BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY جامعة باجي مختار–عنابة

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR – ANNABA

FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIEUR Année 2008

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

THESE

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de DOCTORAT

MODELISATION NUMERIQUE ET VALIDATION EXPERIMENTALE DES CONTRAINTES MECANIQUES DANS UNE BIELLE DE MOTOCYCLES-INFLUENCE DU GRENAILLAGE DE PRECONTRAINTE

Option : Construction Mécanique

Par

Doula DAAS

DIRECTEUR DE THESE : A. HAIAHEM M.C Université de Annaba

DEVANT LE JURY

PRESIDENT :	B.MERZOUG	Professeur	Université de Annaba
EXAMINATEURS :	A. ASSAS	M.C	Université de Batna
	L. KHOCHMANE	M.C	Université de Skikda
INVITE :	A. LODINI	Professeur	Université de Reims

REMERCIEMENTS

Je tiens à exprimer mes plus vifs sentiments de reconnaissance à Monsieur HAIAHEM Ammar, grâce à son aide et sa collaboration nous pu achever l'étude des travaux de la thèse.
Je remercie également le Professeur LODINI Alain de m'avoir accueillie dans le laboratoire d'analyse de contraintes mécanique (LACM) plusieurs fois et d'avoir accepter de faire partie du jury. Par son aide et sa collaboration, il m'a guidée tout au long de cette étude. Qu'il trouve ici l'expression de ma plus profonde gratitude.
Je remercie vivement Monsieur le Professeur B. MERZOUG d'avoir accepter de présider le jury de soutenance.
Mes remerciements vont également à Messieurs le Docteur L. KHOCHMANE de l'université de Skikda et le Docteur M. ASSAS de l'université de Batna.
Je remercie tous mes collègues qui m'ont aidée afin que mes travaux de recherche soient réalisés.
Je remercie le personnel de Industrial GAMESA (Espagne) et ENCYCMA (Guelma), grâce à eux, nous avons pu avoir des données réelles du matériau de la bielle.

MODELISATION NUMERIQUE ET VALIDATION EXPERIMENTALE DES CONTRAINTES MECANIQUES DANS UNE BIELLE DE MOTOCYCLE INFLUENCE DU GRENAILLAGE DE PRECONTRAINTE

Résumé :

Ce travail décrit les résultats expérimentaux et les solutions numériques caractéristiques d'une bielle, en alliage d'aluminium, provenant d'un motocycle à deux temps qui est de fabrication entièrement Algérienne, sous licence Allemande, dont l'ébauche est obtenue par le procédé de forgeage à la presse hydraulique.

Le travail expérimental porte sur l'évaluation des contraintes résiduelles provoquées par le procédé de la mise en forme du matériau et le cyclage thermique. La diffraction des rayons x montre que les résultats obtenus sont cohérents avec ceux de la simulation numérique du procédé de forgeage et du cyclage thermique.

L'étude numérique a impliquée l'utilisation de la méthode des éléments finis en utilisant des logiciels permettant d'évaluer le champ de contraintes engendrées lors de la mise en forme ainsi que la mise ne service de la bielle.

A l'aide d'un logiciel d'analyse numérique utilisant la méthode de calcul par éléments , le forgeage est simulé en tenant compte des principaux paramètres: la vitesse, la température et les caractéristiques mécaniques du matériau. Les résultats permettent d'optimiser la forme des gravures dans la matrice.

La forme de la bielle est obtenue à partir d'un barreau cylindrique plein puis forgé à une température de 500° en une seule passe. Pour cela nous avons utilisé un outil de simulation qui est forge2,3 qui nous a permis d'évaluer les contraintes introduites par le procédé de forgeage. Nous avons ensuite déterminé les contraintes engendrées par le chargement de la bielle pendant le fonctionnement, pour cela nous avons utilisé un outil de simulation MSC NASTRAN. La modélisation de la bielle a été crée à l'aide du logiciel de C.A.O. Solid Edge.

Nous avons procédé également à un traitement de surface par grenaillage de précontraintes afin de créer des contraintes de compression à la surface du matériau et retarder le mécanisme de fissuration et de l'endommagement de la bielle. Dans ce cas les mesures par diffraction de neutron confirment les résultats obtenus par rayons x . L'analyse en profondeur réalisée par diffraction de neutron nous permet d'observer la zone de contraintes en traction qui est de niveau faible ; $\sigma_{xx} \approx \sigma_{yy} \approx 50$ MPa ; et répartie sur une très grande profondeur (0,75 à 5 mm).

Table des matières

Introduction……1

CHAPITRE 1 : Caractérisations mécaniques et structurales du matériau étudié Al Cu Mg……..7

1.1. Caractéristiques du moteur…….....7
1.2. Caractéristiques de la bielle…….8
1.3. Micrographie de l'alliage utilisé……12
1.4. Essais de traction……13
1.5. Traitement thermique…….17
1.6. Conclusion….. ……....20

CHAPITRE 2 : Simulation numérique de l'opération de forgeage de la bielle par la méthode des éléments finis…….……...…22

2.1. Introduction aux éléments finis……22
a) Principe de la méthode…….…...22
b) Approches variationnelles.....23
c) Discrétisation……23
d) Analyse statistique linéaire…….25
e) Analyse non linéaire……25

2.2. Outil de simulation et de conception…….28
1) Outil théorique…….….29
2) Outil numérique…….…...29
3) 0util géométrique…….……..…29

2 .3. Calcul numérique par le procédé de forgeage……...……30

2.4. Simulation de la bielle par la méthode des éléments finis pendant l'opération de forgeage……..35
2.4.1. Phase de conception……35
2.4.2. Phase de simulation……35
2.5. Calcul numérique après l'opération de forgeage……..41
2.5.1. Modélisation de la bielle…….....41
2.5.2. Influence du cycle thermique……43
2.6. Conclusion……43

CHAPITRE 3 : Evaluation des contraintes mécaniques…… ……. 48
3.1. Evaluation des contraintes mécaniques par la diffraction des rayons……...48
3.2. Evaluation des contraintes mécaniques par la diffraction neutronique…….53
3.2.1 Diffusion du neutron……...….53
3.2.2 Principe d'évaluation des contraintes par la diffraction des neutrons…….54
1) Méthode 1D……..57
2) Méthode 2D…….…….58
3) Méthode 3D……58
3.3. Utilisation des synchrotrons……59
3.4. Evaluation des contraintes mécaniques……..…61

3.4.1. Evaluation des contraintes mécaniques par la diffraction des ayons x…….……61
3.5 Conclusion…….61

Chapitre 4. Grenaillage de précontraintes…….…..64
4.1. Grenaillage de précontraintes…….....64
4.2. Mécanisme de génération et évolution des contraintes résiduelles……..….65
4.3.Etat mécanique…….…...66
4.4.Influence des paramètres de grenaillage sur l'état de contraintes résiduelles……....67
4.4.1. Effet de pression, du débit et de la densité de la grenaille sur l'état de contrainte résiduelle……...…67
4.4.2. Evaluation des contraintes mécaniques……67
4.5.3.1. Evaluation des contraintes résiduelles par la diffraction des rayons x……....67
4.5.3.2. Evaluation des contraintes résiduelles par la diffraction des neutrons……....69
4.6. Conclusion……69

CONCLUSION GENERALE…...…….…….....70

ANNEXE I……...73

ANNEXE II…….…….....84

ANNEXE III…….……...89

References…….……...90

Liste des tableaux

Tableau N°	Titre	Page N°
Tab.1.2.1	Composition chimique	8
Tab.1.3.1	Composition du réactif de Keller	9
Tab. 2.4.1.1	Conception pour la simulation de forgeage	36
Tab.2.4.1.2	Paramètres utilisés dans la simulation de forgeage	36
Tab.2.4.2.1	Simulation de forgeage	36
Tab.2.5.2.1	Paramètres utilisés dans la simulation numérique	42
Tab.3.2.1	Calcul de contraintes par les rayons x	63

Liste des Figures

Figure N°	Titre	Page N°
Fig.1.1.1	Moteur SACHS à deux temps	7
Fig.1.3.1(a,b,c,d,e,f,h)	Microstructure de l'alliage aluminium cuivre	12
Figure 1.4.1	Machine de traction ZWIC	13
Figure 1. 4.2.	Influence du traitement thermique sur le niveau de contraintes (éprouvette N°1 recuit - éprouvette N°6 état initial)	14
Figure 1.4.3.	Influence du traitement thermique sur le niveau de contraintes (éprouvette N°5 recuit - éprouvette N°10 état initial)	14
Figure 1.4.4	Influence de la vitesse sur le niveau de contraintes (v = 0,2 cm/mn – v = 1,4 cm/mn)	15
Figure 1.4.5	Influence de la vitesse sur le niveau de contraintes (v = 0,6 cm/mn – v = 1,2 cm/mn)	15
Figure 1.4.6	Influence du traitement thermique sur la limite élastique(état initial – recuit)	16
Figure 1.4.7	Influence du traitement thermique sur la limite conventionnelle à 0,2%	16
Figure 1.5.1	Mise en solution + Forgeage + Trempe à l'eau	17
Figure 1.5.2	Evolution de la dureté à température ambiante (20)°	17
Figure 1.5.3	Evolution de la dureté en fonction du temps de revenu 190°	18
Figure 1.5.4(a,b,c,d)	Forgeage à 400°C et trempe à l'eau	20
Figure 1.5.5 (a,b)	Forgeage à 500°C	20
Figure 2.1.1	Diagramme de la déformation en fonction de la contrainte	27
Figure 2.3.1	Diagramme de déformation contraintes	32
Figure 2.4.2.1	Présentation du lopin	37
Figure 2.4.2.2	Présentation de la bielle	37
figure 2.4.2.3.	Présentation de la matrice	38
Figure 2.4.2.4	Bielle avec matrices	38
Figure 2.4.2.5	Contact	39
Figure 2.4.2.6	Répartition de la pression	39

Figure N°	Titre	Page N°
Figure 2.4.2.7	Répartition de la température	40
Figure 2.4.2.8	Répartition des contraintes de VON MISES	40
Figure 2.5.1.1	Présentation de la bielle dans un modèle 3D	42
Figure 2.5.2.1	Partie importée dans le logiciel de calcul	43
Figure 2.5.2.2	Modèle importé en 3D	44
Figure 2.5.2.3	Maillage du modèle importé en 3D dans le logiciel de calcul	44
Figure 2.5.2.4	Distribution de la température	45
Figure 2.5.2.5	Distribution de contraintes mécaniques	45
Figure 2.5.2.6	Distribution de contraintes mécaniques	46
Figure 2.5.2.7	Distribution de contraintes mécaniques	46
Figure 2.5.2.8	Evaluation des contraintes Von Mises suivant l'axe de symétrie xx' de la bielle	47
Figure 3.1.1	Schémas de diffraction des rayons x par une famille de plans réticulaires	49
Figure 3.2.2.1	Définition des angles (φ , ψ) dans un repère (oxyz)	54
Figure 3.3.1.	Schéma de principe du synchrotron.jpg	61
Figure 3.1.1.(a, b, c, d, e, f)	Diagramme de Diffraction des rayons x sur le matériau AlCuMg (Intensité diffractée en fonction de l'angle de diffraction 2θ).	62
Figure 3.2.7	Représentation graphique de δ2θ en fonction de $\sin^2\psi$	64
Figure 4.1	Grenaille projetée à la surface de la pièce	64
Figure 4.1.2	Machines à grenailler les petites pièces en vrac	65
Figure 4.5.3.1.1	Echantillon	66
Figure 4.5.3.1.2	Contraintes résiduelles mesurées par diffraction des rayons (z est mesuré à partir de la surface)	68
Figure 4.5.3.2	Evaluation des contraintes résiduelles pour l'échantillon E3 en utilisant la diffraction des neutrons.	69

Liste des symboles

a_1, a_2, a_3 : Cosinus directeurs;

d : Distance entre deux plans cristallographiques ;

d_0 : Distance inter réticulaire initiale;

E : Module de Young;

f : Vecteur des forces;

h : Coefficient de transfère global (conduction, convection);

HB: Dureté de BRINELL;

K : Matrice de rigidité;

L : Longueur de l'éprouvette;

m : la masse du neutron;

n : ordre de réflexion (nombre entier);

N(x) : Fonction de l'interpolation;

P : Vecteur de force;

R : Contrainte à la rupture

S : Surface de l'éprouvette;

Q : Vecteur de flux de la chaleur;

T : Vecteur nodal de la température;

$\dot{T}$: Dérivée par rapport au temps du vecteur de la température;

k : Nombre d'ondes

t : Temps de diffusion;

u : Vecteur de déplacement;

λ : Longueur d'onde;

v : Vitesse du neutron;

σ : constante de STEFAN;

σ_t : Contrainte maximale engendré par la température ;

σ_f : Contrainte provoquée par l'effort en service de la bielle;

σ : Contrainte maximale engendrée par la mise en forme du matériau;

$\sigma_{él}$: Contrainte élastique;

ε **:** Coefficient d'émissivité dans la condition de température;

ε : Déformation;

ε_1, ε_1, ε_1 : Déformations principales;

ν : Coefficient de Poisson;.

$\dot{w}$: Dissipation interne;

θ : Angle de diffraction des plans (hkl).

Introduction

Les métaux et les alliages métalliques sont souvent considérés comme étant des métaux à applications industrielles classiques. Par contre pour des applications techniques avancées, il n'est plus possible de faire cette approximation [13] et il faut prendre en compte le caractère non linéaire du comportement et l'irréversibilité inévitable des déformations [6,16] qu'elles soient petites ou grandes. Plusieurs études sont orientées vers les conditions d'emploi industrielles, comme par exemple l'aéronautique, le nucléaire ou l'automobile. L'application des travaux entre les aspects théoriques, numériques et expérimentaux nous conduit à la recherche d'une méthode d'unification des phénomènes de fatigue à grands nombre de cycles du domaine supposé élastique et de fatigue [15] atteignant le domaine plastique ainsi q'une étude expérimentale et une modélisation des phénomènes en relation avec les observations métalliques relatives à la microstructure [2]. La pression exercée par la concurrence force les entreprises à prendre de meilleures qualités et à des coûts acceptés par le marché. Ceci signifie que le marché exige une adaptation de plus en plus rapide de la structure de fabrication et du produit. Pour satisfaire à ces exigences, l'entreprise technique doit pouvoir répondre de manière souple aux changements de toutes sortes. La mise en valeur du potentiel de rationalisation dans le secteur technique à savoir un développement du produit plus rapide, des meilleures documents d'offre et de fabrication dans un flot d'informations fermes et ne peut être atteint que par des moyens informatiques.

Aujourd'hui les entreprises ne doivent plus se poser la question de savoir s'il faut introduire ou non l'automatisation assistée par ordinateur, mais elles doivent se demander dans quelle mesure et dans quel ordre les investissements en matériels et logiciels doivent être effectués pour atteindre un rapport optimal. Les recommandations du marché exigent aussi une souplesse en termes d'adaptation des coûts. C'est dans ce contexte que se pose le

problème consistant à développer un système de structure modulaire pour satisfaire à ces exigences.

Le glissement des dislocations provoque une déformation plastique, la précipitation modifie la dureté, sous forme plus ou moins quantifiée et entraîne des déformations locales importantes [17]. Ces groupements de dislocation peuvent apparaître en surface du matériau. Ces défauts augmentent et finissent par se rejoindre pour former des fissures qui vont se propager à l'intérieur du cristal jusqu'à la rupture. Il y subsiste néanmoins des zones encore mal élucidées : mécanismes de recristallisation, frottement et usure par exemple, relation entre la microstructure et la limite d'écoulement, lois de fatigue, etc.…En effet, la spécification du niveau pertinent constituant l'étape obligée des schématisations à la base des modèles efficaces : quelques atomes ségrégés augmentent de façon prévisible quantitativement la dureté des alliages d'aluminium [19]. Cette compréhension des mécanismes et la mise au point des modèles correspondants conduisent à des améliorations très significatives des produits.

Les procédés qui sont les plus utilisés pour améliorer les caractéristiques mécaniques sont : la trempe, le galetage ou le grenaillage.

Ces techniques de précontraintes ont pour but d'introduire des contraintes résiduelles de compression [15] à la surface des pièces mécaniques et donc souvent assimilées à des traitements de surface.

La trempe améliore les caractéristiques mécaniques du matériau. Elle consiste à chauffer l'alliage à 450°C dans des fours électriques à air pulsé ou par immersion dans des bains de sel en fusion. Le refroidissement très rapide à l'eau ou bien au brouillard d'eau rends dans un premier temps l'alliage mou et malléable, trempe fraîche durant 3 à 4 jours, après cette période dite d'incubation les caractéristiques mécaniques s'améliorent progressivement

et sont maximales pour une température de 20°C au bout de 4 jours. Le processus peut être accéléré en réchauffant après la trempe à environ 100 à 150°C.

Le grenaillage de précontrainte est un procédé de traitement de surface très utilisé dans l'industrie. Des contraintes résiduelles de compression sont introduites grâce à la projection des billes sur la surface de la pièce traitée. La résistance de la structure à la fatigue et à la corrosion est ainsi améliorée.

Il est connu que la déformation des métaux non ferreux peut s'accompagner d'une modification de structure provoquant des changements trés importants dans la texture cristallographique [2]. Les facteurs qui modifient le comportement du matériau en fatigue sont la microstructure du matériau, son état de surface, l'environnement et la fréquence de chargement. Toute modification de la microstructure d'un matériau entraîne des variations de ses principales propriétés mécaniques [8] telles que : sa limite d'élasticité, sa résistance à la traction, sa ductilité et sa ténacité.

Faisant partie de la famille 2000 l'alliage d'aluminium au cuivre à durcissement structural est souvent utilisé pour la réalisation des pièces de précision dans la construction mécanique.

L'aluminium et ses alliages présentent ensemble des propriétés assez considérables qui en font un matériau remarquable. La masse volumique de l'aluminium est de 2700 kg/m^3. L'utilisation de l'aluminium s'impose donc dans les domaines de la construction aéronautique et du transport. L'aluminium commercialement pur possède, à l'état recuit, des propriétés mécaniques faibles. On peut toutefois améliorer ces propriétés par écrouissage, par addition des éléments d'alliage ou par traitements thermiques. L'aluminium et ses alliages ont une structure cristalline cubique à faces centrées [2,4]. A l'état recuit l'aluminium et ses alliages présentent une excellente ductilité à haute température. L'aluminium possède une température de fusion relativement basse, environ 660°C. Il en résulte une facilité de fusion qui présente

un avantage certain dans les opérations de fonderie. L'aluminium est très ductile, on peut aisément le mettre en forme à l'état solide par déformation plastique. Dans les pays les plus industrialisés, l'aluminium a attiré inévitablement une attention particulière [1,40]. C'est ce qui a été constaté en réduisant largement le poids des véhicules également grâce à l'utilisation de l'aluminium et ses alliages. L'objectif à atteindre dans le monde est l'amélioration de la consommation et la commercialisation des véhicules en utilisant des tôles en alliage d'aluminium. Comme la bielle est obtenue par le procédé de forgeage, on a de grandes déformations et échauffements subits par le matériau au cours de sa mise en forme et au contact avec les matrices. Ceci entraîne l'apparition des fissures [8]. Le traitement thermique de trempe appelé durcissement structural comporte une mise en solution avec un chauffage à température élevée suivi d'un refroidissement rapide. Le cœur et la surface de la pièce ne refroidissent pas à la même vitesse. Il se crée un gradient de température qui entraîne un champ de contraintes résiduelles dans le matériau. La trempe des alliages d'aluminium ne présente pas de changements de phases très importants lors du refroidissement.

L'objectif de notre travail est de développer des données relatives au mode d'obtention de l'ébauche, au chargement et aux caractéristiques mécaniques et métallurgiques du matériau considéré qui est en alliage d'aluminium [6] permettant une bonne amélioration du produit. La révélation d'un certain nombre de caractéristiques mécaniques de l'alliage d'aluminium de la bielle destinée aux motocycles nous conduit à la connaissance approfondie de ce matériau sous différents modes de sollicitations et à l'analyse des différents procédés pour son obtention [53].

Le mécanisme de la mise en forme de la bielle par le procédé de forgeage crée des contraintes résiduelles qui sont généralement induites par la plastification superficielle [40] de la matrice métallique.

Actuellement les techniques expérimentales permettent d'évaluer les contraintes mécaniques et les contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles jouent un rôle fondamental dans les calculs de la durée de vie du matériau en fatigue [10]. Afin de prédire correctement cette durée de vie, il faut disposer d'outil de simulation permettant de connaître les niveaux de contraintes introduites par le procédé de fabrication et de fonctionnement.

La technique de mesure de ces contraintes [23,45] par la diffraction des rayons X [29] permet la caractérisation et l'évaluation de façon non destructive des contraintes de surface. Cette étude nous permet de simuler l'état de contraintes engendrées par la mise en forme [58] de la bielle et par son chargement en service.

L'endommagement par fatigue peut se produire dans toute pièce en service soumise à des variations d'effort [10] ou bien à un effort constant pouvant aller jusqu'à une rupture macroscopique rendant la pièce inutilisable. Il parait donc intéressant de prendre en compte le phénomène d'endommagement [16] dans les modèles servant à la simulation numérique des procédés de mise en forme des métaux [61]. Ceci permettra de savoir où et quand apparaissent les fissures et offrira un moyen efficace pour optimiser le procédé [62] et éviter l'endommagement. A l'aide d'un logiciel d'analyse numérique utilisant la méthode de calcul par éléments finis [13,14], le forgeage est simulé en tenant compte des principaux paramètres: la vitesse, la température et les caractéristiques mécaniques du matériau. Les résultats permettent d'optimiser la forme des gravures dans la matrice. La forme de la bielle est obtenue à partir d'un barreau cylindrique plein puis forgé à une température de 500° en une seule passe. Pour cela nous avons utilisé un outil de simulation qui est forge2,3 qui nous a permis de déterminer les contraintes introduites par le procédé de forgeage. Nous avons déterminé aussi les contraintes engendrées par le chargement de la bielle pendant le fonctionnement, pour cela nous avons utilisé un outil de simulation MSC NASTRAN. La modélisation de la bielle a été réalisée à l'aide du logiciel de C.A.O. Solid Edge. Nous avons

fait l'analyse des différents modes de sollicitation tel que le mode d'obtention de l'ébauche par le forgeage ainsi que le mode de fonctionnement de la bielle. La méthode de calcul par éléments finis nous a permis d'évaluer les contraintes mécaniques dans la bielle, pour cela il faut disposer d'outil de simulation permettant de déterminer les niveaux des contraintes qui sont introduites dans les différentes étapes de la fabrication du procédé de forgeage.

Le travail expérimental porte sur la détermination des contraintes résiduelles à l'aide de la méthode de la diffraction des rayons x et des neutrons [3,5]. Dans notre cas la détermination des déformations en utilisant la diffraction des rayons X [47] n'est pas bien adaptée en présence de gros grains [2].Un des principaux inconvénients de la méthode est que son emploi est limité aux métaux qui donnent de fines raies de diffraction. La diffraction des neutrons [44] nous a permis la détermination des déformations et des contraintes résiduelles [51] dans le matériau considéré.

CHAPITRE 1 : Caractérisations mécaniques et structurales du matériau étudié Al Cu Mg

1.1. Caractéristiques du moteur :

Dans ce travail, nous avons utilisé une bielle d'un moteur de motocycle à deux temps de fabrication entièrement Algérienne et sous licence Allemande



Figure 1.1.1 Moteur SACHS à deux temps

Les caractéristiques du moteur monocylindre deux temps à essence, refroidi par ventilateur et boite à deux vitesses, changées automatiquement en fonction du régime sont les suivantes :

Puissance du moteur : 2.4 cv = 1.764 kw

Nombre de tours max : 5000 tr/min

Course : 42 mm

Alésage : ϕ 38 mm

Taux de compression : 9

Cylindrée : 47 cm^3

1.2. Caractéristiques de la bielle

Nature du matériau

AL Cu Mg 2F42

Composition chimique								
%Cu	%Si	%Mn	%F	%S	%Cr	%Mg	%Fe	%Zn
4÷4,8	0,4	0,4÷0,9	0	0	0,10	1,2÷1,8	0,4	0,25

Tableau 1.2.1 : Composition chimique

Caractéristiques mécaniques

Résistance à la traction: 420 MPa

Limite d'élasticité: 250 MPa

Allongement: 8 %

Dureté de BRINELL : 105 HB

Caractéristiques techniques de fabrication par forgeage de la bielle

** L'ébauche du barreau est à partir d'un barreau boudiné;

** Le barreau ne subit aucun traitement avant l'opération de forgeage;

** Le barreau a un diamètre de 18 mm sur une longueur de 122 mm (AL Cu Mg2);

** Le barreau est chauffé à une température de 400÷420 °C dans des fours à gaz;

** La vitesse de frappe du maneton est de 650 mm/s (en une seule passe);

** La force de frappe est de 415 tonnes;

** Le type de la machine de forge: PHG 400 Gamei (Presse à friction et à vis);

** L'épaisseur du cordon de bavure est de 1,5 mm;

** La course du maneton est de 250 mm;

** Le lubrifiant est un mélange d'huile graphité, marque: KRAFFT.

Référence Kroil 10 mélangée avec une base savonneuse marque CONDAT.

Référence. Korafort C09013 ou bien une huile de vaseline;

** Les matrices sont chauffées à 100 °C pendant l'opération de forgeage.

1.3. Micrographie de l'alliage utilisé

Afin d'identifier la microstructure [2,4] de cet alliage, nous avons procédé à un polissage mécanique jusqu'à un polissage de 1µ suivi d'une attaque chimique au réactif de Keller:

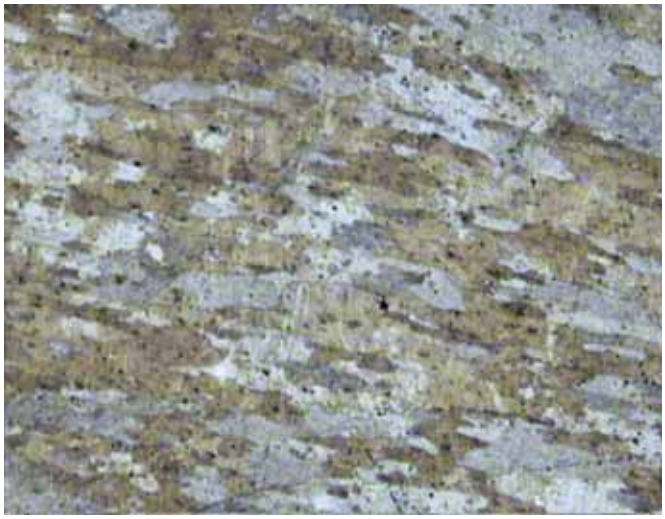
Composition chimique du réactif de Keller			
HF	HCL	HNO3	EAU
2 mL	3mL	5mL	190mL

Tableau 1.3.1. Composition du réactif de Keller

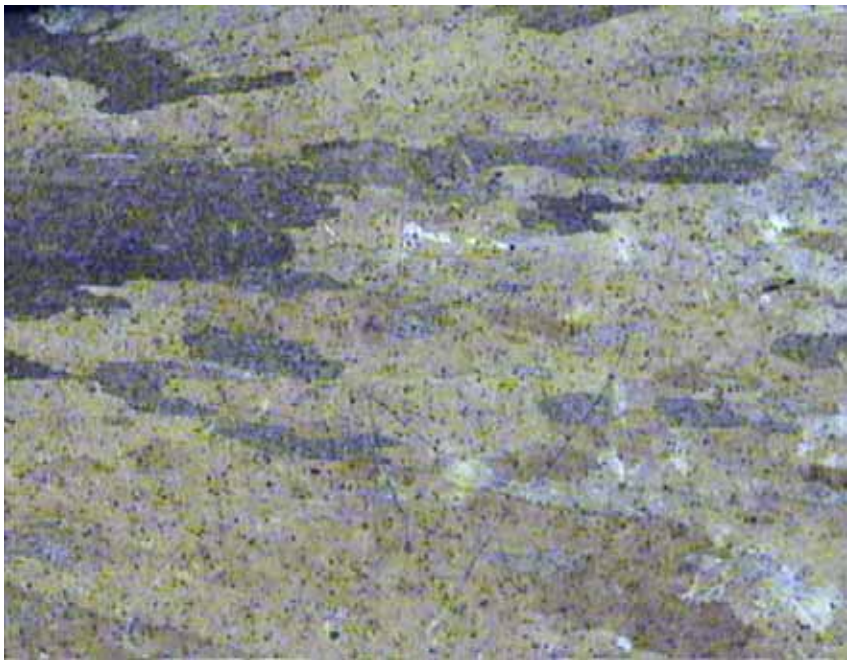
Temps: quelques minutes puis rincer avec de l'eau et sécher.



