



HAL
open science

Evolutions microstructurales et mécaniques de l'AS7G03 modifié au strontium au cours de l'étape de forge du procédé COBAPRESSTM

Frédéric Perrier

► **To cite this version:**

Frédéric Perrier. Evolutions microstructurales et mécaniques de l'AS7G03 modifié au strontium au cours de l'étape de forge du procédé COBAPRESSTM. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2013. Français. NNT : 2013EMSE0700 . tel-02003616

HAL Id: tel-02003616

<https://theses.hal.science/tel-02003616>

Submitted on 1 Feb 2019

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.



NNT : 2013 EMSE 0700

THÈSE

présentée par

Frédéric PERRIER

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

Evolutions microstructurales et mécaniques de l'AS7G03 modifié au strontium au cours de l'étape de forge du procédé COBAPRESSTM

soutenue à Saint-Etienne, le 11 juillet 2013

Membres du jury

Président :	Franck MOREL	Professeur, ENSAM, Angers
Rapporteurs :	Jean-Jacques BLANDIN	Professeur, Grenoble INP
	Guillaume RACINEUX	Professeur, Ecole centrale de Nantes
Examineur :	Guillaume KERMOUCHE	Professeur, ENSM-SE
Directeur de thèse :	Christophe DESRAYAUD	Professeur, ENSM-SE
Encadrante industrielle :	Véronique BOUVIER	Responsable RID, Saint-Jean Industries
Invité :	Lionel DUPERRAY	Directeur Technique, Saint-Jean Industries

Spécialités doctorales :
 SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCÉDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :
 K. Wolski Directeur de recherche
 S. Drapier, professeur
 F. Gruy, Maître de recherche
 B. Guy, Directeur de recherche
 D. Graillet, Directeur de recherche
 O. Roustant, Maître-assistant
 O. Boissier, Professeur
 J.C. Pinoli, Professeur
 A. Dolgui, Professeur

EMSE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

AVRIL	Stéphane	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	PR2	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
BENABEN	Patrick	PR1	Sciences et génie des matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean Pierre	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaid	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR1	Informatique	FAYOL
BORBELY	Andras	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	SMS
BOUCHER	Xavier	PR2	Génie Industriel	FAYOL
BRODHAG	Christian	DR	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
BURLAT	Patrick	PR2	Génie Industriel	FAYOL
COURNIL	Michel	PR0	Génie des Procédés	DIR
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences et génie des matériaux	SMS
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR1	Génie Industriel	CMP
DEBAYLE	Johan	CR	Image Vision Signal	CIS
DELAFOSSÉ	David	PR1	Sciences et génie des matériaux	SMS
DESRAYAUD	Christophe	PR2	Mécanique et ingénierie	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR0	Génie Industriel	FAYOL
DRAPIER	Sylvain	PR1	Mécanique et ingénierie	SMS
FEILLET	Dominique	PR2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR1	Sciences et génie des matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR0	Sciences et génie de l'environnement	DIR
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
GERINGER	Jean	MA(MDC)	Sciences et génie des matériaux	CIS
GIRARDOT	Jean-jacques	MR(DR2)	Informatique	FAYOL
GOEURIOT	Dominique	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences et génie de l'environnement	SPIN
GROSSEAU	Philippe	DR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	PR1	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	DR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HAN	Woo-Suck	CR	Mécanique et ingénierie	SMS
HERRI	Jean Michel	PR1	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR2	Microélectronique	CMP
KERMOUCHE	Guillaume	PR2	Mécanique et Ingénierie	SMS
KLOCKER	Helmut	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
LERICHE	Rodolphe	CR	Mécanique et ingénierie	FAYOL
LI	Jean Michel		Microélectronique	CMP
MALLIARAS	Georges	PR1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
MONTHILLET	Franck	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR2	Génie des Procédés	DFG
PIJOLAT	Christophe	PR0	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean Charles	PR0	Image Vision Signal	CIS
POURCHEZ	Jérémy	CR	Génie des Procédés	CIS
ROUSTANT	Olivier	MA(MDC)		FAYOL
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences et génie des matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	CMP
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA(MDC)	Sciences et génie des matériaux	SMS
VIRICELLE	Jean Paul	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR1	Informatique	CIS

ENISE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

BERGHEAU	Jean-Michel	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
BERTRAND	Philippe	MCF	Génie des procédés	ENISE
DUBUJET	Philippe	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
FORTUNIER	Roland	PR	Sciences et Génie des matériaux	ENISE
GUSSAROV	Andrey	Enseignant contractuel	Génie des procédés	ENISE
HAMDI	Hédi	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
LYONNET	Patrick	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
RECH	Joël	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
SMUROV	Igor	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
TOSCANO	Rosario	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
ZAHOUANI	Hassan	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE

PR 0	Professeur classe exceptionnelle	Ing.	Ingénieur
PR 1	Professeur 1 ^{ère} classe	MCF	Maître de conférences
PR 2	Professeur 2 ^{ème} classe	MR (DR2)	Maître de recherche
PU	Professeur des Universités	CR	Chargé de recherche
MA (MDC)	Maître assistant	EC	Enseignant-chercheur
DR	Directeur de recherche	IGM	Ingénieur général des mines

SMS	Sciences des Matériaux et des Structures
SPIN	Sciences des Processus Industriels et Naturels
FAYOL	Institut Henri Fayol
CMP	Centre de Microélectronique de Provence
CIS	Centre Ingénierie et Santé

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier Christophe Desrayaud, mon directeur de thèse, qui m'a toujours aiguillé dans les moments de doutes. J'ai aussi beaucoup apprécié nos discussions au cours des trajets en voiture ou du repas de midi qui se passaient toujours dans la bonne humeur. Je tiens surtout à le remercier pour son soutien dans les périodes les plus difficiles et pour sa persévérance afin de me permettre de continuer et de finir cette thèse.

Je souhaiterais aussi remercier Véronique Bouvier pour m'avoir fait découvrir Saint-Jean Industries, son fonctionnement et ses valeurs.

Le reste de l'équipe RID avec notamment, Romain, Fabien et maintenant Guillaume m'a beaucoup apporté sur les possibilités et les idées d'innovation à Saint-Jean. Ils étaient aussi les garants de la bonne humeur dans notre bureau.

Le bureau d'étude m'a aussi assisté techniquement. Leur savoir-faire et leur expérience m'ont initié à la forge et la fonderie ainsi qu'au calcul numérique. Lionel, Olivier et Matthieu m'ont souvent orienté et donné des résultats de calculs quand il le fallait.

Je souhaite également remercier les personnes du laboratoire et de l'atelier qui contribuent régulièrement à nos travaux.

Beaucoup de gens m'ont aussi aidé et fait passé de bons moments à l'Ecole des Mines à commencer par les techniciens et techniciennes des essais mécaniques, de la microscopie et de la métallographie. J'ai passé beaucoup de temps dans ces laboratoires, ce qui permettait de rompre avec la monotonie du travail de bureau. Je remercie donc Pauline, Séverine, Claire, Henri, Sergio, Maryline, Maud, Gilles ainsi que Delphine, Annie, Yoann et Max en chimie.

Les personnes de l'atelier m'ont aussi souvent dépanné et été efficace quand j'avais besoin de montages, d'éprouvettes ou de solutions techniques. Je remercie donc Gilles, Marc, André et Bernard.

Les doctorants du K4 et du H3 m'ont permis de passer ces années de thèse dans la joie et la bonne humeur. J'aurai du mal à citer tout le monde vu le passage, le roulement et le temps que j'y ai passé. Je pense tout de même particulièrement à Etienne, Alban, Vincent, Nico et Rémi qui m'ont accompagné dans le Pilat pour de nombreuses activités, VTT, ski de fond, parapente, barbecue, escalade...

Je remercie mes cobureaux Mélanie et Ameth pour les discussions et l'ambiance de travail, Amélie pour l'escalade et pour avoir bien tenu compagnie à notre radiateur. Tanguy et Greg pour les soirées chez eux et au Soggy. Natalia pour sa compagnie dans la voiture les retours de week-end. Fiona pour la piscine et les bonbons et tous les autres Pierre, Flavien, Alix, Adhish,

My thu, Loic, Robin, Aly, Amévi, Christophe, Quentin, Adeline, Adrien, Ramin, Monica, Julien, Lisa, Karolina..., je me rappellerai des anniversaires, des crémaillères et des quizz au Soggy avec notre équipe les têtes de pioches qui va perdurer je l'espère.

Ma famille et mes amis m'ont aussi épaulé lors des moments difficiles. Je remercie donc mes parents et mes frères et sœurs pour leur aide. Les arêchois, les grenoblois et les lyonnais qui seraient trop long à citer. Mes colocataires pour m'avoir toujours été de bonne compagnie et m'avoir fait découvrir l'ambiance et les valeurs des stéphanois.

Table des matières

Introduction	1
I Etude bibliographique	5
I.1 Fonderie d'aluminium.....	5
I.1.1 Propriétés de l'aluminium.....	5
I.1.2 Structure des alliages de fonderie.....	5
I.1.3 Les alliages d'aluminium de fonderie.....	7
I.1.4 Influence des impuretés.....	9
I.1.5 Solidification et nucléation des grains eutectiques dans l'AS7G03 avec différents modifiants.....	12
I.2 La porosité et la retassure.....	15
I.2.1 Généralités.....	15
I.2.2 Différence entre retassure et pore dû à l'hydrogène.....	16
I.3 Fermeture de porosités au cours du travail à froid et à chaud dans les métaux.....	18
I.3.1 Essais mis en œuvre.....	18
I.3.2 Paramètres déterminants la fermeture des défauts.....	19
I.4 Evolutions microstructurales des alliages d'aluminium à chaud.....	23
I.4.1 Différence entre recristallisation et restauration.....	23
I.4.2 Paramètres influents sur la sous-structuration.....	25
I.5 L'AS7G03 T6.....	30
I.5.1 Microstructure du matériau.....	31
I.5.2 Traitement thermique.....	31
I.5.3 Etat de précipitation.....	33
I.5.4 Propriétés physiques et mécaniques.....	33
I.6 Effet de la porosité sur la durée de vie en fatigue, amorçage et propagation de fissures..	35
I.6.1 Mécanismes de rupture.....	35
I.6.2 Résultats des observations.....	36
I.7 Effets d'autres types de défauts sur la durée de vie en fatigue.....	38
I.7.1 Surfaces et rugosité.....	38
I.7.2 Oxydes.....	40
I.7.3 Influence des contraintes résiduelles.....	41
I.7.4 Influence du grenailage.....	43
I.8 Influence de la microstructure.....	45
I.8.1 Effet de la taille de grains.....	45
I.8.2 Effet de la teneur en silicium.....	45
I.8.3 Influence du SDAS sur la durée de vie en fatigue.....	47
I.8.4 Influence de la modification au strontium.....	49
I.8.5 Influence du taux de Mg et Fe.....	50

I.9 Bilan.....	52
----------------	----

II Protocole expérimental 53

II.1 Présentation du matériau.....	53
II.1.1 Composition.....	53
II.1.2 Les différentes étapes du procédé COBAPRESS™.....	53
II.1.3 Microstructure avant forge.....	54
II.2 Essais de traction sur échantillons déformés à chaud en channel die.....	54
II.2.1 Schéma des éprouvettes de traction.....	55
II.2.2 Essai de compression plane encastrée (channel die).....	55
II.3 Essais de fatigue.....	57
II.3.1 Essais de fatigue en traction.....	58
II.3.2 Essais de fatigue en flexion 4 points.....	59
II.5 Techniques d'investigation microstructurale.....	61
II.5.1 La microscopie optique.....	61
II.5.2 Observations des grains et sous-grains par EBSD.....	62

III Simulations des aspects thermomécaniques de l'étape de forge 64

III.1 Détermination de l'évolution de la vitesse du coulisseau au cours de l'étape de forge...	64
III.2 Conditions thermiques du modèle.....	68
III.3 Propriétés mécaniques utilisées pour le matériau en simulation.....	69
III.4 Résultats obtenus sur pièces réelles à l'aide du logiciel Simufact.....	72
III.5 Modèle utilisé sur ABAQUS.....	76
III.6 Simulation de la déformation en 2D dans une section de l'éprouvette de fatigue.....	76
III.7 Influence de la rugosité de surface sur la déformation en peau.....	79
III.8 Simulation du refroidissement en peau au cours de la forge.....	84
III.9 Conclusion.....	86

IV Evolutions microstructurales 87

IV.1 Influence de la température, de la vitesse et du taux de déformation.....	87
IV.1.1 Influence du taux de déformation et de la vitesse de déformation.....	87
IV.1.2 Influence de la température.....	90
IV.2 Différences de microstructure entre la peau et le cœur des pièces cobapressées.....	94

IV.3 Influence de la trempe après forge.....	96
IV.4 Conclusion.....	100

V Evolution des propriétés mécaniques statiques et cycliques 101

V.1 Evolution des propriétés statiques.....	101
V.1.1 Comportement en peau et à cœur et ses différences.....	101
V.1.2 Influence de la température de préforme en forge.....	103
V.1.3 Influence du taux et de la vitesse de déformation.....	105
V.2 Evolution des propriétés cycliques.....	107
V.2.1 Influence de la porosité.....	108
V.2.2 Influence de la déformation à chaud sur la fatigue en traction.....	109
V.2.3 Influence de la déformation à chaud sur la fatigue en flexion 4 points.....	111
V.2.4 Observation d'une fissure en peau sur éprouvette cobapressée	113
V.3 Conclusion.....	115

Conclusion et perspectives 116

Références bibliographiques 118

Annexe : Plan du montage de flexion 4 points..... 125

Introduction

Cette thèse s'intéresse à la fabrication des pièces de liaisons au sol pour l'automobile. Ces pièces doivent notamment résister à d'importantes contraintes mécaniques aussi bien statiques que cycliques. La rigidité et les modes propres de vibrations sont aussi essentiels mais nous n'aborderons pas ces points dans notre travail.

Dans un contexte d'allègement des véhicules, les alliages d'aluminium semblent particulièrement bien indiqués pour ces applications. Il faudra cependant s'attacher à obtenir de très bonnes propriétés mécaniques tout en restant dans une gamme de prix raisonnable.

Le procédé COBAPRESS™ est donc intéressant sur ces différents points. Il consiste à forger une préforme de fonderie. La résistance mécanique se trouve alors améliorée pour un coût réduit par rapport à la forge classique qui nécessite plusieurs passes.

Cette thèse va donc aborder des thèmes comme la simulation numérique par éléments finis pour prédire les déformations plastiques en forge. Les évolutions de microstructure seront étudiées par microscopie optique et EBSD et les propriétés mécaniques statiques et cycliques seront testées avant et après frappe à chaud.

Contexte industriel de l'étude

Saint Jean Industries est un groupe innovant, implanté mondialement et spécialisé dans la conception et la fabrication de composants et sous-ensembles pour les marchés automobile, poids lourds, motorcycle, industries et aéronautique. Cette entreprise fondée en 1962 s'est développée grâce à l'innovation, le procédé COBAPRESS™ en est l'exemple. Il allie la fonderie à la forge et permet d'obtenir des pièces de formes complexes qui ont de bonnes propriétés mécaniques à des coûts compétitifs.

Présentation du procédé COBAPRESS™

La figure 1 montre les différentes étapes du procédé pour obtenir une pièce.

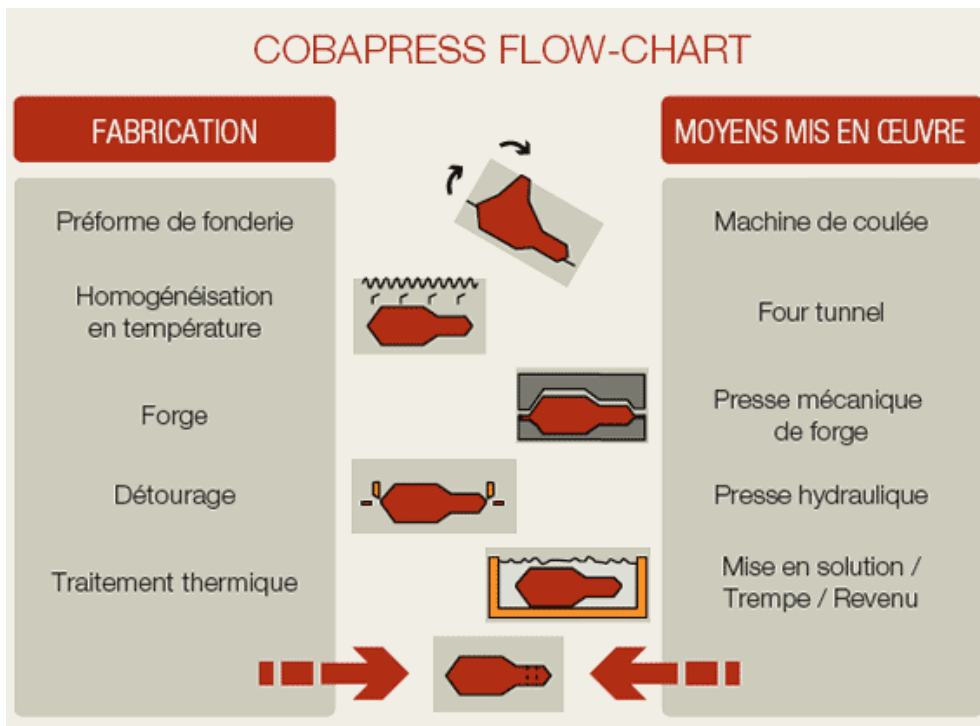


Fig. 1 - Différentes étapes du procédé

Nous pouvons voir que le procédé consiste en de nombreuses étapes qui vont permettre d'aboutir à une pièce qui aura les dimensions souhaitées, mais, pour optimiser les propriétés mécaniques, la microstructure des pièces devra aussi être contrôlée. Ces aspects s'inscrivent dans une démarche de conception qui peut être résumée par la figure 2.

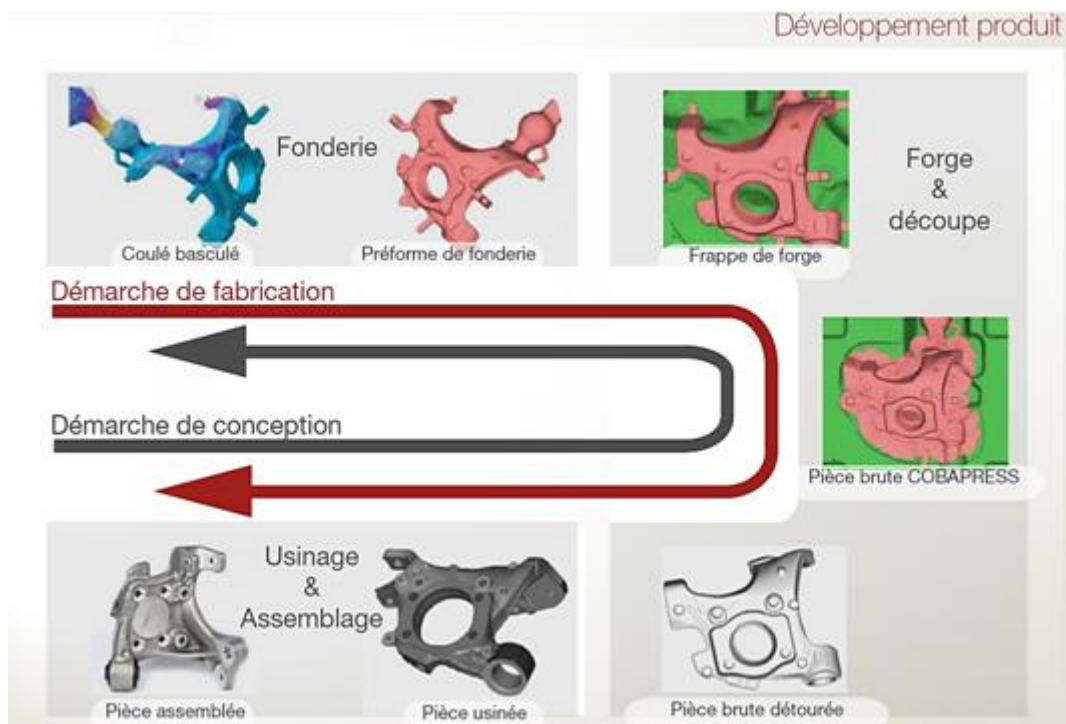


Fig. 2 - Démarche de conception pour une pièce cobapressée

La démarche de conception part de la pièce finale que l'on veut obtenir en termes de géométrie. Cette forme est déterminée grâce à un calcul réalisé par éléments finis pour créer une pièce qui répond au cahier des charges du client. Celui-ci comporte des critères de géométrie ainsi que de tenues mécaniques et de fatigue. La démarche de fabrication va ensuite être remontée étape par étape avec notamment la fonderie et la forge qui font l'objet de simulations numériques afin d'obtenir des pièces sans défauts.

Présentation de la problématique

Cette étude s'inscrit dans une démarche de Saint-Jean Industries d'optimiser les propriétés mécaniques statiques et cycliques de leurs pièces. En effet, des études préliminaires ont montré que les pièces cobapressées acquièrent une meilleure tenue en fatigue que les pièces de fonderie traditionnelles. De ce fait, ces pièces sont donc très adaptées aux systèmes de liaisons au sol pour l'automobile qui sont sollicitées mécaniquement. Le marché automobile étant très concurrentiel les pièces doivent aussi rester compétitives en termes de coût et de poids par rapport au reste du marché.

Le but de cette thèse est donc :

De quantifier l'apport de l'étape de forge sur les propriétés mécaniques par rapport à une pièce de fonderie traditionnelle du même alliage.

On adoptera la démarche suivante qui amènera à la réalisation de simulations numériques pour évaluer les paramètres thermomécaniques spécifiques du procédé vitesse de déformation, déformation et température à cartographier au sein des pièces fabriquées. On pourra relier ces états thermomécaniques aux paramètres procédé (température four, énergie presse, gamme de forge incluant la géométrie de la préforme initiale).

On sera alors à même d'étudier les évolutions de la microstructure au cours du procédé COBAPRESSTM en les reliant aux conditions thermomécaniques du procédé. De manière non exhaustive on s'intéressera aux mécanismes de restauration dynamique, recristallisation statique et dynamique, fermeture et soudure de porosités et retassures.

On étudiera alors l'impact du procédé COBAPRESSTM sur les propriétés mécaniques de tenue en service statique et cyclique (fatigue, endurance). Les résultats de cette étude seront interprétés à l'aide des éléments microstructuraux acquis dans la partie précédente de la thèse.

Le **chapitre I** dresse un bilan des connaissances actuelles sur les alliages d'aluminium de fonderie et les paramètres influents sur les propriétés mécaniques. Les fermetures de défauts tels que porosités et retassures ainsi que les évolutions de microstructure au cours des déformations à

chaud sont aussi présentées.

Les différentes techniques utilisées ainsi que notre protocole expérimental sont présentés dans le **chapitre II**.

Le **chapitre III** expose quant à lui les simulations numériques qui permettent de déterminer les vitesses et taux de déformations dans les différentes zones des pièces. Nous nous sommes particulièrement intéressés à la zone de sous-surface, c'est-à-dire la peau des pièces.

Le **chapitre IV** présente les évolutions de microstructures après déformations à chaud et tente de les comparer en termes de propriétés mécaniques.

Le **chapitre V** relate des essais mécaniques réalisés. Nous nous sommes intéressés aux différences de propriétés entre les échantillons coulés mais non déformés et ceux qui ont subi une étape de forge.

I Etude bibliographique

Les alliages d'aluminium du fait de leur faible densité mais aussi de leurs propriétés mécaniques intéressantes sont des matériaux attractifs pour l'industrie automobile. Cette étude va en montrer les principales caractéristiques.

I.1 Fonderie d'aluminium

I.1.1 Propriétés de l'aluminium

L'aluminium pur possède une structure cristalline cubique à face centrée (CFC). Les valeurs suivantes sont issues de (*Mondolfo L.F., 1976*).

- paramètre de maille : 0,405 nm à 298K.
- masse volumique à 25°C : 2698,7 kg/m³
- point de fusion : 660°C.
- coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300°C : $2,55 \cdot 10^{-5} / ^\circ\text{C}$
- retrait volumique : 5,6% en cours de solidification
- capacité thermique massique à 20°C : $c = 950 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- conductivité thermique à 20°C : $\lambda = 217,6 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- résistivité électrique à 20°C : $\rho = 2,63 \mu\Omega \cdot \text{cm}$

Module d'élasticité (MPa)	Charge de rupture (MPa)	Limite d'élasticité 0,2% (MPa)	A_R (%)
68 000	80 à 100	30 à 40	25 à 30

Tab. I.1 - Propriétés mécaniques de l'aluminium pur à température ambiante

I.1.2 Structure des alliages de fonderie

Cette structure comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypo-eutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques. Nous y reviendrons par la suite.

Dans le système Al-Si, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (plus froides que le cœur) ainsi que sur des nucléus au sein du métal et croissent. Leur composition en Si est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans Al décroît avec la température. Donc, le silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance et augmente la température de solidification du liquide à cet endroit.

Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Cette protubérance est instable et croît rapidement, ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées dendrites (cf figure I.1), dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée espacement des bras de dendrite. Nous utiliserons par la suite l'acronyme anglais classique, DAS (Dendrite Arm Spacing), ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing).

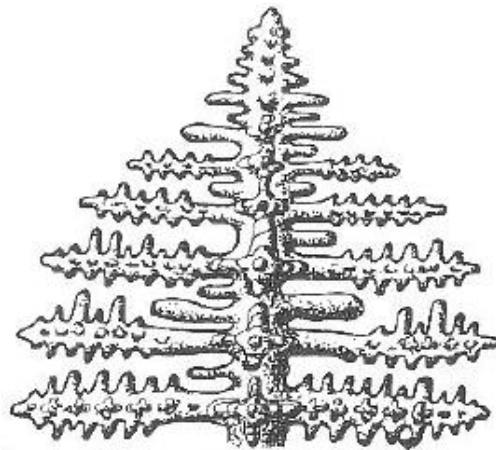


Fig. I.1 - Schéma d'une dendrite, (Massinon D., Constantin V., 2002).

L'eutectique se solidifie alors entre les bras de dendrite, dans une zone riche en silicium rejeté à l'avant du front de solidification (silicium en large excès dans cette zone). Ceci a enrichi le métal liquide environnant en silicium, qui va précipiter sous forme d'une plaquette, ce qui draine le silicium en solution à proximité et crée juste à côté une zone d'aluminium presque pur. On va donc former une lamelle d'aluminium. De proche en proche, on forme donc un eutectique lamellaire par croissance compétitive. L'ajout de modifiant comme le strontium permet de rendre sphérique ces particules de silicium.

Les propriétés mécaniques de la famille des alliages d'aluminium de fonderie dépendent fortement des paramètres microstructuraux. Il existe donc de nombreuses études traitant de l'influence de ces paramètres.

Le SDAS dépend essentiellement de la vitesse de refroidissement du métal liquide ainsi (Wang Q.G. et al., 2001b) ont montré que le SDAS dans l'AS7G03 suivait la loi suivante :

$$SDAS = 39,4R^{-0,317}$$

Où $R = dT/dt$ représente la vitesse de refroidissement du métal au cours de la solidification. Les données expérimentales sont présentées sur la figure I.2.

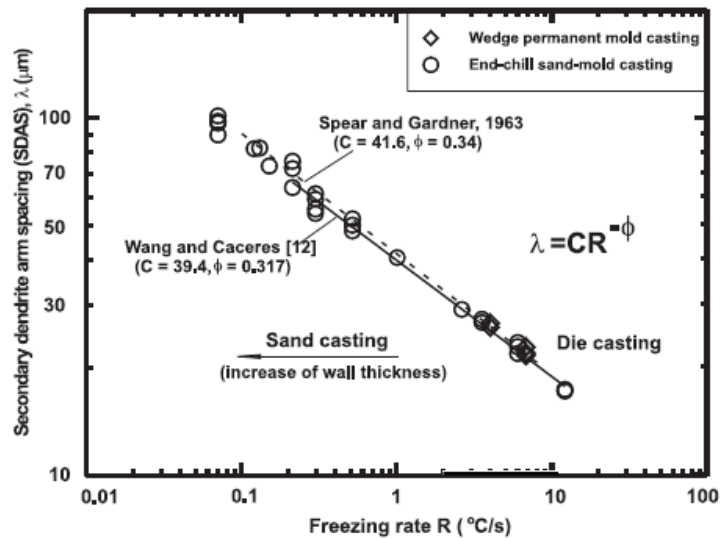


Fig. I.2 - Taille des cellules dendritiques (SDAS) en fonction de la vitesse de refroidissement (*Wang Q.G. et al., 2001b*)

I.1.3 Les alliages d'aluminium de fonderie

Les alliages d'aluminium de fonderie constituent plusieurs familles de matériaux dont la composition est un compromis entre les propriétés de moulage (coulabilité, usinabilité, absence de criquabilité, retrait volumique) et les propriétés d'usage de la pièce (propriétés mécaniques, aspect de surface, aptitude au polissage, résistance à la corrosion ...).

L'obtention d'un type de propriété mécanique dépend aussi du procédé de moulage (sable, coquille, cire perdue, coulée sous pression ...). En effet, la coulée en coquille qui permet des refroidissements rapides donne aux pièces une structure métallurgique plus fine (faible SDAS) et améliore, par rapport au même alliage coulé en sable, les charges à rupture et les allongements. On notera qu'un faible SDAS améliore la durée de vie en fatigue.

La solidification en moule se fait en premier lieu sur les parois puis à cœur, ce qui induit un gradient de microstructure (et donc de propriétés) dans la pièce. Certains auteurs, (*Seniv M.E. et al., 2000*) rapportent qu'il y a plus de pores et de phase eutectique à cœur, dans les parties massives d'une pièce, ce qui signifie que la durée de vie d'éprouvettes tirées du cœur sera inférieure.

Les alliages de fonderie sont obtenus de deux façons :

- soit à partir d'aluminium provenant directement des cuves d'électrolyse auquel on ajoute les éléments d'addition de l'alliage (alliages dits de première fusion) ;
- soit à partir de rebuts récupérés, assortis et purifiés. Ils sont dits de deuxième fusion et assurent pratiquement 50% de la production totale des pièces de fonderie.

Il existe, en plus de l'aluminium non allié, quatre grandes familles d'alliages d'aluminium de fonderie, qui sont fonction des éléments d'alliages ajoutés. Ceux-ci se retrouvent soit en solution solide soit sous forme de précipités. Ces familles sont les alliages au silicium, au cuivre, au magnésium et au zinc. On distinguera les additions principales déterminantes pour les propriétés du matériau et les additions secondaires, en plus faible quantité, qui ont une action spécifique, (Massinon D., Constantin V., 2002), ces éléments sont ajoutés seuls ou combinés notamment le magnésium et le silicium qui forment les précipités de Mg_2Si :

- le silicium (figure I.3(a)) confère à l'alliage d'excellentes propriétés de fonderie, telles qu'une augmentation de la coulabilité, une diminution de la criquabilité et de l'aptitude à la retassure (il se dilate à la solidification). On note aussi une augmentation de la résistance à l'usure (le silicium est très dur), de l'étanchéité des pièces, mais une diminution de l'allongement à rupture.

- le cuivre (figure I.3(b)) augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, principalement la dureté (donc l'usinabilité) et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique. (Shabestari S.G., Moemeni H., 2004)

- le magnésium (figure I.3(c)) augmente la résistance à la corrosion, aux dommages, l'allongement à rupture et engendre un nouveau système durcissant après traitement thermique (Mg_2Si) mais diminue les propriétés de fonderie et d'usinabilité (les copeaux ont tendance à coller aux outils, ce qui augmente leur usure).

- le zinc très peu utilisé à cause de ses médiocres capacités en fonderie et ses faibles propriétés mécaniques, il se trouve sous forme de ternaire Al-Zn-Mg, ce qui donne un alliage à durcissement structural avec des précipités $MgZn_2$, atténue le gazage de l'alliage, améliore la coulabilité (faiblement), diminue l'allongement, augmente la tendance à la microretassure et l'agressivité chimique de l'alliage fondu. L'influence du Zn sur les propriétés de fatigue est rapportée dans (Shih T.-S., Chung Q.-Y., 2003).

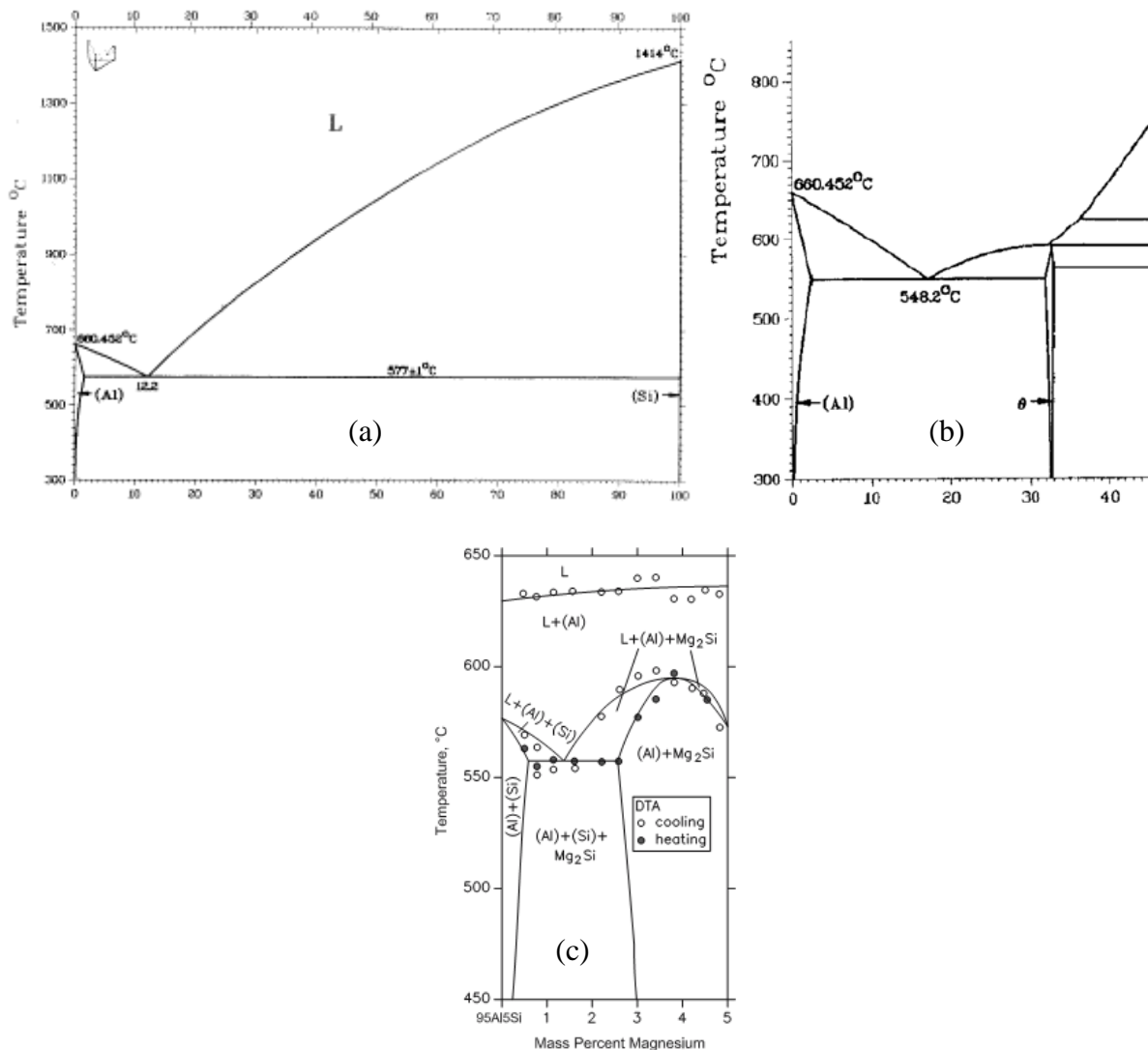


Fig. 1 Al-Mg-Si computed vertical section at 95 mass% Al [1997Feu]

Fig. I.3 - Diagramme de phase des binaires (a) Al-Si (% en poids de Si), (b) Al-Cu (% en poids de Cu), (*American Society for Metals, 1979*) (c) Al-Mg-Si (% en poids de Mg pour 5% de Si)

I.1.4 Influence des impuretés

Les impuretés contenues dans ces alliages sont importantes car elles modifient, volontairement ou non, les diverses propriétés du matériau. On trouve principalement comme impuretés :

- *le fer* : c'est une impureté naturelle du silicium et de l'aluminium. Il fragilise la pièce produite par formation de composés intermétalliques durs et fragiles qui peuvent faciliter l'amorçage d'une fissure par décohésion lors d'une sollicitation mécanique. De plus, il gêne l'alimentation en métal liquide des pièces dans le moule par formation de plaquettes d'éléments intermétalliques. Pour avoir de bonnes propriétés mécaniques, sa teneur est limitée à moins de

0,14% dans les alliages de première fusion dits à haute pureté ; le chrome et le manganèse ont sensiblement les mêmes effets ;

- le nickel : améliore légèrement les propriétés à chaud mais coûte cher ;

- le manganèse : peut améliorer les propriétés mécaniques de la matrice lorsqu'il est en solution. Il est cependant néfaste en présence de fer car il va créer des intermétalliques qui diminuent drastiquement l'allongement à rupture (*Shabestari S.G., 2004*). Il permet cependant de changer la morphologie de ces intermétalliques et peut améliorer la ductilité.

- le plomb : au-delà de 0,05% il neutralise la modification au strontium et diminue les propriétés mécaniques de l'alliage (voir par exemple (*Desaki T., Kamiya S., 2000*) décrivant ce phénomène sur un alliage Al-Sn-Si-Cu pour paliers de bielle de moteur diesel) ;

- l'étain : abaisse les caractéristiques mécaniques, augmente la porosité, améliore très peu la coulabilité ;

- le phosphore : est un poison pour les alliages hypoeutectiques car il constitue un site de germination du silicium, par contre, ce sera un élément affinant pour les alliages hypereutectiques. En effet dans ces alliages, ce sont les plaquettes de Si qui germent en premier et il n'y a donc pas de dendrites d'aluminium ;

- l'antimoine : permet de piéger le phosphore et donc d'affiner les particules de silicium dans les hypoeutectiques mais n'est pas compatible avec le strontium ;

- le lithium : très oxydable, regaze instantanément et considérablement l'alliage.

Les éléments que l'on ajoute volontairement pour leurs propriétés bénéfiques sont indiqués ci-dessous.

- le titane : c'est une impureté de l'aluminium, mais il facilite la germination des grains d'aluminium : c'est un affinant. L'opération d'affinage consiste à ajouter dans l'alliage liquide des germes de cristallisation comme TiB_2 en grand nombre afin d'augmenter le nombre de grains de l'alliage pour diminuer leur taille et augmenter les caractéristiques mécaniques ainsi que la durée de vie en fatigue. Au-delà de 0,4% il se forme $TiAl_3$, qui diminue l'usinabilité mais améliore encore l'affinage. Ainsi, dans (*Venkateswarlu K. et al. 2003*), les auteurs rapportent que l'alliage Al-Ti (le titane étant souvent titré à 5%) gagne en efficacité d'affinage s'il est laminé et/ou traité thermiquement car le nombre de particules servant de site de germination se trouve décuplé.

- le sodium ou le strontium : modifient la structure de l'eutectique naturellement lamellaire (Figure I.4 (b,c,e,f)) en eutectique globulaire, ce qui permet de diminuer le risque de retassures, de faciliter l'usinage et d'augmenter les caractéristiques mécaniques, (*Wang Q.G. et al., 2001a*). Le strontium permet aussi de diminuer la taille des particules de silicium ainsi que les

intermétalliques (figure I.5). Cet effet est plus marqué pour des SDAS larges (faible vitesse de solidification) (Barlas B., 2004). Le fait de combiner à la fois le sodium et le strontium n'apporte pas de meilleurs résultats que le strontium seul (Liu L. et al., 2005) ;

- le calcium : prolonge le temps de modification par le sodium ;

- le scandium : (Fuller C.B. et al., 2002), (Lathabai S., Lloyd P.G., 2002) et (Norman A.F. et al., 2003) décrivent l'effet de l'addition de scandium (et de zirconium) dans le cas d'alliages Al-Mg, il améliore les propriétés mécaniques et les aptitudes au soudage. Il permet aussi de limiter la croissance des grains après déformation en formant des précipités qui freinent la migration des joints de grains.

- le bore : n'a pas d'effet sur la taille des eutectiques (Nogita K., Dable A.K., 2003), il peut cependant permettre en étant combiné avec le strontium de réduire la taille des cellules dendritiques (Liao H. et al., 2007) ;

Industriellement, les alliages Al-Si sont les plus utilisés pour leurs propriétés de fonderie, leur aptitude au soudage, leur bonne stabilité dimensionnelle et leur faible température de fusion.

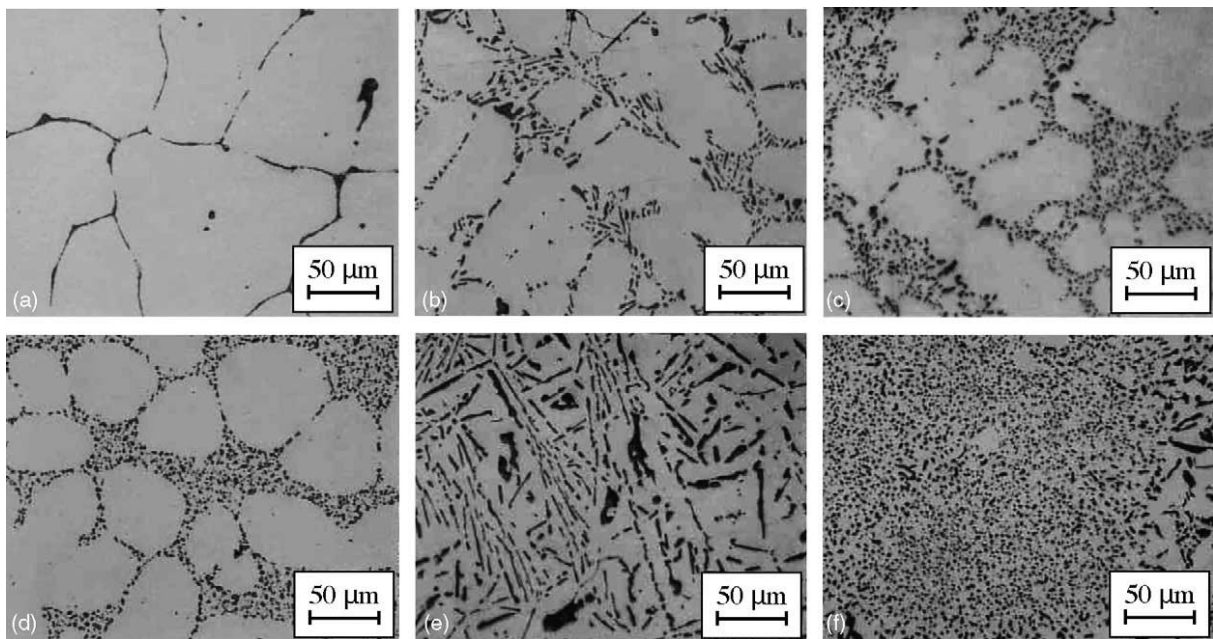


Fig. I.4 - Microstructure des alliages après traitement thermique : (a) 1% Si ; (b) 7% Si non modifié ; (c) 7% Si modifié au strontium ; (d) 7% Si rhéocasté ; (e) 13% Si non modifié ; (f) 13% Si modifié strontium (Wang Q.G. et al., 2001a)

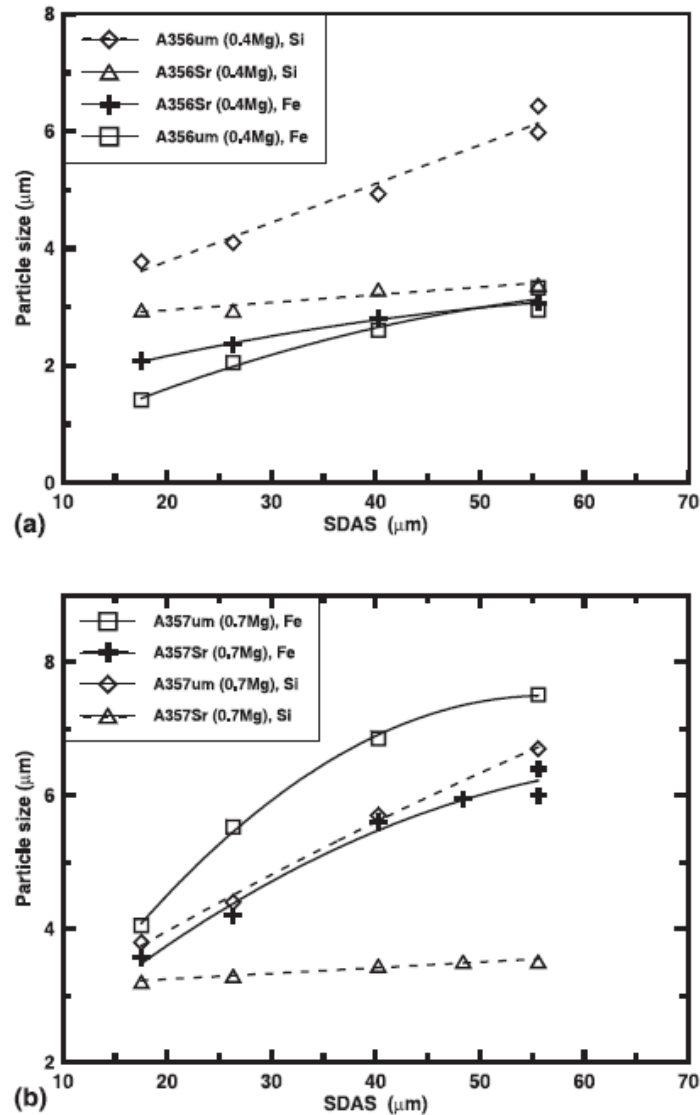


Fig. I.5 - Taille moyenne des particules de silicium et d'intermétallique à base de fer en fonction du SDAS observée sur une section polie d'alliages traité T6 : (a) alliage AS7G03 (A 356) ; (b) alliage AS7G07 (A 357) (*Wang Q.G. et al., 2001b*)

I.1.4 Solidification et nucléation des grains eutectiques dans l'AS7G03 avec différents modifiants

Comme nous l'avons vu précédemment la structure des alliages de fonderie est constituée de dendrites d'aluminium séparées par des grains eutectiques. Plusieurs études se sont intéressées au déroulement de la solidification en termes de nucléation et de croissance et l'effet des modifiant a été démontré, (*Liao H. et al., 2007*), (*McDonald S.D. et al., 2005*), (*Dable A.K. et al., 2005*) et (*Heiberg G. et al., 2002*). La solidification d'un alliage d'aluminium à 7% de silicium commence par la croissance de dendrites de phase d'aluminium primaire. Lorsque le métal atteint 50% de solidification le liquide riche en silicium va commencer à se solidifier sous forme

d'eutectiques (Heiberg G. *et al.*, 2002). Dans ce type d'alliage nous sommes donc en présence de deux types de grains, des grains d'aluminium primaires qui vont germer sur certains sites comme le TiB_2 (Hongliang Z. *et al.*, 2009) et des grains d'eutectiques qui vont nucléer sur d'autres sites comme AIP (Dable A.K., 2005). Ces sites de germinations sont très importants pour la qualité des pièces de fonderie car un affinement du grain permet de disperser les défauts comme les porosités et d'obtenir un meilleur état de surface. Plusieurs auteurs ont donc étudié ces sites de nucléation et l'influence des modifiants sur ceux-ci. Ils ont ainsi montré que le strontium ou l'antimoine diminuait grandement le nombre de sites de germination des grains eutectique figure I.6 et augmentait aussi la surfusion dans le liquide (Figure I.7). Dans cette étude les échantillons ont été trempés lorsque environ 50% des eutectiques s'étaient solidifiés. On peut ainsi repérer les grains eutectiques avant trempe car les cristaux de silicium ont une microstructure plus grossière.

Les principales conclusions de ces études montrent que la modification au strontium est beaucoup plus efficace que celle à l'antimoine. Elle minimise cependant grandement le nombre de grains eutectiques, comme on peut le voir sur la figure I.6 (e). Les macrographies montrent en effet des grains eutectiques millimétriques avec une modification au strontium alors que les grains sont trop petits pour être observés dans l'alliage non modifié. La taille de grain élevée ainsi que la nucléation hétérogène des grains (Dable A.K., 2005), (Heiberg G. *et al.*, 2002) et (Dinnis C.M. *et al.*, 2005) risque donc d'engendrer une plus importante quantité de porosités en coupant l'alimentation en métal liquide. Les auteurs pensent cependant que cette faible germination contribue à l'affinement des eutectiques. En effet, un nombre réduit de sites de germination va réduire la taille de l'interface solide liquide de l'eutectique. Cette interface va donc avancer plus rapidement et contribuer à l'affinement des particules de silicium (McDonald S.D. *et al.*, 2005). Des travaux récents ont montré que l'ajout de 200ppm de bore permettait de réduire la taille des grains eutectiques, il ne faut cependant pas dépasser les 400ppm pour ne pas supprimer l'efficacité du strontium (Liao H. *et al.*, 2007).

