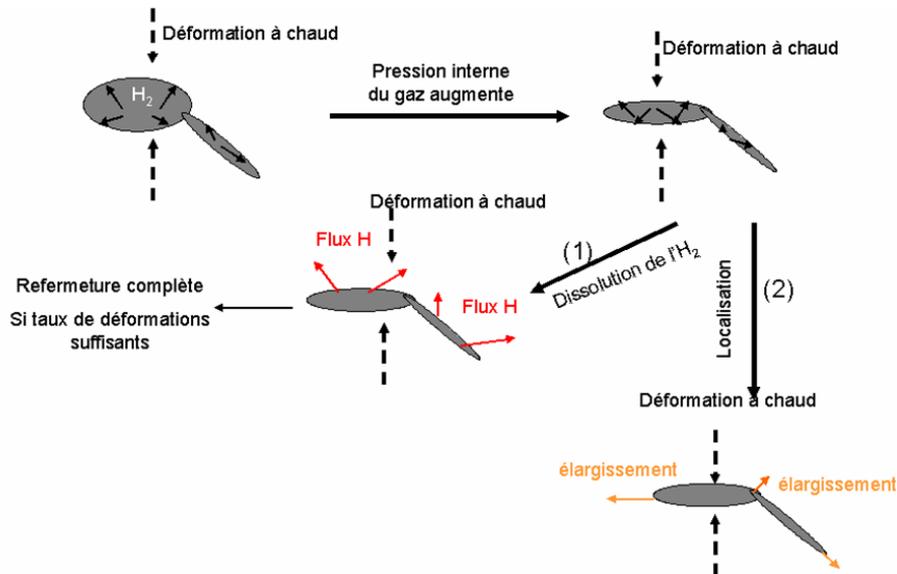


Figure IV.19 : Illustration de l'effet de l'hydrogène sur la refermeture des porosités pendant la déformation.

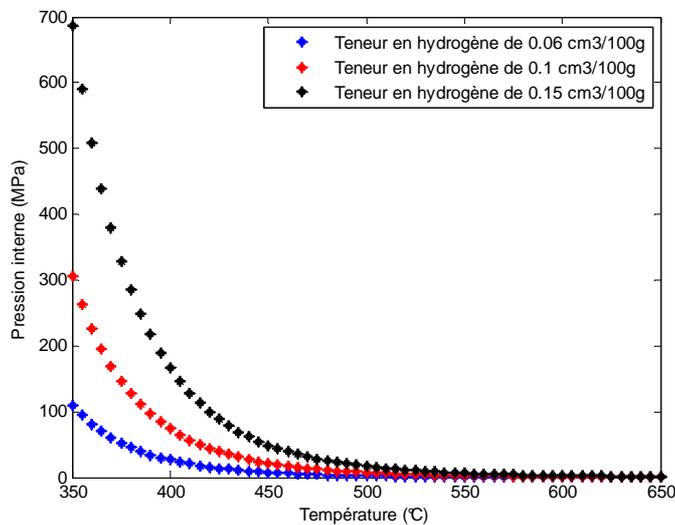


Figure IV.20 : Courbe d'évolution de la pression nécessaire pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène en fonction de la température de déformation, dans le cas de teneurs en hydrogène de 0.06, 0.1 et 0.15 ppm. Ces courbes sont obtenues en utilisant la solubilité dans le solide de l'hydrogène dans l'aluminium pur.

Cette première estimation basée sur la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium pur montre qu'il pourrait y avoir un effet de l'hydrogène sur la refermeture des porosités. La présence du gaz d'hydrogène dans les porosités pourrait donc empêcher la refermeture complète des porosités en conditions de faible température de déformation. L'ampleur de cet effet dépend de la teneur en hydrogène et de la solubilité de l'hydrogène dans l'état solide. Des calculs plus précis prenant en compte la solubilité de l'hydrogène dans l'état solide pour

l'alliage 7050 commercial (par des mesures de la solubilité de l'hydrogène dans cet alliage en fonction de la température), seraient nécessaires pour donner une estimation plus précise de l'effet de l'hydrogène sur la refermeture des porosités pendant la déformation.

### IV.iii.7 Evolution des porosités non refermées pendant le matriçage

La simulation numérique des gammes de pétrissage/étirage montre que les porosités non refermées seraient très aplaties suivant la direction d'étirage (composante IRP suivant l'épaisseur très positive). Pendant la gamme de matriçage, ces porosités pourraient se rouvrir ou se refermer d'avantage en fonction des conditions thermomécaniques locales.

La simulation numérique de la gamme de matriçage (chapitre III) a montré que le procédé est globalement compressif (triaxialité des contraintes négative). Les niveaux d'endommagement atteints restent faibles pour engendrer des défauts par endommagement ductile. Néanmoins, si l'on imagine l'existence de porosités très aplaties non refermées, la concentration de contraintes au niveau de ces porosités pourrait augmenter le risque d'endommagement ductile dans certaines zones des pièces.

Sur la figure IV.21(a) les isovaleurs représentent la valeur de la composante du critère  $IRP_{ij}$  suivant l'épaisseur, tandis que les lignes de niveaux représentent le fibrage au niveau d'une nervure de la pièce A. Les lignes de fibrage commencent à s'écarter en allant vers le fond de la nervure. Ce résultat indique que ces zones sont localement en traction suivant l'épaisseur de la pièce. Il est en accord avec le profil de la composante  $IRP_{ij}$  suivant l'épaisseur de la pièce obtenu par des capteurs placés au niveau des nervures des pièces A et B (figure IV.21 (b)). Cette configuration pourrait être pénalisante pour une porosité non refermée présente dans ces zones.

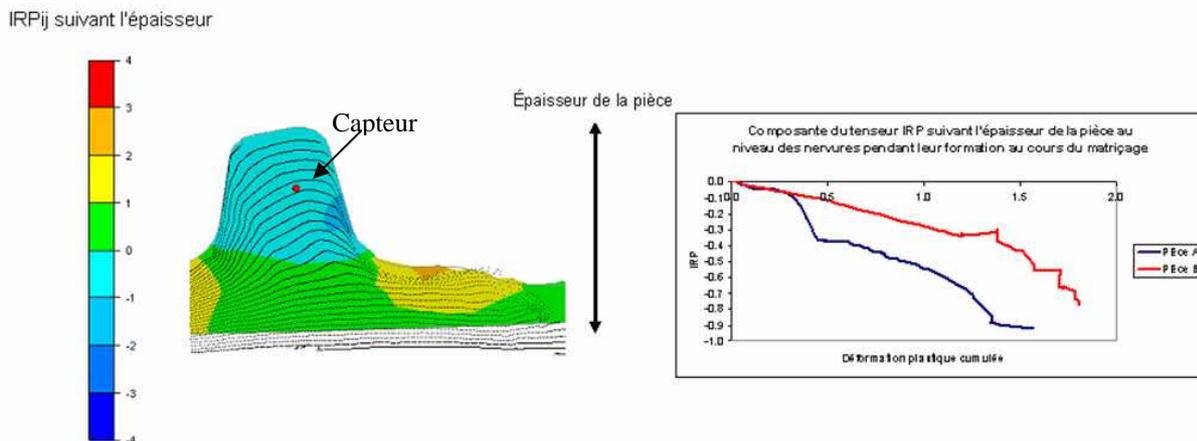


Figure IV.21 : Possibilité de réouverture des porosités aplaties au niveau des nervures. (a) Fibrage au niveau des nervures. (b) Profil de la composante  $IRP_{ij}$  suivant l'épaisseur de la pièce au niveau des nervures des pièces A et B.

Néanmoins, des défauts sont également détectés au niveau des toiles où la composante du critère  $IRP_{ij}$  suivant l'épaisseur est pourtant positif. De plus, la distribution d'occurrence des défauts dans la pièce A (première partie du chapitre II) n'affiche pas d'occurrence préférentielle des défauts au niveau des nervures. Les porosités non refermées pourraient donc être réouvertes pendant la déformation si les conditions thermomécaniques locales sont favorables. En revanche, ce mécanisme n'explique pas à lui seul la présence statistiquement importante de défauts dans la pièce A.

### IV.iii.8 Conclusion

La simulation numérique des gammes de forgeage industriel des deux pièces A et B a été réalisée sous Forge®2009. Le volume de la pièce A est trois fois supérieur au volume de la pièce B. La pièce A subit des taux de déformation plus importants que la pièce B (10 à cœur environ pour la pièce A et 6 à cœur pour la pièce B). En revanche, les conditions de température, de vitesse de déformation et de triaxialité des contraintes à cœur sont assez comparables.

Les conditions de refermeture de porosités ont été comparées pour les deux pièces A et B en utilisant les critères de refermeture de porosités  $IRP$  et  $IRP_{ij}$ . Les valeurs en fin de forgeage de ces deux critères sont légèrement plus importantes pour la pièce A par rapport à la pièce B (tableau IV.6). Ce résultat n'est pas cohérent avec les taux de rebut constatés pour les deux pièces. Néanmoins, les écarts constatés ne sont pas très significatifs et les deux gammes restent assez comparables en termes de conditions de refermeture de porosités.

Pièce	Taux de déformation	IRP	Composante $IRP_{ij}$ suivant l'épaisseur	Rebut
Pièce A	10	4.5	$IRP_{XX} = 1.1$	oui
Pièce B	6	3.5	$IRP_{YY} = 0.9$	non

Tableau IV.6 : Critères de refermeture de la porosité à cœur et rebut pour les deux pièces A et B.

Le critère  $IRP_{ij}$  est plus précis que le critère  $IRP$ . Il permet notamment d'évaluer l'état de refermeture/réouverture des porosités suivant chaque direction. Ainsi, nous pouvons constater que la refermeture des porosités se fait principalement suivant l'axe Y (épaisseur des lingots bruts de solidification) pour la pièce B et suivant l'axe X (largeur des lingots bruts de solidification) pour la pièce A.

La composante  $IRP_{YY}$  de la pièce A est négative pendant toute la gamme de forgeage alors que la composante  $IRP_{YY}$  de la pièce B redevient positive pendant la phase d'étirage. Une porosité présente au cœur de la pièce A serait donc très allongée suivant l'axe Y. La même porosité située au cœur de la pièce B serait très aplatie suivant l'axe Y. Pourtant, ce résultat n'explique pas le taux de rebut des pièces A. En effet, d'autres pièces industrielles présentent une composante  $IRP_{YY}$  très similaire à la composante  $IRP_{YY}$  de la pièce A, mais ne présentent jamais de rebut.

La comparaison des conditions thermomécaniques et de refermeture des porosités au cœur et proche de la surface des pièces A et B, montrent que ces conditions sont assez optimales à cœur par rapport aux zones proches de la surface. Les profils de température et de taux de déformation plastique tendent à s'homogénéiser entre le cœur et la surface pendant la phase d'étirage.

Les conditions de refermeture de porosité des pièces A et B sont assez comparables. Or, les pièces A et B ne présentent pas le même taux de rebut et cela même quand elles proviennent du même lingot initial. Les critères utilisés pour la comparaison des conditions de refermeture de porosités de ces deux gammes ne semblent donc pas suffisamment précis pour départager ces deux gammes.

Les critères numériques de refermeture de porosités utilisés ne prennent pas en compte l'effet du maintien prolongé à haute température et l'effet de la pression interne dans les porosités sur les conditions de leur refermeture. La pièce A étant plus massive que la pièce B, sa gamme de pétrissage/étirage est plus longue. Le refroidissement des outils pourrait donc diminuer localement la température de déformation et donc augmenter le risque de non refermeture des porosités contenant le gaz d'hydrogène. De plus, les remises en four répétées pour des durées supérieures à 3h pourraient favoriser la réouverture des porosités aplaties par sphéroïdisation.

Le développement de critères de refermeture de porosités plus précis nécessiterait de travailler à l'échelle d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) de manière à prendre en compte explicitement l'influence de la géométrie (forme, orientation) des porosités et éventuellement la présence d'un gaz dans la porosité. Une telle approche dépasse cependant le cadre de cette thèse.

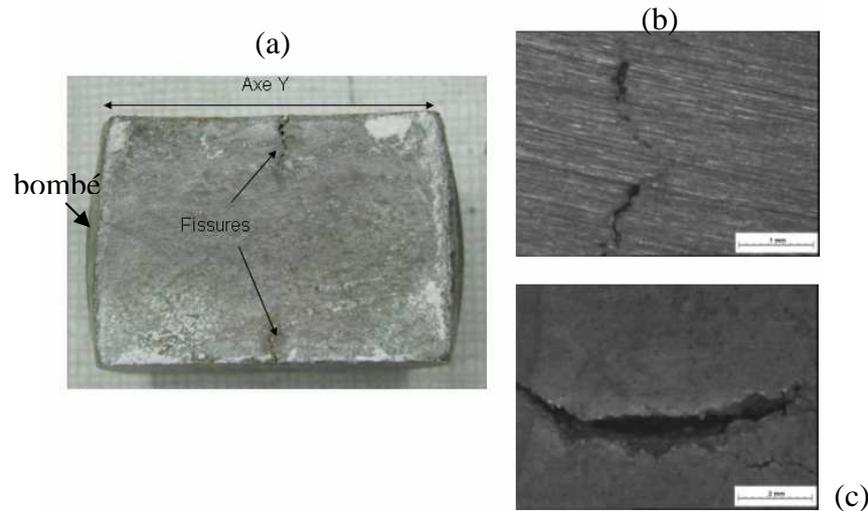
Afin de caractériser expérimentalement l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud une gamme de mini-forgeage a été conçue et réalisée à partir d'une gamme de forgeage semi-industrielle. Les étapes de conception et de réalisation de la gamme de mini-forgeage, ainsi que les résultats de caractérisation des mini-lopins forgés à partir de cette gamme, sont présentées dans la partie suivante.

#### ***IV.iv Conception de la gamme de mini-forgeage***

L'objectif de cette partie est de suivre l'évolution des porosités au cours du forgeage à l'aide d'une gamme de forgeage de laboratoire. L'idée est de reproduire à l'échelle du laboratoire un essai de forgeage semi-industriel, parfois utilisé par l'industriel pour tester les lingots de certaines coulées avant la production des pièces. Une gamme de mini-forgeage équivalente à la gamme semi-industrielle, en termes de déformation plastique cumulée et de vitesse de déformation à cœur sera développée et utilisée pour l'étude de l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud.

La conception de la gamme de mini-forgeage est basée sur la combinaison d'un outil numérique (Forge@2009) et d'un outil expérimental (faisabilité expérimentale). Ce travail a permis l'optimisation de la gamme conçue numériquement en vue de sa réalisation expérimentale. En effet, une première gamme de mini-forgeage (gamme I) a été développée numériquement de manière à reproduire des conditions de déformation plastique et de vitesse de déformation similaires à la gamme semi-industrielle.

Des essais expérimentaux de cette gamme théorique ont montré l'apparition de fissures en surface du lopin (figure IV.22). Ces fissures n'apparaissent pas dans la gamme semi-industrielle réalisée sur l'alliage 7050 commercial (faible teneur en hydrogène). Le matériau utilisé pour la gamme de mini-forgeage est un alliage 7050 à haute teneur en hydrogène (voir description du matériau dans la partie IV.v.1 plus loin dans ce chapitre). La gamme I a donc été améliorée en introduisant des compressions alternées suivant les axes X, Y et Z, de manière à éviter l'apparition des fissures (la nouvelle gamme est appelée gamme A).



#### IV.iv.1 Simulation numérique des gammes de forgeage

Les conditions opératoires de la gamme semi-industrielle (appelée gamme pancake) ont été fournies par Aubert & Duval. Les conditions opératoires des gammes de mini-forgeage I et A sont déterminées à partir de la gamme semi-industrielle (tableau IV .7).

	Température °C	Vitesse de la presse (mm/s)	Géométrie initiale (mm <sup>3</sup> )	Géométrie finale (mm <sup>3</sup> )	Taux de compression initial suivant Z	Nombre de coups
<b>Pancake</b>	<b>420</b>	<b>2</b>	<b>170 ×120×200</b>	<b>120×283×120</b>	<b>0.4 (200 mm à 120 mm)</b>	<b>6</b>
<b>Gamme I</b>	<b>420</b>	<b>0.4</b>	<b>25×25×40</b>	<b>24×42×24</b>	<b>0.4 (40 mm à 24 mm)</b>	<b>6</b>
<b>Gamme A</b>	<b>420</b>	<b>0.2</b>	<b>25×25×40</b>	<b>24×42×24</b>	<b>0.2 (40 mm à 32 mm)</b>	<b>8</b>

Tableau IV.7 : Conditions opératoires des gammes « Pancake », mini-forgeage I et mini-forgeage A.

Les géométries initiale et finale des lopins de la gamme « pancake » et des gammes de mini-forgeage I et A sont représentées dans les figures IV.23 et IV.24. Les dimensions initiales du lopin pour les gammes de mini-forgeage sont choisies en fonction de la capacité de la machine de compression (10 tonnes), des dimensions du four utilisé et des niveaux de déformation que nous cherchons à atteindre.

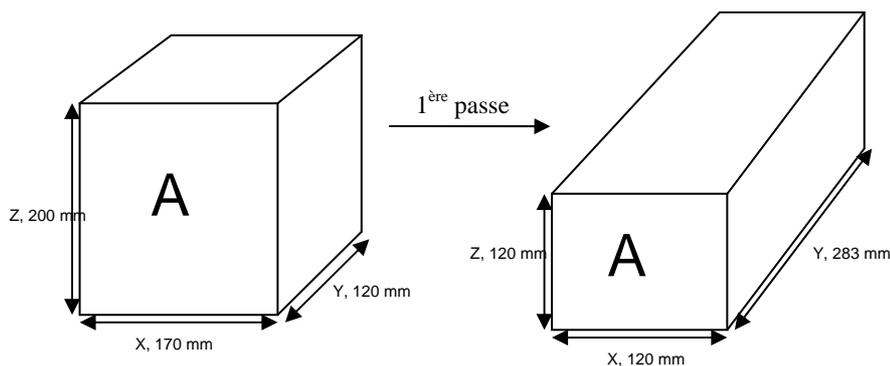


Figure IV.23 : Géométries initiale et finale du lopin de la première passe de la gamme «Pancake ».

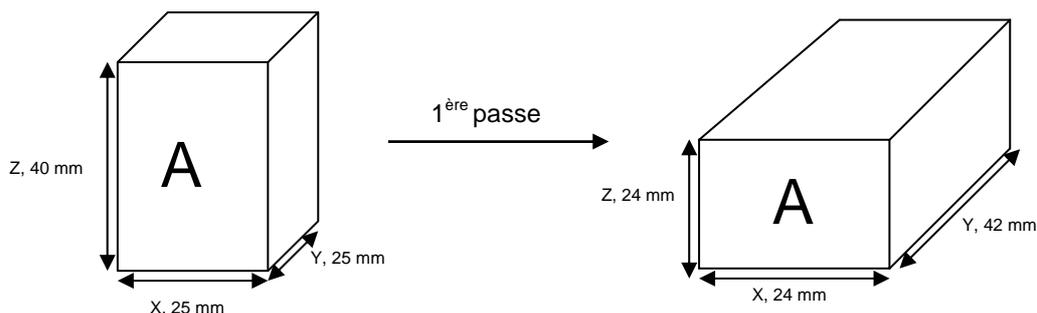


Figure IV.24 : Géométries initiale et finale du lopin de la première passe des gammes de mini-forgeage I et A.

La simulation numérique des gammes de forgeage est alimentée par la loi de comportement identifiée à partir d’essais de traction à chaud (chapitre III – Identification).

#### IV.iv.1.1 Efforts appliqués

Les figures IV.25 et IV.26 représentent les profils des efforts calculés respectivement pendant les gammes pancake et mini-forgeage A.

La gamme pancake est réalisée en six coups de compression alternativement suivant les axes Z et X. L’effort maximal atteint pendant cette passe est de l’ordre de 2500 kN.

La gamme de mini-forgeage A se fait en 8 coups alternativement suivant les axes Z, X et Y respectivement. La déformation suivant le troisième axe Y permet d’éviter l’apparition de fissures suivant cette direction. L’effort maximal atteint est de 70 kN environ.

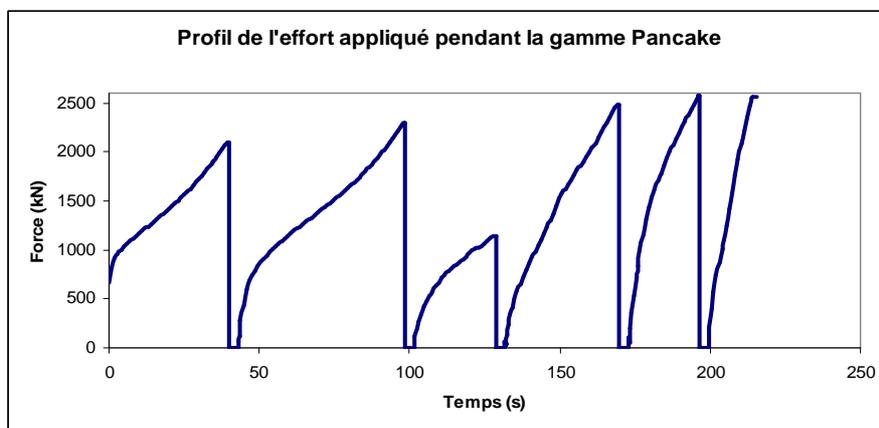


Figure IV.25 : Profil de la force appliquée pendant la gamme «pancake ».

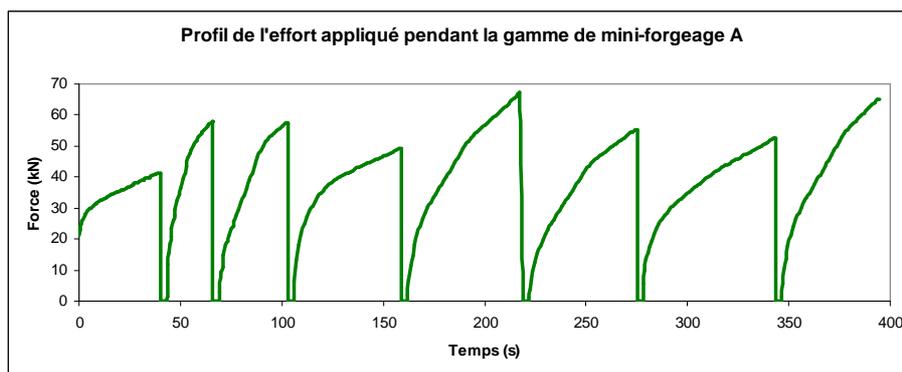


Figure IV.26 : Profil de la force appliquée pendant la gamme de mini-forgeage A.

IV.iv.1.2 Déformation plastique et vitesse de déformation

La figure IV.27 représente les profils de déformation plastique cumulée pendant les gammes de forgeage simulées. Les profils de déformation plastique des gammes Pancake et mini-forgeage I sont assez similaires, notamment en début de gamme. En revanche, la déformation cumulée pendant la gamme de mini-forgeage A augmente lentement (par comparaison aux gammes pancake et mini-forgeage I). Ce résultat s'explique par la diminution de la vitesse de déplacement de l'outil de compression (tableau IV.7) afin d'éviter l'apparition des fissures.

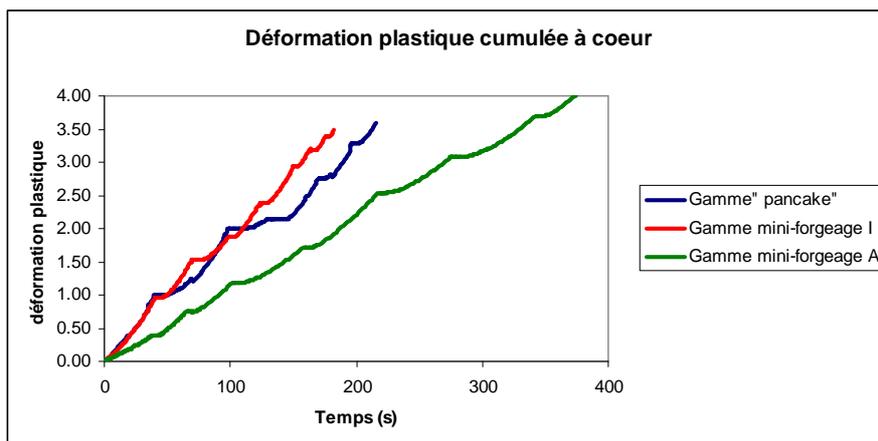


Figure IV.27 : Profil de la déformation plastique cumulée au cœur du lopin pendant les gammes « Pancake », mini-forgeage I et mini-forgeage A.

La déformation plastique cumulée finale est légèrement supérieure pour la gamme de mini-forgeage A (tableau IV.8).

Gamme	Pancake	Mini-forgeage I	Mini-forgeage A
Déformation cumulée finale	3.6	3.5	4.4

Tableau IV.8 : Conditions opératoires des gammes « Pancake », mini-forgeage I et mini-forgeage A.

Les figures IV.28 et IV.29 représentent respectivement les profils de la vitesse de déformation à cœur pendant les gammes pancake et mini-forgeage A.

La vitesse de déformation augmente pendant chaque coup jusqu'à atteindre une valeur maximale puis s'annule pendant la décharge. La vitesse de déformation maximale atteinte pendant la gamme pancake est de  $0.04 \text{ s}^{-1}$  environ. En revanche, la vitesse de déformation maximale atteinte pendant la gamme de mini-forgeage A est plus faible ( $0.02 \text{ s}^{-1}$  environ) à

cause de la diminution de la vitesse des outils de compression pour empêcher la formation des fissures.

Malgré ces légères différences, la gamme de mini-forgeage A peut être considérée suffisamment représentative de la gamme pancake pour notre étude, notamment en termes de taux de déformation plastique cumulée à cœur. En effet, les conditions de refermeture des porosités dépendent de la déformation plastique cumulée le long du procédé de déformation.

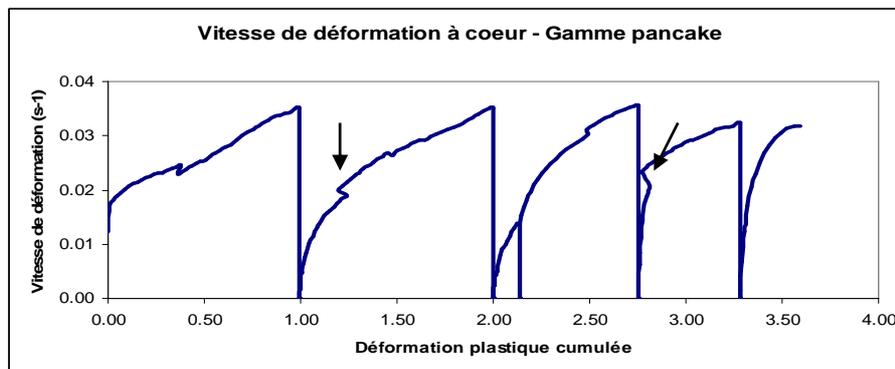


Figure IV.28 : Profil de la vitesse de déformation au cœur du lopin pendant la gamme « Pancake ». Les retraits indiqués par les flèches sont dus à des problèmes numériques de diffusion des champs transportés lors du remaillage.

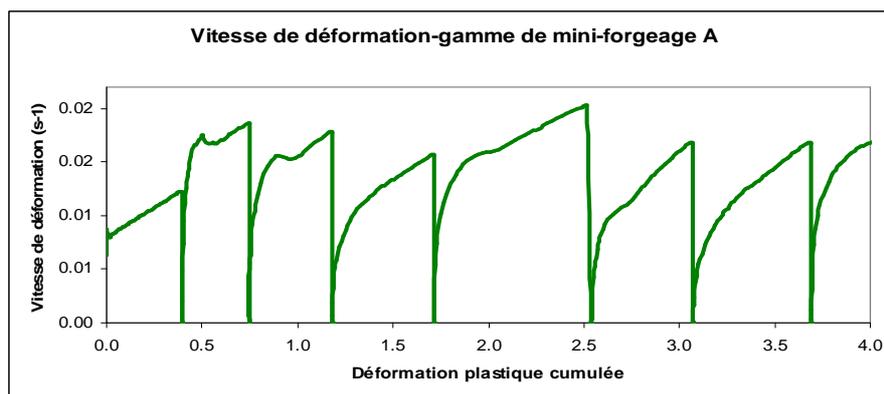


Figure IV.29 : Profil de la vitesse de déformation au cœur du lopin pendant la gamme de mini-forgeage A.

#### IV.iv.1.3 Critères de refermeture des porosités $IRP$ et $IRP_{ij}$

La figure IV.30 représente les profils du critère  $IRP$  calculé pour les trois gammes simulées, pancake, mini-forgeage I et mini-forgeage A. Une légère différence entre le profil de la gamme pancake et les deux profils des gammes mini-forgeage I et A est observée. Néanmoins, la valeur finale cumulée en fin des gammes de forgeage est assez comparable (Tableau IV.9):

Gammes	Pancake	Mini-forgeage I	Mini-forgeage A
Critère $IRP$ en fin de la gamme	1.9	1.5	1.9

Tableau IV.9 : Critère  $IRP$  en fin des gammes « Pancake », mini-forgeage I et mini-forgeage A.

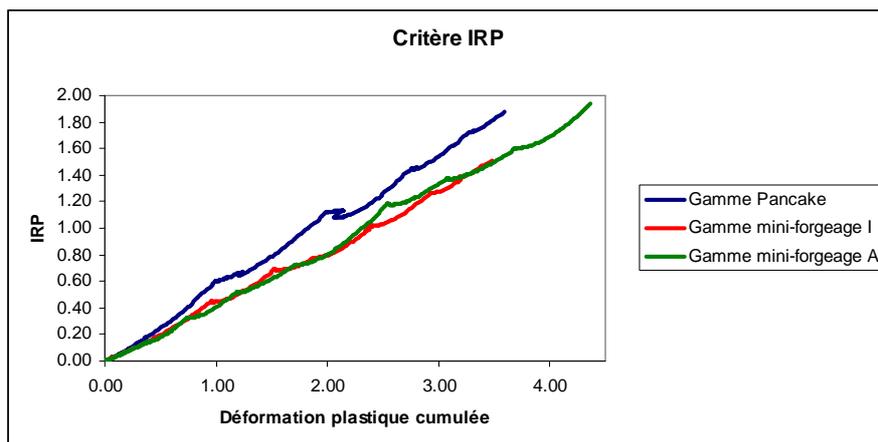


Figure IV.30 : Evolution de la valeur du critère IRP au cœur du lopin pendant les gammes de forgeage : « pancake », mini-forgeage I et mini-forgeage A.