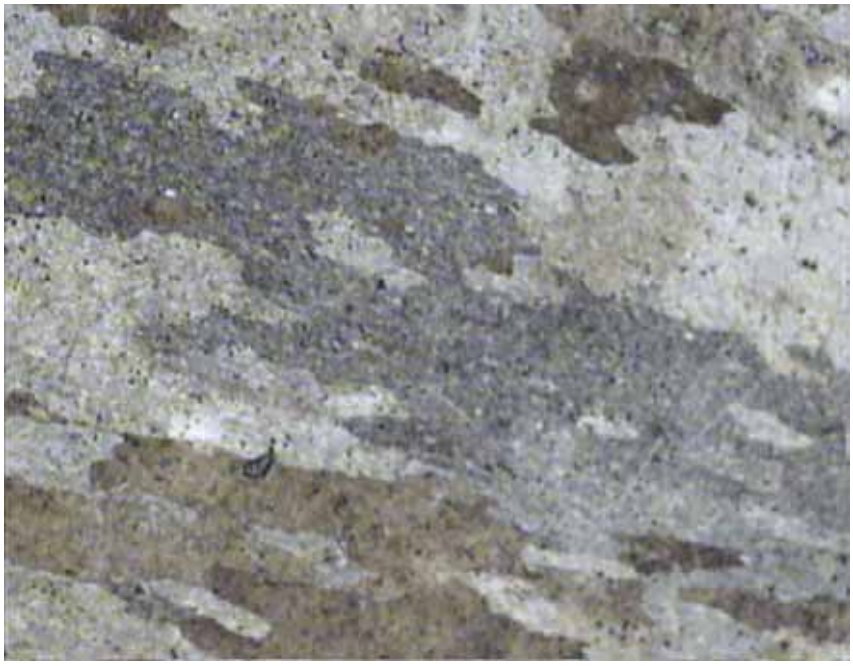
a-Tête_60x



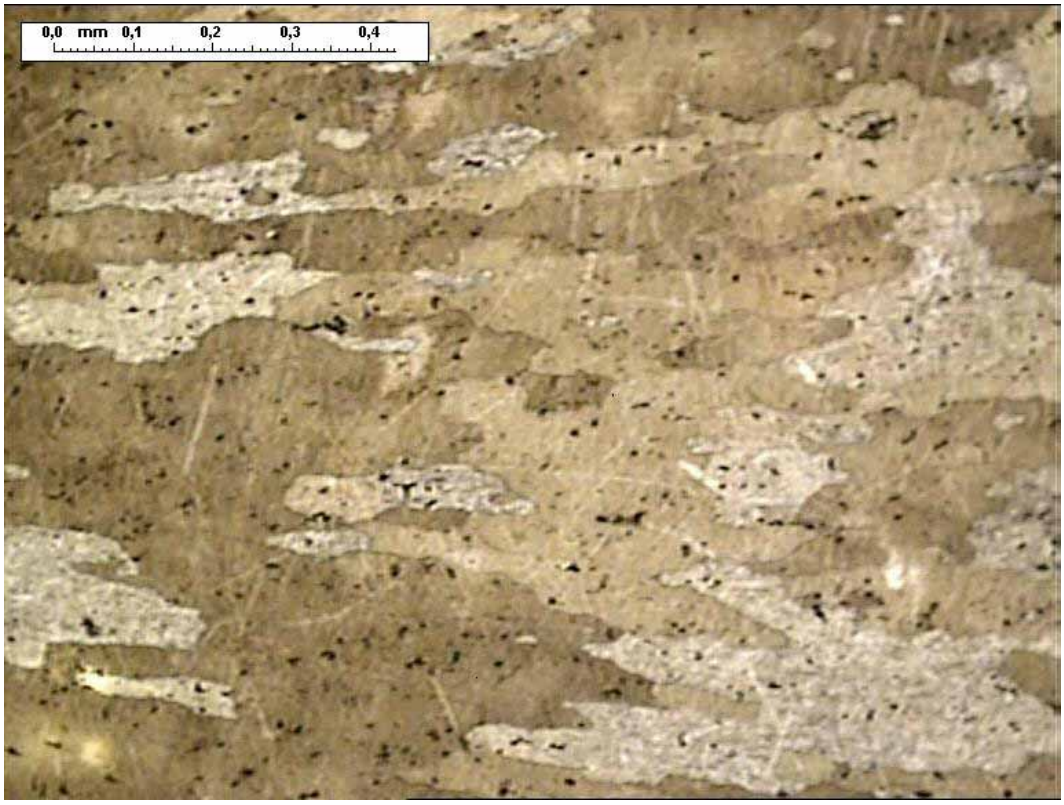
b-Tête_120x



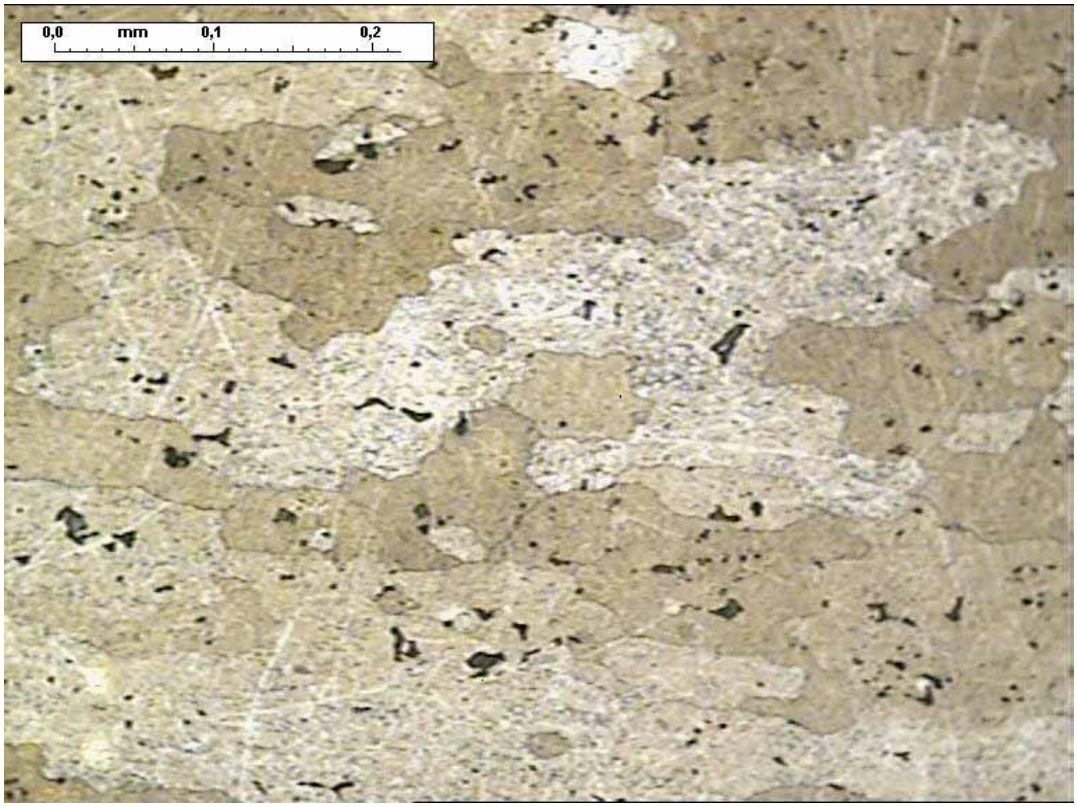
c-Corps_ 60x



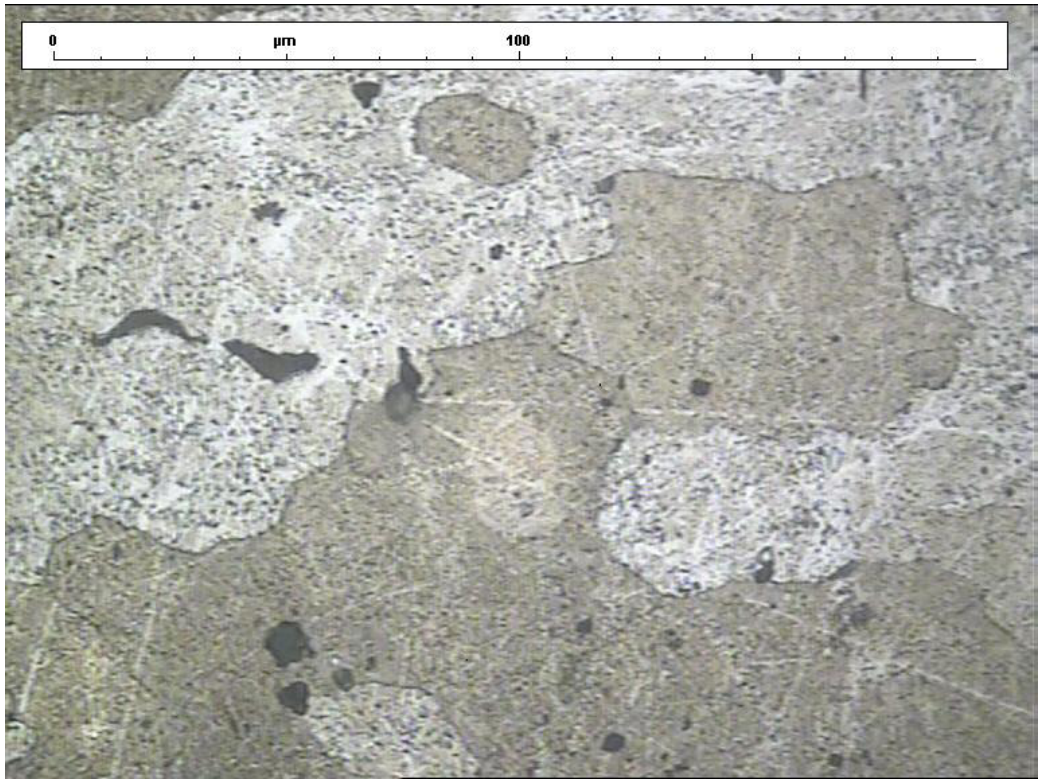
d-Corps_120x



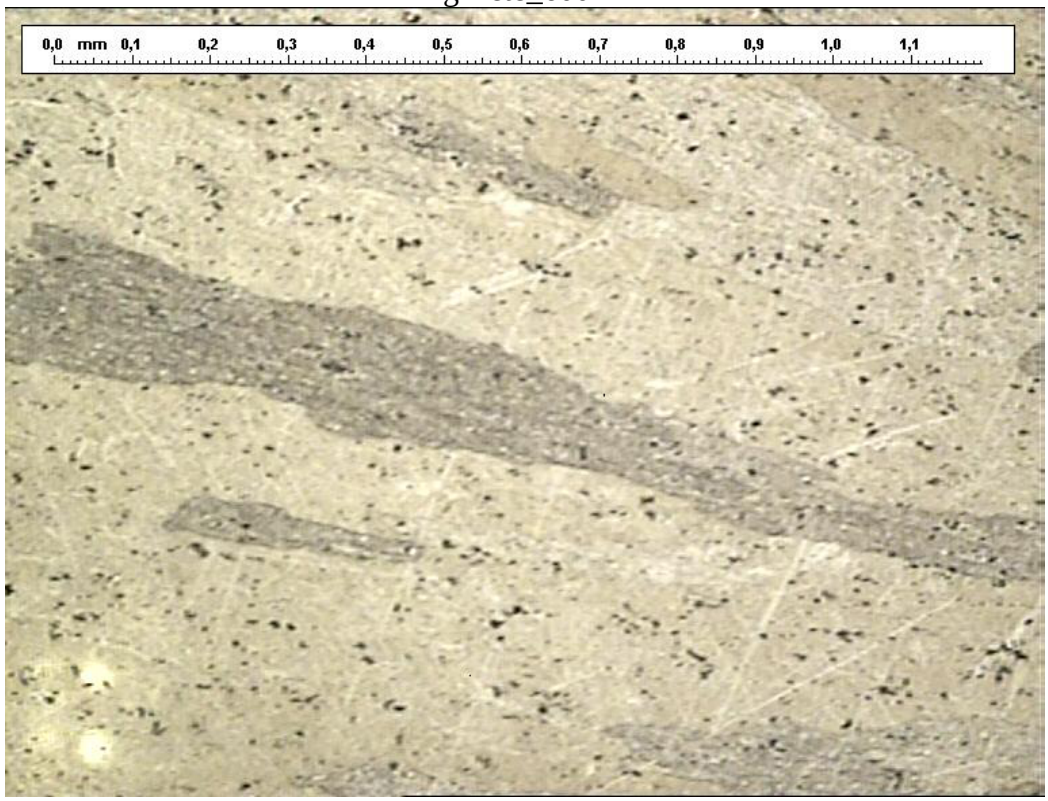
e-Tête_100x



f- Tête_200x



g-Tête_600x



h-PU_600x

Figure 1.3.1(a,b,c,d,e,f,h). Microstructure de l'alliage aluminium cuivre

Nous constatons une cristallisation grossière et allongée (0,1 - 0,2 mm) due à l'opération de forgeage et qui peut indiquer une texture du matériau étudié.

1.4. Essais de traction :

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine de type ZWICK. Nous avons étudier expérimentalement dix éprouvettes, usinées et testées à des vitesses différentes avec cinq à l'état initial et cinq autres avec un recuit d'adoucissement.



Figure 1.4.1. Machine de traction ZWICK

Alliage : AlCuMg

La géométrie est la même pour toutes les éprouvettes, soit :

$d_0 = 5{,}2$ mm; $L_0 = 35$ mm; $S_0 = 21{,}24$ mm^2

$\sigma_{el} = (R_{el}*(1+(\Delta L/L_o))*10$

avec : $R = F/s_0$; $\sigma = (R*(1+(\Delta L/L_o))*10$; $\varepsilon = \ln(1+(\Delta L/L_o))$

$\sigma_{0.2\%} = (R_{0.2\%}*(1+(\Delta L/L_o))*10$ avec : $R_{0.2\%} = F_{0.2\%}/s_0$

Module d'Young : 70 000 MPa

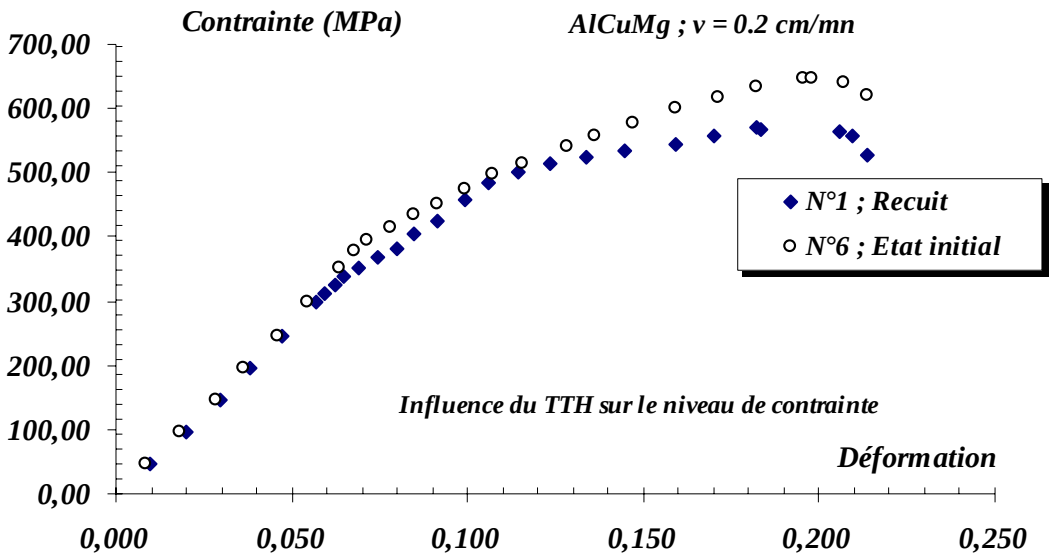


Figure 1. 4.2. Influence du traitement thermique sur le niveau de contraintes (éprouvette N°1 recuit - éprouvette N°6 état initial)

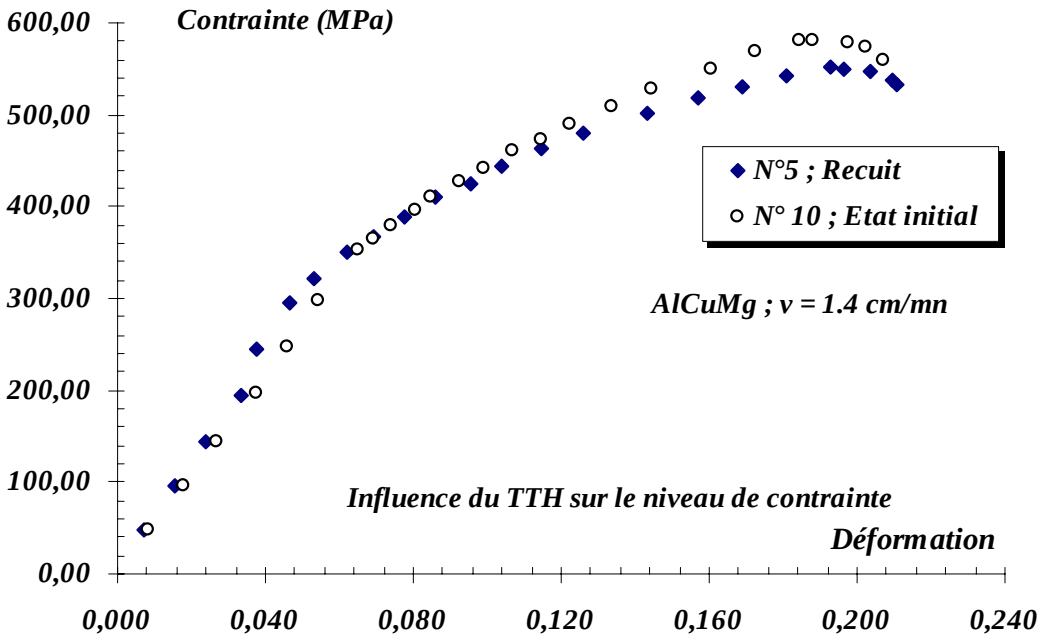


Figure 1.4.3. Influence du traitement thermique sur le niveau de contraintes (éprouvette N°5 recuit - éprouvette N°10 état initial)

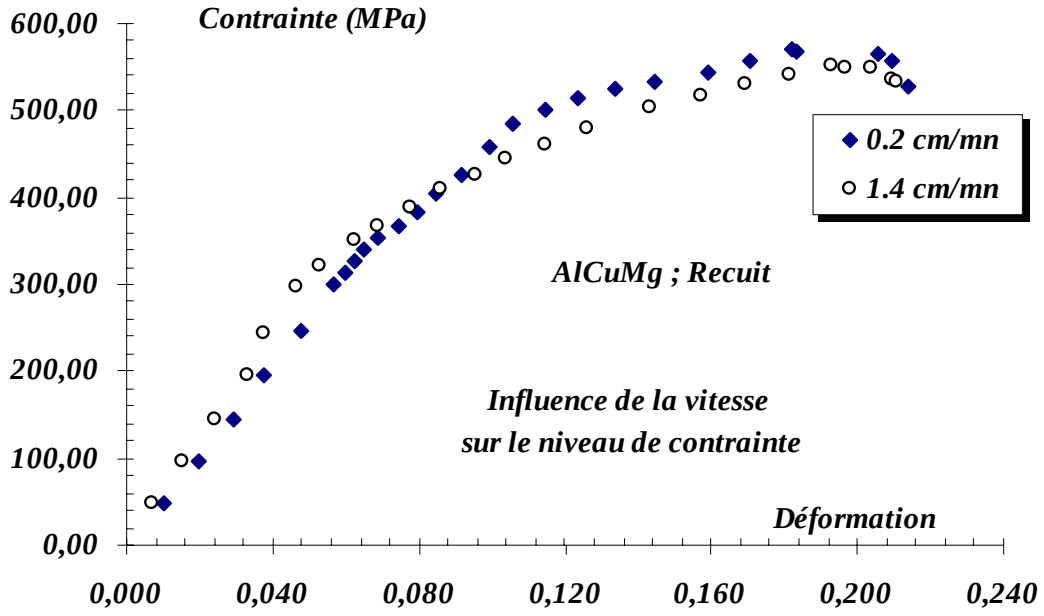


Figure 1.4.4. Influence de la vitesse sur le niveau de contraintes
(v = 0,2 cm/mn – v = 1,4 cm/mn)

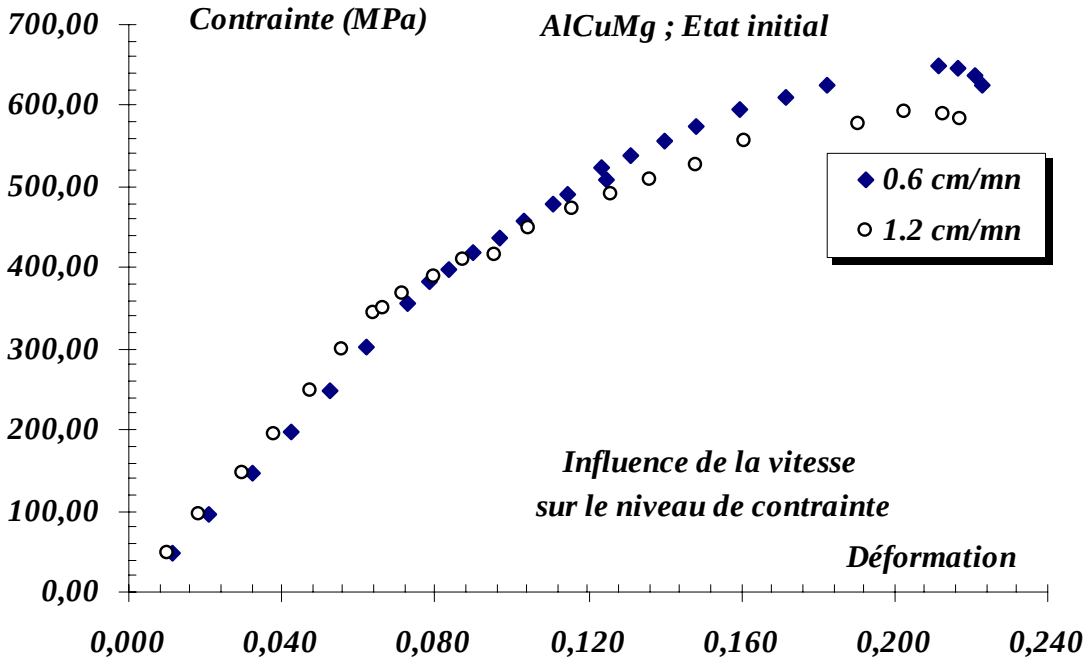


Figure 1.4.5. Influence de la vitesse sur le niveau de contraintes
(v = 0,6 cm/mn – v = 1,2 cm/mn)

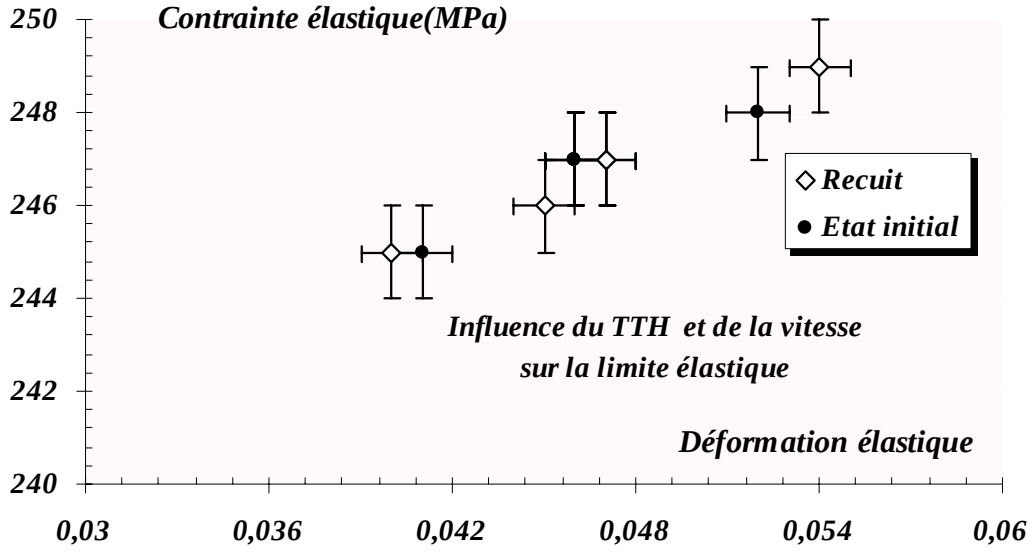


Figure 1.4.6. Influence du traitement thermique sur la limite élastique (état initial – recuit)

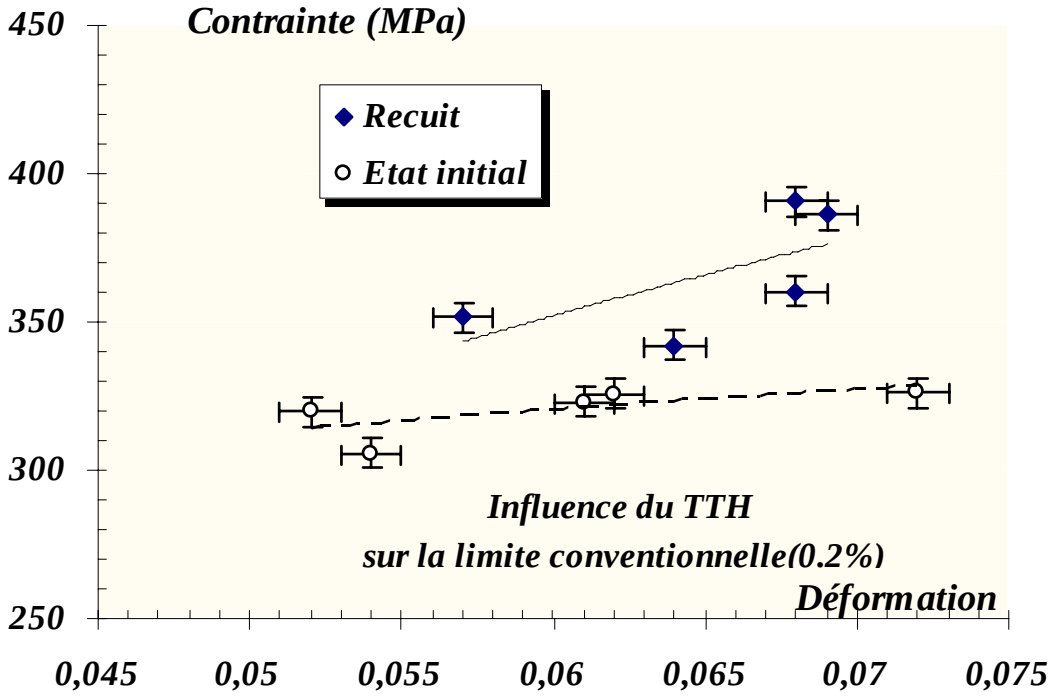


Figure 1.4.7. Influence du traitement thermique sur la limite conventionnelle à 0,2%

Nous constatons l'intérêt du traitement thermique sur les caractéristiques mécaniques du matériau.

1.5. Traitement thermique :

L'alliage aluminium cuivre magnésium est un alliage à durcissement structural qui nécessite un traitement thermique optimum et une opération de forgeage [40,41] qui ne perturbe pas cette évolution structurale. Le cycle thermique choisi est le suivant :

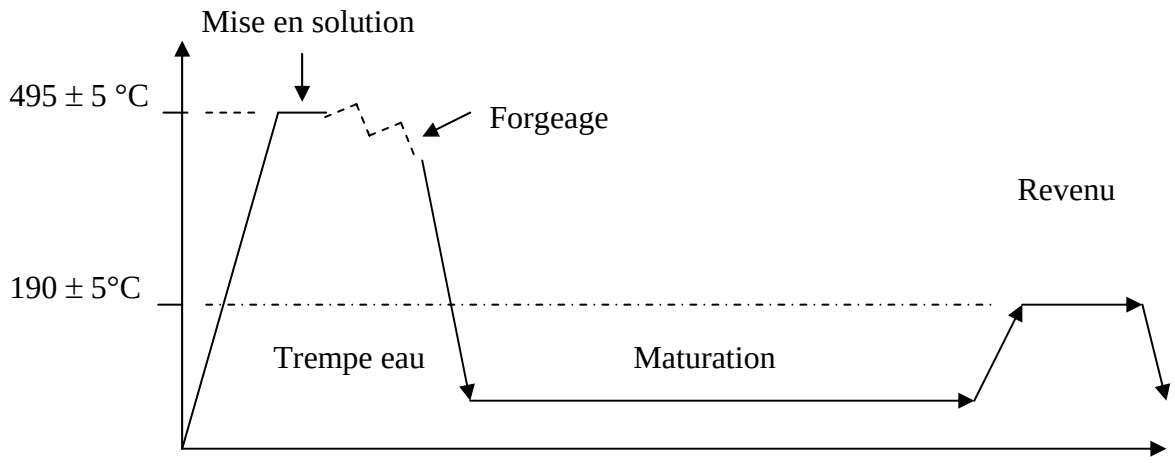


Figure 1.5.1. Mise en solution + Forgeage + Trempe à l'eau

Nous avons tout d'abord suivi l'évolution de la dureté au cours du cycle du traitement thermique avant l'opération de forgeage

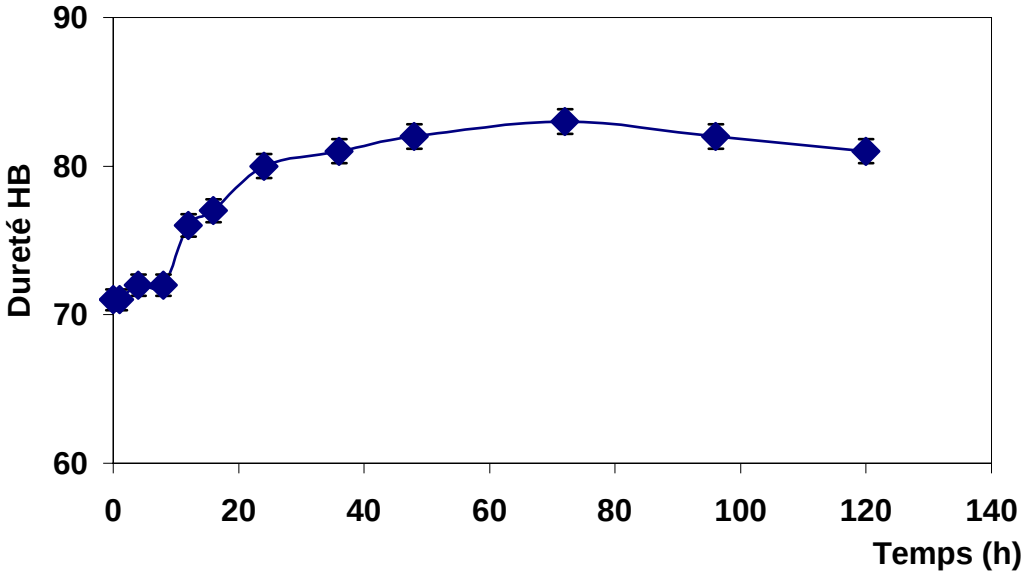


Figure 1.5.2. Evolution de la dureté à température ambiante (20)°

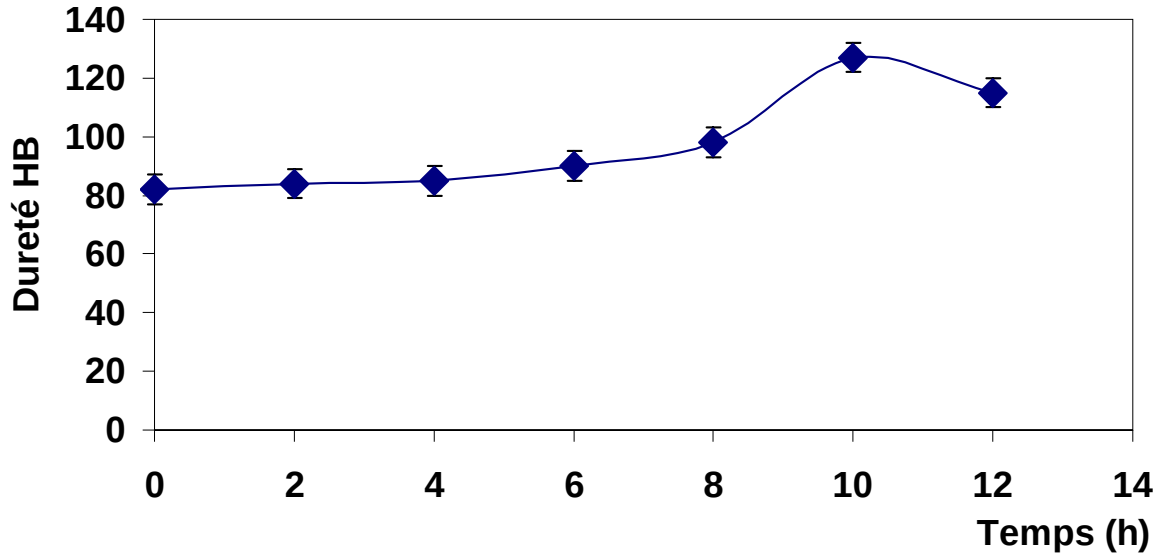


Figure 1.5.3. Evolution de la dureté en fonction du temps de revenu 190°

Ces essais ont été réalisés sans forgeage. Au cours de la maturation on assiste à une augmentation progressive de la dureté jusqu'à 24h. Au-delà les valeurs oscillent autour de 80 HB ce qui correspond à une valeur de la résistance mécanique équivalant approximativement à 250 MPa.