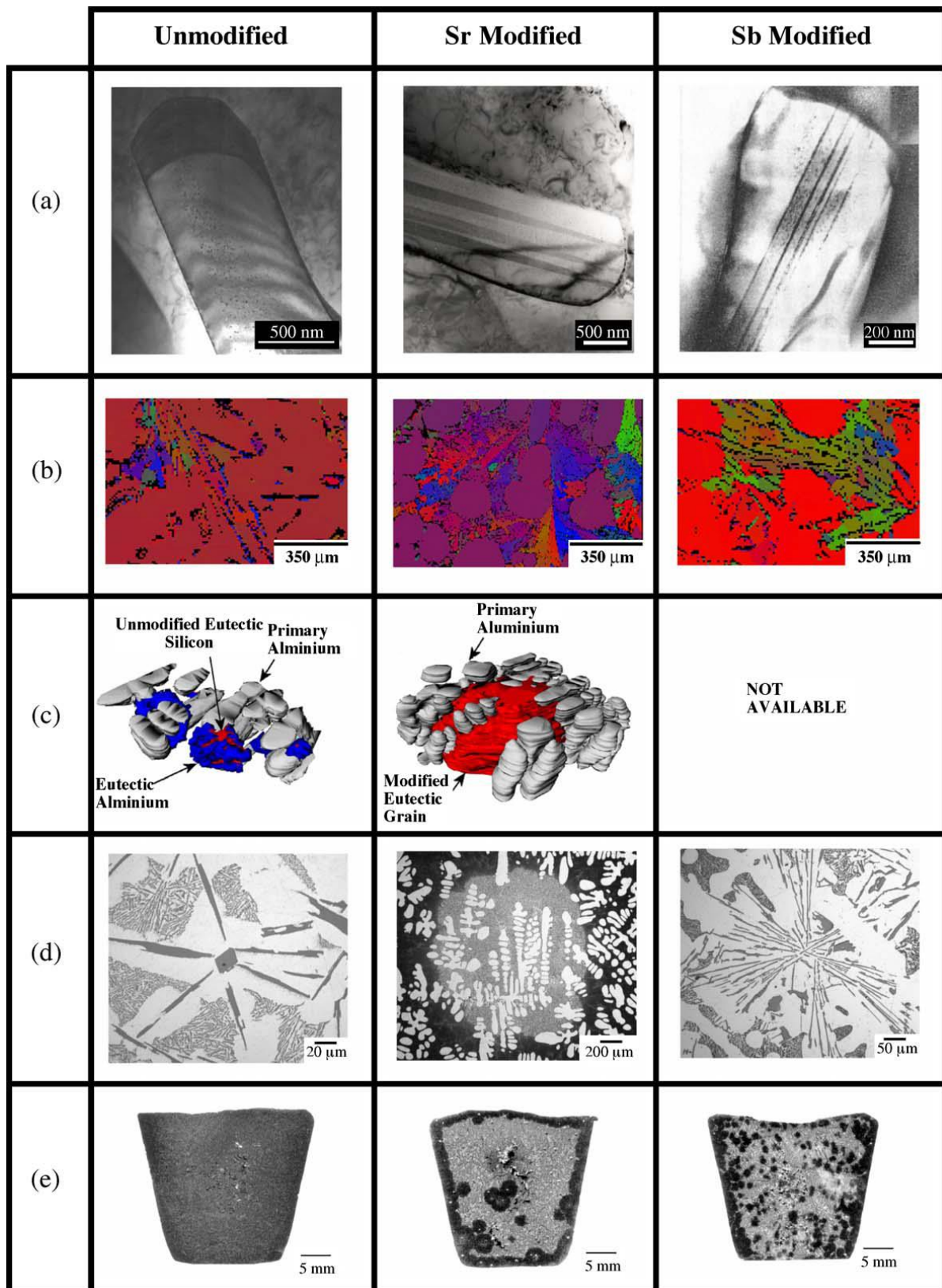


Fig. I.6 - Comparaison d'une structure non modifiée, modifiée au strontium et modifiée à l'antimoine. (a) Images MET des cristaux de silicium, (b) cartes EBSD illustrant les orientations cristallines des eutectiques et des dendrites primaires, (c) reconstruction 3D des grains eutectiques dérivée de nombreuses sections d'échantillons trempé, (d) micrographies optiques d'échantillons trempés et (e) macrographies des échantillons trempés (*Dable A.K. et al., 2005*)

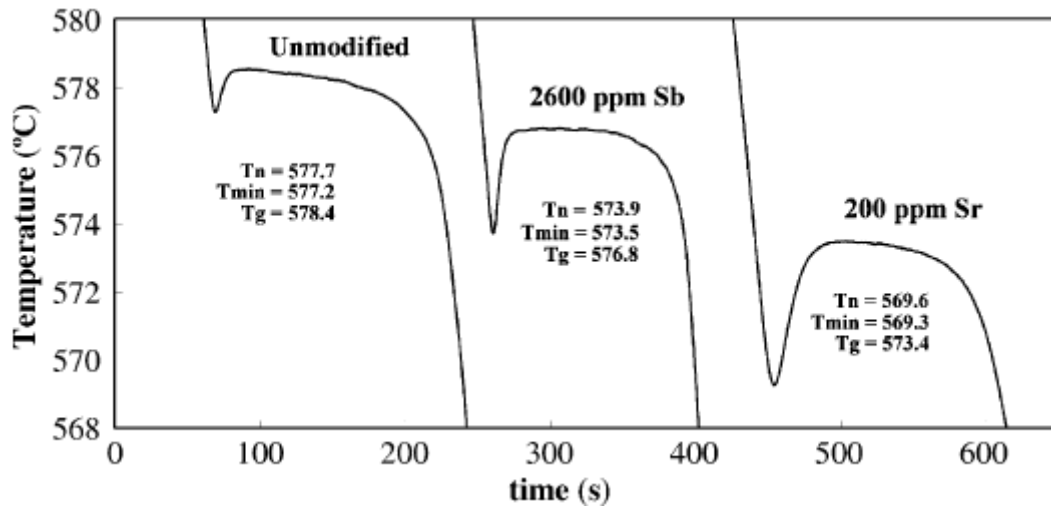


Fig. I.7 - Comparaison de courbes de refroidissement d'un Al-10%Si non modifié, modifié avec 2600ppm d'antimoine et modifié avec 200ppm de strontium. La température de nucléation (T_n), la température minimum avant recalescence (T_{min}) et la température de croissance des grains (T_g) sont incluses dans la figure (Dable A.K. et al., 2005)

I.2 La porosité et la retassure

I.2.1 Généralités

La porosité dans les alliages d'aluminium est à l'origine d'une perte de tenue mécanique et d'amorçage de fissures, c'est donc un problème important.

Les moyens pour la réduire sont :

- Le bullage d'azote, le plus efficace (Dispinar D., Campbell J., 2007), (Pavlak L.), (Atwood R.C., Lee P.D., 2003).
- Les ultrasons, uniquement pour des volumes très faibles (Xu H. et al., 2004), (Xu H. et al., 2007), (Xu H. et al., 2008), (Ghaffari B. et al., 2004).

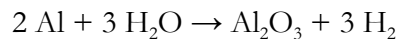
Les conditions de remplissage et notamment les turbulences lors du remplissage des moules sont des paramètres importants sur la quantité et la taille des pores. En effet, les turbulences créent des bifilms d'oxydes au sein de l'aluminium liquide qui vont être des sites de germinations pour les porosités (Dispinar D., Campbell J., 2007), (Pavlak L.), (Atwood R.C., Lee P.D., 2003), (Fox S., Campbell J., 2000). La diminution de la taille de grains permet de distribuer la porosité et donc d'en réduire la taille.

I.2.2 Différence entre retassure et pore dû à l'hydrogène

Les pores peuvent se former selon deux procédés qui sont souvent combinés, (*Anson J.P., Gruzleski J.E., 1999*):

- la retassure : lors de la solidification, l'aluminium se rétracte mais le silicium se dilate, ce qui conduit à un retrait théorique de 0 à 2% (au lieu de 5,6 en l'absence de silicium) provoquant un réseau de cavités qui, lors d'une coupe, forment des groupes de trous non sphériques et de tailles variées (cf figures I.8 (a) et (b)). Ceci est en partie évité en fonderie par le système de cheminée de coulée appelées masselottes qui se solidifient en dernier et permettent d'alimenter la pièce en métal liquide jusqu'à solidification totale.

- l'hydrogène : l'aluminium liquide réagit avec l'humidité de l'air :



L'hydrogène gazeux obtenu est en partie dissous dans l'aluminium liquide sous forme atomique. Lors de la solidification, l'hydrogène devient beaucoup moins soluble (cf figure I.9), il se recombine et est rejeté de la phase solide vers la phase liquide qui s'enrichit en gaz et forme des bulles qui seront emprisonnées dans le solide. Sur une coupe, on obtient des trous plus petits mais très nombreux, quasi-sphériques, répartis de façon homogène.

Un modèle de prédiction du taux, de la taille, de la forme et de la distribution des pores a été proposé par (*Lee P.D. et al., 2001*) pour des alliages Al-2, 4, 6 w% Mg, en fonction de la vitesse de solidification et de la concentration en hydrogène. (*Atwood R.C., Lee P.D., 2003*) ont mis en place une simulation de la morphologie 3D des pores apparaissant à la solidification d'alliages Al-Si.

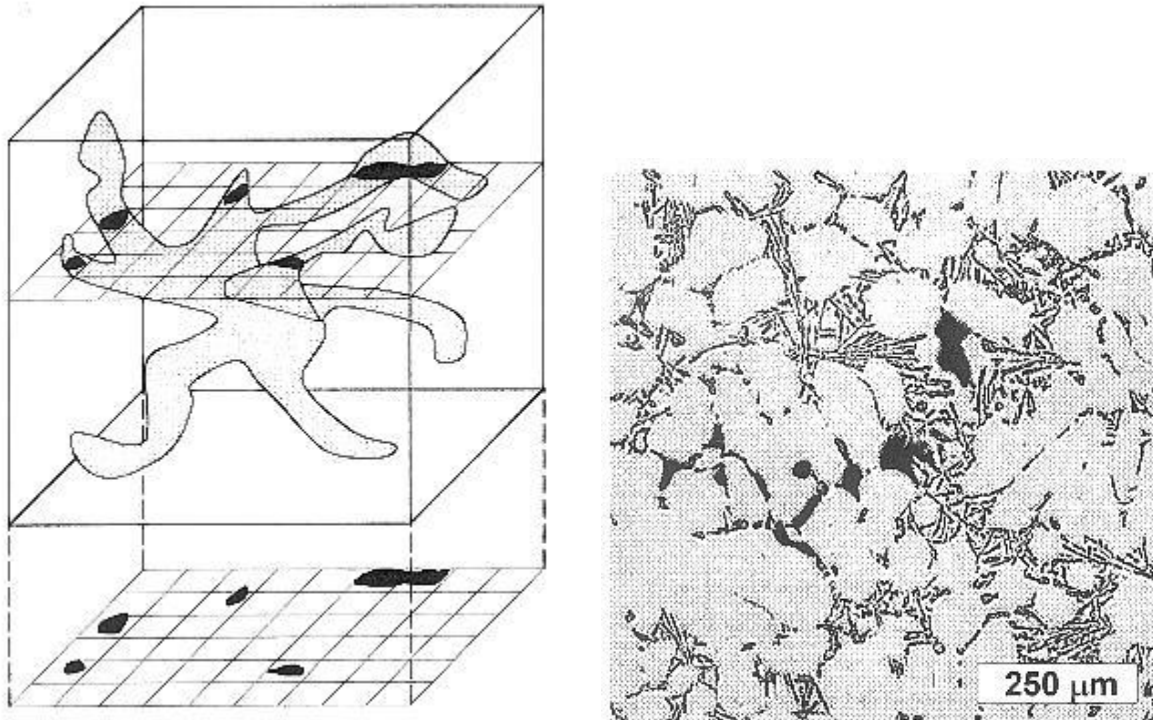


Fig. I.8 - (a) Schéma 3D d'un retrait de solidification et sa projection 2D, (b) Micrographie optique d'un retrait de solidification, (*Anson J.P., Gruzleski J.E., 1999*)

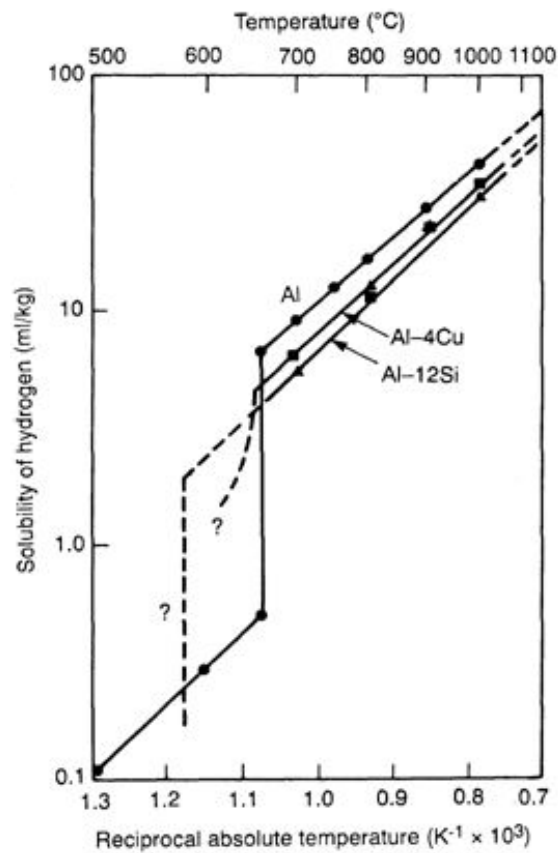


Fig. I.9 - Solubilité de l'hydrogène, (*Campbell J., 2004*)

I.3 Fermeture de porosités au cours du travail à froid et chaud dans les métaux

I.3.1 Essais mis en œuvre

La fermeture des porosités internes au cours de déformation est assez difficile à étudier. Le développement de la tomographie a cependant permis de faire des avancées sur le sujet. (*Wang A. et al., 1996*) ont fait partie des premiers à s'intéresser au phénomène. Ils ont observé la fermeture et la soudure de trous préalablement percés dans une brame d'acier au cours du laminage. Les trous ont été usinés à différentes distances de la surface et la géométrie de la brame permet d'avoir plusieurs taux de déformation 30%, 50% et 70% comme nous pouvons le voir sur la figure I.10. L'influence de la température a aussi fait l'objet de l'étude.

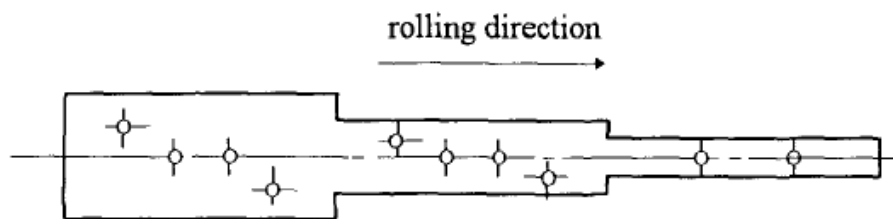


Fig. I.10 - Géométrie de l'éprouvette étagée (*Wang A. et al., 1996*)

Les auteurs ont aussi étudié la qualité de la soudure des défauts en usinant des éprouvettes selon le schéma suivant et en leur faisant subir un essai de traction.

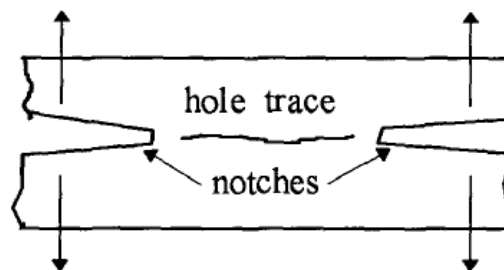


Fig. I.11 - Préparation des échantillons pour observation au MEB (*Wang A. et al., 1996*)

D'autre part, (*Toda H. et al., 2009b*) se sont intéressés à la refermeture de micropores (diamètre inférieur à $10\mu\text{m}$) lors d'une compression à température ambiante. L'alliage d'aluminium avait une composition de 3,924 Mg, 0,0137 Ti, 0,007 Si, 0,0049 Fe, 0,0041 Cr, 0,0022 Cu, 0,0011 Mn. Les micropores sont dus à la formation de bulles d'hydrogène lors de la solidification du métal. Pour vérifier la soudure des porosités, les auteurs se sont servis d'un phénomène qu'ils avaient déjà observé auparavant. Lors de la solidification du métal, une partie de l'hydrogène en solution va créer des porosités. Cependant, il reste de l'hydrogène en sursaturation dans la matrice. Lorsque l'on soumet l'échantillon à une haute température pendant une durée suffisante, l'hydrogène va

diffuser et faire croître les bulles, un phénomène de coalescence des porosités est aussi observé (Toda H. *et al.*, 2009a).

Les auteurs ont donc fait subir à l'échantillon une compression uniaxiale à température ambiante puis ils ont ensuite exposé l'échantillon à une température de 813 K (540°C) durant 14,4 ks (4h) pour favoriser la réouverture des défauts après déformation. Les observations ont été réalisées par microtomographie à l'aide d'un rayonnement X synchrotron dont la résolution est d'approximativement 1µm.

Les auteurs ont aussi étudié l'effet du laminage sur ce type de matériau. L'échantillon a d'abord subi une mise en solution à 813K (540°C) pendant 14,4 ks (4h), il a ensuite été laminé avec une réduction d'épaisseur de 50% à 673K (400°C). Le lopin a ensuite subi un revenu à 593K (320°C) pendant 7,2 ks (2h) puis un laminage à froid avec une réduction d'épaisseur de 50% et enfin un dernier revenu de 593K (320°C) pendant 7,2 ks (2h).

I.3.2 Paramètres déterminants la fermeture des défauts

(Wang A. *et al.*, 1996) ont obtenu les résultats suivants :

number of specimen	rolling temp. °C	rolling speed m/s.	reduction %	mean strain	strain rate mm/s.	state of holes	
						c.p.	1/4 p.
por3	1200	0.4	70	1.39	12.12	c+w	c+w
			50	0.80	8.01	c+w	c+w
			30	0.42	6.42	c+pw	---
por8	1050	0.4	70	1.39	12.12	c+w	c+w
			50	0.80	8.01	c+w	c+w
			30	0.42	6.42	c	---
por10	1050	0.1	70	1.39	3.03	c+w	c+w
			50	0.80	2.67	c+pw	c+pw
			30	0.42	2.14	pc	---
por13	900	0.4	70	1.39	12.12	c+w+b	c+w+b
			50	0.80	8.01	c+w+b	c+w+b
			30	0.42	6.42	c+pw	---
por15	1200	0.1	70	1.39	3.03	c+w	c+w
			50	0.80	2.67	c+w	c+w
			30	0.42	2.14	c+pw	---
por17	900	0.1	70	1.39	3.03	c+pw	c+nw
			50	0.80	2.67	c+nw	c+nw
			30	0.42	2.14	c+nw	---

Notation: c --- closed w --- welded p --- partly n --- not
c.p. --- centre line position 1/4 p. --- half line position b --- black iron oxide

Tabl. I.2 - Conditions expérimentales et résultats pour les échantillons étagés (Wang A. *et al.*, 1996)

Les résultats montrent que tous les pores se referment pour une réduction d'épaisseur de 30%, c'est-à-dire une déformation vraie (ou équivalente) de 42%. Le taux de réduction supplémentaire permet la soudure des parois et pour une réduction supérieure à 50%, déformation vraie supérieure à 80%, toutes les porosités sont ressoudées dans une brame d'acier pour une température comprise entre 900°C et 1200°C. Les observations concernant les paramètres influents sur la soudure sont les suivantes :

- Augmenter la température favorise la soudure des défauts
- Les pores proches de la surface laminée se referment plus rapidement
- Les pores commencent toujours à se refermer des extrémités vers le centre
- La pression hydrostatique permet la fermeture des porosités, la pression et la durée pendant laquelle elle est appliquée ont une importance dans la soudure des parois.
- Le cisaillement n'est pas nécessaire pour la fermeture et la soudure des porosités mais il les facilite.

De son côté, (Toda H. et al., 2009b) ont obtenu les résultats suivants :

Step	0	1	2	3	4	5	6	7	8
Reduction ratio (%)	0	6	16	28	38	46	52	60	HT exposure
<i>(a) Particles</i>									
Number of particles	1522	1591	1487	1408	903	911	740	645	669
Mean diameter (µm)	3.28	3.29	3.29	3.31	3.16	3.18	3.20	3.19	3.14
Mean sphericity	0.81	0.81	0.83	0.83	0.86	0.86	0.85	0.85	0.87
Volume fraction (%)	0.033	0.035	0.031	0.029	0.015	0.016	0.015	0.015	0.016
<i>(b) Micropores</i>									
Number of pores	606	608	627	580	539	400	214	128	381
Mean diameter (µm)	6.31	6.32	5.81	5.02	4.56	4.35	3.70	3.24	3.82
Mean sphericity	0.75	0.76	0.72	0.67	0.65	0.64	0.58	0.56	0.57
Volume fraction (%)	0.178	0.176	0.146	0.065	0.043	0.027	0.011	0.004	0.032

Tabl. I.3 - Résultats de l'analyse d'image quantitative des éléments microstructuraux au cours de l'essai de compression (Toda H. et al., 2009b)

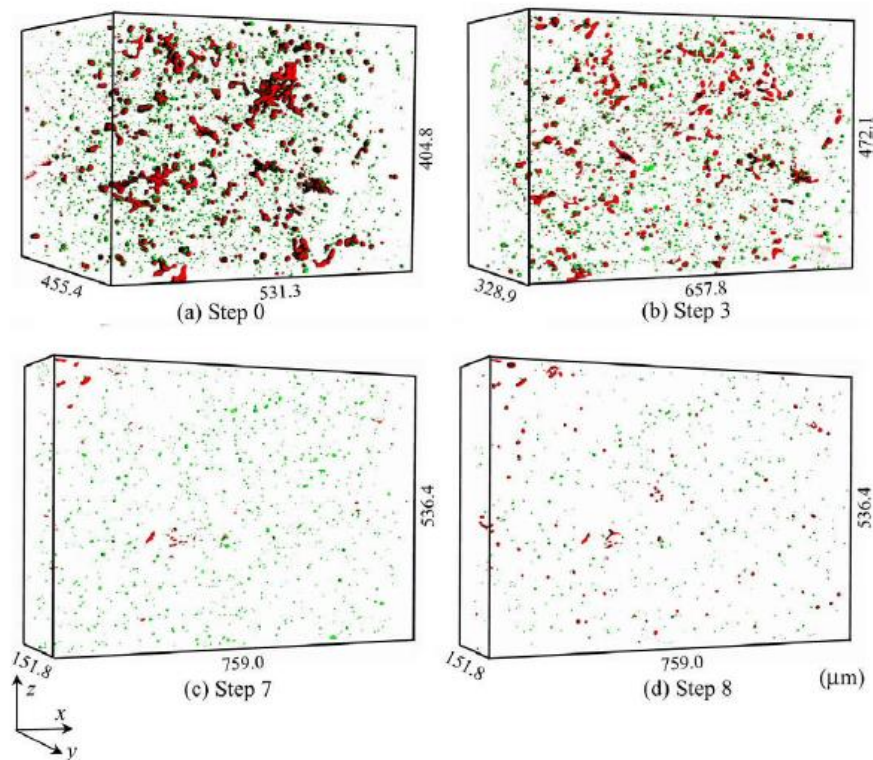


Fig. I.12 - Observations séquentielle en 3-D de la distribution des micropores (rouge) et particules (vert) durant l'essai de compression (*Toda H. et al., 2009b*)

Les résultats du tableau I.3 montrent que le nombre et la taille des micropores diminuent progressivement jusqu'à un taux de déformation de 38 à 46%, puis, pour des déformations plus importantes la vitesse d'annihilation est beaucoup plus rapide. L'étape 8 montre que la majorité des pores ont été ressoudés et ne réapparaissent pas après un traitement à haute température.

Les résultats pour le laminage de l'échantillon sont les suivants :

	As-cast	AH	HR	HR + annealing	CR	CR + annealing
Number of pore	1025	824	242	181	108	115
Mean diameter (μm)	1.8	4.4	2.2	2.4	1.7	1.6
Mean sphericity	0.76	0.82	0.61	0.61	0.73	0.74
Volume fraction (%)	0.005	0.065	0.004	0.003	0.001	0.001

AH: as homogenized ; HR: hot rolling (50%, 673K) ; CR: cold rolling (50%)

Tabl. I.4 - Résultats de l'analyse d'image quantitative sur les micropores au cours du laminage (*Toda H. et al., 2009b*)

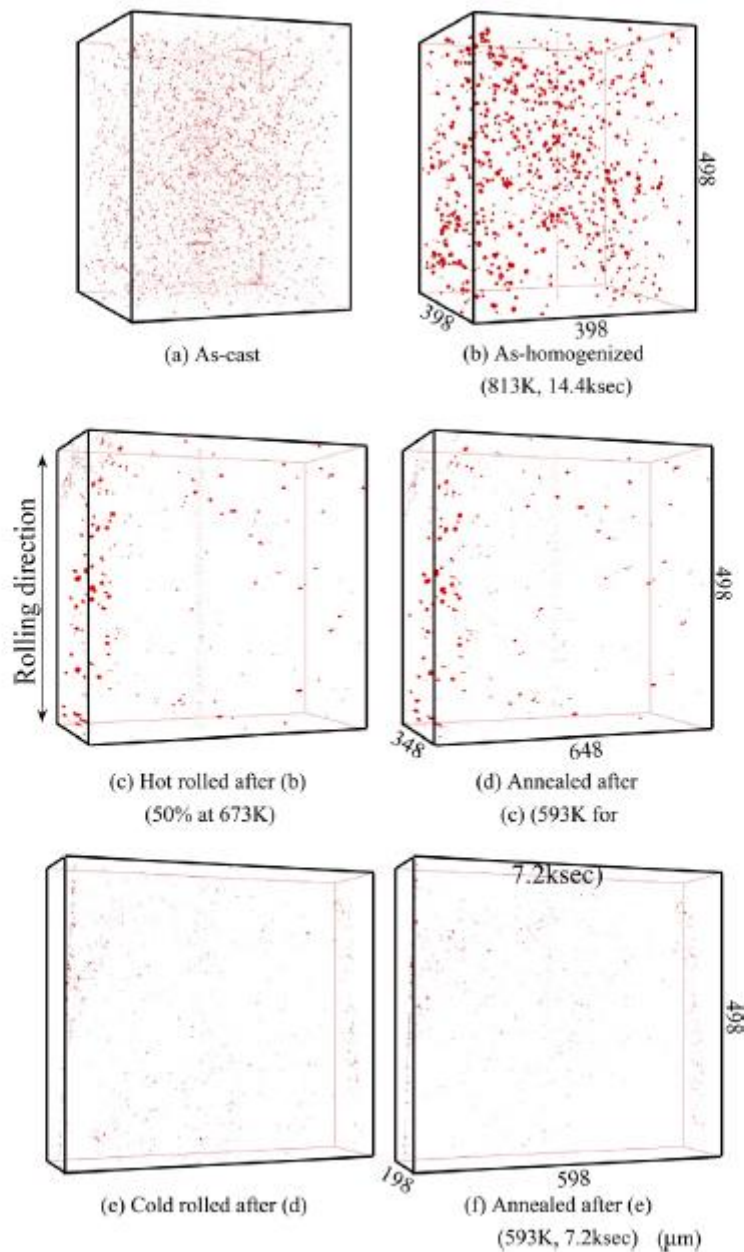


Fig. I.13 - Observations séquentielles en 3-D de la distribution des micropores (rouge) durant l'essai de laminage (Toda H. et al., 2009b)

Nous pouvons constater que la majorité des pores a disparu après le laminage à chaud. Il reste une certaine quantité de pores sur le côté gauche de l'échantillon. Ces pores ont probablement subi une pression hydrostatique trop faible à cause de la proximité de la surface libre de l'échantillon.

En conclusion, le travail à chaud et à froid de l'aluminium permet de supprimer une grande partie des micropores présents dans le matériau, même avec la présence d'hydrogène. Une déformation importante, supérieure à 40% est cependant nécessaire pour obtenir une bonne fermeture. Ces résultats restent à vérifier sur des pores de plus grande taille.

I.4 Evolutions microstructurales des alliages d'aluminium à chaud

I.4.1 Différence entre recristallisation et restauration

Lors des déformations à chaud les alliages subissent une évolution de microstructure du fait de l'énergie thermique et mécanique qui permet un réarrangement de la matière au cours ou après déformation. Ces évolutions peuvent être séparées en deux grandes catégories, la recristallisation et la restauration (Figure I.14). Ces évolutions visent à diminuer l'énergie stockée au sein du matériau due aux dislocations qui créent des défauts d'empilement dans le cristal. Elles peuvent se dérouler au cours de la déformation, dans ce cas on parle de recristallisation ou de restauration dynamique, ou après déformation et elles sont alors statiques. Les mécanismes de la recristallisation et de la restauration ne sont pas les mêmes. Lors de la recristallisation, de nouveaux grains vont germer puis croître au sein du matériau. Après recristallisation les nouveaux grains ne dépendent pas de la microstructure initiale du matériau en termes de taille et d'orientation. Quant à elle, la restauration est un réarrangement des dislocations au sein des grains (Figure I.15). Celles-ci vont créer des sous-joints de grains qui ont une légère désorientation. La microstructure obtenue se composera donc des anciens grains qui seront eux-mêmes sous-structurés en sous-grains. La principale différence entre des grains et des sous-grains est la désorientation de leurs parois. En effet, on parle de grains lorsque la désorientation aux joints de grains est de l'ordre de 15° alors qu'elle n'est que de 1 à 5° pour les sous-joints. Comme nous pouvons le voir sur la figure I.16, un matériau va préférentiellement être le siège de recristallisation lorsque son énergie de faute d'empilement est faible. Cette faible énergie va permettre au cristal de stocker une grande quantité de dislocations et par conséquent permettre la germination et la croissance de nouveaux grains. Lorsque l'énergie de faute d'empilement est élevée, les dislocations vont fortement interagir et créer des sous-grains. Ce réarrangement qui s'appelle la restauration va diminuer l'énergie interne du matériau qui ne sera plus suffisante pour engendrer une recristallisation (Montbeillet F., 2007).

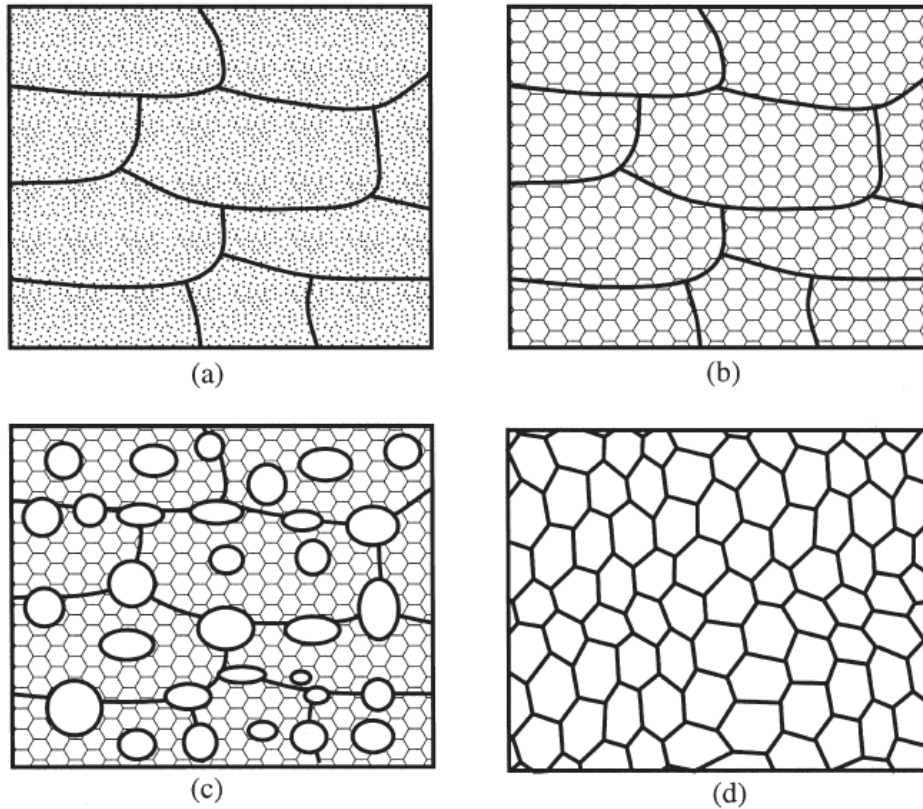


Fig. I.14 - Diagramme schématique des différentes microstructures : (a) Ecrouie, (b) Restaurée, (c) Partiellement recristallisée, (d) Complètement recristallisée (*Humphreys F.J., Haterly M., 2004*)

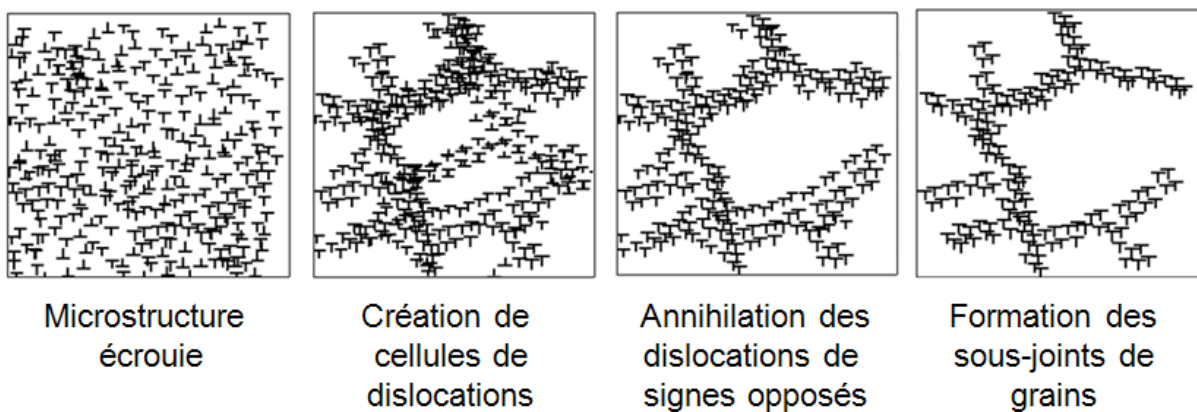


Fig. I.15 - Mécanisme de formation des sous joints de grains (*AluMATTER*)

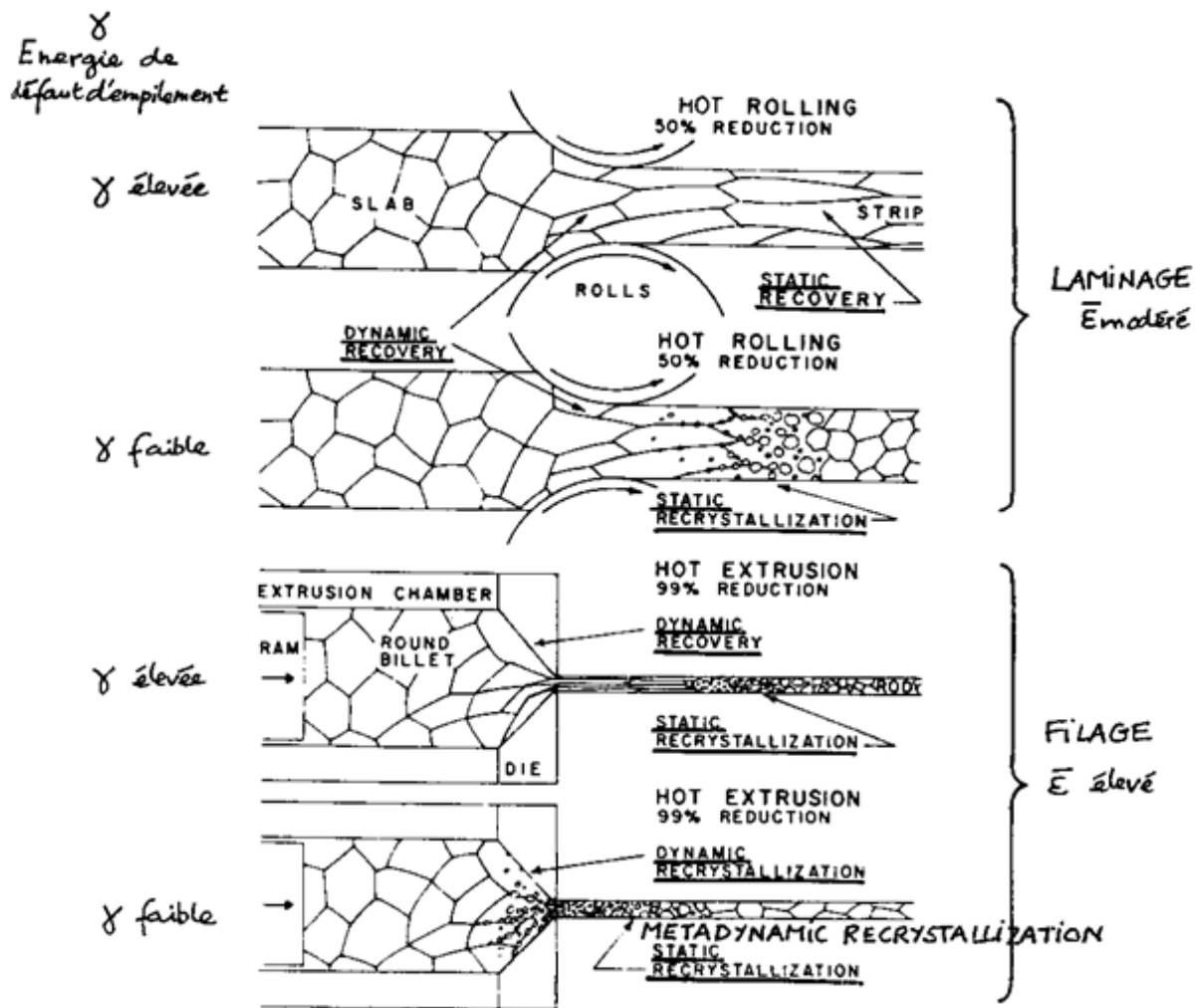


Fig. I.16 - Mécanismes de la déformation à chaud (Montheillet F., 2007)

L'aluminium a une énergie de faute d'empilement élevée. La majorité des alliages d'aluminium seront soumis à la restauration plutôt qu'à la recristallisation lors des déformations à chaud. La restauration dynamique est à l'origine de la genèse de sous-structure naissant de la réorganisation et de l'annihilation des dislocations créées par la déformation à chaud. Dans le cas de déformations très élevées les mécanismes de recristallisation dynamique continue (création de nouveaux joints de grains par désorientation des sous-joints) se développent. Pour les pièces cobapressées, la déformation n'excède cependant pas 50% à part dans certaines zones localisées proches de la bavure. Ces mécanismes de CDRX seront donc peu probablement activés.

I.4.2 Paramètres influents sur la sous-structuration

La sous-structuration des alliages d'aluminium est un phénomène très connu et a fait l'objet de nombreux articles. Les auteurs l'ont notamment étudié dans des monocristaux d'aluminium faiblement alliés. Les résultats ne peuvent pas se transposer aux pièces cobapressés

car nous sommes en présence d'un matériau polycristallin avec une forte teneur en éléments d'alliages, les mécanismes et les tendances restent cependant les mêmes.

Les deux grandeurs importantes dans la sous-structuration, car ce sont celles qui vont influencer les propriétés mécaniques, sont la taille des sous-grains et la désorientation aux joints de grains. En effet, une faible taille de sous-grains et une grande désorientation va augmenter la résistance mécanique en bloquant le déplacement des dislocations. Voici les microstructures observées au sein d'un monocristal d'aluminium à 1% de manganèse.

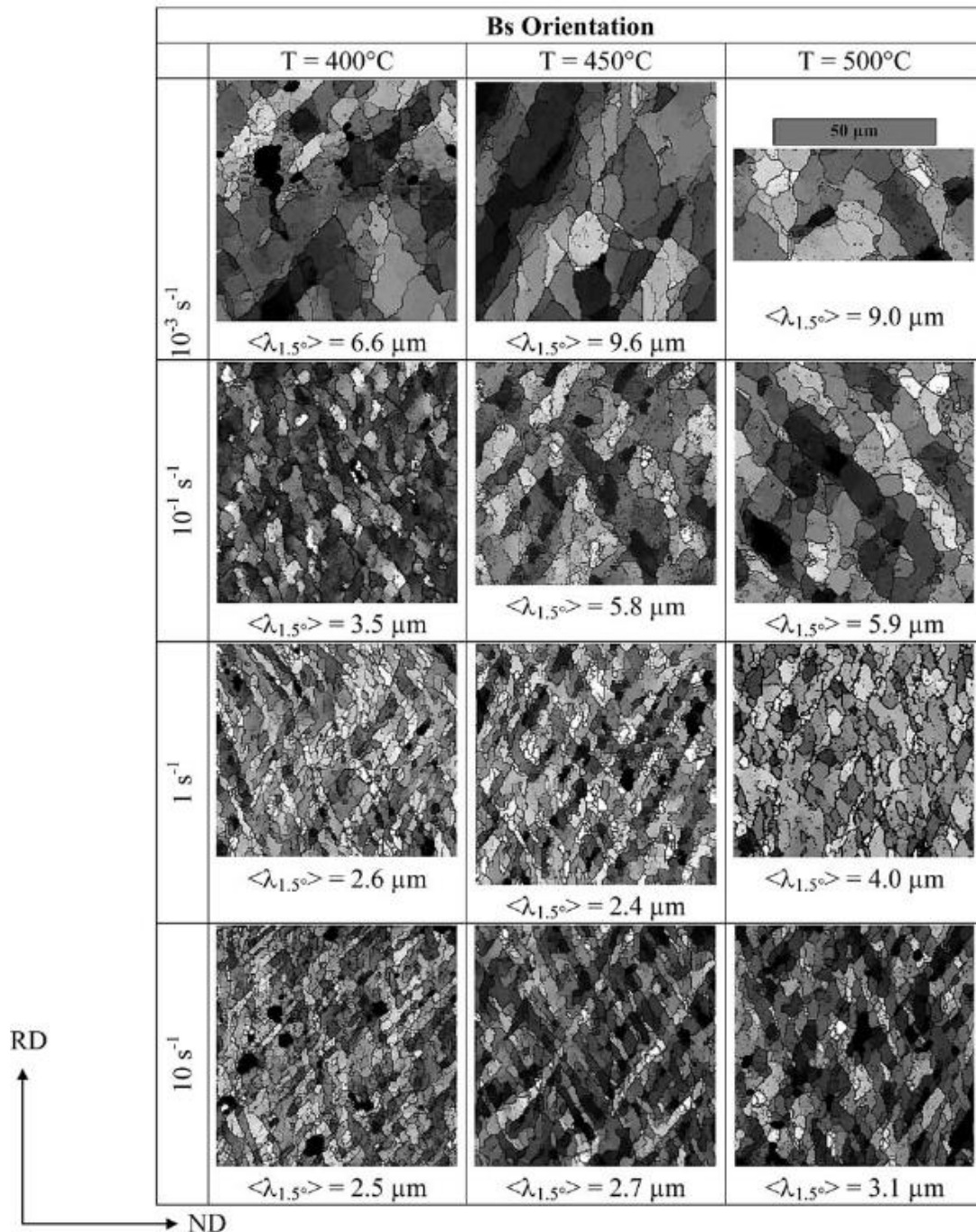


Fig. I.17 - Cartes EBSD de la sous-structuration d'un monocristal d'Al-1%Mn orienté Bs (Glez J.C., Driver J.H., 2003)

Comme nous pouvons le voir, la température et la vitesse de déformation jouent un rôle sur la microstructure. Les auteurs ont ainsi montré que la taille des sous grains dépend du paramètre de Zener-Hollomon par la relation suivante (Glez J.C., Driver J.H., 2003), (Furu T. et al., 1996).

$$\langle \delta \rangle^{-1} = a \ln Z + b$$

Où $\langle \delta \rangle$ est la taille des sous-grains et Z le paramètre de Zener-Hollomon qui a pour expression :

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

Où $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation, Q l'énergie d'activation, R la constante des gaz parfait et T la température.

Comme nous l'avons vu précédemment la microstructure engendrée lors de la déformation à chaud dépend de la vitesse de déformation et non pas de la déformation. Certains auteurs ont cependant observé un régime transitoire.

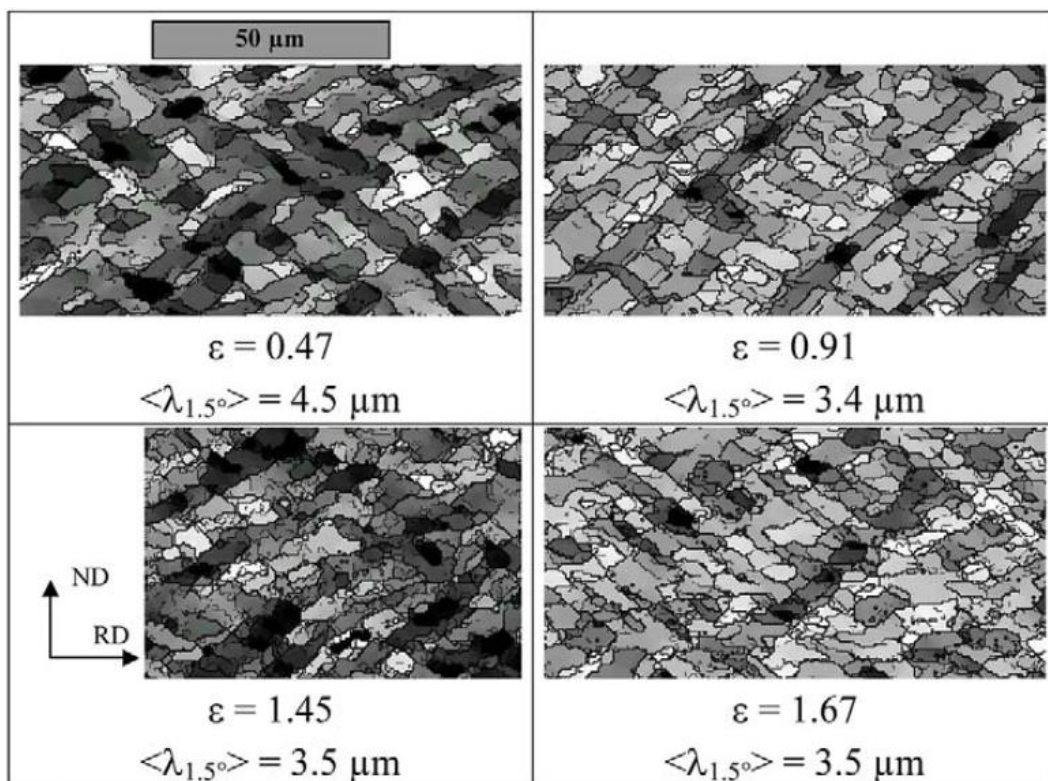


Fig. I.18 - Evolution de la structure des sous-grains avec la déformation pour un monocristal d'Al-1%Mn orienté Bs avec $T=400^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\varepsilon} = 0,1\text{s}^{-1}$ (Glez J.C., Driver J.H., 2003)

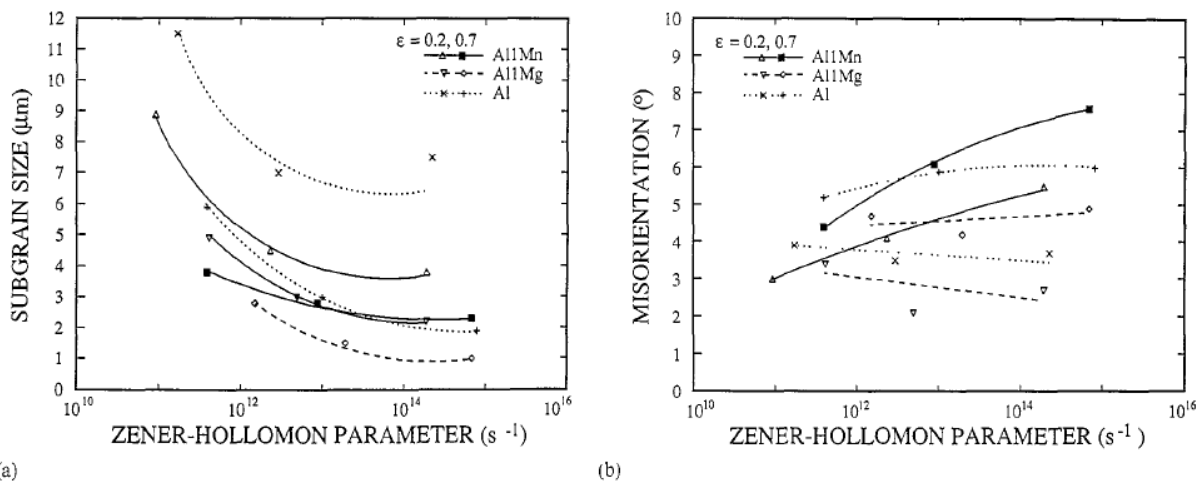


Fig. I.19 - Evolution de la sous-structure au cours de laminage à chaud (a) Taille des sous-grains et (b) Désorientation entre sous-grains voisins (*Furu T. et al., 1996*)

La figure I.18 montre que dans le monocristal étudié la taille des sous-grains évolue jusqu'à une déformation de 1 avant de se stabiliser. La figure I.19 exprime elle aussi une différence de taille de sous-grains au cours du laminage à chaud de plusieurs alliages d'aluminium entre une déformation de 0,2 et de 0,7. (*Furu T. et al., 1996*) ont noté en plus de la dépendance au paramètre de Zener-Hollomon, une influence de la composition sur la microstructure. Ils ont observé que l'ajout de 1% de Mg diminuait la taille et la désorientation entre sous-grains. Ce phénomène s'explique par une mobilité des dislocations fortement réduite par le magnésium qui va diminuer la quantité de dislocations stockée aux sous-joints de grains et donc leur désorientation. La température à laquelle la déformation est effectuée a aussi une grande importance car la présence de précipités joue un grand rôle dans la mobilité des dislocations. Le diagramme représenté sur la figure I.20 montre que pour un AS5G03, les précipités de Mg₂Si sont en solution pour une température supérieure à 480°C. Il y a donc de forte chance que pour l'alliage utilisé à Saint-Jean-Industries (AS7G03) ne comporte pas de précipités bloquant les dislocations pour des températures supérieures à 500°C.

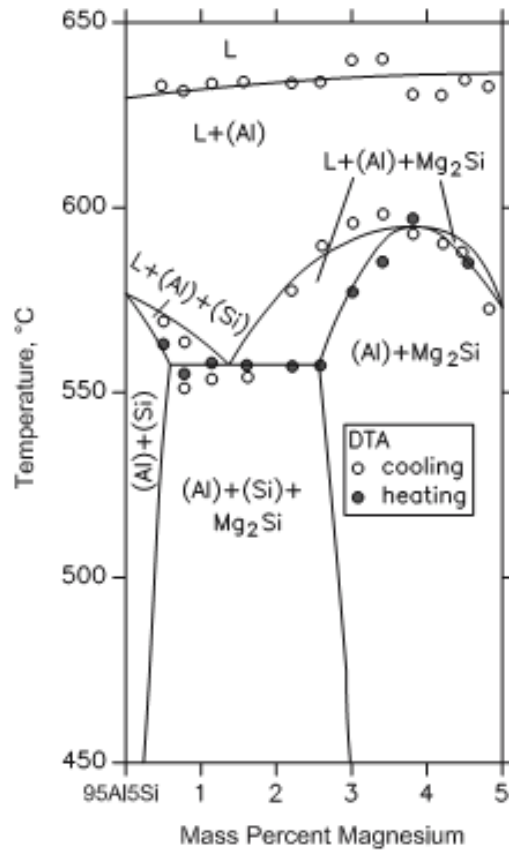


Fig. I.20 - Diagramme de phase Al-Mg-Si section verticale pour Al-5%Si (*AluMATTER*)

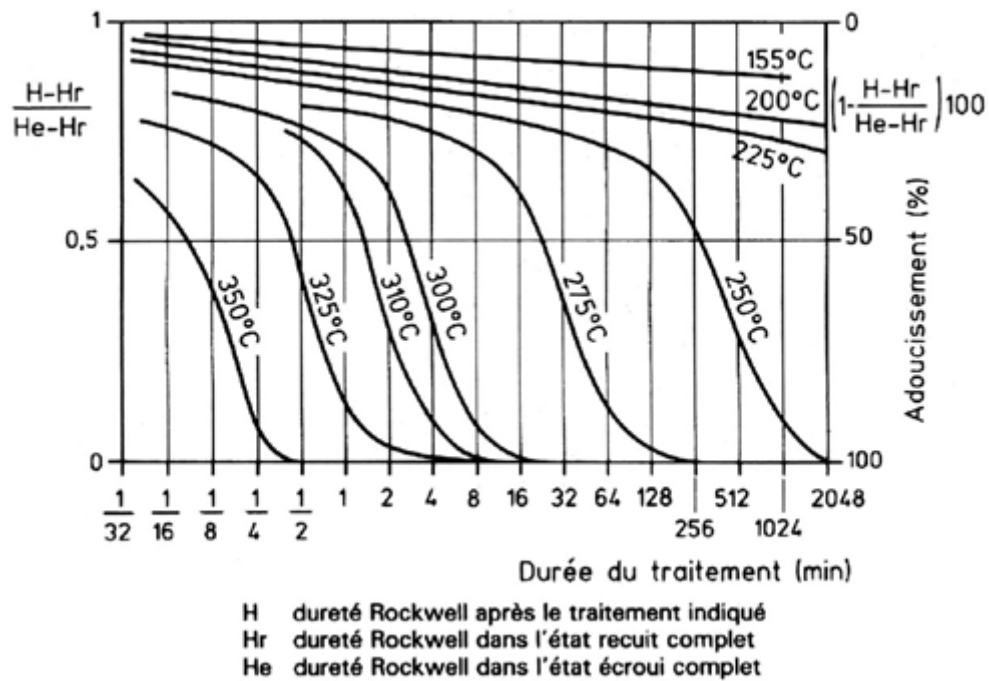


Fig. I.21 - Courbe d'adoucissement de l'alliage 5754 (Al-3%Mg) à différentes températures (*AluMATTER*)

La figure I.21 nous expose la courbe d'adoucissement due à la restauration au sein d'un alliage d'aluminium. Nous pouvons voir que ce phénomène est thermiquement activé est que la restauration est terminée en ½ minute pour une température de 350°C. Nous pouvons donc en conclure, que pour des températures supérieures, la restauration sera assez rapide.

