



PROJET INDUSTRIEL DE FIN D'ETUDES

Présenté

Pour l'obtention du titre :

Ingenieur d'Etat Arts et Métiers

Par

Mehdi LAKHLIFI

INTERACTION MATERIAUX PROCEDE EN LAMINAGE TRANSVERSAL

Jury

M. Larbi LASRI	Président (ENSAM)
M. Said ETTAQI	Directeur du projet (ENSAM)
M. Fatima BOUKHLIFI	Examineur (ENSAM)
M. Abderrazak HAMADALLAH	Examineur (ENSAM)
M. Mostapha EL JAI	Rapporteur (ENSAM)
M. Laurent LANGELOIS	Parrain industriel (LCFC – CETIM)

Année universitaire 2010/2011

PIFE n°

Dédicaces

A ma chère mère qui a été toujours présente pour moi,

A mon cher père qui a toujours eu foi en moi,

A ma fiancée et ses sacrifices pour moi,

....

Je dédie ce modeste travail qui sans eux n'aurait certainement pas vu le jour.

Mehdi

Remerciements

Déjà en dernière année cycle ingénieur et voilà que je me dois de présenter mon travail de fin d'études. J'ai tant de personnes à remercier que je ne sais par où commencer, ainsi en premier lieu je remercie l'ENSAM, oui mon école, l'école nationale supérieure d'arts et métiers, qui a constitué un foyer pour moi où j'ai pu forger ma personne et devenir l'être que je suis, je serais éternellement reconnaissant et fier d'avoir été étudiant à cette école, et je ferais tout mon possible et avec tous les moyens dont je dispose pour faire valoir cette école tant à l'échelle nationale qu'internationale.

Aussi je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Monsieur le directeur M. BOUIDIDA, Monsieur le directeur adjoint M. BENGHABRIT qui par sa visite pour nous en France a su nous reconforter et par ses messages a su nous encourager et témoigner de sa fierté pour nous. Je tiens à remercier aussi tout le cadre administratif et professoral pour leurs efforts considérables spécialement tout le département génie des matériaux et ingénierie des procédés de fabrication, Monsieur ETTAQUI qui a su nous encadrer depuis le Maroc et Monsieur LANGELOIS qui nous a dirigés en France, Madame BOUHADDOU qui nous a soutenus et Monsieur SEKKAT qui nous a fortement aidés par le partage du modèle de ce document. Je remercie aussi les membres du jury qui ont bien voulu juger mon travail.

Et finalement je remercie mes camarades et collègues, Saad, Soumaia qui ont vécu la même aventure que moi à Metz, spécialement Zackaria ALLAM qui a partagé mes peines et joies au LCFC...

Résumé :

Lors d'une opération de laminage transversal le lopin subit des déformations très complexes, régies par plusieurs paramètres thermomécaniques qui sont difficiles à cerner. Cette combinaison de mécanismes de transformation nous laisse toujours perplexe devant l'apparition de défauts dans les pièces laminées.

L'objectif principal de ce travail, est de déterminer l'évolution de ces paramètres thermomécaniques et leurs relations avec les microstructures d'une pièce de géométrie type haltère. Ces relations seront décrites par les phénomènes de recristallisation dynamique. Aussi par ce travail nous évaluerons le logiciel de simulation Forge 2009 quant à son aptitude à prédire l'évolution microstructurale lors d'une opération de laminage transversal par confrontation avec l'expérimentation

Mots clés : *laminage transversal, acier au carbone, haltère, paramètres thermomécaniques, évolution de la microstructure, recristallisation dynamique, Forge 2009.*

ملخص :

مر القطعة في عملية التصفيح المدرج بعدة تحولات معقدة التي يتحكم فيها العديد من العوامل الميكانيكية الحرارية التي يصعب السيطرة عليها. هذا الخليط من آليات التحول يجعلنا لا نعرف كيف و أين تظهر العيوب في القطع المصفحة. الهدف الرئيسي من هذا العمل هو تحديد تطورات هذه العوامل الميكانيكية الحرارية و علاقتهم بمجهريه القطعة (الدميل). سيتم تحليل هذه العلاقات من خلال ظاهرة ديناميّة التبلور. كما سيتم تقييم برنامج التسييه فورج 2009 على قدرته على التنبؤ بالتطور المجهري من خلال عملية التصفيح المدرج و ذلك عن طريق مقارنة نتائج التسييه بالنتائج التجريبية

Abstract:

In a cross wedge rolling operation, the plot undergoes deformations governed by several complex thermomechanical parameters that are difficult to define; this combination of mechanisms of transformation still leaves us puzzled by the appearance of defects in the laminated parts.

The main objective of this work is to determine the thermomechanical evolution of these parameters and their relationship with the microstructure of a dumbbell geometry piece. These relationships are described by the phenomena of dynamic recrystallization. Also this study will evaluate the simulation software Forge 2009 on its ability to predict the microstructural evolution during a cross wedge rolling operation by comparison with the experiments.

Keywords: *Cross wedge rolling, carbon steel, dumbbell, thermomechanical parameters, microstructure evolution, dynamic recrystallization, Forge, 2009.*

Table des Matières :

Introduction :	12
Chapitre I : Contexte général du projet.	13
I-1-Présentation de l'équipe de travail :	14
<i>I-1-1-Le laboratoire de conception, fabrication et commande:</i>	14
<i>I-1-2- Le centre technique des industries mécanique :</i>	14
<i>I-1-3-Axes de travail de l'équipe :</i>	15
I-2-Etat de l'art :	16
<i>I-2-1-Définition du procédé :</i>	16
<i>I-2-2-Description de l'outillage :</i>	18
<i>I-2-3-Qualité des pièces laminées :</i>	19
<i>I-2-4-Problématique :</i>	21
I-3-Conclusion:.....	22
Chapitre II : Protocole opératoire et méthodologie.	23
II-1-Choix des dimensions du lopin :	24
II-2-Polissage:	25
II-3-Mesure des profondeurs et des empreintes:	26
II-4-Visualisation des microstructures à chaque profondeur:	27
II-5- Mesure des duretés à chaque profondeur:.....	28
II-6- Mise en données de la simulation numérique:	28
II-2-Conclusion :	29
Chapitre III : Résultats et interprétations.	31
III-1-Microstructures suivant les profondeurs atteintes:	32
<i>III-1-1- Microstructure à la première profondeur « Strat_1 » :</i>	32
<i>III-1-2- Microstructure à la deuxième profondeur « Strat_2 » :</i>	35
<i>III-1-3- Microstructure à la troisième profondeur « Strat_3 » :</i>	36
<i>III-1-4- Microstructure à la cinquième profondeur « Strat_5 » :</i>	38
III-2- Fibrages déduit des Microstructures:.....	39
<i>III-2-1- Croquis des fibrages :</i>	39
<i>III-2-2- Essai expérimental de fibrage :</i>	40
<i>III-2-3- Essai numérique de fibrage :</i>	41
III-3- Evolution des microstructures en mise en forme- recristallisation dynamique :.....	42
<i>III-3-1- Les phénomènes de recristallisation dynamique :</i>	42