Le revenu effectué à température 190°C (recommandée par la plupart des constructeurs), pour relaxer les contraintes, montre que la valeur max est atteinte au bout de 10h soit 125 ± 2 unités HB équivalente à une résistance mécanique de 440 MPa.

L'accroissement de la dureté est lié aux transformations de la structure c-a-d la précipitation

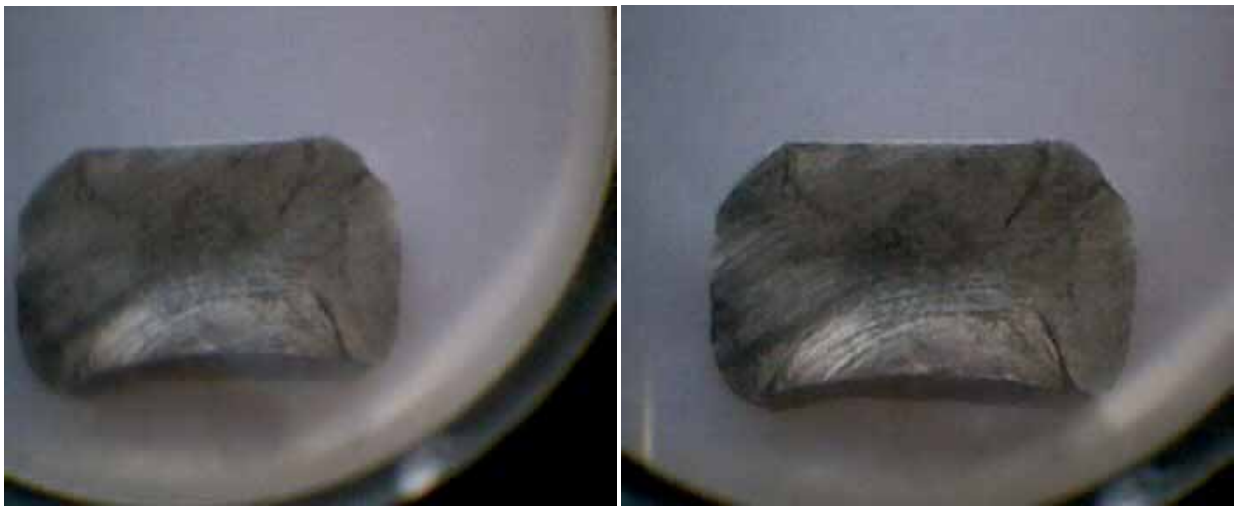
- Au cours de la maturation : Les GP zones (cohérents avec la matrice α)sont responsables de la consolidations des joints l'augmentation de la limite élastique et donc de la dureté
- Au cours du revenu : Les précipités **Θ''** (cohérents) et **Θ'** (semi-cohérents) sont responsables de l'augmentation de la dureté
- Au-delà de 10h de revenu la dureté chute suite à l'apparition des précipités **Θ** totalement incohérents. La relaxation des contraintes est totale. On est en face d'une structure stable qui n'évolue plus.

Si le forgeage est effectué à température inférieure à 500°C il y'a inévitablement apparition des fissures.

Etat initial

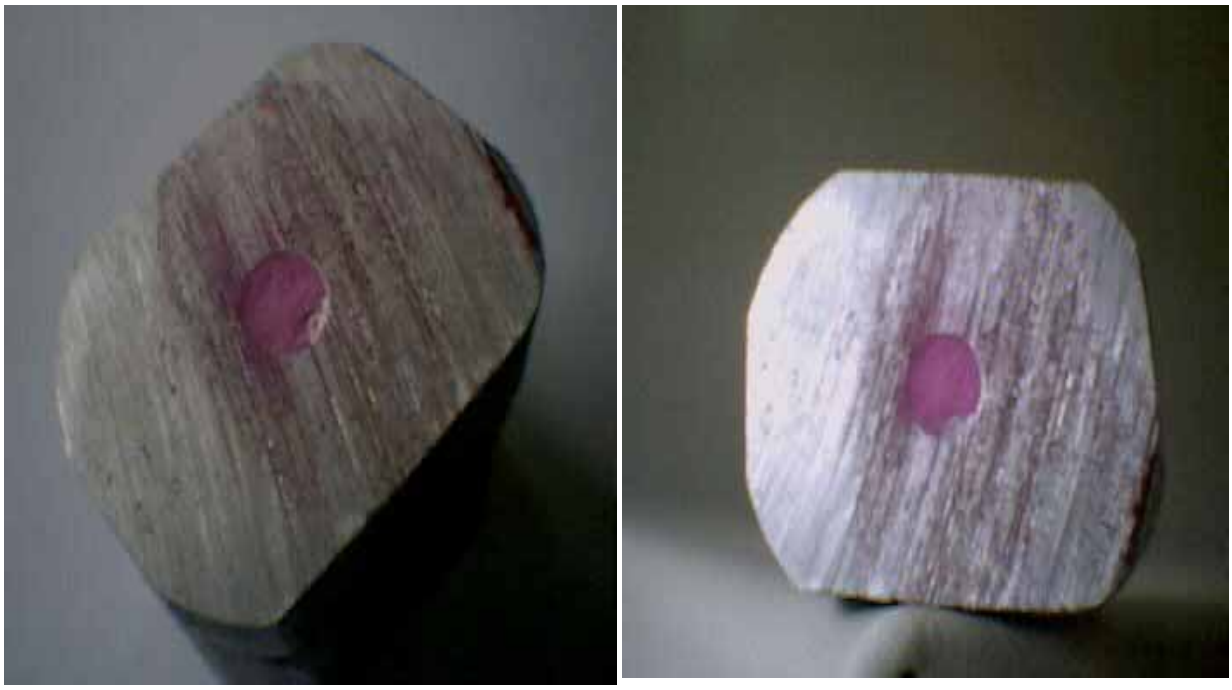


a) b)



c) d)

Figure 1.5.4 (a,b,c,d). Forgeage à 400°C et trempe à l'eau



a) b)

Figure 1.5.5 (a,b). Forgeage à 500°C

1.6. Conclusion :

Au cours de la fabrication de bielles de moteur pour motocycles il apparaît clairement que la conduite des opérations de traitement thermique doit être rigoureusement respectée si on veut éviter l'apparition des fissures au cours de la mise en service.

1) Le forgeage : On a vu que la température de déformation à chaud doit être supérieure sinon égale à 500°C ceci veut dire que le cycle doit impérativement être respecté dans l'exécution du matriçage de la bielle (quelques secondes) pour éviter une chute de température.

2) la trempe des pièces à l'eau introduit des contraintes dans la structure du matériau : Une maturation ne suffit pas.

3) Un revenu est indispensable car il permet :

- De supprimer les effets de trempe (relaxation des contraintes par libération des dislocations)

- De créer une structure stable constituée de solution solide α et de précipités Al2CuMg (**Θ' et Θ)**
- D'avoir une bonne résistance mécanique (420 MPa) exigée par le constructeur, et qui confère à la pièce une augmentation de la consolidation (cohésion des joints) évitant ainsi des fissures intergranulaires.

Un revenu excessivement prolongé conduit à une coalescence des précipités (gros précipités dures) qui seraient des concentrateurs de contraintes et par conséquent des points d'amorce de fissures.

4) Un recuit de restauration donne la malléabilité du matériau, on supprime ainsi l'écrouissage de la déformation permanente à froid (recuit de recristallisation). Dans ce cas on annule les effets de la trempe sur les alliages à durcissement structural (recuit de coalescence).

5) Les courbes tracées lors d'un essai de traction montrent l'influence de la vitesse de sollicitation sur le niveau de contraintes, dans ce cas on peut constater qu'un recuit d'homogénéisation est nécessaire afin d'augmenter les caractéristiques mécaniques du matériau utilisé.

CHAPITRE 2 : Simulation numérique de l'opération de forgeage de la bielle par la méthode des éléments finis

2.1. Introduction aux éléments finis :

a) Principe de la méthode :

La méthode des éléments finis issue des techniques matricielles de calcul des structures mécaniques discrètes ou semi discrètes est considérée comme un outil de résolution des problèmes aux dérivées partielles de la physique et de mathématiques.

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} - \frac{\partial \Phi}{\partial t} = 0 \qquad (2.1.1)$$

$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Phi}{\partial y^2} = 0 \qquad (2.1.2)$$

Les équations (2.1.1) et (2.1.2) sont respectivement l'équation de la diffusion et l'équation mécanique de déformation des solides.

Cependant l'association d'une équation et de conditions limites ne conduit pas forcément à une solution mathématique simple.

Une des originalités de la méthode des éléments finis réside dans le fait que la méthode est basée sur une formulation intégrale du phénomène analysé plutôt que sur la forme différentielle.

Cependant, pour la plupart des problèmes l'obtention d'une solution exacte est aussi difficile en formulation intégrale que différentielle.

Cette difficulté incite à rechercher en solution approchée sous la forme d'une combinaison linéaire de fonctions indépendantes connues et dont la manipulation mathématique ne présente pas de difficulté. Ces fonctions sont généralement des fonctions polygonales par morceaux.

On écrit alors que la fonction recherchée u est approchée pour la combinaison :

$$u^* = A_1 N_1 + A_2 N_2 + ... + A_{NN} N_{NN} \qquad (2.1.3)$$

b) Approches variationnelles:

Les méthodes numériques modernes de calcul des structures découlent d'approches variationnelles conduisant à établir que le champ de grandeurs solution du problème traité minimise ou maximise une certaine fonctionnelle attachée à toute la structure. Les deux outils de base permettant de formuler des approches variationnelles sont d'une part le théorème des travaux virtuels d'autre part une inégalité fondamentale attachée au comportement même du matériau constitutif de la structure.

On utilise le théorème des travaux virtuels

$$\int_{\Omega} \sigma^* \varepsilon' dv = \int_{\Omega} \vec{f}^* . \vec{u'} \, dv + \int_{\partial v} \vec{T}^* . \vec{u}' \, ds \qquad (2.1.4)$$

Où $\vec{u}^d$: déplacements imposés

$\vec{T}^d$: forces surfaciques imposées

L'utilisation du théorème des travaux virtuels fait apparaître une décomposition additive en deux fonctionnelles indépendantes :

$$\Phi(\sigma^*, \vec{u}') = \Phi_1(\sigma^*) + \Phi_2(\vec{u}') \qquad (2.1.5)$$

c) Discrétisation

La méthode des éléments finis repose dans le découpage en domaines élémentaires de dimension finie. Sur chacun de ces domaines, la fonction inconnue est approchée par un polygone dont le degré peut varier de 1 à 6. Les éléments triangulés, quadrilatères rectilignes ou curvilignes doivent réaliser une partition du domaine d'étude. Sur chaque élément du découpage le polygone d'approximation est déterminé par ses coefficients. Ces coefficients sont déterminés en chaque nœud de l'élément. La fonction A(x,y) dépends donc des NN paramètres : $A_1 A_2 \ldots A_{NN}$

Connaissant la formulation variationnelle du problème

$$F(A) = \iint_{\Omega} (A, A'_x, A'_y, x, y) dx dy \qquad (2.1.6)$$

Nous pourrions discrétiser la surface :

$$F(A) = \sum_{e=1}^{Ne} Fe(A) \tag{2.1.7}$$

Ne étant le nombre d'éléments de découpages.

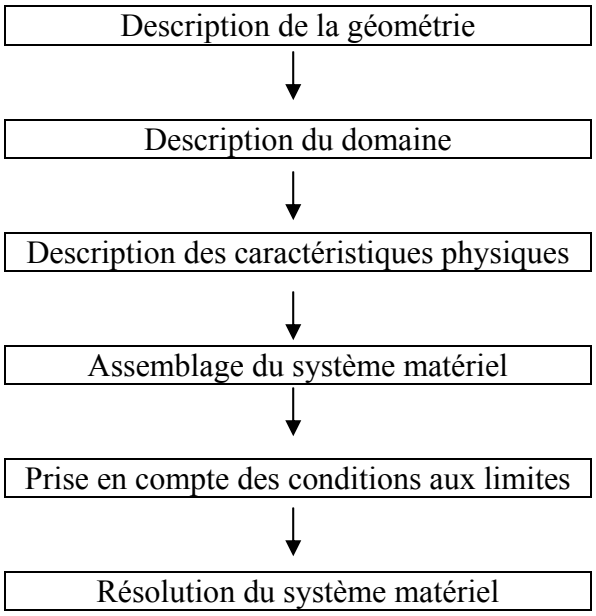
Sur chaque élément d'indice e A peut être remplacé par son approximation dont l'intégration exprime F(A).

$$F(A) = F(A_1, A_2, A_3 ... A_{NN}) \tag{2.1.80}$$

On recherche alors l'optimum de F sur tout le domaine en écrivant que les dérivées partielles de F par rapport aux valeurs A_1,A_2 , …A_{NN} sont simultanément nulles.

$$\frac{\partial F}{\partial A_1} = 0, \frac{\partial F}{\partial A_2} = 0 ... \frac{\partial F}{\partial A_{NN}} = 0 \tag{2.1.9}$$

La structure générale des éléments finis est de la forme :



d) Analyse statistique linéaire :

L'analyse statique linéaire représente le type le plus fondamental d'analyse. Le terme "linéaire" signifie que la réponse calculée (déplacement ou contraintes par exemple) est linéairement liée à la force appliquée. La charge statique signifie que la force ne change pas avec du temps, ou que la variation du temps est insignifiante et peut donc être ignorée.

C'est une méthode Simple, facile à exécuter et donne généralement des résultats satisfaisants, l'analyse linéaire est le plus souvent utilisé en analyse structurale. La non linéarité due au matériau, géométrie, ou les conditions aux limites ne sont pas incluses dans ce type d'analyse. Le comportement d'un matériau isotopique, linéaire et élastique peut être définie par le module de Young (E), et coefficient de poisson (ν).

Le logiciel d'analyse par éléments finis permet d'accomplir l'analyse élastique linéaire en utilisant plusieurs types d'éléments de maillage. Des diverses contraintes et chargements cinématiques peuvent être analysés ; même dans le cas des matériaux élastiques isotropes et anisotropes**.** Donc, plusieurs solutions individuelles peuvent être additionnées pour obtenir une solution totale à un problème.

L'équation d'analyse statique est :

$$\{ F \} = [K] \{ u \} \qquad (2..1.10)$$

[K] : est la matrice de rigidité du système généré automatiquement à partir de la géométrie et des propriétés du matériau,

{f} : est le vecteur des forces appliquées , spécifié par l'utilisateur

{u} : est le vecteur des déplacements calculé par le logiciel.

Après l'estimation du vecteur des déplacements, le logiciel calcule les contraintes, les forces de réaction et les déplacements.

e) Analyse non linéaire :

La méthode de calcul par éléments finis permet d'analyser les structures qui montrent le comportement non linéaire où il n'y a plus de rapport linéaire entre les forces et les déplacements. Dans ce cas la rigidité peut changer pendant l'analyse et le matériau peut avoir pour résultat une déformation permanente. Le logiciel MSC/N4W utilisé peut représenter les matériaux qui montrent le comportement élastique ou plastique non linéaire :

la non linéarité est dues surtout au comportement de matériau à haute température. La technique des éléments finis non linéaire est devenue populaire dans les processus de fabrication des formes métalliques, les interactions solide-fluide, et l'écoulement des fluides. Actuellement ; les domaines de la biomécanique et l'électromagnétique utilisent de plus en plus la méthode de calcul par éléments finis. Un problème est non linéaire si on a une relation entre force, déplacements, contraints et déformations.
L'expression de la relation de force-déplacement pour un problème non linéaire est :

$$P = K(P,u)u \tag{2.1.11}$$

u : le vecteur de déplacement,
P : un vecteur de force,
K : la matrice de rigidité.

Les problèmes linéaires forment un sous-ensemble de problèmes non-linéaires. Par exemple, dans un cas linéaire classique, cette relation peut être écrite sous la forme :

$$P = Ku \tag{2.1.12}$$

Où *K :* la matrice de rigidité est indépendant *de u* et de *P*. Si la matrice dépend d'autres variables (telles que la température, le rayonnement, le contenu d'humidité, etc.), le problème reste toujours linéaire.

De même, si la matrice de masse est une matrice constante, le problème dynamique suivant est également linéaire :

$$P = M\ddot{u} + Ku \tag{2.1.13}$$

Il y a trois sources de non linéarité : la structure du matériau, sa géométrie, et les conditions aux limites. La non linéarité du matériau résulte de la non linéaire dans la relation entre les contraintes et les déformations.

La non linéarité géométrique résulte du rapport non linéaire entre les contraintes et les déplacements d'une part et la relation non linéaire entre les déformations et les forces d'autre

part. Si la mesure de déformation est conjuguée à la mesure de contrainte, les deux sources de non linéarité ont la même forme.

Ce type de non linéarité est mathématiquement bien défini, mais souvent difficile à traiter numériquement. Les conditions aux limites peuvent également causer la non linéarité. Ce type de non linéarité se manifeste dans plusieurs situations réelles; par exemple :

Formation du métal, vitesses, interférence des composants mécaniques, contact pneumatique de pneu, accident, **...** Les charges sur une structure peuvent causer la non linéarité si elles varient avec le déplacement de cette structure. Ces charges peuvent être conservatrices (c'est les charges où le travail est indépendant du chemin traversé par deux point d'un trajet), comme dans le cas d'un champ de force centrifuge ; elles peuvent être non conservative.

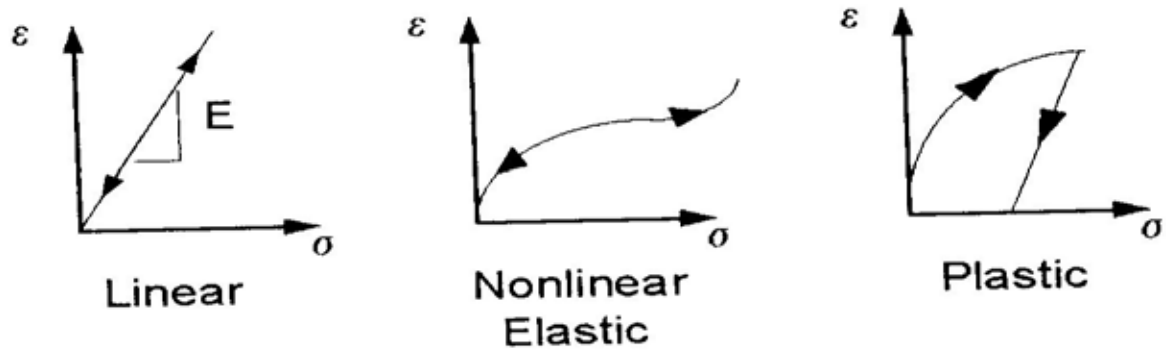


Figure 2.1.1. Diagramme de la déformation en fonction de la contrainte

Le logiciel de calcul par éléments finis a la possibilités d'analyser le transfert thermique statique ou transitoire pour un, deux et trois dimensions. Ces possibilités nous permettent d'obtenir les distributions de la température lors du transfert thermique (linéaires et non-linéaires) dans la structure métallique. Les non-linéarités peuvent avoir lieu à partir de l'effet de la chaleur latente (changement de phase), la convection de la chaleur dans le sens d'écoulement, et les conditions aux limites non-linéaires (convection et rayonnement).

Habituellement, les éléments de transfert thermique sont compatibles aux éléments de contraintes. En conséquence, la même maille peut être employée pour les analyses de transfert thermique et de contraintes.

La distribution nodale non-uniforme de la température est acceptée comme état initial, et la dépendance température/temps peut être définis comme conditions aux limites. La conductivité thermique et la chaleur spécifique dans un problème peuvent également dépendre de la température ; cependant, la densité de masse reste constante à tout moment. La conductivité thermique peut également être anisotrope. L'effet de la chaleur latente (changement de phase solide-solide, solide-liquide) peut éventuellement être inclus dans l'analyse.

La température $T(x)$ dans un élément (de maillage) peut être calculer à partir des valeurs de température dans chaque T de cet l'élément :

$$T(x) = N(x)\, T \tag{2.1.14}$$

Où $N(x)$ est une fonction de l'interpolation.
L'équation générale de transfert thermique est :

$$C(T)\dot{T} + K(T)T = Q \tag{2.1.15}$$

Où $C(T)$, et $K(T)$ sont la capacité de chaleur en fonction de la température et les matrices de conductivité thermique, respectivement, T est le vecteur nodal de la température, $\dot{T}$ est le dérivé par rapport au temps du vecteur de la température, et Q est le vecteur de flux de la chaleur.

2.2. Outil de simulation et de conception

Aujourd'hui le développement considérable des moyens informatiques et la disponibilité importante des logiciels de simulation des procédés de fabrication permet de concevoir et améliorer la qualité des produits à moindre coût.
La simulation numérique permet d'apporter une aide appréciable à l'optimisation du procédé de fabrication. Cette simulation numérique nécessite cependant de connaître précisément 3 outils.

1) Outil théorique :

Il s'agit de modèles mécaniques décrivant le plus fidèlement possible les différents phénomènes physiques mis en jeu lors du procédé. Ce sont généralement les équations

différentielles qui décrivent les phénomènes de déformation (élastiques, plastique, visqueux, thermiques) de microstructure (taille de grain, nature du cristal,…) de contact. Il s'agit alors d'obtenir des modèles mathématiques qui se prêtent bien l'implémentation dans les codes généraux (3D) de calcul des structures et qui reproduisent le phénomène à l'échelle macroscopique.

2) Outil numérique **:**

Il s'agit de se donner les outils numériques nécessaires à l'intégration numérique par discrétisation temporelle des équations différentielles. La résolution du système algébrique obtenu par discrétisation spectrale des problèmes aux valeurs initiales et aux limites traduisent les états successifs d'équilibre. Pour ce problème d'équilibre, on formule en déplacement ou en contrainte les équations discrétisées par sous domaines en tenant compte des non linéarités géométriques dues aux grandes déformations ou au contact frottements ainsi qu'aux lois de comportement du matériau. On obtient ainsi un système algébrique non linéaire qu'il faudra résoudre soit itérativement par une méthode implicite (méthode de Newton…) soit indiscrètement par une méthode statique explicite ou dynamique explicite. La solution finale est obtenue par incréments successifs.

3) 0util géométrique :

Il y'a actuellement deux types d'outils : ceux liés à la saisie de la géométrie du procédé à simuler et ceux liés aux opérations de calculs proprement dits. Pour les premiers on utilise les logiciels de CAO qui sont nombreux sur le marché (CATTIA, IDEAS…). Pour les seconds, il s'agit de pré-processeurs et post processeurs. Les pré-processeurs permettent de préparer la discrétisation des pièces par éléments finis (maillage initial) ou de remailler la structure au cours de calcul pour adapter la finesse de la discrétisation aux exigences de précision (maillage adaptatif), les post processeurs la visualisation des résultas de calcul.
Le laboratoire LACM de l'Université de Reims possède des compétences reconnues dans ces trois domaines de la modélisation et dispose des moyens matériels performants pour la simulation numérique des procédés de fabrication.

Pour créer un modèle de calcul nous procédons de la manière suivante :

1. créer ou importer la géométrie.
2. indiquer les propriétés de matériau.
3. mailler la géométrie considérée.
4. appliquer les charges et les conditions aux limites.

5. faire l'analyse du modèle déjà crée.

Le logiciel de calcul par élément fini peut travailler avec d'autres modèles d'analyse existants, ces modèles peuvent être importés et manipulés tout en utilisant les interfaces des programmes de l'analyse appropriés.

La propriété des matériaux peut être créées ou bien assignées à partir de l bibliothèque du logiciel.

Les charges ainsi que les conditions aux limites peuvent être appliquées sur les entités géométriques directement sur les nœuds et les éléments, le logiciel convertira automatiquement la condition géométrique.

Le maillage peut être crée par plusieurs méthodes automatiquement.

La vérification des erreurs dans le modèle est réalisée a laide des outils fournis par le logiciel de calcul.

2 .3. Calcul numérique par le procédé de forgeage

La forme de la bielle est obtenue à partir d'un barreau cylindrique en une seule passe. Pour cela, nous avons utilisé l'outil de simulation Forge2,3 qui nous a permis de déterminer les contraintes engendrées par le procédé de forgeage à une température de 500°C. Le logiciel de simulation numérique Forge2,3 par la méthode des éléments finis permet de réaliser des simulations 3D du procédé de forgeage. Le forgeage est simulé en tenant compte des paramètres du matériau et du mécanisme de forgeage. La simulation de la mise en forme à l'aide du logiciel d'analyse numérique utilisant la méthode de calcul par éléments finis Forge2,3 nous conduit à la création du cahier de charge pour un procédé de mise en forme. Dans la partie C.A.O nous devrions considérer :

- Le dessin de définition de la pièce forgée
- La conception de l'outillage
- La conception du lopin

Les informations qui nous été transmises par la société Industrial GAMESA et où le procédé de la mise en forme de la bielle a été réalisé sont :

1. Le dessin de définition de la bielle brut
2. La composition chimique du matériau
3. Les caractéristiques mécaniques de la bielle

4. Les caractéristiques mécaniques de fabrication

Les informations fournies au pré processeur qui traite les données introduites dans un fichier lisible par le solveur sont :

- La géométrie ou bien le maillage de la bielle
- Les caractéristiques du matériau
- Les données caractéristiques pour les différents logiciels

Le logiciel de simulation crée un fichier contenant les données du problème à simuler et qui sera donc lu par le solveur.

- Le solveur calcule le fichier précédemment défini
- Le post-processeur permet de visualiser les résultats de l'analyse

Lors de la fabrication d'une pièce forgée, un outillage de forge est nécessaire, représentant l'empreinte de la pièce considérée. Cet outillage doit posséder de bonnes caractéristiques mécaniques à chaut et ne doit pas se déformer pendant l'utilisation sachant que la pièce brute avant le procédé de forgeage est portée à une température assez élevée et que l'outillage subit des forces de plusieurs centaines de tonnes lors du procédé de forgeage.
De ce fait, le matériau utilisé pour la réalisation de l'outillage est relativement coûteux car il nécessite des traitements thermiques, un usinage et un traitement de surface.
La simulation d'une opération de forgeage avec Forge2,3 suit les étapes de la mise en forme au point d'une gamme de forgeage : définition de la géométrie des outillages, définition de la géométrie de l'outil, choix du matériau, définition des conditions du procédés puis forgeage virtuel et enfin analyse des résultats avant modification éventuelle d'un ou de plusieurs paramètres pour un nouvel essai. Grâce au logiciel de calcul par la méthode des éléments finis, il est possible d'imaginer, de développer et de conduire une fabrication dans son intégralité en limitant les coûts liés aux essais et aux prototypes.
Le fichier général du logiciel de forgea FORGE2,3 se compose de plusieurs modules dans lesquels les variables sont écrites en utilisant les mots clés. Les fichiers des données peuvent fournir jusqu'à 17 modules différents selon lesquels des options de FORGE2,3 sont employés pendant le calcul de simulation.
La définition de tout l'outillage est stockée dans le fichier de la boite d'outil contenant la description cinématique du système mécanique commandant le processus. Ce dossier doit être créé à la norme de FORGE2,3 en utilisant le programme GLPre.

Lors de la simulation de la pièce forgée, la description des valeurs de rhéologie du matériau dans FORGE2,3 basée sur la loi du comportement de NORTON-HOFF, est écrite sous la forme suivante.

$$S = 2K(T, \bar{\varepsilon}, ...)(\sqrt{3} * \bar{\varepsilon})^{m-1} \dot{\varepsilon} \qquad (2.3.1)$$

Pour une simulation à froid d'une pièce forgée, la description du comportement rhéologique du matériau est basée sur les lois élastoplastiques. A chaque instant il est possible de séparer la déformation instantanée dans la partie réversible élastique et une partie irréversible plastique. Cette hypothèse est exprimée sous la forme tensorielle suivante :

$$\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}_p + \bar{\varepsilon}_e \qquad (2.3.2)$$

Ce type de comportement peut être représenté dans la figure suivante :

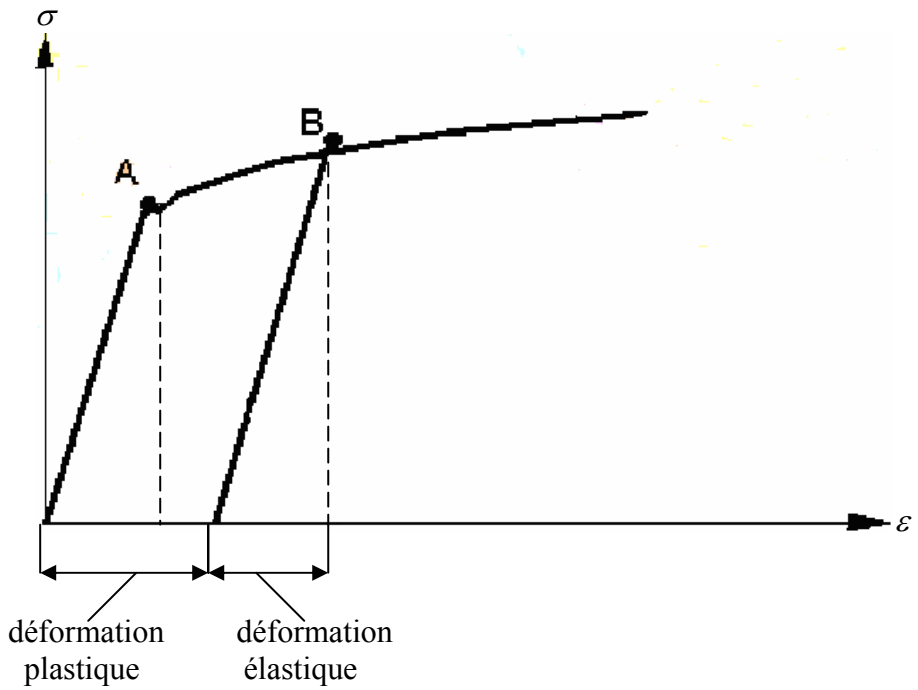


Figure 2.3.1. Diagramme de déformations contraintes

La déformation élastique (réversible) du matériau est exprimée par la loi linéaire d'élasticité :

$$\Delta\varepsilon = \frac{1+\nu}{E}\sigma + \frac{3}{EP_1} \tag{2.3.3}$$

où

1 : le tenseur d'unité

ε : le tenseur de déformation

σ : le tenseur de contraintes

avec

$$P = -\frac{1}{3}trace(\sigma) \tag{2.3.4}$$

Les paramètres qui définissent le comportement élastique du matériau sont le module de Young E et le coefficient de poisson

Dans un comportement élastoplastique, la déformation plastique est basée sur le critère de VON MISES.