(Lenard J.G., Pietrzyk M., 1993) ont étudié la sous-structure en surface d'un acier austénitique, ils se sont notamment intéressés aux paramètres de forge qui pourrait influencer la microstructure surfacique des pièces. Ils ont pu voir que l'échange thermique avait peu d'influence car il était difficilement modifiable. C'est le coefficient de friction qui a un rôle majeur pour la surface des pièces. En effet, plus le frottement est important et plus le cisaillement le sera. La matière sera donc plus déformée et la microstructure plus fine.

I.5 L'AS7G03 T6

Il s'agit d'un alliage d'aluminium de fonderie Al-Si-Mg désigné par AS7G03 (norme AFNOR) ou A356 (norme ASTM).

Les tableaux I.5 et I.6 donnent la composition chimique de l'alliage selon la norme ASTM et la composition réelle de l'alliage de notre étude :

		Si	Cu	Mg	Fe	Ti	Zn	Mn
% masse	max	7,5	0,2	0,45	0,2	0,2	0,1	0,1
	min	6,5		0,25				

Tabl. I.5 - Composition chimique de l'AS7G03 selon la norme

Elément	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	B	Sr
% en masse	8,0	0,43	0,15	0,04	0,02	0,014	0,12	0,0006	0,009

Tabl. I.6 - Composition réelle de l'AS7G03 de l'étude

L'AS7G03 utilisé à Saint-Jean Industries a une teneur en silicium un peu plus élevée que dans la norme pour permettre une meilleure coulabilité et pouvoir obtenir des préformes de fonderie de forme plus complexe.

I.5.1 Microstructure du matériau

La structure dendritique de cet alliage est caractérisée par un espacement secondaire des bras de dendrites (SDAS) de $25\mu\text{m}$ et par une zone interdendritique délimitant la dendrite constituée d'un eutectique contenant des globules de silicium (figure I.22).

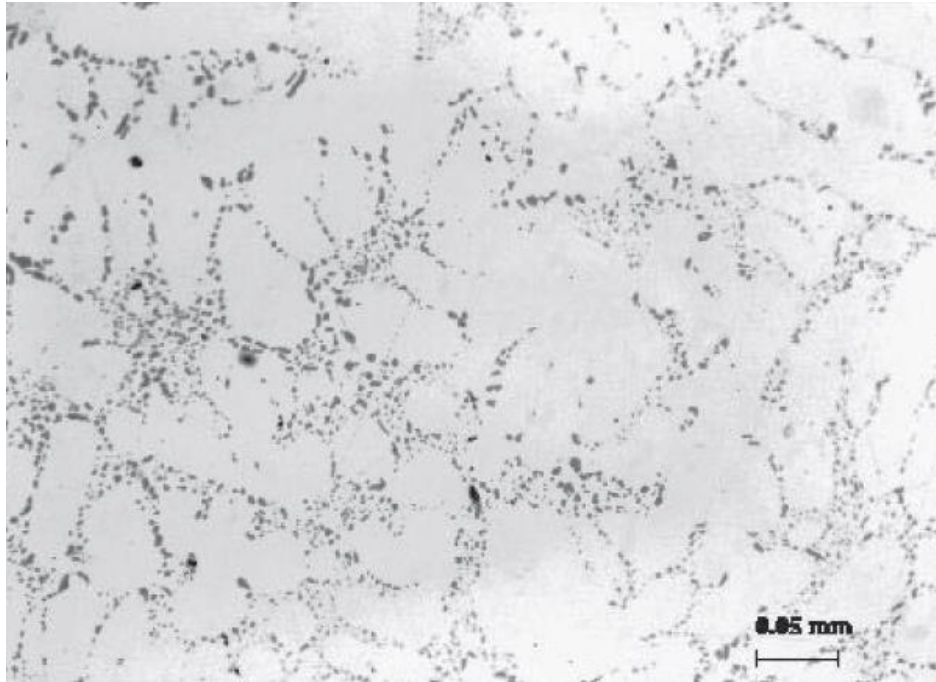


Fig. I.22 - Structure dendritique de l'AS7G03 (Barlas B., 2004)

I.5.2 Traitement thermique

L'alliage de cette étude se trouve dans un état trempé et revenu. Il a subi un traitement T6 pour obtenir les propriétés mécaniques voulues, ce qui a provoqué la globulisation des particules de silicium dans l'eutectique Al-Si. Le traitement T6 est le suivant :

- mise en solution qui permet d'obtenir une solution solide chargée en éléments durcissants,
- trempe à l'eau qui amène la solution solide à une température où elle est métastable (solution solide sursaturée),
- revenu qui permet d'obtenir le durcissement structural.

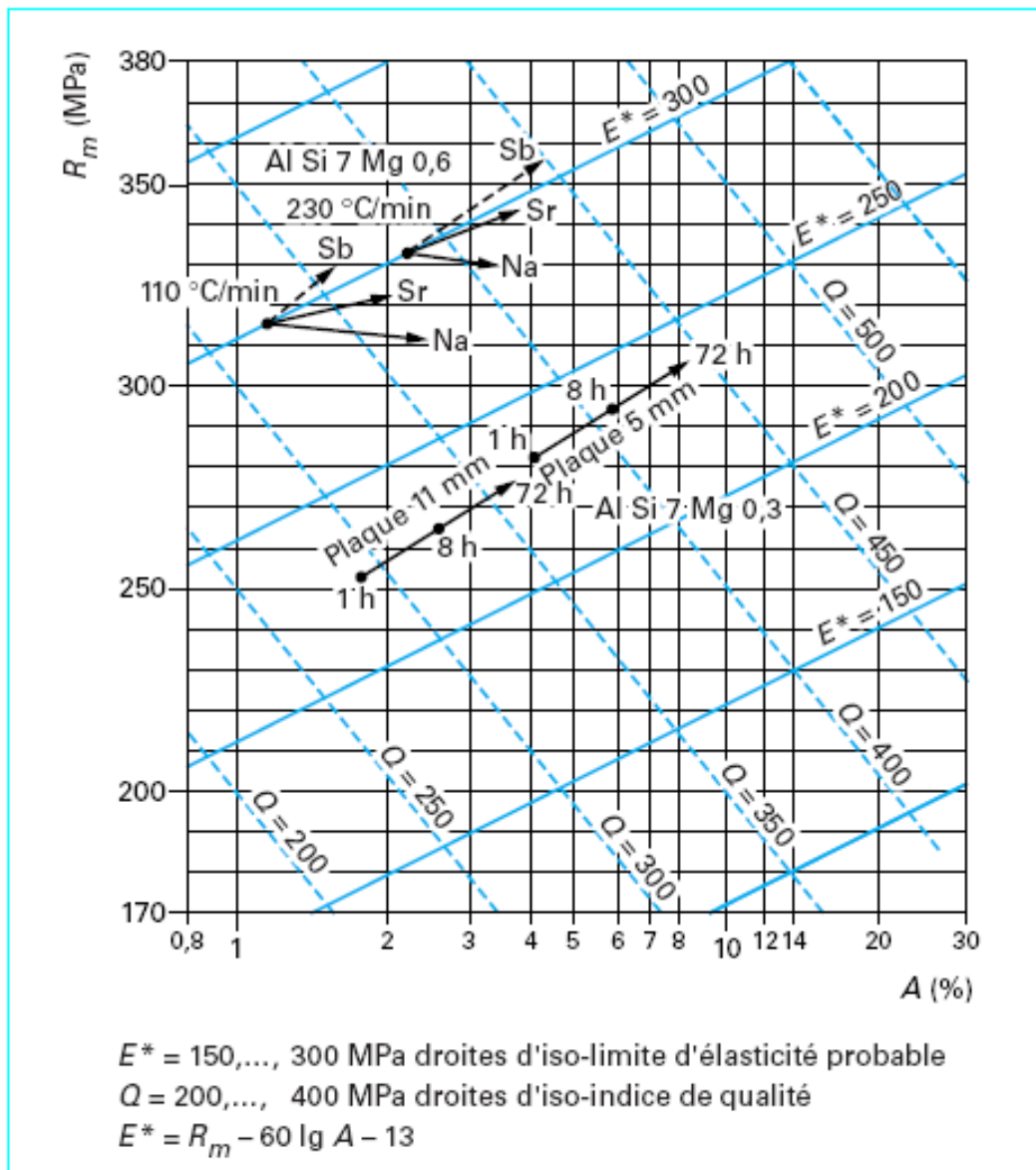
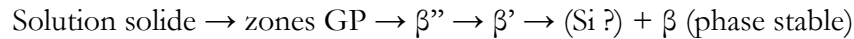


Fig. I.23 – Influence d'éléments agissant sur la finesse de l'eutectique (Na, Sr, Sb) sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage AlSi7Mg0,6 pour deux vitesses de refroidissement. Influence de la finesse d'un eutectique globulisé par mise en solution prolongée sur les caractéristiques de l'alliage AlSiMg0,3 (*Techniques de l'ingénieur Dossier M4675 page 9*)

Sur la figure précédente, nous pouvons voir l'influence de la finesse de l'eutectique aluminium-silicium sur les caractéristiques mécaniques des alliages AlSi7Mg0,3 et AlSi7Mg0,6 (figure I.23). Pour l'alliage AlSi7Mg0,6, on remarque l'influence bénéfique d'additions d'éléments modificateurs (Na, Sr, Sb) pour deux vitesses de refroidissement différentes. Pour l'alliage AlSi7Mg0,3, c'est l'influence bénéfique d'une globulisation du silicium par mise en solution prolongée (72 h à 540 °C) que l'on a mise en évidence dans le cas de pièces d'épaisseurs 5 et 11mm.

I.5.3 Etat de précipitation

Le processus de coalescence peut se résumer par :



Les précipités les plus efficaces pour le durcissement structural sont les β'' , (Gupta A.K. et al., 2001). Le traitement thermique T7 correspond à un état légèrement sur-vieilli, les précipités étant des β'' , des β' et des nodules de silicium dendritiques très petits. La mise en solution permet de redistribuer une partie du silicium qui a ségrégré dans les zones interdendritiques à la solidification. Ceci est mis en évidence dans le tableau I.7.

Phase	composition chimique	cristallographie	morphologie/taille typique
Si	Si	cubique (a=0.541 nm)	plaquettes, sphéroïdes
GP	Si/Mg < 1	n.c.	sphérique/1-2 nm
β''	Mg ₅ Si ₆	monoclinique C2/m (a=1.516 nm, b=0.405 nm, c=0.674 nm, $\beta=105.3^\circ$)	aiguilles/4*4*35 nm ³
β'	Mg _{1.7} Si	hexagonal (a=0.705 nm, c=0.405 nm)	ruban/qq μm
β	Mg ₂ Si	cfc (a=0.639 nm)	disques, sphéroïdes ou cubes/10-20 μm de ϕ
B'	Mg/Si = 1	hexagonal (a=1.03 nm, c=0.405 nm)	ruban/1 μm

Tabl. I.7 - Composition chimique des phases durcissantes des alliages Al-Mg-Si (Marioara C.D. et al., 2001)

I.5.4 Propriétés physiques et mécaniques

Les principales propriétés physiques de l'AS7G03 sont les suivantes :

- densité à 20°C : 2685 kg/m³
- conductivité thermique à 25°C : 155 W/m.K
- coefficient de dilatation thermique (entre 20 et 300°C) : 23,5.10⁻⁶/°C
- température de liquidus : 615°C
- température de solidus : 555°C
- module d'élasticité à 20°C : 72,4 GPa

D'après (Dubost B., Sainfort P.), dans le cas particulier des alliages de moulage du système Al-Mg-Si à fort excès en silicium, seule la part de silicium libre (hors particules eutectiques grossières) est à prendre en compte pour le durcissement structural. L'effet de l'excès de silicium a aussi été étudié par (Gupta A.K., Court S.A., 2001), son expression est la suivante :

$$E_{Si} (\%) = (wt\% Si) - \left(\frac{wt\% Mg}{1,73} + 0,25(wt\% Fe) \right)$$

Ce qui donne un excès de silicium de 6,8% pour l'AS7G03. (Gupta A.K., Court S.A., 2001) constatent que l'excès de silicium n'altère pas la séquence de précipitation, la structure et les paramètres de maille des précurseurs métastables mais favorise la formation de particules/phases qui contribuent (faiblement) au durcissement en changeant la composition et densité des β'' et/ou β' et en augmentant leur fraction volumique et répartition (si wt% Si > 1). Si Mg/Si < 0.4, les précipités durcissants sont moins stables lors du vieillissement, ce qui provoque une chute des contraintes. La figure I.24 présente un abaque permettant d'estimer la limite d'élasticité et la dureté Brinell en fonction du traitement thermique et de la teneur en Mg.

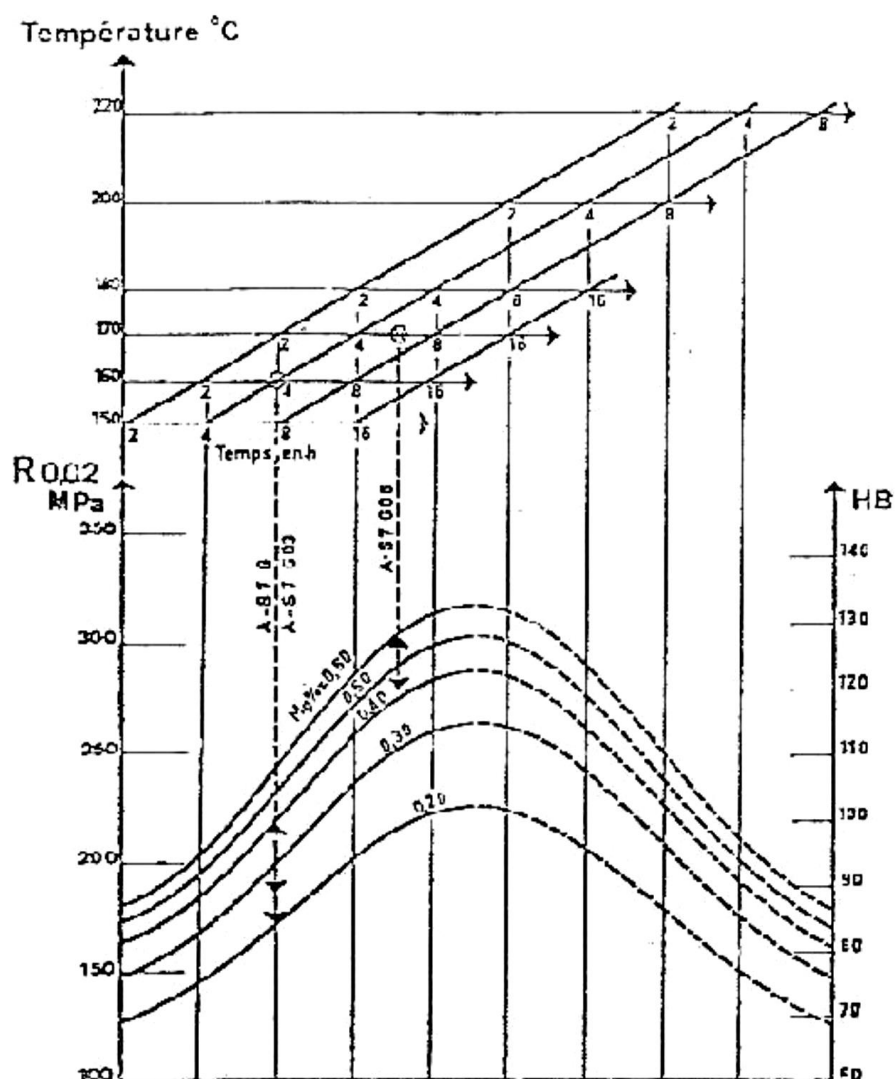


Fig. I.24 – Influence des conditions de revenu (température et temps) en fonction de la teneur en Mg sur la limite d'élasticité probable R0,02 et la dureté, (Dronzy M. et al., 1980).

I.6 Effet de la porosité sur la durée de vie en fatigue, amorçage et propagation de fissures

I.6.1 Mécanismes de rupture

Dans la plupart des cas, les fissures de fatigue s'amorcent sur un pore, indépendamment de la contrainte et de la déformation. La plupart des pores conduisant à un amorçage de fissure sont localisés à la surface du matériau ou juste en dessous. Le nombre de cycles provoquant l'amorçage d'une fissure dépend des conditions de chargement. Il varie généralement de 0% (amorçage quasi-immédiat) à moins de 10% de la durée de vie. Dans le cas d'un matériau exempt de pore, le stade d'initiation peut être plus long comme le montre la figure I.25. La période d'amorçage diminue quand la taille des pores augmente. Après la période d'amorçage, la chronologie de la propagation peut être divisée schématiquement en 4 étapes :

- propagation interdendritique de la fissure, alternativement dans la matrice α et le long des interfaces particules de silicium/matrice, (Hoskin G.A. et al., 1988) et (Verdu C. et al., 1996),
- propagation intradendritique de la fissure, (Powell G.W., 1994),
- propagation interdendritique rapide avec endommagement des particules de silicium devant le front de fissure, (Crepeau P.N. et al., 1992) et (Plumtree A., Schäfer S., 1986),
- rupture finale.

Quand la fissure est petite et encore dans le voisinage du pore, on observe parfois un ralentissement ou un arrêt de la propagation avec une fréquence spatiale de l'ordre de grandeur du SDAS (Evans W.J. et al., 1994). La figure I.26 montre le changement de mode de propagation en fonction du ΔK et donc de la longueur de fissure si l'on reste à $\Delta\sigma$ constant.

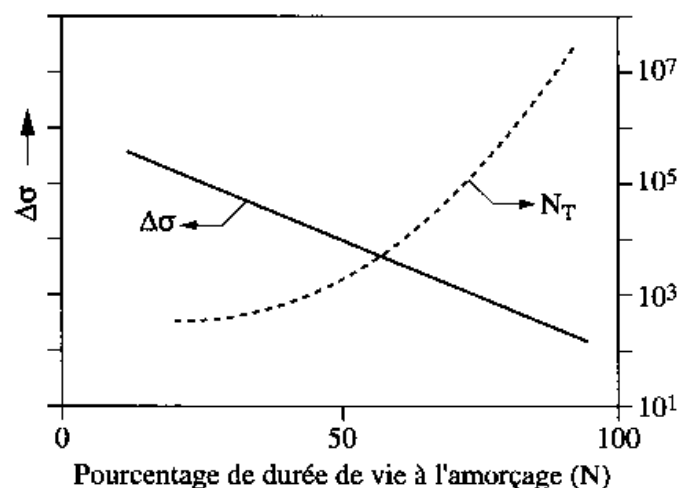


Fig. I.25 - Relation schématisée entre le pourcentage de durée de vie à l'amorçage, la contrainte appliquée et la durée de vie (Bathias C., Pineau A., 2008, p 88)

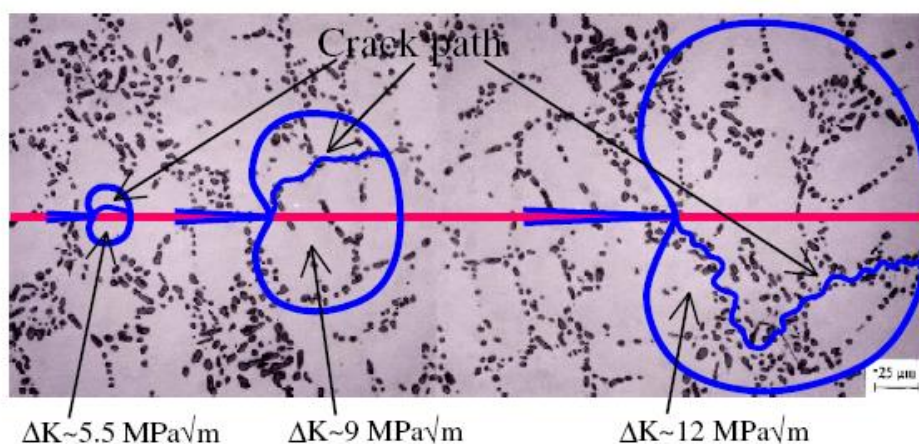


Fig. I.26 - Taille de la zone plastique et chemin de propagation d'une fissure à l'échelle microscopique pour un alliage d'aluminium contenant 7% de Si (*Lados D.A., Apelian D., 2008*)

I.6.2 Résultats des observations

L'influence des défauts de fonderie sur les performances en fatigue à 20°C d'un A356-T6 modifié au Sr a été étudiée par (*Wang Q.G. et al., 2001a*) et (*Wang Q.G. et al., 2001b*) en utilisant des éprouvettes cylindriques non-entaillées. Le nombre de cycles à rupture du matériau avec divers SDAS a été reporté en fonction de $\Delta\sigma$, de R ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) et de la taille des pores. Des éprouvettes étalons sans pores ont été produites par HIP (520°C à 100 MPa pendant 2h) avant le traitement T6 (mise en solution 10h à 540°C, trempées, maturées 20h et revenues 6h à 170°C) légèrement sous-vieillies (le pic de dureté à 170°C est obtenu pour 8h). Les défauts de fonderie comme les pores dus à l'hydrogène et au retrait de solidification ou bien les inclusions d'oxyde sont connues pour avoir un effet catastrophique sur les durées de vie en fatigue.

Les essais de fatigue sont conduits en contrôle de charge, à 5 Hz, à 20°C, avec diverses amplitudes de contrainte (70 et 100 MPa) et rapports de charges (R=0.1, 0.2, -1). Il a été montré que les sites d'origine de la fissure provoquant la rupture sont répartis statistiquement sur la circonférence de l'éprouvette.

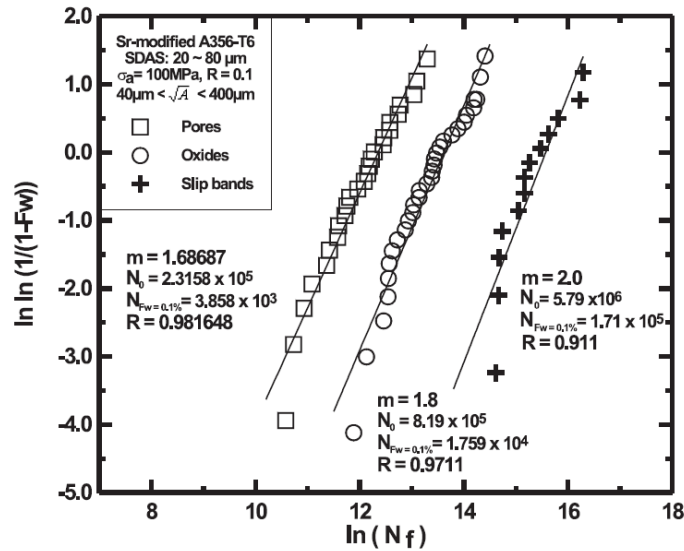


Fig. I.27 - Courbe de Weibull à deux paramètres pour des durées de vie d'alliage A356(AS7G03) modifié au strontium et contenant différents types de défauts (*Wang Q.G. et al., 2001a*)

(*Wang Q.G. et al., 2001a*) se sont intéressés aux différences de durée de vie des éprouvettes en fonction de la présence ou non de défauts dans le matériau. Comme le montre la figure I.27, les pores sont les pires défauts en termes de durée de vie en fatigue. En absence de porosités, les effets des films d'oxydes deviennent prononcés. Cependant, comparés au matériau rompu à partir de porosités, les échantillons qui comportent une initiation sur les oxydes ont une durée de vie en fatigue 4 à 5 fois plus longue. L'absence de défauts a un effet très bénéfique puisque les éprouvettes qui en sont exemptes atteignent une durée de vie 25 fois supérieure que celle des échantillons comportant des porosités.

Cette étude montre aussi que la taille critique des porosités qui affectent la tenue des pièces en fatigue est d'environ $25\mu\text{m}$. Ainsi, sur la figure I.28, nous pouvons constater une diminution de la durée de vie pour des pores de taille supérieure. Cette mesure est la même pour un matériau ayant un SDAS de $25\mu\text{m}$ ou de $70\mu\text{m}$.

D'autres auteurs, comme (*Seniv M.E. et al., 2000*), ont démontré que la taille des porosités avait une importance mais que sa distance à la surface était aussi importante. Ainsi, le graphe en figure I.29 exprime l'impact des porosités sur un alliage A356 en fonction de leur taille et de leur profondeur. Nous pouvons ainsi constater qu'une porosité d'1mm va diviser la durée de vie du matériau par 5 lorsqu'elle se trouve en surface alors qu'elle n'aura quasiment aucun impact lorsqu'elle est à plus de 1,5mm de profondeur.

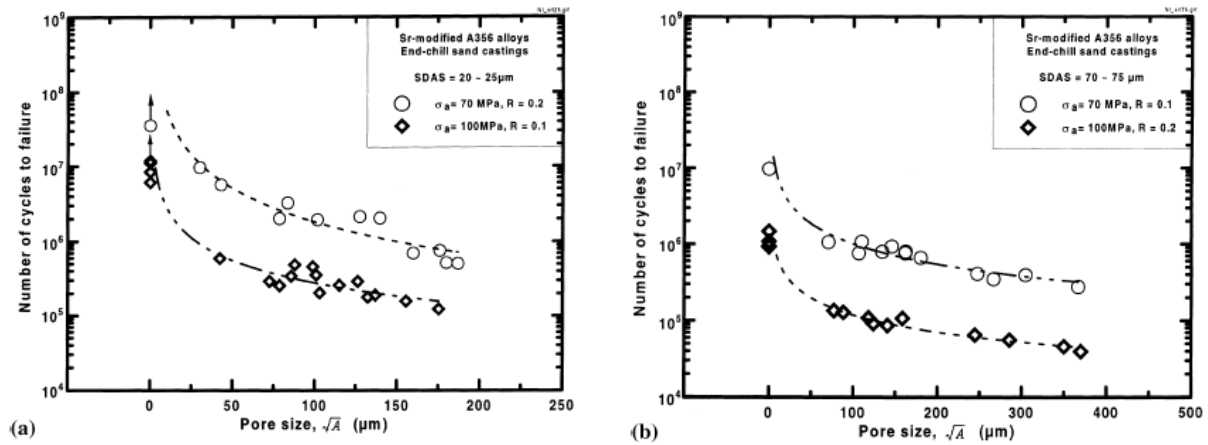


Fig. I.28 - Durée de vie d'un alliage A356-T6 modifié au strontium en fonction de la taille des pores ; a) SDAS : 20-25 μm , b) SDAS : 70-75 μm (*Wang Q.G. et al., 2001a*)

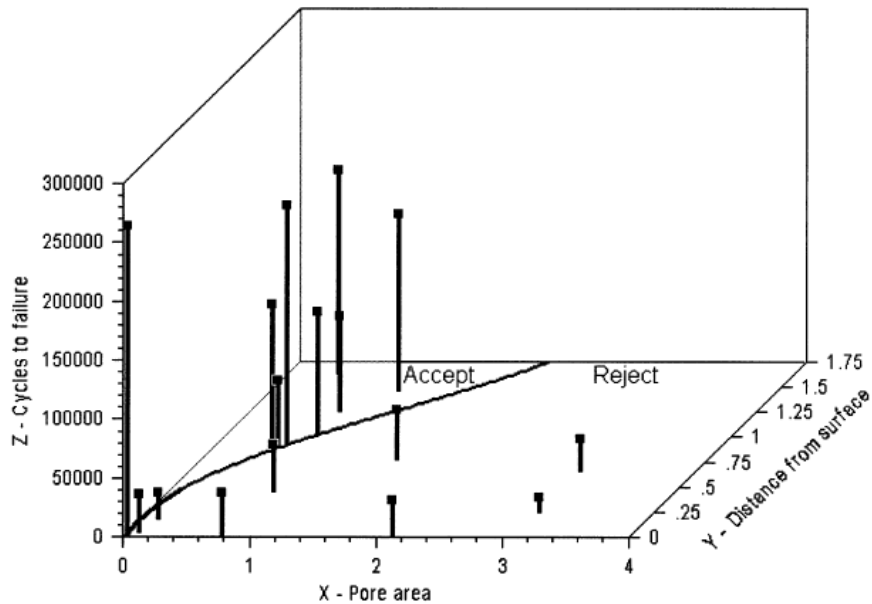


Fig. I.29 - Influence de la taille et de la distance à la surface des porosités dans un AS7G03 sur la durée de vie en fatigue pour $R = -1$ et $\sigma = 68\text{MPa}$ (*Seniv M.E. et al., 2000*)

I.7 Effet d'autres types de défauts sur la durée de vie en fatigue

I.7.1 Surfaces et rugosité

L'amorce de fissure se produit majoritairement en surface des pièces et ce pour deux raisons évidentes :

- Les contraintes sont maximales en surface, la théorie de l'élasticité nous enseigne que pour des sollicitations en flexion ou torsion, les contraintes maximales sont atteintes en surface de la pièce. De plus, même lors de sollicitation en traction, les contraintes sont généralement plus importantes en surface du fait de la rugosité et des entailles

présentes qui engendrent des concentrations de contraintes.

- Aussi, la surface est la zone en contact avec le milieu extérieur et les autres pièces. C'est donc dans cette zone que la pièce va subir le plus d'influence comme la corrosion, l'usure, le grippage ou le matage.

Il est donc important de s'intéresser à cette zone lors de la conception des pièces. Les mécanismes de formation des fissures lorsque l'amorce se produit en surface sont résumés sur la figure I.30. Le déplacement des dislocations sur les plans de glissement va créer des marches en surface de l'éprouvette et entraîner au sein de la pièce des particules d'oxydes. De nombreuses microfissures vont alors se former. L'une d'elles va croître plus rapidement et donc devenir la fissure principale et décharger les autres. Cette fissure va donc continuer de se propager et la croissance des autres va être stoppée. Ce mécanisme se produit principalement sur des éprouvettes polies. Dans le cas de pièces de série, la présence de défauts en surface aura une influence prépondérante sur l'amorce de fissure. Ainsi le CETIM a déterminé l'influence de la rugosité de surface sur la tenue en fatigue des aciers (figure I.31). Nous pouvons constater que la contrainte limite d'endurance diminue lorsque la rugosité augmente. Une conclusion similaire peut sûrement s'appliquer sur les alliages d'aluminium.

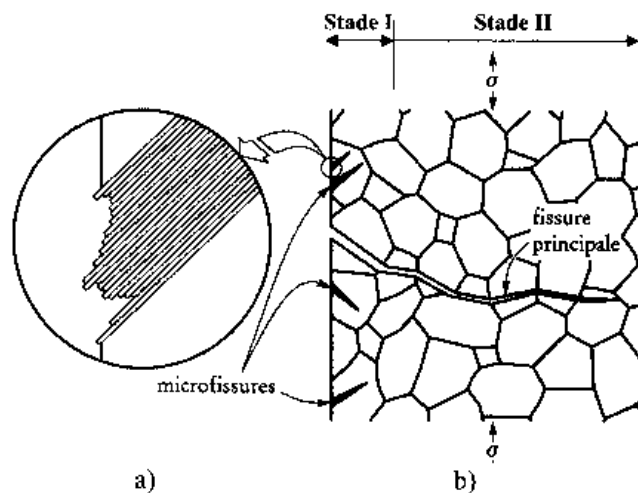


Fig. I.30 - a) Amorçage de microfissures dû à des glissements alternés et à la formation d'intrusions et d'extrusions à la surface libre (vue en coupe) ; b) Formation d'une fissure principale à partir de microfissures (Bathias C., Pineau A., 2008, p 27)

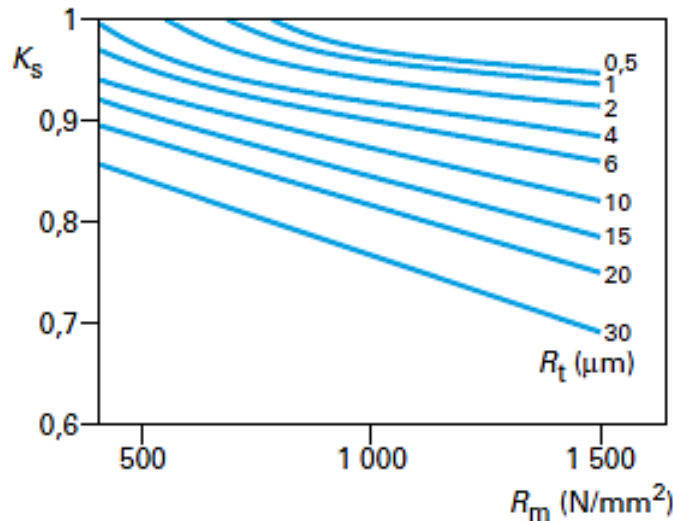


Fig. I.31 - Evolution du facteur d'état de surface K_s en fonction de la résistance à la traction R_m et de la rugosité R_t pour les aciers avec $K_s = \sigma_D / \sigma_{Dref}$ (*Techniques de l'ingénieur BM 5 043*)

Plusieurs études (*Nanninga N., White C., 2009*), (*Suraratchai M. et al., 2008*) ont montré que la rugosité de surface diminuait la durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium. (*Li J.K. et al., 1992*) proposent même une expression du facteur d'intensité de contrainte (K_t) dû à la rugosité de grenailage avec la relation suivante :

$$K_t = 1 + 4 \left(\frac{R_t}{D_p} \right)^{1,3}$$

Avec R_t qui correspond à la rugosité totale et D_p la distance moyenne entre pics.

I.7.2 Oxydes

Les inclusions sont présentes dans les pièces de fonderie du fait de la création d'oxyde lors de la coulée, nous pouvons en voir un exemple sur la figure I.32. Leur dureté étant beaucoup plus élevée que l'aluminium, elles ne subissent quasiment aucune déformation lorsque les pièces sont contraintes. La déformation du matériau va donc être localisée dans les zones proches de l'interface oxyde matrice ce qui va engendrer une détérioration précoce et entraîner une amorce de fissure. Ces oxydes sont créés par les turbulences dans l'aluminium liquide lors de la coulée. Le fait d'utiliser un canal d'alimentation de forme cylindrique (*Dai X. et al., 2003*) ou de diminuer la hauteur de la louche (*Pawlak L.*), (*Fox S., Campbell J., 2000*) peut diminuer le nombre de ces défauts dans les alliages de fonderie. Ils peuvent aussi se former dans le four. Dans ce cas, une filtration ou la mise en place d'un film protecteur de gaz neutre peut permettre de supprimer une partie de ces inclusions.

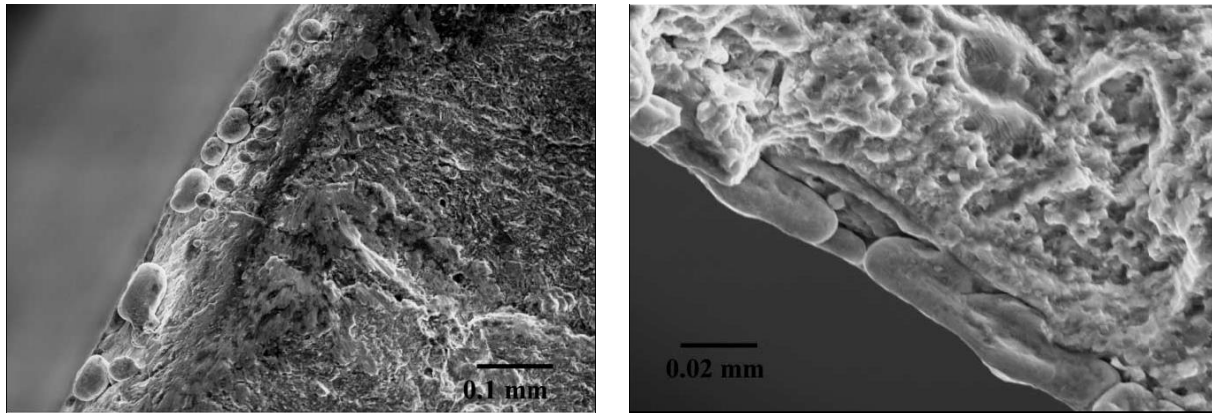


Fig. I.32 - Oxydes en surface de l'échantillon (*Avalle M. et al., 2002*)

I.7.3 Influence des contraintes résiduelles

Les traitements thermiques que subissent les pièces génèrent des contraintes résiduelles qui peuvent atteindre des niveaux conséquents. En effet, lors de la trempe qui suit la mise en solution, la surface du matériau va se refroidir plus rapidement que le cœur. Ceci va donc créer une distribution de température très inhomogène dans la pièce. Du fait de la dilatation thermique, les zones de surface vont se contracter et entraîner une forte compression dans le cœur qui va se déformer plastiquement. Lorsque la température du cœur diminue à son tour celui-ci se contracte de nouveau et va comprimer les zones de surfaces. En fin de refroidissement, on aura finalement une distribution de contraintes avec des zones de surfaces en compression et un cœur en traction. Le phénomène est illustré sur la figure I.33 qui montre également différents procédés pour réduire les contraintes résiduelles dans une plaque d'aluminium.

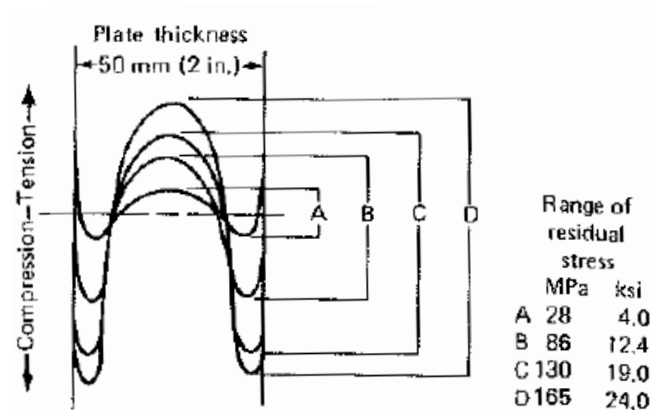


Fig. I.33 - Efficacité de différents procédés de trempe dans la réduction des contraintes résiduelles sur une plaque d'alliage 2024

A : refroidie à -195°C , puis réchauffée par un jet de vapeur ; B : refroidie à -75°C , puis réchauffé par un jet de vapeur ; C : refroidie à -75°C , puis réchauffée dans l'eau bouillante ; D : échantillon standard, trempé et traité T6. Tous les échantillons ont été traités T6 après « uphill quenching »

(*American Society for Metals, 1981*)

Ces contraintes résiduelles sont bénéfiques à la tenue en fatigue des pièces grâce au phénomène de fermeture de fissure. Ce concept de fermeture (ou contact prématuré des faces de la fissure durant le déchargement des contraintes) a été développé par Elber en 1972 et permet d'expliquer la vitesse de propagation des fissures dans de nombreux cas. Ce phénomène est nettement plus marqué en présence de fissures longues. En effet, les contraintes ressenties par le matériau sont en fait la superposition des contraintes de service et des contraintes internes comme le montre le schéma suivant.

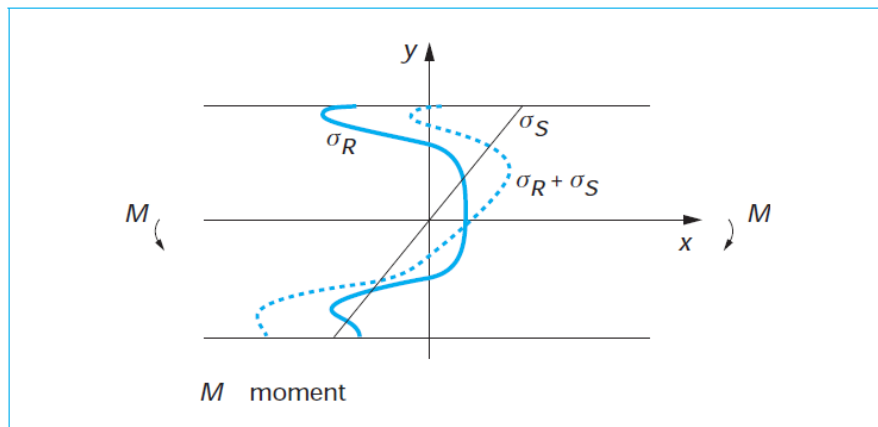


Fig. I.34 - Schéma de superposition des contraintes résiduelles et de tenue en service (*Techniques de l'ingénieur M 1191*)

Comme nous l'avons vu précédemment, les zones critiques pour l'amorçage et la propagation de fissure sont les surfaces de la pièce. De plus, nous savons que les contraintes qui favorisent la formation de fissures sont les contraintes de traction. Créer des contraintes résiduelles de compression en surface du matériau est donc bénéfique à la tenue en fatigue du fait de la réduction de contraintes de traction de par la loi de superposition. Cet effet a été observé par (*Lados D.A., Apelian D., 2004*), (*Lados D.A. et al., 2006*) et (*Lados D.A., Apelian D., 2008*). Ils ont notamment montré que le fait de réduire les contraintes résiduelles dans les pièces grâce à des trempe de types up-hill quenching, diminue le facteur d'intensité de contrainte critique ΔK_{th} qui permet la propagation de fissure. Celles-ci diminuent aussi la propagation de fissure par un effet de fermeture qui réduit la contrainte ressentie par le fond de fissure.

D'autre part, (*Campbell J., 2004*) appuie cette thèse des contraintes résiduelles mais explique qu'il faut rester dans un domaine où elles ne sont pas trop importantes. En effet, les contraintes de compression en surface sont bénéfiques mais celles de tension à cœur sont au contraire défavorables. Si elles sont trop importantes, elles peuvent réduire l'allongement à

rupture du matériau. En effet, par le même principe de superposition, celui-ci étant déjà en tension, une faible contrainte supplémentaire pourrait entraîner une rupture brutale même si les ruptures à cœur ne sont pas les plus fréquentes.

Enfin, (*Van Horn K.R., 1967*) précise que les opérations d'usinage peuvent engendrer une redistribution des contraintes résiduelles et ainsi créer des contraintes de traction dans certaines zones en surface des pièces.

I.7.4 Influence du grenailage

Plusieurs études ont prouvé l'effet bénéfique du grenailage sur la tenue en fatigue. Ainsi, (*Benedetti M. et al., 2004*) ont montré une nette amélioration des propriétés de fatigue en flexion de plaques d'alliage 6082 traitées T5, notamment lorsque les contraintes sont faibles, cf figure I.35. Les paramètres de grenailage des deux traitements sont présentés sur le tableau I.8. Une des principales explications de ce phénomène est la création de contraintes résiduelles de compression en surface des échantillons induites par la déformation plastique due au grenailage, figure I.36. Comme expliqué précédemment, ces contraintes diminuent les efforts de traction observés par les surfaces de l'échantillon. Les différents comportements observés ne peuvent pas seulement s'expliquer par les contraintes résiduelles et l'écroûissage en surface joue aussi un rôle important dans l'initiation et la propagation des microfissures, surtout pour les matériaux à faible limite d'élasticité, comme on peut le voir sur la figure I.37.

La rugosité de surface créée engendre cependant une concentration de contrainte néfaste à la tenue en fatigue (*Li J.K. et al., 1992*).

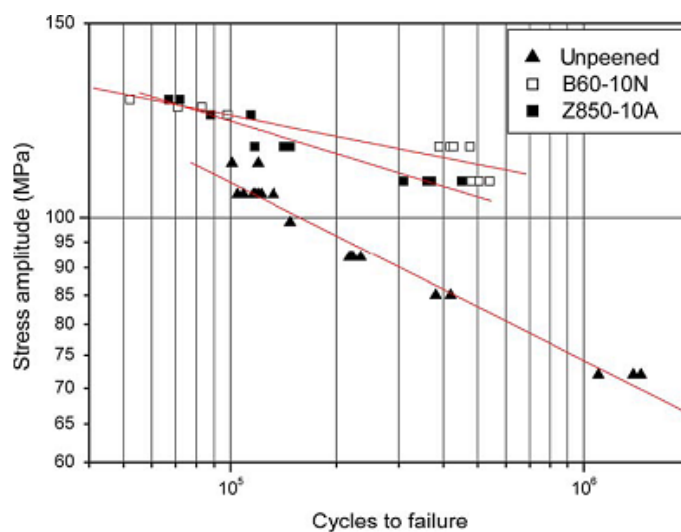


Fig. I.35 - Courbes de fatigue en flexion de plaques d'alliage 6082 non grenailée et grenailée avec deux traitements différents (*Benedetti M. et al., 2004*)

Shot type	Shot size	Shot hardness	Peening intensity	Angle of impingement	Coverage
Z 850 (ceramic)	0.9 mm	>1000 HV	Almen 10 A	90°	100%
B 60 (glass)	0.15 mm	>1000 HV	Almen 10 N		

Tabl. I.8 - Paramètres de grenailage des deux traitements (*Benedetti M. et al., 2004*)

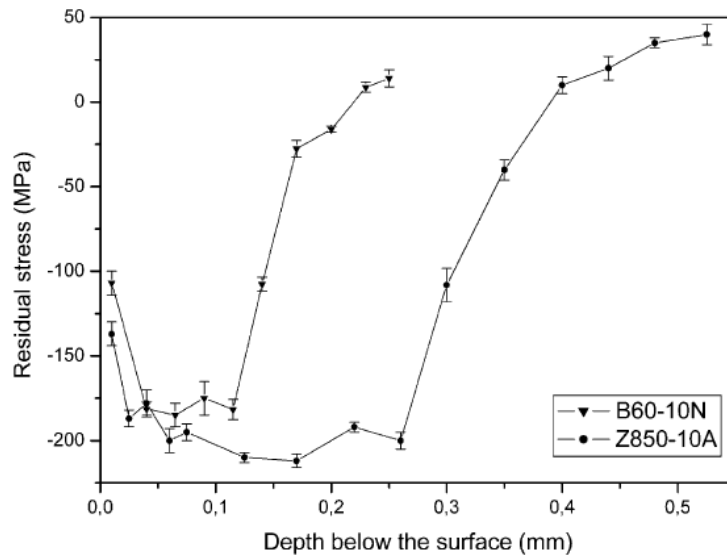


Fig. I.36 - Profil de contraintes résiduelles pour les deux conditions de grenailage (*Benedetti M. et al., 2004*)

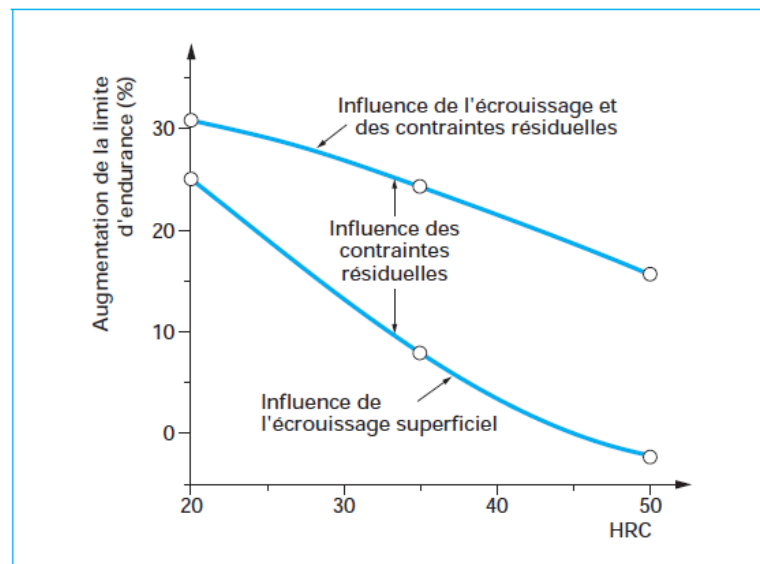


Fig. I.37 - Effet de la résistance du métal de base sur l'augmentation de la tenue en fatigue après un traitement de grenailage, séparation de l'effet d'érouissage et de l'effet de contraintes résiduelles (*Techniques de l'ingénieur M 1191*)

I.8 Influence de la microstructure

La microstructure d'un matériau influence grandement ses propriétés mécaniques, il est donc normal qu'elle est un rôle majeur dans la tenue en fatigue des pièces. Des paramètres comme la taille de grains, le SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing), la taille, la forme et la distribution des précipités ont fait l'objet de nombreuses études qui en démontrent l'influence. De ce fait, la composition et les traitements thermiques subis par le matériau sont donc à prendre en compte.

L'effet de la microstructure d'un alliage sur la tenue en fatigue est principalement relié à la MCD (Microstructural Characteristic Dimension) qui représente la distance entre chaque déflexion de la fissure. Cette grandeur dépend de l'alliage utilisé. Elle correspond à la taille de grains pour des alliages d'aluminium faiblement alliés ou au SDAS pour des alliages à plus haute teneur en silicium. En effet, les eutectiques riches en particules de silicium permettent de modifier la direction de propagation de la fissure.

L'effet de la taille de grains sera donc prédominant sur la tenue en fatigue dans certains cas alors que son influence est réduite pour des alliages de coulée.

I.8.1 Effet de la taille de grains

Comme vu précédemment, la taille de grain a une influence beaucoup plus importante pour les alliages qui contiennent peu d'eutectiques. Lorsqu'une fissure change de grains, les plans de glissement des dislocations sont différents et la fissure change donc de direction, comme nous pouvons l'observer sur la figure I.38. Au contraire, dans les alliages de fonderie, son effet est limité et (*Lados D.A., Apelian D., 2008*) n'ont observé aucun effet sur des alliages contenant 7% et 13% de silicium pour des tailles de grains allant de 100 à 1000 μm . Le fait de diminuer la taille des grains permet cependant de disperser plus finement les porosités et les phases secondaires et améliore l'état de surface.

I.8.2 Effet de la teneur en silicium

La teneur en silicium d'un alliage joue un rôle important dans le comportement de la propagation de fissure de fatigue. Il contrôle le nombre et la distribution des particules de silicium qui sont plus fragiles et plus dures que la matrice et donc créent des chemins pour la propagation de la fissure. Ainsi (*Lados D.A., Apelian D., 2004*), (*Lados D.A. et al., 2006*) et (*Lados D.A., Apelian D., 2008*), montrent que le fait d'augmenter la teneur en silicium dans un alliage de fonderie Al-Si-Mg a pour effet de diminuer le facteur d'intensité de contrainte critique qui permet la propagation

de la fissure et d'augmenter la vitesse d'avance de la fissure. Cet effet peut être observé sur la figure I.39. Les auteurs expliquent que la rugosité des surfaces de la fissure a une grande influence puisqu'elle engendre un phénomène de fermeture. Lors du chargement en compression d'une pièce fissurée, un contact prématuré des parois de la fissure va avoir lieu si elles ne sont pas parfaitement lisses. Le fond de fissure va donc ressentir une contrainte amoindrie et sera moins endommagé, retardant ainsi la propagation. La plus grande rugosité des parois de la fissure dans l'alliage à 1% de silicium, comme l'expose la figure I.38 (a) explique donc en partie la propagation de fissure plus lente dans ce matériau.