<i>III-3-3-Les tailles des grains selon les zones de la pièce :</i>	46
<i>III-3-4-Evolution des paramètres thermomécaniques:</i>	46
<i>III-3-5-Evolution structurale après la déformation à chaud :</i>	50
<i>III-3-6-Confrontation des méthodes expérimentales et numériques pour les mesures des tailles de grains :</i>	51
III-4-Dureté suivant les profondeurs atteintes:.....	55
III-5-Conclusion :	57
IV-Conclusion et perspectives :	59
Bibliographie :.....	61
Annexes :.....	63
<i>Annexe A : Détermination des incertitudes de duretés</i>	63
<i>Annexe B : Valeurs des duretés en chaque point des zones de la pièce et du lopin:</i>	67

Liste des figures :

Figure 1 : Les implantations du CETIM en France.....	15
Figure 2 : Les interactions Procédés-Matériaux-Processus-Système de production déterminant les qualités du produit.	16
Figure 3 : Principe du laminage transversal [Mangera 2001].	17
Figure 4 : Les cinq configurations d'outillages en laminage transversal [Dean 1993].	17
Figure 5 : Zones géométriques d'un outil de laminage transversal [Piedrahita 2006].	18
Figure 6 : Structure de l'outillage et processus de déformation en laminage transversal [Dang 2000].	19
Figure 7 : Principales défauts des pièces en laminage transversal [LI 2004].	20
Figure 8 Le but du projet est d'établir le lien entre les paramètres thermomécaniques, le matériau et la géométrie de la pièce.	21
Figure 9: Protocole adopté.	22
Figure 10 : Les dimensions du lopin et de la pièce adoptées dans l'expérimentation.	24
Figure 11 : Photo de la pièce laminée.	24
Figure 12 : Description de la méthode de polissage.	25
Figure 13 : Photos de chaque Strat_i.	25
Figure 14 : Repérage de la pièce et du lopin.	26
Figure 15: les distances mesurées du lopin et de la pièce.	26
Figure 16 : Les différentes zones de la pièce ainsi que les points de visualisation.....	27
Figure 17 : Les différents points de mesure de dureté de la pièce et du lopin.	28
Figure 18: Les zones lisses et rainurées des outils supérieurs et inférieurs dans la simulation numérique.	29
Figure 19 : Macrographie et mesure des empreintes dans le lopin et la pièce après le premier polissage (Strat_1).	33
Figure 20 : Microstructures du lopin après attaque Nital 2%, pour différents agrandissements après le premier polissage.	33
Figure 21 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le premier polissage (Strat_1).	34
Figure 22 : Structure perlitique révélée par attaque Nital 2%, pour un agrandissement de 10µm (Strat_1).	34
Figure 23: Macrographie et mesures des empreintes dans le lopin et l'haltère après le deuxième polissage (Strat_2).	35
Figure 24 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le deuxième polissage(Strat_2).	36
Figure 25 : Macrographie et mesures des empreintes dans le lopin et l'haltère après le troisième polissage (Strat_3).	36
Figure 26 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le troisième polissage(Strat_3).	37
Figure 27 : Agrandissement de 100 µm pour la figure 26 c). (Strat_3)	37
Figure 28 : Macrographie et mesures des empreintes dans la pièce après le cinquième polissage (Strat_5).	38
Figure 29 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le cinquième polissage(Strat_5).	38
Figure 30 : Microstructures de la pièce à la zone C révélée par attaque Nital 2% après le sixième polissage(Strat_6).	39

Figure 31 : Croquis des fibrages de la pièce d'après la visualisation des microstructures.	40
Figure 32 : Fibrage révélé à la cinquième profondeur par l'essai expérimental. (Strat_5).	40
Figure 33 : Fibrage révélé par simulation numérique (GLview Inova).	41
Figure 34 : Représentation schématique du processus de restauration dynamique [Montheillet 1996].	43
Figure 35 : Modifications structurales subies au cours de la déformation à chaud dans le cas de la recristallisation dynamique [Montheillet 1996].	44
Figure 36 : Méthode des segments de mesures des tailles des grains.	44
Figure 37 : Exemple de mesure horizontale de la phase ferritique	45
Figure 38 : Disposition des deux capteurs C_C et C_X représentatif des deux zones C et X_1 respectivement à la fin de l'opération de laminage (GLview Inova).	46
Figure 39 : Evolution des paramètres thermomécaniques dans les deux zones C et X_1	47
Figure 40 : Evolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente aux deux capteurs C_C et C_X	49
Figure 41 : La disposition des capteurs à l'axe de la pièce au cours de l'opération de laminage transversal (GLview Inova).	52
Figure 42 : La procédure adoptée pour déterminer ϵ_c et T_c pour le capteur C_1	53
Figure 43 : Evolution de la taille des grains suivant les zones de la pièce selon les méthodes numérique et expérimentale.	54
Figure 44 : Evolution de la dureté dans le lopin.	55
Figure 45 : Evolution de la dureté dans la pièce.	56
Figure 46 : Les caractéristiques dimensionnelles de la dureté Vickers.	63
Figure 47 : Distribution des points mesurés des Cinq empreintes en fonction de la dureté	64

Liste des tableaux :