La description simplifiée de ce critère est :

Si $\sigma_{eq} = \sigma_0$: déformation plastique

Si $\sigma_{eq} \prec \sigma_0$: déformation élastique

La limite du domaine plastique de contraintes équivalentes est définie par :

$$\sigma_0 = K(T, \overline{\varepsilon}, ...) \tag{2.3.5}$$

Cette relation représente la déformation plastique du matériau.

Le frottement entre le matériau déformable et l'outillage rigide est exprimée par la relation :

$$\tau = -\alpha * K(T, \overline{\varepsilon}) * \Delta V^{P-1} * \Delta V \tag{2.3.6}$$

Cette loi définit le cisaillement créé par la vitesse entre les deux solides (matériau et outil).

La loi de frottement de Tresca est écrite sous la forme :

$$\tau = -\bar{m}\frac{\sigma}{\sqrt{3}}\frac{\Delta V}{\Delta V} \tag{2.3.7}$$

ou encore :

$$\tau = -(K, \bar{\varepsilon}, ...)\frac{\Delta V}{\Delta V} \tag{2.3.8}$$

La loi de frottement de coulomb est écrite sous la forme générale :

$$\tau = \mu\sigma_n \frac{\Delta V}{\Delta V} \tag{2.3.9}$$

si $$\mu\sigma_n \prec \bar{m}\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \tag{2.3.10}$$

et $$\tau = \bar{m}\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}\frac{\Delta V}{\Delta V} \tag{2.3.11}$$

si $$\mu\sigma_n \succ \bar{m}\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \tag{2. 3.12}$$

Influence de la température :

La variation de la température dans un matériau est déterminé par la conduction interne de la chaleur et la dissipation thermique en fonction des conditions aux limites (rayonnement, conduction, convection) ou en fonction de la température imposée. Cette évolution est exprimée en fonction de la température associée aux conditions aux limites :

$$\rho c \frac{\Delta T}{\delta} = div(KgradT) + \dot{w} \tag{2.3.13}$$

$\rho c \frac{\Delta T}{\delta}$: Température d'évolution,

$div(KgradT)$: Conduction thermique,

$\dot{w}$: Dissipation interne

Dans ce cas la déformation plastique du matériau peut être déterminée par la loi de NORTON-HOFF sous la forme :

$$\dot{w} = \eta * \sigma_{ij} * \dot{\varepsilon}_{ij} = \eta * K\sqrt{3}\dot{\varepsilon}^{m+1} \tag{2.3.14}$$

où η étant le coefficient de déformation

Le choix des conditions aux limites représente l'efficacité de la déformation. L'échange du flux est exprimé par :

$$\Phi_r = \sigma * \varepsilon * (T^4 - T_0{}^4) \tag{2.3.15}$$

ε **:** coefficient d'émissivité dans la condition de température

σ : constante de STEFAN

La conduction et la convection influent sur les conditions aux limites en fonction de la variation de la température :

$$\Phi_0 = h * T - T_0) \tag{2.3.16}$$

où :

h : étant le coefficient de transfère global (conduction, convection).

La puissance dissipée à l'interface par le frottement entre le matériau considéré et l'outillage peut être exprimé par la relation :

$$\Phi_{fr} = \frac{b_1}{b_1 + b_2} * \alpha * K * \Delta V^{p+1} \tag{2.3.17}$$

2.4. Simulation de la bielle par la méthode des éléments finis pendant l'opération de forgeage

2.4.1. Phase de conception

Dans la phase de conception les paramètres sont donnés sous la forme :

Intitulés	Critère d'appréciation
- Conception de la bielle et des outils à l'aide du poste CAO à partir des éléments procurés par GAMESA.	- Précision du logiciel - Compatibilité des logiciels
- Respect du plan	- Dimensions
- Respect des préconisations de GAMESA	- Plan

Tableau 2.4.1.1. Conception pour la simulation de forgeage

Paramètre	Valeur	Unité
Matériau utilisé	AL Cu Mg2	-
Diamètre du lopin	18	mm
Longueur du lopin	122	mm
Epaisseur des bavures	1.5	mm
Force de frappe	415	tonnes
Vitesse de frappe du maneton	650	mm/s
Course du maneton	250	mm
Lubrifiant utilisé	KRAFFT	-
Température de chauffage des matrices	100	°C
Température de chauffage du lopin	500	°C

Tableau 2.4.1.2. Paramètres utilisés dans la simulation de forgeage

2.4.2. Phase de simulation

- Le logiciel de simulation doit permettre d'exploiter les modèles conçus en CAO.	- Modèle 3D compatible avec logiciel de simulation - Faisabilité - Respect de l'original
- Respect des préconisations de GAMESA	- Composition chimique de la bielle - Caractéristiques mécanique de la bielle - Caractéristiques techniques du procédé d'estampage
- La simulation doit permettre la validation du procédé de fabrication ;	- simulation le plus proche possible de la réalité.

Tableau 2.4.2.1. Simulation de forgeage

Logiciels utilisés :

Rhinocéros.

Pro Engineer.

Travail réalisé :

Modélisation de la pièce.

Modélisation de l'outil.

Modélisation du lopin.

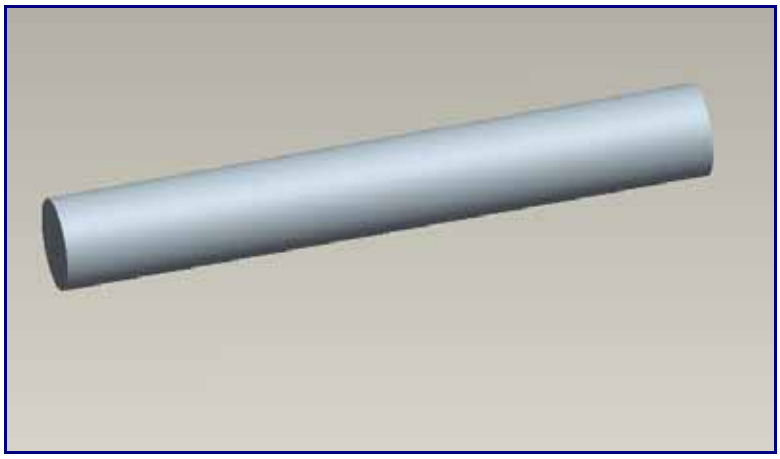


Figure 2.4.2.1. Présentation du lopin

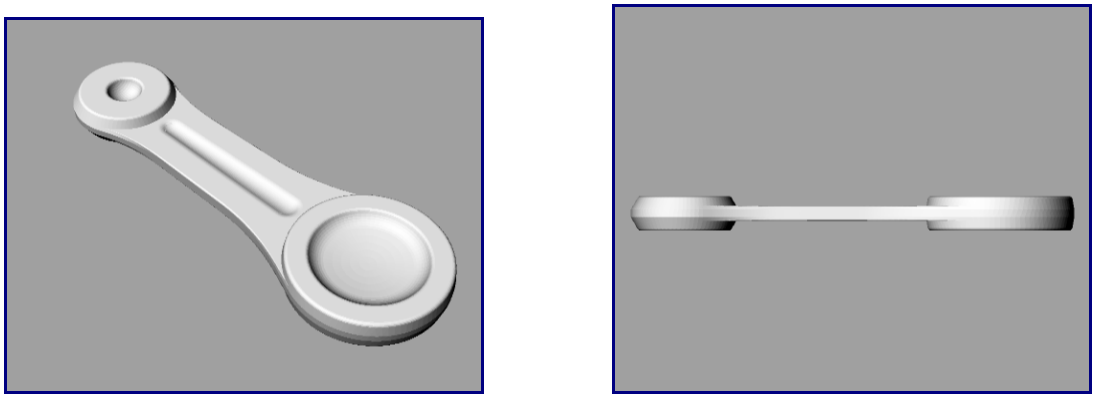


Figure 2.4.2.2. Présentation de la bielle

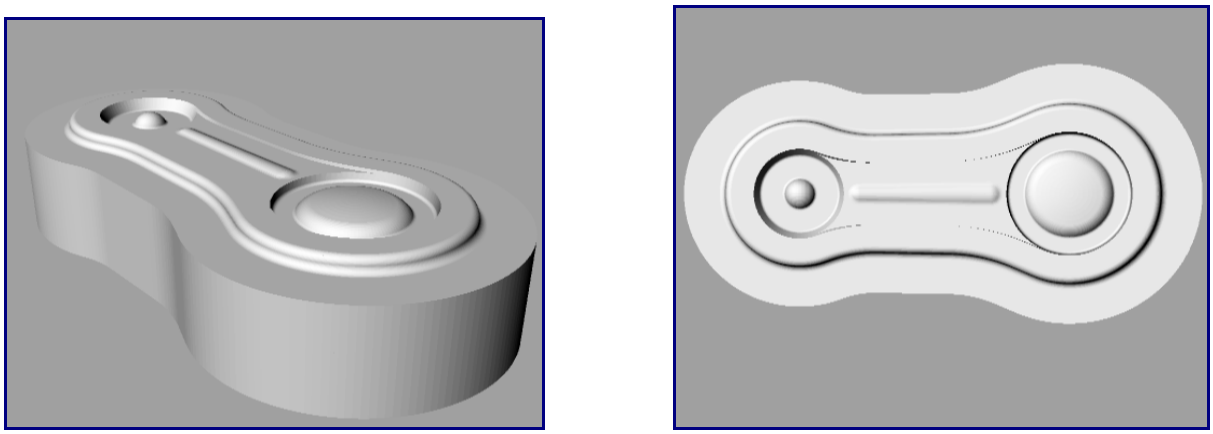


figure 2.4.2.3. Présentation de la matrice

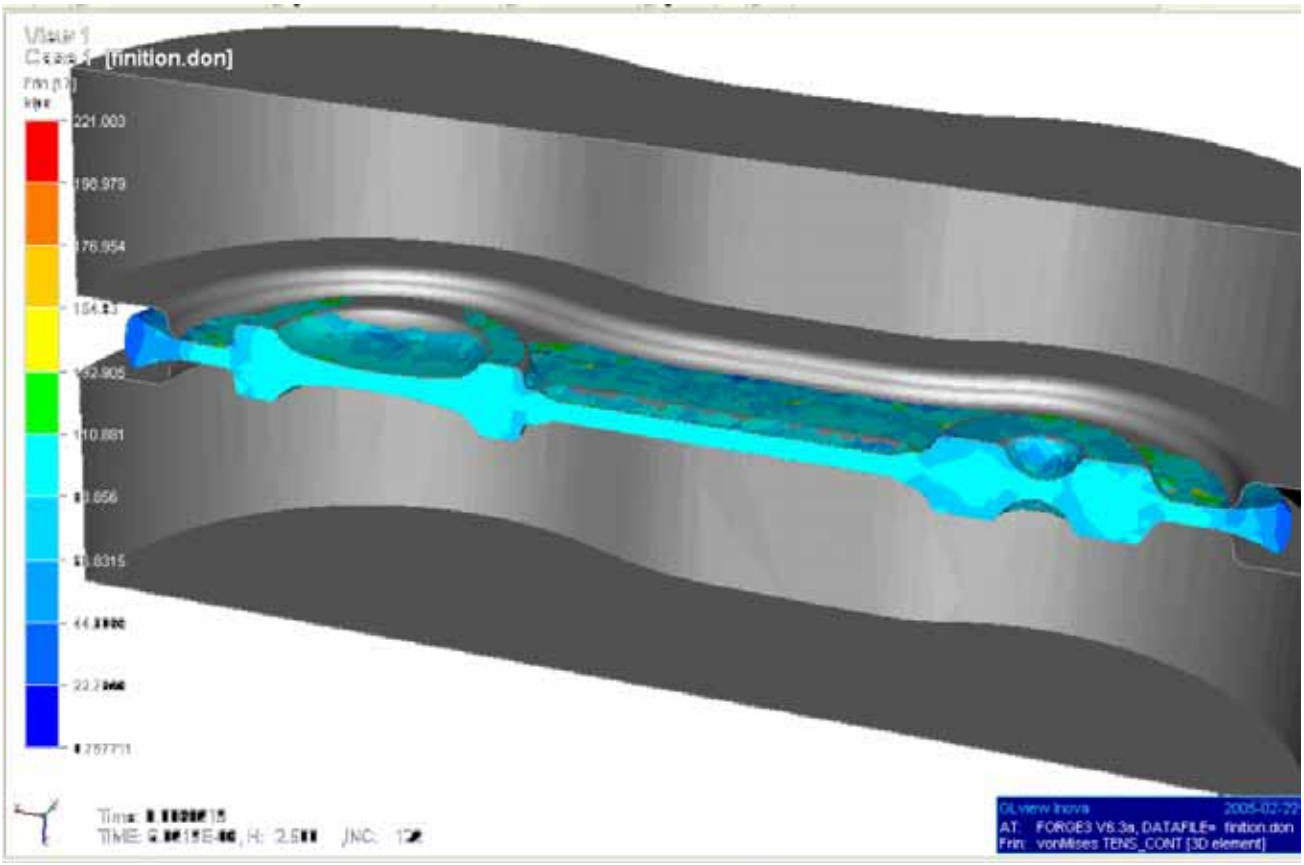


Figure 2.4.2.4. Bielle avec matrices

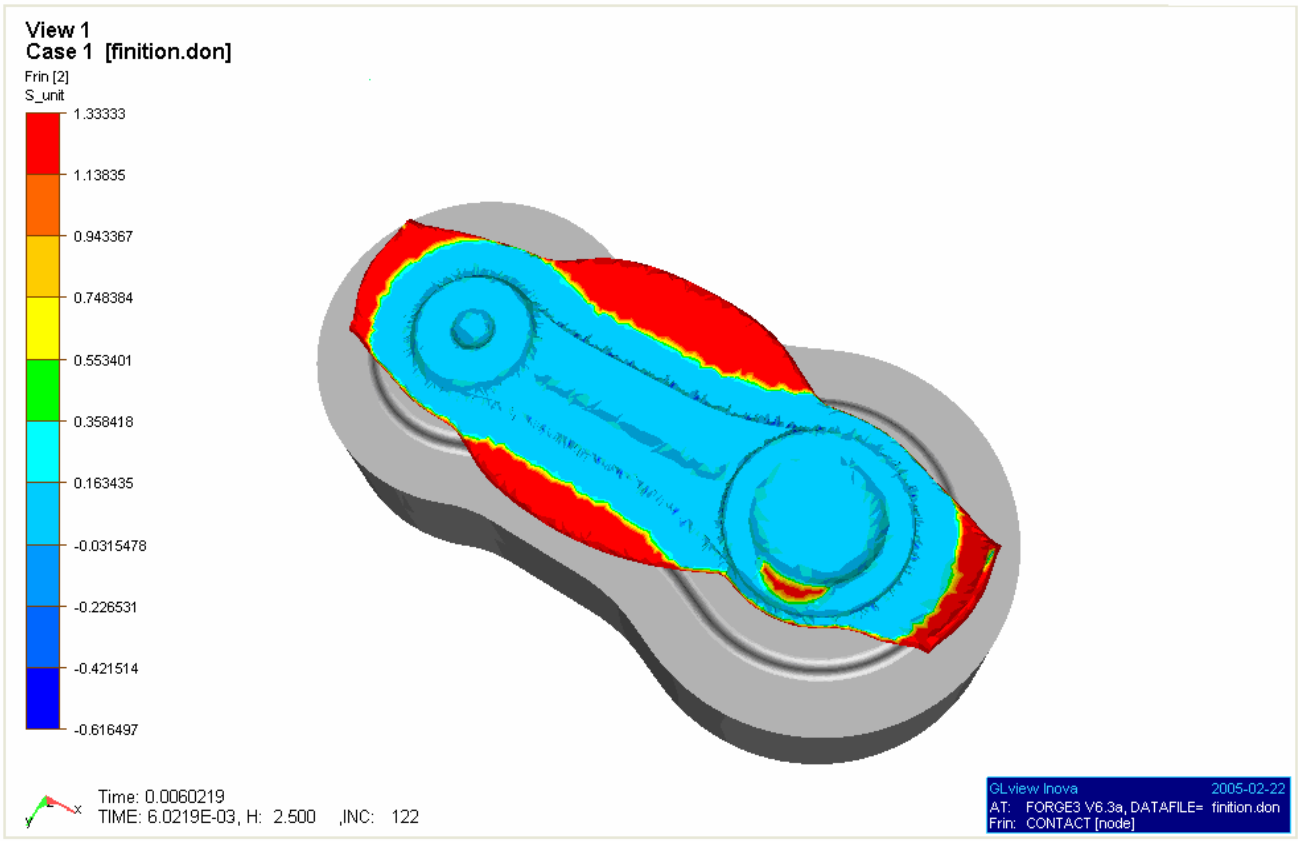


Figure 2.4.2.5. Contact

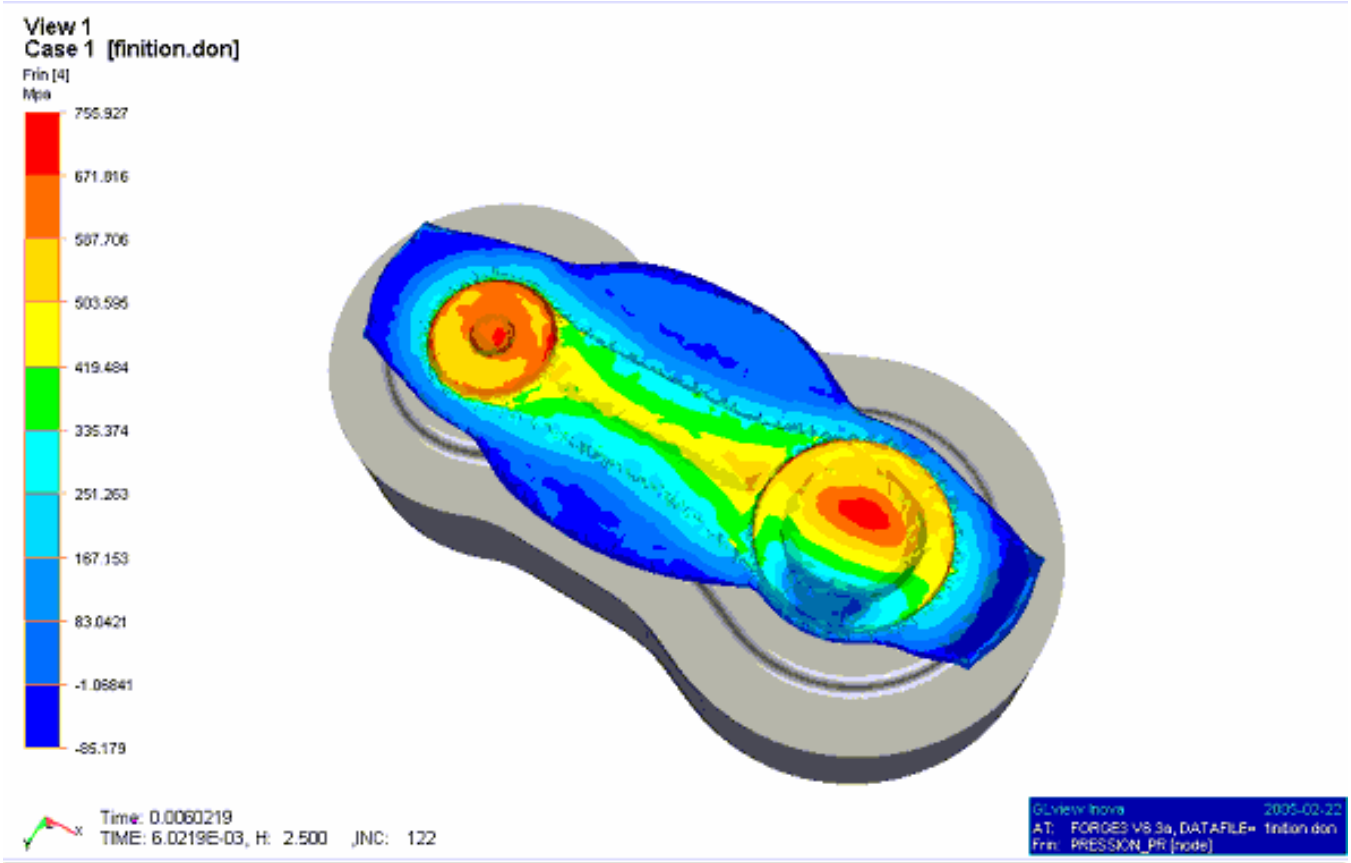


Figure 2.4.2.6. Répartition de la pression

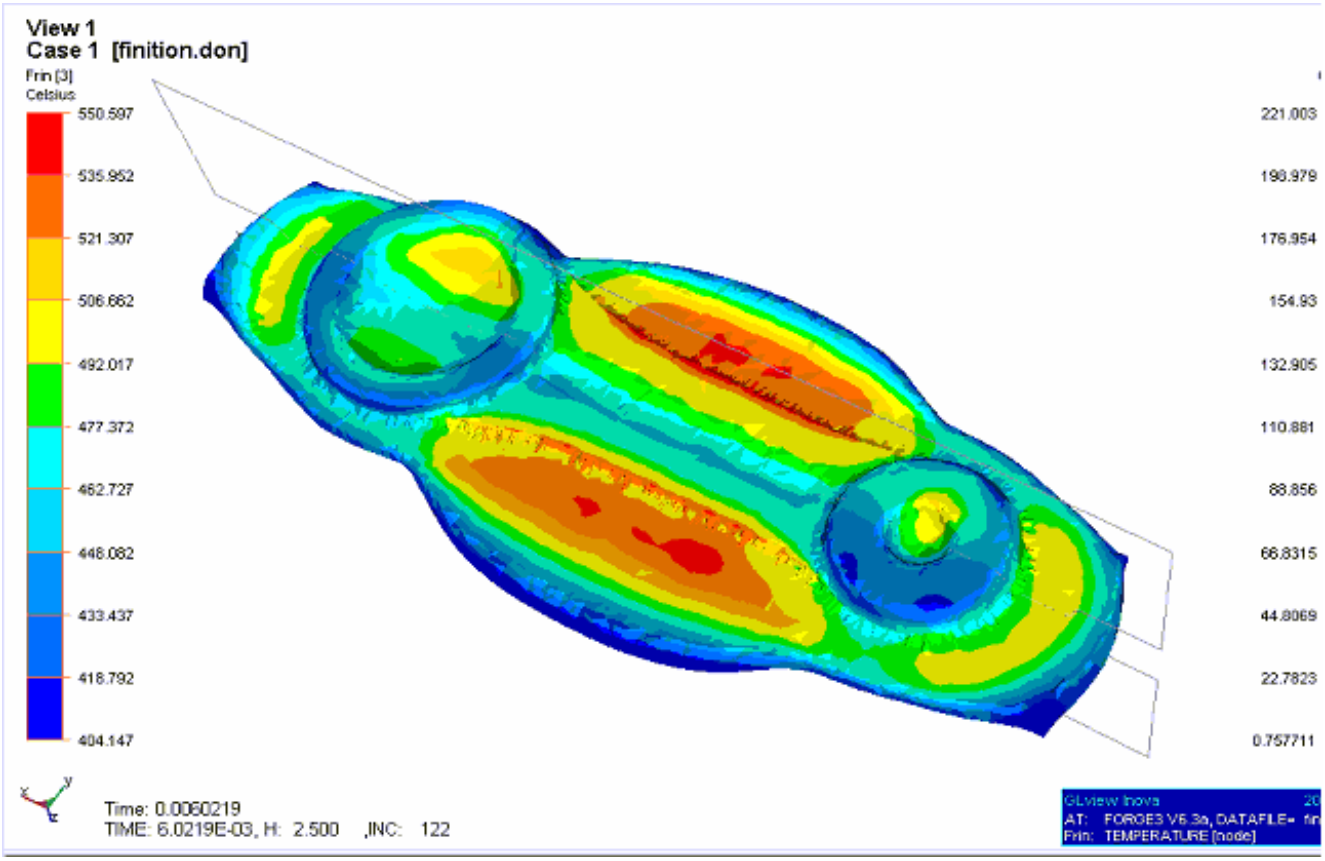


Figure 2.4.2.7 Répartition de la température

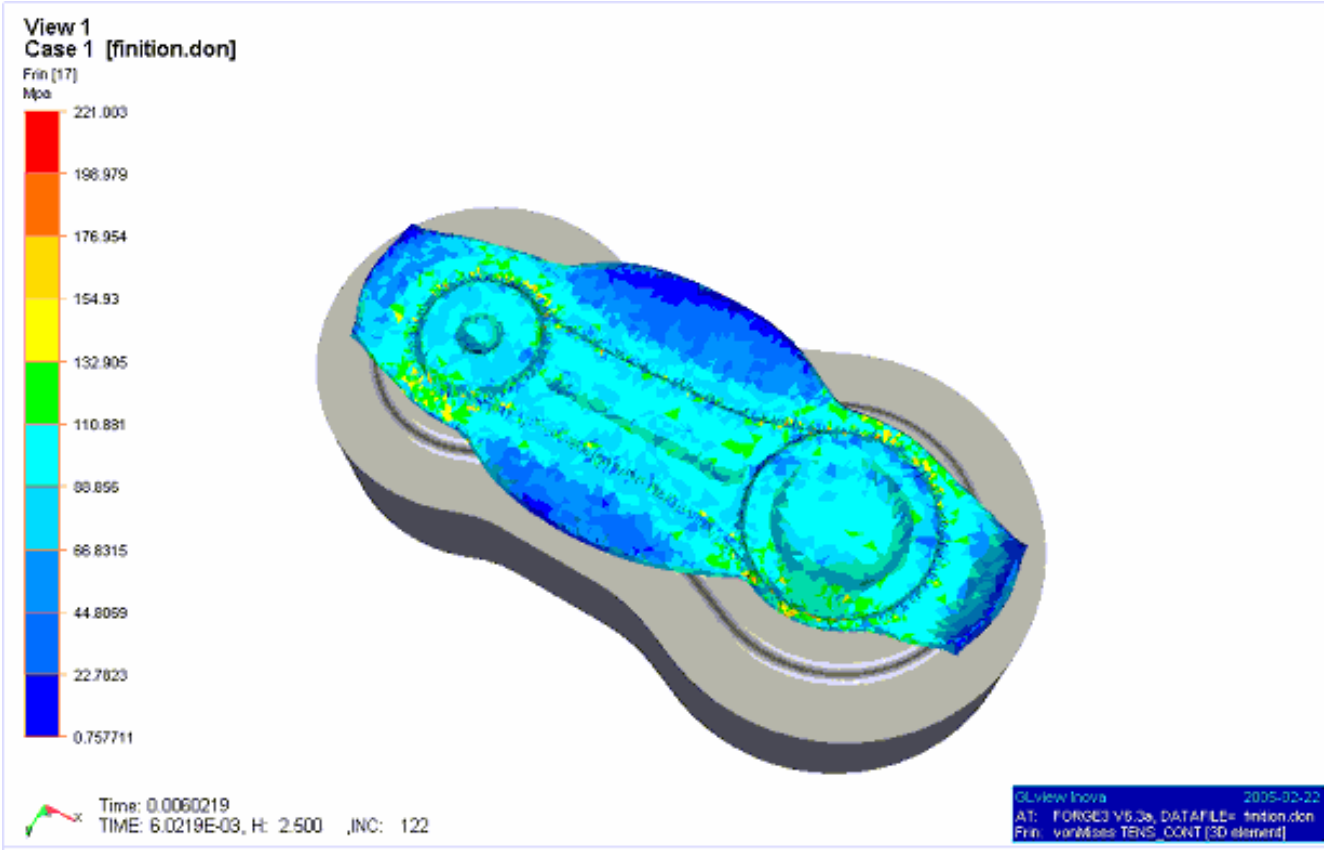


Figure 2.4.2.8. Répartition des contraintes de VON MISES

La figure (2.4.2.8) montre une contrainte maximum de Von Mises due à l'opération de forgeage 88 MPa et située au centre de la bielle.

2.5. Calcul numérique après l'opération de forgeage

2.5.1. Modélisation de la bielle

Le modèle de la bielle a été créé dans le logiciel de CAO, Solid Edge, suivant une dimension 3D à partir du dessin de définition. La modélisation se pratique en utilisant un jeu de fonctions technologiques qui permettent, par ajout ou enlèvement successif de matière, de concrétiser le cheminement des idées du concepteur. Toutes ces fonctions technologiques sont proposées sous forme d'assistants simples qui nous guident dans notre démarche et qui nous permettent de construire de véritables maquettes virtuelles et les documenter complètement dans un environnement utilisateur intuitif en réduisant le délai de conception et les coûts.

La technologie Parasolid au cœur de Solid Edge garantie une modélisation de haute qualité et des échanges facilités avec d'autres applications de CFAO ou d'analyse qui supportent ce format.

Solid Edge inclut un jeu d'outils complet pour produire en quelques clics des plans directement à partir des pièces ou des assemblages. Ces plans sont dynamiquement associés au modèle 3D et conformes aux standards internationaux. Le plan intègre les modifications apportées sur le modèle tout au long de son développement. Cette liaison dynamique entre modèles et dessins minimise la maintenance des plans, tout en apportant la certitude que les dessins sont toujours le reflet exact des pièces ou des assemblages en cours de conception.

Les outils de cotation et d'annotation ont été particulièrement mis au point pour réduire au minimum le nombre de manipulations de l'utilisateur. En conformité avec les normes ANSI, ISO, DIN, BSI, ou JIS, le système de cotation inclut les tolérances de forme, les symboles d'état de surface et les symboles de soudure.



Figure 2.5.1.1. Présentation de la bielle dans un modèle 3D

Le traitement de calcul est effectué à l'aide d'un logiciel d'analyse par la méthode des éléments finis : MSC/NASRTAN for windows (MSC/N4W). MSC/NASTRAN for windows peut créer ou importer la géométrie à partir d'un autre logiciel de C.A.O.

La géométrie peut être créée dans l'interface de MSC/NASTRAN en utilisant les outils de deux moteurs de géométrie Parasolid et ACIS. L'analyse par la méthode de calcul par éléments finis à l'aide du logiciel MSC/NASTRAN nous conduit à effectuer les étapes suivantes :

- A créer ou importer la géométrie
- A introduire les propriétés du matériau
- Au maillage de la géométrie
- A appliquer les charges ainsi que les conditions aux limites

Une fois que le modèle est créé, on procède aux calculs et à l'analyse de la structure.

Dans notre cas, le modèle géométrique a été importé dans le logiciel de calcul. Pour simplifier les calculs nous avons considéré la symétrie.