La figure IV.31 représente le profil des composantes principales du critère  $IRP_{ij}$  des gammes pancake et mini-forgeage A.

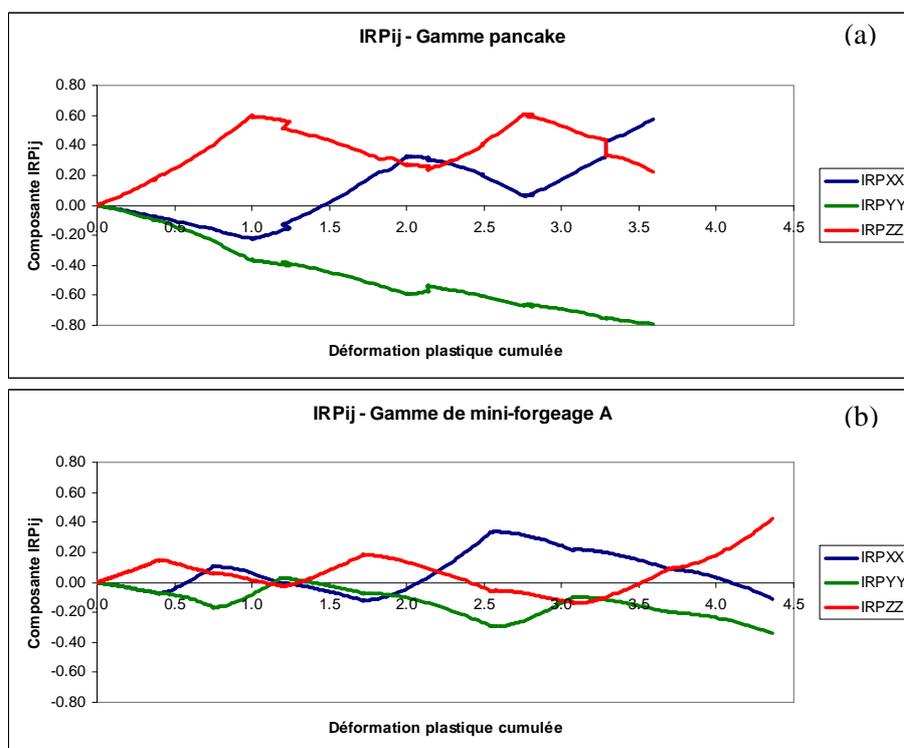


Figure IV.31 : Composantes du critère  $IRP_{ij}$  pour les gammes (a) pancake, (b) mini-forgeage A.

L'allure de la composante  $IRP_{YY}$  de la gamme de mini-forgeage A est très différente de l'allure de la même composante de la gamme pancake. Cela est dû à la modification de la gamme de mini-forgeage de manière à déformer alternativement suivant les trois axes Z, X et Y. De plus, la réduction du taux de compression initial à 0.2 pour la gamme de mini-forgeage A diminue l'incrément de la composante  $IRP_{ZZ}$  après le premier coup de compression (0.2 pour la gamme de mini-forgeage A contre 0.4 pour la gamme Pancake). Les valeurs globalement faibles des composantes du tenseur IRP de la gamme mini-forgeage A sont principalement dues à la déformation lente en un nombre plus important de coups. Le critère  $IRP_{ij}$  est très dépendant de l'ordre de réalisation des coups de compression. Néanmoins, à l'échelle industrielle l'ordre et le nombre des frappes de compression ne sont pas déterminés à

cause de leur caractère empirique basé sur le savoir-faire des forgerons. Une gamme de forgeage industrielle est caractérisée uniquement par son taux de corroyage final.

La déformation pendant la gamme de mini-forgeage A se fait plus lentement que la gamme « pancake » mais permet d'atteindre des valeurs du critère IRP et du taux de déformation plastique à cœur assez comparables. Dans une première approximation, l'effet de l'ordre des coups de compression sur les conditions de refermeture des porosités ne sera pas pris en compte. Ainsi, la gamme mini-forgeage A sera considérée comme représentative de la gamme « pancake » en termes de conditions de refermeture des porosités.

#### IV.iv.2 Réalisation expérimentale de la gamme de mini-forgeage

Les coups de compression sont réalisés à l'aide d'une machine « Instron » dotée d'une presse hydraulique d'une capacité de 10 tonnes (100 kN) et équipée d'un four pour les essais à chaud. Les outils de compression sont usinés au CEMEF sous la forme de cylindres d'acier 304L de 50 mm de diamètre (figure IV.32). Ils sont équipés de thermocouples qui permettent de contrôler le gradient thermique pendant l'essai.

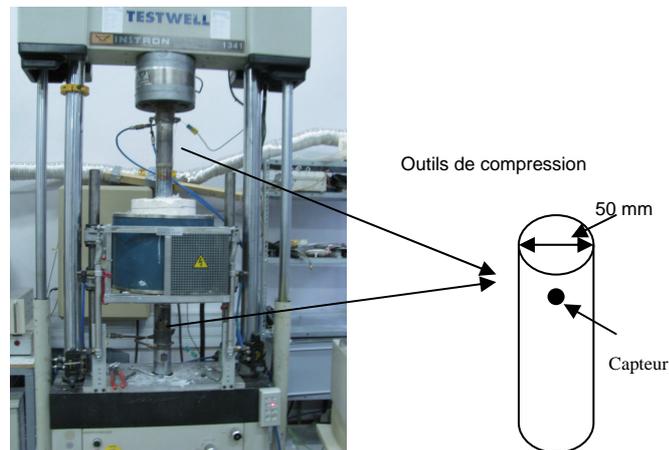


Figure IV.32 : machine de traction/compression « Instron » et emplacement des capteurs de température dans les outils de compression.

La température du four est fixée à 420°C. Un test de montée en température a été réalisé sur un mini-lopin instrumenté par un thermocouple placé au cœur du lopin de manière à fixer le temps nécessaire pour atteindre la température de consigne. Le temps de montée en température a ainsi été fixé à 15 min. Après chaque coup de compression, le lopin est sorti du four, refroidi à l'air puis poli mécaniquement pour enlever les bombés puis repositionné sur les outils de compression pour le coup de compression suivant. Le polissage mécanique est une étape nécessaire pour permettre le repositionnement dans le four du lopin déformé. De plus, l'élimination des bombés a contribué à éviter les fissures apparues au niveau de ces zones à cause des phénomènes de localisation de la déformation plastique.

Un premier test de mini-forgeage a été réalisé sur les deux premiers coups de la gamme de mini-forgeage I. Ainsi, le lopin a été comprimé alternativement suivant Z et X de manière à atteindre une hauteur finale de 24 mm. La courbe force-déplacement de la première compression est représentée dans la figure IV.33. L'effort maximal atteint en fin de la première compression est de l'ordre de 51 kN (contre une valeur maximale de 55 kN environ obtenue par simulation numérique). L'écart constaté entre l'effort appliqué pendant le premier coup de compression, calculé par simulation numérique et l'effort mesuré expérimentalement

pourrait être dû à la surestimation du déplacement expérimental. En effet, le déplacement mesuré correspond au déplacement des mors. Les jeux générés au niveau du montage et la rigidité du bâti pourraient donc mener à la surestimation du déplacement expérimental.

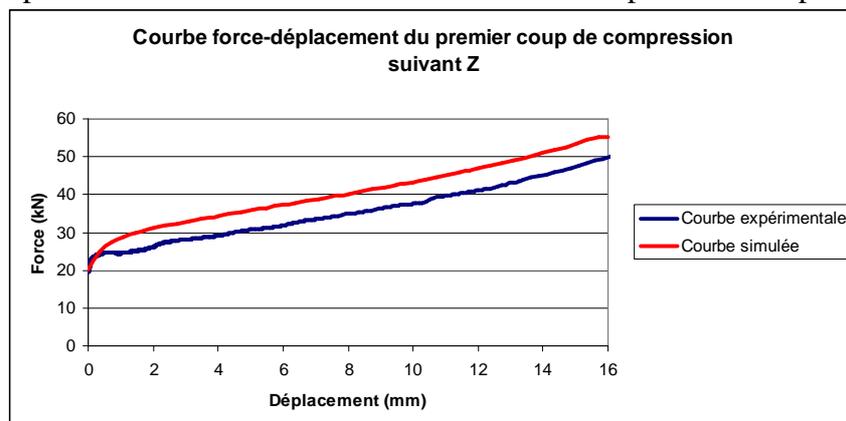
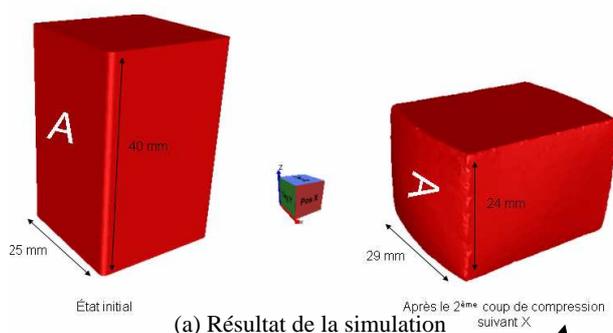


Figure IV.33 : Courbe force-déplacement expérimentale du premier coup de compression de la gamme de mini-forgeage.

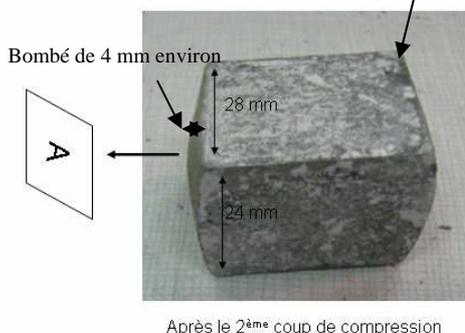
La figure IV.34 et le tableau IV.10 présentent les dimensions finales, simulées et mesurées, du lopin forgé. Les dimensions finales calculées par simulation numérique de la gamme de mini-forgeage sont en accord avec les dimensions mesurées expérimentalement après le premier et le deuxième coup de compression.

N° du coup de compression	Direction	Longueur finale suivant Z et X (simulée)	Longueur finale suivant Z et X (mesurée)
Coup N° 1	Z	X : 34 mm, Z : 24 mm	X : 32 mm, Z : 24 mm
Coup N° 2	X	X : 24 mm, Z : 29 mm	X : 24 mm, Z : 28 mm

Tableau IV.10 : Dimensions finales numériques et expérimentales du lopin après les deux premiers coups de compression de la gamme de mini-forgeage.



(a) Résultat de la simulation



(b) Résultats expérimentaux

Figure IV.34 : Dimensions du lopin forgé après le deuxième coup de compression.

Les dimensions finales mesurées au niveau des lopins forgés sont en accord avec les mêmes dimensions mesurées par simulation numérique de la gamme de mini-forgeage A. Les résultats de la simulation numérique semblent donc en accord avec les résultats expérimentaux malgré l'écart en terme d'effort appliqué pendant la compression, probablement dû à la surestimation du déplacement expérimental mesuré au niveau des mors.

#### ***IV.v Evolution de la porosité pendant la déformation à chaud***

Afin de suivre expérimentalement l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud, la gamme de mini-forgeage A a été réalisée sur une série de lopins provenant d'un matériau modèle à haute teneur en hydrogène. L'évolution de la porosité est caractérisée en combinant trois techniques expérimentales : contrôle ultrason à haute résolution, observation MEB de surfaces polies et de faciès de rupture.

Le choix de la technique de contrôle ultrason à haute résolution pour la caractérisation de l'évolution de la porosité pendant la déformation est justifié par les dimensions des mini-lopins utilisés. En effet, pour l'utilisation de la technique de tomographie RX, il faudrait des lopins beaucoup plus petits pour avoir une bonne résolution. Or, ils sont moins représentatifs de la distribution réelle de la taille des porosités. De plus, La technique de contrôle ultrason est très utilisée dans l'industrie aéronautique pour la détection des défauts. Cette technique semble donc appropriée pour les objectifs de cette étude.

La procédure expérimentale est réalisée en plusieurs étapes au CEMEF et au CRV de Constellium :

- Prélèvement des mini-lopins à la mi-épaisseur d'un lingot de l'alliage 7050 à haute teneur en hydrogène et contrôle ultrason haute résolution.
- Réalisation de la gamme de mini-forgeage A avec interruptions à plusieurs niveaux de déformation afin de caractériser l'effet de l'état de déformation sur la refermeture de la porosité.
- Découpage des mini-lopins forgés en deux et envoi de la première moitié pour le contrôle ultrason haute résolution.
- Prélèvement d'échantillons de la seconde moitié pour les observations MEB.

##### **IV.v.1 Matériau modèle à haute teneur en hydrogène**

Afin de pouvoir suivre une population assez importante de porosités pendant la déformation à chaud, un matériau modèle, où la formation de porosités a été favorisée par le non dégazage du métal liquide pendant son élaboration, a été utilisé.

Le matériau modèle est un alliage d'aluminium 7050 brut de coulée spécialement élaboré par Constellium sans dégazage. Des surfaces 2D polies (figure IV.35) ainsi que des faciès de rupture (figure IV.36) du matériau modèle ont été préparées afin de caractériser la porosité initiale.

Les porosités observées dans le matériau modèle ont des formes très tortueuses (figure IV.36 (a)). Sur la figure IV.35, on voit probablement un amas de porosités plus ou moins equiaxes résultant de l'émergence à plusieurs endroits du plan de coupe d'une porosité tortueuse. Le fond des porosités est lisse à l'échelle du micron (figure IV.36 (b)) et similaire

au fond des rares porosités observées dans un matériau 7050 commercial (voir chapitre I). Il contient des particules de seconde phase  $\eta$  ;  $MgZn_2$  (figure IV.36 (b)). A fort grossissement, un léger relief en marches d'escalier est observé dans le fond lisse des porosités (figure IV.36 (c)). Ces marches d'escalier sont probablement des terrasses de solidification [33]. Elles sont également observées au fond de porosités de l'alliage 7050 commercial (voir chapitre I).

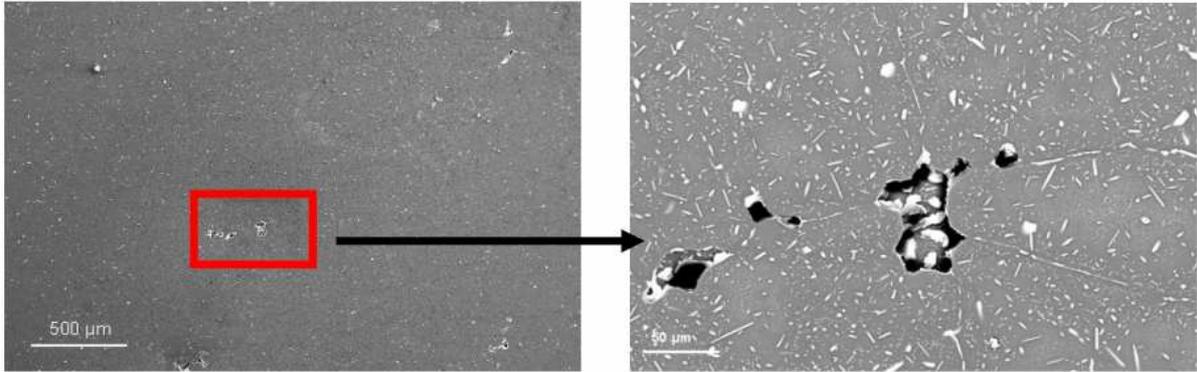
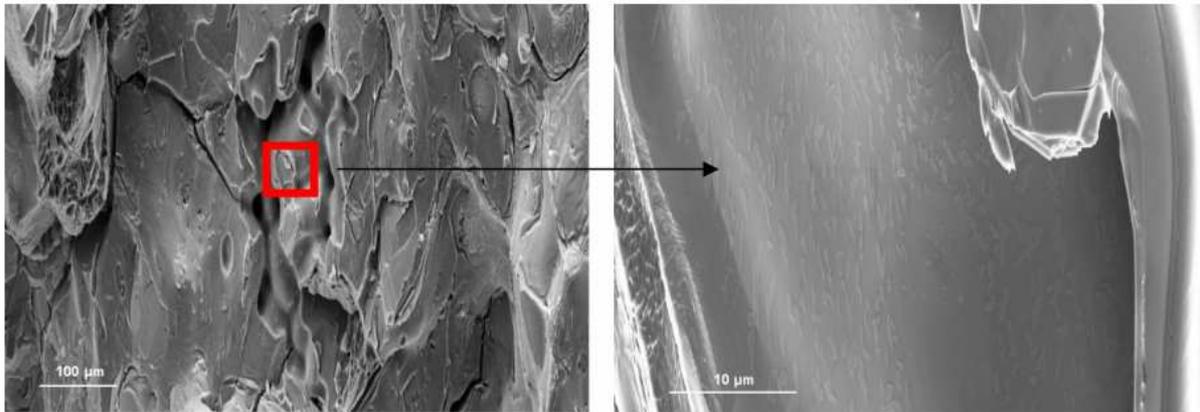
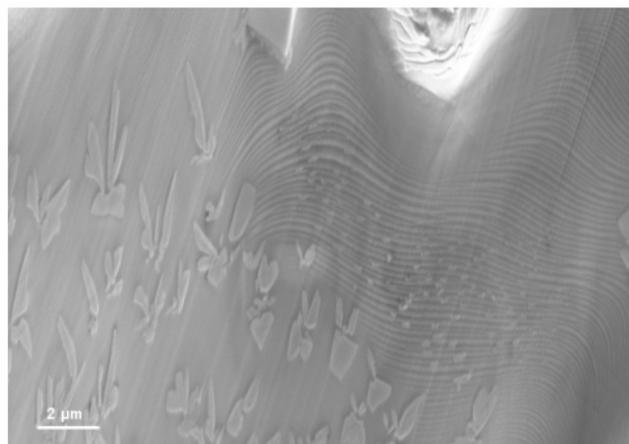


Figure IV.35 : Micrographies MEB d'une surface polie prélevées dans le matériau modèle à haute teneur en hydrogène pour la caractérisation de la distribution des porosités.



(a)

(b)



(c)

Figure IV.36 : Micrographies MEB du faciès de rupture du matériau modèle montrant : (a) une porosité tortueuse (b) zoom sur le fond de cette porosité et (c) les marches d'escalier observées à fort grossissement dans le fond de la porosité.

### IV.v.2 Traitement thermomécanique

Une série de huit lopins ( $25 \times 25 \times 40 \text{ mm}^3$ ), prélevés à mi-épaisseur d'un lingot de l'alliage 7050 à haute teneur en hydrogène, a été forgée suivant la gamme de mini-forgeage A. Le prélèvement de tous les lopins à mi-épaisseur vise à limiter la dispersion expérimentale due à la position dans le lingot. Chaque lopin subit un certain nombre de coups de compression (tableau IV.11 et figure IV.37).

Lopin	Nombre de coups
Lopin N°1	1 coup de compression (selon Z)
Lopin N°2	2 coups de compression (selon Z puis X)
Lopin N°3	3 coups de compression (ZXY)
Lopin N°4	4 coups de compression (ZXYZ)
Lopin N°5	5 coups de compression (ZXYZX)
Lopin N°6	6 coups de compression (ZXYZXY)
Lopin N°7	7 coups de compression (ZXYZXYZ)
Lopin N°8	8 coups de compression (ZXYZXYZX)

Tableau IV.11 : Séquences de déformation pour chaque lopin forgé.

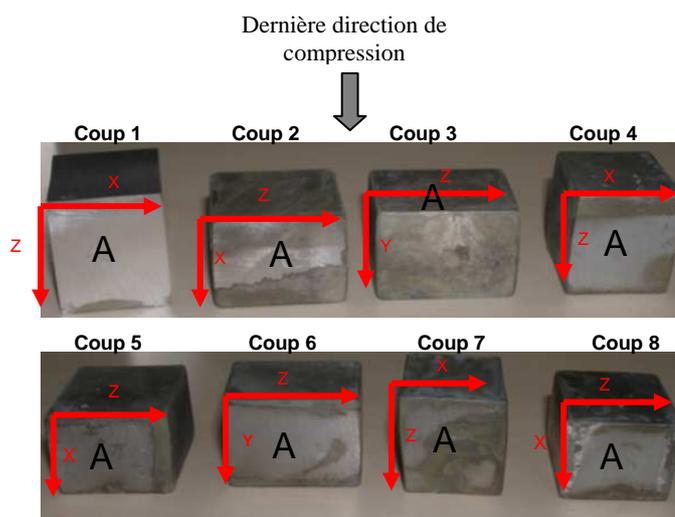


Figure IV.37 : Géométrie finale des lopins après les essais de mini-forgeage.

Les conditions expérimentales des essais de compression ont été décrites dans les parties IV.iv.1 et IV.iv.2 de ce chapitre.

Quatre lopins ont été choisis pour la caractérisation expérimentale de la distribution des porosités. Les lopins étudiés sont les lopins N° 1, 2, 3 et 6. Le choix de ces lopins est justifié par :

- Lopin 1 : effet de la première compression sur la refermeture des porosités.
- Lopin 2 : effet d'une seconde compression perpendiculaire à la direction de la première compression sur la réouverture des porosités.
- Lopin 3 : caractérisation des porosités après un cycle de déformation selon les trois directions (ZXY).
- Lopin 6 : caractérisation des porosités après deux cycles de déformation (ZXYZXY).

Les niveaux de déformation plastique cumulée à cœur pour chaque lopin (figure IV.38) sont obtenus par simulation numérique de la gamme de mini-forgeage (voir section IV.iv de ce chapitre).

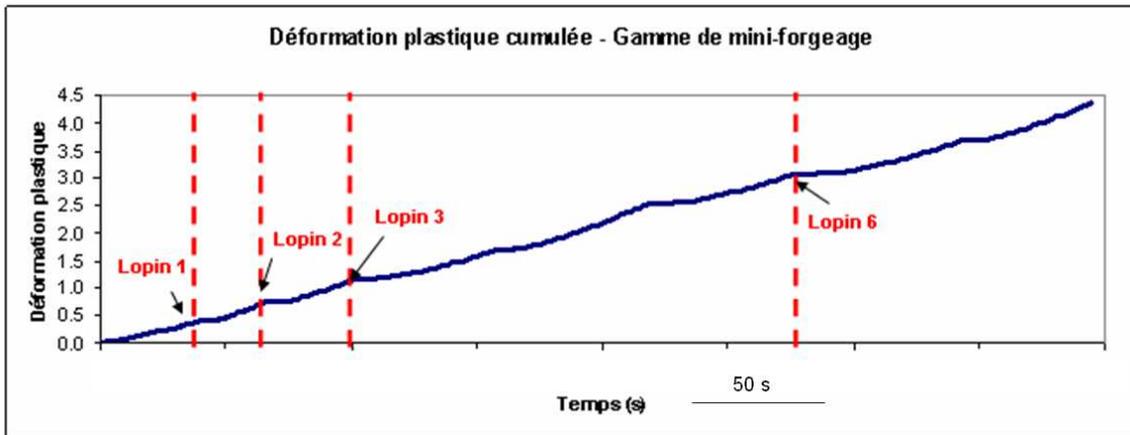


Figure IV.38 : Profil de déformation plastique cumulée au cœur du lopin au cours de la simulation de la gamme mini-forgeage A et emplacement des lopins étudiés.

### IV.v.3 Contrôle US haute résolution (USHR)

#### IV.v.3.1 Prélèvement des échantillons pour le contrôle USHR

Les huit lopins initiaux ont été soumis au contrôle USHR avant déformation. Des échantillons ont été également prélevés dans ces lopins pour le contrôle USHR (figures IV.39 et tableau IV.12).

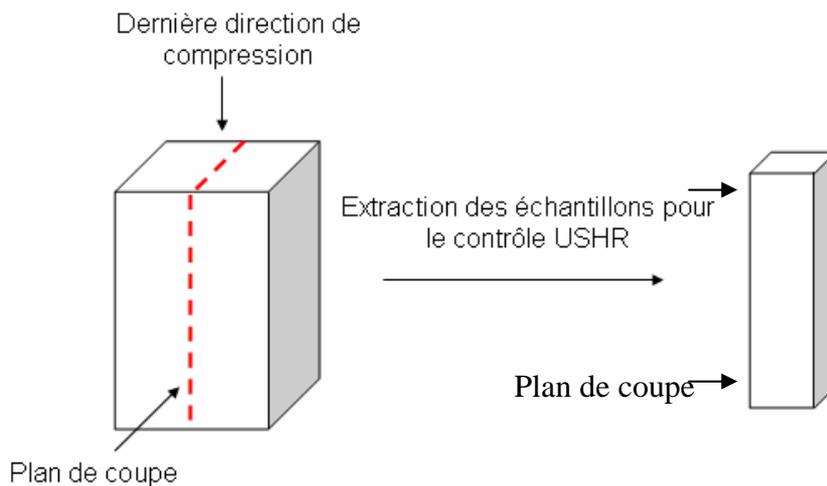
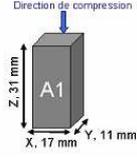
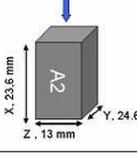
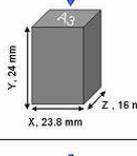
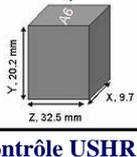


Figure IV.39 : Prélèvement des échantillons à partir des lopins forgés pour le contrôle USHR. L'échantillon contrôlé correspond à la moitié du lopin forgé. L'autre moitié sera utilisée pour les observations MEB.

Échantillon	Lopin	Déformation plastique à coeur	Dimensions
E1	Lopin 1	0.4	
E2	Lopin 2	0.7	
E3	Lopin 3	1.2	
E6	Lopin 6	3.1	

**Tableau IV.12 : Dimensions des échantillons prélevés des lopins forgés pour le contrôle USHR et déformation plastique cumulée à coeur.**

La méthode de traitement des données US développée dans le cadre de cette thèse et décrite dans la partie I.iv du chapitre I a été utilisée afin de décrire la distribution des signaux US réfléchis.

#### IV.v.3.2 Résultats du traitement des données US

- Anisotropie du matériau après déformation

La figure IV.40 représente les fonctions  $TF(A)$  des axes Z et X des échantillons E1 et E2. La fonction  $TF(A)$ , définie dans la section I.iv du chapitre I, indique la fraction de voxels d'amplitude supérieure ou égale à A parmi les amplitudes supérieures à 5. Cette fonction caractérise la distribution des amplitudes des signaux US étudiés.

L'échantillon E1 a subi un coup de compression suivant l'axe Z alors que l'échantillon E2 a subi un coup de compression supplémentaire suivant X. En partant de l'hypothèse d'une porosité sphérique déformée par compression, on pourrait s'attendre à ce que le signal réfléchi suivant l'axe de compression soit plus intense que le signal réfléchi suivant l'axe perpendiculaire à l'axe de compression. En effet, les signaux de l'axe Z de E1 et de l'axe X de E2 sont légèrement plus intenses. On considère, toutefois, cet écart non significatif comme il est comparable à l'écart entre les signaux US des zones d'investigation du même axe. L'absence d'écart significatif entre les signaux US des axes X et Z pourrait s'expliquer par la forme tortueuse des porosités initiales (voir section I.iv.1 du chapitre I).

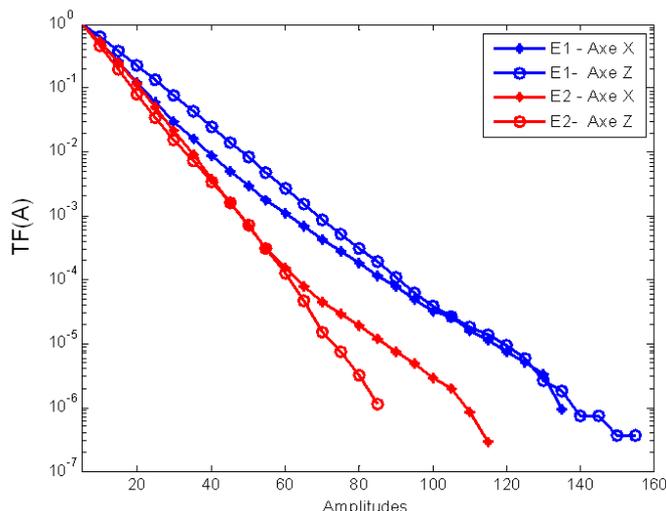


Figure IV.40 : Fonctions  $TF(A)$  des signaux US des axes X et Z des échantillons E1 (bleu) et E2 (rouge).

Par la suite, nous allons donc, pour chaque lopin, moyenner les fonctions  $TF(A)$  et  $N_s(A)$  (nombre de taches par unité de surface) correspondant aux trois axes de contrôle US (X, Y et Z).

- Etude statistique de la distribution des amplitudes associées à chaque voxel individuel

L'étude statistique des amplitudes associées aux voxels consiste à comparer les fonctions  $TF(A)$  des échantillons étudiés.

La figure IV.41 représente les fonctions  $TF(A)$  pour les états initiaux des lopins forgés. Une légère dispersion expérimentale subsiste malgré les précautions prises pour le prélèvement des lopins.

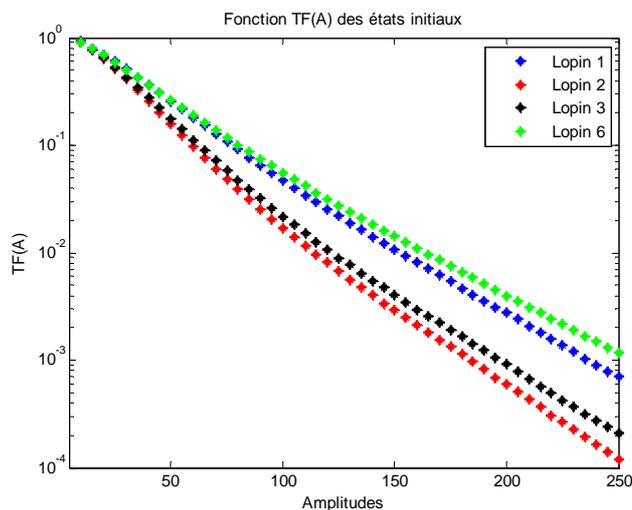


Figure IV.41 : (a) Profil des fonctions  $TF$  des états initiaux des échantillons E1, E2, E3 et E6.