Tableau 1 : Les valeurs des hauteurs à partir des quatre points avant polissage.....	32
Tableau 2 : Les valeurs des hauteurs et des profondeurs à partir des quatre points après le premier polissage (Strat_1).	32
Tableau 3 : Les valeurs des hauteurs et des profondeurs à partir des quatre points après le deuxième polissage (Strat_2).	35
Tableau 4 : Les valeurs des hauteurs et des profondeurs après le troisième polissage à partir des quatre points (Strat_3).	36
Tableau 5 : Les valeurs des hauteurs et profondeur à partir des quatre points après le cinquième polissage (Strat_5).....	38
Tableau 6 : Les valeurs des mesures des tailles de grain pour le lopin et les zones de la pièce à la dernière profondeur(Strat_6).	45
Tableau 7 : Les valeurs moyennes des tailles de grains de ferrite (Strat_6).	46
Tableau 8 : Les valeurs des tailles de grains d'après les valeurs de la vitesse de déformation et de la température de la simulation numérique.	53
Tableau 9 : Les valeurs numériques et expérimentales des tailles de grains.	54
Tableau 10 : Le bilan des erreurs permettant le calcul des incertitudes.	63
Tableau 11 : Les paramètres permettant le calcul de ΔH_v	65
Tableau 12 : Evolution de la dureté du lopin pour chaque point selon les profondeurs.	67
Tableau 13 : Evolution de la dureté de la pièce pour chaque point selon les profondeurs suivant les zones de celle-ci.	68

Introduction :

Notre projet a pour objet l'étude avale du procédé de laminage transversal. De ce fait on s'intéresse à la qualité des pièces obtenues par ce procédé. En effet nous établirons une démarche expérimentale et numérique ayant pour objectif d'étudier l'évolution des paramètres thermomécaniques régissant cette transformation de laminage transversal, et les relations entre ces paramètres et les aspects internes de la pièce, tant au niveau des duretés qu'au niveau des microstructures, ainsi qu'au niveau du fibrage interne. En parallèle nous évaluerons l'aptitude du logiciel Forge 2009 à prédire les caractéristiques microstructurales des pièces obtenues par laminage transversal.

Ainsi notre but est de pouvoir déterminer l'évolution des paramètres et faire la liaison avec les microstructures par le phénomène de recristallisation dynamique, qui explique les défauts internes dans la gamme de pièce sujette de notre étude.

Ainsi dans le premier chapitre, nous présentons le contexte et l'état de l'art de notre étude, avec une brève présentation de l'entité d'accueil, et du procédé dans un cadre générale. Et par suite au deuxième chapitre nous dériverons le protocole opératoire et la méthodologie que l'on a adoptée pour atteindre nos objectifs. Ainsi grâce au troisième chapitre nous présentons les résultats numériques, expérimentaux et croquis avec interprétations. Et pour finir nous donnerons une conclusion générale plus quelques perspectives futures et visions quant à une étude complémentaire de notre travail.

Chapitre I : Contexte général du projet.

Le présent chapitre décrit le contexte général du projet, il présente l'entité d'accueil et l'équipe de recherche à travers son personnel et ses axes de travail.

Après cela, nous donnons un descriptif général du procédé faisant l'objet de notre étude ainsi que le contexte général et l'état de l'art.

Enfin, nous décrivons le but de notre projet avec une brève introduction du protocole opératoire que l'on a adopté.

I-1-Présentation de l'équipe de travail :

Notre projet de fin d'études d'intitulé « interaction Matériaux Procédé en Laminage Transversal », a été mené au sein du 'Laboratoire Conception Fabrication Commande' en collaboration avec le centre technique des industries mécaniques.

I-1-1-Le laboratoire de conception, fabrication et commande:

Le Laboratoire de Conception, Fabrication et Commande est un laboratoire placé sous la tutelle d'Arts et Métiers ParisTech. Créé en 2009, il émane des équipes Ingénierie de Fabrication et Conception d'Eléments de Machines et Actionneurs Electromécaniques du Laboratoire de Génie Industriel et Production Mécanique. Il compte aujourd'hui 4 Professeurs des Universités et 8 Maîtres de Conférences qui relèvent des 60ème et 61ème sections de la commission nationale universitaire. L'ensemble de ces permanents, épaulé par plusieurs chercheurs associés, et les personnels techniques et administratifs, encadre une vingtaine de doctorants.

I-1-2- Le centre technique des industries mécanique :

Le Centre technique des industries mécaniques a été créé en 1965, à la demande des industriels de la mécanique afin d'apporter aux entreprises des moyens et des compétences pour accroître leur compétitivité, participer à la normalisation, faire le lien entre la recherche scientifique et l'industrie, promouvoir le progrès des techniques, aider à l'amélioration du rendement et à la garantie de la qualité.

De son abréviation le Cetim s'oriente vers des programmes de recherche technologique et organisationnelle, dans un contexte de plus en plus ouvert au niveau européen et international. Les points les plus marquants de cette évolution concernent en particulier le renouvellement des actions sectorielles et multisectorielles par des regroupements apportant une ampleur significative, une plus forte spécialisation des compétences autour de grands projets fédérateurs afin d'acquérir une visibilité européenne, une démarche d'innovation plus soutenue en favorisant le Co-développement plus particulièrement avec les PME. Le Cetim est labellisé Institut Carnot depuis 2006.

Avec près de 700 personnes, 400 ingénieurs, le Cetim est le premier des centres techniques industriels français. Il intervient aussi bien dans le contexte national et régional que dans une

perspective européenne et internationale pour la promotion du site France. Ainsi le centre a plusieurs implantations en France comme indiqué à la figure qui suit :



Figure 1 : Les implantations du CETIM en France.