2.5.2. Influence du cycle thermique

Paramètre	Valeur	Unité
Module de young	70 000	MPa
Module d'élasticité transversal	20 000	MPa
Coefficient de Poisson	0.33	-
Coefficient de dilatation	2.24 e^{-5}	-
Conductivité thermique k	1531	w/m.k
Chaleur spécifique Cp	900	J/(kg.K)
Densité	2700	Kg/ m^2
Limite de traction	450	MPa
Limite de compression	46	MPa
Limite de cisaillement	290	MPa

Tableau 2.5.2.1. Paramètres utilisés dans la simulation numérique

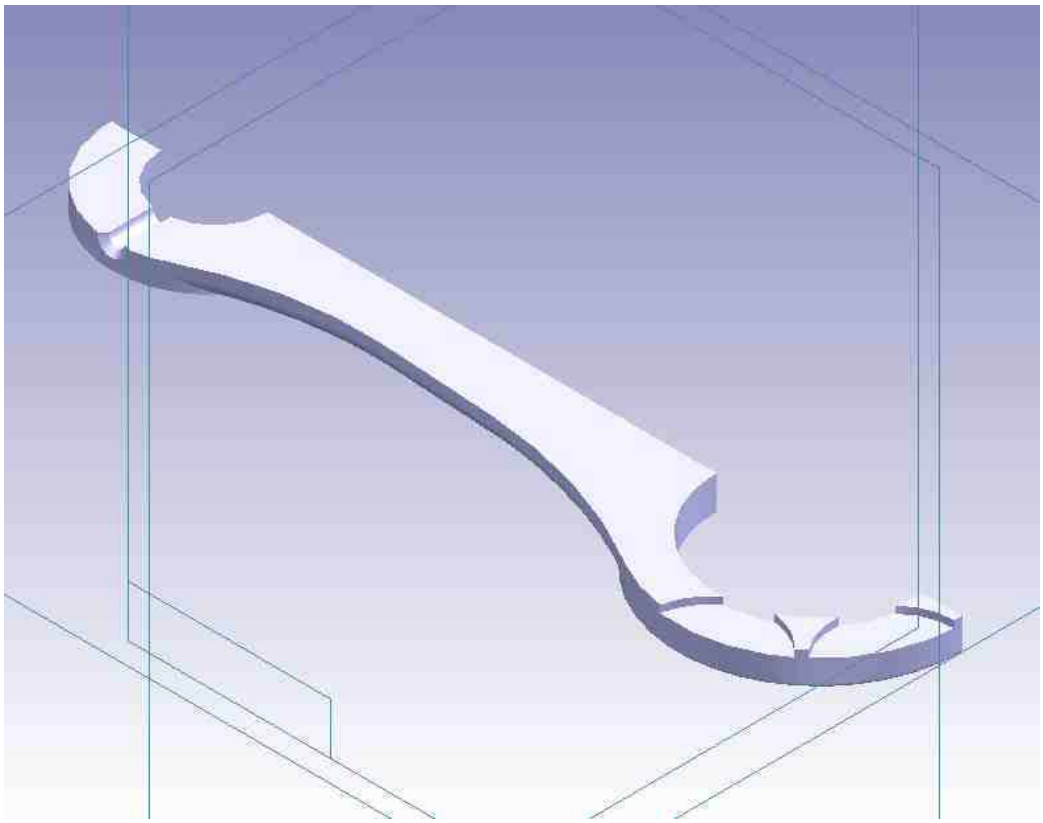


Figure 2.5.2.1. Partie importée dans le logiciel de calcul

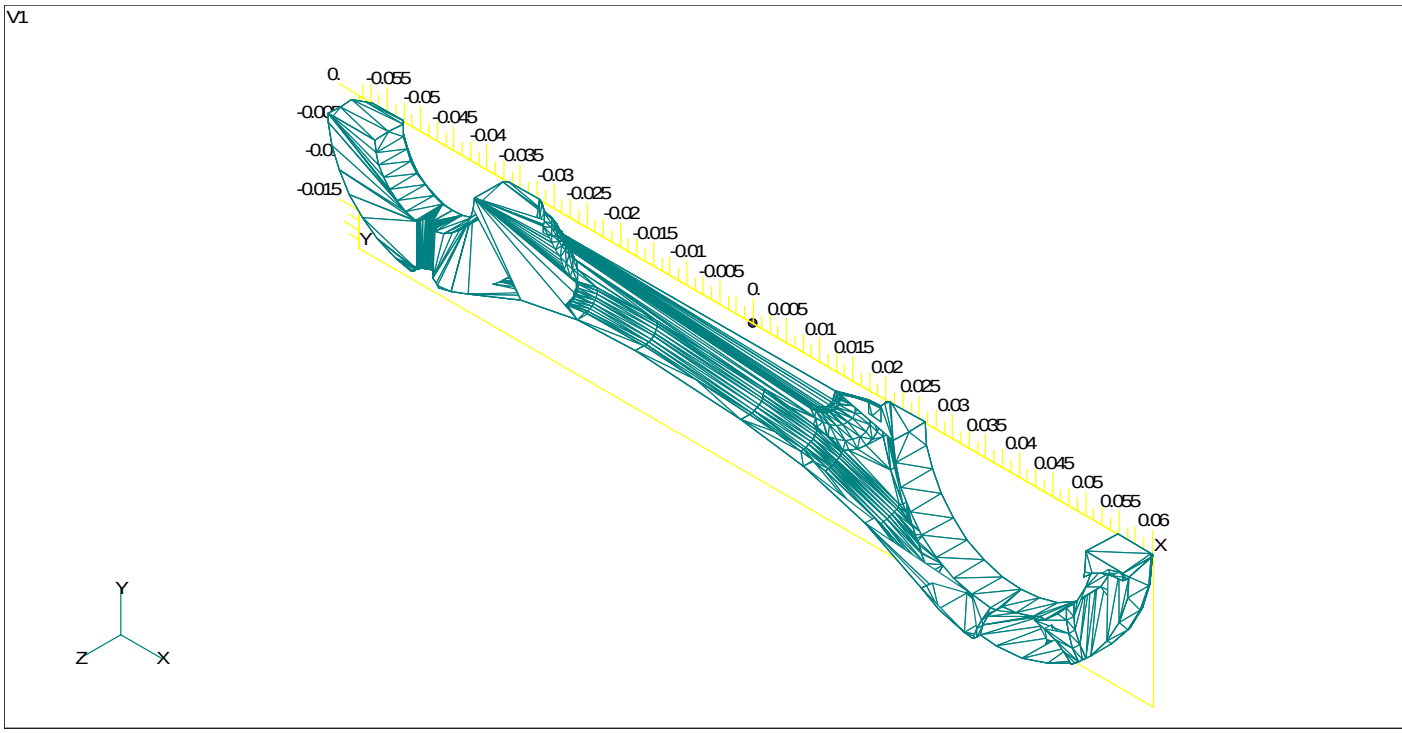


Figure 2.5.2.2. Modèle importé en 3D

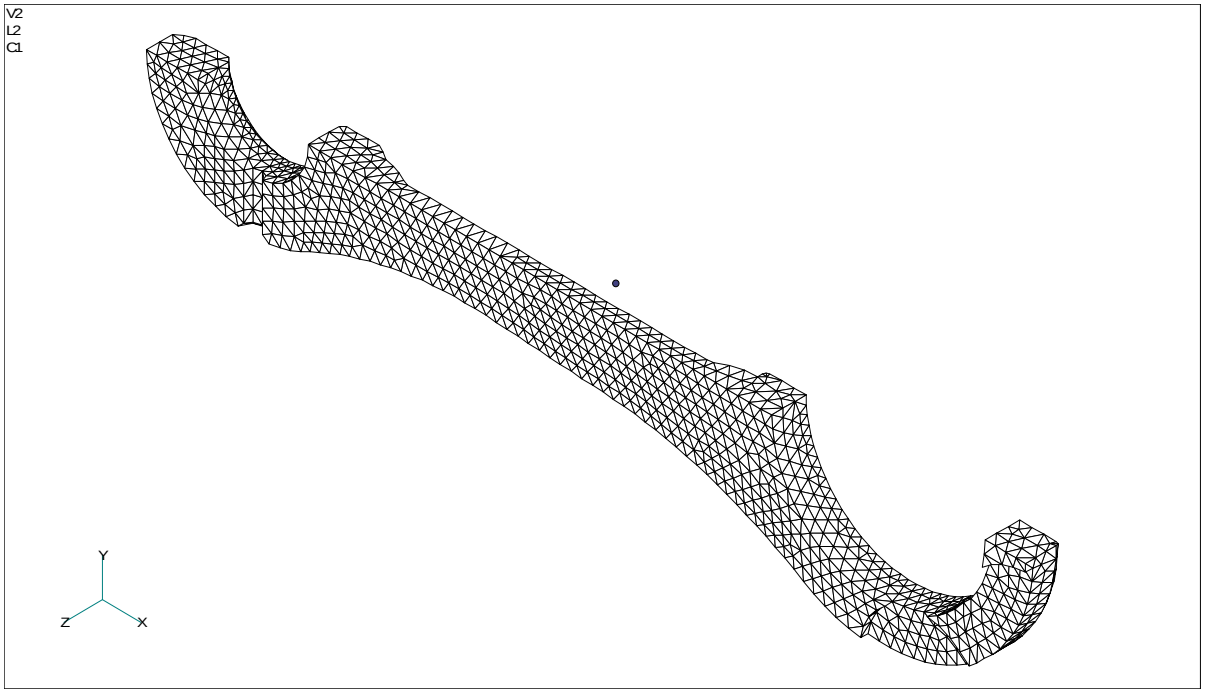


Figure 2.5.2.3. Maillage du modèle importé en 3D dans le logiciel de calcul

Contraintes mécaniques engendrées par la température

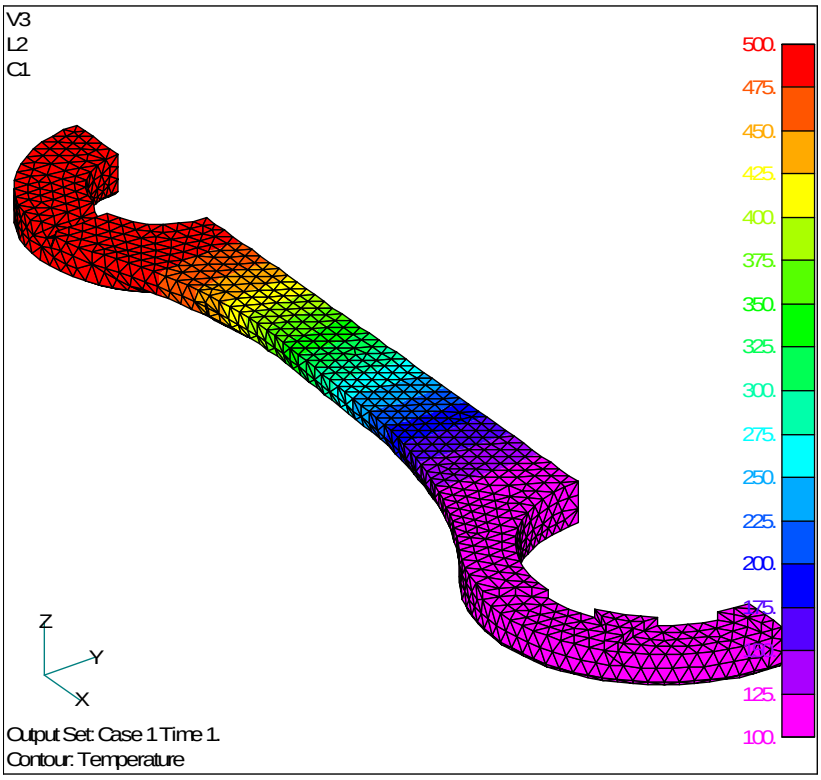


Figure 2.5.2.4. Distribution de la température (°C)

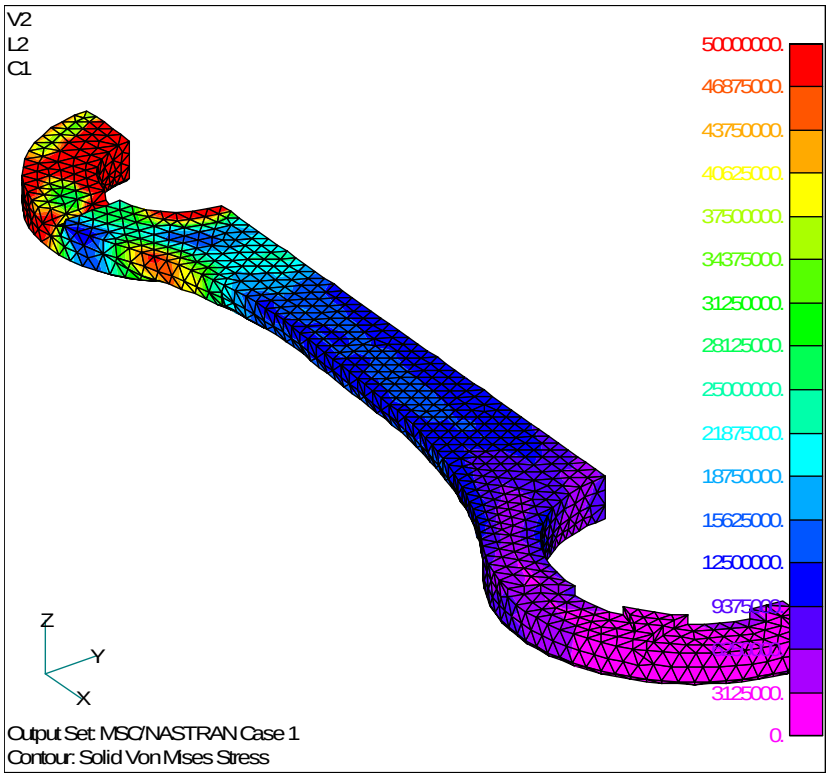


Figure 2.5.2.5. Distribution de contraintes mécaniques (N/m^2)

Influence de l'effort sur la bielle en service

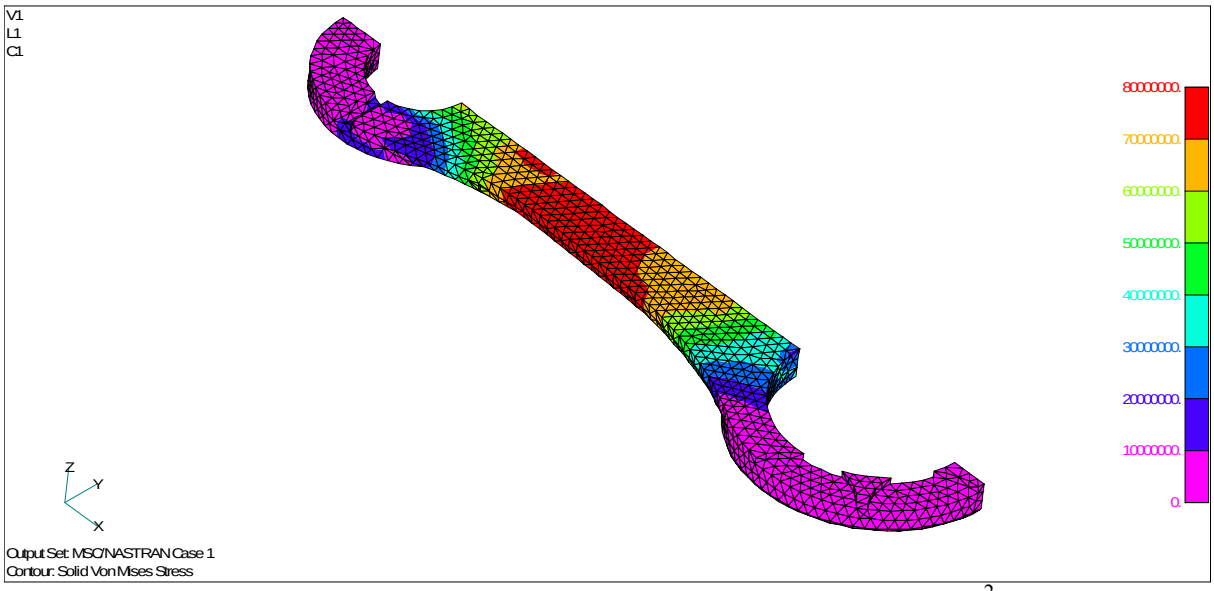


Figure 2.5.2.6. Distribution de contraintes mécaniques (N/m^2)

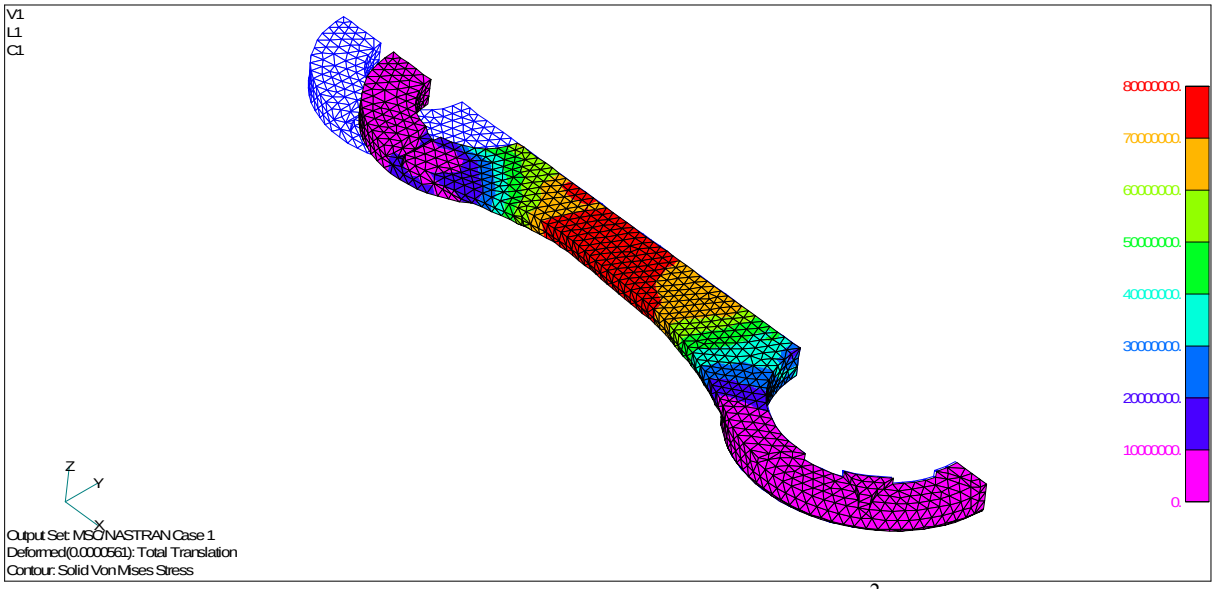


Figure 2.5.2.7. Distribution de contraintes mécaniques (N/m^2)

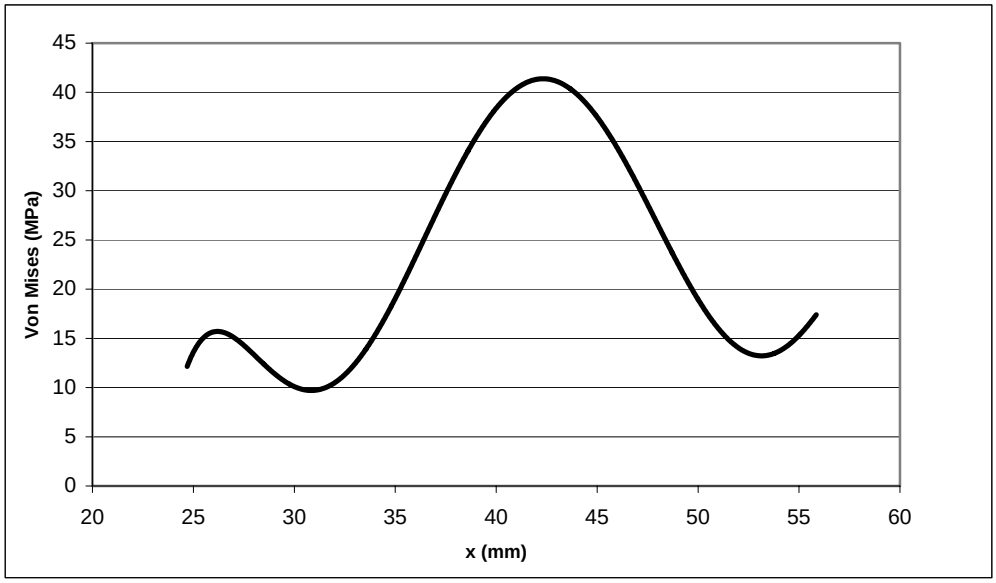


Figure 2.5.2.8. Evaluation des contraintes Von Mises suivant l'axe de symétrie xx' de la bielle

La figure (2.5.2.8) montre une contrainte maximum de Von Mises de 45 MPa due au cyclage thermique et située sensiblement au centre da la bielle.

2.6. Conclusion :

A l'aide de la méthode de calcul des éléments finis et en utilisant les logiciels de simulation numérique, nous avons déterminé les valeurs des contraintes mécaniques induites par le procédé de mise en forme ainsi que les valeurs des contraintes provoquées pendant le service de la bielle. Les valeurs des contraintes sont de l'ordre de

$\sigma_t = 50MPa$

$\sigma_f = 80MPa$

$\sigma = 88MPa$

σ_t : étant la contrainte maximale engendré par la température ;

σ_f : étant la contrainte provoquée par l'effort en service de la bielle;

σ : étant la contrainte maximale engendrée par la mise en forme du matériau.

Nous constatons que les valeurs des contraintes calculées sont nettement inférieures à la contrainte admissible du matériau qui est de l'ordre de 250 MPa.

CHAPITRE 3 : Evaluation des contraintes mécaniques

3.1. Evaluation des contraintes mécaniques par la diffraction des rayons x

Les méthodes par diffraction comprennent la diffraction des rayons x, les neutrons et les synchrotrons [57,49].

Les contraintes résiduelles sont des contraintes internes qui existent dans un corps en équilibre mécanique et thermique. Elles sont généralement dues aux incompatibilités locales engendrées par des déformations plastiques ou induites par des variations de volume; la dilatation ou la contraction thermique. Elles sont souvent introduites dans un matériau lors de son élaboration, par le procédé de fabrication, des traitements thermiques ou du fonctionnement en service. On rencontre trois types de contraintes résiduelles: les contraintes résiduelles macroscopiques ou du premier ordre (homogènes sur plusieurs grains), mésoscopiques ou du deuxième ordre (homogènes sur un grains ou sur une phase) et les contraintes résiduelles microscopiques du troisième ordre (homogènes sur quelques distances interatomiques).

L'état de contraintes résiduelles résulte de la superposition de ces trois ordres de contraintes. Celles-ci peuvent ainsi avoir des conséquences néfastes ou bénéfiques sur l'état du matériau.

Les méthodes d'analyse de contraintes les plus utilisées sont : la diffractions des rayons x, la diffraction par les neutrons et les méthodes magnétiques.

La technique d'évaluation des contraintes résiduelles par la diffraction des rayons x classiques et de neutron est largement utilisées.

La pénétration des rayons x classiques dans un matériau est assez faible (typiquement quelques microns). L'évaluation des contraintes résiduelles par la méthode de diffraction des rayons x se limite à la surface du matériau considéré. Par contre la méthode d'évaluation à l'aide des neutrons nous permet d'évaluer les contraintes résiduelles suivant le volume dans la majeur partie du matériau, seul le bore, le cadnium et quelques terres rares peuvent poser un problème d'absorption des rayons de neutron s'ils existent en pourcentage assez élevé dans le matériau.

Actuellement la méthodes d'évaluation des contraintes à l'aide de la diffraction des rayons x est largement utilisée car elle est considérée comme étant une méthode non destructive. L'avantage de cette méthode est d'évaluer les contraintes plusieurs fois sur le même échantillon, ce qui nous permettra de prendre des mesures avant et après des traitements permettant de provoquer ou bien de modifier les contraintes résiduelles sur le même matériau à de diverses étapes le long de sa durée de vie.

La méthode ne présente pas que des avantages. Elle n'est généralement pas applicable aux échantillons à gros grains. Ceci apporte des complications aux installations classiques. La méthode est limitée à des couches superficielles, la pénétration des rayonnements étant faible. La composante de contrainte normale à la surface semble donc toujours nulle.
Un des principaux inconvénients de la méthode est que son emploi est limité aux métaux qui donnent de fines raies de diffraction.
Par suite de l'élargissement des cônes; la méthode est alors moins sensible.
La technique repose sur la détermination précise des distances de diffraction qui peut être déterminées par la loi de Bragg [14,15] :

$$2d\sin\theta = n\lambda \qquad (3.1.1)$$

où

d : distance inter réticulaire ou bien distance entre deux plans cristallographiques ;

θ : demi-angle de déviation ou bien la moitié de l'angle entre le faisceau incident et la direction du détecteur ;

n : ordre de réflexion (nombre entier) ;

λ : la longueur d'onde des rayons x.

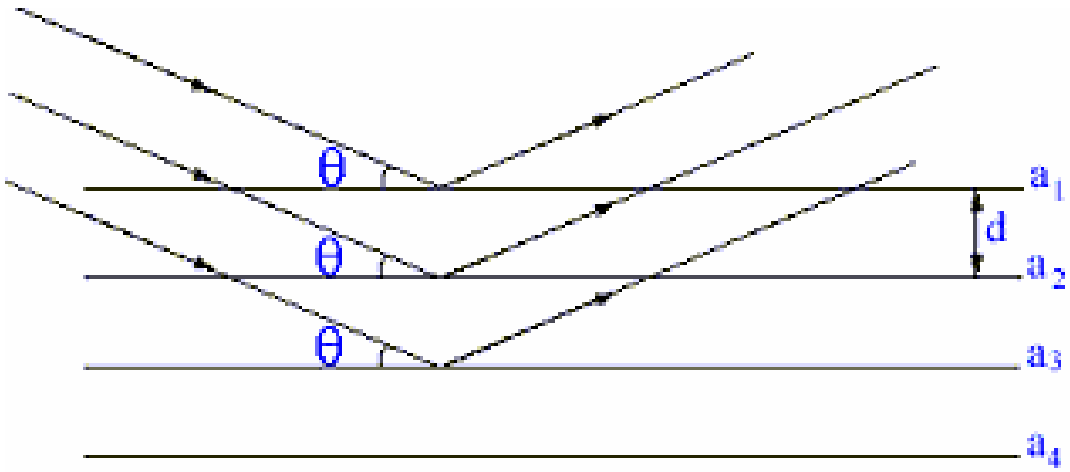


Figure 3.1.1. Schémas de diffraction des rayons x par une famille de plans réticulaires

a : plan réticulaire

d : distance réticulaire

les plans cristallographiques peuvent être repérés par les indices de Miller $\{hkl\}$ avec lesquels les pics de diffraction seront indexer. La loi de Bragg s'écrira de la forme :

$$2d_{hkl}\sin\theta = n\lambda \qquad (3.1.2)$$

Si le cristal est comprimé ou bien dilaté, les distances inter-réticulaires varient, ce qui entraîne la variation des pics. En mesurant les déplacements des pics on peut en déduire la déformation de la maille et à partir d'un modèle mécanique, on peut déterminer la contrainte dans un matériau. En faisant varier l'orientation de l'échantillon par rapport au vecteur de diffraction (bissectrice entre faisceau incident et faisceau détecté), et on peut mesurer la variation de la déformation ε selon l'orientation de l'échantillon, et donc on peut déterminer le tenseur de contraintes.

Relation entre les contraintes et les déformations

La déformation ε est définie par la relation

$$\frac{\Delta l}{l} = \varepsilon \qquad (3.1.3)$$

Pour un matériau homogène isotrope sollicité en traction ou compression pure

$$\frac{\sigma}{\mathrm{E}} = \varepsilon \qquad (3.1.4)$$

Suivant les directions perpendiculaires on a:

$$-\frac{\sigma_X}{\mathrm{E}}\ \upsilon_{\mathrm{X}} = \varepsilon\,\upsilon_{\mathrm{Z}} = \varepsilon_{\mathrm{y}} = -\varepsilon \qquad (3.1.5)$$

Le signe indique la contraction

La déformation par cisaillement est définie par le déplacement relatif des deux plans séparés par une distance unitaire.

Pour un matériau homogène isotrope cubique sollicité par un champs de contraintes normales aux faces du cube sont appelées contraintes principales : $\sigma_{1,}\sigma_2,\sigma_3$

Elles sont liées en déformations principales par les relations :

$$\left\{\begin{array}{l}\varepsilon_1 = \dfrac{1}{E}\left[\sigma_1 - \nu\left(\sigma_2 + \sigma_3\right)\right] \\ \varepsilon_2 = \dfrac{1}{E}\left[\sigma_2 - \nu\left(\sigma_3 + \sigma_1\right)\right] \\ \varepsilon_3 = \dfrac{1}{E}\left[\sigma_3 - \nu\left(\sigma_1 + \sigma_2\right)\right]\end{array}\right\} \quad (3.1.6)$$

La mesure des distances interreticulaires d et de d_0 donne la somme des contraintes principales

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} \quad (3.1.7)$$

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\nu}\left(\frac{d_{hkl} - d_0}{d_0}\right) \quad (3.1.8)$$

Dans un solide homogène isotrope, un élément sphérique de volume est déformé en ellipsoïde l'action d'une déformation élastique homogène. La déformation normale dans une direction donnée est approximativement égale à:

$$\varepsilon = a_1^{\,2}\varepsilon_1 + a_2^{\,2}\varepsilon_2 + a_3^{\,2}\varepsilon_3 \quad (3.1.9)$$

où $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ déformations principales

a_1, a_2, a_3 : les cosinus directeurs de la direction enregistrée par rapport aux directions des contraintes, si on introduit les coordonnées φ et ψ

les cosinus directeurs s'expriment par la relation :

$a_1 = \sin\psi\cos\varphi$

$a_2 = \sin\psi \sin\varphi$

$a_3 = \cos\psi = \sqrt{1 - \sin^2\psi}$

On évalue les déformations principales $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ et on pose $\varepsilon = 0$ (puisque la contrainte normale à une surface libre est nulle) l'équation devient :

$$\varepsilon - \varepsilon_3 = \frac{1+\nu}{E}\left(\sigma_1 \cos^2\varphi + \sigma_2 \sin^2\varphi\right)\sin^2\psi \quad (3.1.10)$$

L'équation approximative de l'ellipsoïde des contraintes est :

$$\sigma = a_1^{\,2}\sigma_1 + a_2^{\,2}\sigma_2 + a_3^{\,2}\sigma_3 \qquad (3.1.11)$$

Où a_1, a_2, a_3 : étant les cosinus directeurs de la contrainte par rapport aux axes principaux de contraintes. Si $\psi = 90°$ on a :

$$\sigma_\varphi = \sigma_1 \cos^2\varphi + \sigma_2 \sin^2\varphi \qquad (3.1.12)$$

cette relation exprime la composante de contrainte dans la direction φ

$$\sigma_\varphi = (\varepsilon - \varepsilon_3)\frac{E}{1+\nu}\frac{1}{\sin^2\psi} \qquad (3.1.13)$$

Supposons que d_0 soit l'équidistance des plans atomiques dans l'état non contraint, l'équidistance dans le métal contraint, perpendiculairement à la surface et d_ψ d_{hkl} l'équidistance dans la direction (ψ et φ) alors :

$$\varepsilon - \varepsilon_3 = \frac{d_\psi - d_0}{d_0} - \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} = \frac{d_\psi - d}{d_0} \qquad (3.1.14)$$

On peut écrire cette relation sous la forme :

$$\varepsilon - \varepsilon_3 = \frac{d_\psi - d_{hkl}}{d_{hkl}} \qquad (3.1.15)$$

Avec une bonne approximation, on aura l'équation sous la forme simple :

$$\sigma_\varphi = \frac{d_{\psi -} d_{hkl}}{d_{hkl}} \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\sin^2\psi} \qquad (3.1.16)$$

3.2. Evaluation des contraintes mécaniques par la diffraction neutronique

3.2.1. Diffusion du neutron

Le neutron est une particule élémentaire [3,44] qui possède une charge électrique nulle. Contrairement aux rayons x l'électron peut pénétrer dans le matériau. Le neutron est une particule et en même temps une onde qui peut être exprimée dans la formule de Broglie par :

$$\lambda = \frac{h}{mv} \tag{3.2.1.1}$$

où h : étant la constante de Planck (avec h = 6,626 10^{-34} j.s) ;

m : la masse du neutron ;

v : la vitesse du neutron

λ : la longueur du faisceau de l'électron

L'énergie du neutron correspond à l'énergie cinétique de la particule. Elle est exprimée par :

$$E = \frac{1}{2}mv^2 = \frac{h^2k^2}{2m} \tag{3.2.1.2}$$

où k : étant le nombre d'ondes (avec $k = 2\Pi / \lambda$)

L'unité utilisée pour l'énergie du neutron est le joule ou bien l'électron volt.