La figure IV.42 représente la fonction  $TF(A)$  des échantillons E1, E2, E3 et E6 avant et après déformation. Le décalage des fonctions  $TF(A)$  des états forgés vers les faibles amplitudes par rapport aux fonctions  $TF(A)$  des états initiaux, traduit le fait que les signaux US réfléchis par les états forgés sont plus faibles que les signaux réfléchis par les états initiaux.

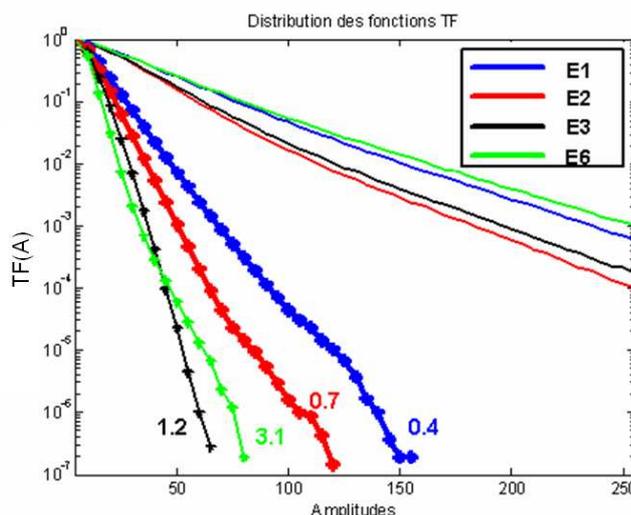


Figure IV.42 : Profils de la fonction TF des échantillons E1, E2, E3 et E6. Les chiffres indiqués à côté de chaque courbe représentent le taux de déformation plastique à cœur du lopin contrôlé.

Afin d'étudier l'effet de la déformation cumulée sur l'intensité du signal US réfléchi, la fonction  $TF(A)$  de chaque état déformé a été normalisée par la fonction  $TF(A)$  de l'état initial brut de coulée correspondant :

$$TF_n(A, \text{déformé}) = \frac{TF(A, \text{déformé})}{TF(A, \text{initial})} \quad \text{IV.6}$$

La figure IV.43 représente les fonctions  $TF_n(A, \text{déformé})$  des échantillons E1, E2, E3 et E6. La comparaison des courbes de la fonction  $TF_n(A, \text{déformé})$  et  $TF(A, \text{déformé})$  (figures IV.42 et IV.43), montre que la normalisation ne change pas significativement le profil de la fonction  $TF(A)$ . Ainsi, l'écart constaté entre les états initiaux des lopins étudiés n'a pas d'effet significatif sur les résultats du contrôle USHR après déformation.

L'intensité du signal US réfléchi devient de plus en plus faible quand la déformation plastique cumulée augmente (figure IV.43). Le profil de la fonction  $TF_n(A, \text{déformé})$  se décale, en effet, vers les faibles amplitudes. L'affaiblissement du signal US pourrait être dû au raffinement de la microstructure et/ou à la refermeture des porosités au fur et à mesure que la déformation cumulée augmente.

Les fonctions  $TF_n(A, \text{déformé})$  ont la même allure à tous les niveaux de déformation étudiés. Elles présentent un point d'inflexion assez marqué notamment aux états E1, E2 et E6. Le signal US étudié est la superposition du signal réfléchi par la microstructure et du signal réfléchi par la porosité. Le point d'inflexion pourrait correspondre aux amplitudes à partir desquelles nous commençons à avoir un signal issu de la porosité.

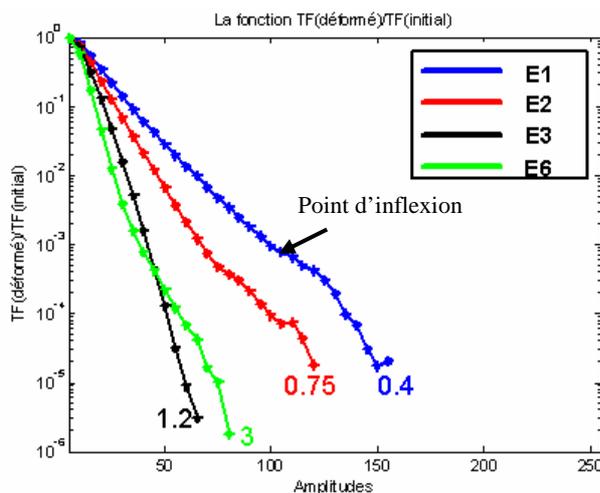


Figure IV.43 : Profil de la fonction TF normalisée par les états initiaux des échantillons E1, E2, E3 et E6. Les chiffres indiqués à côté de chaque courbe représentent le taux de déformation plastique à cœur du lopin contrôlé.

L'amplitude correspondant au point d'inflexion diminue avec la déformation plastique cumulée (figure IV.44). Si l'on suppose que l'amplitude du signal réfléchi est liée à la taille apparente de l'objet réfléchissant (en l'occurrence une porosité), ce résultat indiquerait que la taille de la porosité détectée est réduite avec la déformation plastique cumulée.

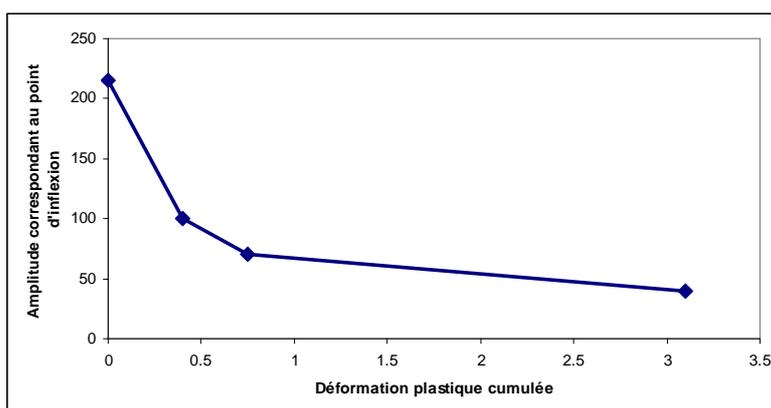


Figure IV.44 : Amplitude du point d'inflexion en fonction de la déformation plastique cumulée. Pour l'échantillon E3 ( $\epsilon=1.2$ ), le point d'inflexion n'existe pas.

Il faut noter néanmoins que les deux échantillons E3 et E6 ont des profils  $TF_n(A, déformé)$  qui se croisent et sont très comparables. Ceci pourrait être expliqué par l'hypothèse que le signal détecté soit principalement la signature de la microstructure. A partir d'un certain niveau de déformation plastique, la microstructure atteint un régime stationnaire et les porosités présentes dans le volume sont refermées, ce qui pourrait expliquer la similitude des profils  $TF_n(A, déformé)$  des échantillons E3 et E6.

- Etude statistique de la densité de taches

L'étude statistique de la densité de taches consiste à regrouper les voxels voisins d'amplitude supérieure ou égale à  $A$  pour construire la fonction  $N_s(A)$  (voir section I.iv du chapitre I pour plus de détails).

La figure IV.45 représente la fonction  $N_s(A)$  des échantillons E1, E2, E3 et E6. Le nombre de taches intenses diminue nettement avec la déformation plastique cumulée. Cette tendance est en corrélation avec les résultats obtenus sur les voxels. Elle pourrait s'expliquer, si l'on

suppose qu'une tache intense correspond à une porosité ou à un amas de porosités, par la refermeture de la porosité pendant la déformation des lopins.

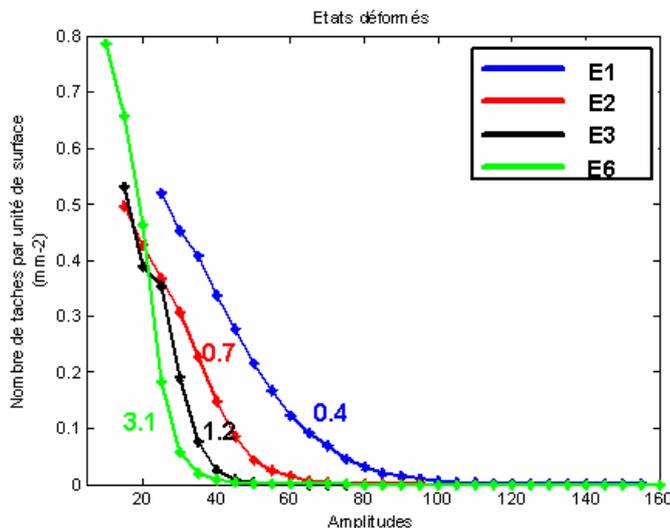


Figure IV.45 : Profil du nombre de taches par unité de surface en fonction de l'amplitude US. Les chiffres indiqués à côté de chaque courbe représentent le taux de déformation plastique à cœur du lopin contrôlé.

La figure IV.46 représente la taille moyenne (en nombre de pixels) des taches repérées dans les échantillons E1, E2, E3 et E6. La taille des taches diminue avec la déformation cumulée (de E1 (bleu) à E6 (vert)). Ce résultat va également dans le sens de la refermeture de porosités pendant la déformation plastique.

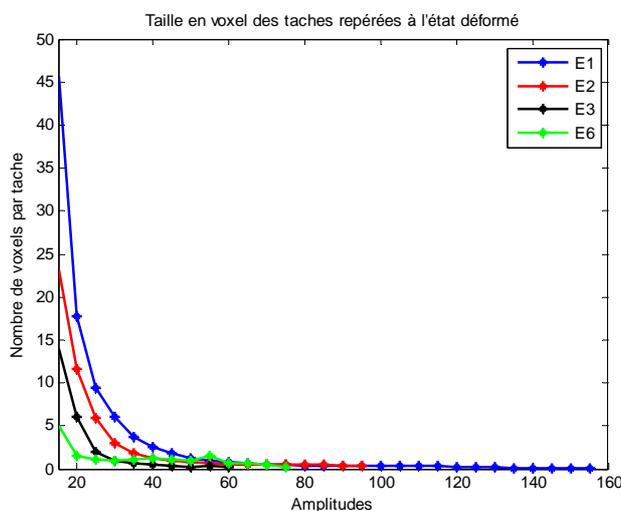


Figure IV.46 : Nombre moyen de pixels par tache en fonction de l'amplitude US.

- Conclusion

Ces différentes mesures par contrôle USHR semblent indiquer la refermeture des porosités pendant la déformation à chaud. Pour un taux de déformation supérieur à 1.2, le signal US détecté est très faible, ce qui pourrait signifier la refermeture complète des porosités à ce niveau de déformation. Ces résultats doivent cependant être considérés avec précaution. En effet, la technique USHR donne une signature indirecte de la microstructure du matériau et de ses porosités, qui est ensuite interprétée sur la base d'hypothèses qu'il faudrait vérifier. De

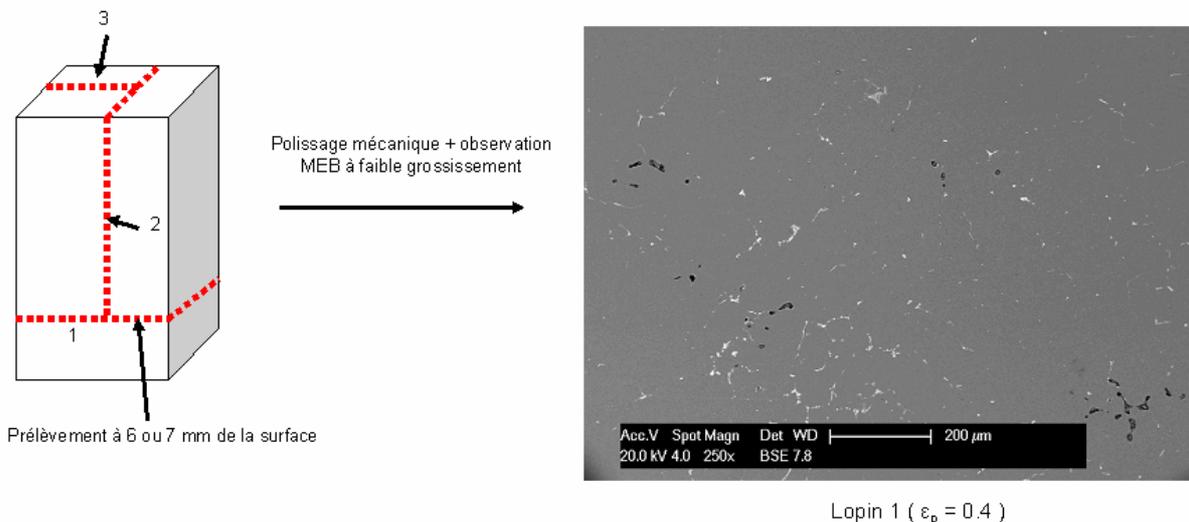
plus, pour chaque niveau de déformation un seul échantillon est utilisé pour la caractérisation de l'état de porosité. Pour plus de précisions, il faudrait faire la même étude sur différents échantillons aux mêmes niveaux de déformation. De plus, ces conclusions ne sont valables que pour des porosités de la même taille que les porosités présentes dans les échantillons étudiés. Un échantillon contenant une très grosse porosité pourrait présenter un signal US assez intense même après un taux de déformation supérieur à 1.2.

#### IV.v.4 Densité de porosités mesurée sur des surfaces polies

##### IV.v.4.1 Procédure expérimentale

Afin de vérifier les résultats obtenus par traitement des données US, des sections 2D ont été prélevées au niveau des zones d'investigation de contrôle USHR (figure IV.47). Pour chaque section, la mesure du nombre de porosités par unité de surface se fait sur des images MEB de surface de  $1.2 \text{ mm}^2$ , par comptage visuel des porosités. Selon la taille des échantillons étudiés, le nombre d'images MEB utilisées est de 10 à 30 images par section.

La résolution de l'analyse est estimée à  $20 \mu\text{m}$  environ. Seules les porosités de taille apparente (dans le plan d'observation) supérieure à  $20 \mu\text{m}$  ont été comptées. Il faut noter que dans certains cas, le nombre de porosités mesurées par unité de surface pourrait être surestimé. En effet, des amas de porosités voisines pourraient correspondre à une porosité tortueuse unique (exemple en bas à droite de l'image IV.47).



**Figure IV.47 : Préparation des coupes métallographiques pour la quantification de la densité de porosités.**

IV.v.4.2 Nombre de porosités par unité de surface

Le nombre moyen de porosités par unité de surface mesuré sur chaque section et pour chaque échantillon est rapporté dans le tableau IV.13 :

Nombre de porosités par unité de surface (mm <sup>-2</sup> )	E1	E2	E3
Section 1	7.3	5.4	3.2
Section 2	6.9	4.8	3.4
Section 3	-	5.3	2.8
Moyenne	7.1	5.1	3.1

Tableau IV.13 : Résultats de la mesure du nombre de porosités par unité de surface pour chaque section. Le symbole (-) indique l'absence de mesures pour la section concernée.

Pour chaque lopin, le nombre de porosités par unité de surface mesuré sur chaque section est assez comparable. Ce résultat est cohérent avec les résultats du traitement des données US qui établit une similitude statistique entre les signaux US réfléchis suivant les trois directions contrôlées ( X,Y et Z). Pour chaque échantillon, le nombre de porosités par unité de surface correspond à la moyenne du nombre de porosités par unité de surface mesuré sur chaque section.

Les nombres de porosités par unité de surface ainsi obtenus pour les échantillons E1, E2 et E3 sont présentés dans la figure IV.48. Les histogrammes correspondant à leur distribution sont donnés dans la figure IV.49. L'échantillon E6 n'a pas été étudié car il présente un signal US très faible et assez comparable au signal de l'échantillon E3.

Le nombre de porosités par unité de surface diminue avec la déformation. Cette diminution du nombre de porosités est due à la refermeture des porosités pendant la déformation. Les résultats du contrôle US, qui montrent un décalage des signaux US vers de faibles amplitudes, sont cohérents avec les résultats de la mesure du nombre de porosités par unité de surface.

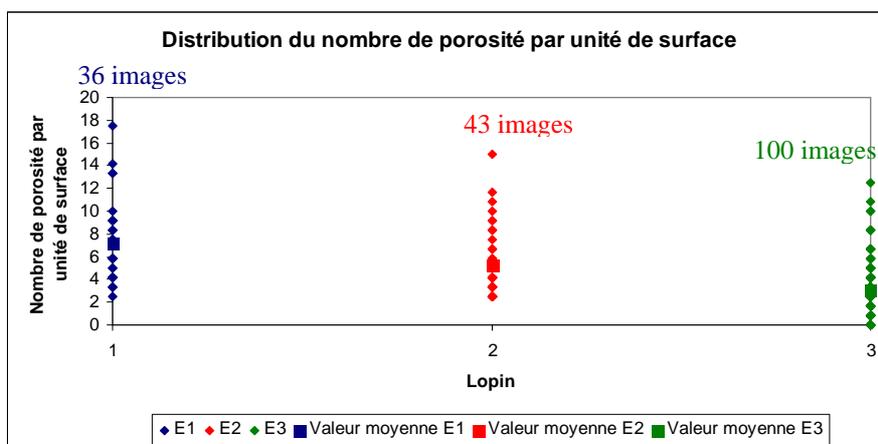
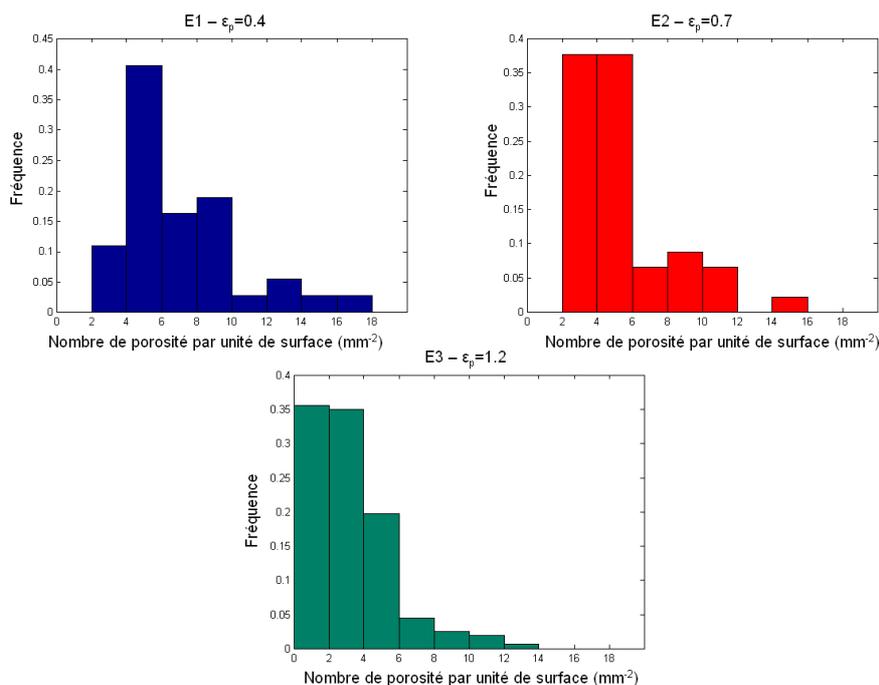


Figure IV.48 : Distribution du nombre de porosités par unité de surface mesuré sur les échantillons E1, E2 et E3.



**Figure IV.49 : Histogramme de distribution du nombre de porosités par unité de surface mesuré à partir des images 2D des échantillons E1, E2 et E3.**

Si l'on suppose que le signal US réfléchi peut se décomposer en un signal US, moins intense, issu de la microstructure et en un signal US, plus intense, issu des porosités, il existerait un seuil d'amplitude pour lequel la fraction de voxels d'amplitude supérieure à ce seuil est corrélée au nombre de porosités mesuré par unité de surface. L'étude de corrélation à différents seuils d'amplitude a permis d'estimer un seuil à une amplitude de 55 environ.

Le tableau IV.14 donne le nombre de taches d'amplitude supérieure à 55 calculé à partir du traitement des données US. Pour l'état brut de coulée, le nombre de taches par unité de surface n'a pas pu être calculé en raison du problème de coalescence.

	<b>Brut de coulée</b>	<b>E1 <math>\epsilon_p = 0.4</math></b>	<b>E2 <math>\epsilon_p = 0.7</math></b>	<b>E3 <math>\epsilon_p = 1.2</math></b>
<b>Nombre moyen de porosités par unité de surface (<math>\text{mm}^{-2}</math>)</b>	<b>10.9</b>	<b>7.1</b>	<b>5.1</b>	<b>3.1</b>
<b>Nombre de taches par unité de surface, amplitude supérieure à 55 (<math>\text{mm}^{-2}</math>)</b>	-	<b>0.16</b>	<b>0.02</b>	<b>0.0007</b>

**Tableau IV.14 : Comparaison des résultats de la mesure métallographique et du traitement des données US. Le symbole (-) indique l'absence de mesures pour la section concernée.**

La figure IV.50 montre une bonne corrélation entre le nombre de porosités par unité de surface, mesuré sur les sections 2D et les fonctions  $\ln(TF(55))$  (figure IV.49 (a)) et  $\ln(N_s(55))$  (figure IV.49 (b)). Afin de confirmer cette corrélation, il faudrait multiplier des mesures réalisées au même taux de déformation et rajouter d'autres points expérimentaux à des taux de déformation intermédiaires.

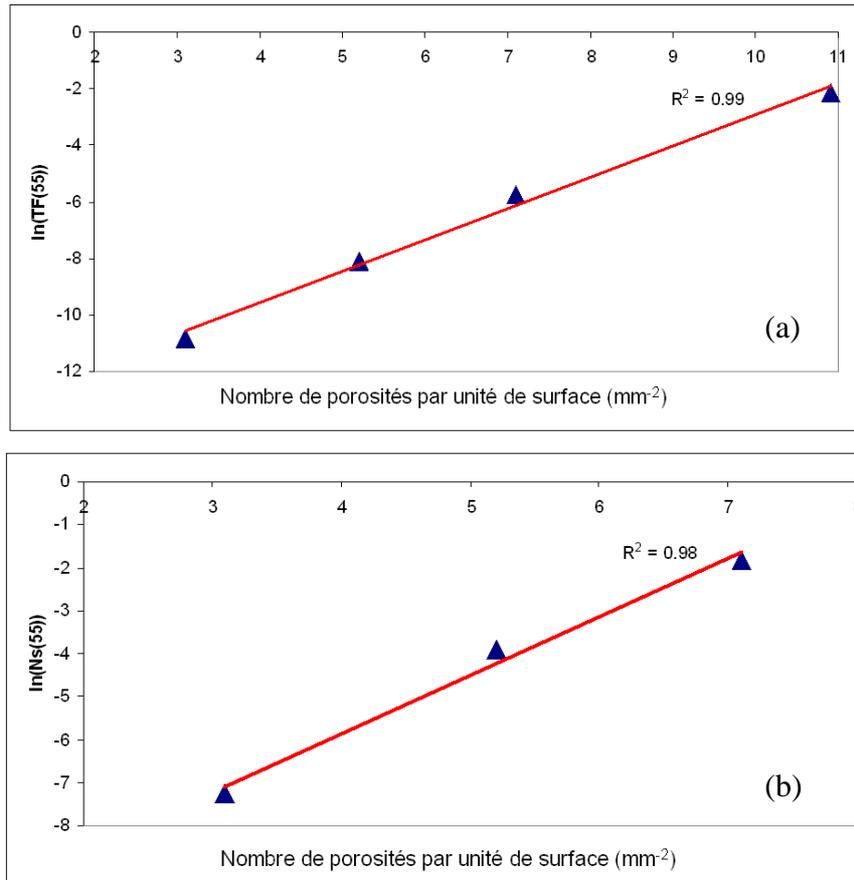


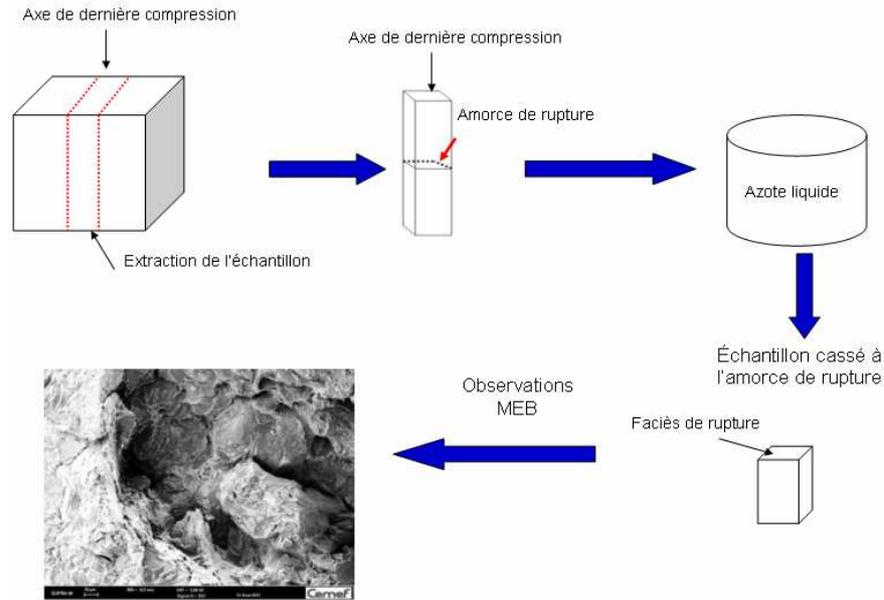
Figure IV.50 : Correlation des résultats US avec la mesure du nombre de porosités par unité de surface. (a) Analyse en voxels et (b) analyse en nombre de taches par unité de surface.

## IV.v.5 Morphologie des porosités dans les faciès de rupture

### IV.v.5.1 Procédure expérimentale

Après le contrôle USHR, des échantillons sont prélevés du volume contrôlé, suivant l'axe de la dernière compression, pour l'observation de faciès de rupture par MEB. Le mode opératoire (figure IV.51) consiste à casser les échantillons par un essai de flexion 3 points, au niveau de l'amorce de rupture, puis à caractériser chaque porosité observée dans le faciès de rupture. Les échantillons sont cassés à froid (température de l'Azote liquide) afin de limiter les modifications de la microstructure (élargissement de la porosité par exemple) par déformation plastique.

Pour la caractérisation de la surface des porosités le microscope a été utilisé à une tension d'accélération de 5 kV. Des analyses EDS ont été également effectuées afin d'identifier les différentes phases présentes dans le faciès.



**Figure IV.51 : Procédure expérimentale de la préparation des faciès de rupture pour observations MEB.**

Les images présentées pour chaque état de déformation sont représentatives de nombreuses images observées pour chaque échantillon.

#### IV.v.5.2 Résultats de l'observation des faciès de rupture

La figure IV.52 représente les faciès de rupture observés pour la caractérisation de porosités individuelles. Il s'agit d'un faciès de rupture fragile intergranulaire (figure IV.51 (a)). Quelques zones de rupture ductile avec des cupules peu marquées sont néanmoins parfois présentes dans le faciès (figure IV.52 (b)). Des particules en décohésion avec la matrice environnante (figure IV.52 (c) et (d)) sont également observées. Ces particules en décohésion avec la matrice sont principalement présentes dans le faciès de l'échantillon E6. En effet, nous observons dans ce faciès des cavités non habitées et des cavités contenant des particules fragmentées ou en décohésion avec la matrice (figure IV.52 (c)). Les cavités non habitées ont un fond assez lisse sans présence de marches d'escalier telles que celles systématiquement présentes dans le fond lisse des porosités. Il s'agirait donc de cavités résultant de l'arrachement des particules et non de porosités.