I-1-3-Axes de travail de l'équipe :

Vu la position géographique de la ville de Metz se situant à proximité de l'Allemagne, pays très développé dans les domaines industriels et aussi à cause des besoins identifiés au niveau européen, les axes de travail du LCFC en collaboration avec le Cetim sont :

- ✓ Production innovante (réactive, fabrication virtuelle...),
- ✓ Ingénierie industrielle avancée (gestion des connaissances, technologies de l'information et de la communication),
- ✓ Usines basées sur la connaissance (intégration des connaissances dans les systèmes de production),
- ✓ Ingénierie de fabrication et services : systèmes adaptatifs et reconfigurables,
- ✓ Technologies émergentes de fabrication (fabrication de très haute précision, usinage grande vitesse, usinage à sec, thixo-formage, fabrication des composites,...),
- ✓ Modélisation et commande de dispositifs mécaniques de production, de mesure, d'inspection ou de surveillance,
- ✓ Maîtrise de l'interaction produit - matériau – procédé – processus – ressources en mobilisant les connaissances scientifiques, phénoménologiques, technologiques.

introduite par George SIMONDS en 1886, ce procédé ayant été inventé à la fin du XIX siècle, mais n'a réellement commencé à être utilisé dans l'industrie qu'au début des années 50 [Dean 1993]. Au cours de ce procédé, le lopin préchauffé à la température de laminage est introduit entre deux outils cylindriques qui sont parallèles l'un par rapport à l'autre (Figure 3). Ainsi la mise en mouvement des outils met le lopin en rotation. Les surfaces de laminage vont alors pénétrer dans le lopin, perpendiculairement à son axe longitudinal, donc la matière sera repoussée longitudinalement et le diamètre d'origine réduit. Les outils sont dotés de surfaces d'entraînement constituées par des rainures pour assurer un mouvement rotatif continu régulier du lopin et éviter tout glissement. [Mangera 2001].

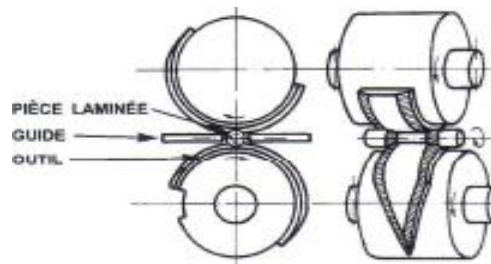


Figure 3 : Principe du laminage transversal [Mangera 2001].

Agissant suivant le même principe, on précise qu'il existe deux principaux types de laminoirs transversaux se différenciant par la forme des outillages qui sont soit plats (laminoirs à plaques) ou circulaires (laminoirs à rouleaux). Présentant moins d'encombrement et un non besoin de retour en arrière pour chaque opération, seul le laminoir à rouleaux est utilisé industriellement. Cependant pour des travaux de recherches n'incluant pas des contraintes de productivité, le laminoir à plaques est fortement utilisé.

On tient à préciser qu'il existe d'autres techniques en laminage transversal différentes des laminoirs à rouleaux et à plaques, à savoir l'utilisation de plaques concaves, nombre de rouleaux différents etc. (Figure 4).

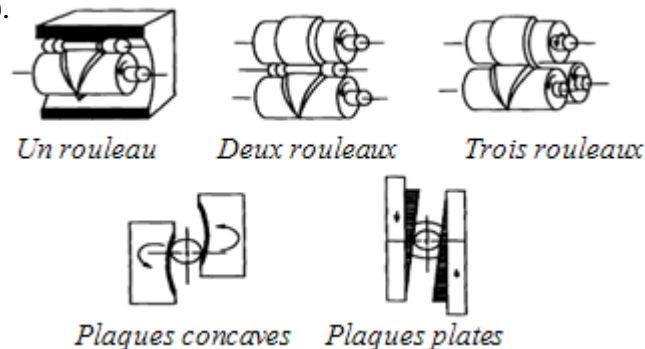


Figure 4 : Les cinq configurations d'outillages en laminage transversal [Dean 1993].

Dans tout ce qui suit on ne parlera que du laminage transversal à plaques, d'une part car le laboratoire où nous avons mené nos expériences, dispose de laminoir à plaques et d'autre part vu la similitude des résultats obtenus pour les pièces laminées.

I-2-2-Description de l'outillage :

Les outils sont constitués de plusieurs segments, ceux-ci sont montés sur le périmètre de deux cylindres parallèles dans le cas du laminoir à outillage cylindrique. Un outil complet est composé de quatre zones progressives [Piedrahita 2006] (Figure 5).

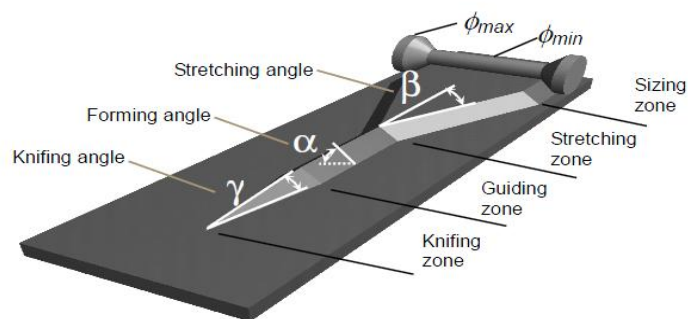


Figure 5 : Zones géométriques d'un outil de laminage transversal [Piedrahita 2006].

- ✓ Zone de pénétration : elle est composée d'un coin dont la hauteur augmente de zéro avec un angle γ dit angle de pente ou d'attaque jusqu'à obtention de la réduction totale du diamètre de la pièce finie. La fonction de cette partie de l'outillage est de diriger le lopin et d'initier une entaille sur sa circonférence.
- ✓ Zone de guidage : Dans cette zone la section du lopin ne change pas (après un tour). L'entaille en V est formée tout au long de la circonférence.
- ✓ Zone de refoulement de matière : Elle est la zone la plus importante de l'outil. Les angles de chanfrein α et de pénétration β caractérisent la géométrie de l'outil. C'est dans cette partie que la matière est refoulée vers l'extérieur pour que les différents diamètres puissent être formés.
- ✓ Zone de calibrage : Dans cette zone la section de l'outil reste constante. Une bonne qualité de surface ainsi que des tolérances fonctionnelles sont recherchées.

I-2-3-Qualité des pièces laminées :

Lors d'une opération de laminage transversal, on peut distinguer quatre étapes de déformation du lopin comme indiqué à la (Figure 6), correspondant aux quatre zones définies par la géométrie de l'outil. [Dang 2000].