Selon la formule …. qui relie la longueur d'onde en fonction de la vitesse nous aurons l'expression suivante:

$$E = \frac{h^2}{2m\lambda^2} \tag{3.2.1.3}$$

La vitesse du neutron change en fonction de l'inverse de sa longueur d'onde. Elle peut être exprimée par la relation :

$$v = \frac{h}{m\lambda} = \frac{l}{t} \tag{3.2.1.4}$$

λ : étant la longueur du faisceau de l'électron ;

t : temps de diffusion

Selon la loi de Bragg nous avons :

$$d_{hkl} = \frac{ht}{2ml\sin\theta} \tag{3.2.1.5}$$

Et les déformations sont données par :

$$\varepsilon = \frac{vd_{hkl}}{d_0} = \frac{v\lambda}{\lambda_0} = \frac{vt}{t_0} \tag{3.2.1.6}$$

3.2.2 Principe d'évaluation des contraintes par la diffraction des neutrons :

Le principe de la mesure des contraintes résiduelles à l'aide de la méthode de diffraction de neutron [35] est semblable à celui de la technique utilisée pour la diffraction des rayons x [26]. Chaque impulsion contient une diffusion des longueurs d'onde qui arrivent sur le matériau dans une période assez courte. La déformation ε d'un plan cristallin (hkl) suivant une direction quelconque est donnée par l'expression :

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{d - d_0}{d_0} \tag{3.2.2.l}$$

où : d : étant la distance interreticulaire sous contraintes ;
d_0 : étant la distance interreticulaire de référence sans contraintes
Les angles φ et ψ sont définis selon la figure suivante :

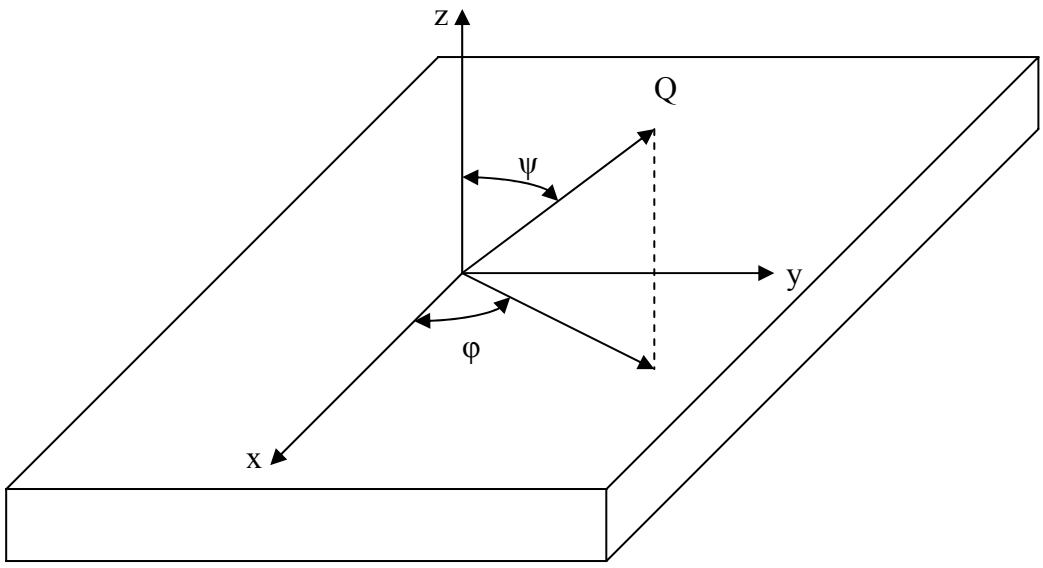


Figure 3.2.2.1 : Définition des angles (φ , ψ) dans un repère (oxyz)

L a distance interreticulaire d_{hkl} est donnée par la loi de Bragg sous la forme :

$$2d_{hkl}\sin\theta = \lambda \qquad (3.2.2.2)$$

où λ : étant la longueur d'onde des neutrons ;
θ : étant l'angle de diffraction du plan (hkl)

La différenciation de l'équation de Bragg donne l'expression suivante :

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{\Delta\lambda}{\lambda} = -\cot g\theta\Delta\theta \qquad (3.2.2.3)$$

Deux cas sont alors possibles :

1. Pour un angle de diffraction θ donné $(\Delta\theta = 0)$ la variation de la longueur d'onde fixe la valeur de la déformation :

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{\Delta\lambda}{\lambda} \qquad (3.2.2.4)$$

La mesure de $\varepsilon_{\varphi,\psi}$ est réalisée à partir de la déformation précise de la longueur d'onde. Cette méthode est généralement obtenue à partir d'une source à spallation.

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{\Delta\lambda}{\lambda} = \frac{\Delta t}{t} \qquad (3.2.2.5)$$

où $t = \frac{L}{v} = (\frac{\lambda m}{h})L$ est le temps mis par un neutron de masse m et de vitesse v pour traverser la distance L ; h étant la constante de Planck.
Avec la source de spallation, nous déterminons alors le temps de vol (TOF) des neutrons entre la modérateur et le détecteur. Ce temps est alors directement lié à la déformation.

2. Pour une longueur d'onde fixe λ, la variation de l'angle de diffraction θ donne la valeur de la déformation $\varepsilon_{\varphi,\psi}$

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = -\cot g\theta\Delta\theta \qquad (3.2.2.6)$$

C'est la méthode généralement adoptée, qui utilise une source continue à neutrons provenant d'un réacteur nucléaire. Cette méthode s'effectue généralement à partir d'un diffractomètre à deux axes. Elle consiste à mesurer le déplacement angulaire de la raie de diffraction.
Dans tous les cas, pour caractériser l'état de contraintes, il est nécessaire de mesurer les déformations dans plusieurs orientations différentes.

Pour un matériau isotrope homogène élastique, si l'on considère un élément de volume sphérique se déformant en ellipsoïde sous l'action d'une contrainte :

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = a_1^2\varepsilon_{xx} + a_2^2\varepsilon_{yy} + a_3^2\varepsilon_{zz} + 2a_1a_2\varepsilon_{xy} + 2a_1a_3\varepsilon_{xz} + 2a_2a_3\varepsilon_{yz} \qquad (3.2.2.7)$$

$\varepsilon_{xx}....,\varepsilon_{zz}$: sont les composantes du tenseur de déformation
$a_1 \ldots a_3$: les cosinus directeurs de la direction de mesure (φ,ψ). Dans le référentiel de la figure 1, nous pouvons écrire :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\varphi,\psi} &= \varepsilon_{xx}\cos^2\varphi\sin^2\psi + \varepsilon_{yy}\sin^2\varphi\sin^2\psi + \varepsilon_{zz}\cos^2\psi + \\ &+\varepsilon_{xy}\sin 2\varphi\sin^2\psi + \varepsilon_{xz}\cos\varphi\sin 2\psi + \varepsilon_{yz}\sin\varphi\sin 2\psi\end{aligned} \qquad (3.2.2.8)$$

Suivant les conditions simplificatrices envisagées, nous rappelons que les contraintes résiduelles sont usuellement divisées en trois catégories:

1. Les contraintes macroscopiques, ou du 1er ordre (σ^I), qui induisent un Pic de diffraction;
2. Les contraintes mésoscopiques (ou aussi pseudo-macroscopiques), ou du 2ème ordre (σ^{II}) qui induisent un déplacement et un élargissement du pic de diffraction.
3. Les contraintes microscopiques, ou du 3ème ordre (σ^{III}) qui induisent un Elargissement du pic de diffraction.

Dans ce chapitre, nous allons brièvement rappeler les principes de la technique de diffraction des neutrons pour la détermination des contraintes.

Evaluation des contraintes:

Le principe de la mesure des déformations par diffraction des neutrons est fondé sur l'évaluation précise de la distance interréticulaire $d_{(hkl)}$ d'une famille de plans de diffraction sous l'effet de la contrainte. En effet, la distance initiale $d_{(hkl)}$ va varier de $\Delta d_{(hkl)}$, qui agit comme une jauge de déformation.

En différentiant la loi de Bragg, à la longueur d'onde constante, la mesure de la déformation peut être reliée à la mesure du déplacement $\Delta 2\theta$ de la position angulaire (2θ) de la raie de diffraction correspondant à la famille de plans {hkl} par rapport à sa position de référence $(2\theta_0)$.

$$\varepsilon = \left(\frac{d - d_0}{d_0}\right)_{hkl} = \left(\frac{\Delta d}{d_0}\right)_{hkl} = \frac{1}{2}\cot\theta_0 * (\Delta 2\theta) \qquad (3.2.2.9)$$

Pour un angle de diffraction donné, la diffraction de la loi de Bragg donne la déformation interplanaire en fonction de sa longueur d'onde ou du temps de vol (t) des neutrons entre le modérateur et le détecteur dans une source de spallation:

$$\varepsilon = \left(\frac{d - d_0}{d_0} \right)_{hkl} = \left(\frac{\Delta d}{d_0} \right)_{hkl} = \frac{\Delta \lambda}{\lambda} = \frac{\Delta t}{t} \qquad (3.2.2.10)$$

En diffraction des neutrons, le volume à analyser dans l'échantillon est défini par l'intersection des faisceaux incidents et diffracté. La taille de ce volume est donnée par des masques en cadmium situés sur les deux faisceaux. La déformation mesurée est donc une déformation moyenne sur le volume diffractant. Pour avoir une bonne définition du volume sonde, on travaille généralement à un angle de diffraction de l'échantillon proche de 90°, pour lequel on obtient un bon compromis entre la résolution spatiale et la précision de mesure. La direction de mesure de la déformation est la direction du vecteur de diffraction Q, normal aux plans {hkl} considérés.

Par convention, l'orientation de Q par rapport au repère de l'échantillon est définie par les angles illustrés sur la figure.

A partir des lois de la mécanique des milieux continus (loi de Hooke généralisée) et en supposant le matériau élastique homogène et isotrope, la déformation mesurée selon la direction Q est reliée aux composantes du tenseur de contraintes définies dans le repère de l'échantillon P_1, P_2, P_3.

1. Méthode 1D :

Pour une orientation déterminée avec des valeurs fixes de la direction φ et de l'inclinaison ψ la déformation $\varepsilon_{\varphi\psi}$ est mesurée à partir de deux distances interreticulaires :

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{d_{\varphi\psi} - d_0}{d_0} = -\cot g\theta \Delta\theta \qquad (3.2.2.11)$$

Cette méthode est généralement utilisée dans le cas d'un état de contraintes uniaxiales ou plus généralement lorsque l'on connaît l'orientation des contraintes principales. Cette méthode est simple et rapide mais généralement peu précise.

2. Méthode 2D :

Si les axes principaux de déformation coïncident avec ceux liés au repère de l'échantillon, les valeurs de déformation tangentielles $\varepsilon_{xy}, \varepsilon_{xz}, \varepsilon_{yz}$ s'annulent. Pour une direction φ fixe, la déformation $\varepsilon_{\varphi,\psi}$ est fonction de l'angle le cosinus ψ :

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \sin^2\psi\left[(\cos^2\varphi)\varepsilon_{xx} + (\sin^2\varphi)\varepsilon_{yy} - \varepsilon_{zz}\right] + \varepsilon_{zz} \qquad (3.2.2.12)$$

A l'inverse des rayons x en raison de la taille importante de la sonde, il n'est généralement pas possible d'envisager une contrainte de surface nulle $(\sigma_{zz} = 0)$. Une régression linéaire en $\sin^2\psi$ pour deux valeurs de l'angle $\varphi(\varphi = 0; \varphi = 90^\circ)$ permet la détermination des déformations principales $\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{zz}$

3. Méthode 3D :

La méthode généralisée est utilisée pour un état de contraintes quelconques. Une régression elliptique nous permet de déterminer la loi d'évolution $\varepsilon_{\varphi\psi}$ à partir d'un nombre important de points expérimentaux. Six valeurs particulières de $\varepsilon_{\varphi\psi}$ suffisent ensuite pour déduire le tenseur ε . La transformation des déformations en contraintes s'effectue à partir des lois générales d'élasticité :

$$\sigma_i = S_{ij}\varepsilon_j \qquad (3.2.2.13)$$

Ceci nécessite un étalonnage du tenseur des propriétés mécaniques S_{ij} caractéristiques du matériau étudié. Par exemple, pour un matériau homogène isotrope, il est simple de caractériser ce tenseur à l'aide d'un montage flexion quatre points dans lequel les contraintes σ_{xx} et σ_{yy} sont connues. Pour des mesures effectuées dans le repère principale, avec $\varphi = 0$, l'équation générale se mesure à :

$$\varepsilon_\psi = \frac{1}{2}s_2\sigma_{xx}\sin^2\psi + s_1(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \qquad (3.2.2.14)$$

où $\frac{1}{2}S_2$ et S_1 sont les constantes d'élasticité radiocristallograpiques.

Avec $$\frac{1}{2}S_2 = \frac{1+\nu}{E} \qquad \text{et} \quad S_1 = \frac{\nu}{E} \qquad (3.2.2.15)$$

Où E est le module de Young et ν le coefficient de Poisson relatif aux plans (hkl) considérés.
Pour différentes valeurs de la contrainte appliquée $(\sigma_{appliquée} = \sigma_{xx})$ et différentes mesures de la déformation de $\sin^2\psi$, il vient

$$\alpha = \frac{\partial\varepsilon_\psi}{\partial\sin^2\psi} = \frac{1}{2}S_2\sigma_{appliquée} \qquad (3.2.2.16)$$

$\beta = \varepsilon_{(\psi=0)}$ Pour différentes contraintes appliquées

$$\frac{1}{2}S_2 = \frac{\partial\alpha}{\partial\sigma_{appliquée}} \; ; \qquad S_1 = \frac{\partial\beta}{\partial\sigma_{appliquée}} \qquad (3.2.2.17)$$

Les contraintes sont déterminées à partir des déformations par l'expression :

$$\sigma_{ii} = \varepsilon_{ii}\left(\frac{E(1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}\right)_{hkl} + (\varepsilon_{jj} + \varepsilon_{kk}\left(\frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)}\right)_{hkl} \qquad (3.2.2.18)$$

L'orientation des déformations dans un échantillon peut être déterminer selon sa géométrie. Dans un solide les contraintes $(\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz})$ peuvent être exprimées par les déformations $(\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{zz})$. Dans une déformation élastique la contrainte suivant la direction xx peut être déterminée par :

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{(1+\nu)(1+2\nu)}(1-\mu)\varepsilon_{xx} + \nu(\varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}) \qquad (3.2.2.19)$$

3.3. Utilisation des synchrotrons :

La lumière synchrotron [43] possède des caractéristiques exceptionnelles par comparaison aux sources de lumière classique. Son spectre d'émission s'étend de l'infrarouge aux rayons x durs. Le rayonnement synchrotron émis est polychromatique, son utilisation principal est possible comme source monochromatique [56], en plaçant entre le dispositif expérimental et la source de lumière synchrotron,un monochromateur (cristal diffracteur. La longueur d'onde obtenue peut être variée très précisément. Le synchrotron est un instrument pulsé permettant l'accélération à haute énergie de particules stables chargées.

Un synchrotron se compose principalement des éléments suivants :

- Un accélérateur;
- Un anneau magnétique, maintenant les particules sur une trajectoire circulaire (elle peut être interrompue par sections rectilignes) ;
- Des cavités accélératrices destinées à augmenter ou maintenir l'énergie des particules tournant tout autour de l'anneau.

Le rayonnement synchrotron [34] Possède une énergie élevée qui permet une analyse en profondeur, dans les matériaux légers tel que l'aluminium, et de quelques mm dans les matériaux plus lourds, tels que le fer et le nickel. Il apporte ainsi des informations complémentaires que l'on ne peut pas obtenir avec les rayons X conventionnels [43,49]. De

plus le rayonnement synchrotron est d'environ 6 ordre de grandeur supérieur au rayonnement neutronique des sources actuelles, ce qui permet des mesures très rapides (de l'ordre de la seconde) et aussi une résolution spatiale micrométrique dans une direction, ceci est trés avantageux dans certaines études, telle que la caractérisation d'interface, mais peut poser de sérieux problèmes quand le matériau a de gros grains. Les qualités optiques du rayonnement synchrotron, en particulier la faible divergence du faisceau dans le plan vertical et l'excellente définition de la longueur d'onde, rendent la résolution instrumentale élevée permettant ainsi l'étude des paramètres microstructuraux et des microcontraintes par l'analyse de l'élargissement du pic diffraction.

Le principe de la technique est similaire à celui de la diffraction des neutrons [56,34] : on mesure des déformations réticulaires à partir des déplacements des positions angulaires des pics de Bragg [43].

Différentes méthodes ont été développées pour l'analyse des déformations par diffraction du rayonnement synchrotron, les plus utilisées sont :

1). En transmission avec un faisceau monochromatique à haute énergie ($E \approx 80$ kev). Dans ce cas, les angles de diffraction sont très faibles, de l'ordre de 2°. Ceci implique une très haute résolution latérale mais pas dans la direction du faisceau : le faisceau incident est collimaté jusqu'à 20µm x 20 µm, mais le faisceau diffracté.

2). En réflexion avec un faisceau monochromatique à énergie modéré ($E \approx 25$ kev). Cette méthode est héritée des rayons X classiques, le volume analysé est déterminé par les collimations sur les faisceaux incidents et diffractés [34]. Dans ce cas, les angles de diffraction sont de l'ordre de 10°. Ceci implique que le volume sonde à une forme de losange, allongé dans la direction du faisceau. Dans cette direction la résolution spatiale est millimétrique comparable à celle des neutrons. Dans ce fait, le volume analysé à l'intérieur de la pièce n'est pas toujours le même quand on tourne l'échantillon.

3). En dispersion d'énergie avec un faisceau polychromatique ($E \approx 40$-300 kev). La méthode est similaire à la précédente, mais dans certains cas l'on peut atteindre des profondeurs plus importantes.

La technique de diffraction du rayonnement synchrotron a de fortes potentialités de développement dans le domaine d'analyse des contraintes, car elle offre de très hautes résolutions spatiales associées à une pénétration de quelques mm et du temps de comptage de l'ordre de la seconde (par pic de diffraction). Cependant, pour le moment, elle reste une analyse à 2D en déformation, car il reste très difficile de pouvoir mesurer dans la troisième

direction, nécessaire pour le calcul de contraintes, et elle présente des problèmes dans le cas d'un matériau à gros grains. En général, les échantillons analysés sont des géométries simples.

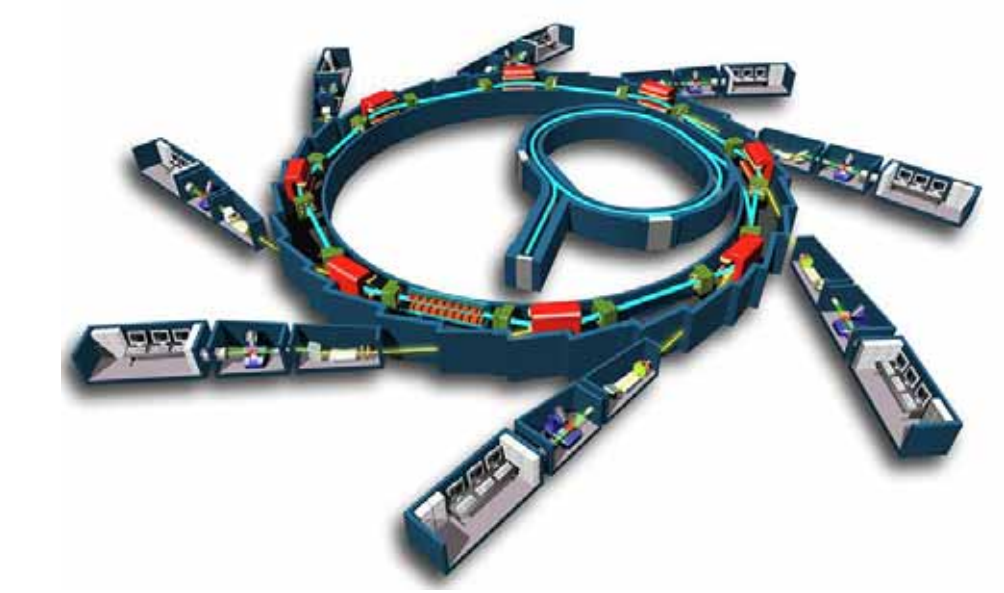
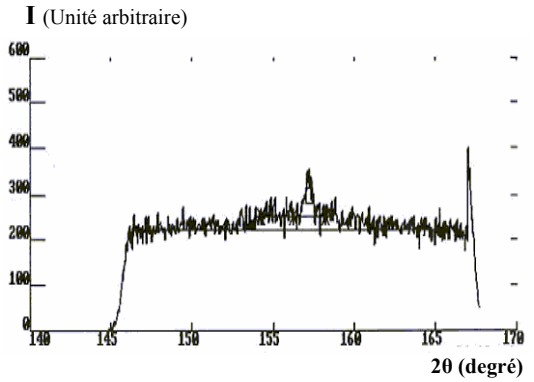


Figure 3.3.1. Schéma de principe du synchrotron jpg

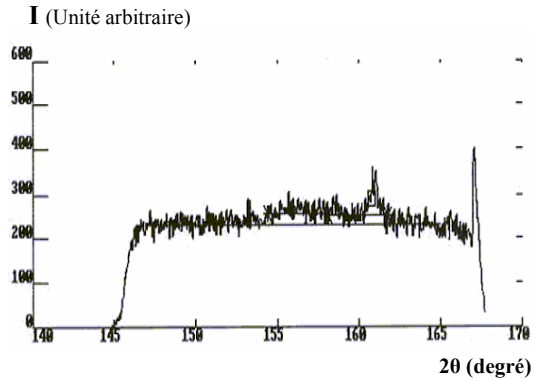
3.4. Evaluation des contraintes mécaniques

3.4.1. Evaluation des contraintes mécaniques par la diffraction des rayons x

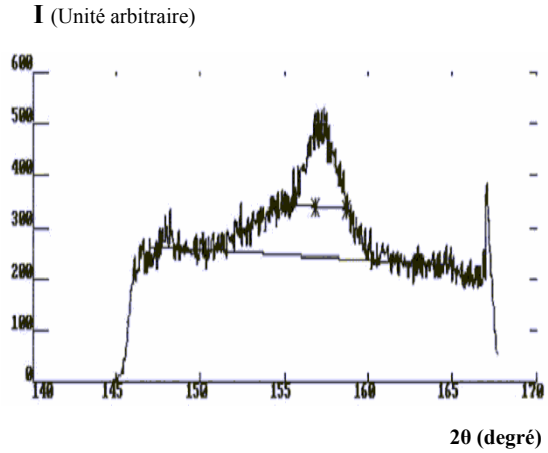
Nous avons réalisé une évaluation des contraintes mécaniques par diffraction des rayons x au centre de la bielle à l'aide de l'équipement Seifert (ENSAM). Le modèle mécanique utilisé est $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ et $\sigma_{zz} = 0$



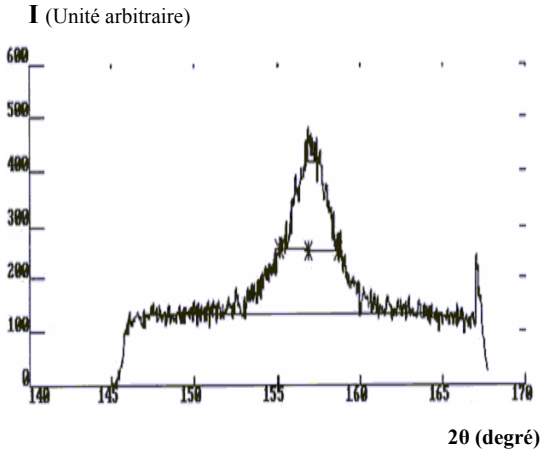
a). φ = 13,0; ψ = 0



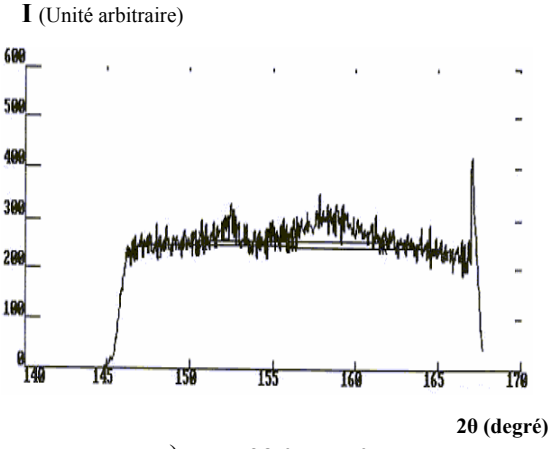
b). φ = 23,0; ψ = 0



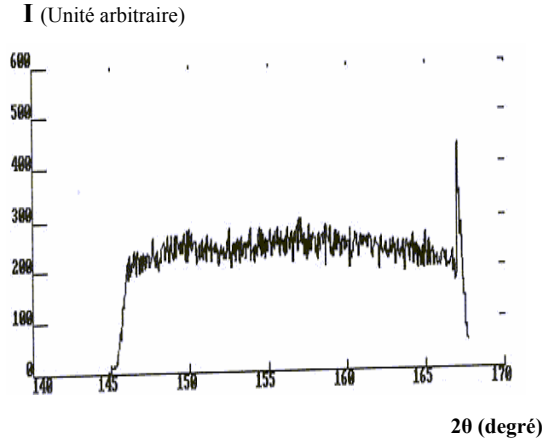
c). φ =33,0; ψ = 0



d). φ = 35,0; ψ = 0



e). φ = 38,0; ψ = 0



f). φ = 19,0; ψ = 0

Figure 3.1.1.(a, b, c, d, e, f): Diagramme de Diffraction des rayons x sur le matériau AlCuMg (Intensité diffractée en fonction de l'angle de diffraction 2θ).

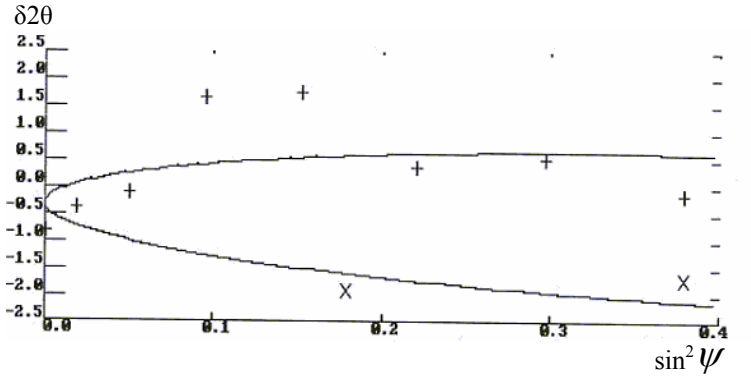


Figure 3.2.7. Représentation graphique de δ2θ en fonction de $\sin^2\psi$

```
**************************************
*        CALCUL DES CONTRAINTES      *
**************************************

            00-01-04 20:49:50

REFERENCES DE L'ECHANTILLON:
----------------------------

   test biel

PARAMETRES DU CALCUL:
---------------------

2THETA ECHANTILLON          :        156.330
2THETA POUDRE               :
S1     X 1000000 (MPA-1)    :         -3.832
S2/2   X 1000000 (MPA-1)    :         17.496
2THETA   UTILISE            :              0
LARGEUR UTILISEE            :              0

RAPPORT D'INTENSITE:                    3.75
--------------------

VALEURS OBTENUES POUR PHI =          0.00:
-----------------------------------------

COEFFICIENT DE DETERMINATION:       0.6807
CONTRAINTE    :          128 +/-          55
                             +/-
CISAILLEMENT  :         -152 +/-          11
                             +/-
LARGEUR MOY.  :        3.942 +/-       3.113

POINTS ELIMINES:
----------------

PHI =       0.00,  PSI =      -4.00
PHI =       0.00,  PSI =      -9.00
PHI =       0.00,  PSI =     -14.00
PHI =       0.00,  PSI =     -19.00
PHI =       0.00,  PSI =     -32.00
```

Tableau 3.2.1. Calcul de contraintes par les rayons x

3.5. Conclusion

Le tableau (3.2.1) nous montre une contrainte mécanique de 128 MPa qui est sensiblement équivalent à la somme des contraintes obtenues par simulation numérique de l'opération de forgeage (88 MPa) et du cyclage thermique (45 MPa).

L'erreur importante de la mesure est attribuée à la texture du matériau.

Chapitre 4. Grenaillage de précontraintes :

4.1. Grenaillage de précontraintes :

Afin d'améliorer la durée de vie des bielles, il est aujourd'hui possible d'effectuer des traitements superficiels par grenaillage de précontrainte [22].

La grenaille est projetée à la surface des pièces qui sont libres de contrainte pour obtenir une nouvelle répartition locale des efforts de compression et de traction [11].

La grenaille, projetée à une vitesse qui peut atteindre 100 m/s, occasionne une déformation permanente sur la surface à traiter.