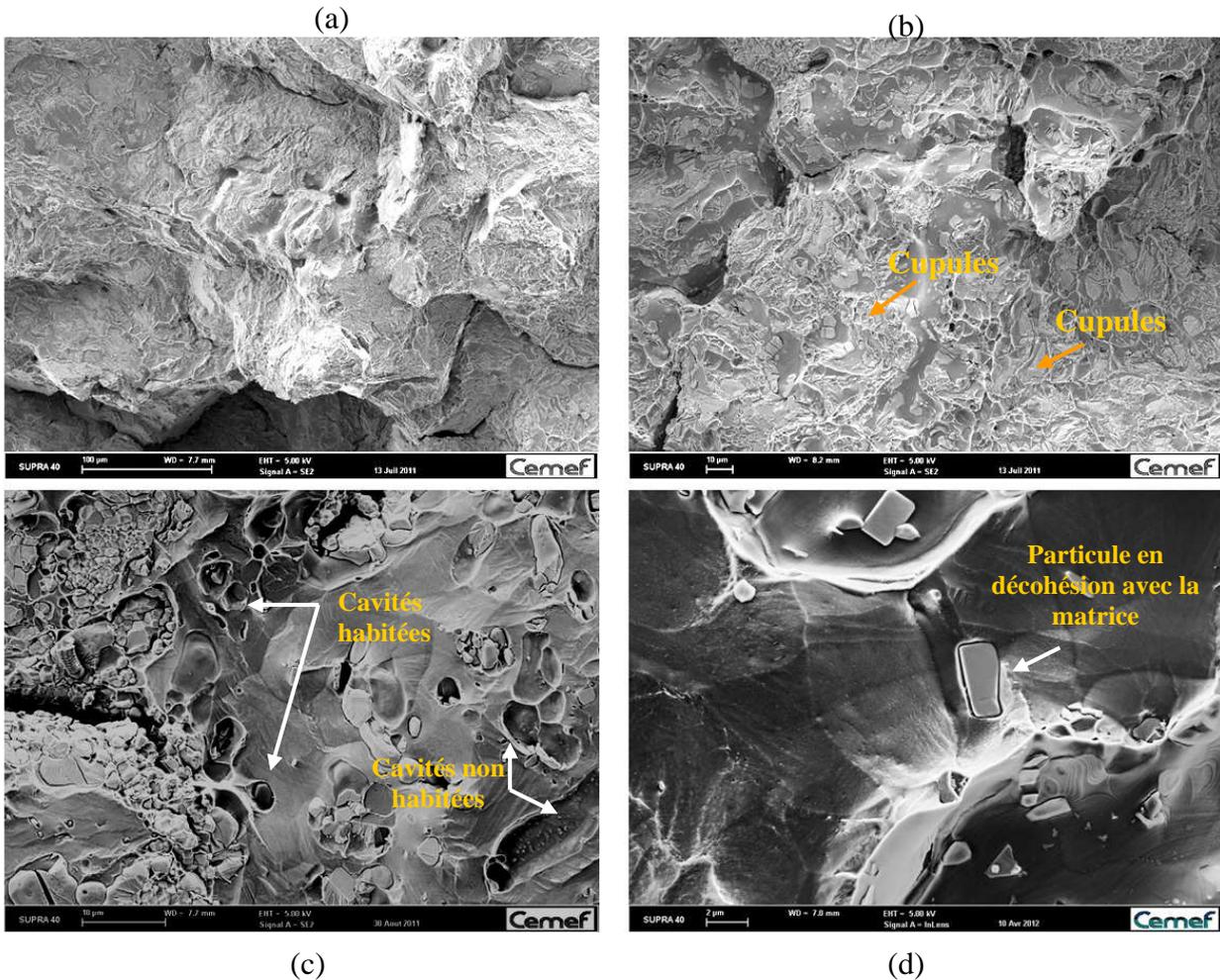
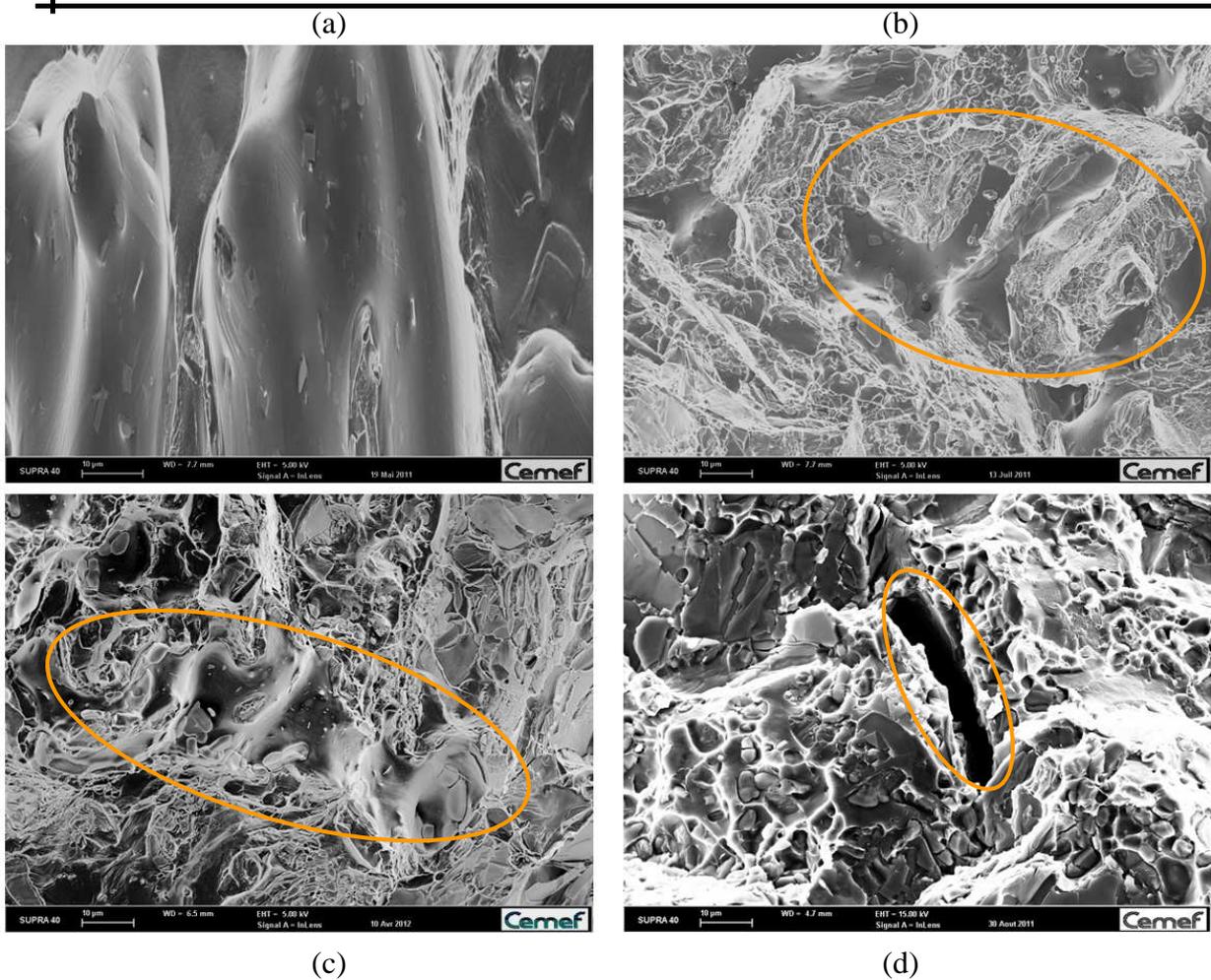


Figure IV.52 : Micrographies MEB des faciès de rupture des échantillons étudiés : (a) E1, (b) et (d) E2, (c) E6.

La figure IV.53 représente des porosités observées dans les échantillons brut de coulée, E1, E2 et E6 au même grossissement. A l'état brut de coulée, la micrographie MEB de la figure IV.53 (a) représente seulement une vue partielle de la porosité car elle est plus grosse que les porosités observées aux autres états de déformation. Les porosités ont des formes très tortueuses à l'état brut de coulée et deviennent de plus en plus aplaties avec la déformation (figure IV.53 (d)). La forme très tortueuse des porosités ne permet pas d'en donner une valeur une mesure de taille. Néanmoins, la comparaison de l'ensemble des observations faites sur les quatre échantillons montre que les porosités observées sont de moins en moins étalées au fur et à mesure que la déformation cumulée augmente (IV.53 (a) à IV.53 (d)).



**Figure IV.53 : Micrographies MEB d'exemples de porosité observées dans les faciès de rupture des échantillons : (a) brut de coulée, (b) E1, (c) E2 et (d) E6. Les zones encadrées en orange indiquent les porosités.**

Le fond des porosités observé à fort grossissement est lisse (figure IV.54 (a)) comparé au faciès hors des porosités. On y retrouve également des formes de marches d'escalier (figures IV.54 (b) et (d)) qui continuent à exister malgré la déformation, et des particules fragmentées de seconde phase  $\eta$  (figure IV.54 (c)).

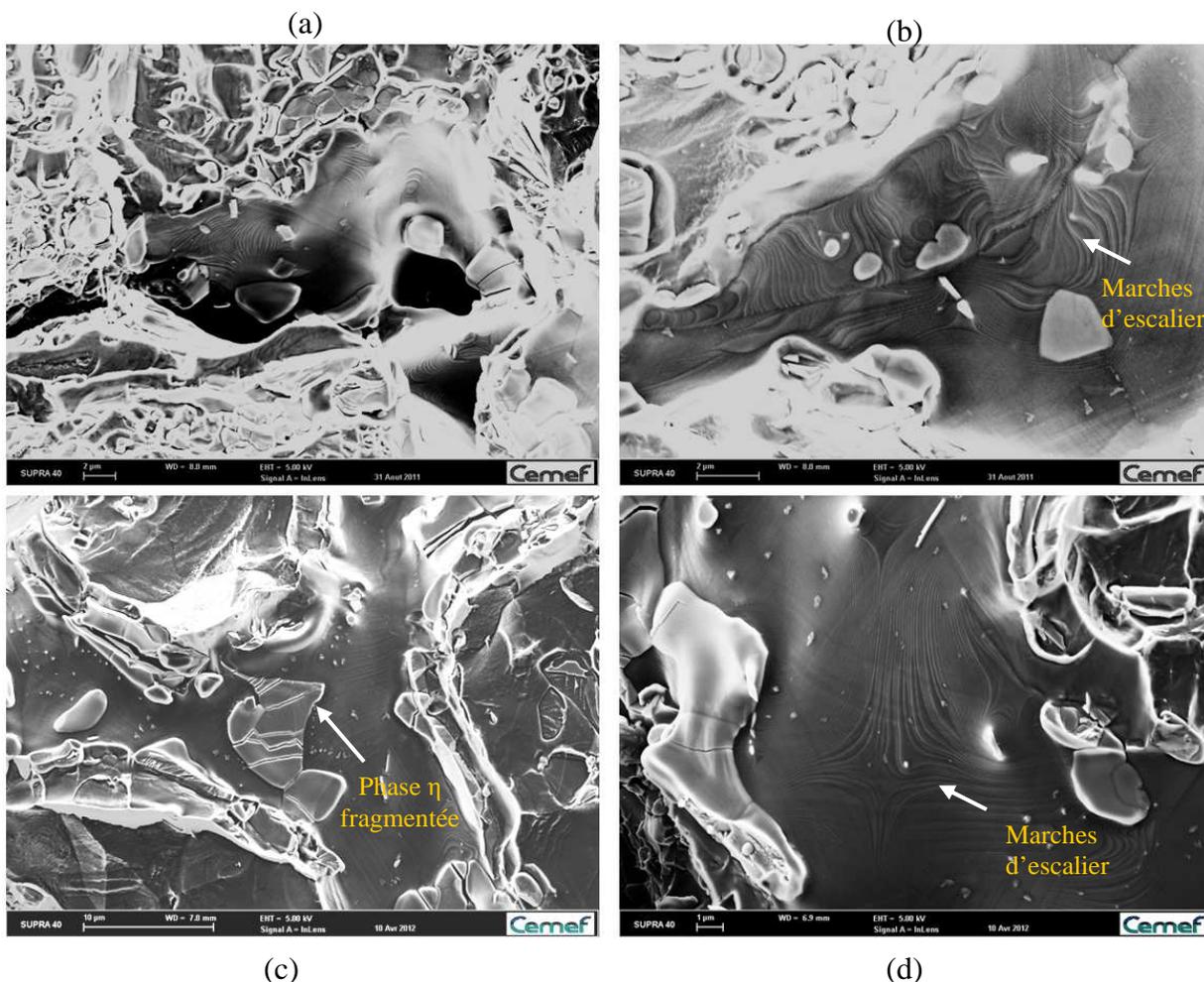


Figure IV.54 : Micrographies MEB du fond de la porosité observée dans les faciès de rupture des échantillons : (a) et (b) E1 – (c) et (d) E2.

#### IV.v.6 Conclusion

Afin de caractériser l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud, les résultats de trois méthodes de caractérisation (contrôle USHR, observations MEB de surfaces polies, observations MEB de faciès de rupture) ont été combinés. Ces méthodes sont complémentaires. La méthode de contrôle USHR donne une information statistique sur la distribution des amplitudes de signaux US qui pourraient être associées aux porosités, alors que les observations MEB caractérisent individuellement les porosités et permettent d'en compter le nombre dans une section polie.

Les résultats des trois méthodes de caractérisation confirment la réduction de la porosité avec la déformation plastique. En effet, le traitement des données US a mis en évidence le décalage des signaux US vers les faibles amplitudes ce qui est cohérent avec la refermeture et/ou l'aplatissement de la porosité. Ce constat est confirmé par les observations MEB qui mettent en évidence l'aplatissement de la porosité avec la déformation plastique.

Malgré un signal US très faible caractérisant l'échantillon E6 et qui pourrait être interprété comme associé à l'absence de porosités à cet état de déformation ( $\epsilon_p = 3$ ), de petites porosités sont encore observées par microscopie électronique à balayage (MEB). En revanche, la porosité observée à cet état a une taille inférieure à la limite de détection de la technique de contrôle USHR, ce qui explique la faible intensité du signal US correspondant à cet état.

## **Discussion et conclusion du chapitre IV**

L'objectif de ce chapitre est d'étudier l'hypothèse de l'origine des défauts à partir d'une porosité préexistante dans le matériau et non refermée pendant la déformation à chaud.

Le pétrissage/étirage est l'étape de mise en forme dont l'objectif est la refermeture de la porosité résiduelle de solidification afin d'améliorer la ductilité du matériau. La simulation numérique des gammes de forgeage industrielles de deux pièces A et B, a permis de comparer les conditions de refermeture de porosités dans deux gammes présentant des taux de rebut différents. Pour cela, deux critères de refermeture de porosités ont été utilisés. Le critère IRP scalaire est insuffisant car il ne tient pas compte du caractère multiaxial de la refermeture de porosité. Un critère tensoriel  $IRP_{ij}$  a été développé pour dissocier les différentes directions de refermeture. Ce critère tensoriel donne des indications intéressantes sur les directions de refermeture lors du pétrissage et de l'étirage. Il montre notamment que la composante  $IRP_{YY}$  reste négative pour la pièce A au cours du pétrissage mais aussi de l'étirage, alors que ce paramètre, initialement négatif pour la pièce B lors du pétrissage, devient positif lors de la phase d'étirage. Cette différence aurait pu expliquer la présence de défauts dans la pièce A comparativement à la pièce B. Cependant, une autre pièce, présentant le même type d'évolution du tenseur  $IRP_{ij}$  que la pièce A, a un taux de rebut très faible.

Les critères de refermeture de porosités à l'échelle macroscopique sont insuffisants pour mieux étudier les conditions de refermeture de porosités. D'autres paramètres doivent être pris en compte. Une approche micromécanique de l'évolution des porosités pourrait fournir des informations plus complètes. Ces critères ne prennent pas en compte l'effet de la pression interne dans les porosités et l'effet du maintien prolongé à haute température sur les conditions de refermeture des porosités. Or, la gamme de pétrissage/étirage de la pièce A est deux fois plus longue que la gamme de mise en forme de la pièce B (11 min pour la pièce B contre 26 min pour la pièce A). Ce qui pourrait favoriser ces effets et expliquer les taux de rebuts différents des pièces A et B. L'effet du maintien prolongé à haute température sur la réouverture des porosités sera discuté d'avantage dans le chapitre V.

Afin de suivre expérimentalement l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud, une gamme de mini-forgeage a été développée et validée au laboratoire à partir d'une gamme industrielle fournie par Aubert&Duval. Cette étude a été conduite sur un alliage 7050 à haute teneur en hydrogène. Les échantillons prélevés des mini-lopins forgés ont été caractérisés par la combinaison de trois techniques expérimentales : contrôle USHR, observations MEB sur sections 2D et observations MEB sur des faciès de rupture.

Une méthode de traitement des données US a été développée dans le cadre de cette thèse spécifiquement pour la comparaison de différents états de déformation. Le signal US est de moins en moins intense avec la déformation plastique cumulée. Ces résultats ont été confirmés par la mesure du nombre de porosités par unité de surface sur des sections 2D prélevées au niveau des zones d'investigation du contrôle USHR. A partir d'un taux de déformation de 1.2 environ, les signaux US détectés sont très faibles (amplitudes < 70).

Les observations MEB des faciès de rupture ont permis l'observation de porosités à tous les niveaux de déformation étudiés (jusqu'à 3.1). Les porosités deviennent de plus en plus aplaties avec la déformation plastique cumulée. Au taux de déformation de 3.1, de très petites porosités (dimension maximale < 40  $\mu\text{m}$ ) très aplaties ont été observées malgré le faible

signal US correspondant à cet état. Leur taille est vraisemblablement inférieure à la limite de détection de la technique USHR.

Au vu des niveaux de déformation atteints pendant la gamme de mise en forme des pièces A et B, les porosités présentes dans le matériau initial seraient complètement refermées ou refermées et non-cicatrisées à l'issue de la gamme de mise en forme. Ces porosités refermées et non-cicatrisées seraient donc indétectables par contrôle US. Or, la détection des défauts industriels se fait par contrôle US après le cycle thermique (mise en solution + trempe). Les porosités non-cicatrisées pourraient donc être rendues détectables par le cycle thermique. Cette hypothèse sera traitée dans le chapitre V.

## Références bibliographiques du chapitre IV

- [1] J. Panson, J.E. Gruzleski, The quantitative discrimination between shrinkage and gas microporosity in cast Aluminium alloys using spatial data analysis, *Mater. Charact.*, 1999, vol. 43, 319-335.
- [2] A.M. Samuel, F. H. Samuel, Review: Various aspects involved in the production of low-hydrogen aluminium castings, *J. Mat. Sci.*, Vol. 27, 1992, 6533-6563.
- [3] D.E.J. Talbot, Effects of Hydrogen in Aluminium, Magnesium, Copper and their alloys, *Int. Metall. Rev.*, Vol. 20, 1975, 166-184.
- [4] C.E. Ransley, H. Neufeld, The solubility of Hydrogen in liquid and solid Aluminium, *J. Inst. Metals*, Vol. 74, 1948, 599-620.
- [5] M.F. Jordan, G.D. Denyer, A.N. Turner, Porosity in high-strength semi-continuously cast Aluminium-Copper-Magnesium alloy ingots, *J. Inst. Metals*, Vol. 63, 1962, 48-91.
- [6] B.R. Deoras, V. Kondic, Testing the gas-content of molten metals in a foundry, *Foundry Trade J.*, Vol. 100, 1956, 361.
- [7] G.J. Metcalfe, *J. Inst. Metals*, Vol. 71, 1945, 618.
- [8] Q.T. Fang, P.N. Anyalebechi, D.A. Granger, Measurement of Hydrogen porosity in unidirectionally solidified Aluminium alloys, *Light metals*, AIME, 1988.
- [9] R. Entwistle, J.E. Gruzleski, P.M. Thomas, Proceeding of conference on solidification and casting of metals, University of Sheffield, July 1977, 345.
- [10] T.S. Piwonka, M.C. Flemings, Pore formation in solidification, *Trans. Met. Soc. AIME*, Vol. 236, 1987, 1157.
- [11] J. Campbell, *Castings*, Oxford, Butterworth-Heinemann, 1991.
- [12] P.M. Thomas, J.E. Gruzleski, Threshold Hydrogen for pore formation during the solidification of Aluminium alloys, *Metal. Mater. Trans. B*, Vol. 9, 1978, 139-141.
- [13] P.D. Lee, J.D. Hunt, Hydrogen porosity in directional solidified Aluminium-Copper alloys: in-situ observations, *Acta Mat.*, Vol. 45, 1997, 4155-4169.
- [14] R.C. Atweed, S. Sridhar, W. Zhang, P.D. Lee, Diffusion controlled growth of Hydrogen pores in Aluminium-Silicon castings: in-situ observations and modelling, *Acta. Mat.*, Vol. 48, 2000, 405-417.
- [15] J.R. Scully, G.A. Young, S.W. Smith, Hydrogen solubility and trapping in high purity aluminium and selected Al-base alloys, *Mat. Sci. Forum*, Vol. 331-337, 2000, 1583-1600.
- [16] Z. Ma, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty, S. Valtierra, A study of tensile properties in Al-Si-Cu and Al-Si-Mg alloys: Effect of  $\beta$ -iron intermetallics and porosity, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 490, 2008, 36-51.
- [17] A. Herera, V. Kondic, Proceedings of the international conference on solidification and cast metals, The Metals Society, Sheffield, UK, 1977, 460-465.
- [18] J. Fan, D.L. McDowell, M.F. Horstemeyer, K. Gaal, Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast Al-Si alloys, *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 70, 2003, 1281-1302.
- [19] J.Z. Yi, Y. X. Gao, P.D. Lee, H.M. Flower, T.C. Lindley, Scatter in fatigue life due to effects of porosity in cast A356-T6 Aluminium-Silicon alloys, *Metal. Mater. Trans. A*, Vol. 34, 2003, 1879-1890.
- [20] C.Y. Park, D.Y. Yang, A study of void crushing in large forgings. I: Bonding mechanism and estimation model for bonding efficiency, *J. Mat. Process. Technol.*, Vol. 57, 1996, 129-140.
- [21] A. Wang, P.F. Thomson, P.D. Hodgson, A study of pore closure and welding in hot rolling process, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 60, 1996, 95-102.

- [22] Y.M. Youssef, A. Chaijaruwanich, R.W. Hamilton, H. Nagaumi, R.J. dashwood, P.D. Lee, X-Ray microtomographic characterisation of pore evolution during homogenisation and rolling of Al-6Mg, *Mater. Scie. Technol.*, Vol.22, 2006, 1087-1093.
- [23] O. Kubaschewski, A. Cibula, D.C. Moore, 'Gases and metals', 1970, London, Iliffe.
- [24] J. H. O'Dette, *Trans. AIME*, 1957, 208 -924.
- [25] A.N. Turner, A. J. Bryant, The effect of ingot quality on the short-transverse mechanical properties of high-strength aluminium alloy thick plate, *J. Inst. Metals*, Vol. 95, 1967, 353-359.
- [26] M. Tanaka, S. Ono, M. Tsuneno, Factors contributing to crushing of voids during forging, *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, Vol. 27, 1986, 927-234.
- [27] M. Tanaka, S. Ono, M. Tsuneno, T. Ivadate, An analysis of void crushing during flat die free forging, Proceedings of the 2<sup>nd</sup> international conference on technology of plasticity (ICTP), Vol. 2, Stuttgart, Germany, 1035-1042.
- [28] M. Nakasaki, I. Takasu, H. Utsunomiya, Application of hydrostatic integration parameter for free-forging and rolling, *J. Mat. Process. Technol.*, Vol. 177, 2006, 521-524.
- [29] H. Kakimoto, T. Arikawa, Y. Takahashi, T. Tanaka, Y. Imaida, Development of forging process design to close internal voids, *J. Mat. Process. Technol.*, Vol. 210, 2010, 412-422.
- [30] X. Zhang, Z. Cui, W. Chen, Y. Li. A criterion for void closure in large ingots during hot forging, *J. Mat. Process. Technol.*, Vol. 209, 2009, 1950-1959.
- [31] P. Lasne, Calculs supplémentaires: présence de porosité, Internal document, unpublished, September 2008.
- [32] J.M. Lianos, V. Santisteban, J. Demurger, B. Kieber, R. Forrestier, B. Rogberg, L. Ek, M. De Santis, J. Gelli, H. Lundback, Improvement of central soundness in long products from a through process control of solidification and reheating and rolling parameters. Technical report, European commission, research fund for Coal and Steel, 2008, EUR 23588 EN.
- [33] F.C. Frank, The influence of dislocations on crystal growth, *Discuss. Faraday Soc.*, 1949, 48-54.



## **CHAPITRE V : HYPOTHESE III – DEFAUT ELARGI PENDANT LE TRAITEMENT THERMIQUE.**

L'étude du chapitre IV a permis de suivre l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud. Les porosités tendent à s'aplatir ou à se refermer au fur et à mesure que la déformation plastique augmente. A des taux de déformation plastique suffisamment élevés (supérieurs à 1.2 environ pour les conditions expérimentales de la gamme de min-forgeage), les porosités sont tellement aplaties ou petites qu'elles ne sont plus détectables par contrôle US. L'objectif est d'étudier l'éventuel effet du traitement thermique sur la réouverture de ces porosités, ce qui pourrait les rendre à nouveau détectables par contrôle US.

Le traitement thermique a pour objectif d'atteindre les propriétés mécaniques souhaités. Le traitement thermique industriel chez Aubert & Duval est réalisé en trois étapes :

- Traitement de mise en solution par un maintien prolongé à haute température (475°C pour l'alliage 7050).
- Trempe à l'eau chaude à partir de 475°C afin de figer la microstructure de l'alliage.
- Traitements de précipitation (vieillessement) en deux paliers de température afin de faire précipiter les phases durcissantes.

Dans ce chapitre, le «cycle thermique» désigne la mise en solution à 475°C pendant 6h puis trempe à l'eau chaude. La réouverture des porosités pourrait se produire pendant l'une ou l'autre des deux étapes de ce cycle thermique. En effet, sous l'effet des contraintes résiduelles de trempe les porosités aplaties pourraient se retrouver en traction ce qui favoriserait leur réouverture. Pendant la mise en solution, l'hydrogène en sursaturation dans la matrice d'aluminium aurait tendance à précipiter dans les porosités aplaties, ce qui pourrait entraîner leur réouverture sous l'effet de la pression du gaz d'hydrogène.

Dans ce chapitre, l'évolution des porosités après le cycle thermique sur des mini-lopins à haute teneur en hydrogène déformés puis traités thermiquement (maintien à haute température + trempe), sera étudiée expérimentalement. La distribution des contraintes résiduelles de trempe sera également établie par la simulation numérique et la comparaison des procédés de trempe des deux pièces industrielles A et B.

## ***V.i Bibliographie : Effet de la température sur l'évolution des porosités***

Cette étude bibliographique porte exclusivement sur l'effet du maintien à haute température sur la réouverture des porosités présentes dans les alliages d'aluminium. L'effet de la trempe sur la réouverture des porosités présentes dans les alliages d'aluminium n'est pas ou peu traité dans la littérature.

### **V.i.1 Evolution de la porosité après maintien à haute température**

Pour la famille d'alliage Al-Mg, le maintien à 530°C pendant des durées allant de 1h à 100h favorise la croissance des porosités préexistantes dans l'alliage [1-3]. Le diamètre moyen des porosités augmente ce qui pourrait indiquer que le mécanisme de mûrissement d'Oswald est responsable de l'évolution des porosités pendant le maintien à haute température. Pour le même alliage, Toda *et al.* ont observé par tomographie RX l'évolution de porosités d'hydrogène pendant un traitement d'homogénéisation à 430°C pendant 18h et un maintien prolongé à 550°C pendant 90h [2]. Les porosités tortueuses tendent à devenir sphériques et de petites porosités sphériques tendent à croître. Ils ont donc postulé que ces porosités sphériques (diamètre < 25 µm) se sont formées par germination hétérogène sur les particules de seconde phase [2]. Ces porosités constituent pour cet alliage le principal site de piégeage d'hydrogène (53% de l'hydrogène présent a été piégé dans ces microporosités).

Pour un aluminium non allié, Talbot et Granger ont remarqué que la fraction volumique de porosités a augmenté après 12h de maintien à 580°C avec une réduction de la quantité d'hydrogène en solution solide dans le matériau [4].

Anyalbechi *et al.* ont étudié l'effet d'un maintien prolongé (30h) de l'alliage 2014 commercial à une température supérieure à sa température eutectique (540°C) sur l'évolution des porosités [5]. La teneur en hydrogène dans cet alliage est d'environ 0.04 cm<sup>3</sup>/100g. Des échantillons ont été prélevés au pied et à la tête d'un lingot cylindrique (0.5 m de diamètre et 5.7 m de long) afin de mesurer la fraction volumique de porosité avant et après maintien à haute température. Cette étude a permis de constater que la fraction volumique de porosité a augmenté après le maintien à haute température. Ce résultat a été attribué aux deux mécanismes de croissance des porosités préexistantes et de nucléation de nouvelles porosités dans les zones contenant la phase eutectique fondue. L'effet de l'homogénéisation sur les porosités a été assez marqué dans les zones proches de la surface du lingot (tableau V.I). Les auteurs avancent l'hypothèse de l'effet du maintien plus long des zones proches de la surface à haute température par comparaison au centre du lingot.

D'une manière générale, le maintien prolongé à haute température des alliages d'aluminium semble engendrer la croissance et la coalescence des porosités préexistantes dans le matériau. La diffusion de l'hydrogène est facilitée par la haute température. Ces mécanismes peuvent jouer un rôle important dans la croissance des porosités.

### V.i.2 Evolution de la porosité après déformation et maintien à haute température

La majorité des porosités peut être refermée par des traitements thermomécaniques (laminage, forgeage...). Cependant, un maintien du matériau déformé à une température élevée peut engendrer la réouverture de certaines de ces porosités.

Talbot et Granger ont réalisé des maintiens à haute température (12h à 580°C) sur des échantillons, d'un alliage d'aluminium non allié, prélevés dans des plaques laminées et des barres extrudés. Ils ont remarqué que certaines porosités réapparaissent après maintien à haute température. Il s'agirait de porosités initialement présentes dans les lingots coulés, refermées pendant le traitement thermomécanique mais ré-ouvertes après maintien à haute température [4].

Afin de mettre en évidence l'effet du maintien à haute température après déformation sur les porosités d'hydrogène, H. Toda et *al.* ont caractérisé par tomographie RX le comportement de porosités pendant des essais de compression suivis par un maintien à haute température : 540°C pendant 4h (figure V.1). Les porosités observées ont eu des comportements très différents. Certaines porosités ont été complètement refermées. D'autres ont été aplaties pendant la compression puis sont redevenues sphériques après le maintien à haute température. Des porosités se sont subdivisées en plusieurs porosités puis se sont regroupées pendant l'exposition à haute température. D'autres ont été complètement refermées pendant la compression mais se sont réouvertes pendant l'exposition à haute température [6].