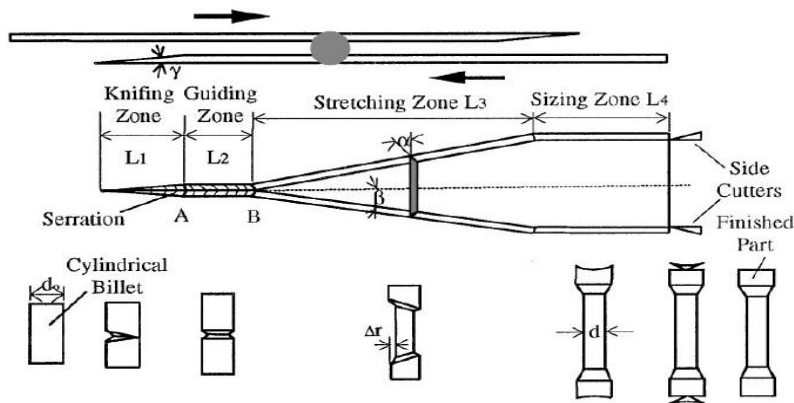


Figure 6 : Structure de l'outillage et processus de déformation en laminage transversal [Dang 2000].

On précise que la réduction de surface est régie par l'équation (1) [Dang 2000] ci-dessous :

$$\Delta r = 1 - \left(\frac{d}{d_0}\right)^2 \quad (1)$$

Avec :

- Δr : La réduction en %,
- d : Diamètre finale de la pièce (diamètre du centre) en mm,
- d_0 : Diamètre initial du lopin en mm,
- γ : Angle de pente ou d'attaque en degré,
- α : Angle de chanfrein en degré,
- β : Angle de pénétration en degré.

A l'issue de toute opération de laminage transversal, il est nécessaire d'obtenir une forme géométrique avec de bonnes propriétés de surface liées à la rugosité et des propriétés mécaniques requérant une microstructure adéquate. Ceci dit et suivant la littérature, on recense principalement trois types de défauts qui pourraient apparaître au cours de l'opération de laminage transversal qui ne pourraient être remarqués que vers la fin de celle-ci [Piedrahita 2006] :

- ✓ Des défauts géométriques : se caractérisant par des sections non-circulaires.
- ✓ Des défauts superficiels : se caractérisant par des replis de matière, des stries et des traces en spirale.
- ✓ Des défauts internes : contrairement aux deux précédents types, ils ne sont pas visibles à l'œil nu et sont principalement des fissures et des porosités. Et des cavités internes majeures, dites effet Mannesmann.

Les trois types de défauts sont illustrés par la (Figure 7) à la page suivante.

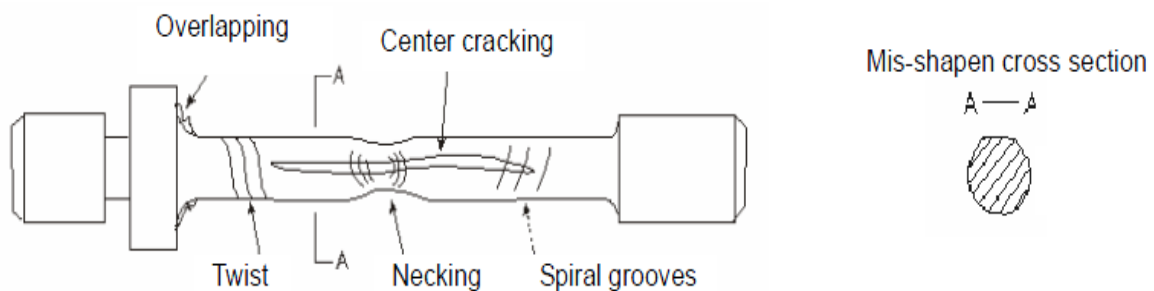


Figure 7 : Principales défauts des pièces en laminage transversal [LI 2004].

Certaines fissures qui se trouvent à l'extrémité des pièces peuvent être évitées en augmentant la longueur du lopin initial, par contre le problème de porosités internes ne peut en aucun cas être évité par cette solution. Les principales hypothèses concernant les causes de ces défauts internes seraient [Piedrahita 2006] :

- ✓ Un état de contrainte en traction dans la partie centrale de la pièce.
- ✓ Un état de contrainte de cisaillement excessif dans la zone de pénétration.
- ✓ Une accumulation de précipités ou d'inclusions non métalliques dans le brut.

La combinaison des contraintes normales comme facteur majeur et des contraintes de cisaillement comme facteur mineur seraient la cause de la formation et du développement des porosités internes. Cette conclusion est appuyée par le fait que des régions de grandes déformations plastiques sont observées avant la formation de fissures [Piedrahita 2006]. Donc et en vue d'étudier au mieux ces défauts ainsi que leurs origines, une étude métallurgique des pièces laminées est inévitable, qui permettrait de vérifier l'homogénéité de répartition des taille de grains, d'examiner la qualité du fibrage...

I-2-4-Problématique :

A ce jour et même malgré l'ancienneté du procédé et les multitudes d'études menées sur celui-ci, l'évolution totale de plusieurs paramètres régissant l'opération de laminage transversal reste inconnue, et principalement les paramètres thermomécaniques incluant température, vitesse de déformation et déformation, et parce que par ce procédé les quelques défauts qu'on a décrit plus haut notamment internes qui limitent l'utilisation de ces pièces tant en ébauche qu'en pièces finies, peuvent survenir. Donc la connaissance de ces paramètres permettraient d'élucider les causes de ces défauts et conduiraient à les éviter.

Donc le but de- notre étude est d'établir le lien entre les différents paramètres thermomécaniques régissant cette transformation, et les caractéristiques métallurgiques et microstructuraux des pièces obtenues par laminage transversal. Ainsi, pour établir ce lien entre les paramètres thermomécaniques et les caractéristiques métallurgiques, on adopte une approche expérimentale corrélée à une approche numérique pour une pièce obtenue par laminage transversal pour un matériau de type acier au carbone C17 dont la composition en pourcentage de masse est voisine de 0.0017C-0.1Si-0.3Mn, et de géométrie dite haltère comme on verra dans ce qui suit. Par le biais de l'étude expérimentale on visualise les microstructures de la pièce, le fibrage et on mesure les duretés, et d'un autre coté l'étude numérique par le logiciel FORGE 2009 nous permet grâce à des capteurs de voir l'évolution des différents paramètres thermomécaniques au cours de l'opération de laminage.