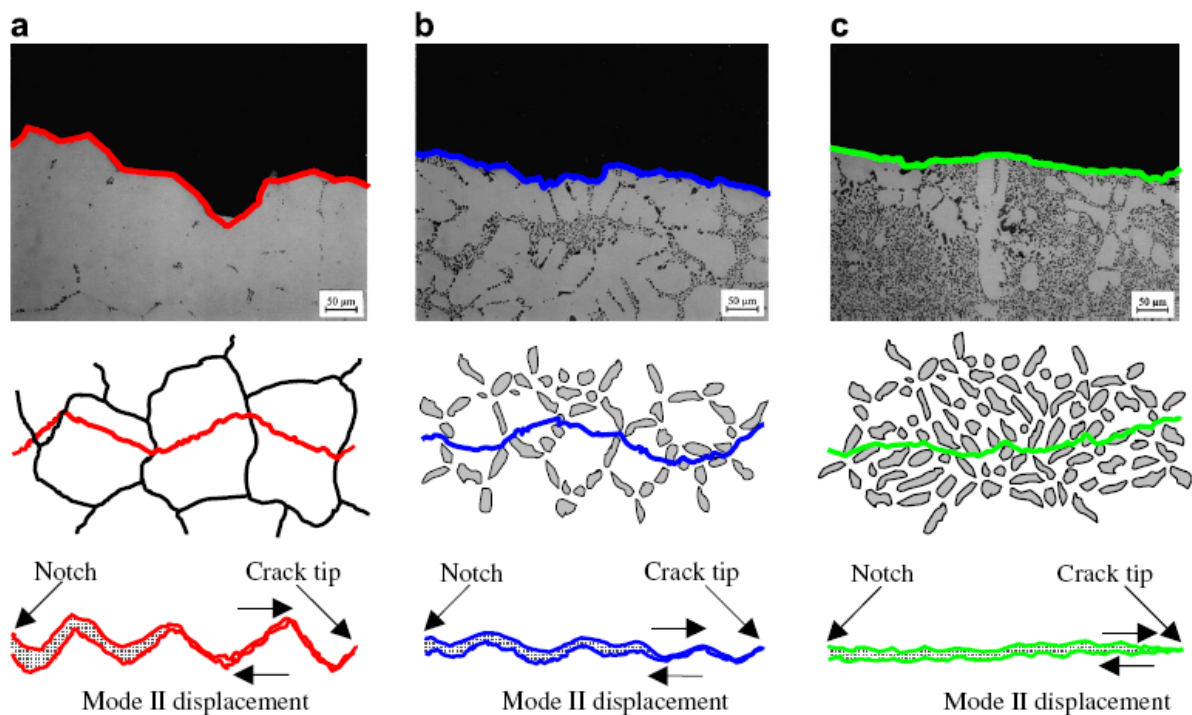


Fig. I.38 - Chemin de propagation de fissure pour trois alliages Al-Mg-Si à ΔK similaire : (a) 1%Si ; (b) 7%Si ; (c) 13% Si (*Lados D.A., Apelian D., 2008*)

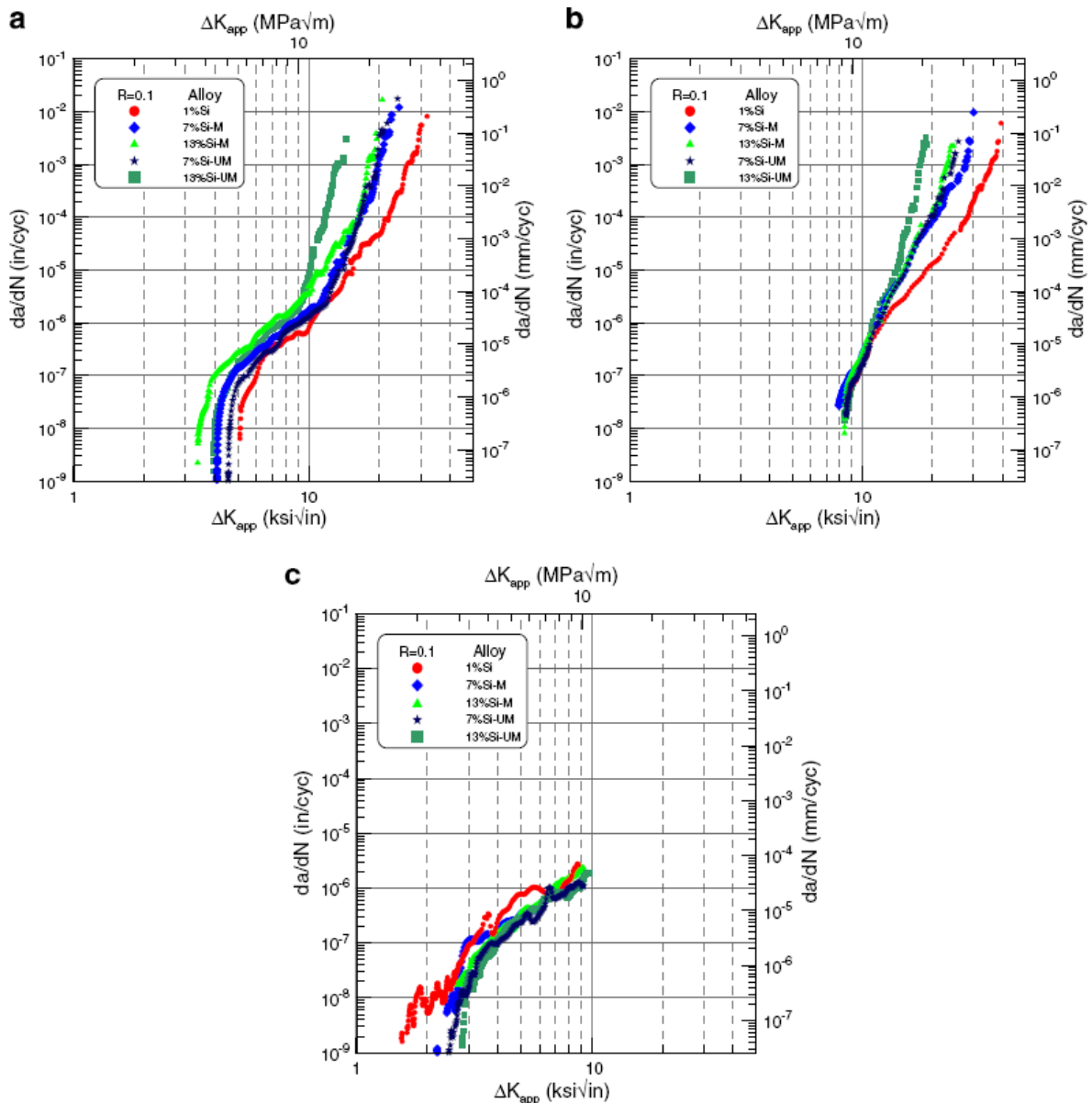


Fig. I.39 - Comportement de propagation de fissures de fatigue d'alliage de fonderie Al-Mg-Si à 1%,7% et 13% de Si : (a) Fissures longues – contraintes résiduelles faibles ; (b) Fissures longues – contraintes résiduelles hautes ; (c) Fissures courtes (*Lados D.A., Apelian D., 2008*)

I.8.3 Influence du SDAS sur la durée de vie en fatigue

De nombreuses études ont démontré, l'influence du SDAS sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium de fonderie. Un faible SDAS permet en effet d'augmenter l'allongement à rupture et la résistance mécanique des pièces. D'après l'étude de (*Wang Q.G., Caveres C.H., 1998*), ceci peut s'expliquer par le blocage plus ou moins efficace des dislocations par les particules de silicium qui constituent les parois des cellules dendritiques. En effet, comme le montre la figure I.40(b) lorsque le SDAS est faible les parois interdendritiques sont fines et comportent peu de précipités. Lors de sollicitations, une partie des dislocations va être bloquée

par ces parois mais la majorité pourra les traverser. En revanche, pour un SDAS plus important les parois ont une plus grande densité de précipités qui empêche le passage de la totalité des dislocations. Cette accumulation va créer d'importantes déformations locales qui vont endommager le matériau autour des précipités et créer des microfissures, cf figure I.40(b).

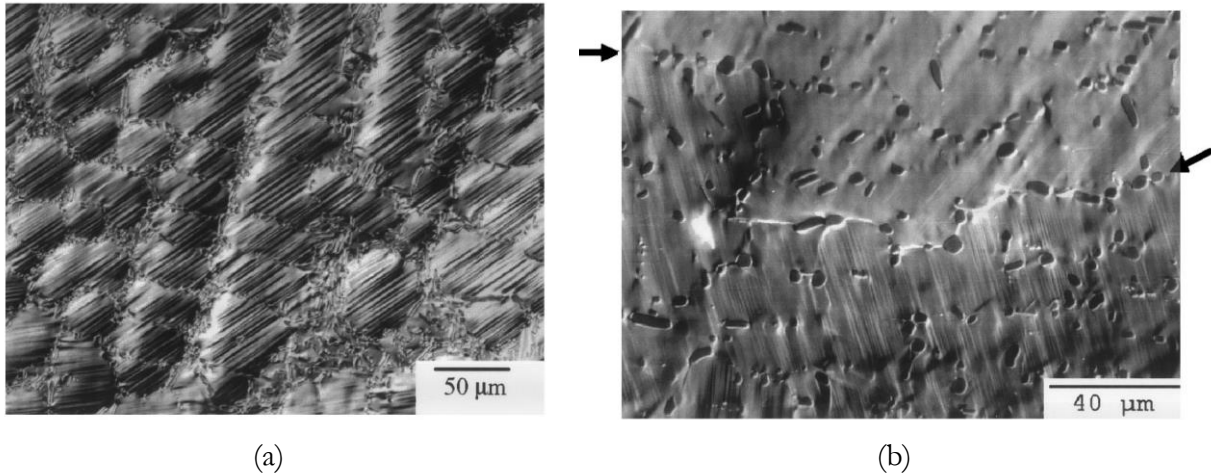


Fig. I.40 - Micrographies de contraste de Nomarski dans un AS7G03 non modifié montrant les interactions des bandes de glissements : (a) avec les parois interdendritiques pour un grand SDAS (56 μm) pour une déformation de 1% et (b) avec le joint de grain (identifié par les flèches) pour un faible SDAS (17 μm) pour une déformation de 2,3% (*Wang Q.G., Caceres C.H., 1998*)

Le même phénomène se produit en fatigue, ainsi (*Wang Q.G. et al., 2001b*) ont montré que les microfissures lors d'essais de fatigue avaient pour origine les joints de grains pour des SDAS inférieurs à 60 μm et les parois des cellules dendritiques pour des SDAS supérieurs. Les amorces de fissures indiquent les zones de déformations locales dans le matériau. Cette observation montre donc que le blocage efficace des dislocations par les parois dendritiques apparaît pour des SDAS supérieurs à 60 μm dans l'AS7G03 (A356).

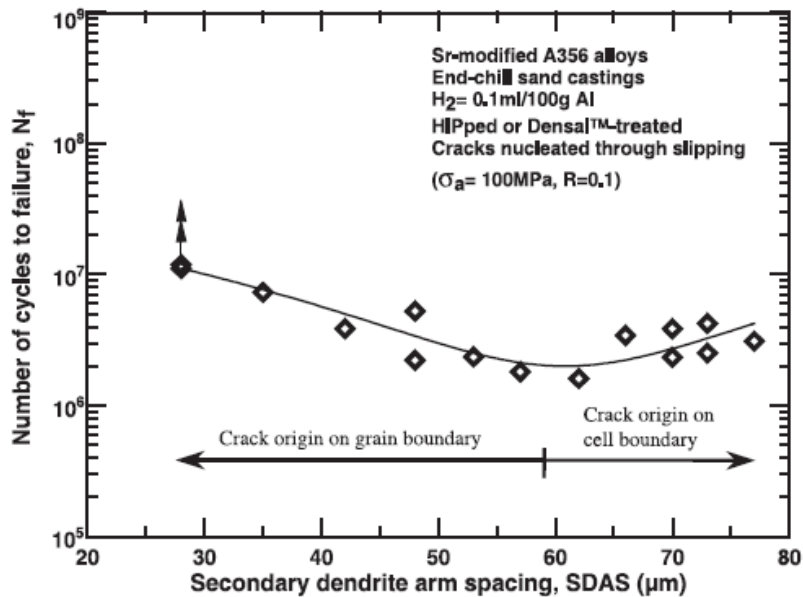


Fig. I.41 - Illustration de l'origine des microfissures sur une plage de SDAS dans un alliage A356-T6 modifié au strontium (*Wang Q.G. et al., 2001b*)

I.8.4 Influence de la modification au strontium

(*Wang Q.G. et al., 2001b*) se sont aussi intéressés à l'effet de la modification de l'A356 sur la tenue en fatigue. Celle-ci a un impact bénéfique comme le montre la figure I.42 puisque la durée de vie est environ 2 fois supérieure pour l'alliage modifié. Ceci s'explique par une déformation locale plus importante dans l'alliage non modifié. En effet, comme le montre la figure I.43, les particules de silicium bloquent plus efficacement les dislocations dans l'alliage non modifié. La principale différence entre les deux matériaux est observable pour des SDAS supérieurs à 60 μm. Dans les deux cas, l'amorce de fissures se produit sur les parois interdendritiques. Augmenter le SDAS, diminue la quantité de parois et donc les zones d'amorce. C'est pour cela que la durée de vie augmente avec le SDAS pour l'alliage modifié sur cette plage. Cependant, pour avoir un SDAS plus grand il faut diminuer la vitesse de solidification de l'alliage. Ceci entraîne une augmentation de la taille des particules de silicium dans l'alliage non modifié car elles ont un temps plus important pour croître lors de la solidification. Les précipités étant plus gros le facteur d'intensité de contrainte à leur voisinage sera plus grand et donc l'endommagement plus important. La durée de vie sera par conséquent plus faible.

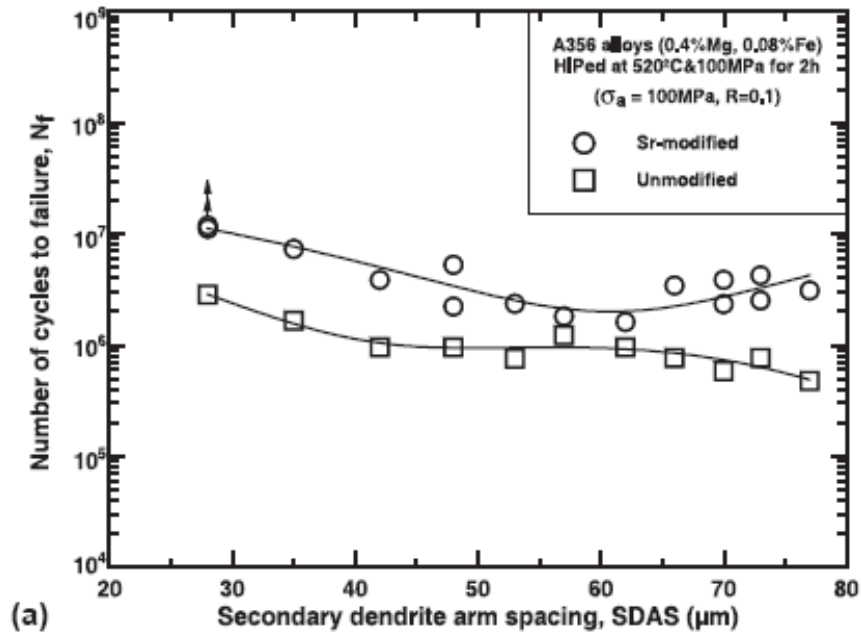


Fig. I.42 - Nombre de cycles à rupture d'un alliage A356 modifié et non modifié au strontium en fonction du SDAS pour $\Delta\sigma=100\text{MPa}$ et $R=0,1$ (*Wang Q.G. et al., 2001b*)

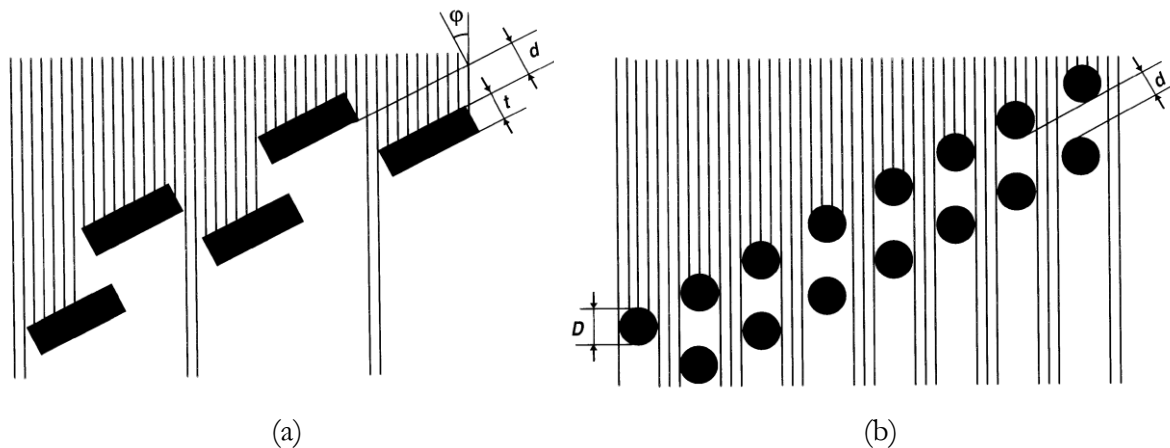


Fig. I.43 - Représentation schématique d'une paroi interdendritique formée de particules de silicium de forme : (a) plate (alliage non modifié) ou (b) de sphère (alliage modifié au strontium). Les lignes verticales représentent les plans de glissement qui forment un angle ϕ avec la normal au plan de la paroi (*Wang Q.G., Caceres C.H., 1998*)

I.8.5 Influence du taux de Mg et Fe

Lors de la même étude (*Wang Q.G. et al., 2001b*), les auteurs ont remarqué une détérioration des propriétés mécaniques en fatigue de l'alliage A356 par l'ajout de Mg et de Fe. Jusqu'à un certain seuil le magnésium est sous forme de Mg_2Si ou en solution dans la matrice d'aluminium. Cependant, faire passer le taux de magnésium de 0,4 à 0,7% va augmenter le nombre de composés intermétalliques contenant du fer. Ces précipités étant préjudiciables, il est

donc normal de retrouver des propriétés amoindries par l'ajout de ces deux constituants. Cette détérioration sera plus marquée dans les alliages non modifiés.

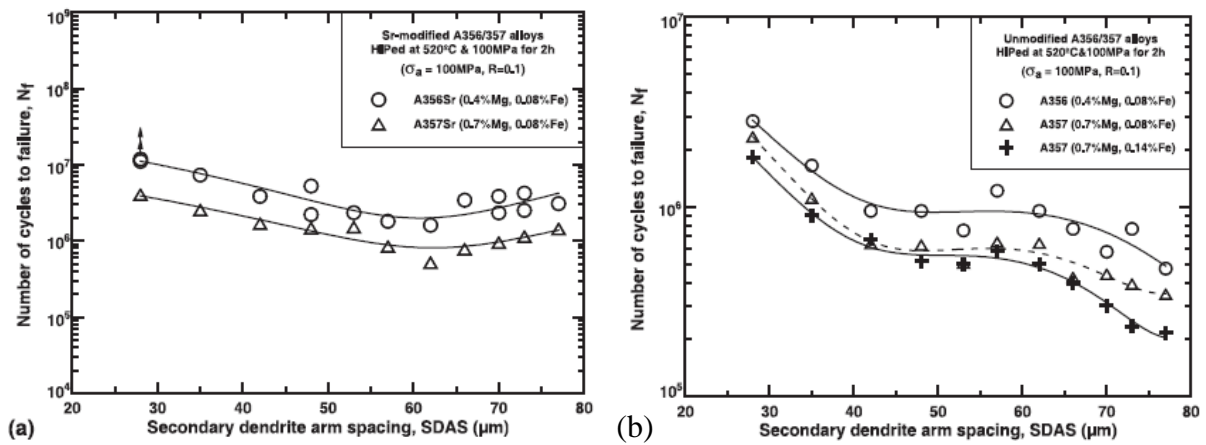


Fig. I.44 - Nombre de cycles à rupture d'un alliage A356 et A357 modifié (a) et non modifié (b) au strontium en fonction du SDAS pour $\Delta\sigma=100\text{MPa}$ et $R=0,1$ (Wang Q.G. et al., 2001b)

(Yi J.Z. et al., 2004) ont étudié l'effet de la teneur en fer en la faisant passer de 0,06% à 0,57% dans un alliage A356-T6. Les résultats sont présentés sur la figure I.45. Pour deux SDAS différents, nous pouvons voir que l'ajout de fer diminue la tenue en fatigue à grand nombre de cycles ($>10^6$), il n'a pas d'effet pour un nombre de cycle intermédiaire ($>10^5$ et $<10^6$) et il améliore légèrement les propriétés en fatigue à faible nombre de cycles ($<10^5$). Il a été observé que la présence de particules contenant du fer favorise la formation des microfissures. Elles permettent cependant de retarder la propagation des fissures courtes lorsqu'elles se trouvent sur leur passage, ce qui explique la légère amélioration des propriétés à faible nombre de cycles.

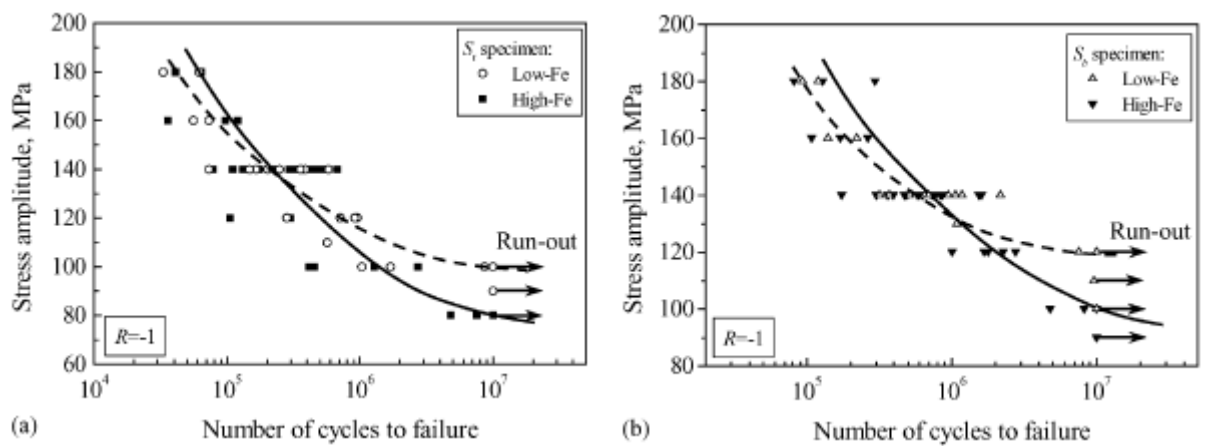


Fig. I.45 - Courbes de la contrainte en fonction du nombre de cycles pour un A356 à haut et bas fer avec un faible SDAS (19-27 μm) (a) et un plus grand (43-52 μm) (b) (Yi J.Z. et al., 2004)

I.9 Bilan

Cette étude bibliographique montre un grand nombre d'études sur le sujet de la fatigue des alliages d'aluminium. Le nombre de paramètres influents sur la durée de vie en fatigue des pièces est assez important. Aussi, il faudra prendre les plus grandes précautions dans l'exploitation de nos résultats pour faire varier uniquement le paramètre étudié. Les effets des déformations dans l'alliage seront particulièrement intéressants du fait d'un nombre de publications assez restreint sur le sujet dans un alliage de fonderie comme l'AS7G03.

II Protocole expérimental

Ce chapitre vise à décrire le matériau de notre étude ainsi que les différentes procédures expérimentales utilisées.

II.1 Présentation du matériau

II.1.1 Composition

L'alliage étudié est un AS7G03 qui contient un taux de silicium légèrement supérieur à la norme. En effet, cet alliage contient 8% de silicium comme nous pouvons le voir dans le tableau II.1 alors que la norme correspond à un taux compris entre 6,5 et 7,5%. Ce taux de silicium plus élevé permet une meilleure coulabilité et donc d'obtenir des pièces de formes plus complexes. Il contient aussi du magnésium qui permet un durcissement structural en formant des précipités Mg_2Si . Une attention particulière est portée sur la faible teneur en fer afin de limiter la formation d'intermétalliques fragiles qui diminuent la ductilité. Un affinant contenant du titane et du bore est aussi ajouté pour maîtriser la taille de grains ainsi qu'un modifiant, le strontium, pour affiner les eutectiques. Le cuivre est présent en faible quantité pour éviter d'éventuels problèmes de corrosion.

Elément	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	B	Sr
% en masse	8,0	0,43	0,15	0,04	0,02	0,014	0,12	0,0006	0,009

Tabl. II.1 - Composition réelle de l'AS7G03 de l'étude

II.1.2 Les différentes étapes du procédé COBAPRESS™

Le matériau utilisé dans l'étude a été cobapressé, il a donc été coulé par gravité dans des coquilles en acier (coulée basculée). Les pièces sont ensuite enduites de graphite pour permettre une meilleure lubrification lors de l'étape de forge. Elles passent dans un four tunnel pour être chauffées puis sont frappées. Elles subissent enfin un traitement thermique T6 qui débute par une mise en solution assez longue pour globulariser les précipités de silicium dans les eutectiques. Cette forme permet de limiter le facteur d'intensité de contrainte aux bords de ces macroprecipités. Cette mise en solution est suivie d'une trempe à l'eau froide puis d'un revenu pour former les précipités de Mg_2Si et obtenir de bonnes propriétés mécaniques. Un schéma résumant toutes ces étapes se trouve en introduction sur la figure I.1.

II.1.3 Microstructure avant forge

Ce paragraphe présente la microstructure des pièces après coulée mais avant la forge. Les évolutions de microstructure durant cette étape sont présentées en détail dans le chapitre IV.

Après coulée, le matériau a une taille de grains intermédiaire de l'ordre de 500 μm comme nous pouvons le voir sur la figure II.1(a). La taille de grains a peu d'influence sur les propriétés mécaniques, elle doit cependant ne pas être trop grande pour éviter de couper l'alimentation en métal liquide lors de la solidification et limiter les retassures.

Le SDAS est quant à lui de l'ordre de 30 μm . La solidification dans des coquilles en acier ainsi que des systèmes de refroidissement à eau permettent d'avoir des vitesses de solidification suffisantes pour avoir un SDAS assez faible qui augmente la ductilité ainsi que la résistance mécanique. Nous pouvons aussi voir sur la figure II.1(b), l'effet bénéfique de la modification au strontium qui permet d'obtenir des particules de silicium sphériques, dispersées et de taille relativement faible. Aussi, très peu d'intermétalliques contenant du fer sont présents.

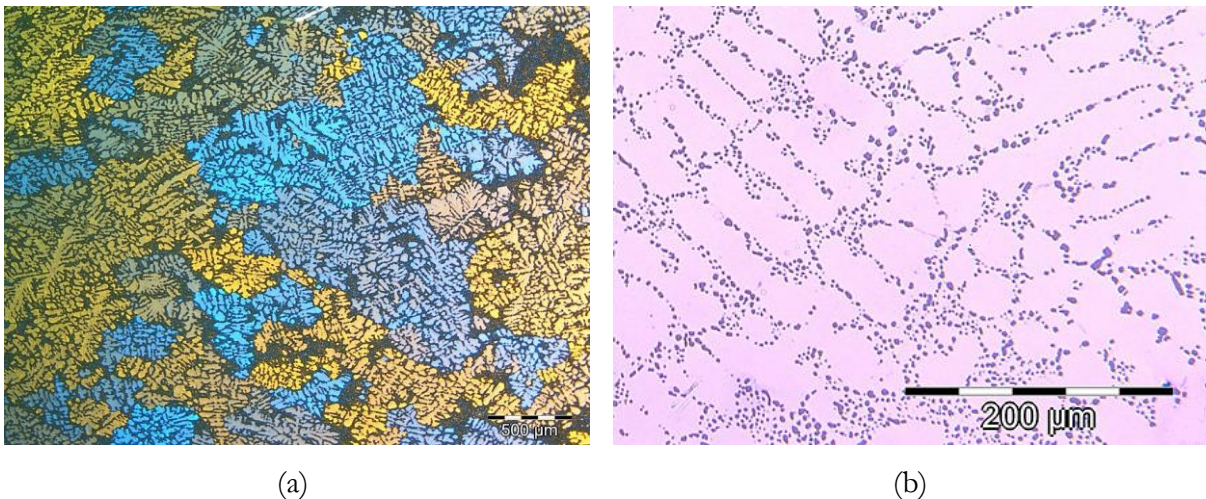


Fig. II.1 – (a) Taille de grain observée en lumière polarisée (b) SDAS

II.2 Essais de traction sur échantillons déformés à chaud en channel die

Afin d'étudier l'influence du niveau, de la vitesse et de la température de déformation, nous avons décidé de faire des essais de traction sur des éprouvettes usinées au sein d'échantillons préalablement déformés en compression plane encastrée. En effet, les essais de compression en channel die, proches du chemin de déformation dans la section d'une pièce cobapressée, sont les seuls qui permettent à la fois de maîtriser les différents paramètres de la déformation cités plus haut et d'avoir un échantillon après essai de taille suffisante pour pouvoir y usiner une éprouvette de traction.

II.2.1 Schéma des éprouvettes de traction

Pour le design de l'éprouvette, nous avons imaginé une taille et une forme d'éprouvette qui permettait d'avoir un essai de traction satisfaisant, c'est-à-dire un état de traction simple dans la partie utile de l'éprouvette mais qui répondait aussi aux contraintes du channel die. La largeur des échantillons après essai est de 7 mm et ils ne doivent pas être trop long (< 30 mm) pour limiter les efforts de frottement. Nous sommes finalement arrivés à la forme présentée figure II.2(a). L'éprouvette a ensuite été montée sur des pinces et un extensomètre a été placé sur la partie utile de l'éprouvette pour mesurer la déformation, comme on peut le voir sur la figure II.2(b).

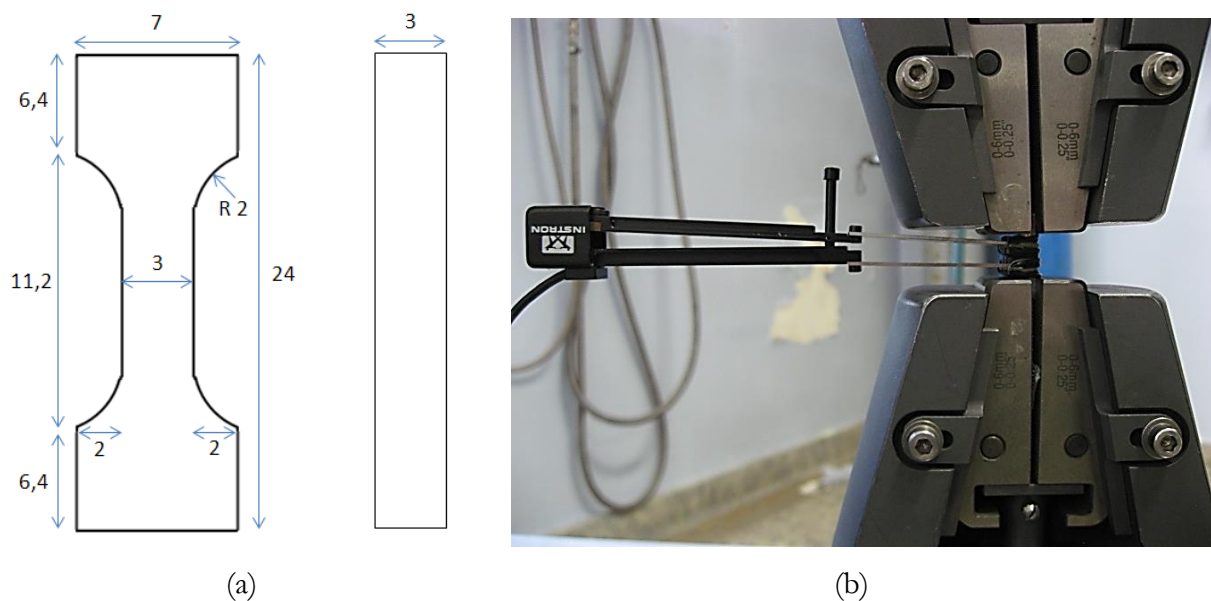


Fig. II.2 – (a) Schéma de l'éprouvette de traction (b) Montage de traction avec extensomètre

II.2.2 Essai de compression plane encastrée (channel die)

A) Dispositif expérimental

Le schéma de principe du dispositif est indiqué figure II.3. Le cœur du montage est constitué d'un couloir de compression et d'un poinçon réalisés dans un acier inoxydable réfractaire. Des résistances chauffantes et des thermocouples sont logés à l'intérieur de ces pièces au voisinage immédiat de l'échantillon. Le contrôle de la température se fait par régulation PID.

La caractéristique originale de ce système est la mobilité d'une des parois du couloir de compression. Durant l'essai, la paroi est fermée à l'aide d'un vérin hydraulique, ce dernier applique une force suffisante pour s'opposer aux contraintes engendrées par la déformation. A la fin de l'essai, la paroi mobile se retire et l'échantillon se refroidit à l'air mais reste dans le montage

pendant 10 minutes pour avoir une vitesse de refroidissement à l'air similaire aux pièces massives de production.

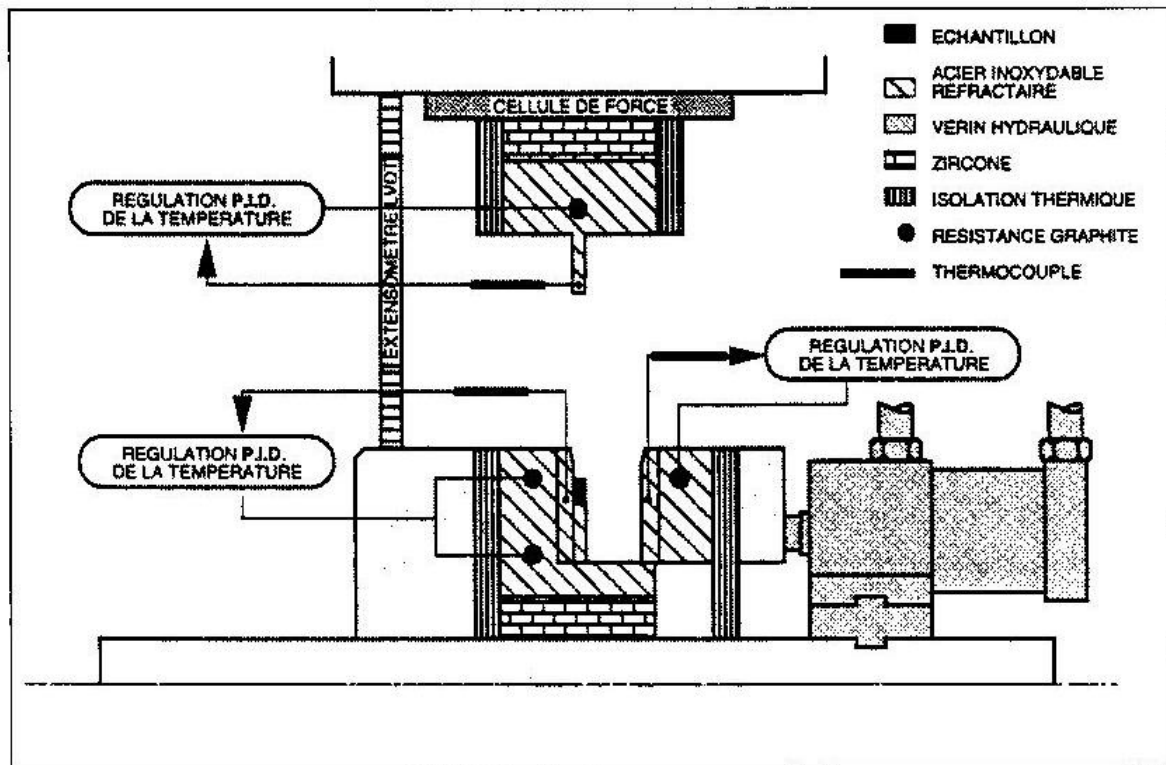


Fig. II.3 – Schéma de principe du dispositif de compression plane bi-encastée à chaud (Maurice, 1994)

Tout ce dispositif est installé sur une machine d'essai servo-hydraulique Schenk d'une capacité de 100 kN et pouvant atteindre des vitesses de déformation de 10 s^{-1} . Le déplacement du vérin est piloté par un ordinateur afin d'obtenir une vitesse de déformation constante. Le suivi de la consigne de déplacement est assuré tout au long de l'essai par une régulation avec demande adaptable (Montbeillet F., Desrayaud C., 2009).

B) Eprouvettes de compression

Les éprouvettes de compression sont des parallélépipèdes qui mesurent 7 mm de large pour pouvoir entrer dans le canal. Elles ont toutes le même volume mais leur hauteur et longueur sont calculées en fonction du taux de déformation pour obtenir des échantillons après déformation qui ont une taille d'environ 4 x 7 x 28 mm afin de pouvoir usiner les éprouvettes de traction en leur sein.

C) Lubrification

Lors des essais de compression plane encastrée, la grande surface de contact entre l'éprouvette, le couloir et le poinçon entraîne un frottement élevé. Cela se traduit par une forte hétérogénéité de déformation entre la surface et le cœur de l'échantillon et à des efforts importants. Il est donc important d'utiliser une lubrification afin de minimiser ces effets.

Nous avons utilisé comme lubrifiant du graphite ainsi que du Téflon sous forme de ruban (polytétrafluoroéthylène). L'éprouvette était enduite de graphite à l'aide d'un spray. Après un séchage d'environ 10 minutes, l'échantillon était recouvert de trois couches de Téflon successivement appliquées parallèlement aux directions d'allongement, transverse et normale.

Afin de s'affranchir des inhomogénéités de déformation dues au frottement, la peau des échantillons était retirée après l'essai lors de l'usinage des éprouvettes de traction.

D) Déroulement de l'essai

Dans le cas de la déformation à chaud, le couloir de compression ainsi que le poinçon sont initialement chauffés à vide (sans l'échantillon) jusqu'à la température désirée. Lorsque la température est stabilisée, la paroi mobile du couloir de compression est écartée et l'éprouvette est placée au centre du couloir. Après fermeture de la paroi, une légère précharge (0,8 kN) de l'échantillon permet un bon échange thermique et sa montée en température est très rapide (de l'ordre de 20 secondes, *(Morere, 1999)*). Nous déclenchons l'essai de compression environ 2 minutes après la fermeture du couloir afin de s'assurer que la température est homogène et que le Téflon n'a pas eu le temps de se dégrader.

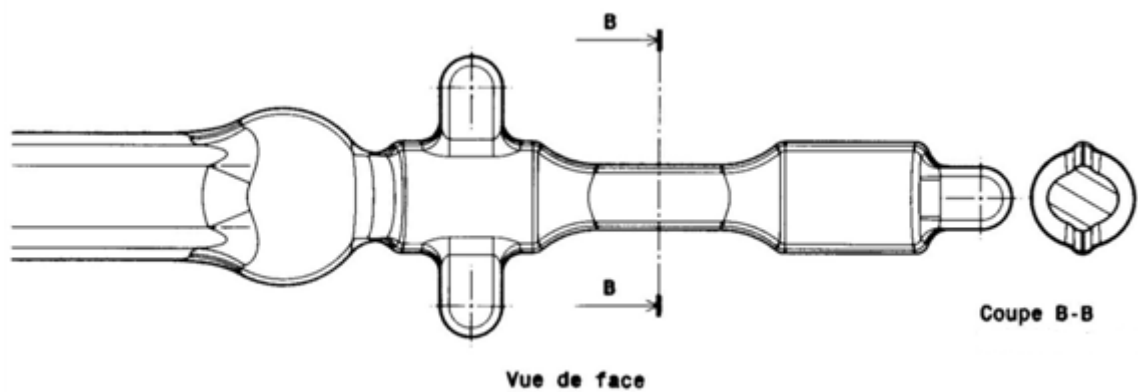
L'échantillon est ensuite laissé pendant 10 minutes dans le montage ouvert sans chauffage pour simuler le refroidissement lent d'une pièce de production. La vitesse de refroidissement était relativement proche des mesures réalisées sur pièces massives avec des valeurs de l'ordre de 0,5 à 1°C par seconde.

II.3 Essais de fatigue

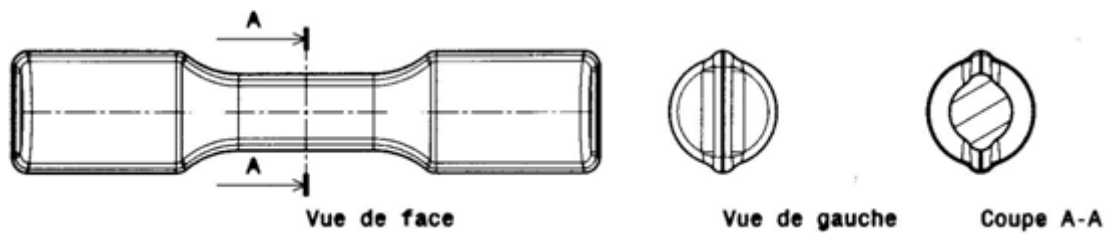
Les essais de fatigue ont été réalisés à l'aide d'une machine d'essai servo-hydraulique TemaConcept avec une fréquence de 5 Hz. Les essais étaient pilotés en efforts et la cellule de force a été contrôlée par comparaison à l'aide d'une cellule de référence calibrée par le Laboratoire A+ métrologie (Lyon, France), avec une précision de 0,2% sur toute la plage de mesure du capteur.

II.3.1 Essais de fatigue en traction

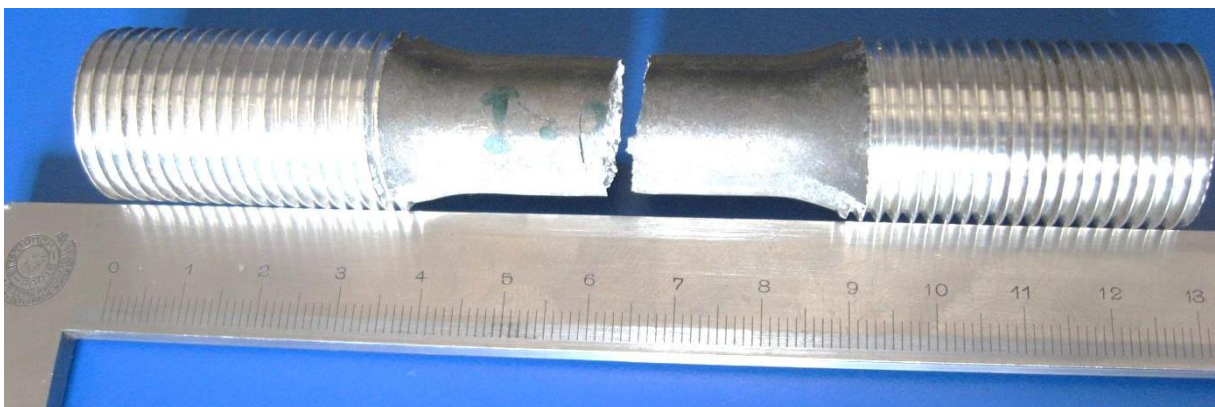
Les essais de fatigue en traction ont été effectués avec un rapport d'amplitude $R=0,1$ ou $R=-1$ suivant les cas. La géométrie des éprouvettes coulées et cobapressées est présentée sur la figure II.4. Les têtes étaient filetées avec un pas de vis M22 pour pouvoir être vissées dans le montage. Des contre-écrous étaient alors serrés lorsque l'éprouvette était en traction à sa charge maximale pour assurer une fixation efficace et limiter la fatigue du filetage. La peau de la partie utile de l'éprouvette est laissée brute, sans usinage, afin de tester la tenue en fatigue des pièces réelles avec la peau caractéristique du procédé COBAPRESS™.



(a)



(b)



(c)

Fig. II.4 – (a) Géométrie des éprouvettes coulées, (b) Géométrie des éprouvettes cobapressées, (c) Photo d'une éprouvette cobapressée après rupture

II.3.1 Essais de fatigue en flexion 4 points

Les essais de fatigue en flexion 4 points ont été effectués sur la même machine avec un montage de flexion. Nous pouvons voir un schéma du montage et une photo le montrant en fonctionnement sur la figure II.5 et II.6. On trouvera un plan du montage en annexe. Les rouleaux qui sont en contact avec l'échantillon, ont un diamètre de 10mm. Ils sont posés et uniquement maintenus avec des élastiques d'extensomètre, ce qui rend libre leur rotation. Un système de fourchettes amovibles et réglables permet de prévenir le déplacement ou la rotation de l'éprouvette au cours de l'essai.

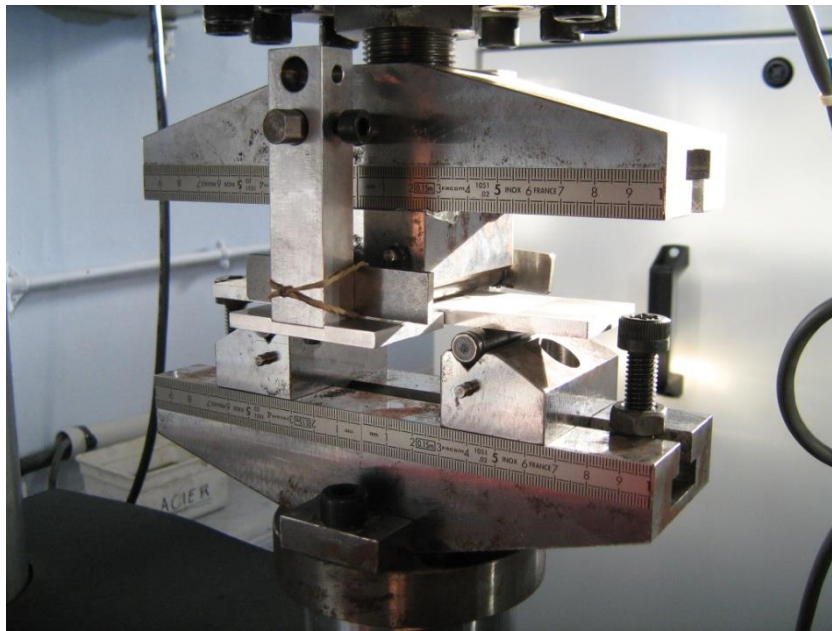


Fig. II.5 – Photo du montage de flexion 4 points

Les éprouvettes étaient des plaques de section rectangulaire avec pour dimensions (120 x 40 x 5 mm). Les essais étaient pilotés en efforts et le rapport de contrainte utilisé était $R=0,1$. La partie testée est la peau inférieure entre les deux rouleaux intérieurs de l'éprouvette car c'est elle qui subit les contraintes de traction les plus importantes. Pour déterminer cette contrainte, nous nous sommes servis de la norme utilisée par Jaguar et Land Rover et nous avons utilisé la formule suivante pour déterminer la contrainte maximale équivalente.

$$\sigma = \frac{3w(l - a)}{bd^2}$$

Où (voir aussi figure II.6)

σ est la contrainte en peau inférieure, w la charge appliquée, l est la distance entre le rouleau extérieur et le centre de l'échantillon, a la distance entre le rouleau intérieur et le centre de l'échantillon, b la largeur de l'échantillon et d son épaisseur.

Dans notre cas, nous avons : $l = 40 \text{ mm}$, $a = 15 \text{ mm}$, $b = 40 \text{ mm}$ et $d = 5 \text{ mm}$.

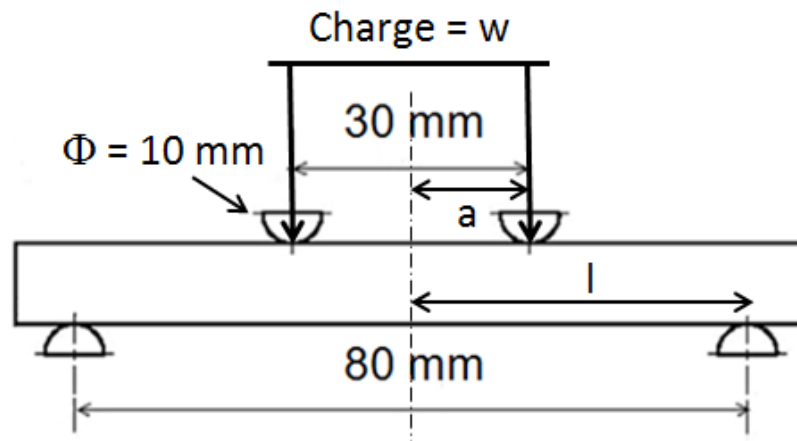


Fig. II.6 – Schéma du montage de flexion 4 points

Les éprouvettes ont été usinées par électroérosion pour ne pas avoir l'écrouissage superficiel qui serait présent avec un usinage mécanique. Les plaques sont tirées de lingots dont la géométrie est présentée figure II.7. Les dimensions de la préforme sont de $162 \times 50 \times 50 \text{ mm}$ et celles du lingot après forge de $162 \times 58 \times 40 \text{ mm}$. Le surplus de matière se retrouve dans la bavure. Nous avons fait des essais pour 4 cas différents : coulé cœur, coulé peau, cobapressé cœur et cobapressé peau. Les échantillons cobapressés sont tirés du lingot après forge et les échantillons coulés sont tirés d'un lingot coulé qui a la même géométrie que le lingot après forge. De cette façon, nous nous assurons que le SDAS ainsi que les possibles ségrégations sont les mêmes dans le cas coulé et cobapressé. L'unique différence entre les deux types d'éprouvettes est la déformation. Nous pourrions donc étudier les effets de la déformation et de l'état de surface sur la tenue en fatigue des pièces sans l'influence des autres paramètres.

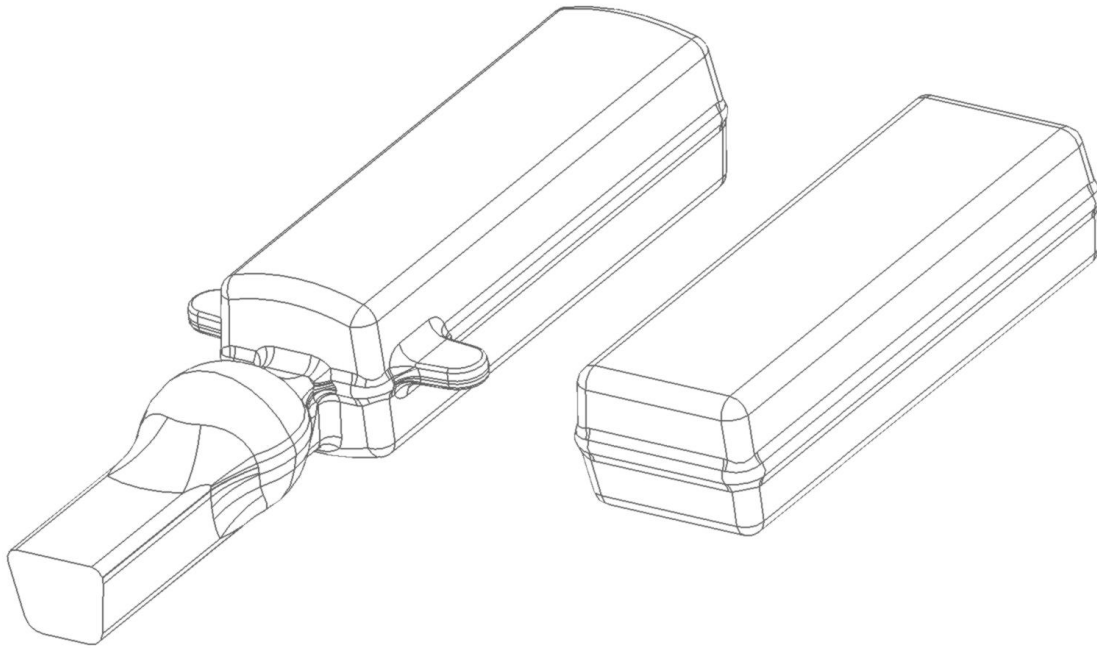


Fig. II.7 – Géométrie de la préforme avant forge (gauche) et du lingot après forge (droite)

II.4 Techniques d'investigation microstructurales

II.4.1 La microscopie optique

Pour pouvoir observer notre matériau en microscopie optique, un traitement de surface est nécessaire. Les échantillons ont donc subi un polissage pour étudier le SDAS et une étape supplémentaire d'oxydation anodique a été nécessaire pour révéler les grains.

A) Polissage

La procédure de polissage utilisée est classique pour les alliages d'aluminium : papiers SiC 600, 1200, 2500 suivis d'un polissage par solution diamantée $3\mu\text{m}$ et $1\mu\text{m}$. Une étape de finition est réalisée avec une solution de silice colloïdale.