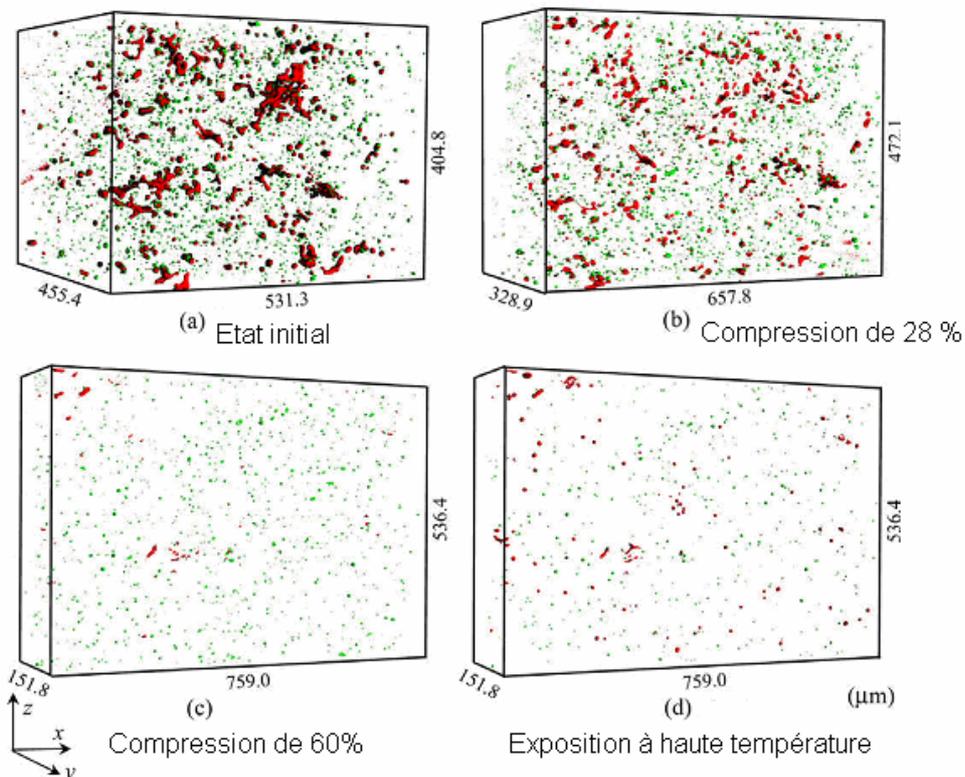


Figure V.1: Evolution des porosités dans un alliage Al-Mg pendant la compression et l'exposition à haute température observée par tomographie RX (en rouge les microporosités et en vert les particules) [6].

Dans cette même étude, le diamètre des porosités réouvertes après exposition à haute température a été mesuré (figure V.2). La figure V.2 représente la distribution de la taille initiale des porosités réouvertes après exposition à haute température et celle des porosités complètement refermées. Un léger décalage de la taille des porosités complètement refermées vers les petites tailles a été observé. Ce résultat indique que les petites porosités sont les plus susceptibles de se refermer définitivement par le traitement thermomécanique appliqué. Cependant, ce décalage est relativement faible, ce qui suggère que la taille des porosités n'est pas la seule cause de leur réouverture ultérieure. De plus, les mêmes auteurs ont remarqué que certaines porosités réapparaissent même si l'on comprime encore le matériau de 8 à 20 % après leur refermeture. En revanche, le taux de réouverture des porosités après déformation à froid où la densité des dislocations est très élevée, a été considérablement réduit [6]. Ce résultat pourrait s'expliquer par les mécanismes de piégeage de l'hydrogène par les dislocations [7]. Le piégeage de l'hydrogène par les dislocations augmenterait sa solubilité dans la matrice ce qui facilite sa dissolution et la libération des porosités qui pourraient donc être complètement refermées.

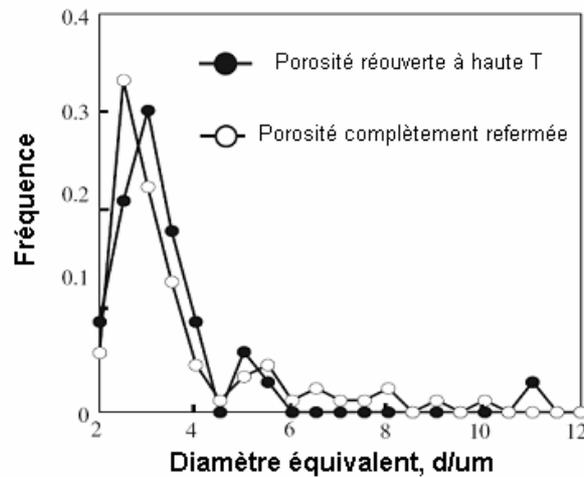


Figure V.2: Distribution de tailles initiales des porosités, dans un alliage Al-Mg, réouvertes et non réouvertes pendant l'exposition à haute température [6].

Cette revue bibliographique traite de l'effet de la température sur la réouverture et la croissance des porosités. Dans toutes ces études, il s'agit de porosités tortueuses ou sphériques qui ont tendance à devenir sphériques et à croître pendant le maintien prolongé à haute température. Le diamètre moyen de ces porosités est de 50 μm environ. La présence d'hydrogène en sursaturation dans les alliages d'aluminium (teneur 3 à 4 fois supérieure à la solubilité de l'hydrogène dans la matrice d'aluminium), participe à la formation et à l'évolution des porosités qui constituent un des principaux sites de piégeage de l'hydrogène dans les alliages d'aluminium.

Dans le cas industriel, la durée de maintien à haute température pendant le traitement de mise en solution est relativement courte (6h) comparée aux durées étudiées dans la revue bibliographique (>10h). Cette durée limiterait la croissance et la coalescence des porosités non refermées. Par ailleurs, en conditions industrielles, des passages répétés dans le four peuvent être nécessaires pour assurer la mise en forme de l'alliage à la bonne température. Suivant les cas, les pièces seraient maintenues longtemps à des températures de 420°C.

## V.ii Effet du traitement thermique sur l'évolution des porosités dans un alliage d'aluminium modèle déformé

Afin d'étudier expérimentalement l'effet du traitement thermique sur l'évolution des porosités, des lopins déformés à différents taux de déformation puis maintenus à haute température et trempés, ont été caractérisés par contrôle US à haute résolution spatiale puis observations MEB. Les contraintes résiduelles de trempe ont été également évaluées par la simulation numérique de la trempe des lopins déformés.

### V.ii.1 Procédure expérimentale

La gamme de mini-forgeage décrite dans le chapitre IV a permis de caractériser l'évolution des porosités dans un matériau 7050 modèle (haute teneur en hydrogène 0.2 cm<sup>3</sup>/100g) pendant la déformation plastique à chaud. Les lopins forgés sont ensuite traités thermiquement de manière à reproduire les conditions de traitement thermique appliquées à l'échelle industrielle. Le cycle thermique (noté CT) réalisé est le suivant : maintien à 475°C pendant 6h puis trempe à l'eau chaude.

La procédure de préparation des échantillons a été décrite dans le chapitre IV (partie IV.v.1 du chapitre IV). Les lopins retenus pour cette étude sont les mêmes lopins que ceux qui ont servi pour l'étude de l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud (tableau V.1).

Échantillon	Lopin	Déformation plastique à coeur	Dimensions
E1	Lopin 1	0.4	
E2	Lopin 2	0.7	
E3	Lopin 3	1.2	
E6	Lopin 6	3.1	

Tableau V.1 : Echantillons soumis au cycle thermique.

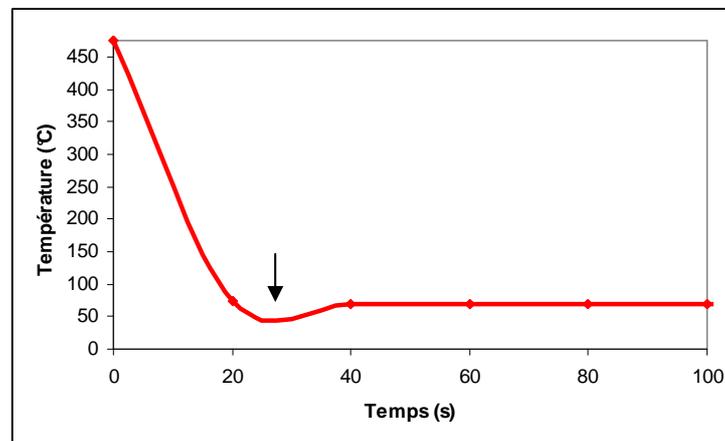
## V.ii.2 Simulation numérique de la trempe des lopins déformés

Afin d'évaluer la valeur des contraintes résiduelles de trempe au cœur des lopins déformés, la trempe à l'eau chaude de l'échantillon E2 a été simulée numériquement à l'aide du logiciel Forge®2009.

Les données matériaux et les coefficients d'échange thermique avec l'eau chaude ont été fournis par Aubert&Duval. La simulation numérique est arrêtée quand la température à cœur avoisine 60°C ; la température de l'eau de trempe.

### V.ii.2.1 Profil de température

Des capteurs ont été placés à cœur et en surface de l'échantillon E2 afin de relever le profil de température calculé par simulation numérique. Les profils de température à cœur et en surface sont identiques. Ce résultat s'explique par les dimensions du lopin utilisé (24×25×13 mm<sup>3</sup>). La figure V.3 représente le profil de température calculé à cœur de l'échantillon E2.



**Figure V.4 : Profil de température simulée à cœur de l'échantillon E2. La flèche indique la chute de la température au-dessous de la température de l'eau de trempe.**

La température finale est atteinte rapidement, après 40 s dans l'eau chaude. Une légère chute de la température au-dessous de la température finale (60°C) est observée dans les courbes de température à cœur et en surface (indiquée par une flèche dans la figure V.3). Cette chute est due à des problèmes de stabilité à cause du pas de temps qui a été ensuite adapté pour stabiliser le calcul et minimiser cet effet.

II.2.2 Contraintes résiduelles

Les profils de pression hydrostatique et des composantes suivant les directions principales des contraintes résiduelles à cœur et en surface, sont présentés dans les figures V.4 et V.5.

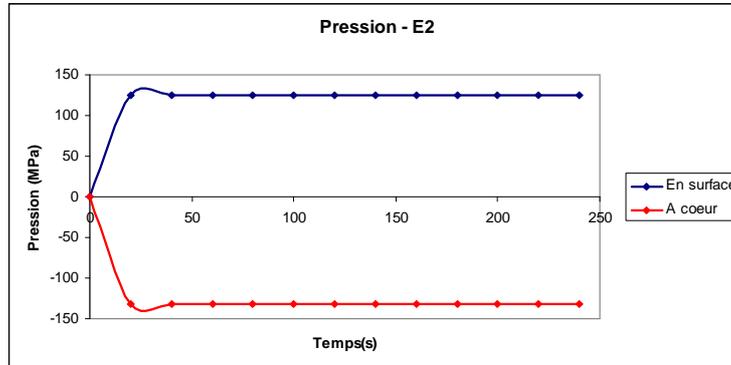


Figure V.4 : Profil de la pression hydrostatique simulée à cœur et en surface de l'échantillon E2.

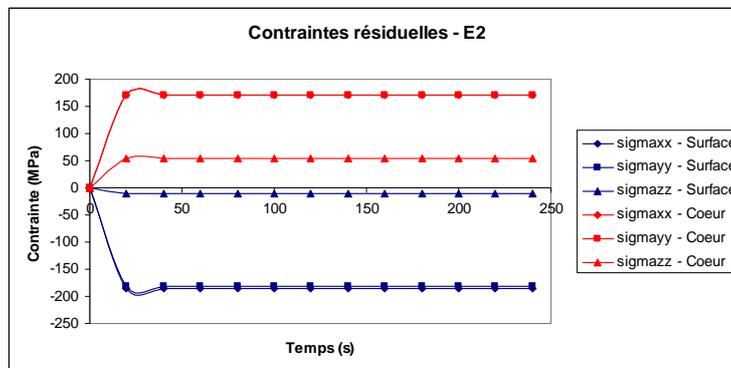


Figure V.5 : Profil des composantes des contraintes résiduelles à cœur et en surface de l'échantillon E2.

Dans le cadre de cette étude, la simulation numérique de la trempe n'a pas été validée par des mesures expérimentales directes. Néanmoins, des campagnes de mesures expérimentales, réalisées par Aubert&Duval sur des géométries plus complexes, montrent que la marge d'erreur est située entre 10 et 20% de la valeur simulée numériquement (en utilisant les mêmes paramètres matériau et d'échange thermique).

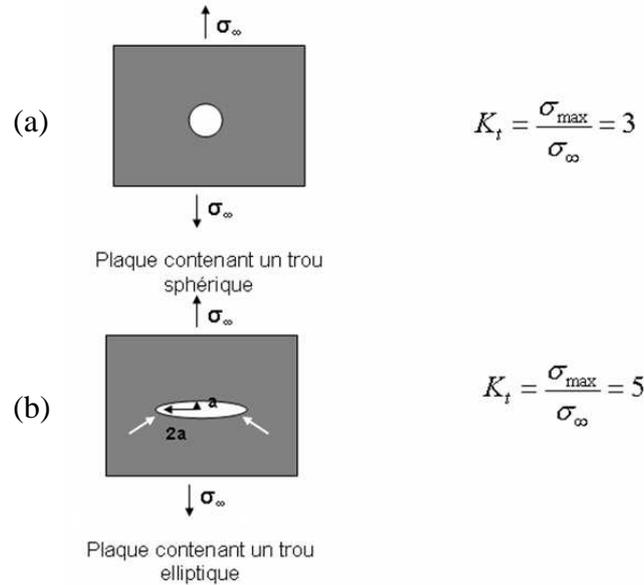
La surface de l'échantillon E2 est en compression (pression hydrostatique positive) alors que le cœur de l'échantillon E2 est en traction (pression hydrostatique négative). Les niveaux de pression hydrostatique atteints en fin de trempe sont de l'ordre de 126 MPa.

Les composantes  $\sigma_{XX}$  et  $\sigma_{YY}$  des contraintes résiduelles sont très comparables. Ce résultat s'explique par la géométrie de l'échantillon E2 ( $24 \times 25 \times 13 \text{ mm}^3$ ). En effet les épaisseurs de l'échantillon E2 suivant X et Y sont sensiblement identiques.

Les contraintes résiduelles générées suivant ces deux directions (170 MPa) sont plus importantes que la contrainte résiduelle générée suivant Z (54 MPa). Ce résultat s'explique par la faible épaisseur du lopin E2 suivant Z (13 mm) comparée à son épaisseur suivant X et Y (25 mm). Il est en accord avec l'effet du caractère massif des pièces sur les contraintes résiduelles générées pendant la trempe.

Les contraintes résiduelles obtenues sont les contraintes résiduelles de trempe générées dans un matériau sain (sans porosités). Dans des zones contenant des porosités non refermées,

les contraintes résiduelles au niveau de la tête de la porosité seraient beaucoup plus élevées (voir l'exemple de porosités aplaties ou sphériques dans la figure V.6). Les porosités présentes dans les échantillons trempés seraient donc susceptibles d'être réouvertes et élargies (suivant la taille et la forme des porosités) par trempe. En prenant l'exemple d'une porosité sphérique, la contrainte maximale pourrait atteindre 500 MPa ( $K_t=3$ , les détails du calcul sont données en annexe II). Cette valeur est supérieure à la résistance du matériau à l'état métallurgique juste après trempe (380 MPa environ).



**Figure V.6 : Calcul par la mécanique des milieux continus du facteur ( $K_t$ ) de concentration des contraintes en tête d'un trou (a) sphérique et (b) elliptique situé au milieu d'une plaque sollicitée en traction.  $\sigma_{\max}$  est la contrainte en tête du trou (indiquée par les flèches blanches).**

En réalité, les porosités de solidification sont très tortueuses. Ainsi, une porosité très tortueuse dont certaines parties n'ont pas été complètement refermées pourrait se réouvrir pendant la trempe sous l'effet de la localisation des contraintes résiduelles.

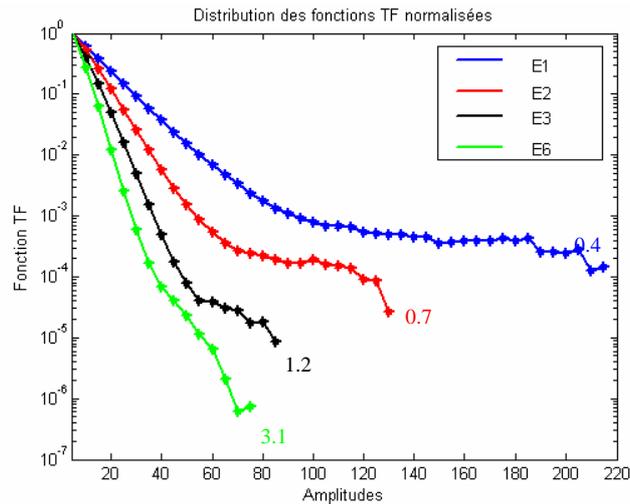
### V.ii.3 Résultats du traitement des données US

#### V.ii.3.1 Etude statistique de la distribution des amplitudes associées à chaque voxel individuel

En raison de l'hétérogénéité des lopins initiaux bruts de coulée, les fonctions  $TF$  sont normalisées par les distributions des états bruts de coulée :

$$TF_n(A, CT) = \frac{TF(A, CT)}{TF(A, initial)} \quad V.1$$

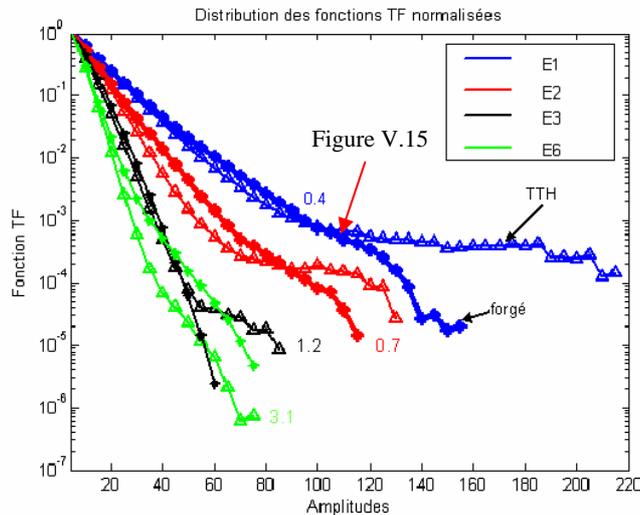
La figure V.7 représente les profils des fonctions  $TF_n(A, CT)$  des lopins E1, E2, E3 et E6. Le décalage vers les faibles amplitudes est accentué par la déformation plastique cumulée. Ce décalage serait dû à la refermeture des porosités pendant la déformation à chaud (voir section IV.iv.3 du chapitre IV).



**Figure V.7 : Profils de la fonction TF normalisée par les états initiaux des lopins E1, E2, E3 et E6 après TTH. Les chiffres indiqués à côté de chaque courbe représentent le taux de déformation plastique à cœur du lopin contrôlé.**

Les fonctions  $TF_n(A, CT)$  des lopins E1, E2 et E3 présentent un plateau qui se réduit avec le taux de déformation cumulée à cœur. Ce plateau indique l'absence d'indications US d'amplitudes correspondant au palier. Par exemple, le signal US du lopin E1 après le cycle thermique ne contient pas d'indications US d'amplitudes de 100 à 200. Par contre, quelques indications d'amplitude supérieure à 200 sont présentes.

La figure V.8 représente les fonctions  $TF_n(A)$  des lopins E1, E2, E3 et E6 aux états déformés  $TF_n(A, déformé)$ , et post cycle thermique  $TF_n(A, CT)$ .



**Figure V.8 : Comparaison des fonctions TF normalisées aux états forgés et après le cycle thermique pour les lopins E1, E2, E3 et E6. Les chiffres indiqués à côté de chaque courbe représentent le taux de déformation plastique à cœur du lopin contrôlé. La flèche rouge indique l'amplitude du début du décalage vers les amplitudes importantes du signal US après le cycle thermique.**

Pour les lopins E1, E2 et E3, on observe un décalage de la fonction  $TF_n(A, CT)$  vers des amplitudes plus importantes par rapport à la fonction  $TF_n(A, déformé)$ . Ce décalage indique que le signal US réfléchi après le cycle thermique est plus intense que le signal US réfléchi à l'état déformé. L'effet est de moins en moins important à fur et à mesure que la déformation plastique cumulée à cœur augmente. Ce résultat serait cohérent avec un mécanisme de réouverture de porosités ou de croissance et de coalescence de porosités pendant le cycle thermique.

Si nous supposons que l'amplitude du signal US est relié à la taille de la porosité réfléchissante, l'effet de la déformation et du cycle thermique sur l'intensité du signal US serait expliqué par la refermeture définitive de porosités de plus en plus grosses pendant la déformation. Dans un état très déformé, certaines porosités seraient complètement refermées et cicatrisées, ce qui empêcherait leur réouverture pendant le cycle thermique. D'autres porosités de plus en plus petites à cause de la déformation croîtraient pendant la durée du maintien à haute température. Pour la même durée de maintien à haute température, les porosités non refermées seraient de plus en plus petites avec le taux de déformation plastique croissant.

Pour le lopin E6, le cycle thermique a peu d'effet, les fonctions  $TF_n(A,CT)$  et  $TF_n(A,déformé)$  sont assez similaires. Les courbes de ces deux fonctions sont même inversées (signal US après CT légèrement moins intense que le signal US avant CT). Ce résultat pourrait être expliqué par la refermeture complète des porosités résolues par le contrôle US haute résolution. Le taux de déformation seuil nécessaire pour refermer et cicatrifier les porosités résolues par le contrôle US haute résolution pourrait être estimé entre 1.2 et 3.1 de déformation plastique à cœur. Néanmoins, il faut signaler que l'intensité du signal du lopin E6 est très faible (<80) ce qui pourrait limiter cette analyse.

La figure V.9 (a) représente pour chaque lopin l'amplitude à partir de laquelle le décalage vers les fortes amplitudes commence (comme indiqué par la flèche rouge pour E1 sur la figure V.8). Toujours en admettant que l'amplitude du signal US est reliée à la taille de la porosité réfléchissante, cette figure montrerait que la porosité réouverte est de plus en plus petite quand la déformation plastique cumulée à cœur augmente. Ce résultat pourrait s'expliquer par deux mécanismes :

- Quand le taux de déformation augmente, une partie de la porosité tortueuse serait refermée et cicatrisée. L'écho des parties réouvertes après le cycle thermique serait donc plus faible avec le taux de déformation.
- Les porosités deviendraient de plus en plus petites. Pour la même durée du cycle thermique, la taille finale de la porosité après croissance et coalescence serait plus petite pour un état de déformation plus élevé.

La figure V.9 (b) montre l'évolution de l'amplitude maximale du signal US obtenu aux états après CT en fonction du taux de déformation plastique cumulé à cœur. La courbe de tendance semble tendre vers une amplitude seuil autour d'une valeur de 70. Cette valeur est du même ordre de grandeur que l'amplitude seuil (55) estimée dans la partie IV.v.4.2 du chapitre IV pour corréliser les résultats US aux mesures expérimentales du nombre de porosités par unité de surface. Cette valeur pourrait correspondre à la signature du signal US réfléchi par la microstructure du matériau.

L'effet du cycle thermique sur l'amplitude du signal US est observé pour les lopins E1, E2 et E3 (jusqu'à un taux de déformation plastique de 1.2). Cet effet n'est plus observé pour le lopin E6 (taux de déformation de 3.1). Dans les conditions expérimentales de cette étude (matériau haut Hydrogène, taille de porosités, résolution de la technique de contrôle US), un taux seuil de cicatrisation de porosités pourrait être estimé à 2 environ. Cette valeur doit être vérifiée par des essais intermédiaires à des taux de déformation supérieurs à 1.2.

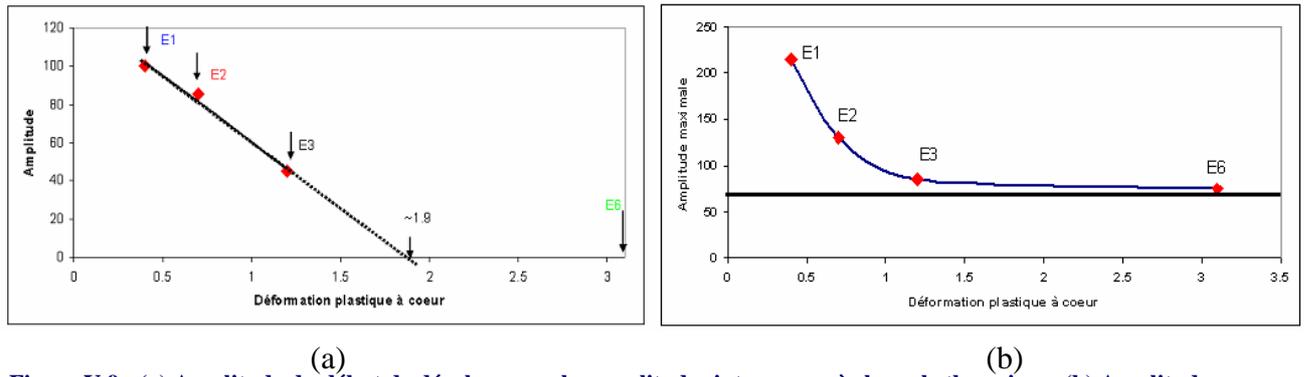


Figure V.9 : (a) Amplitude du début de décalage vers les amplitudes intenses après le cycle thermique. (b) Amplitude maximale du signal US après le cycle thermique.

V.ii.3.2 Etude statistique sur les taches

La figure V.10 représente le nombre de taches par unité de surface de Slice-Scans d'épaisseur de 1 mm (voir partie I.iv du chapitre I), en fonction de l'amplitude pour les lopins E1, E2, E3 et E6 avant et après le cycle thermique. Le nombre de taches par unité de surface augmente après le cycle thermique pour les lopins E1, E2 et E3 aux faibles amplitudes. Cette augmentation semble être moins marquée aux faibles amplitudes pour le lopin E1. Afin de mieux visualiser l'effet du cycle thermique sur les taches intenses, la figure V.11 représente les mêmes fonctions que la figure V.10, mais en échelle logarithmique.

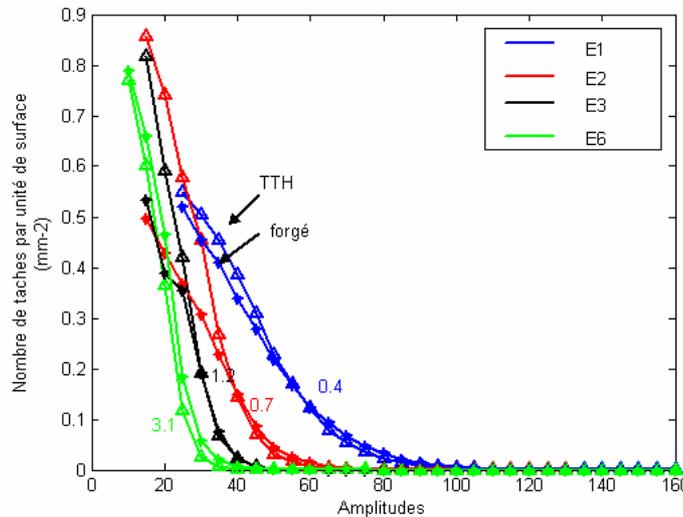


Figure V.10 : Comparaison des fonctions  $N_s$  des états forgé et après TTH. Les chiffres indiqués à côté de chaque courbe représentent le taux de déformation plastique à coeur du lopin contrôlé.

Pour les échantillons E1, E2 et E3, l'amplitude maximale du signal US augmente. Ces résultats indiqueraient que le traitement thermique entraîne la réouverture des porosités, illustrée dans les courbes de la figure V.11 par l'apparition de taches d'indications intenses. Pour le lopin E6, l'effet du cycle thermique n'a pas été mis en évidence car l'écart entre les signaux US obtenus avant et après le cycle thermique n'est pas significatif.

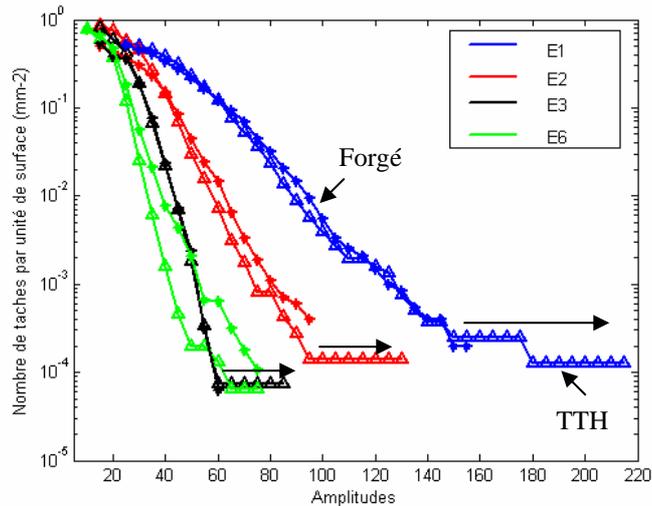
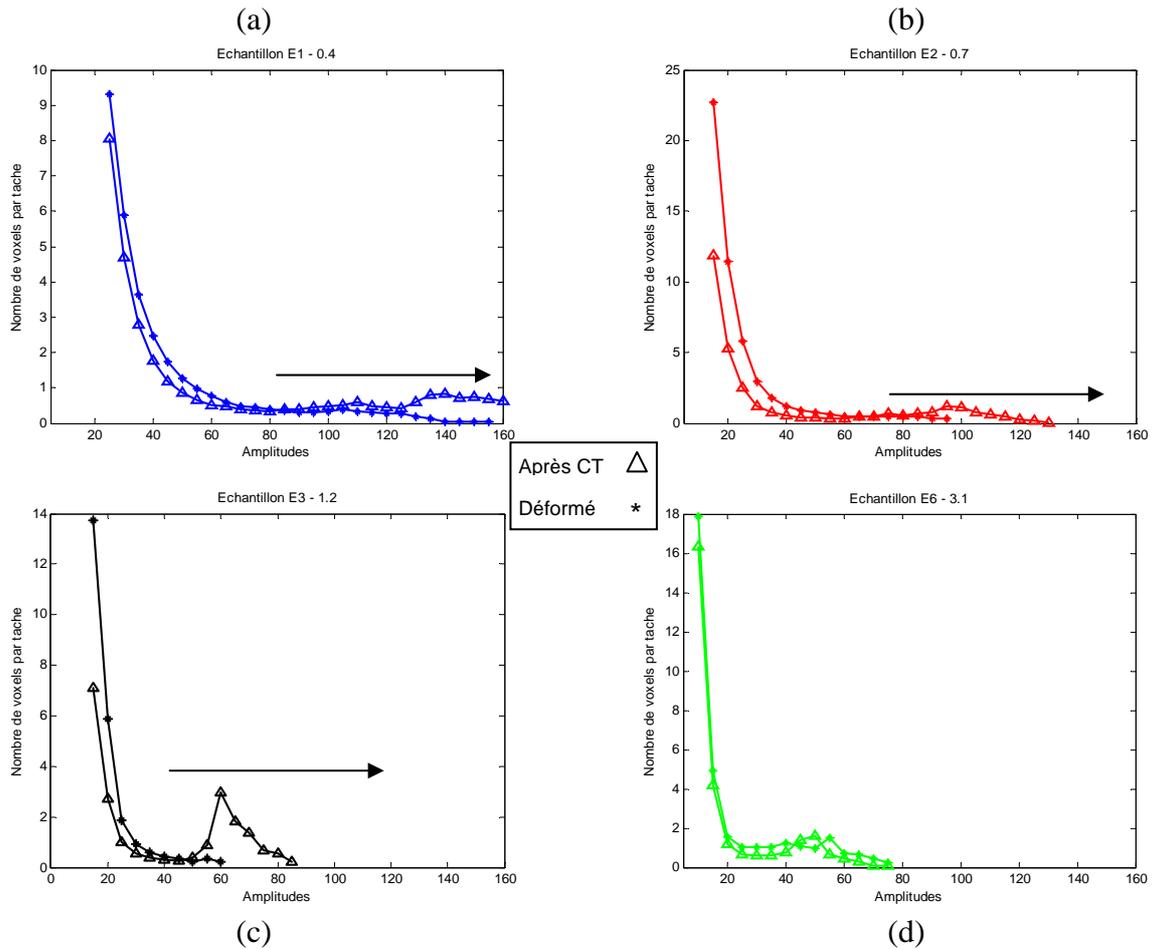


Figure V.11 : Représentation en échelle logarithmique des fonctions  $N_s$  des états forgé et après le cycle thermique. Les flèches indiquent le sens de décalage des signaux US après le cycle thermique.