De plus parmi l'un des objectifs de notre étude est de voir l'aptitude de Forge 2009 à simuler ce procédé de laminage transversal et de voir si en effet la simulation par éléments finis est bien capable de reproduire les phénomènes microscopiques et macroscopiques observables expérimentalement. Ainsi on résume l'objectif de notre projet par la (Figure 8) :

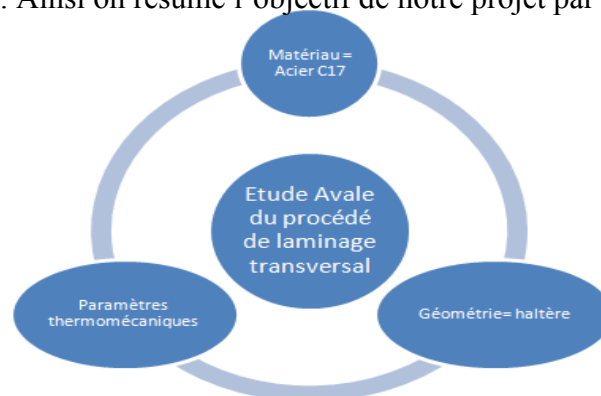


Figure 8 Le but du projet est d'établir le lien entre les paramètres thermomécaniques, le matériau et la géométrie de la pièce.

Ainsi pour atteindre cet objectif, nous allons choisir une méthodologie se composant de plusieurs étapes, décrite comme suit à la (Figure 9) et de manière plus approfondie au chapitre 2 de ce document. On dénomme « Strat_i » toute surface correspondant à une profondeur p_i .

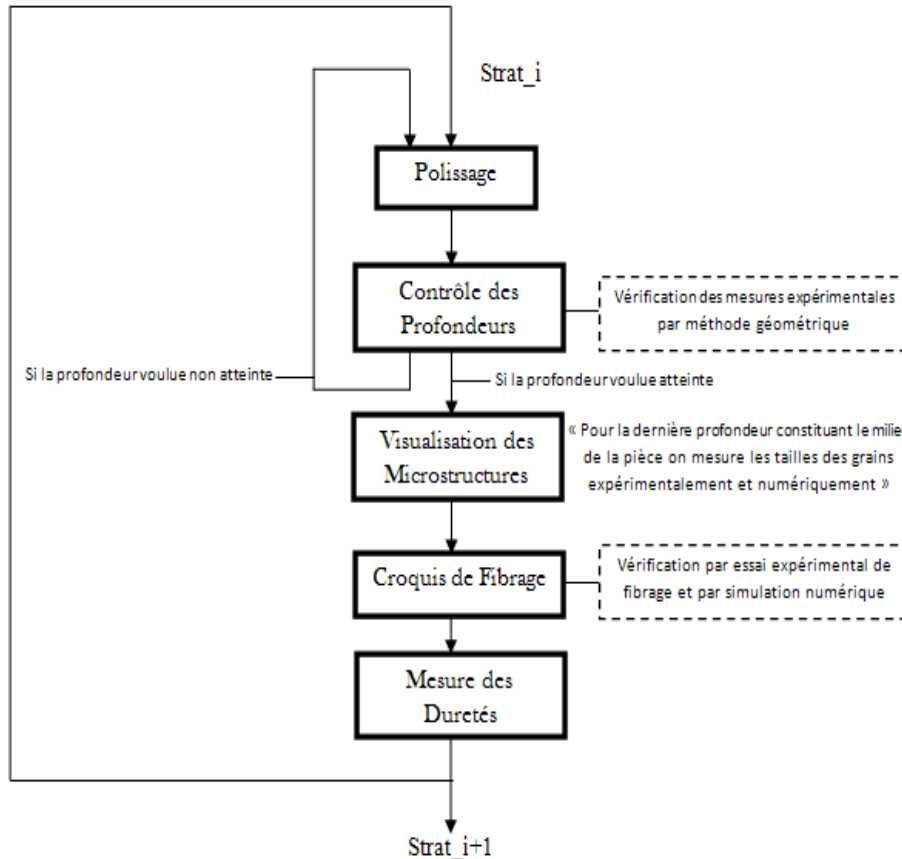


Figure 9: Protocole adopté.

I-3-Conclusion:

Tout au long de ce chapitre nous avons donné un aperçu du cadre général de notre projet. Nous avons présenté l'équipe d'accueil à travers son domaine d'activités, et les différents axes de travail.

Nous avons explicité l'état de l'art de notre étude incluant la définition du procédé de laminage transversal faisant l'objet de notre étude avale. Ainsi nous avons défini l'outillage et la qualité des pièces obtenues par ce procédé, ce qui nous a conduit à donner plusieurs hypothèses quant aux causes de notre problématique.

Dans le prochain chapitre, nous décrivons plus en détails le protocole opératoire et la méthodologie et les justifications de nos choix.

Chapitre II : Protocole opératoire et méthodologie.

Le présent chapitre décrit le protocole de nos essais de manipulations.

Il inclut le choix des dimensions du lopin en fonction de l'outillage dont on dispose au laboratoire. On y décrit aussi l'opération de polissage avec les temps d'attente, en introduisant aussi la dénomination de Strat_i en référence aux profondeurs correspondantes. Pour chacune de ces profondeurs, on élabore une méthode géométrique en vue de vérifier les valeurs des mesures atteintes.

On y décrit et on justifie les différents points de mesures de dureté et de visualisation des microstructures, et finalement on explicite la mise en données de la simulation numérique que l'on a adopté en parallèle avec l'expérimentation.