B) Oxydation anodique

Pour l'observation des grains, la microstructure est révélée par oxydation anodique. Cette technique utilise une solution de 1,18% HBF_4 diluée dans l'eau. L'échantillon est placé à l'anode et l'oxydation est réalisée sous une tension de 30V pendant 4 minutes avec une température de solution de 6 à 10°C. La croissance en épitaxie d'une couche d'alumine biréfringente, plus ou moins épaisse selon l'orientation des grains permet de révéler la microstructure par une observation en lumière polarisée. Une lame d'onde est placée dans le microscope pour obtenir des couleurs différentes en fonction de l'orientation des différents grains.

II.4.2 Observation des grains et sous grains par EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction)

Cette technique utilise le faisceau d'électrons d'un microscope électronique à balayage pour l'analyse des orientations cristallines des grains. Le faisceau stationnaire d'électrons du microscope électronique à balayage (MEB) est projeté sur la surface de l'échantillon sous une faible incidence afin d'augmenter l'intensité des électrons rétrodiffusés (angle de tilt = 70°). Ces derniers vont diffracter sur les plans cristallographiques en position de Bragg et être collectés sur un écran de phosphore (figure II.8 (a)). Ce type de projection est appelé diagramme de diffraction de Kikuchi (figure II.8 (b)). Ce diagramme est alors indexé par un logiciel spécialisé qui permet de déterminer la nature de la maille cristalline ainsi que l'orientation local du cristal. Grâce à un pilotage automatique du faisceau incident, il est possible de faire une cartographie des orientations sur toute une plage de l'échantillon. Dans notre cas le pas de déplacement utilisé était toujours de $0,8\mu\text{m}$ et les plages étudiées mesuraient typiquement $250\mu\text{m} \times 480\mu\text{m}$.

La résolution spatiale de la technique est de l'ordre du micron. La précision sur la mesure des orientations est d'environ 1° . Les mesures ont été réalisées avec un MEB FEG JEOL 6500 équipé d'un système EBSD hkl Technology et du logiciel de dépouillement Channel.

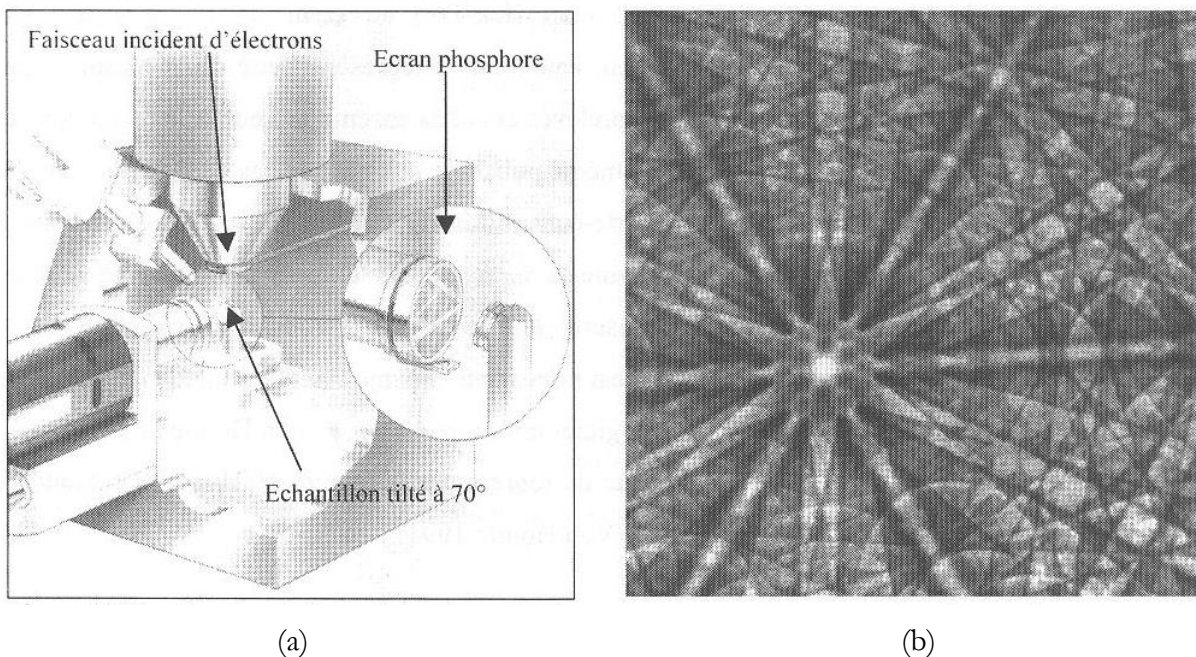


Fig. II.8 – (a) Représentation schématique de la technique EBSD au sein d'un MEB, (b) Exemple d'un diagramme de Kikuchi

Procédure expérimentale

La technique EBSD requiert des échantillons dont les surfaces sont parfaitement polies et sans écrouissage superficiel. Pour cela, les échantillons ont subi un polissage identique à celui utilisé pour l'observation de la microstructure par microscopie optique (cf. II.4.1A) suivi d'une nuit sur un plateau vibratoire Buehler VibroMet immergé dans une solution de silice colloïdale. Cette dernière étape nous a permis d'obtenir une surface très lisse et sans écrouissage superficiel malgré la présence des particules de silicium dans les eutectiques. En effet, les essais de polissage électrolytique réalisés sur cet alliage entraînaient une dissolution plus importante de la matrice et la surface n'était plus suffisamment plane pour permettre une bonne détection des diagrammes de diffraction.

III Simulations des aspects thermomécaniques de l'étape de forge

La simulation numérique a pris une place majeure dans la conception des pièces. Elle permet entre autre de prédire les niveaux, les vitesses et les températures de déformation lors de l'étape de forge. La connaissance de ces paramètres est nécessaire pour déterminer la géométrie des préformes afin d'obtenir des pièces sans défauts avec les propriétés mécaniques désirées. Un code métier et un code académique ont été utilisés. Le logiciel Simufact permet de mener jusqu'aux grandes déformations la modélisation de la forge avec formation de bavure notamment (remaillage possible). Pour ABAQUS la formulation reconnue du contact thermomécanique ainsi que la gestion des non linéarités matériaux, permet une étude fine des conditions locales du contact outil matière. Avant de présenter les résultats, on détaillera la détermination des paramètres du modèle en se focalisant dans les paragraphes suivant sur la cinématique des outils, les conditions thermiques et enfin la loi de comportement des matériaux mis en forme.

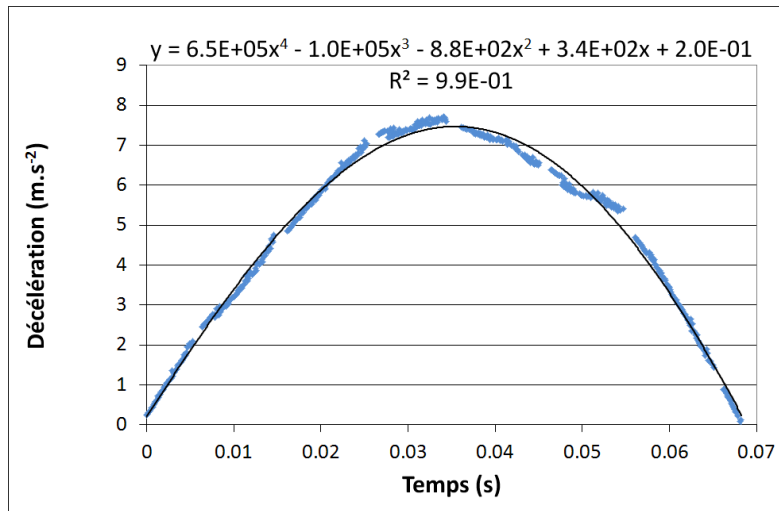
III.1 Détermination de l'évolution de la vitesse du coulisseau au cours de l'étape de forge

Comme nous avons pu le voir dans le paragraphe I.4.2, le niveau de déformation mais aussi la vitesse sont déterminantes pour les évolutions de microstructure. Aussi, pour connaître la vitesse de déformation, il est nécessaire de connaître la vitesse du coulisseau (matrice supérieure) ainsi que son évolution au cours de la forge, la matrice inférieure étant fixe. Le logiciel utilisé à Saint-Jean Industries, Simufact, prend comme hypothèse une décroissance linéaire de la vitesse. La vitesse du coulisseau au moment du premier contact avec la pièce est supposée de $0,42 \text{ m.s}^{-1}$ pour toutes les pièces. Ces paramètres de vitesse et décroissance fonctionnent assez bien et une bonne corrélation avec la réalité est observée en termes de fermeture de porosités, de défauts de forge ainsi que de longueur de bavure.

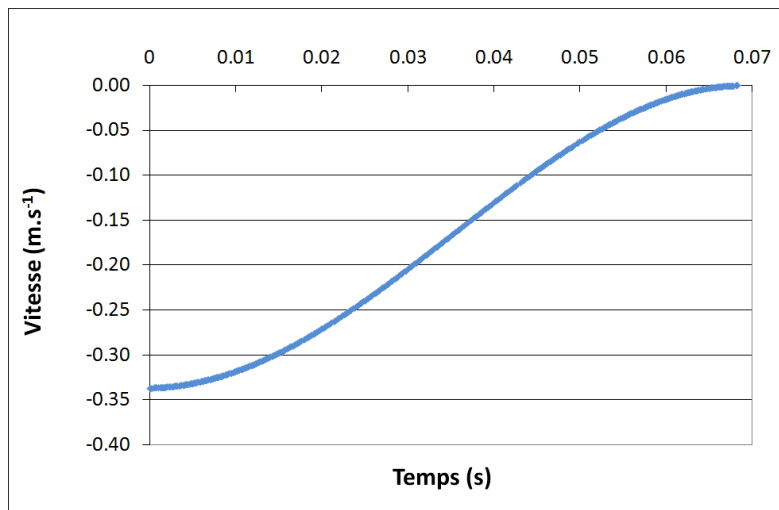
Nous avons cependant voulu mesurer plus en détails ce paramètre. Un moyen assez simple et économique est d'utiliser un accéléromètre placé sur le coulisseau lors de la frappe. En enregistrant sa décélération au cours de l'étape de forge nous pouvons par intégration remonter à l'évolution de la vitesse. Le capteur utilisé était un accéléromètre Kistler de type 8202A10 avec une gamme de mesure de $\pm 2000\text{g}$, une sensibilité de $10,76 \text{ pc/g}$, une sensibilité transversale de $3,3\%$, une fréquence propre de $45,0 \text{ kHz}$ et une plage de température de -70°C à 250°C . L'accéléromètre était ensuite relié à un amplificateur de charge Kistler de type 5011 qui avait pour

réglage, une sensibilité de $1g/V$, soit $9,81 \text{ m.s}^{-2}/V$, un filtre passe bas qui avait pour fréquence de coupure 10Hz et un filtre passe haut qui avait pour temps caractéristique 1s. L'enregistrement s'est ensuite fait sur un PC à l'aide d'une carte d'acquisition.

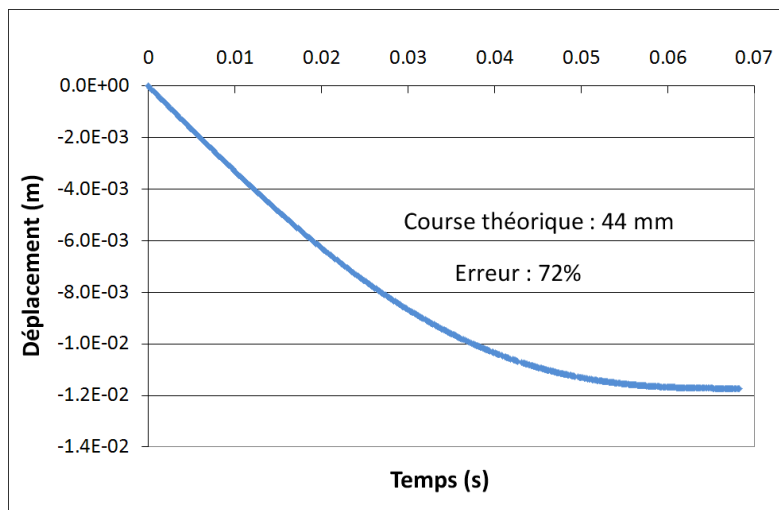
Les essais ont été réalisés sur un grand nombre de pièces différentes. Pour vérifier la précision de notre mesure nous avons intégré la vitesse calculée pour déterminer le déplacement du coulisseau et comparé avec le déplacement réellement observé. L'erreur est souvent très grande sauf dans de rares cas. L'évolution est cependant toujours assez linéaire comme le suggère la base de données de Simufact. Un exemple de résultats obtenus sur une pièce de grande série de Saint-Jean Industries que l'on nommera B8 est présenté sur la figure III.1.



(a)



(b)



(c)

Fig. III.1 – Evolution de la décélération (a), de la vitesse (b) et du déplacement (c) du coulisseau au cours de la frappe du « B8 » (Presse 2400 tonnes T1)

Le déplacement calculé est 4 fois plus faible que celui réellement mesuré. L'erreur est donc trop importante pour avoir une mesure précise de l'évolution de la vitesse. Cette erreur est due en partie à des problèmes d'interférences électromagnétiques. Le capteur et le câble sont blindés mais les champs magnétiques important dans l'usine du fait des fours et des moteurs des presses pouvaient créer des pics que nous devions lisser. Une sensibilité de mesure plus grande nous aurait aussi peut être permis d'être plus précis. Les résultats nous ont néanmoins montré que quelles que soient les pièces, la décroissance était relativement linéaire. Nous pensions qu'elle aurait pu être plus importante en fin de frappe lors de la formation de la bavure mais ce n'est pas le cas. Si nous voulons faire des mesures plus précises dans le futur nous utiliserons probablement une caméra haute vitesse qui est plus chère mais qui comporte l'avantage d'avoir une mesure directe, précise et qui est moins sujette aux bruits électromagnétiques.

Pour les simulations nous avons donc pris comme hypothèse une décroissance linéaire de la vitesse. Nous ne connaissons pas la vitesse au moment du premier impact de façon précise mais les vitesses de déformation sont assez peu dépendantes de celle-ci. En effet, nous avons observé que la majeure partie de la déformation se déroule dans les derniers instant de la frappe lors de la formation de bavure, à cet instant la vitesse du coulisseau est assez faible et changer légèrement la vitesse du premier impact n'entraîne pas de variation significative. Pour la simulation sur pièce réelle, afin de pouvoir comparer l'énergie nécessaire à la frappe, la course du coulisseau est fixée à 47 mm pour toutes les pièces. Nous avons aussi décidé d'appliquer une vitesse du coulisseau qui décroît linéairement sur les 47 mm en 0,2 s comme nous pouvons le voir sur la figure III.2. La course du coulisseau entre le premier contact et la fin de frappe n'est pas identique pour toutes les pièces. En effet, elle est de 44 mm pour le B8, 10 mm pour le lingot et 8 mm pour l'éprouvette de fatigue. L'hypothèse de décroissance linéaire utilisée répond donc aussi à une vitesse d'impact plus faible pour les pièces de plus petites dimensions, comme c'est le cas dans la réalité. Nous avons ainsi comme le souligne la figure III.2, une vitesse d'impact de 0,45 m/s pour le B8, 0,21 m/s pour le lingot et 0,17 m/s pour l'éprouvette de fatigue. Ces vitesses semblent assez satisfaisantes par rapport aux observations faites en production.

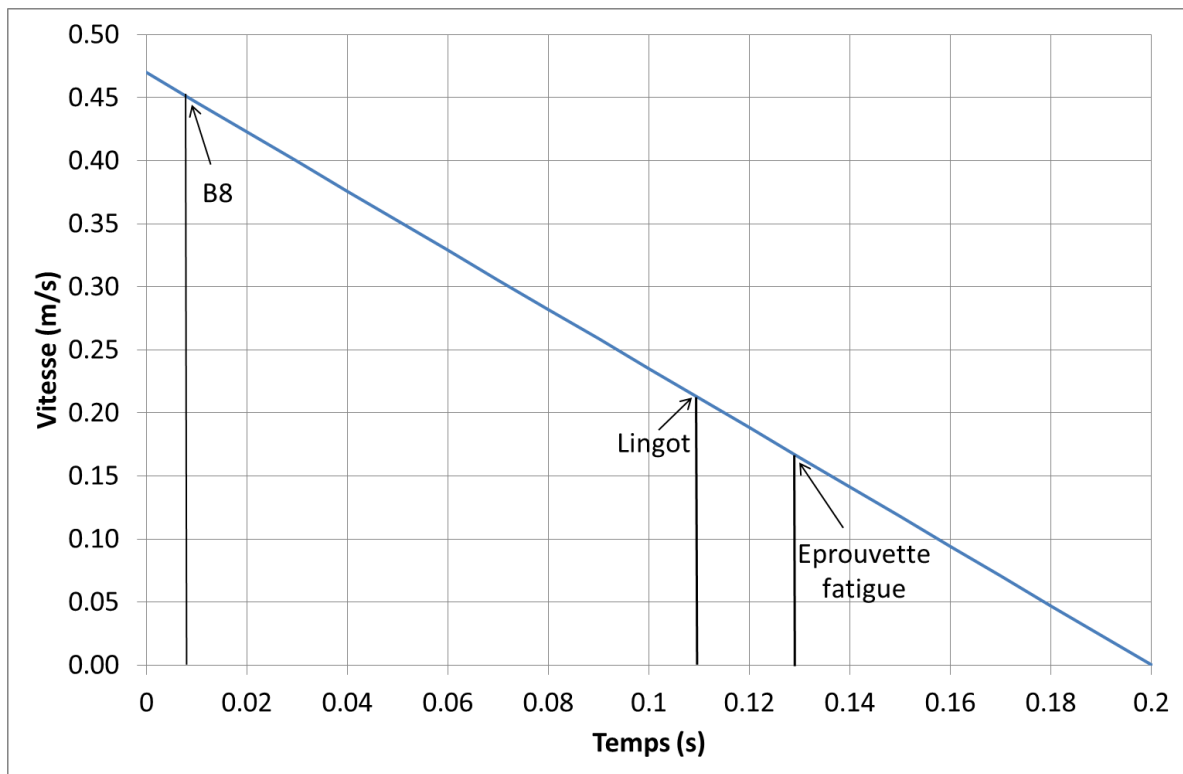


Fig. III.2 – Evolution de la vitesse du coulisseau au cours de la frappe en simulation (les cotes de fermeture des pièces sont atteintes au temps $t = 0,2$ s)

III.2 Conditions thermiques du modèle

Les pièces sont préchauffées à 540°C dans un four tunnel avant la forge. Elles sont ensuite sorties du four puis placées dans la presse avant d'être forgées. Le plus souvent cette étape de transfert est effectuée par un robot et dure entre 5 à 10 s. Les pièces se refroidissent d'environ $0,5^{\circ}\text{C/s}$ à l'air ambiant et des simulations ont montré que la différence entre la température de peau et de cœur est inférieure à 3°C . L'ouverture régulière des portes du four entraîne cependant une légère baisse de température en sortie de four, nous estimons donc et avons pris pour hypothèse une température homogène de 530°C pour les préformes de fonderie avant forge.

Les matrices sont quant à elle à une température homogène de 200°C en début de frappe.

Nous ne nous sommes pas intéressés à l'échange thermique avec l'air ambiant car l'échange est suffisamment court pour pouvoir être négligé. Le coefficient d'échange entre la matrice et la préforme de fonderie est de $5000 \text{ W}\cdot\text{m}^2\cdot\text{K}^{-1}$ (Lenhard A.L. et al., 2006).

Le coefficient de frottement a été fixé à 0,2. Cette valeur est tirée de Simufact et permet de relativement bien corrélérer les efforts de frappe ainsi que les longueurs de bavure avec la réalité. Les valeurs couramment utilisées pour une lubrification au graphite sont comprises entre 0,15 et 0,2. De plus, (Lenard J.G., Pietrzyk M., 1993) ont montré que la microstructure de surface était

dépendante du coefficient d'échange thermique mais assez peu du coefficient de frottement.

La matrice est en acier, les paramètres thermiques utilisés pour celle-ci sont donc les suivants :

- Conductivité thermique : $25 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Chaleur spécifique massique : $520 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Densité : 7800 kg/m^3

Pour la préforme en AS7G03 les paramètres sont :

- Conductivité thermique : $174 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Chaleur spécifique massique : $1037 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- Densité : 2700 kg/m^3

Ces valeurs sont tirées de la base de donnée de Simufact et sont proches des valeurs données dans la littérature pour ce type d'alliage. Il est cependant assez difficile de trouver des valeurs pour un alliage spécifique.

III.3 Propriétés mécaniques utilisées pour le matériau en simulation

Du point de vue des caractéristiques mécaniques du matériau, des essais de torsion à chaud ont été réalisés sur notre matériau afin d'en déterminer les contraintes d'écoulement. Les températures testées étaient 490°C , 515°C et 540°C pour des vitesses de $0,1\text{s}^{-1}$, 1s^{-1} et 10s^{-1} . Les éprouvettes dont la géométrie est présentée figure III.3 ont été chauffées puis maintenues à la température souhaitée pendant 10 minutes avant l'essai afin de s'assurer de l'homogénéité de température.

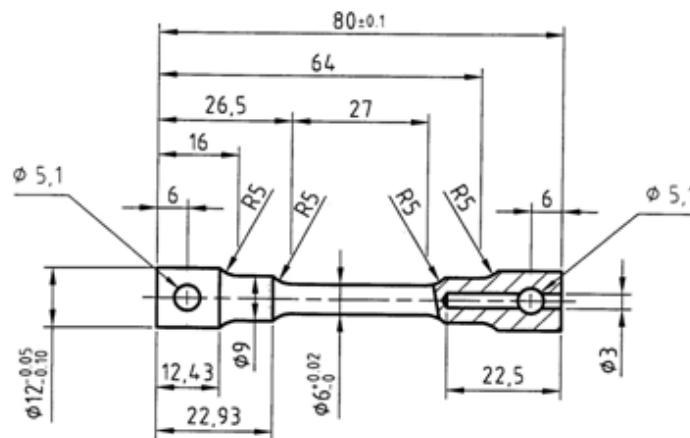


Fig. III.3 – Géométrie de l'éprouvette de torsion

Les résultats obtenus pour une température de 540°C sont présentés figure III.4.

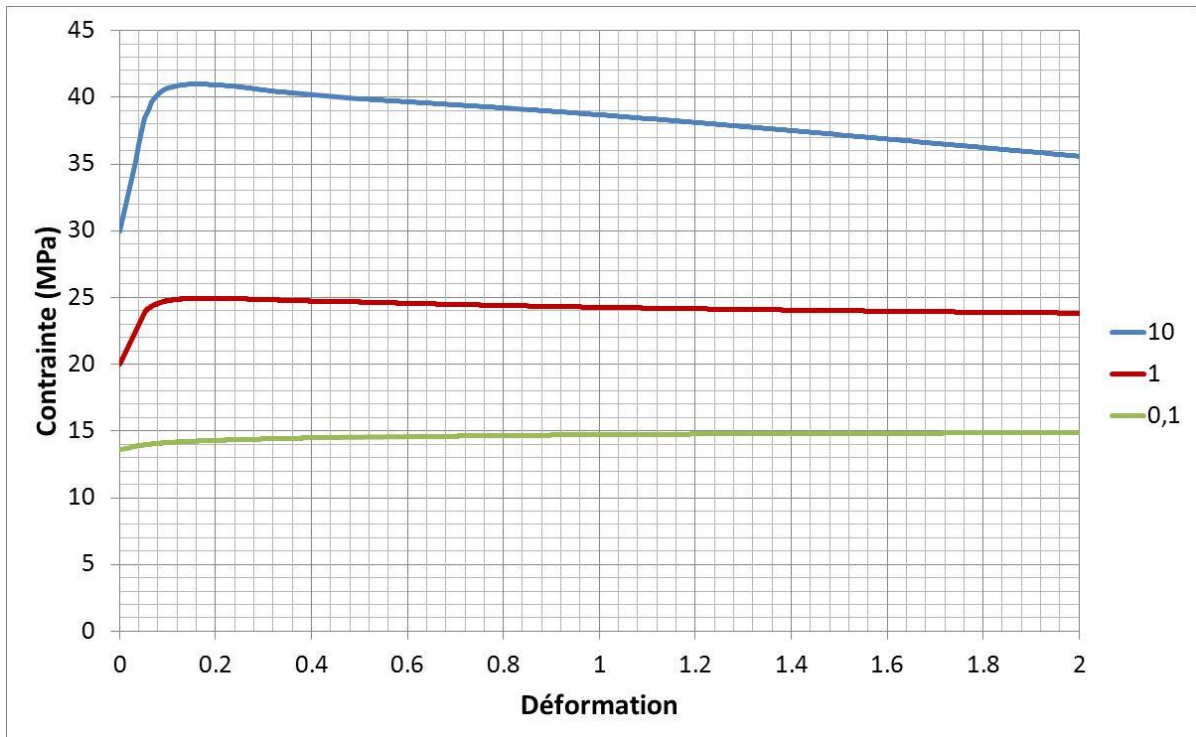


Fig. III.4 – Courbes contrainte déformation de l'AS7G03 pour une température de 540°C et des vitesses de déformations de 10 s⁻¹, 1s⁻¹ et 0,1 s⁻¹

Le module de Young est un autre paramètre important et il est difficile à connaître pour des hautes températures. Des mesures de module de Young à chaud ont donc été effectuées sur un alliage d'aluminium 6060. L'essai a d'abord consisté à usiner une éprouvette plate d'épaisseur 4mm à l'aide du plan suivant dans un barreau de 6060.

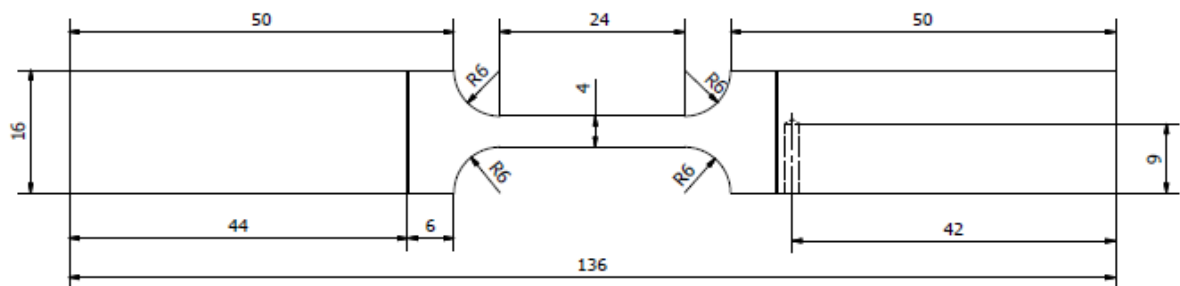


Fig. III.5 – Plan de l'éprouvette de mesure de module de Young en mm

Cette éprouvette a ensuite été montée dans une coque comme le montre la figure III.6. Cette coque est équipée de cartouches de chauffe qui sont asservies grâce à plusieurs thermocouples. Cet asservissement permet d'obtenir une température très homogène dans la partie utile de l'éprouvette.



Fig. III.6 – Photo du montage de mesure de module de Young à chaud

Nous avons fait des mesures pour plusieurs températures jusqu'à 400°C , température maximale du montage et nous avons obtenu les résultats présentés figure III.7. Nous avons pris comme hypothèse, une décroissance linéaire du module de Young avec la température. L'AS7G03 contient des particules de silicium plus rigide il a donc un module de Young légèrement plus élevé. Sa valeur est de 74 GPa à température ambiante, nous avons donc choisi de translater la courbe de l'alliage 6060 de 4 GPa. Nous obtenons donc pour une température de 530°C un module de Young de 48 GPa.

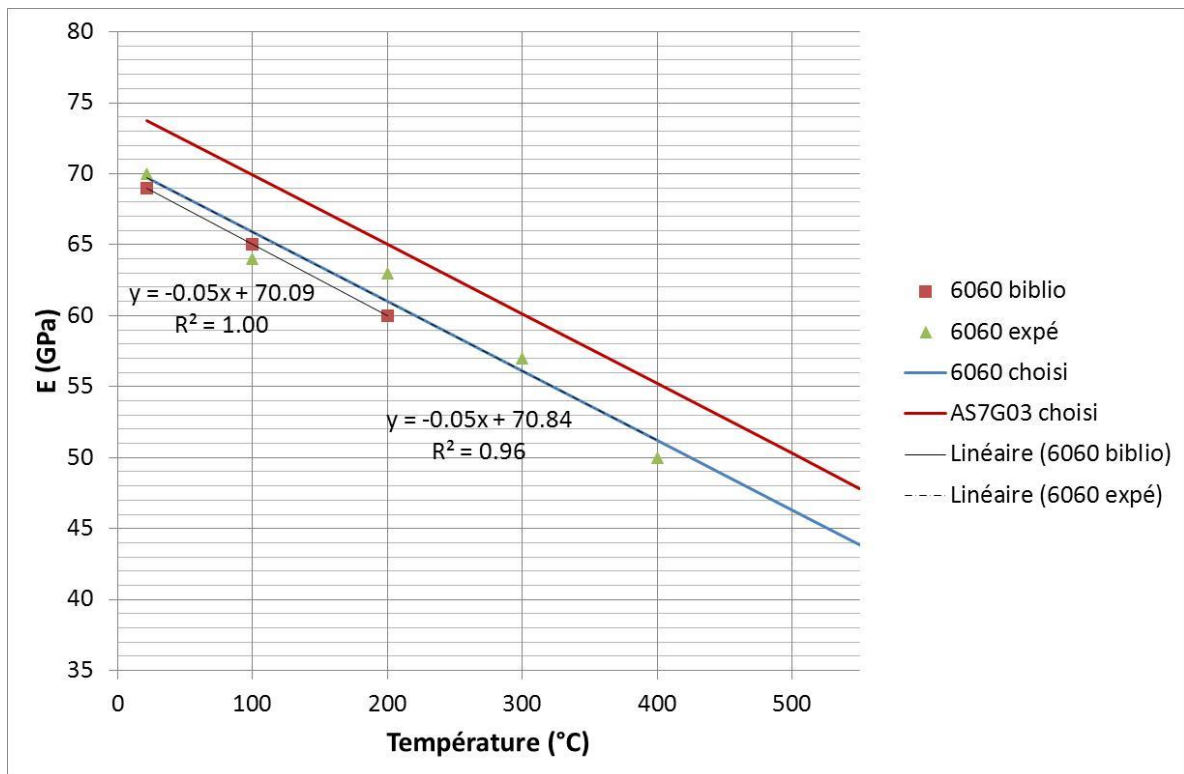


Fig. III.7 – Résultats des mesures et modules de Young choisis pour la simulation pour l’alliage d’aluminium 6060 et l’AS7G03

III.4 Résultats obtenus sur pièce réelle à l’aide du logiciel Simufact

Les simulations de forge sont réalisées à Saint-Jean Industries à l’aide du logiciel Simufact en volume finis pour avoir des temps de calculs acceptables. La figure III.8 montre les résultats des longueurs de bavure obtenues ainsi que la corrélation avec la réalité. La figure III.9 présente quant à elle les résultats de déformation plastique équivalente de Von Mises en fin de frappe dans une section des différentes pièces. La figure III.10 montre enfin les vitesses de déformation au moment où elles sont le plus importantes, lorsque la bavure se forme. Ces résultats montrent tout d’abord qu’une bonne corrélation avec la réalité est obtenue en termes de forme finale et de longueur de bavure. Les efforts de presse ainsi que les défauts de forge tel que les replis ou traces de brut (partie qui n’entre pas en contact avec la matrice) sont aussi bien anticipés grâce à un retour d’expérience important du bureau d’étude. Nous pouvons voir sur les figures III.9 et III.10 que pour les trois pièces différentes le taux de déformation ainsi que la vitesse de déformation ont un niveau plus élevé au cœur de la pièce. Cette zone est appelé le plan de joint, elle correspond à la partie située entre les matrices supérieure et inférieure où la bavure va se former. Cette caractéristique est recherchée pour avoir un taux de déformation suffisant à cœur pour pouvoir refermer les retassures qui sont principalement situées dans cette zone. Les autres parties de la pièce observent tout de même un taux de déformation de l’ordre de 10 à 20%.

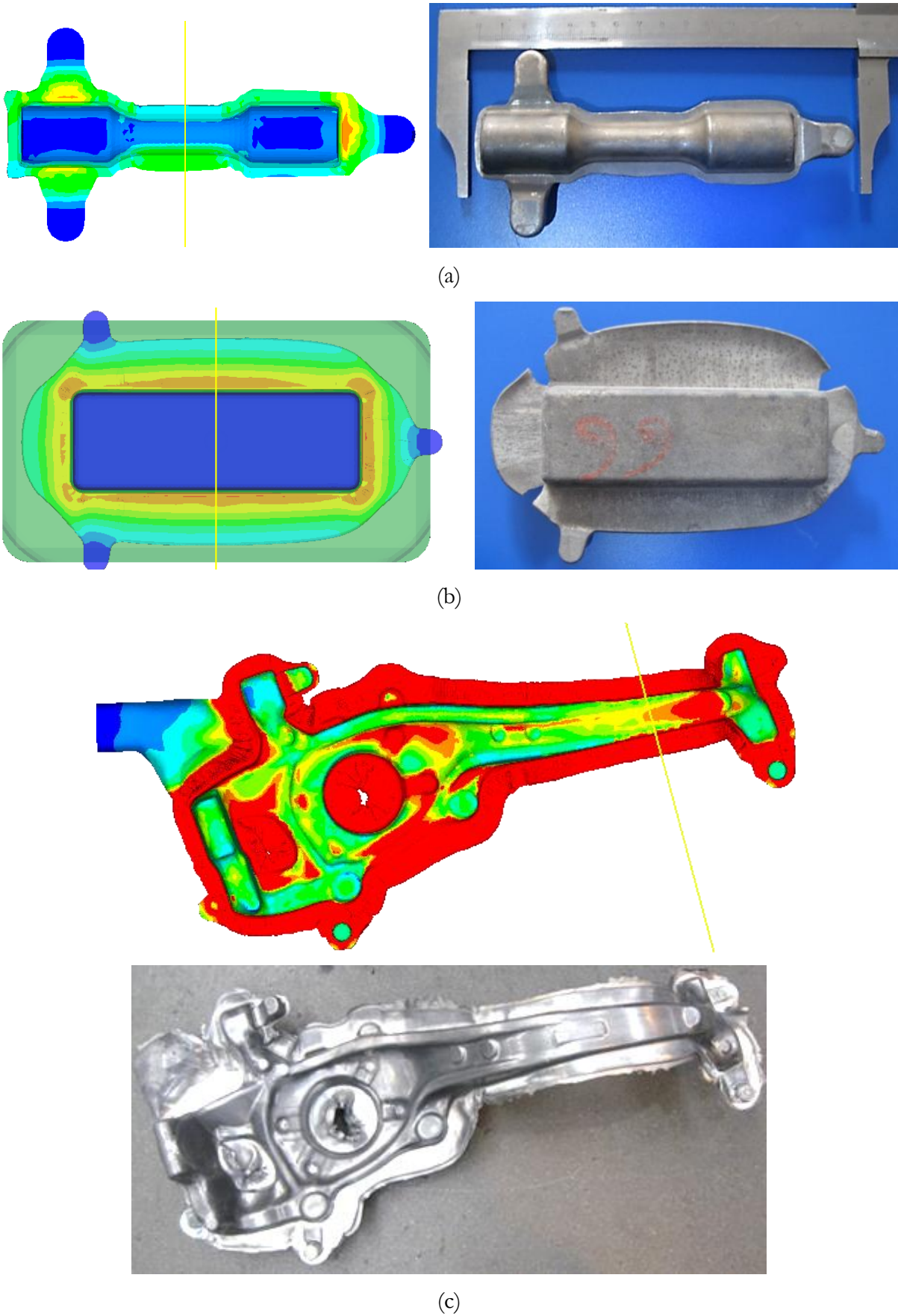


Fig. III.8 – Résultats obtenus après forge avec la simulation numérique sous Simufact et en réalité pour (a) l'éprouvette de fatigue, (b) le lingot et (c) la pièce B8

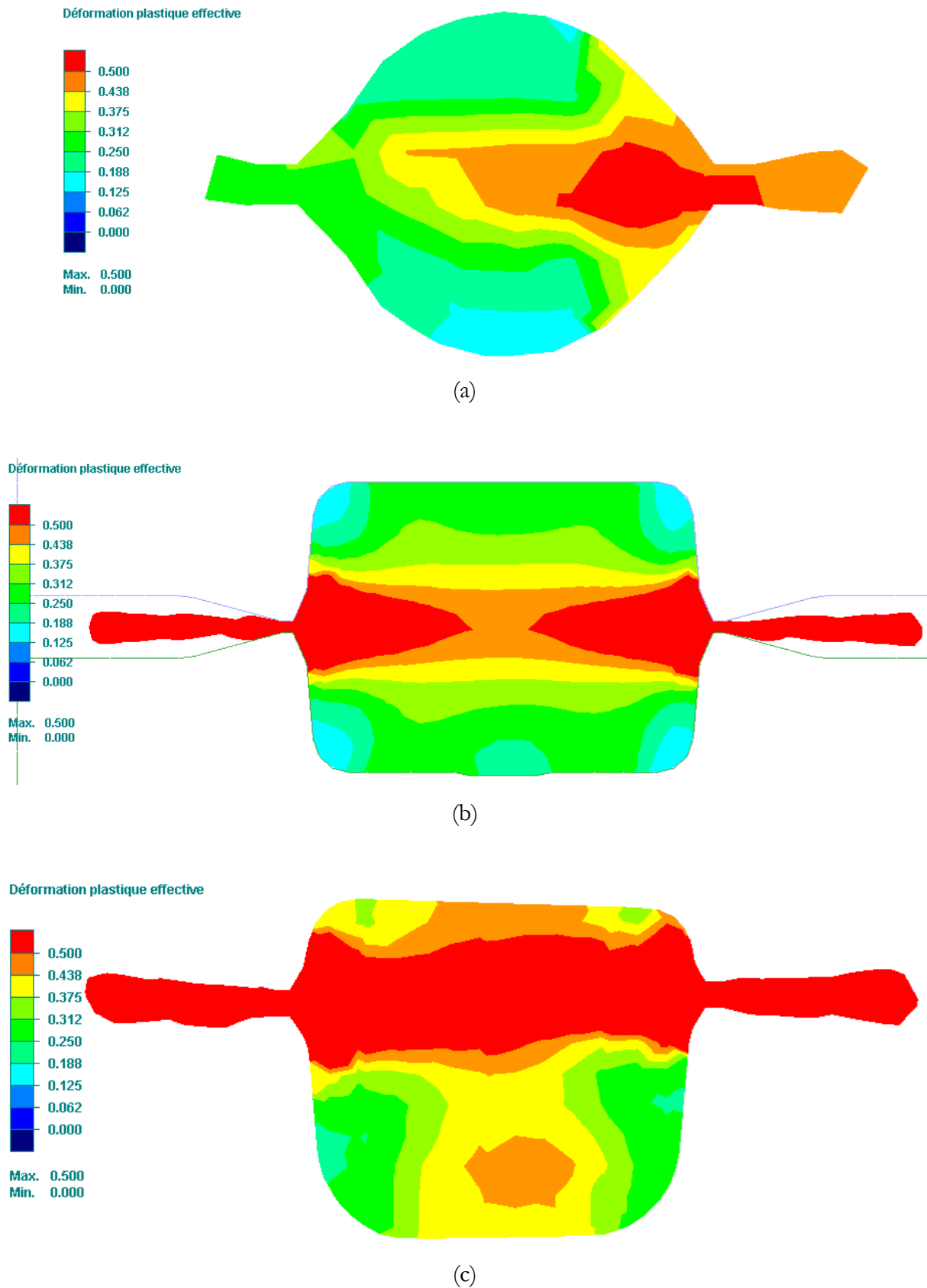


Fig. III.9 – Déformation plastique équivalente de Von Mises en fin de frappe dans une section (a) de l'éprouvette de fatigue, (b) du lingot et (c) du B8, les sections représentées sont tracées sur la figure III.8

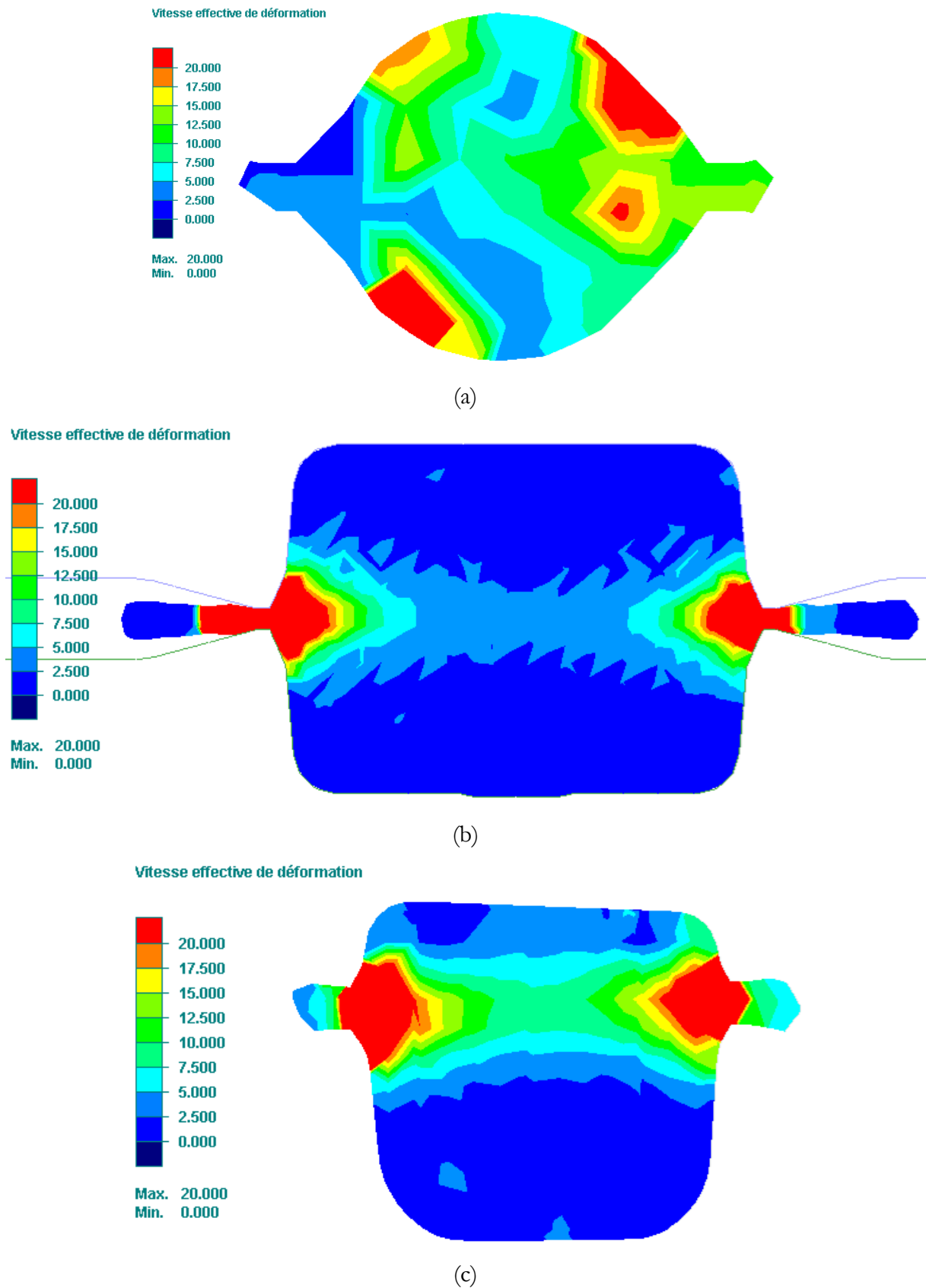


Fig. III.10 – Vitesse de déformation plastique équivalente de Von Mises au moment de la formation de bavure dans une section (a) de l'éprouvette de fatigue, (b) du lingot et (c) du B8, les sections représentées sont tracées sur la figure III.8

III.5 Modèle utilisé sur ABAQUS

Le logiciel de simulation que nous avons utilisé à l'Ecole des Mines est ABAQUS. Ce logiciel a l'avantage de pouvoir modéliser par éléments finis de nombreux phénomènes notamment dans notre cas, un couplage de thermique et de mécanique. Nous avons voulu étudier des phénomènes locaux de manière plus précise grâce à ces simulations. En effet, le logiciel Simufact est un logiciel de simulation par volumes finis et les pièces utilisées pour le calcul sont des pièces complexes en 3D. La précision des résultats ne permet pas de prendre en compte le refroidissement local en peau au cours de la forge ou l'effet de la rugosité de surface sur la déformation locale. Nous avons donc tout d'abord fait une simulation en 2D de la déformation au sein d'une section de l'éprouvette de fatigue. Les résultats de déformation ont été comparés à ceux réalisés à l'aide du logiciel Simufact afin de vérifier la validité de notre modèle. Nous nous sommes ensuite intéressés à la déformation en peau due à la rugosité de surface ainsi qu'au refroidissement créé par le contact avec la matrice qui est à une température inférieure. Pour toutes les simulations nous avons utilisé les mêmes paramètres matériau, conditions thermiques et vitesse de coulisseau que pour les simulations sous Simufact.

III.6 Simulation de la déformation en 2D dans une section de l'éprouvette de fatigue

Nous avons simulé la déformation plastique de l'éprouvette de fatigue dont la forme avant et après forge est présentée sur la figure II.4. Nous avons d'abord tenté de faire les simulations avec le mode Arbitrary Lagrangian Eulerian d'ABAQUS qui permet de faire glisser les nœuds du maillage lorsque celui-ci est trop déformé et ne permet plus une résolution précise du problème. La déformation étant beaucoup trop importante au moment de la formation de la bavure ce mode n'est pas assez efficace pour obtenir un maillage satisfaisant. Il est donc nécessaire de passer par des étapes de remaillage. La stratégie utilisée était d'arrêter la simulation lorsque le maillage devenait trop dégradé comme nous pouvons le voir sur la figure III.12a. La géométrie du modèle était alors récupérée et un nouveau maillage créé. Les résultats de l'étape de simulation précédente en termes de température et déformation étaient alors réintroduits dans le nouveau maillage et le calcul pouvait continuer par une nouvelle étape. Le modèle utilisé est présenté figure III.11 et nous n'avons simulé que la moitié supérieure de l'éprouvette pour minimiser la taille du calcul grâce à la symétrie du problème. Pour la simulation, nous avons utilisé un modèle implicite de couplage thermomécanique appelé Coupled temp-displacement dans ABAQUS. Nous avons utilisé des éléments CPE4T pour le maillage qui sont des éléments 2D

quadrilatéraux de déformation plane couplé thermiquement comportant 4 nœuds. Les conditions aux limites sont une vitesse de déplacement de 0,09 m/s pour la matrice (vitesse de la matrice réelle divisée par 2 du fait de la symétrie) et une vitesse verticale nulle sur le plan de joint de l'éprouvette. La déformation plastique équivalente de Von Mises obtenues en fin de frappe est présentée figure III.12b.

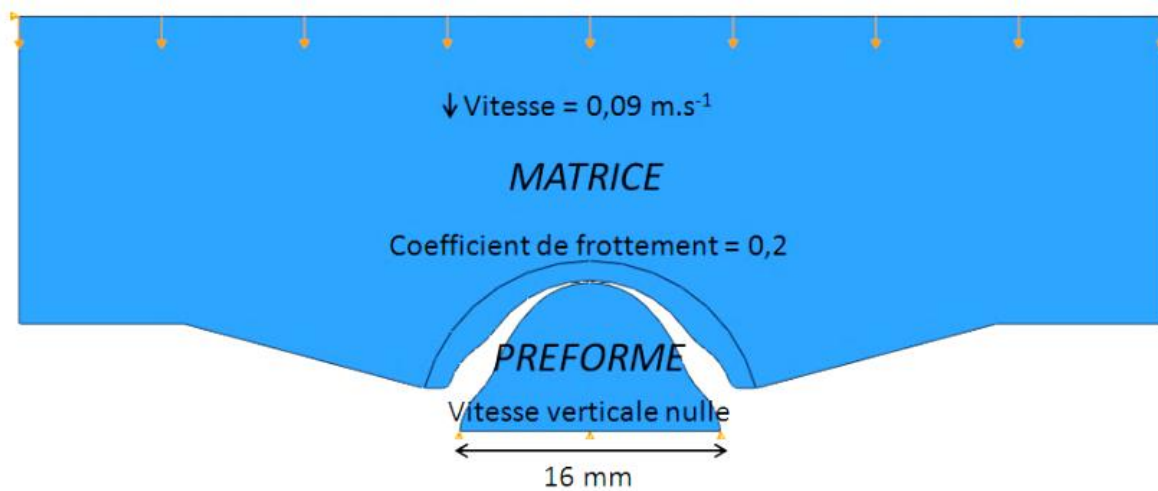
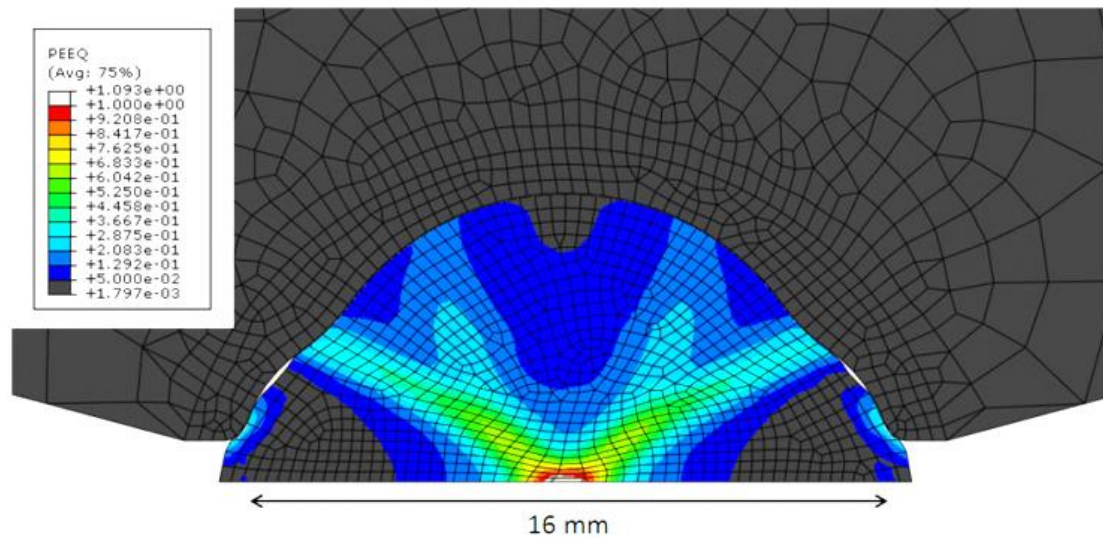
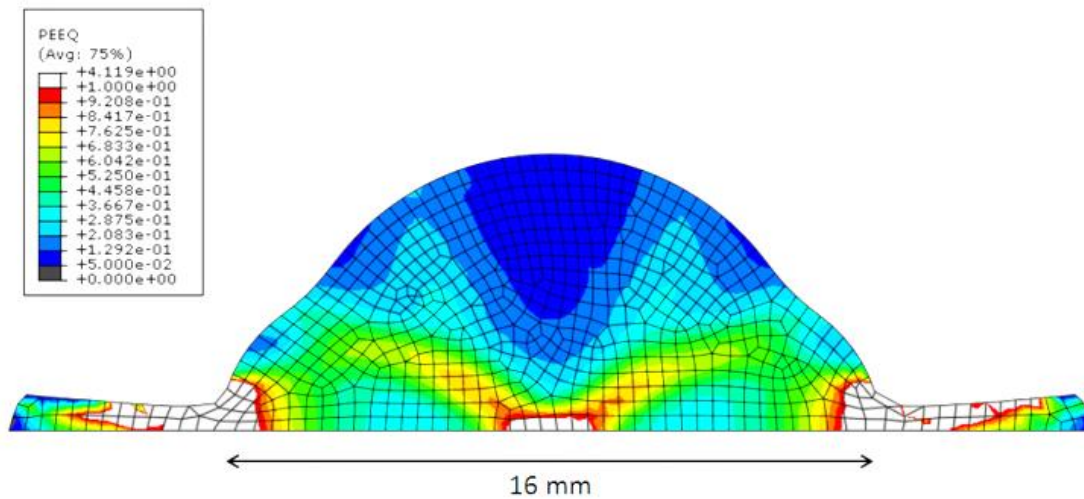


Fig. III.11 – Modèle utilisé pour simuler la déformation plastique au sein d'une section 2D de l'éprouvette de fatigue



(a)



(b)

Fig. III.12 – Déformation plastique équivalente de Von Mises dans une section de l'éprouvette de fatigue (a) au moment du premier remaillage (b) en fin de frappe après 9 remaillages

Comme pour la simulation sous Simufact, la déformation plastique est majoritairement localisée dans le plan de joints. Cependant, bien que la simulation soit en 2D plutôt qu'en 3D les résultats semblent plus précis sous ABAQUS. Nous pouvons ainsi observer nettement le phénomène de croix du forgeron avec une déformation localisée à cœur sous forme de croix. Un autre résultat intéressant est la très faible déformation subie par la zone extérieure au plan de joints où elle est inférieure à 10%. Simufact anticipait quant à lui une déformation de l'ordre de 20%. Cette différence peut s'expliquer par un maillage plus grossier et par le fait que dans une simulation par volume finis le matériau ne semble pas totalement incompressible, de légères erreurs sur le taux de déformation sont donc possible du fait de cette imperfection du modèle.