L'équilibre mécanique entre ces deux forces crée des contraintes de compression à la surface du métal, alors que dans les couches plus profondes, les déplacements créent des contraintes de traction.

Le grenaillage de précontrainte ou shot peening a pour principal effet de modifier le comportement en fatigue.

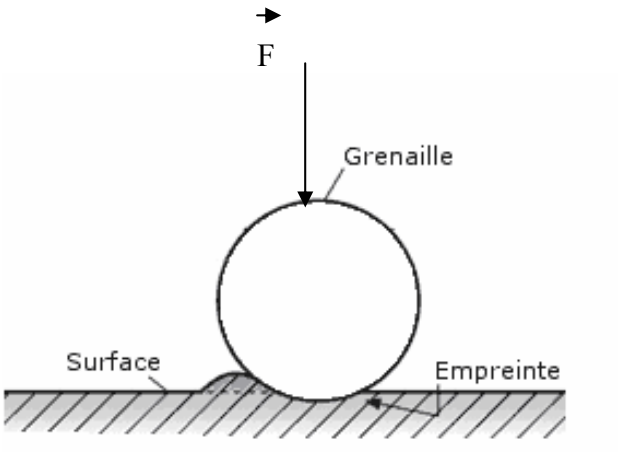


Figure 4.1.1 : Grenaille projetée à la surface de la pièce

Le shot peening ou écrouissage superficiel des pièces métalliques est un procédé économique et respectueux de l'environnement. Il apporte une amélioration importante des propriétés mécaniques [39,33] et en particulier la résistance à la fatigue des composants soumis à des efforts alternés intenses.

Afin d'assurer l'intensité et l'uniformité requises du traitement de surface, les éléments des machines à grenailler doivent répondre aux exigences industrielles.

La figure (4.1.2) donne un exemple de machine industrielle précise.



Figure 4.1.2 : Machines à grenailler les petites pièces en vrac

4.2. Mécanisme de génération et évolution des contraintes résiduelles.

A l'échelle de l'impact nous observons une déformation plastique homogène, qui nécessite une adaptation élastique des couches inférieures pour rééquilibrer les contraintes internes. La multitude de choc conduit à l'étalement de la couche supérieure [60], qui sera soumise à une compression exercée par les couches inférieures.

Ce profil est reproductible au niveau de l'état des contraintes. En effet, c'est le gradient des déformations plastiques qui génère les contraintes résiduelles.

Les caractéristiques principales de la couche précontraintes par grenaillage sont :

- La présence d'un important gradient de contraintes dans la zone en compression ;
- Un niveau de contraintes très élevé, proche de la limite d'élasticité du matériau ;
- La présence d'un écrouissage très important en surface sur des profondeurs inférieures à 0,5 mm.

Différents auteurs [48] ont insisté sur le fait que ces contraintes avaient tendance à se relaxer dés les premiers cycles de chargement. Ceci fut surtout remarqué en fatigue oligocyclique et principalement sur les matériaux à adoucissement cycliques qui révèle le caractère instable des contraintes évoluant lors de toute sollicitation vers un état plus stable (gradient de contraintes moins prononcé).

Cependant, l'effet d'amélioration est indéniable. D'autres auteurs [38] donnent plus d'importance à l'effet d'écrouissage qu'à celui des contraintes. En effet, ils arrivent à montrer qu'en fatigue oligocyclique les contraintes du premier ordre (macro-contraintes) se relaxent rapidement tandis que les micro-contraintes semblent plus stables. Cette remarque a été établie en observant l'évolution en service de la largeur à mi-hauteur des pic de diffraction X

qui ne semble pas évoluer de la même façon que les macro-contraintes. Dans ce cas il y a amélioration de la tenue en fatigue, l'évolution des largeurs à mi-hauteur étant plus lente.
Le grenaillage agit sur la microstructure des couches superficielles. En effet, l'écrouissage provoqué modifie la densité des dislocations et peut même générer de nouvelles microstructures : apparition de martensite d'écrouissage α' dans le cas des aciers inoxydables métastables ou de nano-structure (Lu[42], Ni[55]. Des mesures de profils de micro-dureté ou d'élargissement des pics de diffraction confirment ce fait en comparant l'état traité à l'état non traité. Ceci dit, il est nécessaire de rappeler que le grenaillage peut également adoucir la microstructure par l'annihilation des structures de dislocation (cas des aciers très durs).
Le principe même du grenaillage laisse présager une modification de la rugosité. En effet, ce dernier agit par une multitude d'indentations qui augmenteront la rugosité de la face traitée. Bien qu'il présente parfois l'avantage de permettre d'effacer les traces antérieures d'usinage, le grenaillage augmente souvent la rugosité des surfaces traitées (en utilisant des billes fines) . Cet aspect est en rapport direct avec la nature du couple matériau traité/grenaille [21]. En effet pour des matériaux dits durs (dont la dureté est supérieur à celle de la grenaille), nous aurons plutôt un effet de surface favorable avec un éventuel gommage, sans avoir de traces significatives de grenaillage. L'effet néfaste apparaît surtout pour les aciers doux. Dans ce cas, les indentations seront profondes.
Les principaux paramètres qui influencent l'état de surface sont :
-Le rapport des duretés respectives (HV bille/HV matériau ciblé) ;
-La dimension de la grenaille ;
-Le taux de recouvrement.

4.3. Etat mécanique.

Deux mécanismes de déformation interviennent sous l'impact de la grenaille:
- Une plastification en surface souvent nommée « martelage ». Ce mécanisme induit des contraintes résiduelles maximales en surface. Cet effet est souvent associé aux efforts tangentiels développés lors du choc.
- Une déformation en sous couche provoquée par l'effet de pression Hertz donnant un maximum de contraintes à quelques microns de profondeur.

Les impacts successifs en chacun des points de la surface provoquent une déformation cyclique [18] de la couche grenaillée où la part de chacun des deux mécanismes précédemment décrits dépend des conditions de grenaillage [32], de la rigidité de la structure traitée et des conditions de contact bille-matériau.

L'écrouissage superficiel modifie les caractéristiques mécaniques du matériau dans la couche traitée. Desvignes [12] a calculé l'évolution de la limite d'élasticité dans l'épaisseur de la couche grenaillée en utilisant la méthode de Zarka [9] à la fin de la première montée en charge.

4.4. Influence des paramètres de grenaillage sur l'état de contraintes résiduelles.

4.4.1. Effet de pression, du débit et de la densité de la grenaille sur l'état de contrainte résiduelle.

Plusieurs études [11,9] sur le grenaillage, en l'occurrence la pression et le débit.
La figure (4.1.1) représente une illustration des effets de ces différents paramètres. Nous notons qu'une augmentation du diamètre de la grenaille ou de la pression affecte la profondeur en compression ainsi que la position du maximum de contrainte, ce qui est logique vu que les deux paramètres influencent directement l'énergie cinétique des billes. La dureté de la cible affecte la profondeur en compression ainsi que le niveau maximal de contrainte. L'augmentation du débit de la grenaille a pour effet de multiplier les impacts entre grenailles et donc de réduire l'énergie communiquée à la pièce, ce qui donne une réduction de la profondeur en compression.

4.5.3 Evaluation des contraintes mécaniques

4.5.3.1. Evaluation des contraintes résiduelles par la diffraction des rayons x.

Dans ce travail nous avons étudié des plaques en alliage utilisé pour la fabrication des bielles.

Afin d'évaluer les contraintes résiduelles engendrées lors de l'opération de grenaillage de précontrainte, nous avons employé une série d'échantillons E_1, E_2, E_3, où E_1 est égal à 2 mm ; E_2 à 4 mm, et E_3 à 5mm, à partir d'un alliage d'aluminium 2024T3 et qui proviennent de la compagnie SISSON-LEHMANN (Charleville Mezière) .

Les propriétés mécaniques du matériau sont : E = 73100 MPa ; $\nu = 0,33$; $\rho = 2770$ kgm^{-3}

Avec un coefficient de dilatation thermique $\alpha = 2,33.10^{-5}$

L'objectif de notre travail est de comparer le champ de contraintes numériquement déterminé aux contraintes observées à partir des mesures effectuées. A cet effet des mesures de contraintes résiduelles ont été réalisées en employant la diffraction des rayons X et neutrons.

Dans le cas de l'évaluation des contraintes résiduelles (4.5.3.1.1), nous considérons que les directions principales sont connues et que le matériau utilisé (Al2024T3) est isotrope. Ainsi

les contraintes résiduelles seront réparties d'une manière homogène dans le plan $\sigma_{ZZ} = 0$. La méthode consiste à évaluer les contraintes résiduelles dans les directions x et y suivant le plan (311) concernant le matériau 2024T3. La longueur d'onde est : $\lambda = 1{,}654$ et l'angle de diffraction $\theta = 88°$.

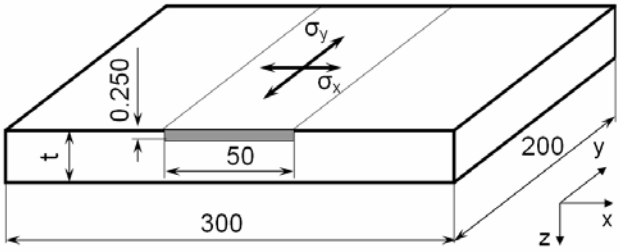


Figure 4.5.3.1.1. Echantillon

Les contraintes résiduelles sont évaluées d'après les expressions suivantes :

$$\sigma_{xx} = \frac{E_{hkl}}{1-\nu_{hkl}^2} \cdot \left(\varepsilon_{xx} + \nu_{hkl} \cdot \varepsilon_{yy}\right)$$
$$\sigma_{yy} = \frac{E_{hkl}}{1-\nu_{hkl}^2} \cdot \left(\varepsilon_{yy} + \nu_{hkl} \cdot \varepsilon_{xx}\right) \qquad (4.5.3.1.1)$$

La figure 4.5.3.1.2. montre les résultats expérimentaux obtenus par diffraction des rayons x avec l'équipement SALSA (ILL Grenoble)

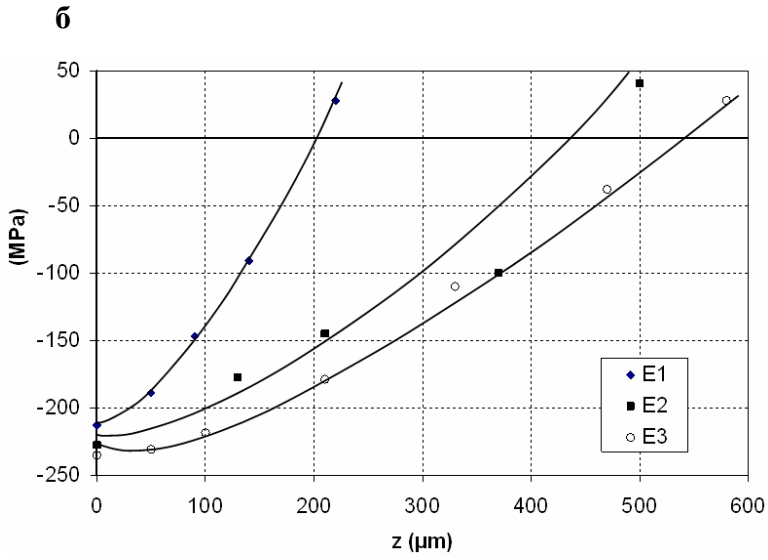


Figure 4.5.3.1.2. Contraintes résiduelles mesurées par diffraction des rayons X (z est mesuré à partir de la surface)

Les contraintes résiduelles, après le procédé du grenaillage ont été analysées par la diffraction des rayons X. Le profil expérimental montre la répartition du champs de contraintes de compression dans le matériau. $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ compris entre -200 et -250 MPa . Les profondeurs des contraintes de compression sont situés entre 200 et 500 µm suivant les épaisseurs.

4.5.3.2. Evaluation des contraintes résiduelles par la diffraction des neutrons.

L'analyse des contraintes résiduelles en profondeur est réalisée par la diffraction des neutrons a été réalisée sur le même matériau. La figure (4.5.3.1.3). illustre les résultats obtenus suivant les directions xx et yy pour une épaisseur E de 5 mm et en fonction de la profondeur z .

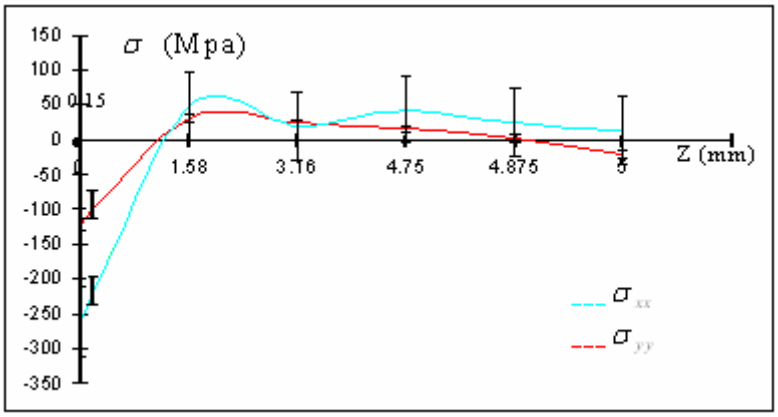


Figure 4.5.3.1.3. : Evaluation des contraintes résiduelles pour l'échantillon E3 en utilisant la diffraction des neutrons.

4.6. Conclusion

Les mesures par diffraction de neutron confirment les résultats obtenus par rayons x . L'analyse en profondeur réalisée par diffraction de neutron nous permet d'observer la zone de contraintes en traction qui est de niveau faible ; $\sigma_{xx} \approx \sigma_{yy} \approx 50$ MPa ; et répartie sur une très grande profondeur (0,75 à 5 mm).

CONCLUSION GENERALE :

Parmi les facteurs qui modifient, parfois profondément, le comportement d'un matériau en fatigue, un facteur intrinsèque, la microstructure du matériau, et quelques facteurs extrinsèques importants, comme le rapport des contraintes *R, l'état* de surface du matériau, l'environnement, et la fréquence de chargement. Les contraintes introduites par le procédé de forgeage ainsi que l'influence de la température et le chargement sont de l'ordre inférieur à la contrainte admissible du matériau considéré. Comme le matériau travaille en fatigue un endommagement peut avoir lieu bien avant la contrainte de rupture.

On a vu que la température de déformation à chaud doit être supérieur ou égale à 500°C. Au cours de la fabrication de la bielle du moteur de motocycle, il parait clairement que le cycle de température ainsi que la conduite des opérations de traitement thermique doivent être rigoureusement respectés si on veut éviter l'apparition des fissures au cours de la mise en service. Les essais ont montré l'intérêt du traitement thermique sur les caractéristiques mécaniques. Dans le cas étudié, un recuit d'adoucissement est nécessaire afin de relaxer les contraintes mécaniques créées lors de la déformation et d'augmenter les caractéristiques mécaniques du matériau utilisé.

L'évaluation des contraintes résiduelles dans la bielle, par la diffraction des rayons x a montré l'état du métal écroui. Nous observons une présence de gros grains allongés et une texture importante qui rend la mesure, par la diffraction des rayons x, très imprécise, cela est du à une recristallisation du matériau suite au procédé de la mise en forme.

Le traitement de surface par le procédé de grenaillage de précontrainte montre nettement l'amélioration des caractéristiques mécaniques. L'opération consiste à provoquer des contraintes résiduelles dans le matériau afin d'augmenter la durée de vie de la bielle.

Les contraintes résiduelles engendrées par le procédé de grenaillage de précontrainte ont été analysées par la diffraction des rayons x. Le profil expérimental montre la répartition du champ de contraintes de compression dans le matériau (σ = 250 MPa) sur une profondreur de 500 µm maximum.

L'évaluation des contraintes résiduelles par la diffraction de neutron et la méthode des éléments finis ont montré un intérêt certain. Les résultats obtenus confirment la validation entre les mesures expérimentales et la simulation numérique utilisée.

La méthode permet de prévoir le chargement mécanique nécessaire afin d'obtenir une bonne tenue de la bielle en service.

L'endommagement par fatigue peut se produire dans toute pièce en service soumise à des variations d'effort ou bien à un effort constant pouvant aller jusqu'à une rupture macroscopique rendant la pièce inutilisable. Il parait donc intéressant de prendre en compte le phénomène d'endommagement dans les modèles servant à la simulation numérique des procédés de mise en forme des métaux. La simulation du procédé de forgeage a pour but, non pas de remplacer le forgeron dans la mise au point de son outillage, mais de lui apporter un support, lui permettant de visualiser l'écoulement de la matière avant toute fabrication d'outillage. Ceci permettra de savoir où et quand apparaissent les fissures et offrira un moyen efficace pour optimiser le procédé et éviter l'endommagement. A l'aide d'outil de simulation permettant de déterminer les niveaux des contraintes, la méthode de calcul par éléments finis nous a permis de les évaluer.

Dans ce travail, par la simulation numérique pour la mise en forme de la bielle et la considération de l'influence de la température et les efforts appliqués pendant le service de la bielle, nous avons calculé par les éléments finis la distribution du champ de contraintes le long du corps de la bielle. Les résultats montrent que la zone critique se situe au niveau de la tête de la bielle, ceci s'explique par l'influence de la variation de température lors du fonctionnement.

Les calculs ont été faits en premier lieu à l'aide du logiciel Forge2,3 en considérant un forgeage réalisé en une seule passe. Les conditions de la mise en forme sont en fonction de la nature et de la forme du produit, dans ce cas la contrainte maximale engendrée par l'opération de forgeage est de l'ordre de 80 MPa. Puis en second lieu, la forme de la bielle a été créée dans un logiciel de CAO puis elle a été importée dans le logiciel de calcul par éléments finis MSC NASTRAN , ainsi nous avons calculé les valeurs des contraintes engendrées par la température et par l'effort qui sont respectivement égales à 50 MPa et 80 MPa.

Pendant le procédé de la mise en forme du matériau, la température de la déformation à chaud doit être supérieure ou égale à 500°C. La pièce doit subir une suite de traitements thermiques (trempe, revenu, recuit d'homogénéisation) afin de supprimer les effets de la mise en forme, de créer une structure stable, et d'avoir une bonne résistance mécanique évitant les fissures intergranulaires.

Nous constatons que les valeurs des contraintes engendrées par la température, par l'effort appliqué pendant le service et celles provoquées pendant le procédé de la mise en forme sont nettement inférieures à la limite d'élasticité du matériau considéré où

σ_e = 250 MPa, σ_e étant la limite d'élasticité.

La technique de mesure des contraintes résiduelles à l'aide de la méthode des rayons x n'a pas été bien adaptée, cela pourrait être due à une caractéristique du matériau. Dans ce cas il est souhaitable d'appliquer la technique des neutrons afin d'évaluer les contraintes résiduelles dans l'ensemble de la structure. Il serait souhaitable dans le futur de réaliser des mesures par diffraction de rayonnement synchrotron de haute énergie afin de réaliser des mesures plus fines (résolution 10µm x 10µm) en profondeur.

References

[1] Hoffman O. and Sachs G., Introduction of the theory of plasticity for enginners. McGraws-Hill, New york. 1953.80-95.

[2] C.S.Barrett, Structure des métaux : méthodes, principes et résultats cristallographiques.p.296-314 (1957) édition Dunod. Paris.

[3] Bacon G.E., Neutron diffraction. Second edition. 1962, Oxford University Press.

[4] A. Guinier, théorie et technique de la radiocristallographie, troisième édition, p. 377-388 (1964), édition Dunod. Paris.

[5] Bacon G.E., X-ray and neutron diffraction. First edition . 1966, Pergamon Press Ltd.

[6] V.W., Roberts R. and Hertzberg R.W., "Effect of multiple overloads on fatigue crack propagation in 2024-T3 aluminium alloy", ASTM STP, 536,1973, p.115.

[7] CETIM, "Le grenaillage de précontrainte", note technique N°15 du CETIM Senlis, 1976.

[8] C. Bathias, "Mécanique et mécanisme de la fissuration par fatigue", édité chez C. Bathias et J. P. Baillon-la fatigue des matériaux et des structures, Edition Maloine Paris 1980.

[9] J. Zarka, G. Inglebert , « Sur une nouvelle analyse simple des structures inélastiques »,Cours présenté à l'Université de Naples, 1 / 1980.

[10] H. Misawa and J. Schijve , "Fatigue crack growth in aluminium alloy sheet material under constant amplitude and simplified flight simulation loading". Faculty of aerospace engng, Delfet Univ. Of tech, report LR-381,(1983).

[11] H. Wohlfahrf « The influence of Peening Conditions on the resulting Distribution of Residual Stress », ICSP2, Chicago, USA, 1984.

[12] M. Devignes, « Influence du grenaillage de précontrainte sur la tenue en fatigue de l'acier 35CD4 », thèse ENSAM, Septembre 1987.

[13] Kikuchi N. , Oden J.T. ,"Contact problems in elesticity: a study of variational inequalities and finite element methodes, SIAM Philadelphia 1988.

[14] Zienkiewicz, O. C. , Taylor, R.J. (1989), " Finite element method", Mc Graw-Hill, London.

[15] F.K. Ibrahim, "The effect of stress ratio, compressive peak stress and maximum stress on fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium alloy". Reference: Fatigue and fracture of ingineering materials and structure, vol. 12 N°1 pp. 1-8 (1989).

[16] A. Zeghloul A et Petit J. , « Influence de l'environnement sur la propagation de fissures courtes et longues dans un alliage léger type 7075 » ,revue phys. Appl . 893, 1989.

[17] J. Kang, J.H. Song and Y.Y. Earmme, "Fatigue crack growth and closure through a tensile residual stress field" (1989).

[18] W. CAO, « Adoucissement cyclique des aciers et relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage en fatigue », thèse de l'école nationale supérieure d'arts et métiers (Paris), 1989.

[19] Lubliner J., Plasticity theory.1990, New york, Macmillan Publishing Company.

[20] Pintschovius L., Macrostresses, Microstresses and Stress tensors, in Measurement of residual and applied stress using neutron diffraction, Hutchings M.T.and Krawitz A.D., Editors. 1992, Kluwer Academic Publishers. p. 115-130.

[21] C.O.Monga,"Influence combinée des contraintes résiduelles et de l'état de surface sur le comportement monotone et cyclique des matériaux composites à matrice métallique", these CNAM, 1994.

[22] R. Fathallah " Modélisation du procédé de grenaillage incidence des billes et taux de recouvrement", these ENSAM, Nov. 1994.

[23] James M., Lu. J. and Roy G., Handbouk of measurement of residual stresses, Lu J. (1996).The Faimant press, INC.

[24] Has linger J., Hlavacek I., Necas J., "Numerical methods for unilateral problems in solid mecanics, In: Handbouk of numerical analysis, vol IV, Part 2, Ciarlet P.-G., Lions J.-L. (Eds), North-Holland 1996.

[25] Has linger J., Hlavacek I., Necas J., 1996."Numerical methods for unilateral problems In solid mecanics, In: Handbouk of numerical analysis, vol IV, Part 2, Ciarlet P.-G., Lions J.-L. (Eds), North-Holland.

[26] Wang D.Q.: PhD thesis, Strain measurement using diffraction, the Open University, Milton Keynes, UK, 1996.

[27] M. Ceretti, A. Lodini, Caractérisation des macrocontraintes, in Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons x et des neutrons, chapitre 3.1, Eds A. Lodini, M. Perrin, DIST CEA/Saclay 96038, ISBN 2 7272 0182 6 (1996); 31-44.

[28] J.M. Sprauel and L.Castex, in Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons x et des neutrons, chapitre 3.2, Eds A. Lodini, M. Perrin, DIST CEA/Saclay 96038, ISBN 2 7272 0182 6 (1996).

[29] Lu, J. and Retraint, D. , "Review of recent developments and application in the field of X-ray diffraction for residual stress studies". Journal of stress analysis (33 2), (1998).

[30] Hild P. , Problèmes de contact unilatéral et maillages éléments finis incompatibles, thèse de l'Université Paul-Sabatier, Toulouse 3, 1998.

[31] J.L. Chenot, L. Fourment, T. Coupez, R. Ducloux, E.Wey, in : Proceeding of the international conference on forging and related Technology (ICFT'98), Birmingham, 27-28 April 1998, Professional Engineering Publishing, Suffort, UK, 1998, Pages 113 -122.

[32] I. Lillamand, « Evolution d'une couche grenaillée sous sollicitations thermiques et mécaniques, cas de la fatigue oligocyclique », thèse ENSAM, Décembre 1998

[33] M. Kobayashi, T.Matsui & Y. Murakami," Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening", Int. J. Fatigue Vol 20, N° 5, (1998) pp. 351-357.

[34] Webster P.J., Vaugham G.B.M., Mills G. and Kang W.P., High resolution synchrotron strain scanning at BM16 at the ESRF. Materials Science Forum, 1998. 278-281: p. 323-328.

[35] Dutta M., PhD Thesis, Residual stress measurement in engineering materials and structures using neutron diffraction, the open University, Milton Keynes, UK, UK 1999.

[36] J.L Chenot, L.Fourment, E. Wey, in : Procedings of the 16 th International Forging Congress, Pékin, China, September 1999.

[37] D.Kirk & P.E.Render, «Effects of peening on stress corrosion cracking in carbon steel», ICSP7, Wrsaw, POLAND, 1999.

[38] I. Altenberger, U. Martin, B. Schites and H. Oettel,"Near surface microstructure in mechanically surface treated materials and theirs consequences on cyclic deformation behaviour", ICSP7, Warsaw, Poland, 1999.

[39] A. Wick " Effect of shot peening parameters on the surface characteristics of differently heat treated AISI4140", ICSP7, Warsaw POLAND,1999.

[40] Calladine C.R., Plasticity for engineers. Theory and applications. 2000. Chichester, Horwood Publishing Limited.

[41] Wanner A. and Dunaud D.C. (2000), "Metall. Mater. Trans." A 31A, 2949.

[42] G. Liu, J. Lu & K. Lu, " Surface nanocrystallization of 316L stainless steel induced by ultrasonic shot peening", Materials, Science and Engineering A286 (2000), pp. 91-95.

[43] A.M. Korsunsky and Wells K.E, High Energy synchrotron X-ray measurements of 2D residual stress states in metal matrix composites. Materials Science Forum, 2000. 321-324: p.218-223.

[44] Lodini A., The recent development of neutronic techniques for determination of residual stresses. Radiation physics and chemistry, 2001. 61: p. 227-233.

[45] Withers P.J., and Bhadeshia H.K.D.H., Residual stress. Part 1- measurement techniques. Materials Science and technology 2001. 17 : p. 355-365.

[46] Jean-Charles Graveur. , « Modélisation des structures, calcul par éléments finis avec problèmes corrigés ».2ème édition Dunod, Paris 2001.

[47] Aaron D. Krawitz, "introduction to diffraction in materials science and engineering", (2001).

[48] Wyman Z. Zbuang and Gary R. Halford," Investigation of stress relaxation under cyclic load", International Journal of Fatigue, Volume 23, Supplement 1, 2001, Pages 31-37.

[49] Withers P.J. and Webster P.J., Neutron and synchrotron X-ray strain scaning. Journal of Strain Analysis, 2001. 37 (N°1): p.19-33.

[50] X. Duan and T. Sheppard, Influence of hot forming parameters on the final subgrain size during the rolling of Aluminum alloys. Journal of Materials Processing Technology, Volumes 130-131, 20 december 2002, pages 245-249.

[51] Lodini A., Calculation of residual stress from measured strain, in analysis of residual stress by diffraction using neutron and synchrotron radiation, Fitzpatrick M.E. and Lodini A.,Editor 2003, Taylor & Francis. p.pp.49-57.

[52] H.Grasse, C.Krempazzky, T.Reip and E.Werner, 3-D Simulation of hot forming and microstructure evolution, Compitational Materials Science, Volume 28, Issue 3-4, November 2003, Pages 469-477.

[53] T. Sheppard, X.Duan, in : Z.Jin (ed.), Hot Deformation of Aluminium alloys III, Times of Acadiana Pr, inc., 2003, Page 289.

[54] M. Shiomi, D. Takeno, K. Osakeda and M. Otsu, Forming of aluminium alloy at temperature juste below metting point, International Journal of Machine Tools and Manufacture, Volume 43, Issue 3, February 2003, Pages 229-235.

[55] Zhchun Ni, Xiaowei Wang, Jingyang Wang & Erdong Wu, "Characterization of the phase transformation in a nanostructured surface layer of 304 stainless steel induced by high energy shot peening", Physica B 334 (2003), pp. 221-228.

[56] Johnson M.W. and Daymond M.R., Neutron pulsed source instrumentation, in Analysis of résidual stress by diffraction using neutron and synchrotron radiation, Fitzpatrick M.E.
and Lodini A. Editors. 2003. Taylor & Francis : London and New York. p. 146-169.

[57] C. Riekel, The use of synchrotron radiation for materials research, in Analysis of residual stress by diffraction using neutron and synchrotron radiation, Fitzpatrick M.E. and Lodini A., Editors. 2003, Taylor & Francis. p. 28-44.

[58] B. I. Tomov, V. I. Gagov and R. H. Radev, Numerical simulations of hot die forging processes using method. ARTICLE Journal of Materials. Processing Technologiy, Volumes 153-154, 10. November 2004, Pages 352-358.

[59] Xinjian Duan, X. Velay and T. Sheppard, Application of finite element methode in the hot extrusion of Aluminum alloys.
Materials Science and engineering A, Volume 369, Issues 1-2, 25 March 2004, Pages 66-75.

[60] D. Zivkovic and B. Anzulovic., The fatigue of 5083 Aluminium alloy welds with the shot peened crater hot cracks.Materials and design, volume 26, Issue 3, May 2005, Pages 247-250.

[61] H. Grass, C. Krempaszky and E. Werner **3**-D FEM-simulation of hot forming processes for the production of a connecting rod. Computational Materials Science, volume 36, Issue 4, July 2006, Pages 480-489.

[62] Aberabbo, Nader,Pourboghrat, Farhang, Carsley,John, Forming alloys at elevate temperatures-Part 2: Numerical modeling and verificationa.Department of Mechanical Engineering, Michigan State University, East Lansing,MI, USA. International journal Of plasticity (2006), 22(2), 342-373. Publisher. Elsevier Ltd., CODEN:IJPLER ISSN:0749-6419. Journal written in English. AN 2005: 1062842 CAPLUS (Copyright (C) 2005 ACS on SciFinder (R)).

[63] T. S. Srivatsan, Satish Vasudevan and Lisa Park, The tensile deformation and facture behavior of friction Stir welded Aluminum alloy 2024. Materials Science and engineering : A, Volume 466, Issue 1-2, 25 september 2007, pages 235-245.