II-1-Choix des dimensions du lopin :

Comme cité auparavant, notre étude fait l'objet de deux volets, expérimental et numérique. Cette étude traite des pièces obtenues par laminage transversal à partir de lopin dont les dimensions sont décrites à la (Figure 10) ci-dessous :

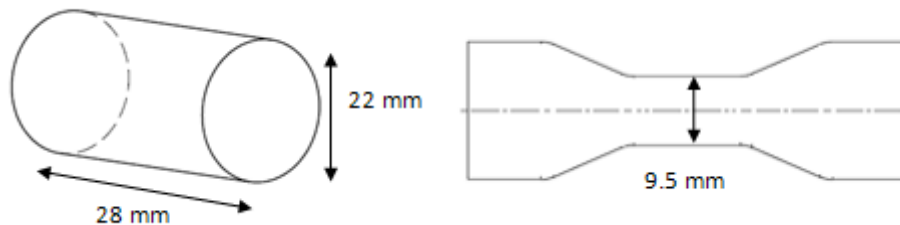


Figure 10 : Les dimensions du lopin et de la pièce adoptées dans l'expérimentation.



Figure 11 : Photo de la pièce laminée.

Le choix des dimensions qui suivent n'est pas dû au hasard, en effet la course de l'outillage au laboratoire est égale à 210 mm, ainsi avec le diamètre de 22 mm on peut effectuer trois tours du lopin avant formation complète de la pièce.

$$\text{En effet on a :} \quad 22 \text{ mm} \times \pi = 69.11 \text{ mm} \quad (2)$$

$$\text{Et d'autre part :} \quad 69.11 \text{ mm} \times 3 = 207.33 \text{ mm} \quad (3)$$

Seulement avec le diamètre de 22 mm on a une réduction très importante qui est illustrée à l'équation (4) qui suit :

$$\varepsilon\% = \frac{(22 - 9.5)}{22} = 56.81\% \quad (4)$$

Ce qui causerait certainement problème lors de l'utilisation de la simulation sous logiciel Forge 2009 ainsi avec la simulation numérique on adopte un diamètre de lopin de 27 mm avec une réduction allant jusqu'à 14 mm :

$$\varepsilon\% = \frac{(27-9.5)}{22} = 48\% \quad (5)$$

Remarque : Le changement de dimensions entre la simulation numérique et l'étude expérimentale n'influence en rien la compatibilité des deux études et ce car comme on va le voir dans ce qui suit les dimensions n'entrent pas en jeu dans l'étude, néanmoins une réduction ne dépassant pas les 50% est importante sous FORGE 2009 pour avoir une simulation correcte.

II-2-Polissage:

L'idée de base est de voir les évolutions des microstructures selon plusieurs couches successives de la pièce. Pour ce faire, on a effectué un bon nombre de polissage nous permettant d'atteindre une profondeur de 11mm (milieu de la pièce). Voir (Figure 12).

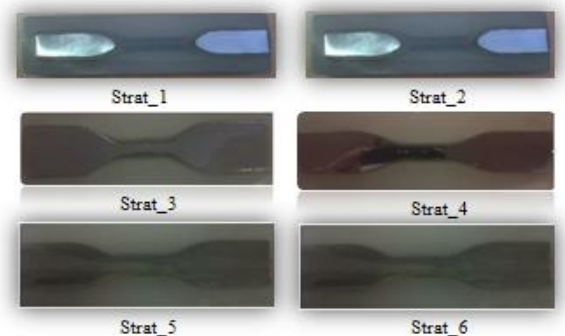
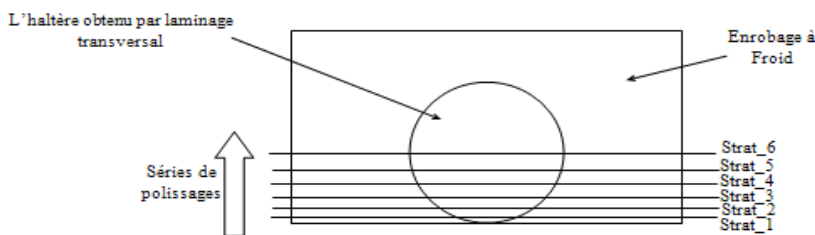


Figure 12 : Description du polissage.

Figure 13 : Photos de chaque Strat_i.

Ainsi pour chaque polissage on atteint une profondeur voulue qui fait l'objet de l'étude que nous décrivons dans ce qui suit.

Remarques:

- L'expérimentation nous montre que le renouvellement de l'utilisation du papier 80 toutes les 11 min nous permet d'enlever 1.2 mm, soit une profondeur de même valeur.
- L'enrobage de l'échantillon aura pour but de simplifier la manipulation lors des différentes étapes d'analyse (notamment lors du positionnement sur les platines de microscopes et de machines de micro-dureté).

Ainsi par le biais d'un polissage automatique on agit et sur un lopin et sur une pièce obtenue par laminage transversal, en vue d'atteindre la profondeur voulue par calcul du temps de l'opération. En effet la machine de polissage nous permet de régler le temps de durée de l'opération. Et à la fin de chaque opération de polissage on effectue des mesures par pied à coulisse de la profondeur atteinte et des différentes dimensions des empreintes causées par le polissage de la pièce et du lopin.

II-3-Mesure des profondeurs et des empreintes:

En vue d'éviter toute confusion, on effectue un repérage comme indiqué à la (Figure 14), dans la pièce et dans le lopin.

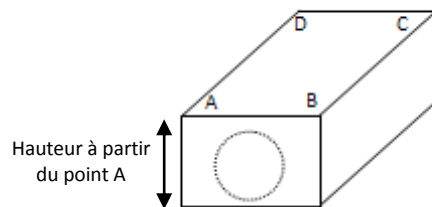


Figure 14 : Repérage de la pièce et du lopin.

Alors, en vue de confirmer les valeurs de profondeurs obtenues par pied à coulisse on mesure aussi les empreintes causées par polissage à la surface de nos échantillons. La (Figure 15) qui suit présente les différentes distances mesurées.

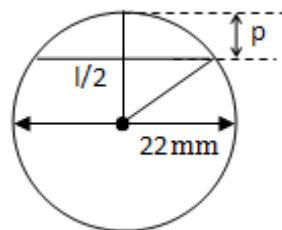


Figure 15: les distances mesurées du lopin et de la pièce.