III.7 Influence de la rugosité de surface sur la déformation en peau

Pour cette partie, nous avons tout d'abord effectué un relevé du profil d'une surface avant forge et d'une surface après forge, le long d'une ligne, grâce à un profilomètre Perthometer M2 de marque MAHR. Les profils obtenus sont présentés sur la figure III.13. Nous pouvons voir une nette différence de rugosité entre les deux surfaces. En effet, les pièces sont coulées dans des moules de fonderie qui contiennent un poteyage avec une certaine rugosité. Les pièces cobapressées ont subi une étape de forge dans des matrices polies qui ont une très faible rugosité et qui permettent d'obtenir des pièces avec un très bon état de surface. Cette différence de profil va entraîner une déformation en surface difficile à modéliser sur une pièce réelle du fait d'un maillage trop grossier. Nous avons donc décidé de réaliser une simulation sur une zone de peau de 10 mm de côté. Le modèle est présenté figure III.14. Tous les paramètres du matériau et d'interaction matrice-préforme sont les mêmes que dans les simulations précédentes. Nous avons pris comme hypothèse de conditions aux limites d'appliquer une pression isostatique sur les trois faces libres du morceau de préforme. La valeur de cette pression est tirée des simulations de forge sur pièce (réalisée grâce à Simufact). Cette pression vaut par exemple 35 MPa pour l'éprouvette de fatigue et 70 MPa pour le lingot et le B8 au cours de la frappe. Elle monte fortement jusqu'à un niveau de 200 à 300 MPa en fin de frappe, au moment de la formation de la bavure. A cet instant, la pièce est bien positionnée dans la matrice et aucun déplacement ne se produit entre la préforme et l'outil. La majorité de la déformation est localisée dans le plan de joint et la peau est par conséquent peu cisailée. Nous avons donc choisi de ne pas simuler la fin de frappe pour ce modèle avec rugosité. Nous supposons ainsi que la surface va se déformer jusqu'à ce que le contact matrice-préforme soit suffisant pour permettre une distribution de l'effort dans le reste de la pièce. La pression isostatique passe donc de 0 à 35 MPa en 0,001 s pour un premier cas et de 0 à 70 MPa dans un deuxième cas. Ces conditions aux limites imposent d'utiliser un modèle explicite. En effet, le fait d'imposer un effort rapidement en début de simulation rendait très difficile une convergence du calcul pour le premier pas de temps avec un modèle implicite. Nous avons donc utilisé le mode Dynamic, couplé temp-disp, explicite d'ABAQUS pour réaliser cette modélisation. Les éléments utilisés sont des CPE4RT, ils sont semblables aux éléments CPE4T mais ne comporte qu'un seul point d'intégration au lieu de 4 par éléments. Ces éléments sont utilisés pour le modèle explicite d'ABAQUS.

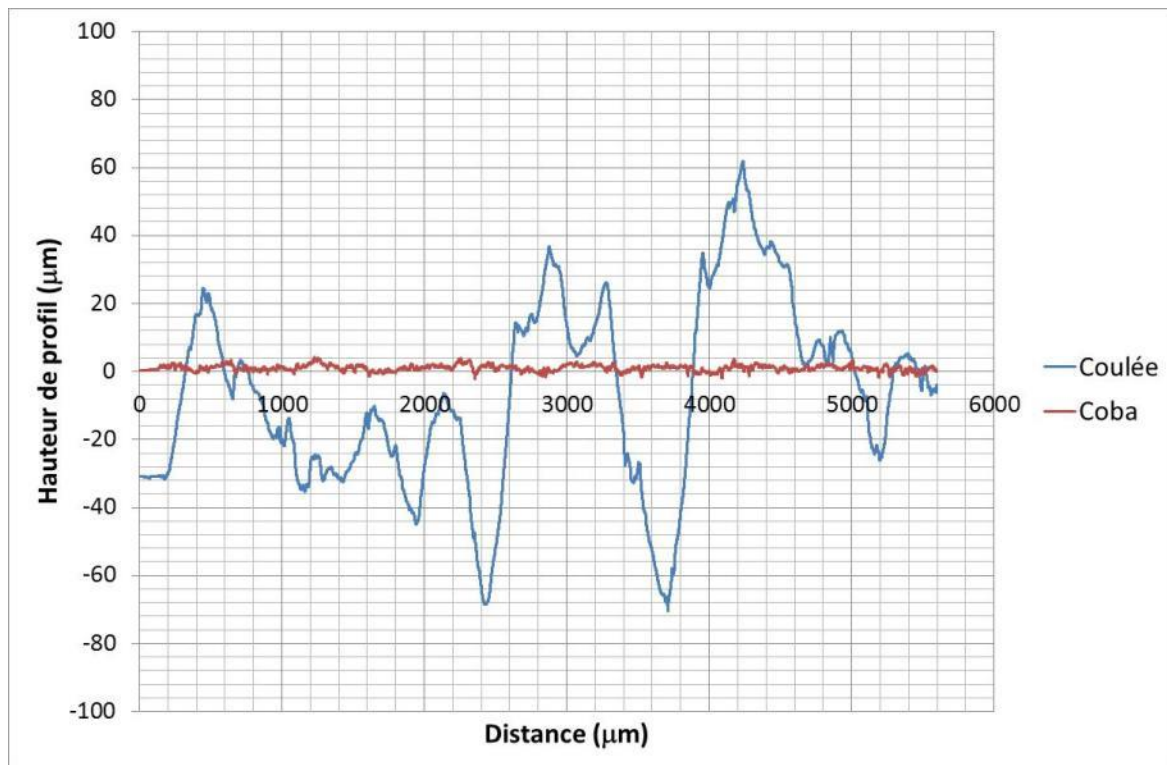


Fig. III.13 – Profil de la surface d'une pièce avant forge en bleue et après forge en rouge

La figure III.14 représente les modèles utilisés pour simuler la déformation en peau à l'aide d'un morceau de matrice et de préforme. Nous pouvons y voir les conditions aux limites avec une vitesse de déplacement de la matrice de $0,2 \text{ m.s}^{-1}$ et une pression sur les trois faces libres de la partie de la préforme. Le transfert thermique n'est pas pris en compte dans cette simulation. La température de la préforme est donc prise constante à 530°C . Comme évoqué précédemment le coefficient de friction utilisé est de 0,2. Deux modèles ont été utilisés pour les deux pressions de 35 et 70 MPa. Dans un premier temps, nous avons pris comme hypothèse qu'un élément de matière en surface ne se déplaçait pas latéralement (figure III.14a). Cependant, lors de la frappe, la peau des pièces peut glisser contre la matrice pour trouver sa position d'équilibre. Nous avons donc réalisé dans un second temps une modélisation qui utilisait les mêmes paramètres que la précédente, excepté une vitesse de déplacement latérale de $0,2 \text{ m.s}^{-1}$ (figure III.14b). Cette vitesse est assez élevée et nous avons pris un temps de simulation de 0,05 s afin que l'élément de matière se déplace de 1 cm, ce qui semble comparable à la réalité. Les résultats obtenus pour une vitesse latérale nulle sont présentés figure III.15, alors que la figure III.16 expose ceux correspondant à une vitesse latérale de $0,2 \text{ m.s}^{-1}$.

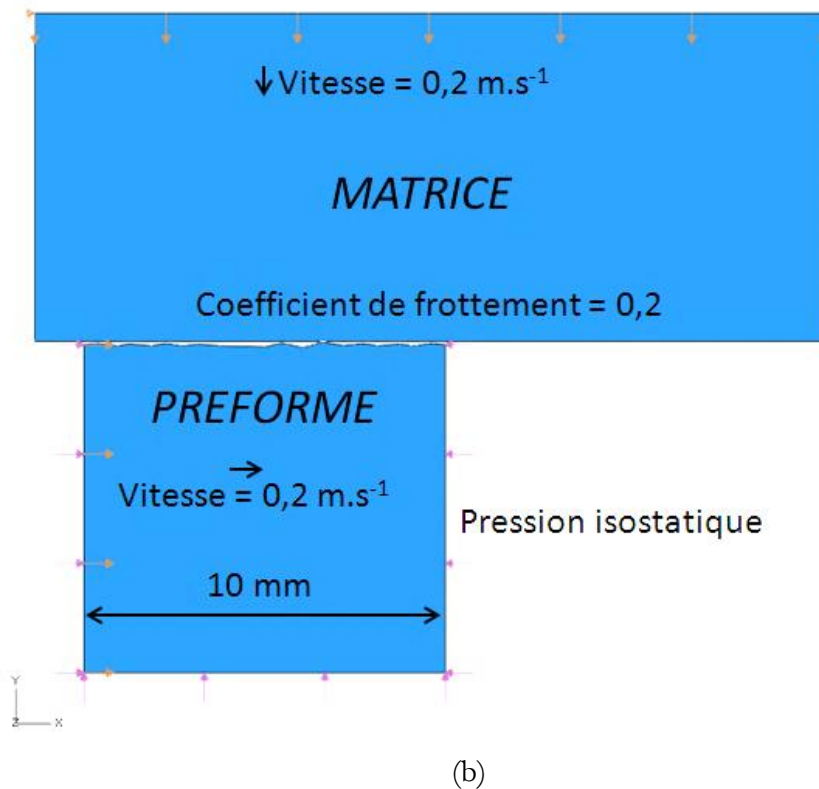
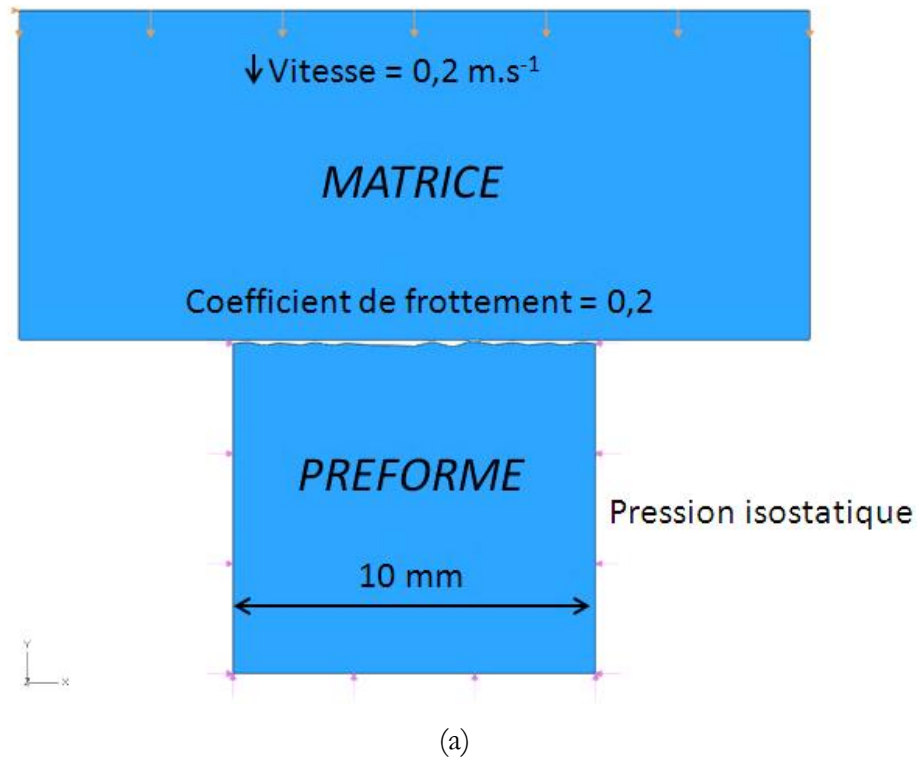
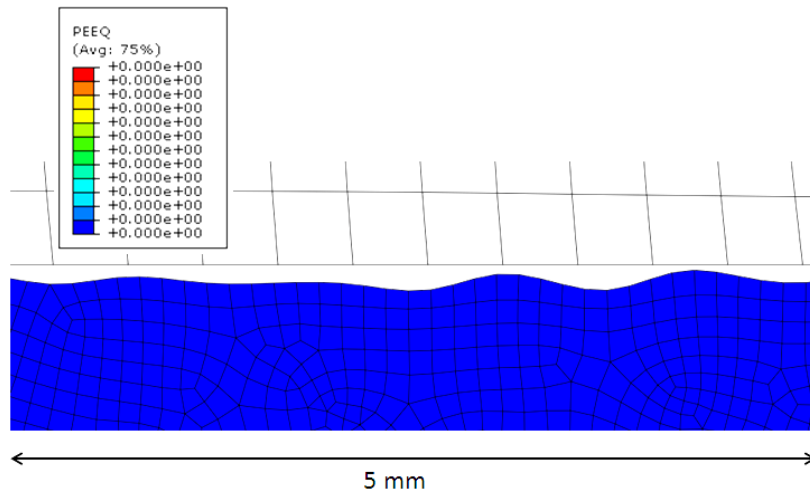
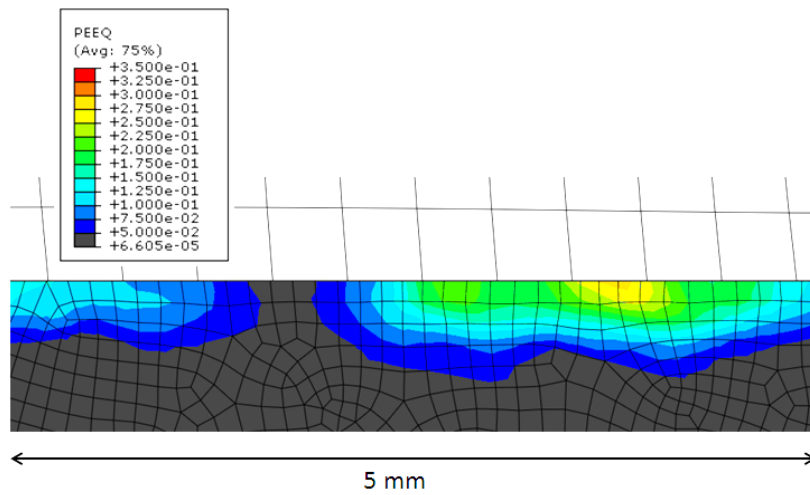


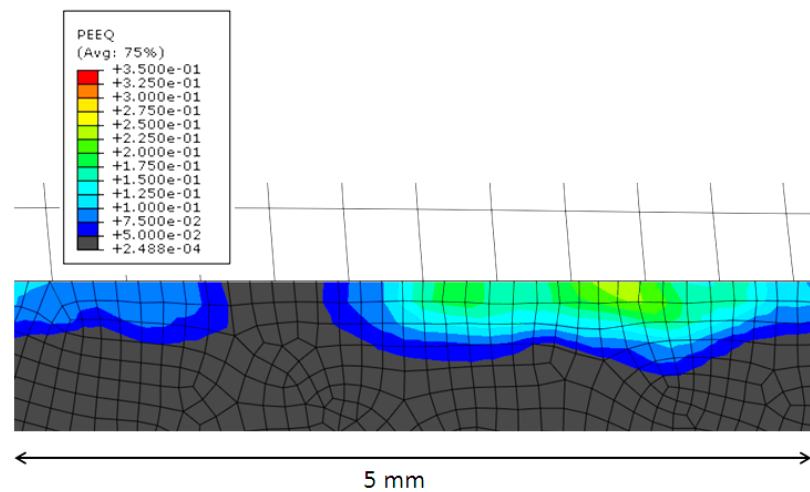
Fig. III.14 – Modèles utilisés pour simuler la déformation de surface due à la rugosité (a) avec une vitesse latérale nulle, (b) avec une vitesse latérale de $0,2 \text{ m.s}^{-1}$



(a)

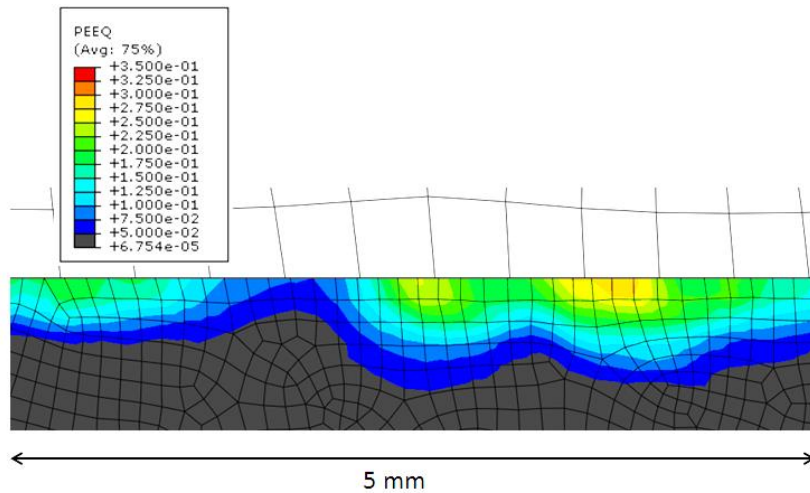


(b)

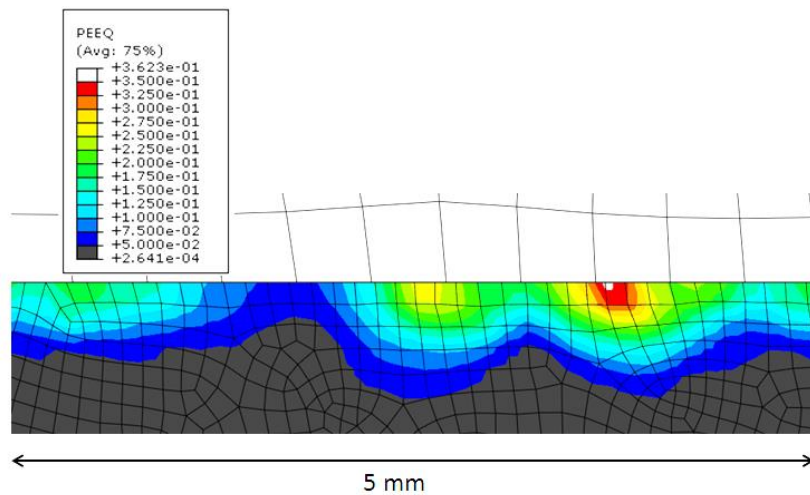


(c)

Fig. III.15 – Déformation équivalente de Von Mises en surface avec un profil de rugosité de surface réel et une vitesse latérale nulle (a) avant déformation, (b) après déformation pour une pression isostatique de 35 MPa, (c) après déformation pour une pression isostatique de 70 MPa



(a)



(b)

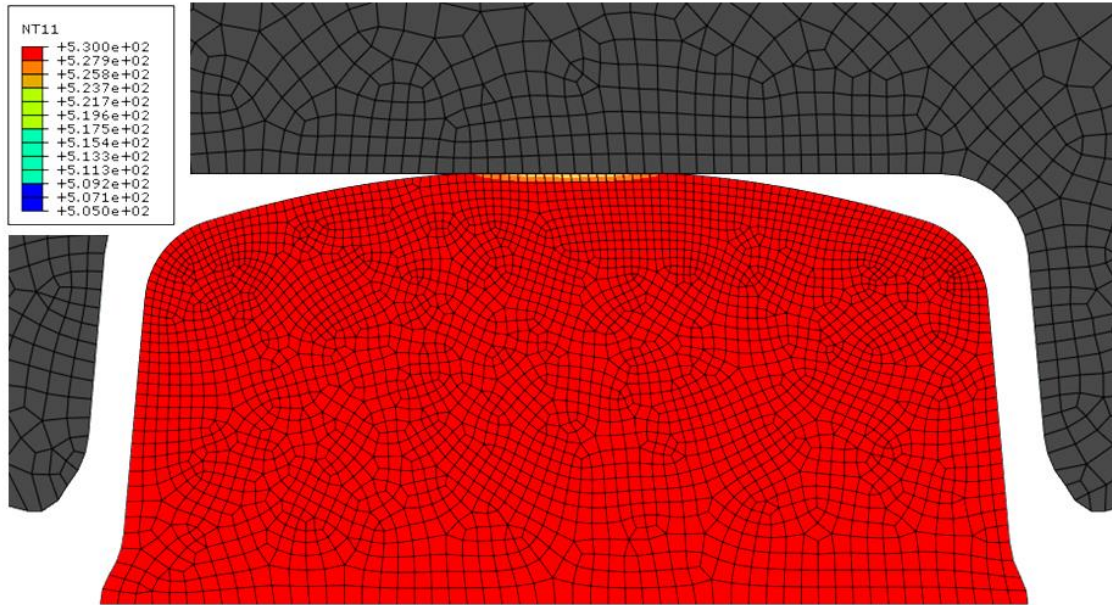
Fig. III.16 – Déformation équivalente de Von Mises en surface avec un profil de rugosité de surface réel avec une vitesse latérale de $0,2 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ (a) après déformation pour une pression de 35 MPa, (b) après déformation pour une pression de 70 MPa

Nous pouvons voir sur la figure III.15 que la rugosité de surface peut entraîner une déformation en surface non négligeable. Celle-ci se cumule avec la déformation simulée sur la pièce réelle dans la partie précédente, nous pouvons donc atteindre des taux de déformation de 60% dans certaines zones et la profondeur affectée est de l'ordre de $500 \mu\text{m}$. Cette déformation va engendrer une microstructure et des propriétés mécaniques spécifiques qui sont détaillées dans les chapitres suivants. Les résultats sont assez proches pour une pression de 35 et de 70 MPa. La déformation locale s'arrêtant lorsque les deux surfaces sont en contact il suffit que la pression soit suffisante pour déformer la rugosité mais une pression supérieure n'a pas d'effet. Elle joue

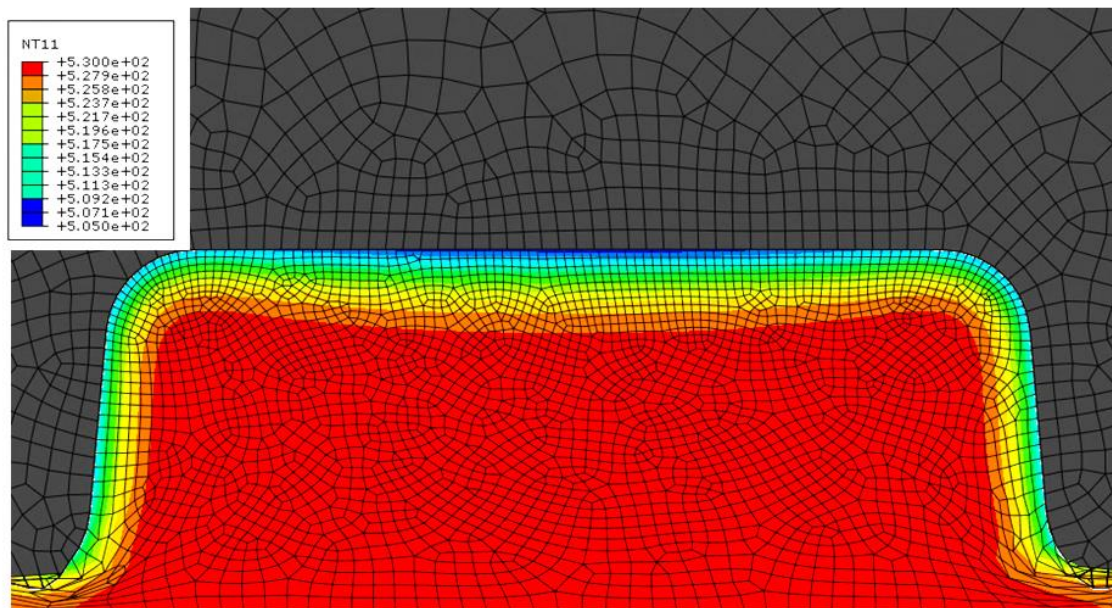
cependant un rôle lorsque l'élément de matière se déplace latéralement, comme on peut le voir sur la figure III.16. Le frottement préforme-matrice a un effet visible avec une déformation en peau légèrement supérieure. Certaines zones peu déformées passent de 1% à environ 7% de déformation. Cet impact est cependant limité et ne semble pas prépondérant pour la déformation en peau.

III.8 Simulation du refroidissement en peau au cours de la forge

La matrice étant à une température inférieure à la préforme (200°C) celle-ci refroidit localement la peau de la préforme au cours de la déformation. Une simulation en 2D de la frappe du lingot avec un maillage raffiné en surface a donc été effectuée pour voir si cette chute de température était suffisante pour avoir une influence sur l'évolution de microstructure de la peau au cours de la forge. Nous avons utilisé le modèle implicite et les éléments utilisés sont de nouveau les CPE4T. Les conditions initiales sont une température homogène de 530°C pour la préforme et de 200°C pour la matrice qui se déplace à une vitesse verticale de 0,1 m.s⁻¹ avec une décroissance linéaire sur la durée de la simulation soit 0,09 s. Le coefficient d'échange thermique entre la matrice et la préforme passe linéairement de 0 pour une pression de contact nulle à 6000 W.m⁻².K⁻¹ pour une pression de contact de 35 MPa. Une simulation a été effectuée pour un coefficient de 5000 W.m⁻².K⁻¹ mais peu de différences ont été observées. Les résultats sont exposés figure III.17. La figure III.17a montre la distribution de température dans la préforme 4ms après le premier contact avec la matrice. A cet instant, la rugosité de peau a été totalement déformée et nous pouvons voir que la température locale n'a baissé que de 3°C. Nous pouvons donc considérer que le refroidissement n'a pas d'impact sur la microstructure au premier contact avec la matrice. La distribution de température dans la préforme en fin de frappe est présentée figure III.17b. La profondeur affectée thermiquement est d'environ 5 mm en fin de frappe et la température minimum est de 505°C sur la face supérieure du lingot. Ce refroidissement doit donc avoir un léger effet sur l'évolution de la microstructure avec une sous-structuration un peu plus marquée mais la différence n'est pas très importante (environ 25°C) et la majeure partie de la déformation en peau se déroule avant que la température n'ait chuté de manière sensible (>100°C).



(a)



(b)

Fig. III.17 – Distribution de température au sein du lingot (a) après 4 ms de contact avec la matrice et (b) après 90 ms (fin de frappe)

III.9 Conclusion

En conclusion, ce chapitre nous a permis de mieux comprendre l'histoire thermomécanique des pièces au cours de l'étape de forge du procédé COBAPRESSTM. Nous nous sommes efforcés de trouver des paramètres qui correspondaient le mieux à la réalité (température, propriétés des matériaux, vitesse de coulisseau...). Les modélisations sous Simufact sont moins précises que celle réalisées sur ABAQUS cependant elles permettent de simuler la forge des pièces en 3D et de pouvoir observer la formation de bavure, les taux et vitesse de déformation. Nous avons vu que la majeure partie de la déformation se situait dans le plan de joint. Cependant, nous avons pu observer les phénomènes locaux en sous-surface des pièces. Cette peau subit une déformation locale supplémentaire due à la rugosité de surface de la préforme de fonderie qui peut atteindre 35%. Le refroidissement local est quant à lui limité mais peut avoir un léger effet sur l'évolution de microstructure.

IV Evolutions microstructurales

Le chapitre précédent nous a renseignés sur l'histoire thermomécanique des pièces lors de l'étape de forge du procédé COBAPRESS™. Nous allons maintenant observer l'impact de cette étape sur la microstructure. La microstructure générale avant forge correspond à une microstructure classique de fonderie avec un SDAS d'environ 30 μm et des grains équiaxes d'environ 500 μm . Des observations en lumière polarisée mais aussi par EBSD ont été effectuées pour observer la recristallisation mais surtout la sous-structuration du matériau lors de la forge et des traitements thermiques qui s'en suivent. Nous allons notamment nous intéresser à la microstructure caractéristique de la peau ainsi qu'à l'effet de la température, de la vitesse et du taux de déformation.

IV.1 Influence de la température, de la vitesse et du taux de déformation

Nous avons vu dans le paragraphe I.4 que l'évolution de la microstructure dépendait des paramètres thermomécaniques qui sont la température ainsi que la vitesse et le niveau de déformation. Nous avons donc fait varier ces grandeurs et observer les différences de microstructure qui en résultaient.

IV.1.1 Influence du taux et de la vitesse de déformation

Différentes zones ont été observées dans les pièces. Les zones les plus déformées ont recristallisé tandis que les moins déformées ont été écrouies et enfin il existe un stade intermédiaire avec des zones sous-structurées. Un exemple d'une zone recristallisée et d'une zone peu déformée sont présentés figure IV.1. Les couleurs sur les cartographies EBSD représentent l'orientation de la maille cristalline au sein du matériau pour chaque point. La figure IV.2 est la légende qui relie les couleurs aux orientations. Cette légende sera la même pour toutes les cartographies EBSD de cette thèse. Nous n'avons pas d'orientation de déformation privilégiée dans notre cas et lors de la recristallisation la microstructure ne présente pas de texture marquée (figure IV.14). Les cartographies EBSD sont donc principalement utilisées pour différencier les différents types de microstructures rencontrées (écrouie, sous-structurée et recristallisée) ainsi que la taille caractéristique de ces structures (taille de grains). Pour bien lire ces cartographies, il faut comprendre que les particules de silicium ont une maille cristalline similaire au cristal d'aluminium (CFC) avec un paramètre de maille proche. Le logiciel d'acquisition n'arrive donc pas à les différencier. Ces particules de silicium prennent donc la forme de petites sphères de 1 à

5 μm de diamètre. Elles sont donc assez faciles à différencier de l'aluminium du fait de leur petite taille par rapport à la taille de grains.

Sur la figure IV.1a, nous pouvons voir une zone très déformée proche de la bavure au sein d'un échantillon issu d'une pièce de type B8. La microstructure est recristallisée à 100%, la structure dendritique des eutectiques de silicium n'est plus observable du fait d'un cisaillement important. La pression de Zener (Zener pinning) qui est une force qui bloque l'avancée des joints de grains par les précipités ne semble pas prépondérante. En effet, si cette force avait un impact majeur, on trouverait un grand nombre de précipités aux joints de grains. Les précipités de silicium sont sûrement trop gros et trop éloignés les uns des autres pour que l'effet soit marqué.

D'autre part, la figure IV.1b représente une zone peu déformée du B8. Nous pouvons y voir les grains de fonderie qui ont une forme qui suit les dendrites et qui présente peu d'écroûissage et de sous-structuration.

Cette figure nous sert d'introduction pour montrer qu'au sein d'une même pièce nous pouvons rencontrer des microstructures différentes et qu'il faudra donc être attentif aux zones étudiées.

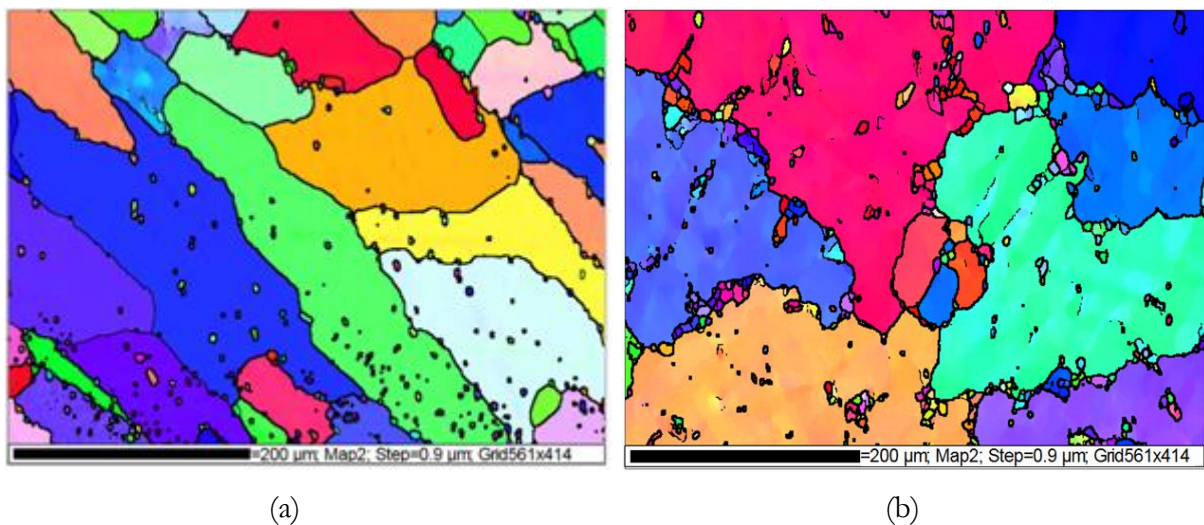


Fig. IV.1 – Cartographies EBSD d'une section du B8 (a) dans une zone proche de la bavure, (b) dans une zone peu déformée

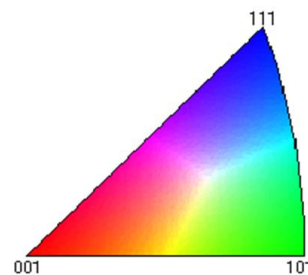


Fig. IV.2 – Légende des orientations sur les cartographies EBSD en figure de pôle inverse

Comme nous l'avons vu dans le paragraphe I.4.1, il existe un niveau de déformation

critique au-delà duquel la recristallisation peut démarrer. De manière assez basique, nous avons pris comme hypothèse lors des essais de déformation à chaud en channel-die dont le protocole est présenté paragraphe II.2.2 que la vitesse de déformation au sein des pièces évoluait proportionnellement au niveau de déformation final. Nous avons ainsi pris une vitesse de déformation de 2 s^{-1} pour une déformation finale de 0,2 et de 4 s^{-1} pour une déformation de 0,4. Avec ces paramètres, nous avons mesuré que ce taux de déformation critique était d'environ 40% pour une température de 530°C et une vitesse de déformation de 4 s^{-1} . Cette déformation ne marque qu'un début de recristallisation avec quelques petits grains recristallisés comme on peut le voir sur la figure IV.3b. En effet, nous pouvons voir des petits grains recristallisés qui sont entourés en noirs d'une taille d'environ $100 \mu\text{m}$ sur cette image alors que la figure IV.3a ne présente pas de recristallisation. Cet effet est difficile à observer à l'image et des exemples plus probants seront exposés par la suite. En regardant directement dans le microscope il est cependant plus aisé de faire la différence. Les contrastes et le grossissement apparent étant plus importants.

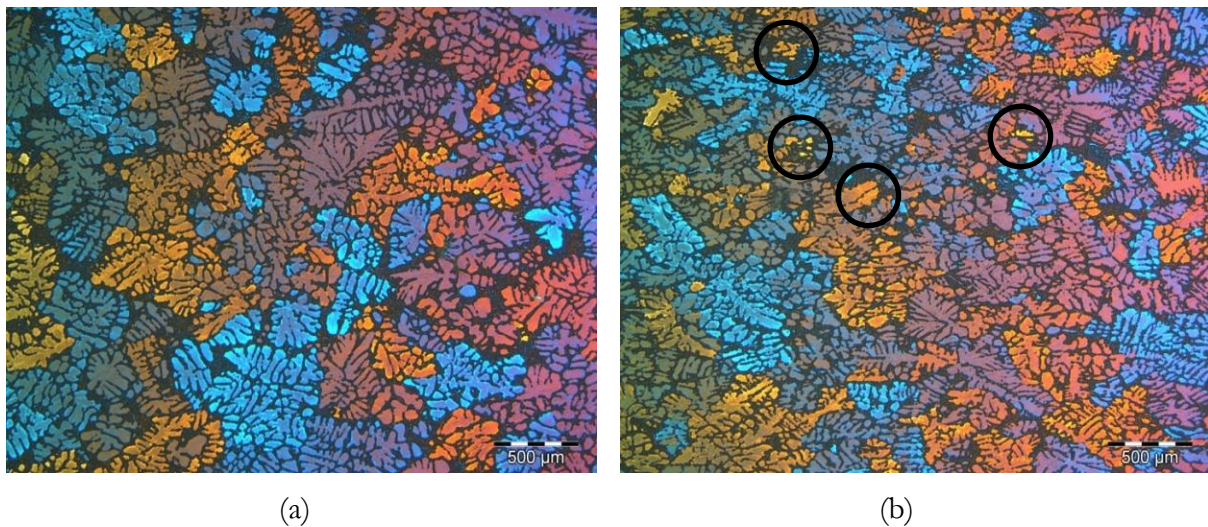


Fig. IV.3 – Micrographie en lumière polarisée après oxydation anodique d'échantillon de channel die déformé à 530°C et après traitement thermique (a) pour $\varepsilon = 0,21$ et $\dot{\varepsilon} = 2 \text{ s}^{-1}$ et (b) pour $\varepsilon = 0,42$ et $\dot{\varepsilon} = 4 \text{ s}^{-1}$

IV.1.2 Influence de la température

Comme nous avons pu le voir dans le paragraphe I.4.2, un des moyens de faire varier le paramètre de Zener-Hollomon et donc la microstructure est de modifier la température de préforme. Des essais de frappes d'éprouvettes de fatigue à différentes températures ont donc été effectués. La plage de température étudiée était assez large allant de 350°C à 540°C. Nous avons fait des observations de la peau et surtout du cœur de ces éprouvettes par microscope optique et par EBSD. La zone d'observation dans les éprouvettes est indiquée figure IV.4 et les résultats les plus intéressants sont présentés figure IV.5.

Les cartographies EBSD du cœur de l'éprouvette illustrent bien l'influence de la température de préforme au moment de la frappe avec des microstructures très différentes. Pour rappel, les éprouvettes ont été forgées à la température indiquée, 350°C, 450°C, 540°C. Elles ont ensuite été refroidies à l'air puis ont subi un traitement thermique T6 avec mise en solution à 540°C pendant 5h20, trempe et revenu à 155°C pendant 6h20. La microstructure observée est par conséquent le résultat d'une succession de traitements thermomécaniques. Elle a d'abord été modifiée par la déformation à haute température puis a pu évoluer pendant le refroidissement à l'air et enfin des phénomènes de restauration, recristallisation ont eu lieu pendant la mise en solution à 540°C. Nous avons choisi d'étudier la microstructure finale car c'est celle qui importe pour la tenue mécanique des pièces. Il aurait été intéressant d'observer son évolution entre les différentes étapes mais nous avons pris la décision de ne pas nous attarder sur ce sujet qui pourrait faire l'objet de futures recherches. Des essais de mise en solution à 540°C avant la frappe afin d'éviter la recristallisation durant cette étape ont été effectués. La trempe qui se déroulait après l'étape de forge n'était pas suffisamment rapide pour être optimale et les propriétés mécaniques étaient par conséquent diminuées. Nous avons donc abandonné cette solution.

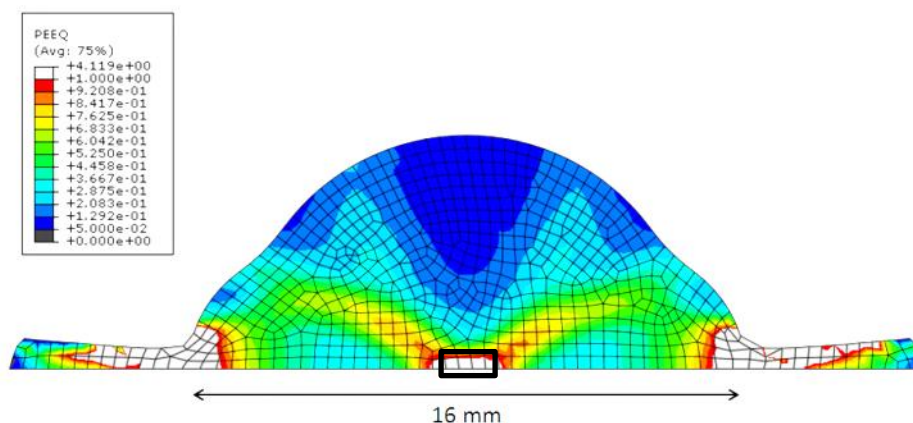


Fig. IV.4 – Zone d'observation pour les cartographies présentées figure IV.5

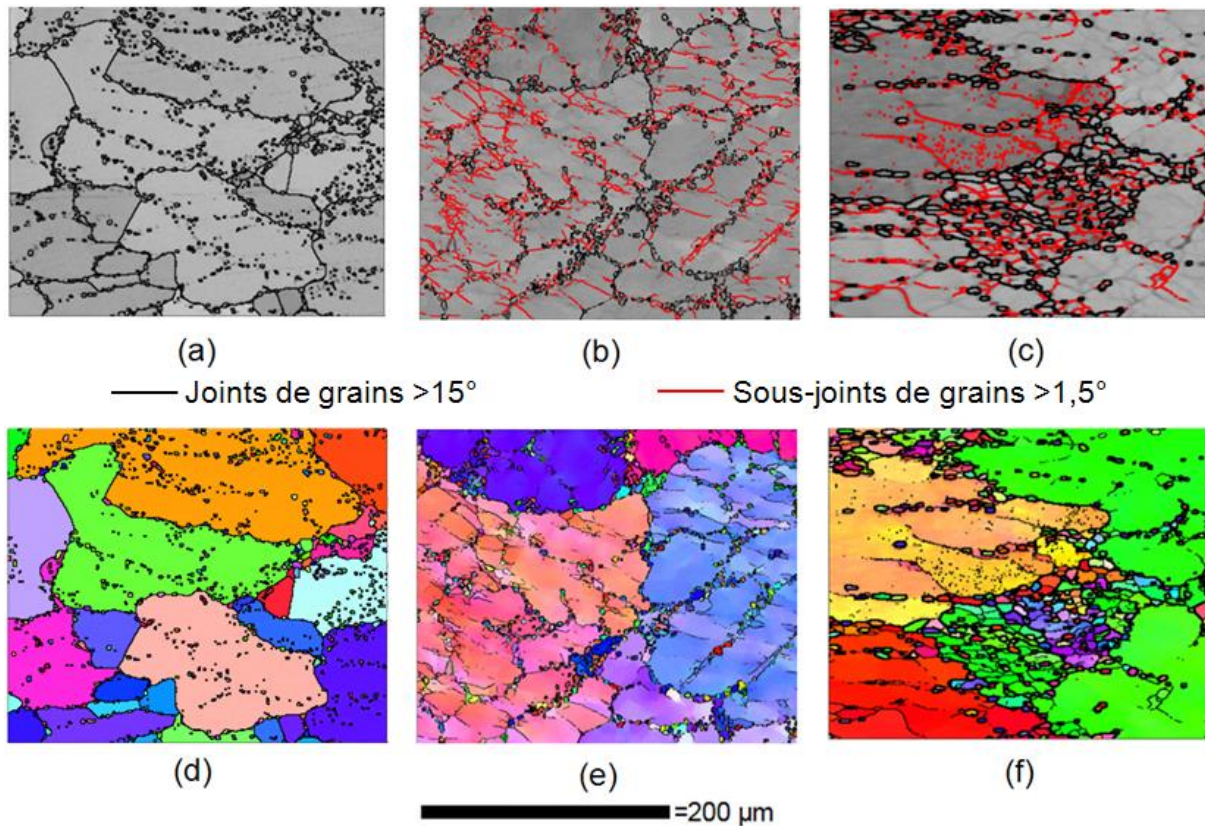


Fig. IV.5 – Cartographies EBSD du cœur d’une section centrale de l’éprouvette de fatigue en contraste de bande (a) forgée à 350°C, (b) forgée à 450°C et (c) forgée à 540°C en figure de pôle inverse (d) forgée à 350°C, (e) forgée à 450°C et (f) forgée à 540°C

Nous pouvons voir comme sur les autres cartographies les petites particules sphériques de silicium. La microstructure des grains d’aluminium est cependant très différente selon les cas.

Pour une forge à 350°C, les grains d’aluminium ont totalement recristallisé, les grains de fonderie ne sont plus observables. Nous supposons pour ce cas que la faible température a permis un stockage important des dislocations qui ont eu moins d’énergie pour s’annihiler et créer des sous-grains. Lors de la mise en solution à 540°C, la recristallisation a été totale. La microstructure résultante comporte donc des grains d’assez faible taille, de l’ordre de 100 μm et une absence de sous-grains.

Pour une forge à 450°C, nous pouvons très nettement observer les grains de fonderie, ils ont cependant été sous-structurés avec la formation de sous-joints de grains qui sont tracés en rouge sur la figure IV.5b. Le réarrangement des dislocations à 450°C a été suffisant pour créer une sous-structure stable qui n’a pas recristallisé lors de la mise en solution.

Enfin, l’éprouvette forgée à 540°C montre une microstructure plus complexe, avec certains grains sous-structurés mais aussi des petits grains recristallisés. Leur formation semble majoritaire dans les zones riches en particules de silicium et elle peut être facilitée par un

phénomène de PSN (Particule Stimulated Nucleation). Ce phénomène bien décrit par (*Humphreys F.J., Haterly M., 2004*) se produit en présence de particules assez grosses (quelques μm dans notre cas) qui sont plus dures que la matrice. Une déformation plus importante se localise autour de ces particules et la concentration de dislocations devient suffisante pour permettre la recristallisation et la formation de petits grains. La microstructure formée à 540°C doit être suffisamment stable pour ne plus évoluer lors de la mise en solution.

Le phénomène de recristallisation observé dans l'éprouvette forgée à 350°C a été observé dans d'autres cas. Ainsi, les figures IV.6 et IV.7 exposent la microstructure au cœur du B8 après traitement thermique pour des températures de préforme avant forge de 450°C et 540°C . Pour cette pièce, la recristallisation s'est produite pour une température de 450°C alors qu'elle est moins présente pour une température de 540°C . La vitesse de déformation au cœur du B8 doit donc être plus importante que dans l'éprouvette de fatigue car la microstructure du B8 forgé à 450°C ressemble à celle de l'éprouvette de fatigue frappé à 350°C le paramètre de Zener-Hollomon doit donc être similaire dans les deux cas. La figure IV.8 montre elle aussi une microstructure majoritairement recristallisée pour un échantillon déformé de 0,5 à une vitesse de 5 s^{-1} pour une température de 450°C alors qu'à 540°C la recristallisation est beaucoup moins marquée. D'après les résultats de simulation présentés figure III.9 et III.10, nous pouvons estimer la vitesse de déformation au sein de l'éprouvette de fatigue et du B8 et calculer pour les différents cas le paramètre de Zener-Hollomon avec la formule suivante :

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

L'énergie d'activation apparente pour la restauration dynamique de l'aluminium vaut environ 155 kJ/mol (*Montbeillet F., 2007*) et les résultats obtenus sont présentés dans le tableau IV.1.

	Eprouv. fatigue	Lingot	B8	Channel die
$\epsilon_{\text{Simulation}}$	0.5	0.4	0.7	0.5
$\dot{\epsilon}_{\text{Simulation}} (\text{s}^{-1})$	7	4	12	5
Z (T = 540°C)	6.2E+10	3.6E+10	1.1E+11	4.5E+10
Z (T = 450°C)	1.1E+12		1.9E+12	7.7E+11
Z (T = 350°C)	6.7E+13			

Faible recristallisation
Recristallisation marquée

Tabl. IV.1 – Paramètres de Zener-Hollomon en s^{-1} pour différents cas ainsi que la microstructure prédominante observée

La figure IV.3 nous a donné une déformation critique nécessaire pour initier la

recristallisation de 0,4. Le tableau IV.1 nous montre quant à lui que pour le traitement thermique utilisé à Saint-Jean Industries le paramètre Z de Zener-Hollomon critique est d'environ 10^{12} . En effet, dans les différentes pièces, éprouvette de fatigue, lingot et B8, peu de zones étaient recristallisées pour un Z inférieur à 10^{12} . La recristallisation s'est manifestée pour des valeurs de Z supérieure avec par exemple 2.10^{12} pour le B8 et 7.10^{13} pour l'éprouvette de fatigue. L'échantillon de channel die a recristallisé pour un Z légèrement inférieur de 8.10^{11} , ce qui est proche du Z critique de 10^{12} . La différence peut résider dans le fait que l'échantillon étant de petite taille, son refroidissement après déformation a été plus rapide que celui des pièces massives, et ceci malgré les précautions prises, l'échantillon est resté 10 min dans le channel die ouvert pour avoir un refroidissement lent. Le refroidissement rapide après forge a un effet majeur sur la recristallisation comme nous allons le voir dans le paragraphe IV.3.