Afin de mettre en évidence l'effet du traitement thermique sur la taille moyenne des taches, la figure V.12 représente le nombre de pixels par taches détectées dans les lopins E1, E2, E3 et E6 aux états déformés et post cycle thermique. Pour les lopins E1, E2 et E3, la taille moyenne des taches intenses est légèrement plus importante à l'état post cycle thermique par comparaison à l'état déformé. En revanche, la taille moyenne des taches moins intenses est moins importante à l'état post cycle thermique. Ce résultat pourrait s'expliquer par les phénomènes de coalescence des porosités pendant le maintien à haute température ou par la réouverture de porosités voisines qui formeraient une grosse porosité pendant le cycle thermique (trempe ou maintien à haute température).

Pour le lopin E6, la taille moyenne des taches détectées aux états déformés et post cycle thermique reste inchangée. Il semblerait donc qu'il n'y ait pas d'effet du cycle thermique à cet état de déformation (taux de déformation à cœur de 3.1).



**Figure V.12 : Taille moyenne en pixels des taches détectées dans les lopins (a) E1 ( $\epsilon_p=0.4$ ), (b) E2 ( $\epsilon_p=0.7$ ), (c) E3( $\epsilon_p=1.2$ ) et (d) E6 ( $\epsilon_p=3.2$ ) aux états déformé et après le cycle thermique. Les flèches indiquent le sens de décalage des signaux US après le cycle thermique.**

### V.ii.3.3 Conclusion

Ces différentes analyses des résultats de contrôle US à haute résolution semblent mettre en évidence l'effet du traitement thermique sur l'évolution des porosités. Cet effet se traduirait par la réouverture des porosités après le cycle thermique et/ou par la croissance et la sphéroïdisation des porosités aplaties pendant le maintien à haute température. Cependant, et comme il a été indiqué dans le chapitre IV, ces résultats doivent être considérés avec précaution et ne sont applicables que dans les conditions expérimentale de cette étude.

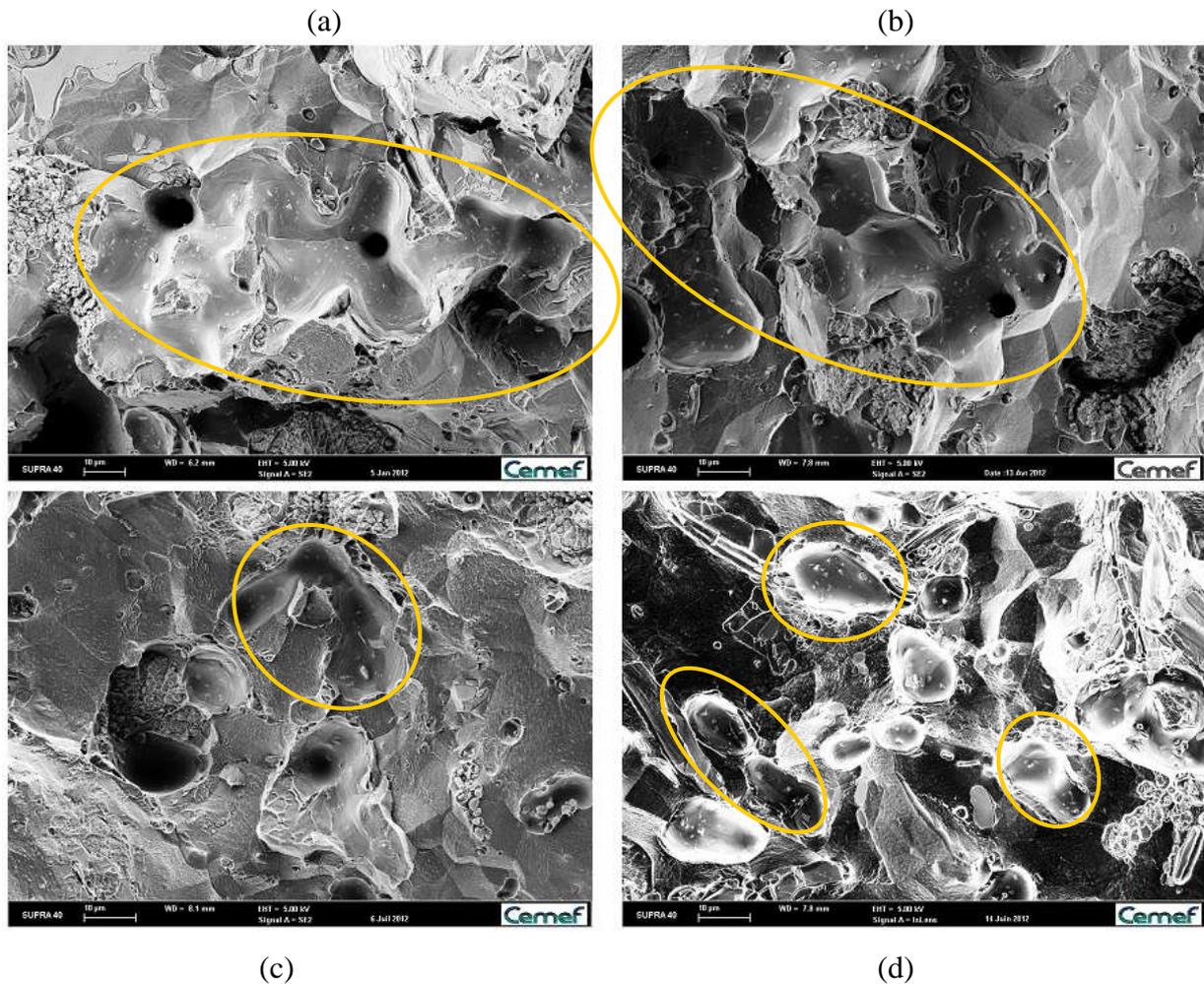
Afin de compléter cette étude, des observations sur des faciès de rupture ont été réalisées par MEB après le cycle thermique.

## V.ii.4 Résultats des observations MEB

La préparation des faciès de rupture est décrite dans la partie IV.v.5 du chapitre IV. Les images présentées pour chaque état de déformation sont représentatives de nombreuses images observées pour chaque échantillon.

### *V.ii.4.1 Porosité*

Des porosités sont observées dans l'ensemble des faciès des échantillons E1, E2, E3 et E6 observés après le cycle thermique (figure V.13)



**Figure V.13 : Porosités observées dans les échantillons (a) E1, (b) E2, (c) E3 et (d) E6 après le cycle thermique. Les porosités sont entourées en jaune.**

Les porosités observées dans les échantillons E1 et E2 sont toujours très tortueuses avec des formes très irrégulières (figure V.13 (a) et (b)). En revanche, les porosités observées dans les échantillons E3 et E6 deviennent de plus en plus régulières et tendent vers une forme quasi-circulaire (figure V.13 (c) et (d)).

La plupart des porosités observées dans l'échantillon E6 ont une forme quasi-circulaire avec un diamètre maximal moyen de l'ordre de 30  $\mu\text{m}$  environ (figure V.13 (d)). Quelques porosités très allongées ont été également observées à cet état (figure V.14 (a) et (b)).

D'autres sont traversées ou reliées par des plis ressemblant à des fissures (figures V.14 (c) et (d))

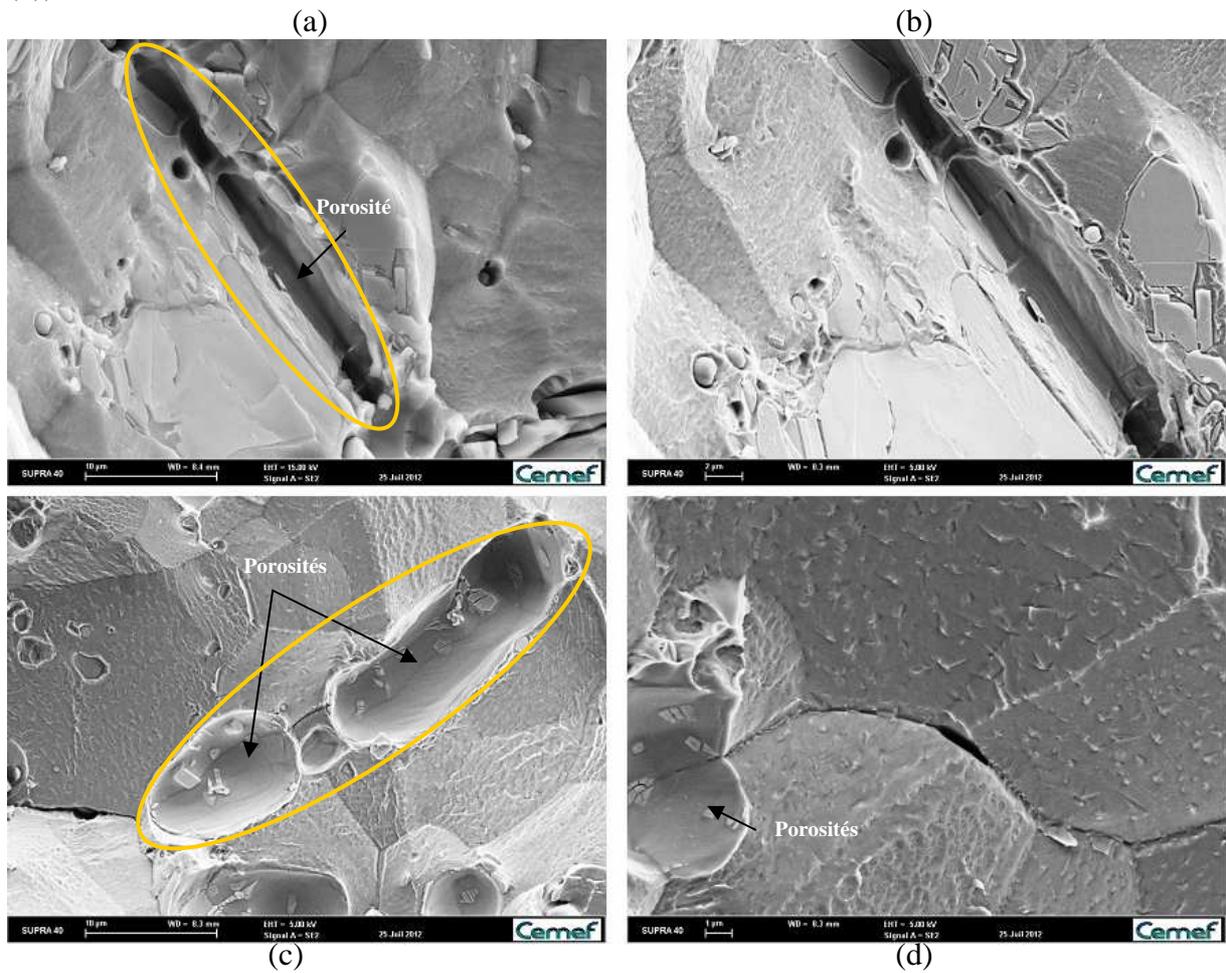


Figure V.14 : (a), (b), (c) et (d) Différentes formes des porosités observées dans l'échantillon E6 ( $\epsilon_p = 3.1$ ) après le cycle thermique. Les porosités sont entourées en jaune.

La porosité observée a un fond très lisse avec des liserés de phase  $\eta$  fragmentée. Des marches d'escalier sont aussi observées au fond de la porosité (figure IV.15). Ces marches ne semblent avoir été modifiées ni par la déformation ni par le cycle thermique.

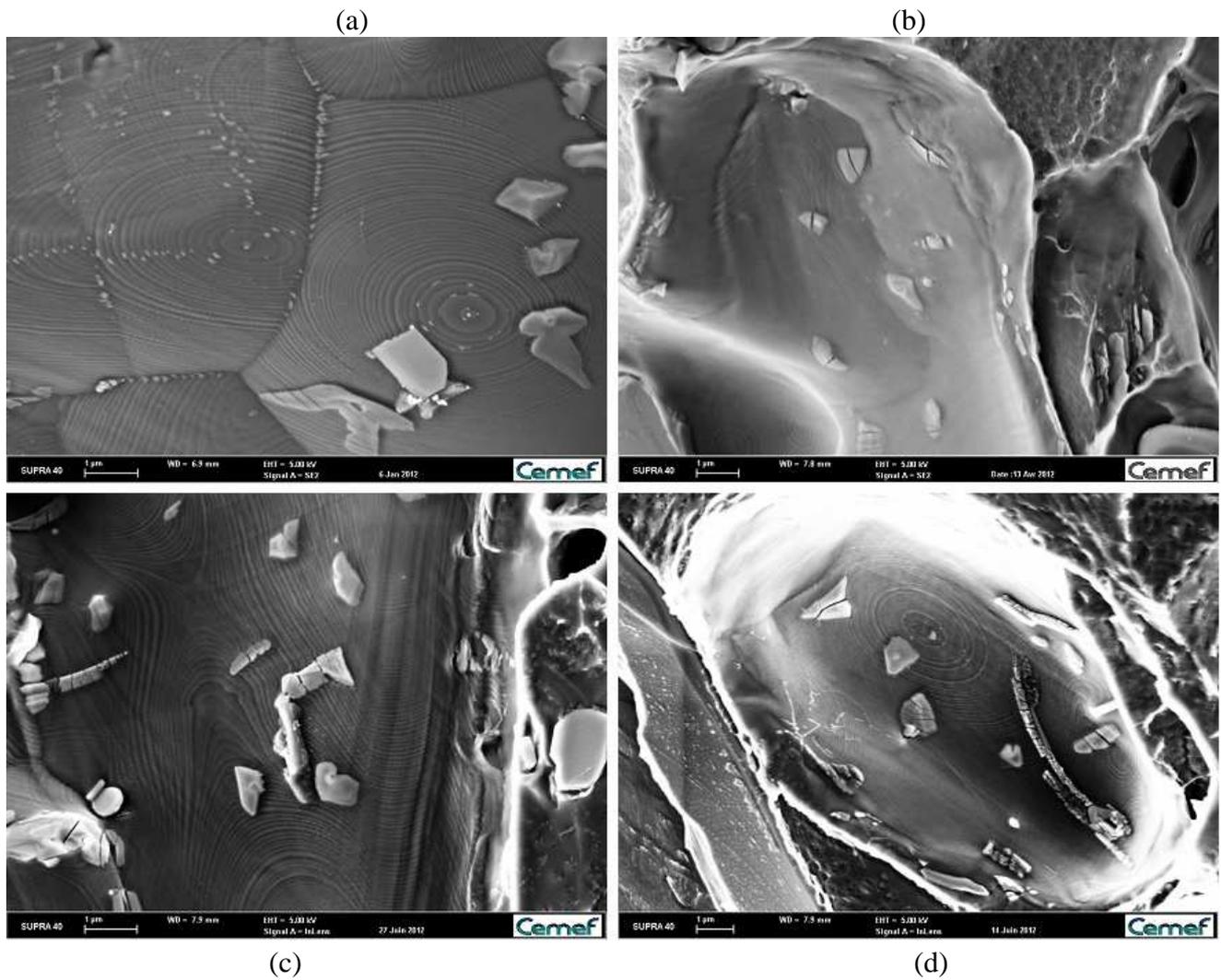
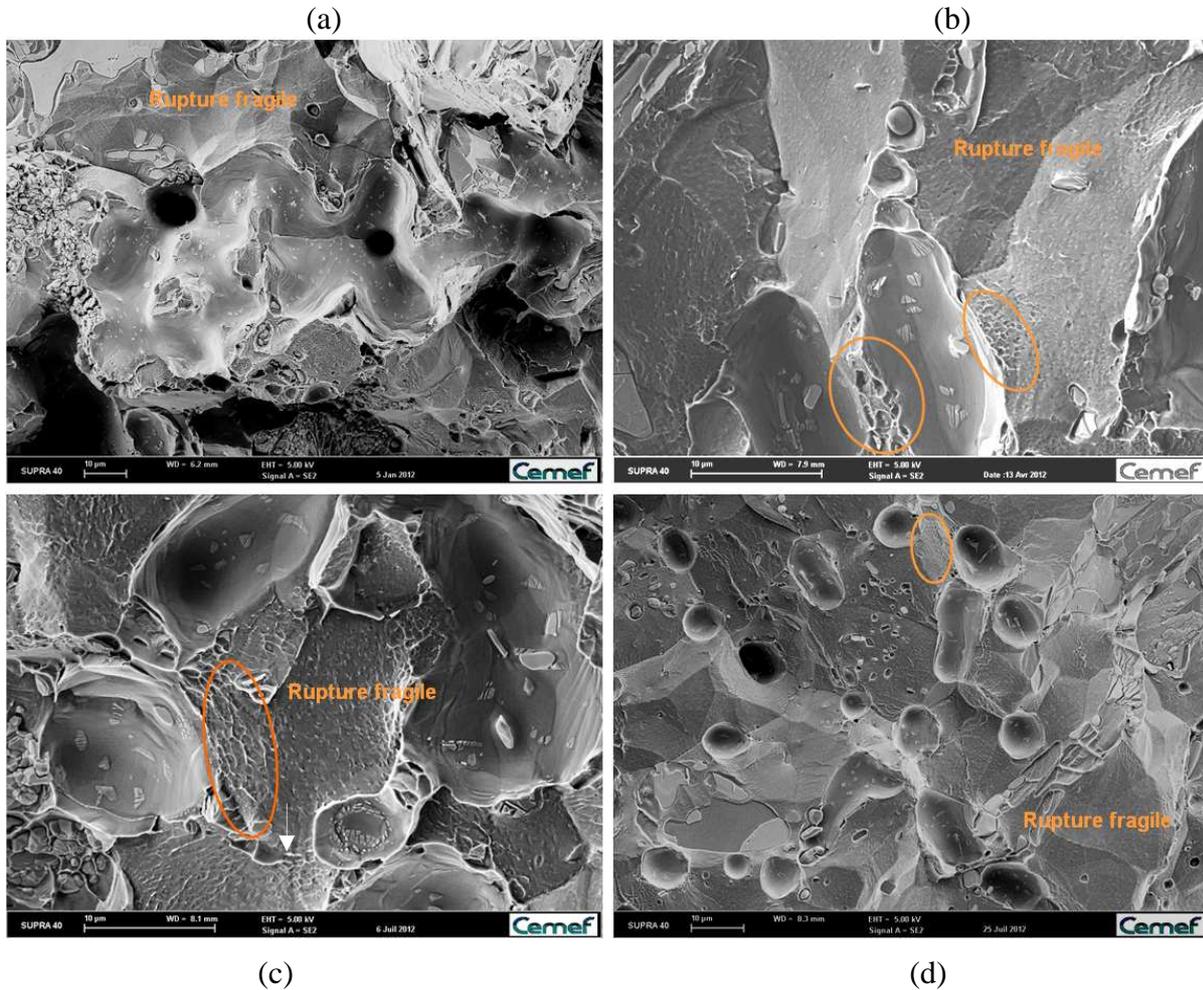


Figure V.15 : Micrographies MEB du fond des porosités observées dans les échantillons (a) E1, (b) E2, (c) E3 et (d) E6 après le cycle thermique.

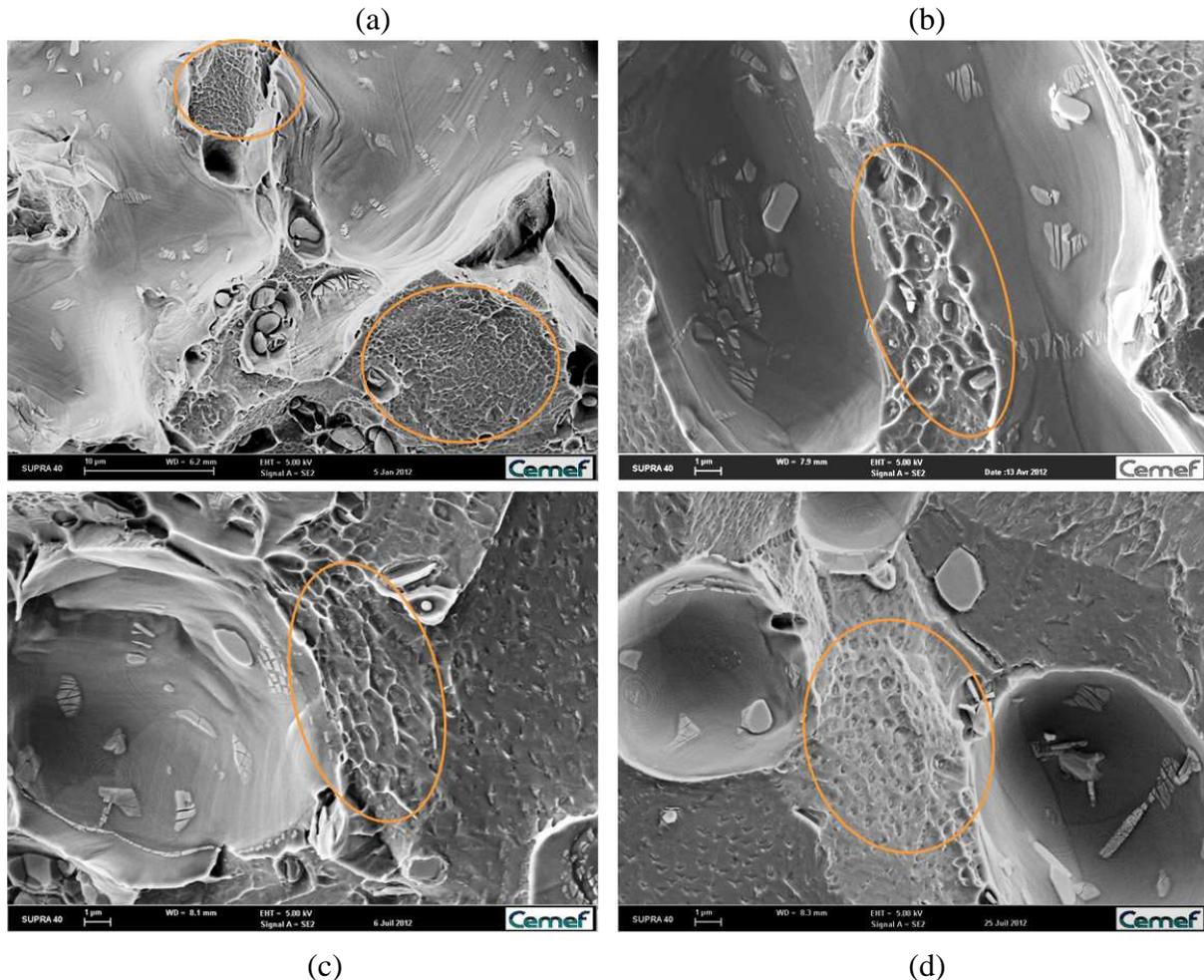
*V.ii.4.2 Faciès de rupture autour de la porosité*

La figure V.16 représente les deux types de faciès de rupture observés autour ou à l'intérieur des porosités. Deux types de faciès peuvent être observés : un faciès de rupture fragile et un faciès de rupture ductile avec des cupules plus ou moins marquées.



**Figure V.16 : Micrographies MEB montrant le type de faciès de rupture observé autour des porosités dans les échantillons (a) E1, (b) E2, (c) E3 et (d) E6 après le cycle thermique. Les zones ductiles sont encerclées en orange.**

La figure V.17 représente des images à plus fort grossissement des zones ductiles observées autour des porosités (zones entourées en blanc sur la figure V.16). Les cupules larges marquées sont observées uniquement après le cycle thermique (figure V.17) et à tous les niveaux de déformation. Ces cupules pourraient donc être formées à chaud pendant le maintien à haute température ou pendant la trempe.



**Figure V.17: Micrographies MEB montrant le type de faciès de rupture observé autour des porosités dans les échantillons (a) E1, (b) E2, (c) E3 et (d) E6 après le cycle thermique.**

#### V.ii.4.3 Particules observées

Les analyses MEB après le cycle thermique ont permis d'observer systématiquement quatre types de particules :

- La seconde phase  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) : elle est présente en particulier au fond des porosités. Ces particules sont souvent fragmentées.
- Intermétalliques riches en fer : ces particules se présentent sous forme de gros amas observés systématiquement dans le faciès de rupture (figure V.18). Les particules dans ces amas sont soit fragmentées soit arrachées de la matrice.
- Intermétalliques riches en cuivre ( $Al_2Cu$ ) : ces particules sont distribuées de manière isolée dans le faciès de rupture (figure V.19). Elles ont une forme assez régulière avec des facettes (figure V.19). Les intermétalliques riches en cuivre sont en décohésion avec la matrice d'aluminium.
- Particules de phase S ( $Al_2CuMg$ ) : ces particules sont observées à l'intérieur des porosités (figure V.20).

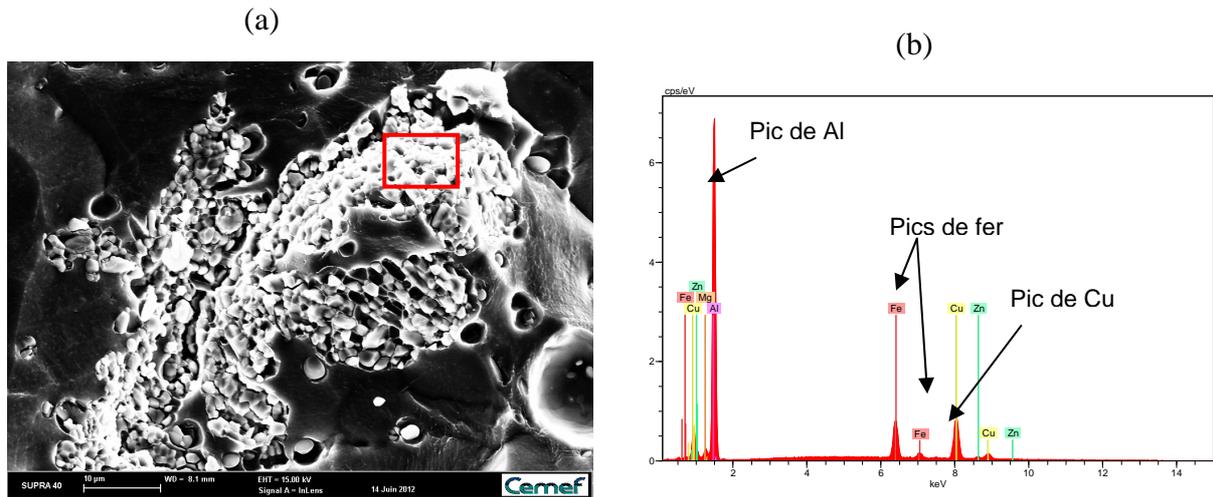


Figure V.18 : (a) Micrographie MEB montrant un amas de particules intermétalliques riches en Fe et (b) le spectre EDS correspondant à la zone encadrée en rouge.

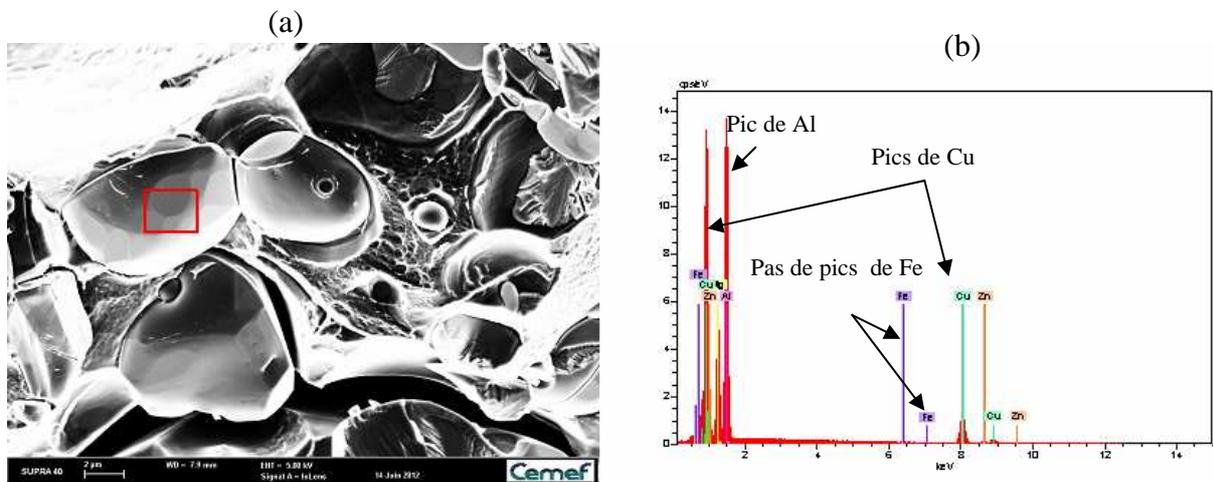


Figure V.19 : (a) Micrographie MEB montrant des particules intermétalliques riches en Cu et (b) le spectre EDS correspondant à la zone encadrée en rouge.