ANNEXE I

Eprouvette N° 1					
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	$1+(\Delta L/L_0)$	σ (MPa)	ε
100	0,35	4,71	1,01	47,56	0,010
200	0,7	9,42	1,02	96,06	0,020
300	1,05	14,13	1,03	145,50	0,030
400	1,35	18,83	1,04	195,61	0,038
500	1,7	23,54	1,05	246,87	0,047
600	2,05	28,25	1,06	299,07	0,057
625	2,15	29,43	1,06	312,37	0,060
650	2,25	30,61	1,06	325,74	0,062
675	2,35	31,78	1,07	339,18	0,065
700	2,5	32,96	1,07	353,15	0,069
725	2,7	34,14	1,08	367,72	0,074
750	2,9	35,32	1,08	382,42	0,080
790	3,1	37,20	1,09	404,94	0,085
825	3,35	38,85	1,10	425,65	0,091
880	3,65	41,44	1,10	457,58	0,099
925	3,9	43,56	1,11	484,09	0,106
950	4,25	44,73	1,12	501,65	0,115
965	4,6	45,44	1,13	514,11	0,123
975	5	45,91	1,14	524,69	0,134
980	5,45	46,15	1,16	533,31	0,145
985	6,05	46,38	1,17	543,98	0,159
1000	6,5	47,09	1,19	558,32	0,170
1010	7	47,56	1,20	570,70	0,182
1005	7,05	47,32	1,20	568,55	0,184
975	8	45,91	1,23	564,04	0,206
960	8,15	45,20	1,23	557,30	0,209
905	8,35	42,61	1,24	527,80	0,214
$Fe_{0.2\%}$				$\sigma_{0.2\%}$	
650	2,25	30,61	1,06	325,74	0,062
500	1,7	23,54	1,05	247	0,047

52

Tableau 1.4.1. Eprouvette N° 1 (Recuit ; v = 0.2 cm/mn)

Eprouvette N° 2					
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	1+(ΔL/L$_0$)	σ (MPa)	ε
100	0,3	4,71	1,01	47,49	0,009
200	0,65	9,42	1,02	95,92	0,018
300	1	14,13	1,03	145,30	0,028
400	1,35	18,83	1,04	195,61	0,038
500	1,65	23,54	1,05	246,54	0,046
600	2	28,25	1,06	298,67	0,056
650	2,25	30,61	1,06	325,74	0,062
675	2,35	31,78	1,07	339,18	0,065
700	2,5	32,96	1,07	353,15	0,069
725	2,7	34,14	1,08	367,72	0,074
750	2,9	35,32	1,08	382,42	0,080
775	3,1	36,49	1,09	397,25	0,085
800	3,35	37,67	1,10	412,75	0,091
825	3,65	38,85	1,10	428,98	0,099
850	3,9	40,02	1,11	444,84	0,106
875	4,2	41,20	1,12	461,46	0,113
900	4,55	42,38	1,13	478,88	0,122
925	5	43,56	1,14	497,78	0,134
950	5,5	44,73	1,16	517,62	0,146
975	6,2	45,91	1,18	540,43	0,163
1000	7,2	47,09	1,21	567,74	0,187
990	7,6	46,62	1,22	567,39	0,197
975	7,9	45,91	1,23	562,73	0,204
950	8,15	44,73	1,23	551,49	0,209
Fe$_{0.2\%}$				σ$_{0.2\%}$	
645	2,2	30,37	1,06	322,80	0,061
500	1,7	23,54	1,05	247	0,047	52

Tableau 1.4.2. Eprouvette N° 2 (Recuit ; v = 0.6 cm/mn)

Eprouvette N° 3 (Recuit ; v = 1 cm/mn)					
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	1+(ΔL/L$_0$)	σ (MPa)	ε
100	0,3	4,71	1,01	47,49	0,009
200	0,63	9,42	1,02	95,87	0,018
300	0,95	14,13	1,03	145,10	0,027
400	1,3	18,83	1,04	195,34	0,036
500	1,55	23,54	1,04	245,86	0,043
600	1,9	28,25	1,05	297,86	0,053
635	2,1	29,90	1,06	316,94	0,058
670	2,35	31,55	1,07	336,67	0,065
725	2,6	34,14	1,07	366,74	0,072
770	2,9	36,26	1,08	392,61	0,080
800	3,35	37,67	1,10	412,75	0,091
825	3,75	38,85	1,11	430,09	0,102
850	4,2	40,02	1,12	448,27	0,113
865	4,55	40,73	1,13	460,25	0,122
885	5	41,67	1,14	476,25	0,134
895	5,9	42,14	1,17	492,47	0,156
900	6,3	42,38	1,18	500,07	0,166
865	6,6	40,73	1,19	484,11	0,173
850	6,8	40,02	1,19	478,00	0,178
830	7	39,08	1,20	468,99	0,182
Fe$_{0.2\%}$				σ$_{0.2\%}$	
615	1,95	28,96	1,06	305,72	0,054
500	1,6	23,54	1,05	246	0,045	55

Tableau 1.4.3. Eprouvette N° 3 (Recuit ; v = 1 cm/mn)

Eprouvette N° 4						
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	1+(ΔL/L_0)	σ (MPa)	ε	
100	0,4	4,71	1,01	47,63	0,011	
200	0,8	9,42	1,02	96,33	0,023	
300	1,2	14,13	1,03	146,11	0,034	
400	1,6	18,83	1,05	196,96	0,045	
500	1,95	23,54	1,06	248,55	0,054	
600	2,35	28,25	1,07	301,49	0,065	
635	2,5	29,90	1,07	320,36	0,069	
650	2,6	30,61	1,07	328,80	0,072	
680	2,8	32,02	1,08	345,81	0,077	
715	3,05	33,67	1,09	366,01	0,084	
745	3,35	35,08	1,10	384,38	0,091	
775	3,65	36,49	1,10	402,98	0,099	
795	3,9	37,43	1,11	416,06	0,106	
820	4,2	38,61	1,12	432,45	0,113	
850	4,5	40,02	1,13	451,70	0,121	
875	4,95	41,20	1,14	470,28	0,132	
900	5,3	42,38	1,15	487,96	0,141	
925	5,8	43,56	1,17	507,74	0,153	
940	6,3	44,26	1,18	522,29	0,166	
960	6,8	45,20	1,19	539,86	0,178	
980	7,8	46,15	1,22	564,29	0,201	
990	8,25	46,62	1,24	576,05	0,212	
950	9,15	44,73	1,26	564,27	0,232	
915	9,4	43,08	1,27	546,56	0,238	
$Fe_{0.2\%}$				$\sigma_{0.2\%}$		
645	2,6	30,37	1,07	326,27	0,072	
500	1,95	23,54	1,06	249	0,054	46

Tableau 1.4.4. Eprouvette N° 4 (Recuit ; v = 1.2 cm/mn)

Eprouvette N° 5						
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	1+(ΔL/L$_0$)	σ (MPa)	ε	
100	0,25	4,71	1,01	47,42	0,007	
200	0,55	9,42	1,02	95,65	0,016	
300	0,85	14,13	1,02	144,69	0,024	
400	1,18	18,83	1,03	194,70	0,033	
500	1,35	23,54	1,04	244,52	0,038	
600	1,67	28,25	1,05	296,00	0,047	
650	1,9	30,61	1,05	322,68	0,053	
700	2,25	32,96	1,06	350,80	0,062	
730	2,5	34,37	1,07	368,29	0,069	
765	2,82	36,02	1,08	389,24	0,077	
800	3,15	37,67	1,09	410,60	0,086	
820	3,5	38,61	1,10	424,73	0,095	
850	3,83	40,02	1,11	444,04	0,104	
875	4,25	41,20	1,12	462,04	0,115	
900	4,7	42,38	1,13	480,69	0,126	
925	5,4	43,56	1,15	502,76	0,143	
940	5,95	44,26	1,17	517,87	0,157	
950	6,45	44,73	1,18	529,77	0,169	
960	6,95	45,20	1,20	541,80	0,181	
965	7,45	45,44	1,21	551,11	0,193	
960	7,6	45,20	1,22	550,19	0,197	
950	7,9	44,73	1,23	548,30	0,204	
925	8,15	43,56	1,23	536,98	0,209	
915	8,2	43,08	1,23	531,79	0,210	
Fe$_{0.2\%}$				σ$_{0.2\%}$		
645	1,85	30,37	1,05	319,77	0,052	
500	1,42	23,54	1,04	245	0,040	62

Tableau 1.4.5. Eprouvette N° 5 (Recuit ; v = 1.4 cm/mn)

Eprouvette N° 6					
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	1+(ΔL/L_0)	σ (MPa)	ε
100	0,3	4,71	1,01	47,49	0,009
200	0,65	9,42	1,02	95,92	0,018
300	1	14,13	1,03	145,30	0,028
400	1,3	18,83	1,04	195,34	0,036
500	1,65	23,54	1,05	246,54	0,046
600	1,95	28,25	1,06	298,26	0,054
700	2,3	32,96	1,07	351,27	0,064
750	2,45	35,32	1,07	377,88	0,068
780	2,6	36,73	1,07	394,56	0,072
815	2,85	38,38	1,08	415,01	0,078
845	3,1	39,79	1,09	433,13	0,085
875	3,35	41,20	1,10	451,45	0,091
910	3,65	42,85	1,10	473,18	0,099
950	3,95	44,73	1,11	497,81	0,107
975	4,3	45,91	1,12	515,50	0,116
1010	4,8	47,56	1,14	540,80	0,129
1035	5,1	48,74	1,15	558,37	0,136
1060	5,55	49,91	1,16	578,27	0,147
1085	6,05	51,09	1,17	599,21	0,159
1105	6,55	52,03	1,19	617,69	0,172
1120	7	52,74	1,20	632,85	0,182
1130	7,55	53,21	1,22	646,86	0,195
1125	7,65	52,97	1,22	645,52	0,198
1105	8,05	52,03	1,23	639,99	0,207
1065	8,35	50,15	1,24	621,12	0,214
$Fe_{0.2\%}$				$\sigma_{0.2\%}$	
500	1,65	23,54	1,05	247	0,046	**54**

Tableau 1.4.6. Eprouvette N° 6 (Etat initial ; v = 0.2 cm/mn)

Eprouvette N° 7					
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	$1+(\Delta L/L_0)$	σ (MPa)	ε
100	0,4	4,71	1,01	47,63	0,011
200	0,75	9,42	1,02	96,19	0,021
300	1,15	14,13	1,03	145,90	0,032
400	1,52	18,83	1,04	196,53	0,043
500	1,9	23,54	1,05	248,22	0,053
600	2,25	28,25	1,06	300,69	0,062
700	2,65	32,96	1,08	354,57	0,073
750	2,85	35,32	1,08	381,91	0,078
780	3,05	36,73	1,09	399,29	0,084
815	3,3	38,38	1,09	419,94	0,090
845	3,55	39,79	1,10	438,24	0,097
875	3,8	41,20	1,11	456,75	0,103
910	4,1	42,85	1,12	478,69	0,111
930	4,25	43,79	1,12	491,09	0,115
955	4,65	44,97	1,13	509,43	0,125
980	4,6	46,15	1,13	522,10	0,123
1005	4,9	47,32	1,14	539,48	0,131
1025	5,25	48,26	1,15	555,04	0,140
1050	5,6	49,44	1,16	573,52	0,148
1080	6,05	50,85	1,17	596,45	0,159
1090	6,55	51,33	1,19	609,30	0,172
1105	7	52,03	1,20	624,38	0,182
1115	8,25	52,50	1,24	648,78	0,212
1105	8,45	52,03	1,24	645,93	0,216
1085	8,65	51,09	1,25	637,16	0,221
1060	8,75	49,91	1,25	623,91	0,223
$Fe_{0.2\%}$				$\sigma_{0.2\%}$	
775	2,45	36,49	1,07	390,47	0,068
500	1,85	23,54	1,05	248	0,052

48

Tableau 1.4.7. Eprouvette N° 7 (Etat initial ; v = 0.6 cm/mn)

Eprouvette N° 8					
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	$1+(\Delta L/L_0)$	σ (MPa)	ε
100	0,25	4,71	1,01	47,42	0,007
200	0,55	9,42	1,02	95,65	0,016
300	0,85	14,13	1,02	144,69	0,024
400	1,15	18,83	1,03	194,54	0,032
500	1,45	23,54	1,04	245,19	0,041
600	1,7	28,25	1,05	296,25	0,047
700	2	32,96	1,06	348,45	0,056
720	2,15	33,90	1,06	359,85	0,060
750	2,3	35,32	1,07	376,36	0,064
775	2,5	36,49	1,07	390,99	0,069
810	2,8	38,14	1,08	411,92	0,077
840	3,1	39,55	1,09	430,57	0,085
870	3,4	40,97	1,10	449,45	0,093
900	3,7	42,38	1,11	468,59	0,100
920	4,05	43,32	1,12	483,33	0,109
945	4,4	44,50	1,13	500,91	0,118
970	4,8	45,67	1,14	519,39	0,129
995	5,4	46,85	1,15	540,80	0,143
1020	6	48,03	1,17	562,63	0,158
1030	6,5	48,50	1,19	575,07	0,170
1035	7	48,74	1,20	584,82	0,182
1020	7,45	48,03	1,21	582,52	0,193
995	7,8	46,85	1,22	572,93	0,201
970	7,95	45,67	1,23	560,49	0,205
$Fe_{0.2\%}$				$\sigma_{0.2\%}$	
705	2,05	33,20	1,06	351,41	0,057

500	1,46	23,54	1,04	245	0,041	60

Tableau 1.4.8. Eprouvette N° 8 (Etat initial ; v = 1 cm/mn)

Eprouvette N° 9					
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	1+(ΔL/L$_0$)	σ (MPa)	ε
100	0,35	4,71	1,01	47,56	0,010
200	0,65	9,42	1,02	95,92	0,018
300	1,05	14,13	1,03	145,50	0,030
400	1,35	18,83	1,04	195,61	0,038
500	1,7	23,54	1,05	246,87	0,047
600	2	28,25	1,06	298,67	0,056
685	2,3	32,25	1,07	343,74	0,064
695	2,4	32,73	1,07	349,70	0,066
725	2,6	34,14	1,07	366,74	0,072
765	2,9	36,02	1,08	390,06	0,080
795	3,2	37,43	1,09	408,57	0,087
800	3,5	37,67	1,10	414,37	0,095
860	3,85	40,50	1,11	449,49	0,104
895	4,3	42,14	1,12	473,21	0,116
920	4,7	43,32	1,13	491,38	0,126
945	5,1	44,50	1,15	509,81	0,136
965	5,6	45,44	1,16	527,09	0,148
1005	6,1	47,32	1,17	555,70	0,161
1015	7,35	47,79	1,21	578,30	0,191
1025	7,85	48,26	1,22	590,89	0,202
1010	8,3	47,56	1,24	588,36	0,213
995	8,5	46,85	1,24	582,30	0,217
$Fe_{0.2\%}$				$\sigma_{0.2\%}$	
685	2,3	32,25	1,07	343,74	0,064
500	1,65	23,54	1,05	247	0,046

54

Tableau 1.4.9. Eprouvette N° 9 (Etat initial ; v = 1.2 cm/mn)

Eprouvette N° 10						
F (daN)	ΔL (mm)	R (daN/mm^2)	1+(ΔL/L$_0$)	σ (MPa)	ε	
100	0,3	4,71	1,01	47,49	0,009	
200	0,63	9,42	1,02	95,87	0,018	
300	0,95	14,13	1,03	145,10	0,027	
400	1,35	18,83	1,04	195,61	0,038	
500	1,65	23,54	1,05	246,54	0,046	
600	1,95	28,25	1,06	298,26	0,054	
700	2,35	32,96	1,07	351,74	0,065	
725	2,5	34,14	1,07	365,77	0,069	
750	2,7	35,32	1,08	380,40	0,074	
775	2,93	36,49	1,08	395,48	0,080	
800	3,1	37,67	1,09	410,06	0,085	
825	3,4	38,85	1,10	426,21	0,093	
850	3,65	40,02	1,10	441,98	0,099	
880	3,95	41,44	1,11	461,13	0,107	
895	4,25	42,14	1,12	472,60	0,115	
920	4,55	43,32	1,13	489,52	0,122	
945	5	44,50	1,14	508,54	0,134	
970	5,45	45,67	1,16	527,87	0,145	
995	6,1	46,85	1,17	550,17	0,161	
1015	6,6	47,79	1,19	568,06	0,173	
1025	7,1	48,26	1,20	580,55	0,185	
1020	7,25	48,03	1,21	579,78	0,188	
1010	7,65	47,56	1,22	579,53	0,198	
995	7,85	46,85	1,22	573,60	0,202	
965	8,05	45,44	1,23	558,90	0,207	
Fe$_{0.2\%}$				σ$_{0.2\%}$		
715	2,45	33,67	1,07	360,24	0,068	
500	1,66	23,54	1,05	247	0,046	53

Tableau 1.4.10. Eprouvette N° 10 (Etat initial ; v = 1.4 cm/mn)

Recuit			Etat initial	
$\sigma_{0.2\%}$	$\varepsilon_{0.2\%}$	Vitesse (cm/mn)	$\sigma_{0.2\%}$	$\varepsilon_{0.2\%}$
325,74	0,062	0,2	386,05	0,069
322,8	0,061	0,6	390,47	0,068
305,72	0,054	1	351,41	0,057
326,27	0,072	1,2	342	0,064
319,77	0,052	1,4	360,24	0,068
Moyenne			Moyenne	
320	0,06		366	0,061

Recuit			Etat initial	
σ_{el}	ε_{el}	Vitesse (cm/mn)	σ_{el}	ε_{el}
247	0,047	0,2	247	0,046
247	0,047	0,6	248	0,052
246	0,045	1	245	0,041
249	0,054	1,2	247	0,046
245	0,04	1,4	247	0,046

Tableau 1.4.11. Contraintes à l'état initial et recuit

ANNEXE II

Principe de durcissement de précipitation ou de durcissement structural :

Un diagramme de phases peut avoir une solubilité des éléments d'addition qui décroît appréciablement quand la température chute . Il est susceptible alors de durcissement par précipitation en vieillissement . L'exemple classique est la série 2000 (Al-Cu) des alliages d'aluminium ou duralumins qui contiennent environ 4% de cuivre .

Diagramme d'équilibre Al-Cu

Le diagramme de phases Al-Cu est donné dans la figure x1. Il nous indique qu'entre 500 et 580°C , l'alliage Al—4%Cu est monophasé : Le cuivre fait dans l'aluminium une solution solide désordonnée de substitution. En dessous de 500°C l'alliage devient biphasé $\alpha + Al_2Cu$. Au fur et à mesure que la température diminue, la proportion de Al_2Cu augmente. A la température ambiante, les proportions d'équilibre sont de 93% de phase α de 7% de Al_2Cu.

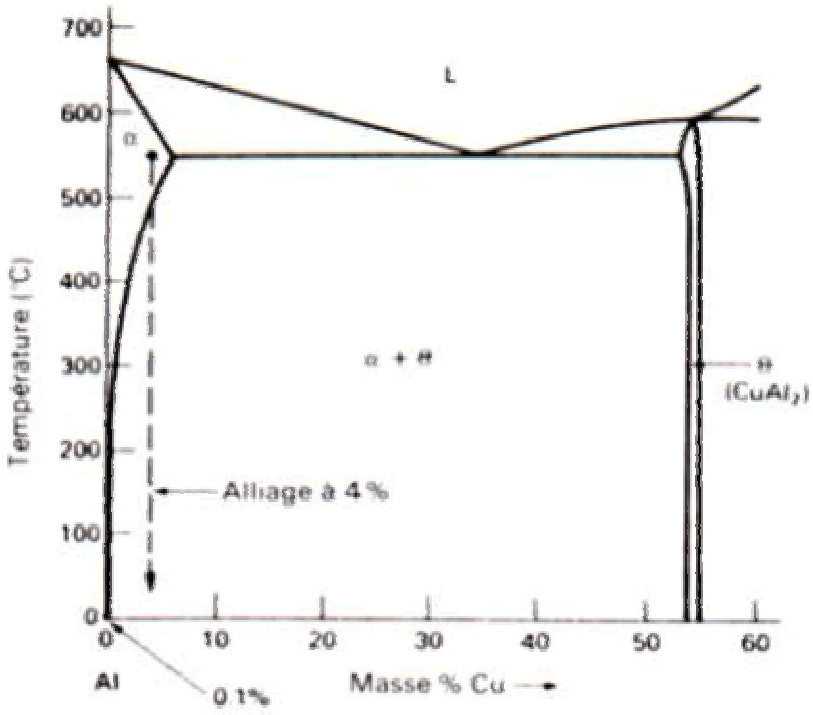


Figure 1.5.1. Le côté riche en aluminium du diagramme Al-Cu

MF. ASHBY DRH. JONES , Matériaux , 2.microstructure et mise en oeuvre , DUNOD 1991 , page 94.

Morphologie de la précipitation

Dans le cas d'un refroidissement lent, les précipités sont grossiers et très espacés. Dans le cas d'un refroidissement rapide, ils sont fins et très rapprochés.

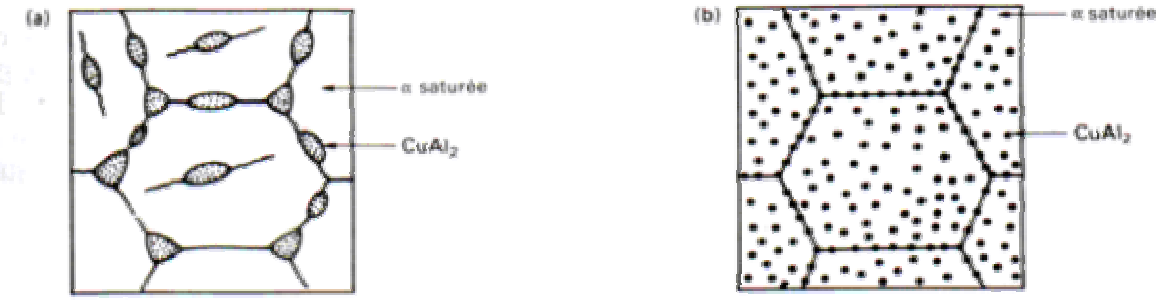


Figure 1.5.2. Schéma des microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu, par refroidissement à partir de 550°C a) lent . b) rapide

Quand on refroidit lentement, l'enthalpie libre de précipitation est faible et le taux de germination est faible aussi. Pour assurer la proportion d'équilibre en Al_2Cu , les rares germes doivent croître en de gros précipités très distants les uns des autres . Les dislocations n'ont pas de mal à contourner les précipités et l'alliage ainsi obtenu à de faibles caractéristiques mécaniques.

Si au contraire, on refroidit l'alliage rapidement, la structure obtenue est beaucoup plus fine. Comme l'énergie motrice est élevée, le nombre de germes l'est aussi. Les précipités, quoique petits, sont très rapprochés. Les dislocations mobiles ont du mal à les franchir et l'alliage est ainsi plus dur.

Si on refroidit trop rapidement, on n'a pas de précipitation du tout. Cependant, il est possible d'augmenter considérablement la dureté de l'alliage en lui faisant subir un vieillissement.

Les Etapes du traitement thermique

Pour faire ce traitement sur l'alliage Al – 4% Cu , on suit 3 étapes .

- La Mise en solution

On effectue une mise en solution à 550°C, ainsi le Cuivre est totalement dissous

- La Trempe

On refroidit rapidement à température ambiante par trempe à l'eau ou à l'huile . On évite ainsi le nez de la courbe TTT et on obtient à température ambiante une solution solide fortement sursaturée .

- Le Revenu

L'alliage est ensuite maintenu pendant 100 heures à 150°C. On parle de vieillissement. La solution sursaturée se transforme en un mélange $\alpha + Al_2Cu$. L'énergie motrice est telle que la structure est très fine et l'alliage très dur.

Evolution de la sursaturation

La sursaturation se fait en 4 états successifs.

Solution solide sursaturée

La solution solide α est sursaturée. Les atomes de Cuivre sont en substitution au hasard.

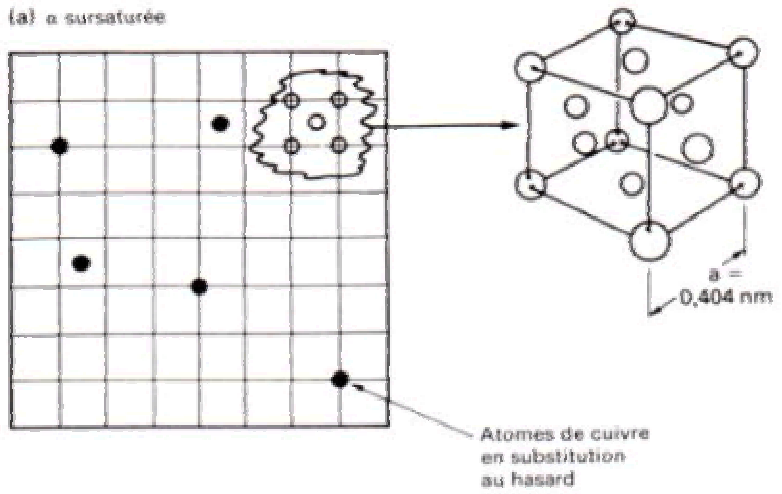


Figure 1.5.3. la solution solide de substitution Al-Cu

Zones de Guignier – Preston

Des zones GP sous forme de disques germent à partir de la solution solide. Les faces des disques sont parfaitement cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques sont aussi cohérents mais avec une forte déformation.

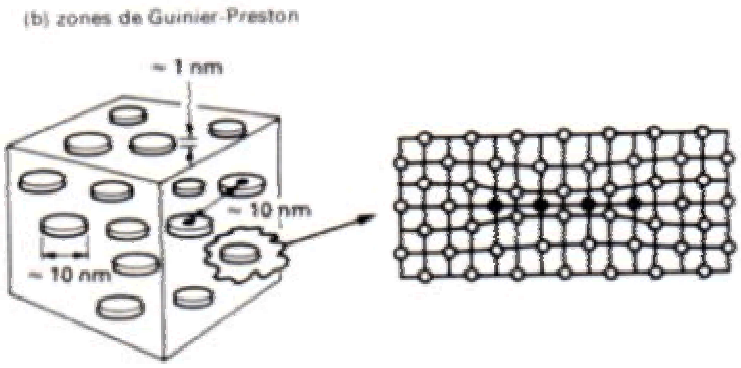


Figure 1.5.4. les zones de Guinier-Preston.

Formation des précipités

Certaines zones GP croissent pour former les précipités Θ''. Les autres zones GP se dissolvent alors et le cuivre ainsi libéré est incorporé par diffusion aux précipités Θ'' qui grossissent.

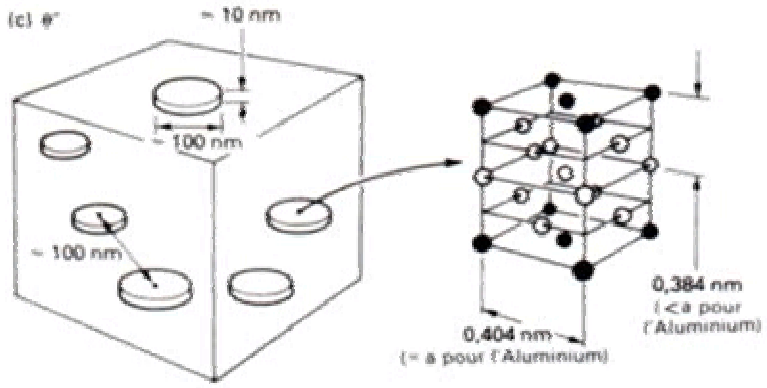


Figure 1.5.5 Formation des précipités

Les faces des disques sont cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques le sont aussi mais l'écart paramétrique génère des contraintes élastiques de cohérence.

Formation des précipités

Des précipités Θ' germent sur les dislocations de la matrice. Les précipités se dissolvent alors et le cuivre libéré est incorporé à la phase Θ' qui grossit.

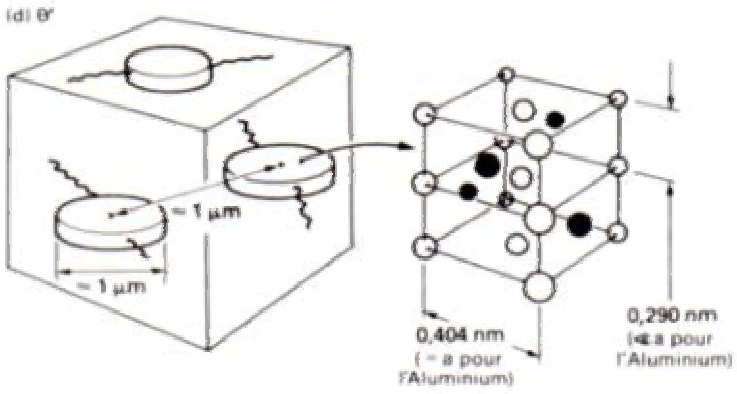


Figure 1.5.6. Formations des précipités Θ'

Formation de la phase d'équilibre Θ

La phase d'équilibre Θ Al_2Cu germe aux joints des grains et aux interfaces Θ'/matrice. Les précipités Θ' se dissolvent et transfèrent le cuivre à la phase Θ qui précipite. Al_2Cu est complètement incohérent avec la matrice. Il ne croît plus sous forme de disques, mais sous forme de globules.

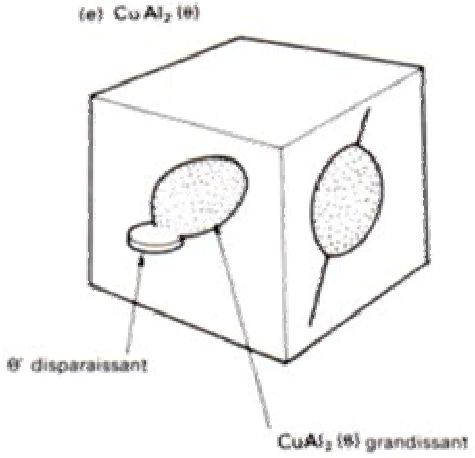


Figure 1.5.7. Formation de la phase d'équilibre Θ

ANNEXE III

Critère de VON MISES

Dans les matériaux et les alliages, il existe de nombreux critères de limites élastiques dont le plus employé est celui de Von Mises qui dit :

« L'écoulement se produit lorsque l'énergie de distorsion atteint une valeur critique notée σ_{vm} »

Ce critère est basé sur le fait qu'un volume donné de matériau ne peut absorber qu'une quantité limitée d'énergie élastique. Explicité dans le repère principal des contraintes :

Dans un repère 3-D, les contraintes de Von Mises sont exprimées par la relation suivante :

$$\frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2} \le \sigma_{vm} \qquad (2.5.2.1)$$

σ_1, σ_2, σ_3 : sont les contraintes principales

Dans un système x,y,z la contrainte peut être de la forme suivante :

$$\frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_x-\sigma_y)^2+(\sigma_y-\sigma_z)^2+(\sigma_z-\sigma_x)^2+6(\tau^2_{xy}+\tau^2_{yz}+\tau^2_{zx})} \le \sigma_{vm} \qquad (2.5.2.2)$$

(http://en.wikipedia.org/wiki/Von_Mises_stress)