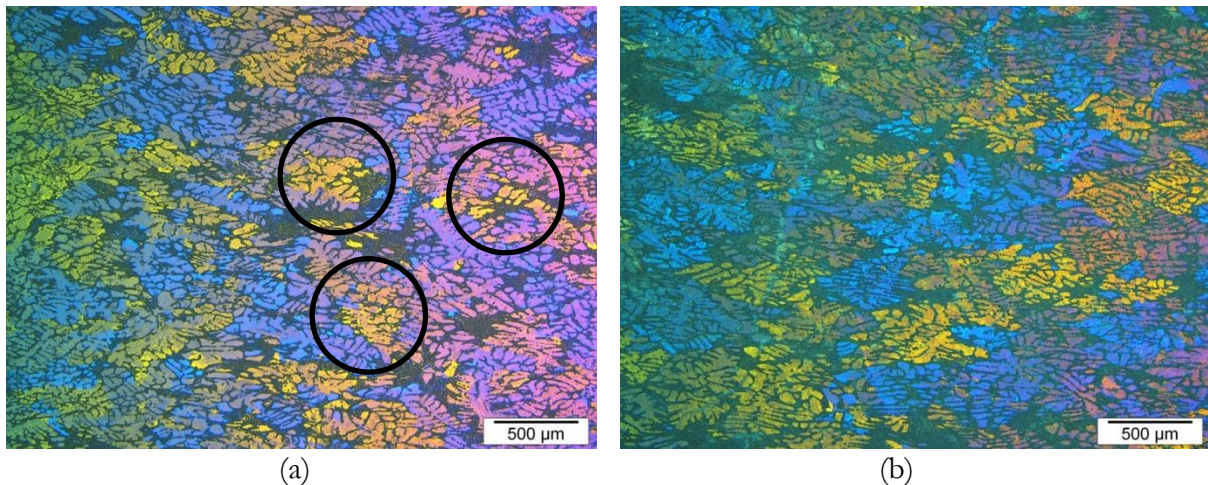


Fig. IV.6 – Micrographie en lumière polarisée du cœur du B8 après traitement thermique (a) forgé à 450°C et (b) forgé à 540°C

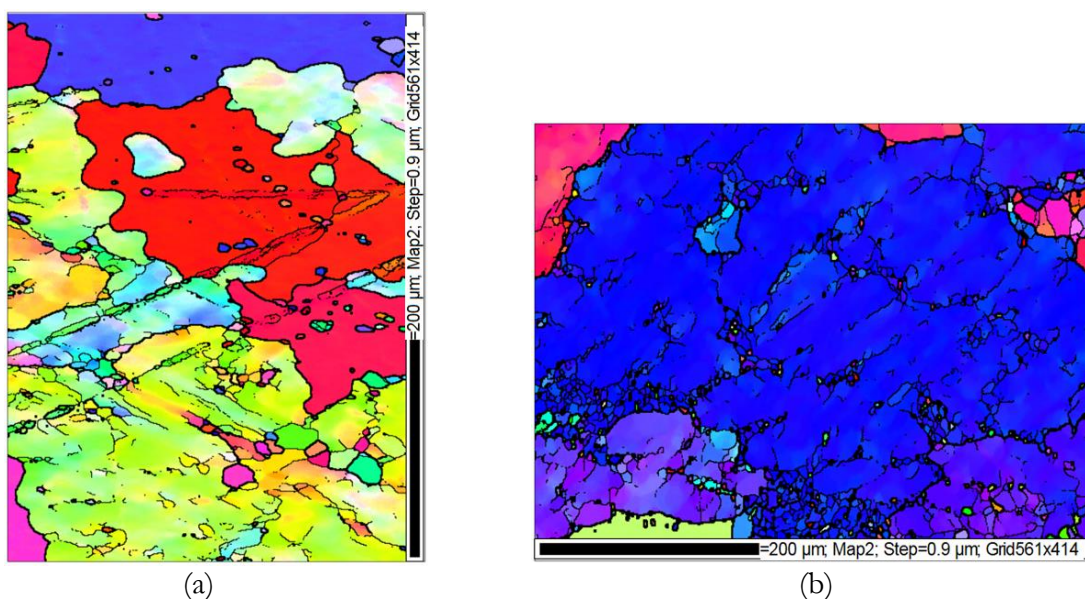


Fig. IV.7 – Cartographies EBSD en figure de pôle inverse du cœur du B8 après traitement thermique (a) forgé à 450°C et (b) forgé à 540°C

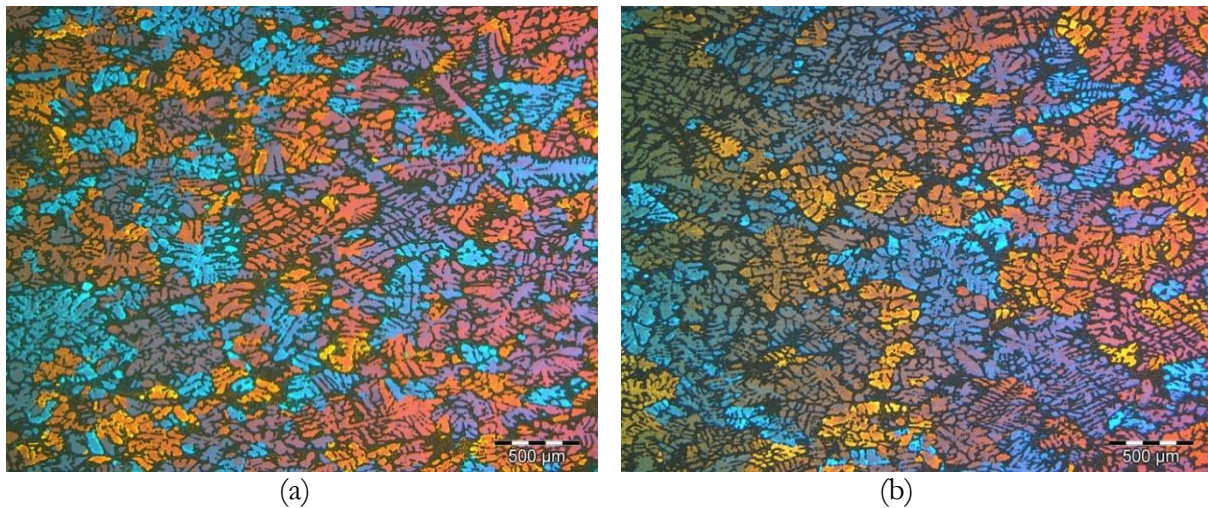


Fig. IV.8 – Micrographie en lumière polarisée d'éprouvettes de channel die issues du cœur du lingot pour $\varepsilon = 0,5$ et $\dot{\varepsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$ après traitement thermique (a) déformée à 450°C et (b) déformée à 540°C

IV.2 Différences de microstructure entre la peau et le cœur des pièces cobapressées

Nous avons vu dans le chapitre précédent que la peau avait une histoire thermomécanique particulière. Nous avons donc observé les différences entre cette peau et les autres zones de la pièce. Les observations en lumière polarisée après oxydation anodique n'ont pas été très satisfaisantes. En effet, les principales évolutions de microstructure sont des restaurations avec formation de sous-grains qui sont difficiles à observer avec cette technique. Nous avons donc choisi d'utiliser l'EBSD. La figure IV.9 montre la section de B8 étudiée en simulation avec les différentes zones observées. La figure IV.10 montre les cartographies obtenues par EBSD.

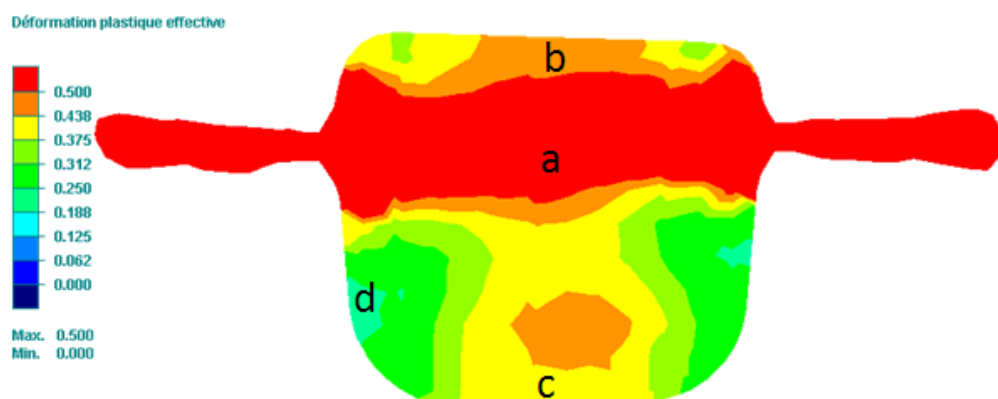
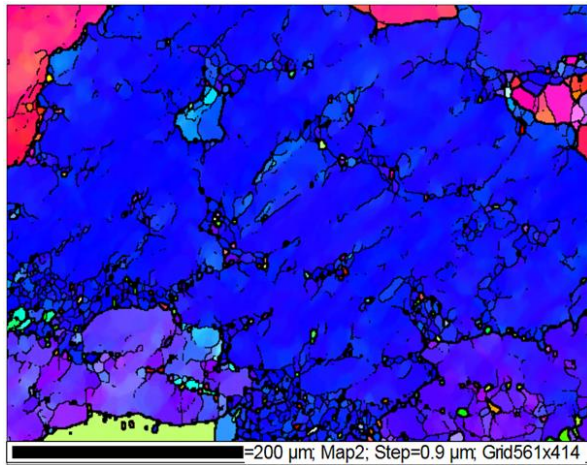
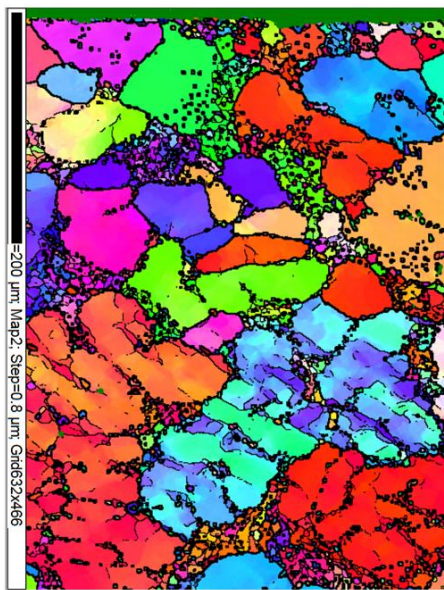
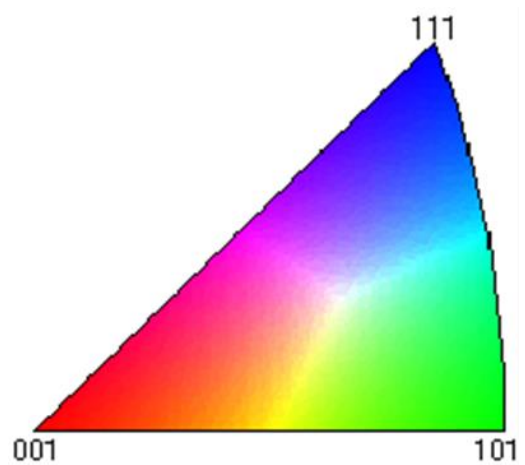


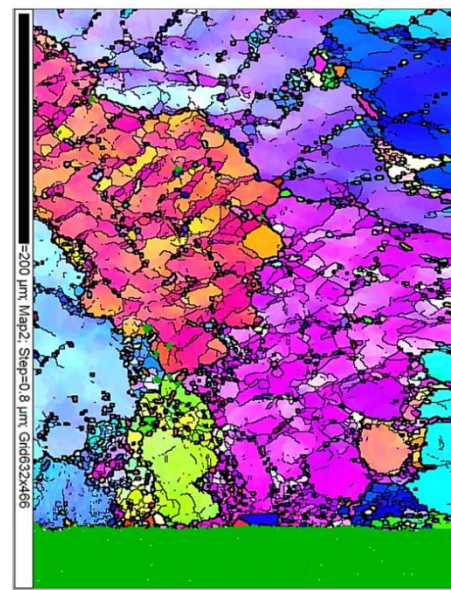
Fig. IV.9 – Section représentant les différentes zones observées dans le B8



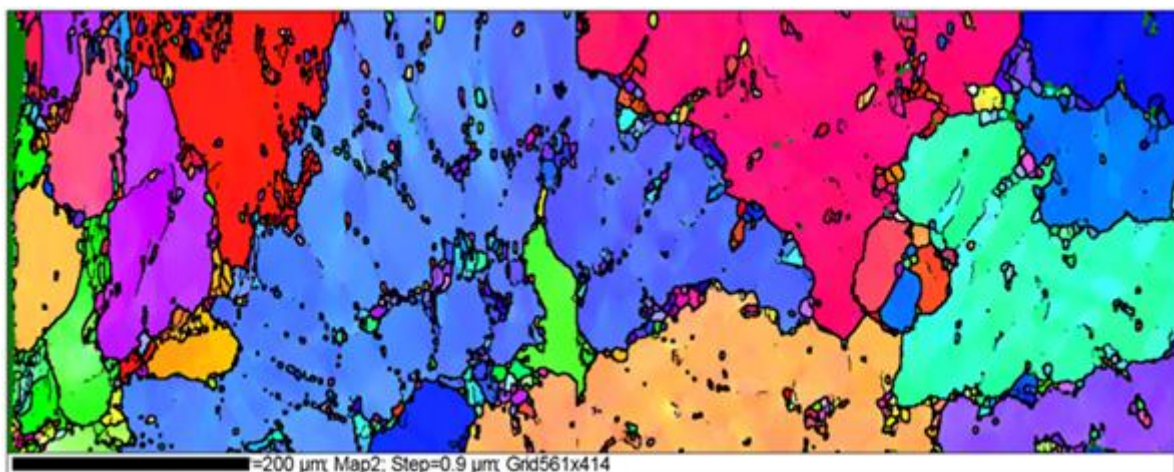
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. IV.10 – Cartographies EBSD en figure de pôle inverse réalisées dans une section du col du B8 (a) au cœur, (b) en peau supérieure, (c) en peau inférieure et (d) en peau latérale

Nous pouvons voir sur la figure IV.10 que chaque zone a une microstructure particulière. Nous pouvons ainsi vérifier la corrélation entre la déformation prédite par la simulation et la microstructure engendrée.

Le cœur, figure IV.10a, montre une sous-structuration marquée avec quelques grains recristallisés.

La peau supérieure, figure IV.10b, présente une zone recristallisée à grains fins (de l'ordre de 50 μm) sur environ 250 μm de profondeur, 200 μm supplémentaires sont affectés avec une sous-structure marquée. Pour une profondeur supérieure à 450 μm la matière semble moins affectée. Cette observation corrobore bien la thèse de la déformation locale engendrée par la rugosité de surface et le frottement que nous avons modélisé dans le chapitre précédent. La figure III.16 montre en effet que la déformation en peau est assez importante sur les 500 premiers microns et qu'elle diminue fortement pour des profondeurs plus importantes.

La peau inférieure, figure IV.10c, est quant à elle uniquement sous-structurée sur une profondeur d'environ 400 μm aussi. Nous pouvons voir sur la figure IV.9 que cette zone a un taux de déformation légèrement inférieur à la peau supérieure. La déformation critique qui permet la recristallisation ne doit donc pas être atteinte.

Enfin, la peau latérale, figure IV.10d, montre une zone recristallisée d'assez faible épaisseur (environ 150 μm) qui doit être due aussi à la rugosité et au frottement. Plus en profondeur, le matériau est beaucoup moins déformé, ce qui correspond aux résultats de simulation, figure IV.9.

En résumé, les observations reflètent bien la microstructure attendue suite aux résultats de modélisation. Nous avons cependant pu mettre en évidence que la peau n'avait pas toujours exactement la même microstructure, recristallisée à grains fins ou sous-structurée. Ces types de structures doivent cependant être tous les deux bénéfiques aux propriétés mécaniques.

IV.3 Influence de la trempe après forge

Après forge, une bavure entoure la pièce et il est nécessaire de la retirer. Pour ce faire plusieurs systèmes de découpe sont en place à Saint-Jean Industries. Cette découpe s'effectue juste après la forge. Il existe un système de découpe à chaud et un système de découpe à froid. Pour utiliser le système de découpe à froid, il est nécessaire de tremper la pièce après la frappe pour que le temps de cycle ne soit pas trop long. Une dispersion dans les propriétés mécaniques des pièces nous a amené à penser que cette trempe pouvait avoir un effet sur la microstructure. Des observations par EBSD de la peau et du cœur des pièces ont par conséquent été effectuées.

Nous nous sommes intéressés au B8. Les traitements thermiques des deux cas étudiés sont les suivants :

1^{er} cas

- Forge à 540°C
- Trempe à l'eau après 5 à 10s
- Mise en solution 5h20 à 540°C
- Trempe à l'eau
- Revenu de 6h20 à 155°C

2^{ème} cas

- Forge à 540°C
- Refroidissement à l'air
- Mise en solution 5h20 à 540°C
- Trempe à l'eau
- Revenu de 6h20 à 155°C

Les observations du cœur du B8 sont présentées figure IV.11 et celle de la peau figure IV.12.

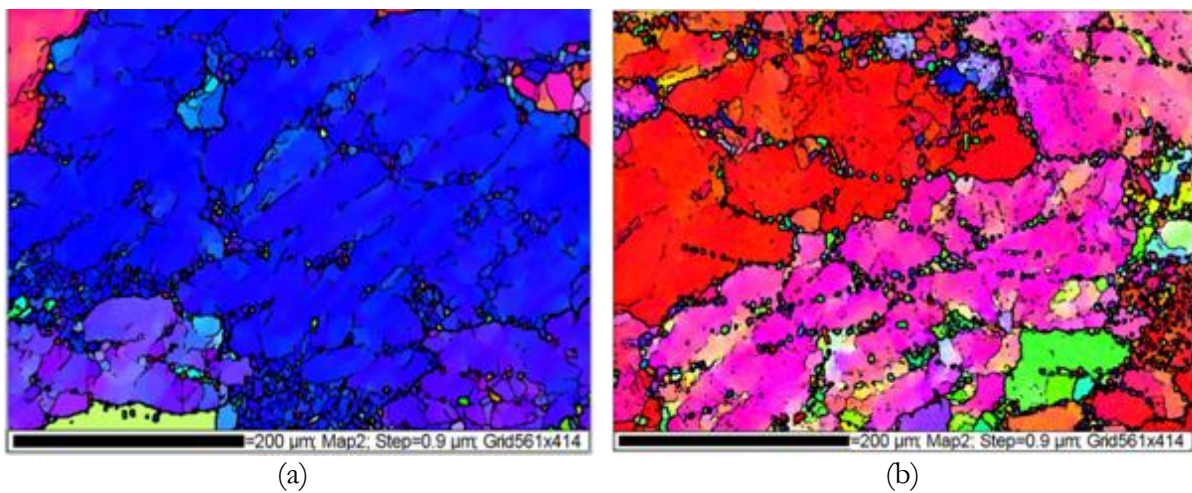


Fig. IV.11 – Cartographies EBSD du cœur du col du B8 (a) avec trempe après forge (b) refroidi à l'air après forge

L'effet de la trempe après forge n'est pas très important à cœur, les deux micrographies de la figure IV.11 montre une microstructure similaire, assez sous-structurée avec de petites zones recristallisées.

La différence est cependant beaucoup plus marquée en peau comme nous pouvons le constater sur la figure IV.12. Le B8 qui a subi une trempe après forge présente une recristallisation totale en peau supérieure. Des petits grains d'environ 100 μm sont présents sur une profondeur d'environ 500 μm. La profondeur affectée est plus importante que dans le cas précédent. Cette différence doit être due au changement de lubrifiant. En effet, les cartographies de la figure IV.12 correspondent à une peau supérieure de B8 forgé avec un nouveau lubrifiant plus efficace que celui utilisé jusqu'à maintenant à Saint-Jean Industries. Cette meilleure lubrification permet un dégagement de bavure plus facile et semble affecter la matière de sous-surface plus en profondeur par rapport aux cartographies présentées figure IV.10.

Le B8 refroidi à l'air après forge (figure IV.12b) ne présente quant à lui pas de recristallisation. L'alliage comporte des zones écrouies et des zones sous-structurées. L'écroissage peut être assez important et la figure IV.13 montre la désorientation au sein d'un grain de surface. Cette désorientation atteint 13° sur une distance de $70\ \mu\text{m}$. Ce résultat montre que dans ce cas précis nous pouvons atteindre des taux de déformation avec des désorientations très importantes sans pour autant entraîner de recristallisation.

La différence de microstructure en peau entre une pièce trempée directement après trempe et une pièce qui refroidit lentement à l'air est donc importante. Elle peut s'expliquer par une attente à haute température plus longue qui permet une importante restauration avec formation de sous-grains et annihilation de dislocations pour la pièce refroidie progressivement. La quantité de défauts (dislocations) stockée dans le matériau n'est donc plus suffisante pour faire germer et croître de nouveaux grains.

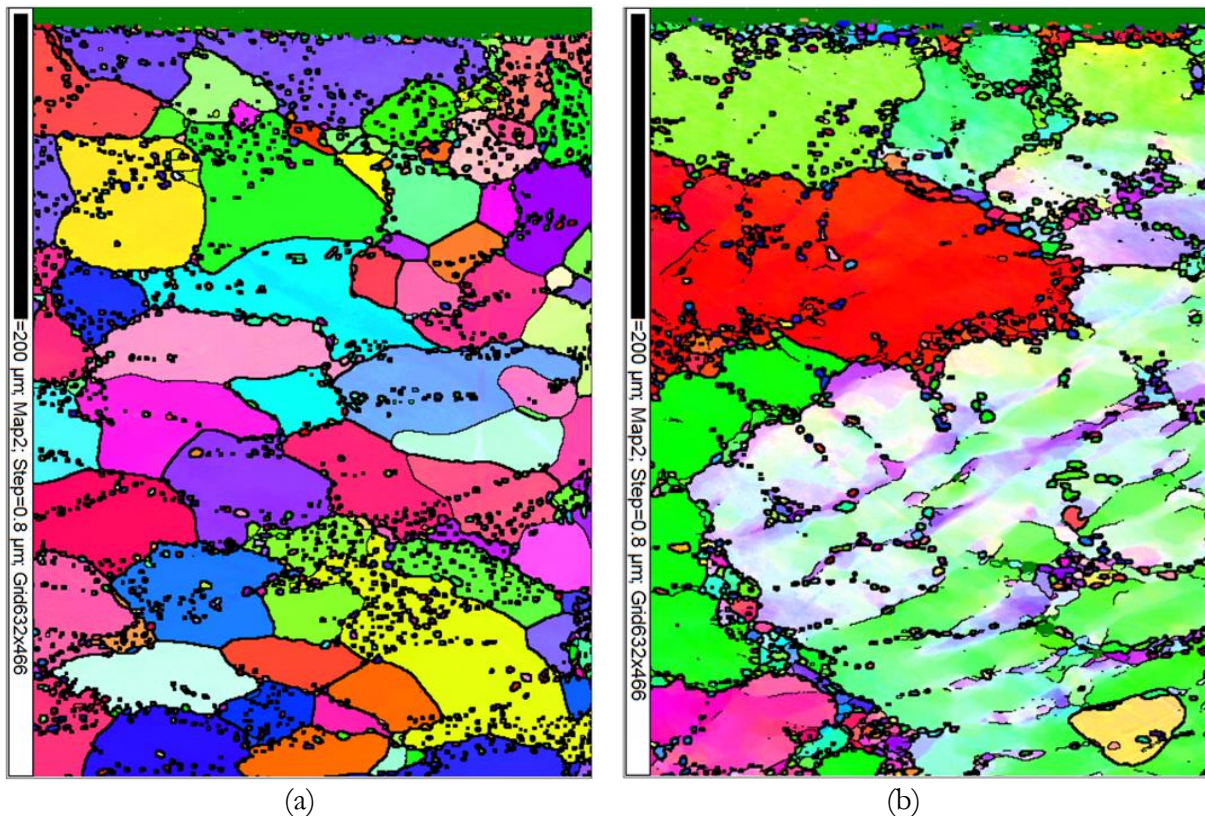


Fig. IV.12 – Cartographies EBSD en peau du col du B8 (a) avec trempe après forge (b) refroidi à l'air après forge

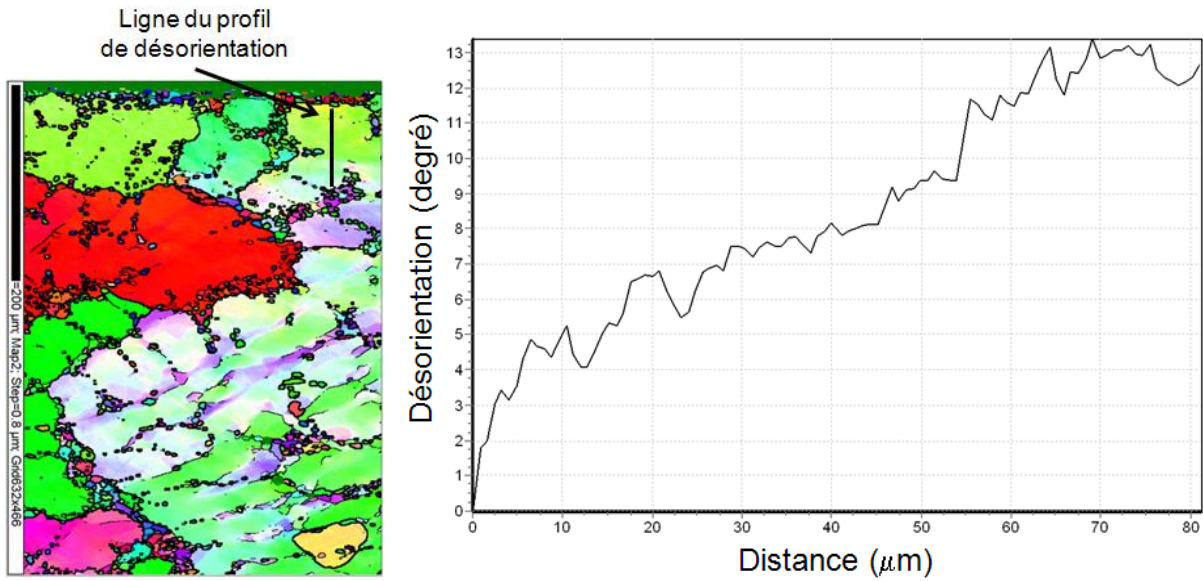


Fig. IV.13 – Profil de désorientation au sein d'un grain déformé en surface

La figure IV.14 montre à nouveau la peau supérieure d'un B8 recristallisée ainsi que sa figure de pôle inverse associée. Cette image montre que l'orientation des nouveaux grains formés lors de la recristallisation ne présente pas de texture particulière. Les propriétés mécaniques des pièces doivent donc être isotropes.

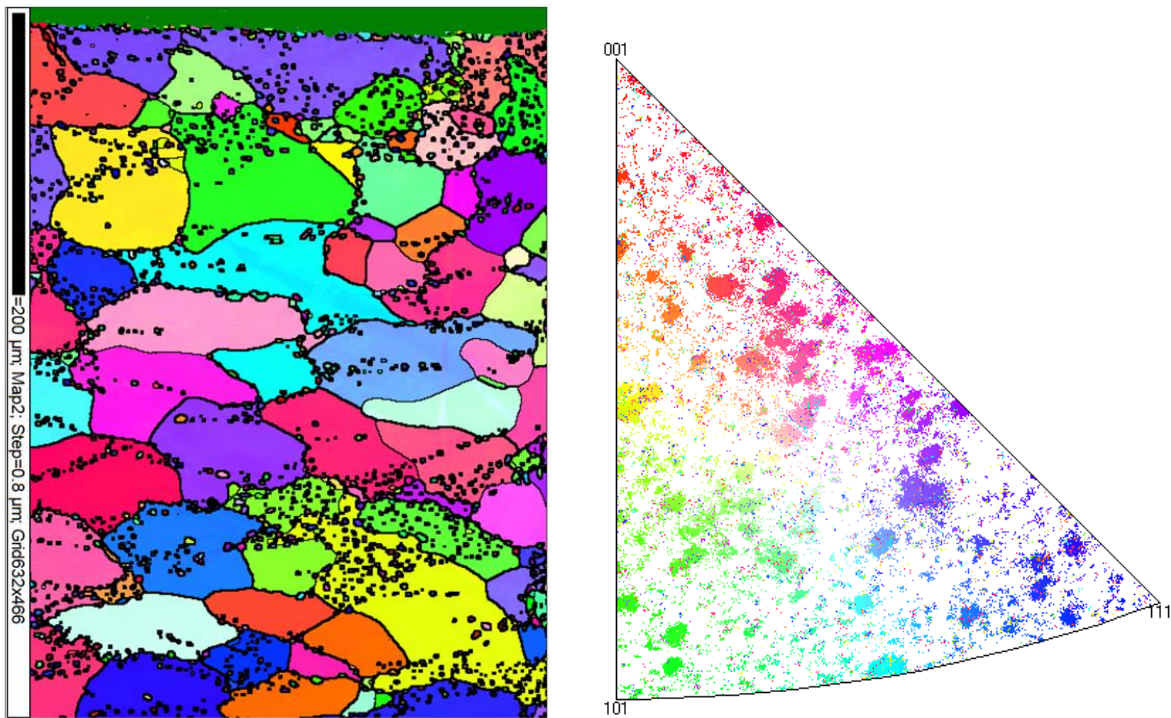


Fig. IV.14 – Cartographie d'une zone de peau entièrement recristallisée ainsi que sa figure de pôle inverse

La figure IV.15 est une observation parallèle à la surface à une profondeur d'environ 50 μm sur une zone assez plate de la peau supérieure du B8. Nous pouvons voir que la recristallisation est assez généralisée avec de nombreux petits grains sur la majorité de la surface observée.

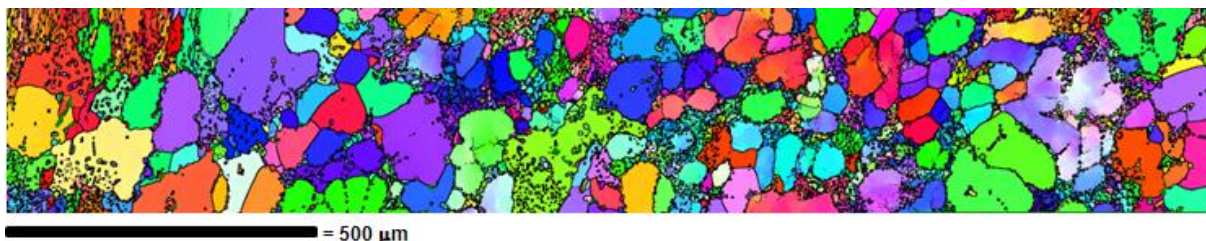


Fig. IV.15 – Cartographie d'une zone de peau supérieure du B8 majoritairement recristallisée (coupe parallèle à la surface à environ 50 μm en sous-surface)

IV.4 Conclusion

Ce chapitre nous a permis d'étudier l'influence des traitements thermomécaniques sur la microstructure.

Cette microstructure n'est pas homogène dans toute la pièce mais la simulation des déformations par éléments finis nous permet de prédire de façon assez correcte l'évolution des différentes zones. La peau qui a une importance majeure pour les pièces de liaisons au sol notamment pour la tenue à la fatigue montre une microstructure avec de petits grains ou sous-structurée, ce qui doit être très bénéfique.

Le niveau de déformation doit être suffisant pour permettre une bonne sous-structuration mais les paramètres de température, de déformation et vitesse de déformation doivent être optimisés pour obtenir la bonne microstructure.

Les préconisations pour la conception des pièces sont donc un niveau de déformation assez important (de l'ordre de 50%) et assez homogène. Les zones très peu déformées et donc peu sous-structurées sont à éviter ainsi que celles trop déformées qui vont être le siège d'une recristallisation trop importante.

Une température de préforme avant forge de 540°C semble optimale car elle diminue les efforts de frappe et elle permet d'éviter d'avoir une recristallisation prédominante que l'on peut observer à 450°C par exemple dans le B8.

La trempe des pièces directement après la forge est à proscrire pour laisser le temps à la matière de se réorganiser et éviter d'avoir un taux de dislocations stockées trop important qui engendre une recristallisation marquée.

V Evolution des propriétés mécaniques statiques et cycliques

Le chapitre précédent relate des évolutions de microstructure au cours de la déformation à chaud. Nous allons maintenant étudier l'impact de cette évolution sur les propriétés mécaniques des pièces.

V.1 Evolution des propriétés statiques

V.1.1 Comportement en peau et à cœur et ses différences

Les pièces de liaisons au sol ne sont jamais sollicitées en traction pure, une composante de flexion est toujours présente d'où la nécessité de connaître et d'optimiser les propriétés mécaniques de la peau des pièces.

Des essais préliminaires de flexion 3 points sur des plaques issues du lingot ont été effectués. Ils ont montré une plus grande ductilité des échantillons situés en peau par rapport à ceux situés à cœur. Ces essais étant difficiles à exploiter, nous avons préféré effectuer des essais de traction dont l'interprétation est plus aisée. Il était cependant nécessaire d'avoir des échantillons suffisamment petits pour qu'ils aient une microstructure homogène à une profondeur précise par rapport à la peau. Nous avons donc choisi d'utiliser la microéprouvette de traction dont la géométrie est présentée figure II.2.

Pour ces essais, nous nous sommes intéressés au col du B8 qui a une section suffisante pour que l'on puisse extraire des éprouvettes à différentes profondeurs. Les zones d'extraction des différents échantillons sont présentées figure V.1.

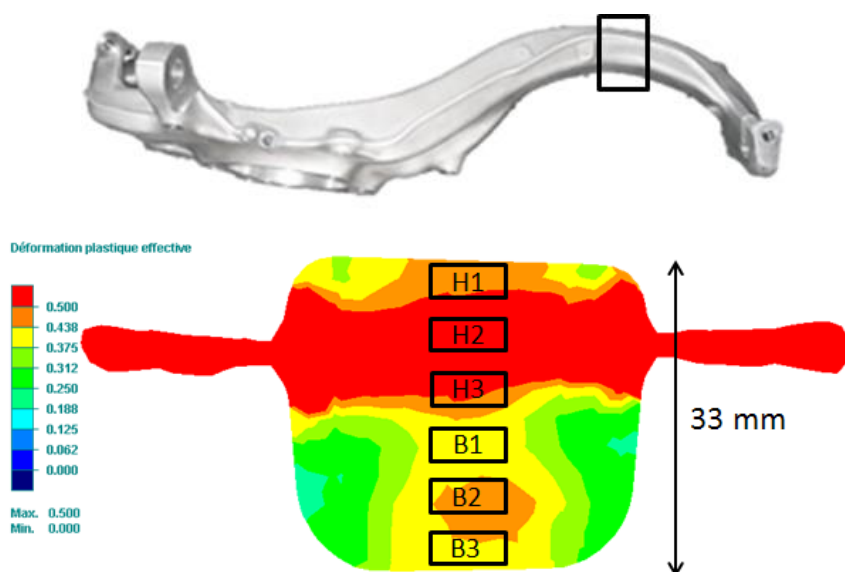


Fig. V.1 – Zones de prélèvements des éprouvettes de traction

Cas	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	IQ
H1	240	329	9.5	476
H2	240	308	6.5	430
H3	230	308	7	435
B1	230	295	4.3	390
B2	240	311	5.8	426
B3	250	330	7.3	459

Tabl. V.1 – Résultats des essais de traction sur microéprouvettes tirées d’une section du B8

Les résultats de ces essais sont présentés dans le tableau V.1. On peut y voir la Rp0,2, la Rm, l’allongement à rupture ainsi que l’IQ des différents échantillons. L’IQ (indice de qualité) est très intéressant pour ce type d’alliage car il permet de déterminer la santé matière. Sa formule est la suivante :

$$IQ = Rm \text{ (MPa)} + 150 \log(A\%)$$

Contrairement à la limite d’élasticité qui dépend principalement du taux de Mg et du traitement thermique, l’IQ ne dépend que de la qualité métallurgique (finesse dendritique, microporosité, inclusions, teneur en fer...). Cet indice est donc très utile pour comparer nos matériaux car on s’affranchit de l’influence du traitement thermique. En effet, on peut modifier le traitement thermique pour augmenter la Rm au prix d’une chute de ductilité et vice-versa par contre l’IQ reste assez constant.

Les résultats montrent de bien meilleures propriétés mécaniques pour les éprouvettes en peau par rapport à celle de cœur. Toutes les propriétés sont affectées. La meilleure Rp0,2 peut s’expliquer par une trempe plus efficace en peau qui empêche la précipitation de s’initier pendant le refroidissement et permet un durcissement optimal lors du revenu. La meilleure sous-structuration a aussi certainement un impact.

Les autres grandeurs, la Rm, l’allongement et l’IQ sont quant à elles augmentées par un SDAS plus fin ainsi qu’une meilleure sous-structuration. En effet, on peut voir que l’éprouvette qui a les moins bonnes caractéristiques, l’échantillon B1, se trouve non seulement à cœur mais observe aussi la déformation la plus faible lors de la forge. Les porosités ne sont plus présentes après forge mais le cœur des pièces est une zone privilégiée pour trouver des inclusions telles que les oxydes ou des microségrégations (forte présence d’eutectiques de silicium) qui vont diminuer l’allongement à rupture ainsi que les autres propriétés.

Ces résultats permettent donc d’affirmer que les propriétés mécaniques statiques de la peau des pièces cobapressées sont bien meilleures que celles du cœur. Les éprouvettes de traction pour caractériser les pièces par les constructeurs automobile sont malheureusement prises à cœur

ce qui ne permet pas de prendre en compte cette caractéristique. Un autre exemple de ces bonnes propriétés de peau est la figure V.2 qui montre un bras de suspension après flambage ainsi que la simulation numérique correspondante. La bonne ductilité de la peau permet d'éviter la rupture du bras, ce qui est un avantage majeur pour des pièces de sécurité.



Fig. V.2 – Simulation du flambage d'un bras de suspension corrélée avec la réalité

V.1.2 Influence de la température de préforme en forge

Nous avons vu dans le chapitre précédent que la température de préforme lors de la frappe avait un impact majeur sur la microstructure obtenue. La figure IV.5 montre en effet de grande différence avec une recristallisation totale à grains fins pour une température de 350°C, une sous-structuration marquée pour une température de 450°C et une microstructure plus complexe à 540°C dans l'éprouvette de fatigue. Nous avons voulu voir si ces différentes nuances entraînaient une modification des propriétés mécaniques. Nous avons donc effectué des essais de traction sur les éprouvettes de fatigue dont nous avons fileté les têtes mais dont les autres zones n'ont pas subi d'usinage. Nous rappelons que la composition chimique et le traitement thermique de toutes les éprouvettes sont identiques. Elles ont aussi toutes été coulées le même jour avec les mêmes paramètres de fonderie. Les courbes sont exposées sur la figure V.3 et les propriétés mécaniques qui en découlent sont rappelées dans le tableau V.2. Un essai sur une éprouvette de 6082 forgée a aussi été entrepris pour voir les différences de comportement entre ces deux alliages.

Comme nous nous y attendions, les éprouvettes ayant subi une déformation à chaud montrent de meilleures caractéristiques avec une augmentation de toutes les propriétés mécaniques par rapport à la fonderie. La microstructure à grains fins montre un bon comportement mais c'est la microstructure sous-structurée qui se trouve être la meilleure. Le fait que la sous-structuration améliore la limite d'élasticité est un phénomène connu, cependant, ceci se fait au détriment de la ductilité dans la majorité des cas. Pour les pièces cobapressées, les sous-

joints de grains semblent non seulement augmenter la limite d'élasticité mais la ductilité est elle aussi améliorée. Même s'il est difficile d'expliquer ce phénomène, des hypothèses ont été imaginées. Nous savons que le fait de diminuer le SDAS ou de modifier au strontium l'AS7G03 permet d'améliorer les propriétés mécaniques, notamment l'allongement à rupture. Cette amélioration est permise par une réduction de l'endommagement lors de la déformation. En effet, comme nous l'avons vu dans le paragraphe 1.8, la littérature explique ce meilleur comportement par un blocage des dislocations moins efficace par les particules de silicium et donc une concentration de la déformation moins importante. En présence d'une microstructure sous-structurée ou de grains très fins, des obstacles aux dislocations qui sont les joints et sous-joints de grains sont ajoutés aux particules de silicium. Lors de la déformation les dislocations vont donc s'accumuler sur un plus grand nombre de sites, la concentration de déformation sera donc plus dispersée et l'endommagement local moins important. Ce qui peut par conséquent améliorer la ductilité ainsi que les autres propriétés comme la Rm et l'IQ.

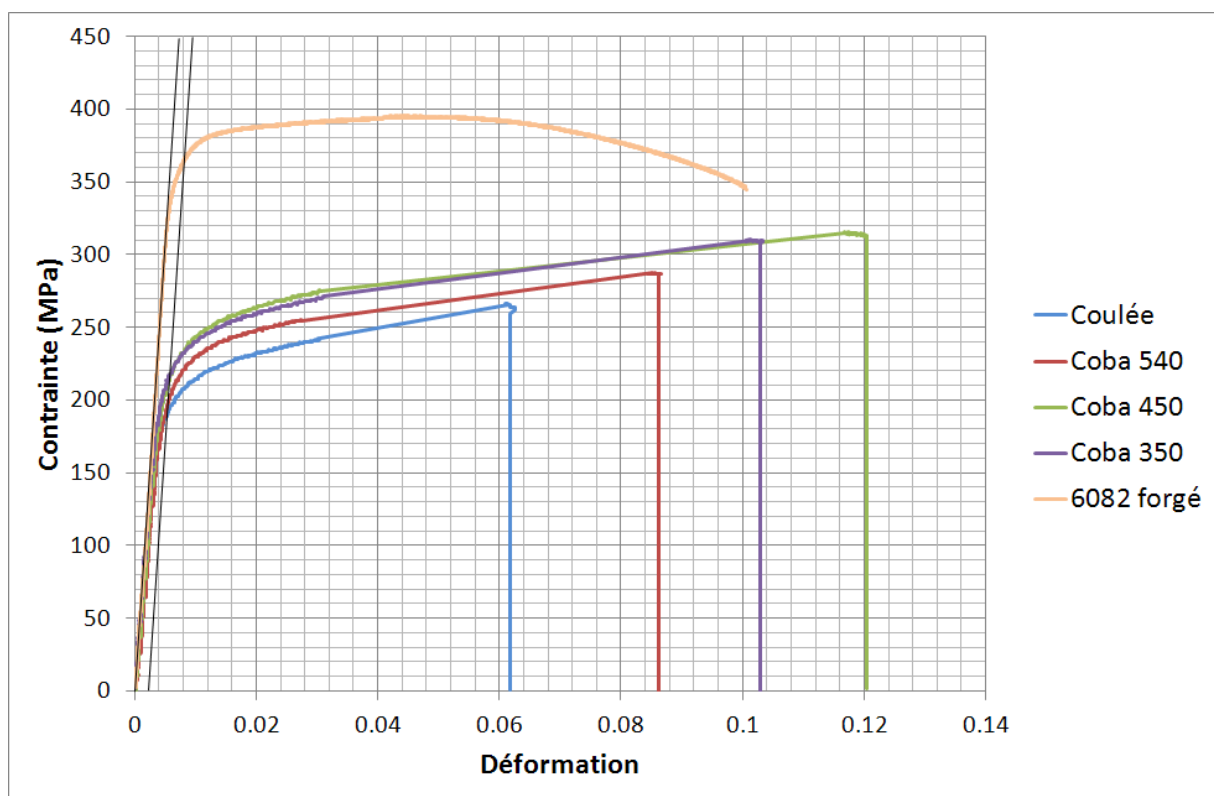


Fig. V.3 – Courbes de traction d'éprouvettes de fatigue en AS7G03 coulée, cobapressée à 540°C, 450°C, 350°C et d'un alliage AS1 forgé pour comparaison

Cas	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	IQ
6082 forgé	360	395	10.1	546
Coulée	200	266	6.1	384
Coba 540	210	288	8.5	427
Coba 450	220	314	12	476
Coba 350	220	310	10.2	461

Tabl. V.2 – Résultats des essais de traction sur éprouvettes de fatigue en AS7G03 coulée, cobapressée à 540°C, 450°C, 350°C et d’un alliage AS1 forgé pour comparaison

L’AS1 forgé montre quant à lui de meilleures propriétés mécaniques avec une Rp0,2 et une Rm très supérieures et un allongement à rupture comparable, à l’AS7G03 cobapressé. Les pièces en 6082 forgé sont donc plus résistantes. Cependant, l’écrouissage de l’AS1 semble beaucoup moins efficace, la contrainte augmentant très faiblement avec la déformation. Ce meilleur écrouissage est un avantage de l’AS7G03 qui permet de fortement limiter la striction ou les localisations d’endommagement lors de la déformation. Cet atout est à rappeler pour des pièces de liaisons au sol qui doivent résister à un flambage important sans rupture.

V.1.3 Influence du taux et de la vitesse de déformation

Nous avons vu dans le chapitre précédent que le niveau et la vitesse de déformation sont déterminants pour l’évolution de microstructure. Nous avons donc fait varier ces paramètres lors des essais effectués en channel-die dont le protocole est détaillé dans le paragraphe II.2 pour étudier leurs effets sur les propriétés mécaniques. La température des échantillons au cours de la déformation a été choisie à 530°C car c’est celle qui permet d’avoir une microstructure qui varie peu avec la vitesse et le niveau de déformation. Nous avons utilisé une vitesse de déformation proportionnelle au niveau de déformation et les éprouvettes ont subi un traitement thermique T6 après déformation avant d’être usinées. Un exemple des échantillons avant et après déformation dans le channel die est exposé figure V.4a tandis que la figure V.4b montre les microéprouvettes de traction avant et après rupture. Pour ne pas être perturbé par les autres paramètres qui influent sur les propriétés mécaniques, comme le SDAS ou la composition, tous les échantillons de channel die sont tirés du même lingot dans la zone indiquée sur la figure V.5. Cette zone a été choisie car elle est assez éloignée de la masselotte pour ne pas comporter de retassures et que le SDAS y est homogène. Nous nous sommes intéressés à une plage de déformation allant de 0 à 0,6, représentative des pièces réelles et les résultats sont présentés dans le tableau V.3.

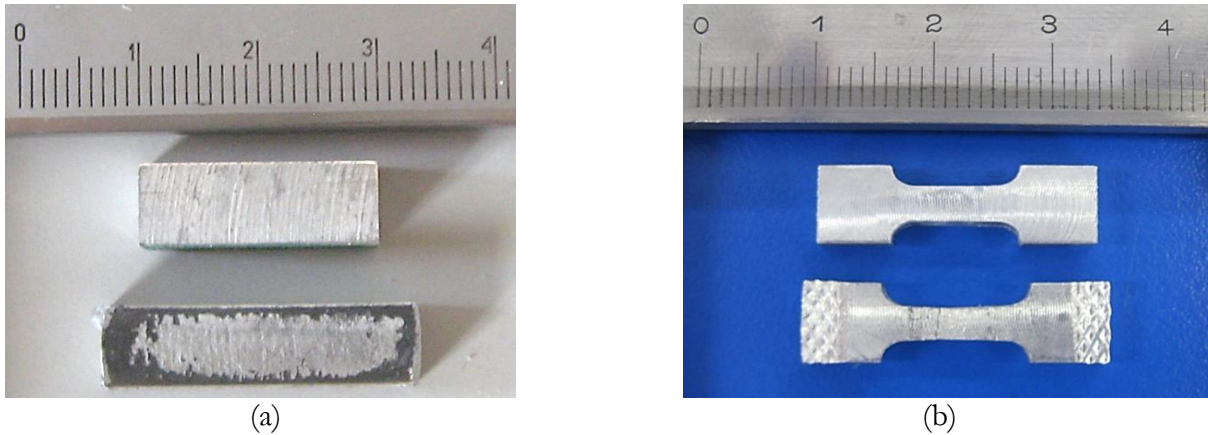


Fig. V.4 – (a) Exemples d'éprouvettes de channel-die avant et après déformation, (b) exemples de microéprouvettes avant et après traction à rupture

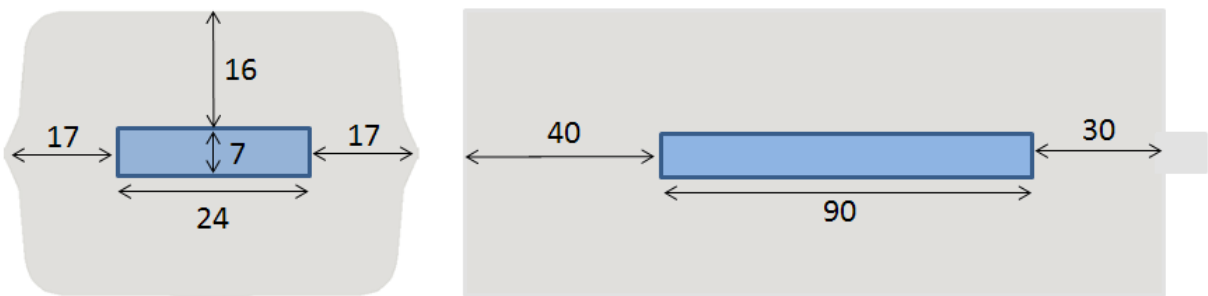


Fig. V.5 – Zones de prélèvement des éprouvettes de channel-die au sein du lingot

Cas	ε	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	IQ
1	0	0	210	245	2.4	302
2	0	0	225	297	10.9	453
3	0.1	1	230	299	10	449
4	0.1	1	235	301	8.5	440
5	0.21	2	240	308	9.5	455
6	0.18	2	240	309	9.4	455
7	0.45	4	240	303	11.4	462
8	0.42	4	260	316	12.2	479
9	0.52	5	245	321	13.1	489
10	0.59	6	230	314	12.9	481

Tabl. V.3 – Résultats des essais de traction sur microéprouvettes issues des échantillons de channel-die après déformation à chaud

L'éprouvette n°1 a montré des caractéristiques médiocres du fait de la présence d'une microporosité qui a un effet marqué sur les échantillons de cette taille. Les autres cas n'ont pas montré ce genre de problème. L'influence des porosités ou des inclusions peut donc être négligée pour ces cas. Nous pouvons voir qu'une légère déformation, de 0,1, améliore la Rp0,2 et la Rm,

cet effet augmente avec la déformation. L'augmentation de ductilité se met elle en place pour des déformations supérieures à 0,4. Cette valeur correspond à la valeur critique à partir de laquelle les premiers petits grains recristallisés apparaissent. Le phénomène observé peut s'expliquer par une augmentation de la sous-structuration des dendrites avec la déformation jusqu'à une valeur de 0,4 qui améliore progressivement la $R_{p0,2}$ et la R_m . Pour des valeurs supérieures à 0,4, nous avons atteint un régime stationnaire et la taille de la sous-structure ne doit plus évoluer, la désorientation entre sous-grains peut cependant continuer à croître (Glez J.C., Driver J.H., 2003), (Furu T. et al., 1996). Nous observons même un début de recristallisation avec un paramètre de Zener-Hollomon qui augmente. En effet, nous avons choisi une vitesse proportionnelle à la déformation.

En résumé, la meilleure $R_{p0,2}$ a été obtenue pour une déformation de 0,42 à 260 MPa. Nous n'avons jamais observé de valeurs supérieures pour cet alliage. Le meilleur IQ semble être obtenu pour une déformation légèrement supérieure, 0,52, à une valeur de 489. Une déformation supérieure ne semble pas avoir d'impact supplémentaire, un régime stationnaire doit être atteint et il n'est pas possible d'obtenir une sous-structure plus fine stable à haute température.

Ce niveau de déformation coïncide avec celui qui permet de refermer les porosités de taille intermédiaire. En effet, (Chang F.C. et al., 2004) ont montré qu'une déformation de 30% permet de refermer des pores d'une taille 0,4 mm dans une section de 5 mm, une déformation de 41% referme des pores de 0,7 mm dans une section de 10 mm tandis qu'une déformation de 52% permet la soudure de pores de 1,4 mm dans une section de 15 mm pour un alliage d'aluminium 7075.

En termes de propriétés mécaniques statiques pour une température de préforme de 530°C et un traitement thermique T6, la déformation optimale semble donc être de l'ordre de 0,5 pour une vitesse de déformation de 5 s⁻¹.