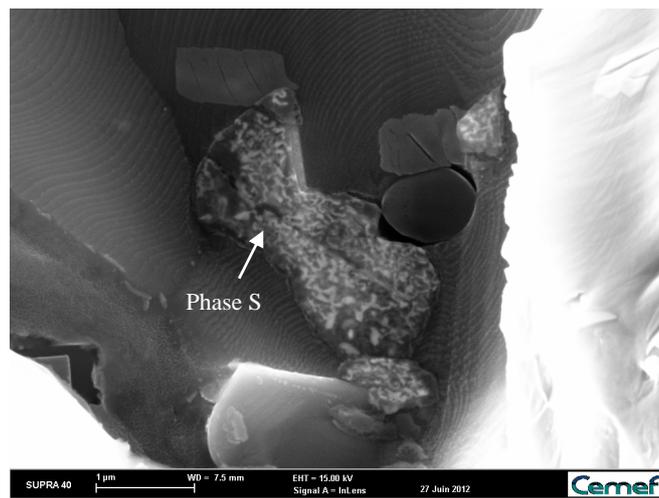


Figure V.20 : Micrographie MEB montrant une particule de la phase intermétallique S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ).

Des cavités qui sont probablement le résultat de l'arrachement de particules pendant la rupture de l'échantillon, sont observées dans tous les échantillons (figure V.21). Elles ont un fond lisse similaire au fond de la porosité mais sans marches d'escalier (ou terrasses de solidification), et sont très petites (taille inférieure à 10 µm).

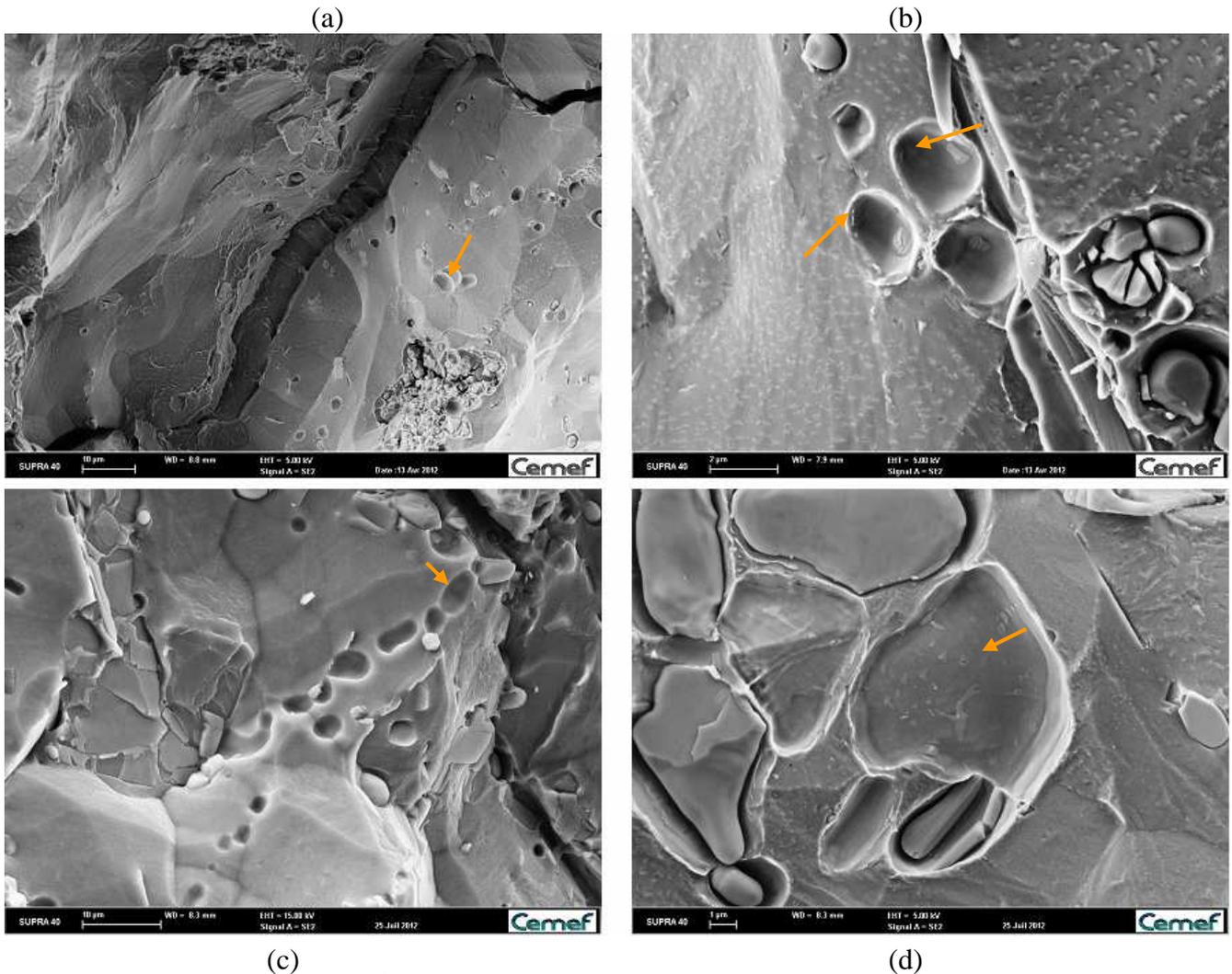


Figure V.21 : Micrographies MEB montrant des cavités non habitées (indiquées par des flèches) observées dans les échantillons (a) et (b) E2 et (c) et (d) E6.

### V.ii.5 Discussion et conclusion

L'étude comparative des signaux US réfléchis par des échantillons déformés et les mêmes échantillons après le cycle thermique, a permis de mettre en évidence un décalage des amplitudes des signaux US vers les fortes amplitudes. Ce décalage est d'autant plus faible que la déformation plastique cumulée est importante. Ces résultats sont compatibles avec un phénomène de réouverture et/ou de croissance des porosités, d'où l'apparition d'indications plus intenses après le cycle thermique. Pour le matériau modèle utilisé, les conditions du cycle thermique appliqué et la résolution de la technique de contrôle US utilisée, il semblerait que l'intensification du signal US après le cycle thermique ne soit plus significative à partir d'un taux de déformation cumulé de 2 environ. Cela indiquerait que les porosités seraient cicatrisées et ne se rouvriraient plus à partir d'un seuil de déformation plastique.

Les observations MEB de l'état E6 ( $\epsilon_p=3.2$ ) montrent toutefois l'existence de porosités de forme assez régulière et aplatie, le plus souvent quasi-circulaires de diamètre maximal moyen de 30  $\mu\text{m}$ . La taille de cette porosité est inférieure à la limite de détection de la technique US à haute résolution d'où sa non détection par contrôle USHR. Ce résultat est en accord avec les résultats des travaux de Talbot et Granger [4] qui ont relevés que de petites porosités sphériques (porosités secondaires) persistent malgré des taux de déformation très élevés après

le laminage. Il a par ailleurs été rapporté dans la littérature que les porosités interdendritiques ne se ferment pas complètement mais sont seulement aplaties pendant la mise en forme [7 - 10]. Ces résultats sont également en accord avec l'observation de petites porosités très aplaties non refermées à l'état E6.

### V.iii Simulation numérique de la trempe de pièces industrielles

Afin de quantifier la distribution des contraintes résiduelles dans les pièces à l'issue du traitement de trempe, le traitement de trempe des deux pièces industrielles A et B a été numériquement simulé.

#### V.iii.1 Mise en données

La trempe se fait à partir de la température de mise en solution (475°C environ). La température de l'eau utilisée pour la trempe est fixée à 60°C. Le coefficient d'échange thermique de la pièce trempée avec l'eau chaude dépend de la température. Il a été fourni par Aubert&Duval sous une forme tabulée en fonction de la température.

La géométrie des pièces en fin de mise en forme ainsi que les données matériaux ont été fournies par Aubert&Duval. La simulation numérique de la trempe est réalisée à l'aide du logiciel Forge®2009.

Les profils de température en surface et à cœur pour les deux pièces A et B ont été étudiés. Les niveaux de contraintes résiduelles en surface et à cœur ont été également comparés.

#### V.iii.2 Profil de température

La figure V.22 représente le profil de température pendant la trempe, à cœur et en surface, des pièces A et B.

La trempe se fait rapidement en surface par rapport au cœur de la pièce. L'écart de température entre le cœur et la surface est plus important dans la pièce A car elle est plus massive que la pièce B.

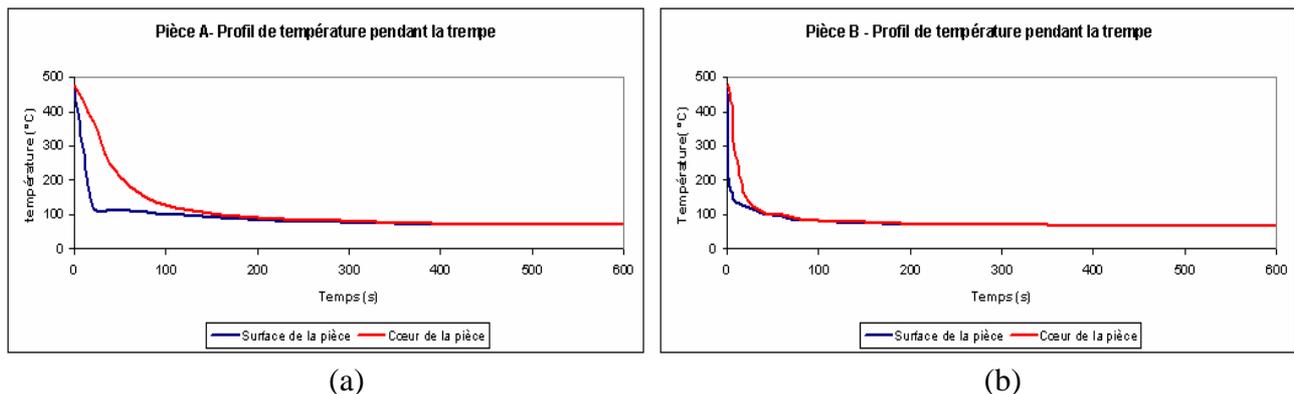


Figure V.22 : Profil de température pendant la trempe de : (a) la pièce A et (b) la pièce B.

### V.iii.3 Distribution des contraintes résiduelles entre le cœur et la surface de la pièce

La figure V.23 rappelle la définition des toiles et des nervures.

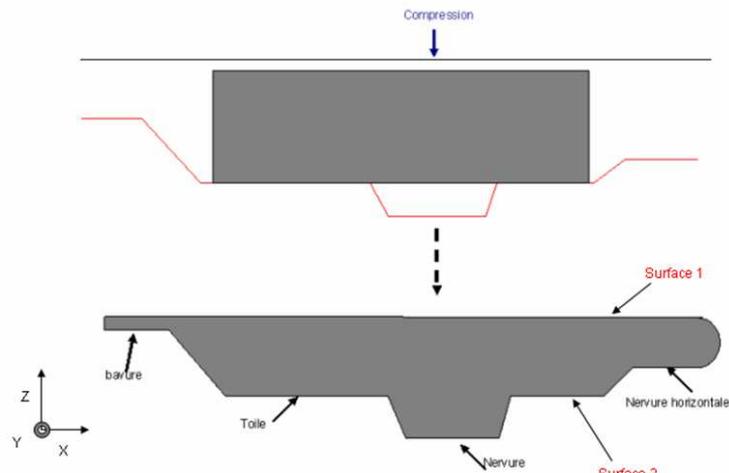


Figure V.23 : Définition des nervures et des toiles.

La figure V.24 représente l'évolution de la pression hydrostatique à partir de la surface et jusqu'au cœur des pièces A et B. Les profils de pression sont similaires dans toutes les zones de la pièce et dans les deux pièces A et B. La pression est positive en surface (état de compression) et négative à cœur (état de traction). La surface est donc en compression alors que les zones à cœur sont en traction. La valeur absolue de la pression atteinte à cœur est d'autant plus importante que la zone concernée est massive.

Les figures V.25 et V.26 donnent respectivement l'évolution des contraintes résiduelles à partir de la surface de la pièce et jusqu'au cœur de la pièce dans différentes zones des pièces A et B à l'issue de la trempe.

La valeur des contraintes résiduelles augmente en s'approchant du cœur de la pièce jusqu'à atteindre un maximum au cœur de la pièce (figures V.25 et V.26). L'étude porte sur l'ouverture de la porosité suivant l'épaisseur de la pièce, ce qui la rendrait détectable par contrôle US. Il faut donc examiner la valeur des contraintes résiduelles suivant l'épaisseur de la pièce (direction Z). La valeur de la composante  $\sigma_{ZZ}$  est très faible (tend vers 0) au niveau des toiles et des nervures horizontales et devient positive au niveau des nervures pour atteindre 100 MPa environ à cœur.

A l'issue du procédé de mise en forme, les porosités non refermées seraient très aplaties suivant l'épaisseur de la pièce. Or, le facteur de concentration des contraintes au niveau d'une porosité très aplatie et sollicitée en traction perpendiculairement à son plus grand diamètre est très grand (supérieur à 3). La contrainte maximale en tête de la porosité aplatie atteindrait donc la résistance du matériau à l'état métallurgique juste après trempe (380 MPa environ), ce qui entraînerait l'ouverture et l'élargissement de la porosité (les détails du calcul sont exposés en annexe II).

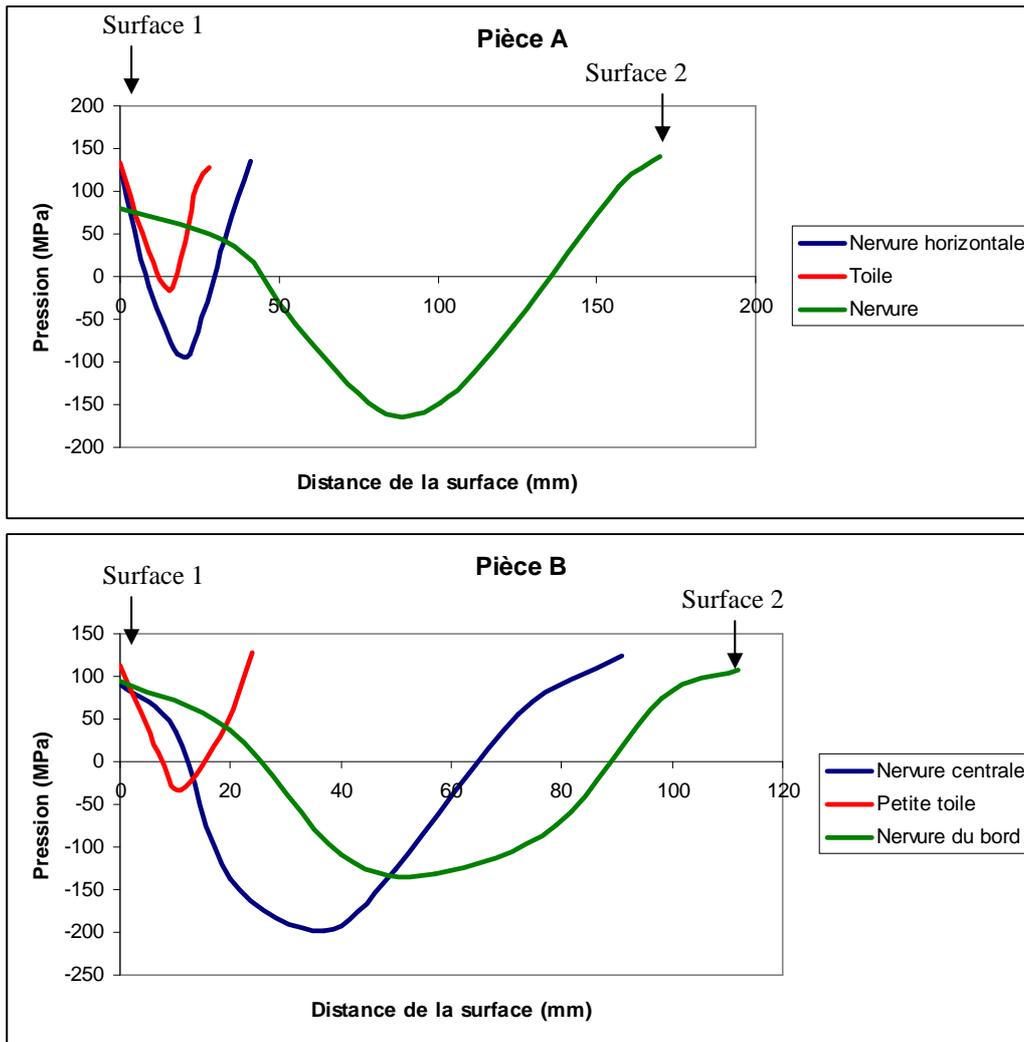


Figure V.24 : Distribution de la pression dans les pièces (a) A et (b) B.

Pour conclure, les pièces A et B atteignent des niveaux de contraintes résiduelles comparables. Les nervures sont plus massives et sont soumises à des contraintes résiduelles plus importantes que celles atteintes au niveau des toiles. Ces niveaux de contraintes résiduelles pourraient engendrer la réouverture et l'élargissement d'une porosité très aplatie mais non cicatrisée.

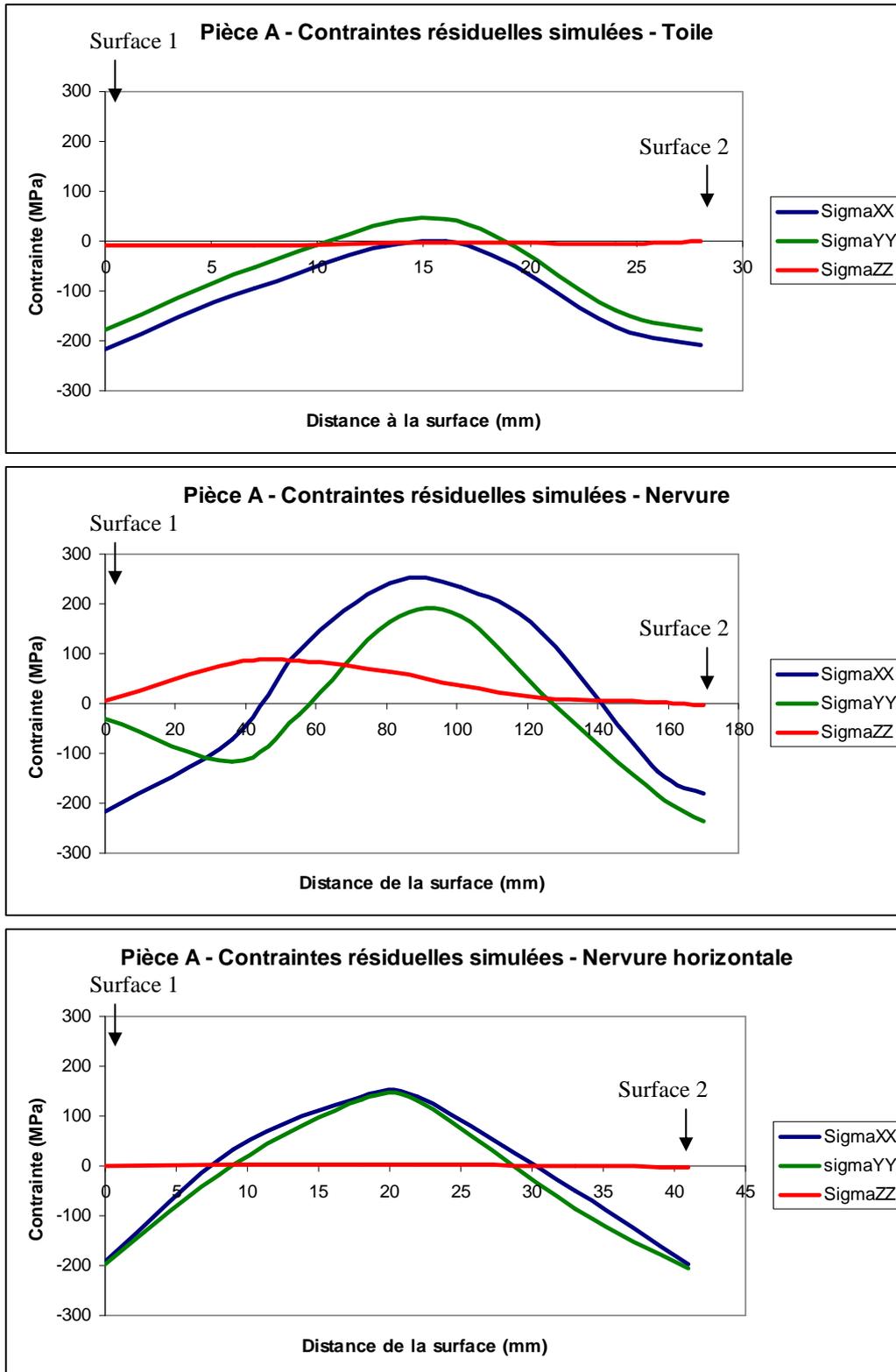


Figure V.25 : Contraintes résiduelles dans la pièce A, en fonction de la distance à la surface au niveau d'une (a) toile (b) nervure et (c) nervure horizontale.

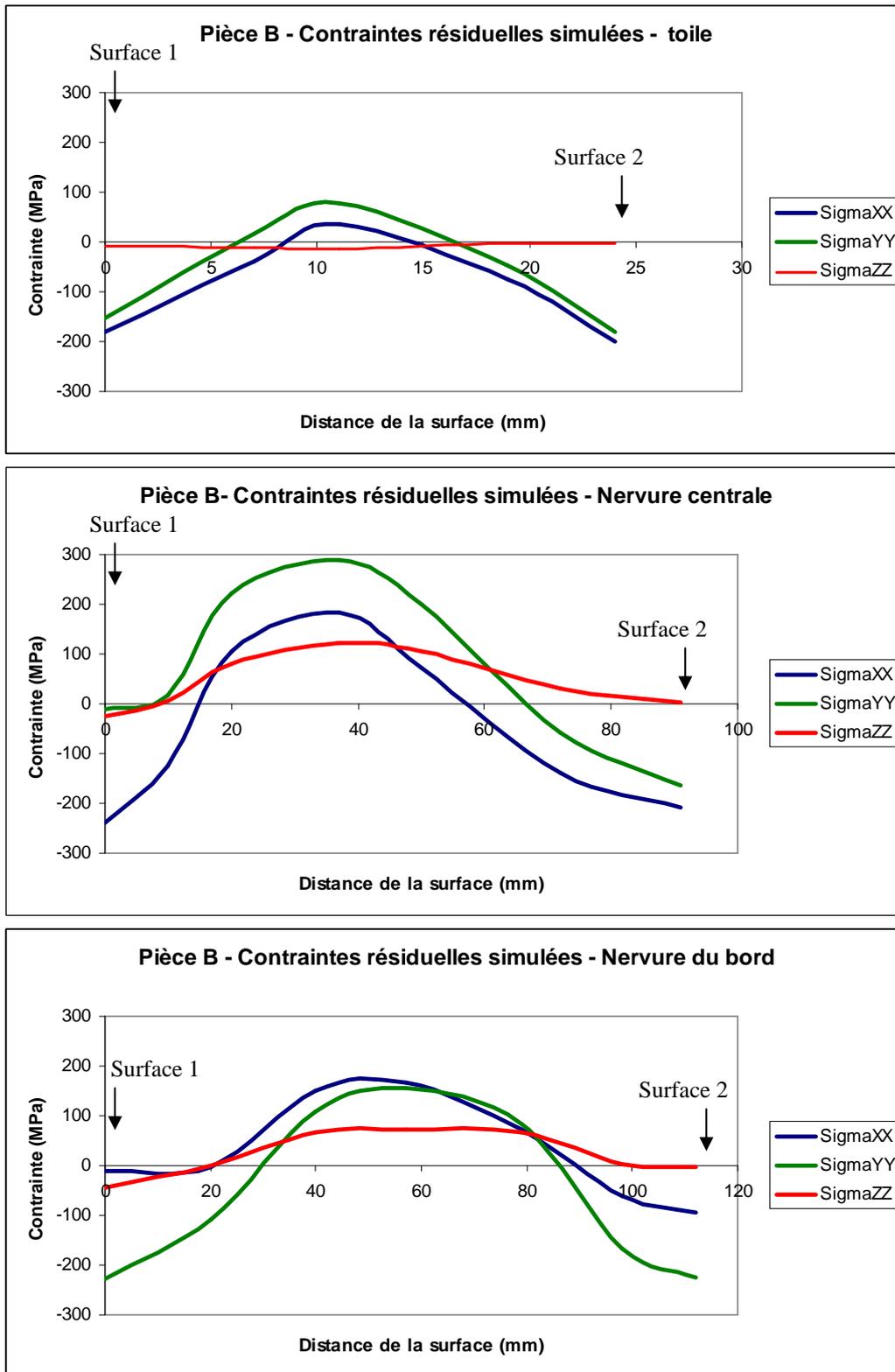


Figure V.26 : Contraintes résiduelles dans la pièce B, en fonction de la distance à la surface au niveau d'une (a) toile (b) nervure centrale et (c) nervure du bord.

#### V.iii.4 Discussion et conclusion

Le procédé de trempe des deux pièces A et B a été simulé à l'aide du logiciel Forge®2009. L'étude de la distribution des contraintes résiduelles de trempe a montré que les deux pièces sont assez comparables en termes de niveaux de contraintes résiduelles maximales suivant l'épaisseur de la pièce (100 MPa environ).

Les profils de pression montrent que la surface des pièces est en compression alors que le cœur de la pièce est en traction. Une porosité ou un défaut qui se trouverait à cœur aurait tendance à se réouvrir par rapport à une porosité proche de la surface. De plus la composante  $\sigma_{ZZ}$  des contraintes résiduelles est très faibles partout dans les pièces A et B sauf dans les zones centrales des nervures où elle atteint des valeurs de l'ordre de 100 MPa environ. Les conditions mécaniques dans les zones centrales des nervures sont donc favorables à une probable réouverture de porosités.

Cependant, l'étude statistique de la distribution des défauts dans les pièces A et B met en évidence un taux de défauts plus important dans les pièces A par comparaison aux pièces B. D'après les résultats de la simulation numérique de la trempe, les conditions de trempe des deux pièces sont globalement très comparables ce qui écarte l'hypothèse de la création des défauts pendant la trempe. Néanmoins, il faut préciser que les résultats de la simulation numérique n'ont pas encore été directement validés expérimentalement.

Si l'on suppose la présence d'une porosité très aplatie mais non cicatrisée à l'issue de la gamme de mise en forme, les contraintes résiduelles de trempe pourraient engendrer la réouverture et l'élargissement de ces porosités. Ce mécanisme expliquerait la présence des zones rugueuses observées localement dans les défauts industriels.

## **Discussion et conclusion du chapitre V**

L'objectif de ce chapitre est l'étude de l'effet du cycle thermique sur la réouverture des porosités.

Une étude expérimentale a été réalisée sur des lopins à haute teneur en hydrogène ( $0.2 \text{ cm}^3/100\text{g}$ ) ayant subi une gamme de forgeage équivalente à une gamme de forgeage industrielle, suivie par un cycle thermique de mise en solution et de trempe.

La combinaison des résultats de contrôle US à haute résolution et d'observations MEB a permis de montrer que le cycle thermique peut induire la réouverture des porosités. Pour le matériau modèle et les conditions du cycle thermique utilisés, il semblerait que cet effet de réouverture ne soit plus visible par contrôle USHR au-delà d'un seuil de déformation plastique de 2 environ.

L'effet du cycle thermique sur la réouverture des porosités pourrait s'expliquer par deux mécanismes :

- Coalescence et croissance des porosités pendant le maintien à haute température.
- Ouverture et élargissement des porosités sous l'effet des contraintes résiduelles générées pendant la trempe.

D'autres essais complémentaires doivent être réalisés afin de dissocier l'effet du maintien à haute température de l'effet de la trempe sur la réouverture des porosités. Par exemple, des traitements de mise en solution de différentes durées sans trempe pourraient être réalisés.

Le traitement de trempe est favorable à la réouverture des porosités au cœur des nervures massives. En effet, la contrainte résiduelle suivant l'épaisseur de la pièce pourrait dépasser localement la résistance du matériau à l'état trempé en cas de présence de porosités très aplaties et non refermées.

Les observations MEB des porosités après le cycle thermique rappellent les zones lisses et ductiles observées dans les défauts industriels. Cette similitude suggère que les défauts détectés proviennent probablement d'une porosité non-refermée ou non-cicatrisée et réouverte pendant le cycle thermique. Pour le matériau modèle, les conditions de traitement thermique et la résolution du contrôle USHR utilisé, un taux de déformation seuil pour la cicatrisation des porosités a été estimé à 2 environ. Néanmoins, les niveaux de taux de déformation plastique atteints pendant le procédé de mise en forme industriel complet sont largement supérieurs à ce taux de déformation seuil (voir chapitres III et IV). La détection des défauts dans des pièces industrielles pourrait être due à une taille plus grande des porosités initiales, qui nécessiteraient des taux de déformation plus importants pour la cicatrisation, ou à la nature chimique de la surface de la porosité, qui serait couverte par une couche d'oxyde ou des particules d'oxydes empêchant sa cicatrisation [11-13]. En effet, comme nous l'avons montré dans la partie II.ii du chapitre II, un certain nombre de défauts industriels contiennent des particules d'oxydes ou sont couverts par une fine couche d'oxyde. Néanmoins, la nature chimique de la surface des porosités n'explique pas les taux de rebut différents des pièces A et B et cela même quand elles proviennent de la même coulée.