V.2 Evolution des propriétés cycliques

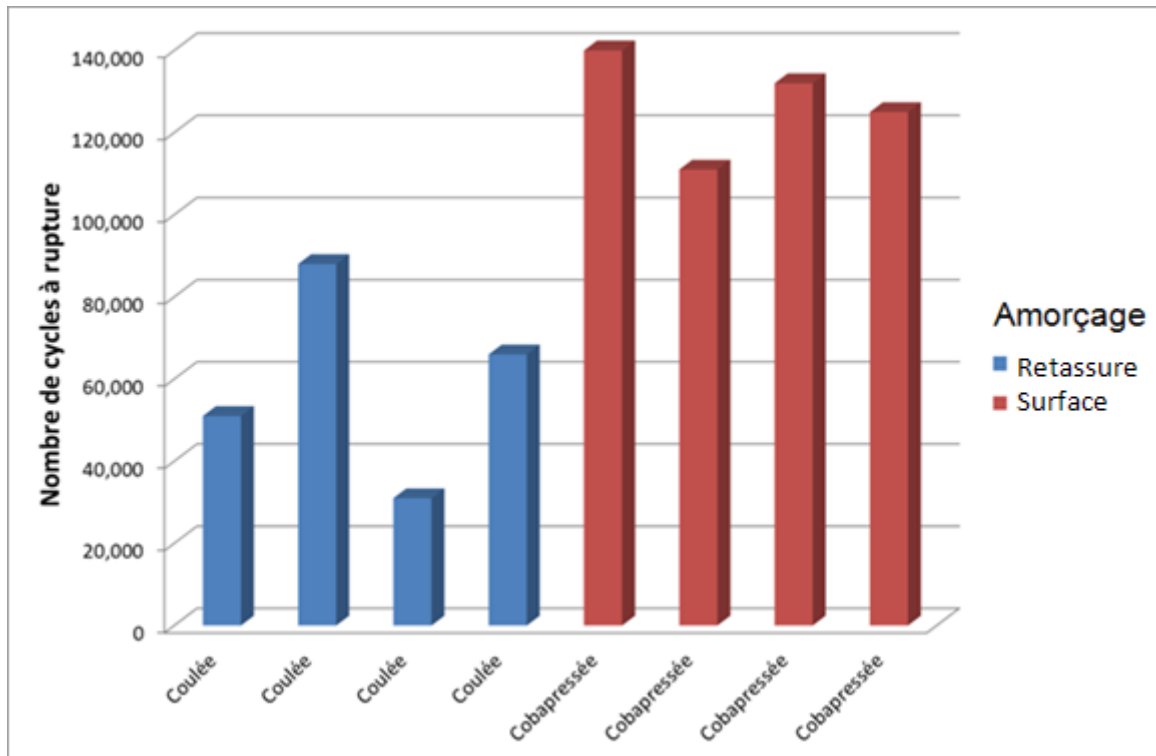
Les pièces de liaisons au sol dans l'automobile sont majoritairement sollicitées en fatigue. Ce point fait donc partie du cahier des charges et la tenue à la fatigue est un critère important dans le dimensionnement des pièces. Cette partie expose donc les résultats des essais qui montrent l'apport de la frappe à chaud sur les propriétés mécaniques cycliques des pièces de fonderie.

V.2.1 Influence de la porosité

Tout d'abord, nous avons vu que la déformation à chaud permettait la soudure des retassures de fonderie lorsqu'elles sont présentes dans le matériau. Cependant, nous avons voulu vérifier si la soudure de ces défauts avait une tenue mécanique satisfaisante. Nous avons donc coulé des éprouvettes de fatigue, dont la géométrie est présentée figure II.4, qui contenaient des retassures internes. Ces éprouvettes ont ensuite été forgées. Nous avons par la suite testé en fatigue les deux lots d'éprouvettes. Le premier étant issu de la fonderie, le deuxième cobapressé, c'est-à-dire qu'il a subi une étape de forge en plus. Les deux lots ont reçu le même traitement thermique et les résultats sur le nombre de cycles à rupture et les sites d'amorçage sont présentés figure V.6 et V.7.

Nous pouvons voir que le coup de presse a permis de refermer les retassures qui peuvent être importante. En effet, celle que l'on peut voir figure V.7 mesure environ 2 mm. Cette soudure résiste bien mécaniquement car les sites d'amorçage sont situés en surface dans tous les cas de figure pour les éprouvettes cobapressées alors que la fissure s'est initiée sur une porosité interne pour toutes les éprouvettes du lot n'ayant pas vu de déformation à chaud. L'étape de forge permet en outre de doubler le nombre de cycles à rupture et de diviser par deux la dispersion pour la même sollicitation en fatigue.

D'après les simulations numériques, la déformation au cours de la frappe est de l'ordre de 0,4 dans la zone où se trouve la cavité. Cette déformation ne paraît pas très importante pour refermer un défaut millimétrique mais la pression liée au remplissage de l'empreinte et à la formation de la bavure en fin de frappe joue certainement un rôle bénéfique dans le mécanisme de fermeture.



	Coulée	Cobapressée
Moyenne	59 000	127 000
Ecart-Type	24 069	12 024

Fig. V.6 – Nombre de cycles à rupture et étude de l’amorçage entre des éprouvettes de fatigue coulées et cobapressées



Fig. V.7 – Faciès de rupture d’une éprouvette de coulée avec amorce sur une retassure de cœur

V.2.2 Influence de la déformation à chaud sur la fatigue en traction

Nous savons maintenant que la température des préformes de fonderie au cours de la forge a un impact majeur sur la microstructure engendrée ainsi que sur les propriétés mécaniques statiques. Nous avons choisi de vérifier si ces différences influent sur la durée de vie en fatigue du matériau. Des essais de fatigue en traction simple, $R = 0,1$, pour une contrainte maximale de 220

MPa ont été entrepris sur les différents lots d'éprouvettes. Cinq échantillons par lots ont été testés. Les statistiques sur les résultats obtenus sont présentés figure V.8. Une différence majeure réside néanmoins dans cette campagne d'essai. Les paramètres de fonderie et le moule ont été modifiés pour obtenir des éprouvettes de fonderie exemptes de cavités. L'impact mesuré est donc uniquement lié à la microstructure.

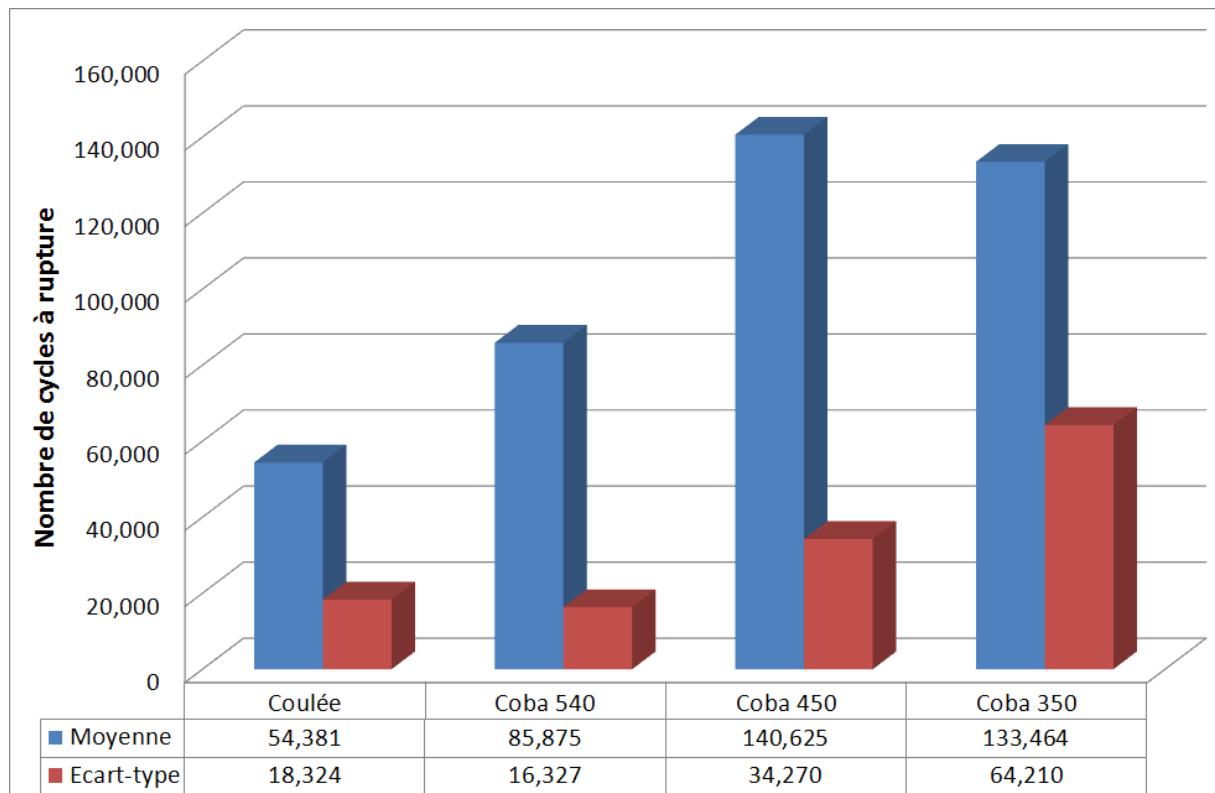


Fig. V.8 – Statistiques sur le nombre de cycles à rupture en fatigue en traction pour $R = 0,1$ et $\sigma = 220$ MPa

Nous pouvons voir sur ce graphe que le nombre de cycles à rupture est fortement dépendant des propriétés mécaniques statiques. En effet, le lot d'éprouvettes qui se comporte le mieux en fatigue a aussi les caractéristiques mécaniques les meilleures. Ce résultat semble assez trivial mais de nombreux paramètres ont un impact sur la durée de vie en fatigue, il était donc nécessaire de faire ces essais pour étudier cet effet et pour quantifier le gain réalisé. En effet, nous pouvons voir que le COBAPRESSTM améliore notablement la durée de vie en fatigue par rapport à la fonderie classique mais la température et donc la microstructure joue un rôle majeur. Le gain pour la frappe à 540°C est de 60% alors qu'il atteint 160% pour la frappe à 450°C. Ici aussi les éprouvettes forgées à 350°C montrent un comportement intermédiaire. La sous-structure joue, comme lors des essais de traction, son rôle de blocage des dislocations et réduit l'amorçage et la propagation de fissure.

V.2.3 Influence de la déformation à chaud sur la fatigue en flexion 4 points

Afin d'étudier les caractéristiques spécifiques de la peau en fatigue, les essais de flexion 4 points sont les mieux indiqués. En effet, le moment étant constant entre les deux rouleaux centraux, nous avons une contrainte constante dans toute cette zone qui est maximale en peau. Pour ce faire nous avons fait des essais de fatigue sur des plaques usinées par électroérosion pour quatre différents cas qui sont : échantillons coulés présentant la peau du matériau, coulé / cœur, cobapressé / peau et cobapressé / cœur. Le protocole expérimental de cet essai est présenté dans le paragraphe II.3.2 et les résultats sur la figure V.9. Nous rappelons que le traitement thermique et le SDAS sont similaires pour les lingots coulés et cobapressés.

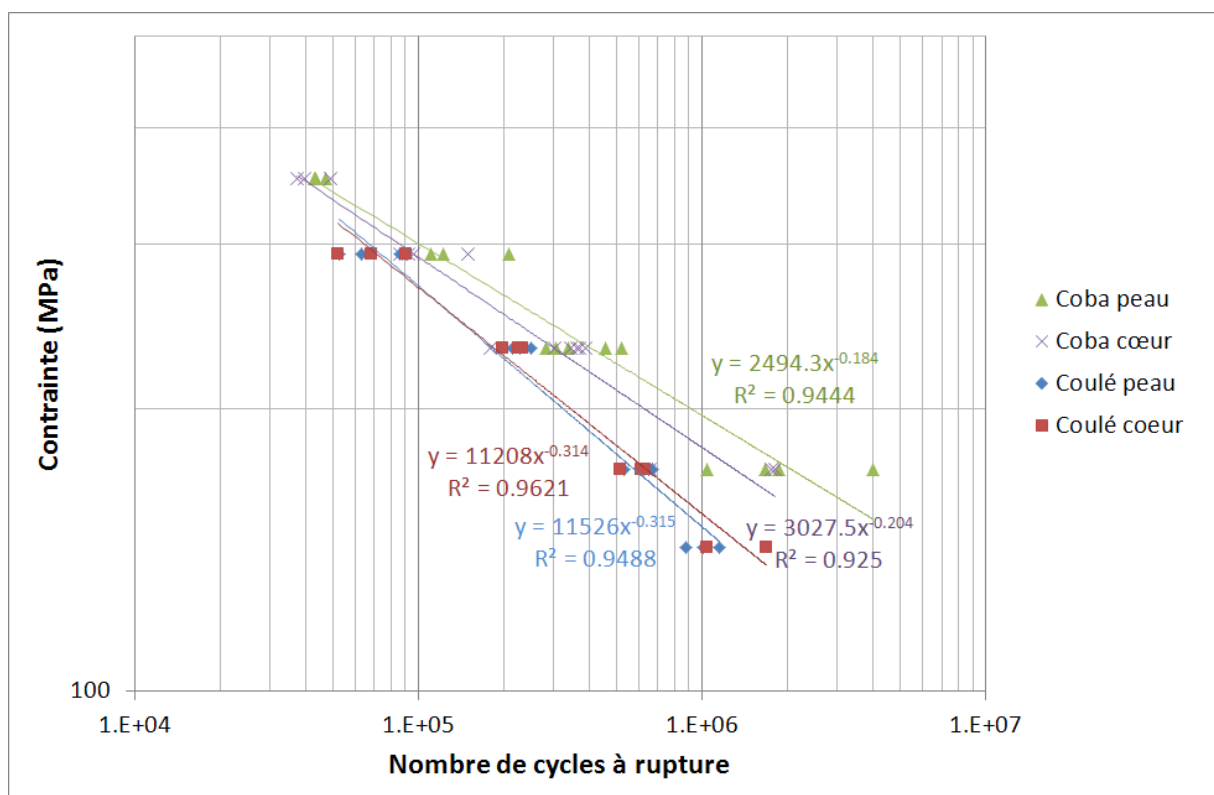


Fig. V.9 – Courbes de fatigue en flexion 4 points pour un rapport R = 0,1 de plaques usinées par électroérosion en peau et à cœur de lingots coulés et cobapressés

Les résultats apportent plusieurs informations. Tout d'abord, les éprouvettes cobapressées montrent une plus longue durée de vie par rapport à celles coulées comme dans le cas de la fatigue en traction. Cependant, cet essai permet de différencier les caractéristiques de peau et de cœur et la sollicitation est plus proche des contraintes réelles de la pièce. Ainsi, on peut voir un meilleur comportement des éprouvettes de peau pour le cas des lingots cobapressés. Pour mieux quantifier le gain obtenu, un paramètre intéressant pour les pièces automobile est la

contrainte que peut supporter le matériau pour une durée de vie d'un million de cycles. Ainsi, on peut voir que cette contrainte vaut environ 195 MPa pour les éprouvettes de peau cobapressées contre une valeur d'environ 180 MPa pour une éprouvette de cœur, on a donc une augmentation de la contrainte à un million de cycles de 8%. Pour les éprouvettes coulées cette valeur n'est que de 150 MPa, on a donc un gain de 30 % sur cette contrainte entre une éprouvette de peau cobapressée et une éprouvette de peau ou de cœur issue de la fonderie. Ce phénomène peut s'expliquer par la sous-structuration marquée, spécialement en peau, des éprouvettes ayant été forgées. L'état de surface des éprouvettes de peau cobapressées permet aussi d'améliorer les propriétés cycliques. Les mesures moyennes de rugosité de surface des différents lots d'échantillons sont exposées dans le tableau V.4. Les formules permettant de les calculer sont les suivantes :

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |z(x)| dx$$

$$R_t = |z_{\max} - z_{\min}|$$

$$R_z = \frac{1}{5} \left[\sum_{i=1}^5 (z_i)_{\max} + \sum_{j=1}^5 |(z_j)_{\min}| \right]$$

	Coba peau	Coba cœur	Coulée peau	Coulée cœur
R_a (μm)	0.51	2.74	3.14	2.74
R_z (μm)	2.91	14.08	16.66	14.08
R_t (μm)	4.45	18.59	22.82	18.59

Tabl. V.4 – Rugosité de surface des différentes éprouvettes de fatigue en flexion 4 points

Les éprouvettes de cœur ont toutes été usinées de la même façon par électroérosion, elles montrent toutes le même état de surface avec une rugosité intermédiaire. La rugosité des lingots coulés en peau est la plus importante avec une valeur proche de l'usinage tandis que celle des lingots cobapressés est de loin la meilleure. Le fait de forger les pièces dans des matrices polies permet de diviser d'un facteur 4 à 5 la rugosité de surface, ce qui est très bénéfique.

Les éprouvettes coulées ont quant à elle des propriétés inférieures mais les caractéristiques de peau et de cœur sont similaires. A cœur, le SDAS est légèrement supérieur à la peau mais ceci ne semble pas affecter la tenue à la fatigue. Les rugosités de surface sont proches et en l'absence de sous-structure en peau le comportement semble être le même pour les différentes zones du lingot.

Les résultats de fatigue des éprouvettes issues du lingot cobapressé montrent cependant

une certaine dispersion. Pour mieux comprendre le phénomène nous avons choisi d'extraire des microéprouvettes de traction au sein d'échantillons ayant des durées de vie différentes. L'épaisseur des plaques étant de 5 mm et les parties se trouvant à l'extérieur des rouleaux ne voyant aucune contrainte, nous avons pu procéder à l'opération après rupture par fatigue des éprouvettes. Deux microéprouvettes de traction ont été tirées par échantillons et les résultats sont répertoriés dans le tableau V.5.

Cas	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	IQ	N _{cycles} à 170 MPa
9C1	240	283	2.7	348	1 800 000
9C2	230	298	7	425	1 800 000
9P1	235	307	11.3	465	2 000 000
9P2	230	303	10.1	454	2 000 000
10C1	220	298	8.8	440	656 000
10C2	220	295	8.3	433	656 000
10P1	230	304	11.3	462	1 042 000
10P2	225	306	11	462	1 042 000

Tabl. V.5 – Propriétés mécaniques en traction de différentes éprouvettes de fatigue ainsi que leur nombre de cycles à rupture pour une contrainte de 170 MPa

La principale conclusion que nous pouvons déduire du tableau V.5 est un lien fort entre le nombre de cycle à rupture et la Rp0,2. En effet, les éprouvettes qui effectuent le plus grand nombre de cycles sont celles qui obtiennent la meilleure Rp0,2. La ductilité joue peut être un rôle mineur qui est certainement plus important pour de la fatigue à une contrainte plus grande lorsqu'un début de plasticité peut s'observer. Ce résultat semble assez normal vu qu'une contrainte de 170 MPa représente une fraction de la limite d'élasticité plus importante lorsque la Rp0,2 est plus faible.

V.2.4 Observation d'une fissure en peau sur éprouvette cobapressée

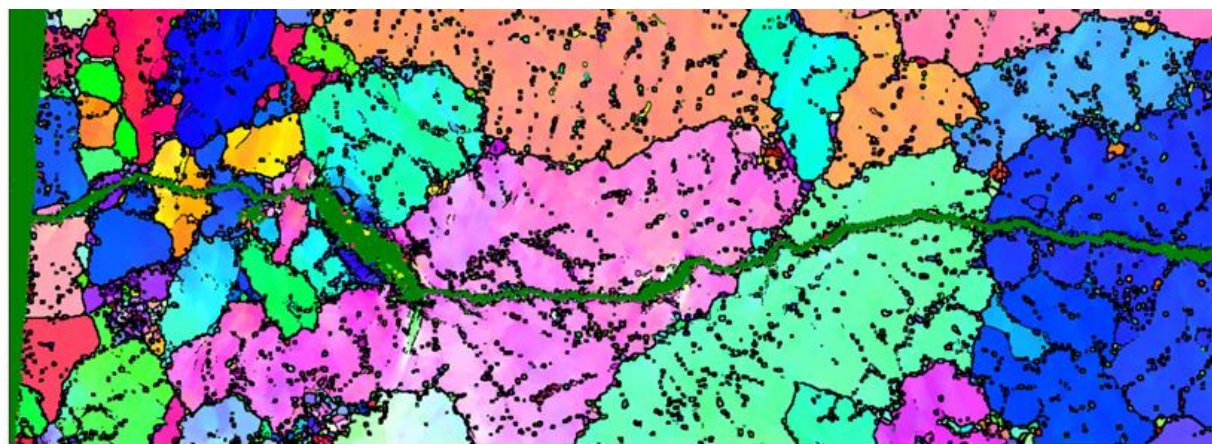
Pour comprendre les phénomènes qui entrent en jeux lors des essais de fatigue, il est très intéressant d'étudier le phénomène d'amorçage et de propagation de fissures. En ce qui concerne l'amorçage, nous savons qu'il faut éviter les inclusions telles qu'oxydes ou intermétalliques riches en fer ainsi que les retassures et porosités. Le fait d'avoir une faible rugosité de surface limite aussi les concentrations de contraintes. Le rôle de la microstructure dans l'amorçage et la propagation de fissure est plus difficile à étudier. Nous avons cependant effectué des essais de fatigue que nous arrêtons périodiquement pour détecter la présence de fissure par ressuage. Une des éprouvettes issues de ces essais stoppés avant rupture a été découpée et une observation à

l'EBSD nous a permis d'observer le trajet de la fissure. L'image obtenue ainsi qu'un zoom sur la peau sont exposées figure V.10.

Nous pouvons voir que pour le cas observé, la peau montre une recristallisation à grains fins. La fissure ne semble pas suivre les joints de grains mais elle est plus tortueuse dans cette zone de peau. La faible taille des grains doit aussi limiter la plasticité en fond de fissure et donc limiter l'amorçage et la propagation. Une fois la zone de peau traversée, la fissure semble se propager de façon assez rectiligne et elle suit les particules de silicium comme décrit dans la littérature. Dans ce cas précis, la déformation n'est pas très importante en profondeur, c'est donc principalement la zone de peau qui a joué son rôle de limitation de la propagation.



(a)



(b)

Fig. V.10 – Cartographie EBSD d'une zone de peau traversée par une fissure (a) vue d'ensemble, (b) zoom sur la peau

V.3 Conclusion

Ce chapitre montre en détails les évolutions des propriétés mécaniques liées au coup de presse du procédé COBAPRESS™. En outre, nous avons pu établir une relation entre la microstructure et les propriétés mécaniques statiques et cycliques. Nous avons vu que la forge permet de refermer les retassures avec une tenue mécanique satisfaisante, il augmente aussi la $R_{p0,2}$, l'allongement, l'IQ ainsi que la durée de vie en fatigue par différents mécanismes, sous-structuration, meilleure santé matière et meilleur état de surface. Les paramètres thermomécaniques doivent néanmoins être dans une certaine gamme afin d'optimiser cette valeur ajoutée. Nous avons vu que la déformation doit être aux alentours de 0,5 pour une vitesse de 5 s^{-1} en restant la plus homogène possible pour permettre la soudure des défauts et une microstructure optimale, c'est-à-dire sous-structurée sans présence de gros grains recristallisés. Pour diminuer l'effort de presse et éviter une recristallisation anormale avec des gros grains une température de préforme de 530°C est aussi préconisée. Il est vrai qu'une température plus faible a permis d'améliorer les propriétés de l'éprouvette de fatigue mais pour la majorité des pièces, leur forme plus complexe nécessite une déformation plus importante et par conséquent une température plus haute est bénéfique.

Conclusion et perspectives

Le but de notre travail était d'étudier l'impact de l'étape de forge sur la microstructure et les propriétés mécaniques des pièces coulées en AS7G03 et modifiées au strontium.

Nous avons vu que la simulation permettait de bien anticiper les déformations et vitesses de déformation et que celles-ci ne sont pas homogènes dans les pièces. Un code métier (Simufact) qui est très efficace pour prédire les longueurs de bavure nous a été très utile pour déterminer les niveaux de déformation au sein des pièces complexes tandis qu'un code académique (ABAQUS) nous a permis de caractériser ces grandeurs de manière plus locale.

Les observations de microstructure nous ont permis de différencier plusieurs cas avec de la sous-structuration et de la recristallisation. Une bonne corrélation entre l'évolution de microstructure et les déformations a été obtenue.

Enfin, les essais mécaniques nous ont servis à déterminer quelle était la microstructure optimale pour optimiser les propriétés mécaniques statiques et cycliques.

Pour obtenir les meilleurs résultats, les pièces doivent être exemptes de retassures et avoir une microstructure sous-structurée en évitant une recristallisation trop marquée. Les préconisations pour les paramètres de forge sont donc :

- Une déformation aussi homogène que possible de l'ordre de 0,5 qui permet de refermer les cavités et de sous-structurer efficacement les dendrites
- Une vitesse de déformation de l'ordre de 5 s^{-1} qui permet d'avoir un paramètre de Zener-Hollomon Z satisfaisant en termes de sous-structuration et de limitation de la recristallisation
- Une température de déformation de 530°C qui évite la brûlure de l'alliage et diminue l'effort de frappe. Cette température permet aussi d'homogénéiser la microstructure en limitant les zones avec un Z trop élevé qui recristallisent de façon trop prononcée.
- La mise en solution ne peut pas être effectuée avant la forge à cause d'un refroidissement trop important avant la trempe.

L'amélioration de l'état de surface avec une rugosité très faible du fait de la forge au sein d'une matrice polie permet un gain significatif de durée de vie en fatigue. La microstructure spécifique de la peau engendrée par la déformation des aspérités de surface est un autre aspect

bénéfique de l'étape de forge du procédé COBAPRESS™.

Perspectives

Nous connaissons maintenant les conditions de déformation optimales pour les pièces en AS7G03. Ces recommandations ne sont cependant pas aisées à appliquer. Pour être forgée, les pièces doivent avoir un plan de joint, certaines formes trop anguleuses sont à éviter pour prévenir les défauts de forge comme les replis. La rugosité des préformes de fonderie ne doit aussi pas dépasser une certaine limite pour éviter d'avoir une surface avec un aspect peau d'orange qui a une rugosité résiduelle trop importante.

Un travail sur de nouvelles formes telles que des ondulations en peau sur les préformes est en cours. Des essais avec des préformes de fonderie qui ont une géométrie plus éloignée de la pièce finale sont aussi étudiés.

Des améliorations des paramètres de simulation pourront être apportées pour avoir une meilleure corrélation avec la réalité. Une mesure plus précise de la vitesse du coulisseau lors de la frappe pourra notamment être entreprise.

De nouveaux alliages d'aluminium vont être testés. Les paramètres thermomécaniques seront probablement à modifier du fait d'une différence dans la quantité et la distribution des retassures ainsi qu'un autre comportement en recristallisation. L'ajout de certains éléments d'alliage comme le zirconium pourrait être envisagé pour prévenir la croissance des nouveaux grains.

Le procédé COBAPRESS™ pourra aussi être adapté pour d'autres matériaux comme les aciers ou les alliages de titane.

Références bibliographiques

Aaronson H.I. et al. (1968) / *Met. Sc. J.*, vol. 2, pp 155–158
Interfacial energy of dislocation and of coherent interphase boundaries

AluMATTER / Site internet
<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/FRE/default.asp?catid=&pageid=1>

American Society for Metals (1979) / *Metals handbook*. Metals Park, 7th edition

American Society for Metals (1981) / *Metals handbook*. 9th edition, Volume 4, pp 696

Ammar H.R. et al. (2008) / *International Journal of Fatigue* 30, pp. 1024–1035
Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys

Anson J.P., Gruzleski J.E. (1999) / *Mater. Char.*, vol. 43, pp 319–335
The quantitative discrimination between shrinkage and gas microporosity in cast aluminium alloys using spatial data analysis

Atwood R.C., Lee P.D. (2003) / *Acta Materialia* 51, pp. 5447–5466
Simulation of the three-dimensional morphology of solidification porosity in an aluminum-silicon alloy

Avalle M. et al. (2002) / *International Journal of Fatigue* 24, pp. 1–9
Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy, a comparison between standard specimens and production components

Barlas B. (2004) / Thèse de Bruno Barlas, Ecole des Mines de Paris, soutenue le 5 février 2004
Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie

Barralis J., Maeder G. (1997) / *Précis de métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation*. AFNOR-Nathan, Paris

Bathias C., Pineau A. (2008) / *Fatigue des matériaux et des structures* 1

Benedetti M. et al. (2004) / *International Journal of Fatigue* 26, pp. 889–897
Bending fatigue behaviour of differently shot peened Al 6082 T5 alloy

Boyd J.D., Nicholson R.B. (1971) / *Acta Metall.*, vol. 19, pp 1101–1109
Calorimetric determination of precipitate interfacial energies in two Al-Cu alloys

Buffière J.-Y. et al. (2001) / *Materials Science and Engineering A316*, pp. 115–126
Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg03 cast Al alloys

Caceres C.H. et al. (1995) / *Materials Science and Engineering A197*, pp. 171-179
The deformation and fracture behaviour of an Al-Si-Mg casting alloy

Caceres C.H. et al. (1999) / *Materials Science and Engineering A271*, pp. 53–61
Effect of ageing and Mg content on the quality index of two model Al-Cu-Si-Mg alloys

- Caceres C.H., Griffiths J.R. (1996) / *Acta mater.* Vol. 44, No. 1, pp. 25-33
Damage by the cracking of silicon particles in an Al-7Si-0,4Mg casting alloy
- Campbell J. (2004) / *The ten rules of casting*, Oxford
- Cappelli M.D. et al. (2008) / *International Journal of Fatigue* 30, pp. 1473–1478
The transition between small and long fatigue crack behavior and its relation to microstructure
- Ceschini L. et al. (2009) / *Journal of Materials Processing Technology* 209, pp. 5669–5679
Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10%Si-2%Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions
- Crepeau P.N. et al. (1992) / *Proceedings of the 22nd Symposium on Fracture Mechanics, Philadelphia, ASTM (USA)*, pp 707–726
Fatigue crack growth in an Al-10.7Si-2.2Cu-1.2Mg casting alloy
- Dahle A.K. et al. (2005) / *Materials Science and Engineering A* 413–414, pp. 243–248
Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys
- Dai X. et al. (2003) / *Materials Science and Engineering A* 354, pp. 315-325
Effects of runner system design on the mechanical strength of Al-7Si-Mg alloy castings
- Desaki T., Kamiya S. (2000) / *JSAE review*, vol. 21, pp 143–147.
Development of a new aluminium alloy bearing for small-sized diesel engines
- Dinnis C.M. et al. (2005) / *Materials Science and Engineering A* 392, pp. 440–448
Three-dimensional analysis of eutectic grains in hypoeutectic Al-Si alloys
- Dinnis C.M. et al. (2006) / *Materials Science and Engineering A* 425, pp. 286–296
Iron-related porosity in Al-Si-(Cu) foundry alloys
- Dispinar D., Campbell J. (2007) / *Journal of Materials Processing Technology* 182, pp. 405–410
Effect of casting conditions on aluminium metal quality
- Drouzy M. et al. (1980) / *ASS International Cast Methods J.*, pp 43–50
Interpretation of tensile result by means of quality index and probable yield stress
- Dubost B., Sainfort P / *Techniques de l'ingénieur, traité Métallurgie*, vol. M 240, pp 1–25
Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium
- Evans W.J. et al. (1994) / *Proceedings of the 10th conference on the Strength of Materials, Sendai, Japan. The Japan Inst. of Metals, Strength of Materials*, pp 501–504
Defect sensitive fatigue in a cast aluminium alloy
- Fox S., Campbell J. (2000) / *Scripta mater.* 43, pp. 881–886
Visualisation of oxide film defects during solidification of aluminium alloys
- Fuller C.B. et al. (2002) / *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 338, pp 8–16
Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions

- Furu T. et al. (1996) / *Materials Science and Engineering* A214, pp. 122-132
Substructure evolution during different hot deformation processes of commercial non-heat treatable aluminium alloys
- Ghaffari B. et al. (2004) / *Ultrasonics* 41, pp. 699–707
Ultrasonic characterization of shrinkage microporosity in aluminum castings
- Glez J.C., Driver J.H. (2003) / *Acta Materialia* 51, pp. 2989–3003
Substructure development in hot plane strain compressed Al-1%Mn crystals
- Goulart P.R. et al. (2006) / *Materials Science and Engineering A* 421, pp. 245–253
Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings
- Gourdet S., Montheillet F. (2000) / *Materials Science and Engineering A*283, pp. 274–288
An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium
- Gupta A.K., Court S.A. (2001) / *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 316, pp 11–17
Precipitation hardening in Al-Mg-Si alloys with and without excess Si
- Gupta A.K. et al. (2001) / *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 301, pp 140–146
Precipitation hardening processes in an Al-0.4%Mg-1.3%Si-0.25%Fe aluminum alloy
- Heiberg G. et al. (2002) / *Acta Materialia* 50, pp. 2537–2546
Columnar to equiaxed transition of eutectic in hypoeutectic aluminium-silicon alloys
- Hongliang Z. et al. (2009) / *Materials Characterization* 60, pp. 377-383
Preparation of Al-Ti-C-Sr master alloys and their refining efficiency on A356 alloy
- Horstemeyer M.F. et al. (2003) / *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 39, pp. 23–45
Numerical, experimental, nondestructive, and image analyses of damage progression in cast A356 aluminum notch tensile bars
- Hoskin G.A. et al. (1988) / *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 10, pp 27–41
The in-situ fatigue testing of a cast aluminium-silicon alloy
- Humphreys F.J., Haterly M. (2004) / *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*
- Hwang J.Y. et al. (2008) / *Acta Mater*, doi:10.1016/j.actamat.2008.11.021
The effect of Mg on the structure and properties of type 319 aluminum casting alloys
- Kaibyshev R. et al. (2003) / *Materials Science and Engineering A*344, pp. 348-356
Grain refinement in as-cast 7475 aluminum alloy under hot deformation
- Kobayashi T. (2000) / *Materials Science and Engineering A*286, pp. 333–341
Strength and fracture of aluminium alloys
- Lados D.A., Apelian D. (2004) / *Materials Science and Engineering A* 385, pp. 200–211
Fatigue crack growth characteristics in cast Al-Si-Mg alloys. Part I - Effect of processing conditions and microstructure
- Lados D.A., Apelian D. (2004) / *Materials Science and Engineering A* 385, pp. 187–199
Fatigue crack growth characteristics in cast Al-Si-Mg alloys. Part II - Predictions using fatigue crack growth data

- Lados D.A. et al. (2005) / *International Journal of Fatigue* 27, pp. 1463–1472
Closure mechanisms in Al-Si-Mg cast alloys and long-crack to small-crack corrections
- Lados D.A. et al. (2006) / *Acta Materialia* 54, pp. 1475–1486
Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in Al-Si-Mg cast alloys: Mechanisms in the near-threshold regime
- Lados D.A., Apelian D. (2008) / *Engineering Fracture Mechanics* 75, pp. 821–832
Relationships between microstructure and fatigue crack propagation paths in Al-Si-Mg cast alloys
- Lathabai S., Lloyd P.G. (2002) / *Acta Mater.*, vol. 50, pp 4275–4292
The effect of scandium on the microstructure, mechanical properties and weldability of a cast Al-Mg alloy
- Lee P.D. et al. (2001) / *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 328, pp. 213-222
Modeling of porosity formation in D.C. cast aluminium-magnesium alloy
- Lenard J.G., Pietrzyk M. (1993) / *Advances in Hot Forming Textures and Microstructures Tribology of Hot Forming: Its Effect on Grain Development*
- Liao H. et al. (2007) / *Scripta Materialia* 57, pp. 1121–1124
Refinement of eutectic grains by combined addition of strontium and boron in near-eutectic Al-Si alloys
- Li J.K. et al. (1992) / *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 15 (12), pp. 1271-1279
An analysis of stress concentration caused by shot peening and its application in predicting fatigue strength
- Linder J. et al. (2006) / *International Journal of Fatigue* 28, pp. 1752–1758
The influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent mould cast aluminium
- Lu L. et al. (2005) / *Materials Science and Engineering A* 399, pp. 244–253
Combining Sr and Na additions in hypoeutectic Al-Si foundry alloys
- Ludwig W. et al. (2003) / *Acta Materialia* 51, pp. 585–598
Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast Al alloy using X-ray microtomography
- Marioara C.D. et al. (2001) / *Acta Mater.*, vol. 49, pp 321–328
Atomic model for GP-zones in a 6082 Al-Mg-Si system
- Massinon D., Constantin V. (2002). *Formation métallurgie et défauts de fonderie*. Montupet, Chateauroux
- McDonald S.D. et al. (2004) / *Acta Materialia* 52, pp. 4273–4280
Eutectic nucleation in Al-Si alloys
- Merle P. et al. (1976) / *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 26, pp 277–282
Signification du maximum de durcissement apparaissant durant la précipitation de θ' dans un alliage d'aluminium à 4% en poids de Cuivre AU4
- Mo D.F. et al. (2008) / *International Journal of Fatigue* 30, pp. 1843–1850
Crack initiation and propagation of cast A356 aluminum alloy under multi-axial cyclic loadings

- Moffat A.J. (2007) / PhD thesis, University of Southampton, October 2007
Micromechanistic analysis of fatigue in aluminium silicon casting alloys
- Mondolfo L.F. (1976) / Aluminium alloys, structure and properties. Butterworths, London
- Montheillet F. (2007) / Cours de Master Recherche, Science et génie des matériaux (ENSMSE)
Physique et mécanique de la mise en forme des métaux
- Montheillet F., Desrayaud C. (2009) / Techniques de l'ingénieur, Dossier m3009
Essais rhéologiques à chaud
- Nanninga N., White C. (2009) / International Journal of fatigue 31, pp. 1215-1224
The relationship between extrusion die line roughness and high cycle fatigue life of an AA6082 alloy
- Nes E. et al. (2001) / Journal of Materials Processing Technology 117, pp. 333-340
Modelling the evolution in microstructure and properties during processing of aluminum alloys
- Nogita K., Dahle A.K. (2001) / Materials Characterization 46, pp. 305–310
Eutectic solidification in hypoeutectic Al-Si alloys, electron backscatter diffraction analysis
- Nogita K., Dahle A.K. (2003) / Scripta Materialia 48, pp. 307–313
Effects of boron on eutectic modification of hypoeutectic Al-Si alloys
- Norman A.F. et al. (2003) / Mater. Sci. Eng. A, vol. 354, pp 188–198
Examination of the effect of Sc on 2000 and 7000 series aluminium alloy castings : for improvements in fusion welding
- Pavlak L., Metalurgija - Journal of Metallurgy
Effect of filling conditions on the quality of cast aluminum cylinders beads
- Plumtree A., Schafer S. (1986) / K.J. Miller, E.R. de los Rios (Eds.), Mechanical Engineering Publications, London.
The behaviour of short fatigue cracks
- Powell G.W. (1994) / Mater. Char., vol. 33, pp 275–293
The fractography of casting alloys
- Qian L. et al. (2006) / Acta Materialia 54, pp. 4881–4893
Experimental and numerical investigations of the effects of the spatial distribution of a phase on fracture behavior in hypoeutectic Al-Si alloys
- Qu P. et al. (2009) / Scripta Mater. (2009), doi:10.1016/j.scriptamat.2009.05.004
Local crack driving force analysis of a fatigue crack by a microstructural tracking method
- Ran G. et al. (2006) / Journal of Alloys and Compounds 421, pp. 80–86
The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminum alloy
- Ran G. et al. (2008) / Journal of materials processing technology 207, pp. 46–52
Precipitates and tensile fracture mechanism in a sand cast A356 aluminum alloy

- Sankaran R., Laird C. (1974) / *Acta Mater.*, vol. 22 n° 8, pp 957–969
Kinetics of growth of plate-like precipitates
- Seniw M.E. et al. (2000) / *Materials Science and Engineering A285*, pp. 43–48
The effect of microscopic inclusion locations and silicon segregation on fatigue lifetimes of aluminum alloy A356 castings
- Shabestari S.G. (2004) / *Materials Science and Engineering A 383 (2004)* 289–298
The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys
- Shabestari S.G., Moemeni H. (2004) / *Journal of Materials Processing Technology* 153–154, pp. 193–198
Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys
- Shackelford J.F. (1992) / *Introduction to materials science for engineers*. Macmillan Publishers, 3rd edition, USA
- Shih T.-S., Chung Q.-Y. (2003) / *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 00, pp 1–12
Fatigue of as-extruded 7005 aluminum alloy
- Suraratchai M. et al. (2008) / *International Journal of Fatigue* 30, pp. 2119–2126
Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy
- Teng X. et al. (2009) / *Engineering Fracture Mechanics* 76, pp. 983–996
Pore size and fracture ductility of aluminum low pressure die casting
- Tiryakioglu M. et al. (2003a) / *Materials Science and Engineering A361*, pp. 240–248
On macrohardness testing of Al-7%Si-Mg alloys, 2-An evaluation of models for hardness-yield strength relationships
- Tiryakioglu M. et al. (2003b) / *Scripta Materialia* 49, pp. 873–878
The influence of structural integrity on the tensile deformation of cast Al-7%Si-0,6%Mg alloys
- Tiryakioglu M. et al. (2004) / *Materials Science and Engineering A368*, pp. 205–211
Evaluating structural integrity of cast Al-7%Si-Mg alloys via work hardening characteristics, 1-Concept of target properties
- Toda H. et al. (2009a) / *Acta Materialia* 57, pp. 2277–2290
Growth behavior of hydrogen micropores in aluminum alloys during high-temperature exposure
- Toda H. et al. (2009b) / *Acta Mater*, doi:10.1016/j.actamat.2009.06.012
Healing behavior of preexisting hydrogen micropores in aluminum alloys during plastic deformation
- Van Horn K.R. (1967) / *Aluminum, Vol. III, Fabrication and finishing*, ASM, pp. 355-382
Heat treatment – Stress relieving
- Verdu C. et al. (1996) / *Materials science forum* Vols. 217-222, pp. 1449-1454
Microstructural aspects of the damage mechanisms of cast Al-7Si-Mg alloys
- Venkateswarlu K. et al. (2003) / *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 351, pp 237–243
Influence of thermo-mechanical treatment of Al-5Ti master alloy on its grain refining performance on aluminium

- Wang A. et al. (1996) / *Journal of Materials Processing Technology* 60, pp. 95-102
A study of pore closure and welding in hot rolling process
- Wang J. et al. (2009) / *Scripta Materialia* 60, pp. 516–519
The kinetics of Fe-rich intermetallic formation in aluminum alloys, In situ observation
- Wang Q.G., Caceres C.H. (1998) / *Materials Science and Engineering A241*, pp. 72–82
The fracture mode in Al-Si-Mg casting alloys
- Wang Q.G. et al. (2001a) / *Journal of Light Metals* 1, pp. 73-84
Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I - Effect of casting defects
- Wang Q.G. et al. (2001b) / *Journal of Light Metals* 1, pp. 85-97
Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II - Effect of microstructural constituents
- Xu H. et al. (2004) / *Materials Letters* 58, pp. 3669–3673
Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration
- Xu H. et al. (2007) / *Materials Letters* 61, pp. 1246–1250
Effects of ultrasonic field and vacuum on degassing of molten aluminum alloy
- Xu H. et al. (2008) / *Materials Science and Engineering A* 473, pp. 96–104
Effects of ultrasonic vibration on degassing of aluminum alloys
- Yao J.-Y. et al. (1996) / *Mater. Sci. Forum*, vol. 217-222, pp 777–782
Precipitation and age-hardening in Al-Si-Cu-Mg-Fe casting alloys
- Yi J.Z. et al. (2004) / *Materials Science and Engineering A* 386, pp. 396–407
Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon alloy (A356-T6)
- Yi J.Z. et al. (2006) / *Materials Science and Engineering A* 432, pp. 59–68
Statistical modeling of microstructure and defect population effects on the fatigue performance of cast A356-T6 automotive components
- Zhang H. et al. (2009) / *Acta Materialia* 57, pp. 3287–3300
Three-dimensional fatigue crack growth behavior in an aluminum alloy investigated with in situ high-resolution synchrotron X-ray microtomography
- Zhen L., Kang S.B. (1997) / *Scripta Mater.*, vol. 36-10, pp 1089–1094
The effect of pre-aging on microstructure and tensile properties of Al-Mg-Si alloys

Annexe : Plan du montage de flexion 4 points

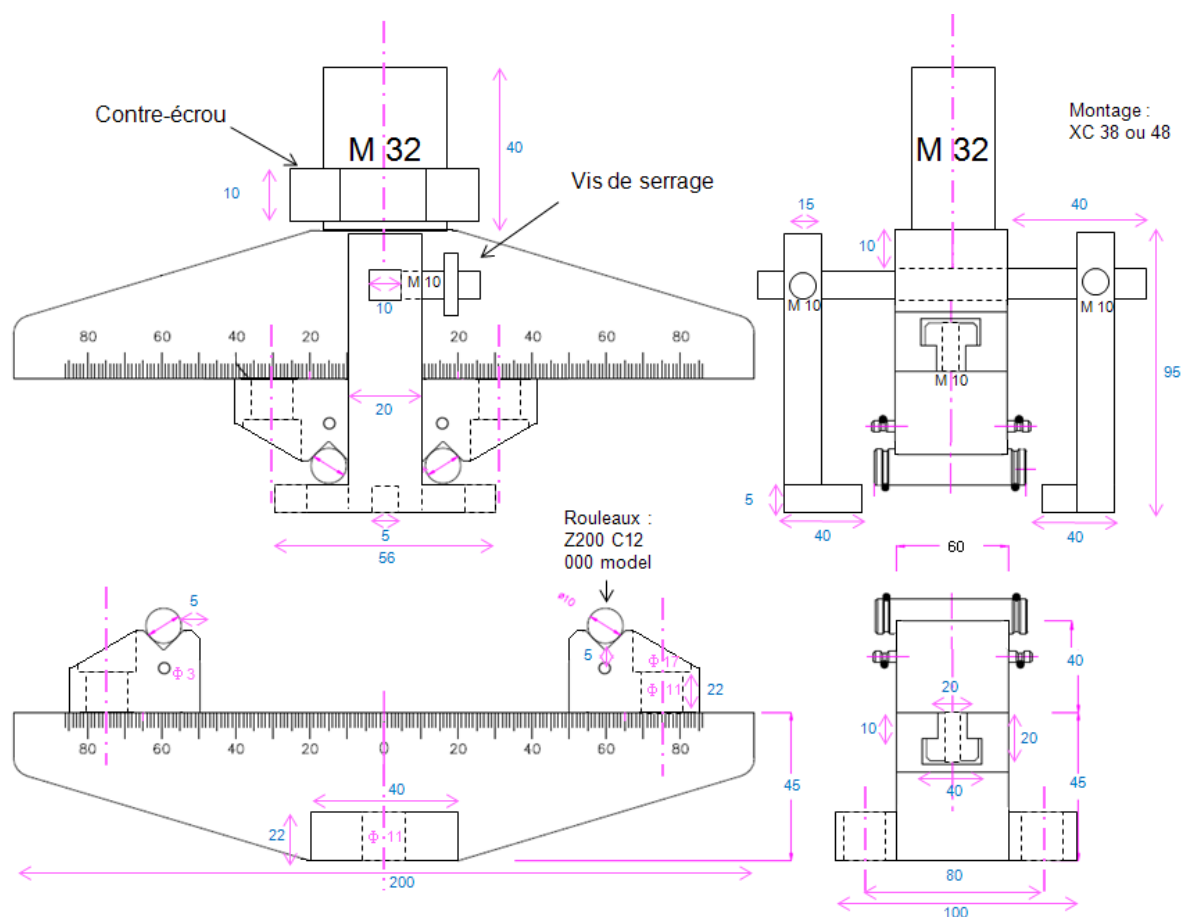


Fig. VI.1 – Vue d'ensemble du montage de flexion

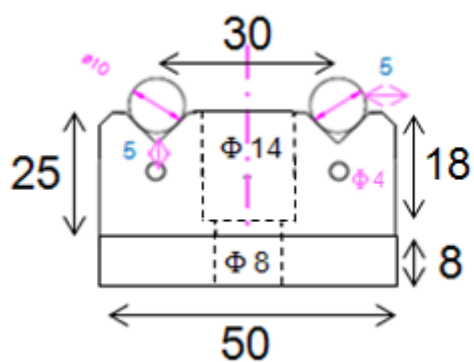


Fig. VI.2 – Pièce d'adaptation pour la flexion 4 points à faible espacement

NNT : 2013 EMSE 0700

Frédéric PERRIER

Microstructural and mechanical evolutions of the AS7G03 modified with strontium during the forging step of the COBAPRESS™

Speciality : Materials science

Keywords : COBAPRESS™, AS7G03 aluminum alloy, hot deformation, microstructural evolutions, static and cyclic mechanical properties

Abstract :

The COBAPRESS™ is a hybrid process consisting of forging a cast preform. In this thesis, we are interested in its application to make parts for the automotive industry with an AS7G03 aluminum alloy modified with strontium. Microstructural evolutions in hot conditions and the mechanical properties resulted from are not well known for this cast alloy and constitute the present work.

The first part of the study presents the results obtained by simulation with two finite elements analysis software Simufact and ABAQUS. These simulations allowed us to determine the thermomechanical history of the parts during the forging step. We could see that the maximal deformation occurs in the parting surface with a deformation closed to 0.5 and a rate which can reach 10 s^{-1} . Deformation in the skin due to the preform surface roughness is considered. The cooling during the forging step has been studied but seems to be too small to have a real impact on the microstructure.

The second part exposes the microstructure in the parts after forging. These observations were made by optical micrography and also by EBSD. We noticed that it is not homogeneous because of the deformation heterogeneity. The microstructure obtained can consist of new grains when the recrystallization occurs with high Zener-Hollomon parameters. When this parameter is lower, we observe predominantly recovery with the formation of stable substructures. The typical skin microstructure and the effect of the quenching were also studied.

Finally, we studied the impact of these microstructural evolutions on the static and cyclic mechanical properties. We could see that the forging step allows the welding of the shrinkage porosities with mechanical characteristics good enough to resist fatigue tests. The yield stress, the ultimate tensile stress and the ductility are all improved. The optimal microstructure seems to be a substructure of the dendrites which is the best for a deformation of 0.5 and a rate of 5 s^{-1} with a preform temperature of 530°C . The good substructuration into the skin and its reduced roughness due to a forging into polished dies allow a greater improvement of the fatigue life of the samples which contain the skin of the parts.

NNT : 2013 EMSE 0700

Frédéric PERRIER

Evolutions microstructurales et mécaniques de l'AS7G03 modifié au strontium au cours de l'étape de forge du procédé COBAPRESS™

Spécialité: Sciences et Génie des Matériaux

Mots clefs : COBAPRESS™, alliage d'aluminium AS7G03, déformation à chaud, évolutions microstructurales, propriétés mécaniques statiques et cycliques

Résumé :

Le procédé COBAPRESS™ est un procédé hybride qui consiste à forger une préforme de fonderie. Nous nous intéressons dans cette thèse à son application pour fabriquer des pièces en alliage d'aluminium AS7G03 modifié au strontium pour l'automobile. Les évolutions de microstructure à chaud ainsi que les propriétés mécaniques qui en découlent sont très peu connues pour cet alliage et constituent donc une grande partie du présent travail.

La première partie de l'étude présente des résultats de simulations obtenues grâce à 2 logiciels de calcul par éléments finis qui sont Simufact et ABAQUS. Ces simulations nous ont permis de déterminer l'histoire thermomécanique des pièces au cours de la forge. Nous avons pu voir que la déformation est maximale dans le plan de joint des pièces avec une déformation supérieure à 0,5 pour des vitesses qui peuvent atteindre 10 s^{-1} . Les déformations en peau dues à la rugosité de surface des préformes ont aussi été prises en compte. Le refroidissement au cours de la forge a été étudié mais semble trop faible pour avoir un impact significatif sur la microstructure.

La deuxième partie expose la microstructure dans les pièces après forge. Ces observations ont été effectuées par microscopie optique ainsi qu'en EBSD. On remarquera qu'elle n'est pas homogène au sein d'une pièce du fait de l'hétérogénéité des déformations. La microstructure obtenue peut comporter des nouveaux grains lorsque la recristallisation s'effectue pour des paramètres de Zener-Hollomon élevés. Lorsque ce paramètre est plus faible, nous observons majoritairement de la restauration avec une sous-structure stable. La microstructure de peau ainsi que l'effet de la trempe ont aussi été étudiés.

Enfin, nous nous sommes intéressés à l'impact de cette évolution de microstructure sur les propriétés mécaniques, aussi bien statiques que cycliques. Nous avons pu voir que l'étape de forge permettait de refermer et souder les retassures de fonderie avec une tenue mécanique suffisante pour résister en fatigue. La $R_{p0,2}$, la résistance mécanique ainsi que l'allongement à rupture sont tous trois augmentés. La microstructure optimale semble être une sous-structure des dendrites qui est la meilleure pour une déformation de 0,5 et une vitesse de 5 s^{-1} avec une température de préforme de 530°C . La bonne sous-structuration en peau ainsi qu'une rugosité plus faible due à la frappe dans des matrices polies permettent une amélioration accrue de la durée de vie en fatigue pour des éprouvettes contenant la peau des pièces.