La différence de taux de rebut entre les pièces A et B pourrait également être liée à l'effet du cycle thermique sur la réouverture des porosités. En effet, la gamme de forgeage/étirage de la pièce A est plus longue et plus complexe que la gamme de pétrissage/étirage de la pièce B. La durée de la gamme de pétrissage/étirage de la pièce A est deux fois plus grande que la durée de la gamme de la pièce B. Ainsi, la pièce A nécessiterait des maintiens multiples à haute température au cours de la gamme de forgeage/étirage, ce qui favoriserait la sphéroïdisation des porosités initialement aplaties pendant la déformation et retarderait la refermeture complète des porosités. De plus, le risque de refroidissement des outils de forgeage serait plus important ce qui diminuerait la température locale des zones proches des zones en contact avec les outils. Or les faibles températures de déformation pourraient défavoriser la refermeture de porosités contenant le gaz d'hydrogène.

Il faut souligner que la transposition des résultats de l'étude réalisée sur un matériau modèle au cas industriel doit se faire avec précaution. En effet, il ne s'agit pas des mêmes populations de porosités. Dans le cas du matériau modèle et des mini-lopins, la teneur en hydrogène favorise la formation d'un grand nombre de porosités très tortueuses dont les plus grosses ont une taille maximale de l'ordre de 0.5 mm. En revanche dans le cas du matériau industriel et des lingots massifs, la formation de porosités est réduite par les faibles teneurs en hydrogène et les lingots sont contrôlés par ultrasons avec une limite de détection de 1 mm environ. De plus, la taille des porosités observées dans les mini-lopins après traitement thermique est très petite (diamètre maximal  $\ll$ ) comparée à celle des défauts observés dans les pièces industrielles ( $\gg$  0.5 mm).

## Références bibliographiques du chapitre V

- [1] A. Chaijaruwanich, P.D. Lee, R.J. Dashwood, Y.M. Youssef, H. Nagaumi, Evolution of pore morphology and distribution during the homogenization of direct chill cast Al-Mg alloys, *Acta Mater.*, Vol. 55, 2007, 285-293.
- [2] H. Toda, T. Hidaka, M. Kobayashi, K. Uesurgi, A. Takeuchi, K. Horikawa, Growth behaviour of hydrogen micropores in aluminium alloys during high-temperature exposure, *Acta Mater.*, Vol. 57, 2009, 2277-2290.
- [3] Y.M. Youssef, A. Chaijaruwanich, R.W. Hamilton, H. Nagaumi, R.J. dashwood, P.D. Lee, X-Ray microtomographic characterisation of pore evolution during homogenisation and rolling of Al-6Mg, *Mater. Scie. Technol.*, Vol.22, 2006, 1087-1093.
- [4] D.E.J. Talbot, D.A. Granger, Secondary hydrogen porosity in aluminium, *J. Inst. Met.*, Vol. 92, 1963, 290.
- [5] P.N. Anyablebechi, J. Hogarth, Effect of supereutectic homogenization on incidence of porosity in aluminium alloy 2014 ingot, *Metal. Mater. Trans. B*, Vol. 25, 1994, 111-121.
- [6] H. Toda, K. Minami, K. Koyama, K. Ichitani, M. Kobayashi, K. Uesugi, Y. Suzuki, Healing behaviour of preexisting hydrogen micropores in aluminium alloys during plastic deformation, *Acta Mater.*, Vol. 57, 2009, 4391-4403.
- [7] A.M. Samuel, F.H. Samuel. Review: Various aspects involved in the production of low-hydrogène aluminium castings, *J. Mater. Sci.*, Vol. 27, 1992, 6533-6563.
- [8] O. Kubaschewski, A. Cibula, D.C. Moore, 'Gases and metals', 1970, London, Iliffe.
- [9] J. H. O'Dette, *Trans. AIME*, 1957, 208- 924.
- [10] A.N. Turner, A. J. Bryant, *J. Inst. Metals*, 1967, 95-353.
- [11] J. Campbel, Entrainment defects, *Mater. Sci. technol.*, Vol. 22, 2006, 127-144.
- [12] W.D. Griffiths, R. Raiszadeh, Hydrogen, porosity and oxide film defects in liquid Aluminium, *J. Mater. Sci.*, Vol. 44, 2009, 3402-3407.
- [13] D. Dispinar, J. Campbell, Porosity, Hydrogen and bifilm content in Aluminium alloy castings, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 528, 2011, 3860-3865.

## Conclusions et perspectives

L'objectif de ce travail de thèse est de déterminer l'origine de défauts détectés en fin de mise en forme dans des pièces en alliage d'aluminium destinées à l'industrie aéronautique. Trois hypothèses ont été étudiées : i) défaut produit par endommagement ductile à chaud, ii) défaut issu d'un défaut préexistant et iii) défaut élargi ou créé pendant le traitement thermique.

La caractérisation des défauts industriels a permis de mettre en évidence l'existence systématique de deux types de zones : des zones à fond lisse et des zones de rupture ductile. Néanmoins, il n'y a pas eu de résultats systématiques du point de vue de la chimie et de la nature des particules présentes. L'étude de corrélation du taux de rebut avec les données de production collectées entre les années 2007 et 2010, a permis de corréler le taux de rebut à la coulée de provenance des pièces et au type de pièces (pièce A ou pièce B). En revanche, aucune corrélation avec la position des lingots dans la table de coulée, la position des lopins dans les lingots, la position dans les pièces et leur symétrie n'a été établie.

Afin d'étudier l'hypothèse de la création des défauts par endommagement ductile, les gammes de matriçage de deux pièces industrielles (A et B) présentant des taux de rebut très différents ont été simulées numériquement. Cette étude a montré que le risque d'endommagement reste assez faible, dû aux triaxialités des contraintes significativement négatives, et comparable pour ces deux pièces. De plus, l'existence de zones lisses dans les défauts industriels ne serait pas compatible avec un tel mécanisme. Les défauts industriels ne sont donc pas être créés par endommagement ductile à chaud.

Les zones lisses des défauts indiquent plutôt une origine à partir d'un défaut préexistant dans le matériau et qui ne serait pas refermé, ou plus précisément qui n'aurait pas cicatrisé au cours de la mise en forme. Les zones lisses des défauts sont très similaires au fond lisse des rares porosités observées à l'état brut de coulée. En effet, nous y retrouvons le même type de fond lisse contenant des liserés de phase  $\eta$  et des terrasses de solidification, de même que dans les porosités du matériau 7050 à haute teneur en hydrogène employé pour la campagne de mini-forgeage.

Néanmoins, dans le procédé industriel, les étapes de pétrissage/étirage ont pour objectif la refermeture des porosités résiduelles de solidification. Des porosités, donnant lieu à des défauts, n'auraient donc pas été complètement refermées. Par conséquent, la différence du taux de rebut entre les pièces industrielles A et B pourrait provenir de leurs gammes de pétrissage/étirage.

Dans l'objectif d'étudier les conditions de refermeture des porosités pendant la mise en forme, les gammes de pétrissage/étirage des pièces A et B ont été simulées numériquement. Cette étude a permis de montrer que ces gammes sont assez comparables en termes de conditions de refermeture des porosités. Ces résultats ont été établis en utilisant les critères IRP et  $IRP_{ij}$  qui prennent en compte les effets combinés de la déformation plastique et de l'état de triaxialité des contraintes sur la refermeture des porosités. Le critère  $IRP_{ij}$  donne des indications intéressantes sur les directions de refermeture lors du pétrissage et de l'étirage. Il faut souligner qu'il existe peu de travaux concernant la formulation de ce type de critères, et encore moins de validations par confrontation avec des observations expérimentales et

microstructurales. Les critères  $IRP$  et  $IRP_{ij}$  employés ici doivent donc être interprétés avec précaution. Ils ne prennent notamment pas en compte l'effet du volume, de la forme et de l'orientation des porosités, ni de l'influence de plusieurs porosités voisines sur la refermeture. De plus, ces critères ne permettent pas de distinguer refermeture et cicatrisation.

Par ailleurs, en conditions industrielles, des variations de température dues au refroidissement des outils de forgeage et des maintiens prolongés à haute température au cours du procédé de pétrissage/étirage pourraient retarder la refermeture des porosités à cause de la présence du gaz d'hydrogène ou de la sphéroïdisation des porosités aplaties. Ces phénomènes expliqueraient les taux de rebut différents des pièces A et B. Il faudrait donc prendre également en compte l'effet de l'hydrogène et du maintien à haute température sur les conditions de refermeture des porosités.

Afin d'étudier expérimentalement l'évolution des porosités pendant la déformation à chaud et l'effet du traitement thermique sur la réouverture des porosités non refermées, une gamme de mini-forgeage a été conçue et validée expérimentalement à partir d'une gamme de forgeage industrielle. Cette gamme a été réalisée sur un alliage 7050 à haute teneur en hydrogène ( $0.2 \text{ cm}^3/100\text{g}$ ). Les mini-lopins ont été ensuite traités thermiquement par mise en solution puis trempe. Ils ont été caractérisés par la combinaison de la technique de contrôle USHR et d'observations MEB. Une méthodologie de traitement des données US a été spécifiquement développée dans le cadre de cette thèse pour la caractérisation de plusieurs états de déformations.

L'étude d'évolution des porosités pendant la déformation à chaud a montré que les porosités deviennent de plus en plus aplaties avec la déformation plastique. Dans ces conditions et en se basant sur les résultats du contrôle USHR, une déformation seuil pour la refermeture complète des porosités a été estimée à 1.2 de déformation plastique. Néanmoins, les résultats de traitement des données US sur les mini-lopins après traitement thermique et les observations MEB montrent une probable réouverture des porosités. Cet effet est observable même à un niveau de déformation de 1.2 ce qui suggère que la refermeture des porosités n'était pas complète. Un nouveau seuil de cicatrisation a été donc estimé à un niveau de déformation plastique de 2. Afin de confirmer ces résultats, des essais supplémentaires à des niveaux de déformation intermédiaires devront être réalisés. Par ailleurs, ces valeurs ne peuvent pas être appliquées directement à l'échelle industrielle à cause de la nature de l'alliage modèle utilisé (7050 à haute teneur en hydrogène) et de la taille des porosités étudiées. Cependant, les mêmes conclusions pourraient être formulées quant à l'existence de déformation plastique seuil pour la cicatrisation des porosités.

Les porosités observées dans les mini-lopins après traitement thermique présentent des similitudes avec les défauts industriels. En effet, deux types de zones sont observées : lisses et rugueuses. On peut donc raisonnablement penser que les mêmes mécanismes sont responsables de la réouverture des porosités non refermées pendant le traitement thermique des pièces industrielles. Néanmoins, il est difficile de dissocier l'effet du maintien prolongé à haute température de l'effet de la trempe. De plus, la teneur élevée en hydrogène ( $0.2 \text{ cm}^3/100\text{g}$  pour le matériau modèle contre  $0.1 \text{ cm}^3/100\text{g}$  seulement pour le matériau industriel) pourrait exacerber l'effet de l'hydrogène sur la réouverture des porosités pendant le maintien à haute température. Afin de compléter cette étude, il serait intéressant de comparer l'évolution des porosités après déformation et différentes durées de maintien à haute température. L'effet du maintien prolongé à haute température au cours de la déformation sur

la refermeture des porosités pourrait également être confirmé par des essais de mini-forgeage combinés à des maintiens prolongés à haute température après chaque coup de déformation.

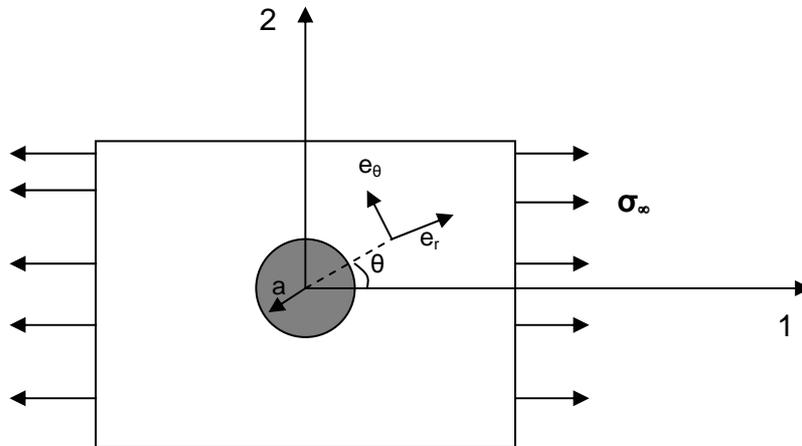
Les défauts industriels présentent en plus des zones lisses, des zones rugueuses de rupture ductile. Si les zones lisses indiquent une origine à partir d'une porosité non refermée, les zones ductiles quant à elles se seraient formées par élargissement des porosités non refermées. L'élargissement des porosités non refermées pourrait se produire pendant la déformation (en particulier pendant le matriçage) et/ou pendant la trempe (effet du cycle thermique).

Les porosités seraient très aplaties à l'issue des gammes de mise en forme. Or, pendant la trempe des contraintes résiduelles sont générées. Le phénomène de localisation des contraintes, dues à l'existence d'une porosité aplatie et non refermée, permettrait donc d'atteindre localement des niveaux de contraintes supérieures à la résistance du matériau. Ceci expliquerait l'observation de zones de rupture ductile locales au niveau des défauts US industriels.

Pour conclure, les travaux de cette thèse ont permis d'apporter des éléments de réponse par rapport à l'origine des défauts industriels. Ils seraient produits par des porosités non cicatrisées pendant le pétrissage/étirage et réouvertes pendant le matriçage ou pendant la trempe. La refermeture incomplète des porosités pendant la phase de pétrissage/étirage pourrait être le résultat de la sphéroïdisation des porosités non refermées pendant les maintiens prolongés à haute température au cours de la gamme de mise en forme, ou de l'effet du gaz d'hydrogène sur les conditions de refermeture des porosités. Les travaux de cette thèse ont également permis le développement et l'utilisation d'une méthodologie expérimentale pour l'étude de l'évolution des porosités pendant la mise en forme à chaud. Une méthodologie de traitement de données US a notamment été spécifiquement développée. Cette méthodologie a permis d'analyser de manière plus approfondie les résultats des mesures ultrason à haute résolution afin d'étudier l'influence du taux de compression et du cycle thermique sur la fermeture/réouverture des porosités.



## Annexe II : Facteur de concentration des contraintes dans une plaque trouée sollicitée en traction



En conditions de contraintes planes, le champ de contraintes est donné par les équations :

$$\sigma_{rr} = \frac{\sigma_{\infty}}{2} \left( 1 - \left( \frac{a}{r} \right)^2 \right) + \frac{\sigma_{\infty}}{2} \left( 1 + 3 \left( \frac{a}{r} \right)^4 - 4 \left( \frac{a}{r} \right)^2 \right) \cos(2\theta) \quad (1)$$

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{\sigma_{\infty}}{2} \left( 1 + \left( \frac{a}{r} \right)^2 \right) - \frac{\sigma_{\infty}}{2} \left( 1 + 3 \left( \frac{a}{r} \right)^4 \right) \cos(2\theta) \quad (2)$$

$$\sigma_{r\theta} = -\frac{\sigma_{\infty}}{2} \left( 1 - 3 \left( \frac{a}{r} \right)^4 + 2 \left( \frac{a}{r} \right)^2 \right) \sin(2\theta) \quad (3)$$

Les contraintes sont hétérogènes dans la plaque trouée. Ces hétérogénéités se développent au voisinage du trou (décroissance en  $1/r^2$ ). Seule la composante  $\sigma_{\theta\theta}$  est non nulle aux bord du trou. Elle est plus forte au bord du trou que partout ailleurs. Au niveau du trou :

$$\sigma_{\theta\theta}(r = a) = \sigma_{\infty} (1 - 2 \cos(2\theta)) \quad (4)$$

Le facteur de concentration des contraintes  $K_t$  est défini par :

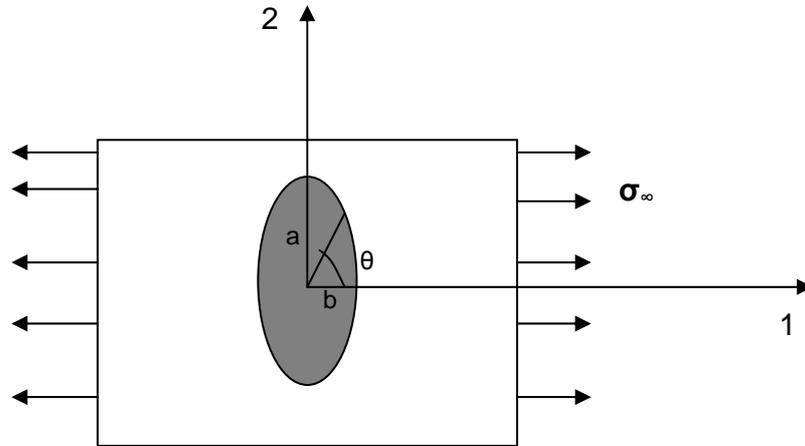
$$K_t = \frac{\sigma_{\theta\theta}^{\max}}{\sigma_{\infty}} \quad (5)$$

La valeur maximale de la composante  $\sigma_{\theta\theta}$  est atteinte à  $\theta = \pm \frac{\pi}{2}$  et  $K_t=3$ .

Dans le cas d'un trou elliptique, la résolution complète de ce cas est plus complexe. Dans le contexte des contraintes planes et comme le bord du trou est libre d'effort, seule la composante suivant la direction tangente à l'ellipse (composante  $\sigma_{\theta\theta}$ ) est non nulle. Cette composante est donnée pour tout point du trou repéré par l'angle  $\theta$  :

$$\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\infty} \frac{1 - m^2 - 2m + 2\cos(2\theta)}{1 - 2m\cos(2\theta) + m^2} \quad (6)$$

$$m = \frac{a-b}{a+b} \quad (7)$$



Dans ce cas le facteur de concentration des contraintes est donnée par :

$$K_t = 1 + 2\frac{a}{b} = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{R}} \quad (8)$$

$$R = \frac{b^2}{a}, \text{ avec } R \text{ le rayon de courbure} \quad (9)$$

## Annexe III : Pression critique pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène

L'équilibre de dissolution du gaz d'hydrogène est donnée par :



Pour des solutions diluées, la loi d'Henry peut-être appliquée pour décrire l'équilibre. En faisant l'hypothèse d'un gaz parfait, l'équilibre peut-être décrite par :

$$K = \frac{a_H^2}{a_{\text{H}_2}} = \frac{N^2 p^\theta}{P} \quad (2)$$

Où :

$a_H$  : Activité du soluté.

$a_{\text{H}_2}$  : Activité du gaz d'hydrogène.

$N$  : Fraction atomique d'atomes en solution solide.

$p^\theta$  : Pression standard.

$P$  : Pression du gaz d'hydrogène.

De l'équation (2), nous obtenons la loi de Sieverts :

$$\frac{N}{N^\theta} = \left( \frac{P}{P^\theta} \right)^{0.5} \quad (3)$$

Où :

$N^\theta$  : Fraction atomique d'atomes en solution solide à l'équilibre avec la pression standard  $p^\theta$ .

D'après Talbot [2], le lissage de l'ensemble des courbes expérimentales donnant la concentration  $C$  d'hydrogène à l'équilibre dans un aluminium pur en fonction de la température donne la formule [1-2] :

$$\log_{10} \left( \frac{C}{C_{\text{unit}}} \right) = -\frac{2580}{T[K]} + 1.399 \quad (4)$$

Où  $C_{\text{unit}}$  est l'unité standard définie par 1 cm<sup>3</sup> d'hydrogène mesuré à 0°C et 0.1 MPa, par 100 g de métal.

En utilisant les équations (3) et (4), nous pouvons estimer la pression  $P$  nécessaire pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène dans la matrice, dans le cas d'une teneur initiale en hydrogène de 0.1 cm<sup>3</sup>/100g (figure I).

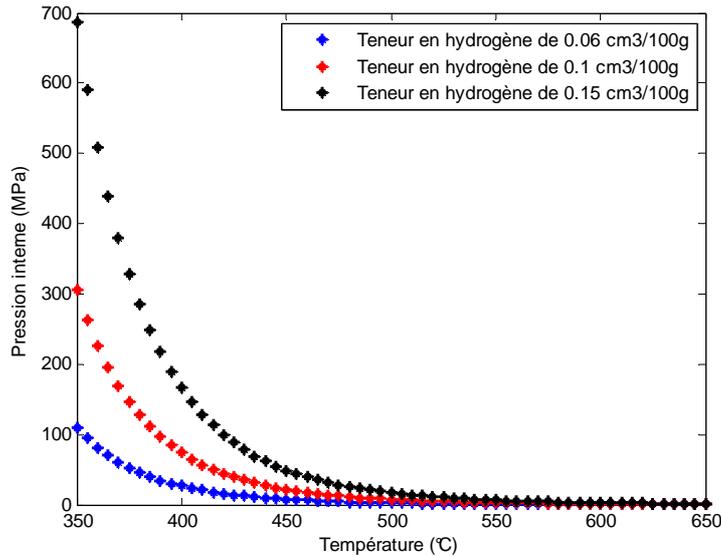


Figure I : Courbe de l'évolution de la pression nécessaire pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène en fonction de la température de déformation, dans le cas de teneurs initiales en hydrogène de 0.06, 0.1 et 0.15 cm<sup>3</sup>/100g.

A T=420°C, la concentration de l'hydrogène en équilibre à la pression standard peut-être calculée à partir de l'équation (4). Dans le cas d'un alliage d'aluminium contenant 0.1 ppm d'hydrogène, la pression nécessaire pour que cette quantité d'hydrogène reste en solution solide et ne précipite pas en gaz d'hydrogène est donnée par la loi de Sieverts :

$$p_c = p^\theta \left( \frac{N}{N_\theta} \right)^2 = 0.1 [MPa] \left( \frac{0.1}{0.0047} \right)^2 = 45 MPa \quad (5)$$

Dans le cas des alliages d'aluminium, la solubilité de l'hydrogène à l'état solide est affectée par les éléments d'alliage. Ainsi, la présence du zinc et du cuivre augmente la solubilité de l'hydrogène à cause de la précipitation des secondes phases [3]. Néanmoins, des solubilités plus importantes de l'hydrogène vont diminuer la pression locale nécessaire pour la dissolution complète du gaz d'hydrogène pendant la déformation. Les valeurs calculées en utilisant des données correspondant à l'aluminium pur constitueraient donc une bonne approximation du cas industriel.

Pour des pressions de déformation supérieures à  $P_c$ , la dissolution du gaz d'hydrogène est favorisée thermodynamiquement. Néanmoins, la cinétique de dissolution est conditionnée par la vitesse de diffusion des atomes d'hydrogène dans la matrice d'aluminium. Pendant la déformation, cette vitesse de diffusion peut être considérablement augmentée par le transport de l'hydrogène par les dislocations générées au cours de la déformation [4].

[1] A.M. Samuel, F. H. Samuel, Review: Various aspects involved in the production of low-hydrogen aluminium castings, *J. Mat. Sci.*, Vol. 27, 1992, 6533-6563.

[2] D.E.J Talbot, Effects of Hydrogen in Aluminium, Magnesium, Copper and their alloys, *Int Metall. Rev.*, Vol. 20, 1975, 166-84.

[3] J.R. Scully, G.A. Young, S.W. Smith, Hydrogen solubility and trapping in high purity aluminium and selected Al-base alloys, *Mat. Sci. Forum*, Vol. 331-337, 200, 1583-1600.

[4] J. Albrecht, I.M. Bernstein, A.W. Thompson, Evidence for dislocation transport of Hydrogen in Aluminium, *Metal Trans. A*, Vol. 13A, 1982, 811-820.

## Annexe IV: Coefficient de diffusion de l'hydrogène dans la matrice d'un alliage Al-Zn-Mg

Le coefficient de diffusion apparent de l'hydrogène dans la matrice d'aluminium de l'alliage 7050 a été calculé en utilisant une loi d'Arrhenius :

$$D = D_0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

Où  $Q$  est l'énergie d'activation et  $D_0$  est un facteur pré-exponentiel.

La détermination de ces deux paramètres est réalisée expérimentalement par des méthodes de désorption de l'hydrogène ou par des mesures de perméabilité. Pour un alliage 7050 à un état sous revenu, le coefficient de diffusion apparent a été mesuré dans un intervalle de température de 150 à 400°C [1]. Les valeurs des coefficients  $Q$  et  $D_0$  sont résumées dans le tableau I.

$D_0$ (m <sup>2</sup> /s)	$Q$ (kJ/mol)
$2.24 \times 10^{-9}$	16.2

**Tableau I : Les paramètres du coefficient de diffusivité apparente de l'hydrogène dans un alliage 7050 à l'état sous-revenu.**

La distance de diffusivité apparente peut-être calculée par la formule (2) :

$$d = \sqrt{D \times t} \quad (2)$$

Où  $t$  est le temps et  $D$  le coefficient de diffusion.

En conditions industrielles, le temps de chauffage à 475°C nécessaire pour l'homogénéisation de la température entre le cœur et la surface de pièces industrielles est de 15 min environ. La distance apparente maximale est obtenue par le coefficient de diffusivité à 475°C. En utilisant les équations (1) et (2), cette distance peut être estimée à 2 mm environ.

[1] J.R. Scully, G.A. Young, S.W. Smith, Hydrogen solubility and trapping in high purity aluminium and selected Al-base alloys, *Mat. Sci. Forum*, Vol. 331-337, 2000, 1583-1600.

## **Etude de l'origine de défauts détectés dans des pièces en alliage d'aluminium de la série 7XXX destinées à l'industrie aéronautique**

Résumé : Les travaux de cette thèse s'insèrent dans le cadre de l'étude de défauts détectés par contrôle ultrason dans des pièces forgées en alliage d'aluminium destinées à l'industrie aéronautique.

Cette étude a été menée sur deux pièces produites par Aubert&Duval en alliage d'aluminium 7050 fourni par Constellium. Ces pièces ont été sélectionnées sur base d'une étude statistique de l'occurrence des défauts sur cinq années de production industrielle. L'une présente un taux de rebut important du fait de ces défauts, l'autre un taux de rebut quasiment nul, bien qu'elles soient produites avec le même matériau.

L'étude de l'origine des défauts a été construite autour de deux axes de recherche:

- Axe thermomécanique : formation des défauts pendant la mise en forme par endommagement ductile à chaud.
- Axe matériau : défauts préexistants dans le matériau après son élaboration et non refermés pendant la mise en forme.

L'axe thermomécanique est basé sur la simulation numérique des gammes de mise en forme des pièces industrielles à l'aide du logiciel Forge® 2009. Le deuxième axe est articulé autour de la caractérisation de l'état de porosité dans un matériau modèle présentant une teneur en hydrogène élevée induisant un taux de porosité plus important que le matériau sain utilisé industriellement. De petits lopins ( $40 \times 25 \times 25 \text{ mm}^3$ ) de ce matériau modèle ont été soumis à une campagne de compression alternée simulant le forgeage industriel. Deux techniques de caractérisation complémentaires ont été mise en œuvre pour suivre l'évolution de la porosité : détection indirecte par contrôle ultrason à haute résolution spatiale et observations directes par microscopie électronique à balayage. Une méthode d'analyse quantitative des signaux ultrasonores a été mise au point pour ce travail.

La comparaison par simulation numérique du procédé de matriçage des deux pièces industrielles étudiées, a permis d'écarter l'hypothèse de la création des défauts par endommagement ductile à chaud. Lors du matriçage, la matière est soumise à des chargements globalement compressifs, et le risque d'endommagement est par conséquent très faible. De plus, comme observé lors de la caractérisation des défauts industriels, les défauts présentent un fond lisse, similaire au fond lisse observé sur les rares porosités présentes dans le matériau industriel à l'état brut d'élaboration. Le même type de fond lisse caractérise également les porosités présentes dans le matériau modèle. Cette observation favorise l'hypothèse de défauts provenant d'un défaut préexistant dans le matériau initial (en l'occurrence à partir d'une porosité). Cette hypothèse est par ailleurs cohérente avec le comportement des porosités lors de la simulation du forgeage sur petits lopins du matériau modèle.

Mots clés : Mise en forme à chaud, Microstructure, Refermeture des porosités, Simulation numérique, Endommagement ductile, Contrôle ultrason.

## **Study of the origin of defects detected in 7XXX aluminium alloy components for aeronautical applications**

Abstract: The thesis project aims to study the origin of defects detected in 7XXX aluminium alloy components for aeronautical applications.

This work was conducted on two different components (A and B) produced by Aubert&Duval using 7050 aluminium alloy ingots produced by Constellium. The choice of these two components is based on a five year industrial production statistical analysis. Component A has a much higher defect rate compared to component B, even though they are produced from the same ingots.

This work was conducted according to two research axis:

- Thermo-mechanical axis : defects occurred during the material forming as a result of ductile hot damage
- Material axis: defects resulted from a pre-existent defect in the raw material that was not closed during forming.

The thermo-mechanical axis is based on numerical simulations of the component's forming processes using the Forge® 2009 software. The material axis is based on the experimental characterization of porosity in a model material with high hydrogen content and thus a higher pore density than the industrial material. Small samples of the model material were experimentally forged using an alternating compression test that was designed and developed from the industrial forging process. These samples were characterized to describe pore evolution during hot deformation, by the combination of two characterization techniques: High Resolution Ultrasound Control (HRUS) and Scanning Electron Microscope (SEM) observations on 2D sections and fracture surfaces. An ultrasound signal processing technique was also developed in order to quantitatively compare two different deformation states using ultrasound control.

The results of the numerical simulation of A and B component stamping process showed that the detected defects could not occur by ductile hot damage. Indeed, the stamping process is purely compressive and damage risks are thus very low. Moreover, the defect experimental characterization showed the presence of smooth surface areas very similar to the surface aspect of the rare observed porosity in the raw material. The same smooth aspect characterized the porosity observed in the model material. These results lead to the hypothesis that the detected defects could occur from a pre-existent defect (porosity more precisely) in the raw material. This hypothesis is consistent with the pore behaviour during the experimental hot forging of the model material.

The hot forging experiment conducted on the model material, showed that pores tend to flatten as plastic strain increases. SEM observations on rupture surfaces from the highest plastic strain sample showed the presence of small smooth aspect areas. These areas confirm that some pores are not completely healed during deformation even though the correspondent ultrasound signal is very low. During heat treatment, unhealed pores after deformation seem to be reopened (smooth aspect surface areas) and expanded (ductile areas).



Keywords: Hot forming, microstructure, Pore closure, Numerical simulation, Ductile damage, ultrasound control.