Notant p la profondeur que l'on a mesuré par pied à coulisse et dont on veut confirmer la valeur géométriquement. Ainsi soit l la largeur de l'empreinte due au polissage, on a :

$$(11)^2 = (11-p)^2 + (l/2)^2 \quad (6)$$

Ainsi on aura :

$$p = 11 - \sqrt{[(11)^2 - \left(\frac{1}{2}\right)^2]} \quad (7)$$

Alors par le biais de l'équation (7) ci-dessus on confirme les valeurs des profondeurs mesurées par pied à coulisse.

Remarque:

- En plus du fait de connaître les profondeurs atteintes, les mesures décrites ci-dessus, nous permettent aussi de savoir à peu près l'inclinaison de la surface qu'on étudie. En effet comme on l'a déjà mentionné dans la (Figure 14), les hauteurs à partir des quatre points n'ont pas forcément les mêmes valeurs.

II-4-Visualisation des microstructures à chaque profondeur:

Comme indiqué auparavant à l'issue de chaque opération de polissage on aura une surface munie d'empreintes qui fera l'objet de notre étude. La visualisation des microstructures comme les différentes mesures de dureté ont été effectuées sur des points bien spécifiques, ainsi et suivant la géométrie de l'haltère on divise celui-ci en cinq zones comme indiqué à la (Figure 16). On justifie cette division par le fait qu'il y a une zone qui a subi de grandes déformations notamment la zone centrale désignée par la zone C, et d'autres zones ayant subies des bien moindre déformation désignées par X₁ et Y₁ et finalement des zones ayant subies des déformations moyennes nommées X₂ et Y₂. Les points de visualisation quant à eux on été choisis le long de l'axe de la pièce pour avoir la structure interne et quelques points proches de la surface pour avoir une idée de l'inclinaison des grains.

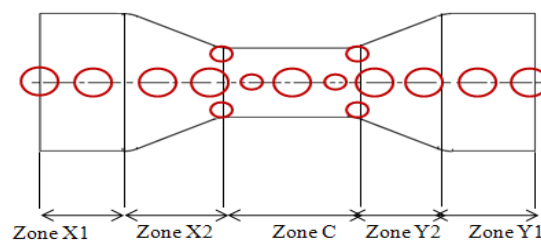


Figure 16 : Les différentes zones de la pièce ainsi que les points de visualisation.

Remarques :

- Dans certaines régions de la pièce, la visualisation a été plus précise que dans d'autres, notamment les régions de passage d'une zone à une autre et à la zone centrale de la pièce.

- C'est avec le logiciel AnalsysPro qu'on a pu visualiser les microstructures de la pièce et du lopin ainsi que les mesures des tailles des grains.

II-5- Mesure des duretés à chaque profondeur:

Comme pour la visualisation des microstructures, les mesures de dureté ont été effectuées suivant les mêmes zones de la pièce décrites à la (Figure 16) Cependant les points de mesures pour chaque zone sont comme suit à la (Figure 17) :

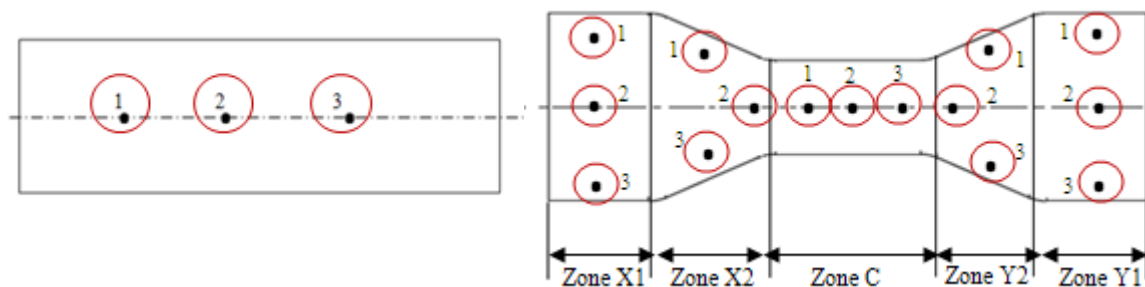


Figure 17 : Les différents points de mesure de dureté de la pièce et du lopin.

Aussi, on tient à préciser que la dureté qu'on mesure est la dureté Vickers, et qu'étant donné le nombre important de mesures de duretés et leurs importances qu'aura leurs valeurs sur notre étude, on a jugé qu'il était très important de déterminer les incertitudes pour chaque mesure. Ainsi dans l'annexe A on explicite la méthodologie adoptée pour déterminer les incertitudes de nos mesures.

II-6- Mise en données de la simulation numérique:

L'ensemble des différents résultats expérimentaux, peut être confronté par ceux obtenus par simulation numérique, ce qui permet par la suite la conception. Cela dit il faut que le phénomène physique soit représenté de manière adéquate. Donc il est nécessaire de décrire la cinétique et la géométrie des outils, le comportement du matériau ainsi que les échanges thermiques et le frottement.

En vue de résoudre les différentes équations d'équilibre mécaniques et thermiques, la méthode des éléments finis est utilisée par le logiciel Forge 2009. L'avantage de ce logiciel est qu'il permet la simulation de pièce de géométrie complexe comme dans le cas du laminage transversal par le biais de remaillage automatique, il utilise une discrétisation par éléments finis mixtes tétraédriques à 4 nœuds. De plus la loi de frottement entre les outils et la pièce employée par le logiciel, pour représenter au mieux les conditions de glissement dans notre cas est choisie du type viscoplastique sur le modèle de Norton Hoff, qui est décrite par l'équation (8). On

précise que dans notre cas on choisit un matériau de type acier C14-15Mn3, et ce car c'est le matériau dont les caractéristiques sont les plus proches de notre matériau C17.

Avec :
$$\tau = -fK(T, \varepsilon) \cdot \Delta V(p * -1) \cdot \Delta V \quad (8)$$

- ✓ τ : Contrainte de cisaillement,
- ✓ f : Le coefficient de frottement,
- ✓ ΔV : La différence de vitesse,
- ✓ p^* : Le coefficient de sensibilité au glissement.

L'outillage présente une zone de plus grand frottement qui est rainurée et une autre plus lisse, et d'après les préconisations de l'auteur [Piedrahita 2006] pour avoir un écoulement de matière optimale il faut adopter des valeurs $\alpha_L = 0.8$ pour les surfaces rainurées et $\alpha_G = 0.4$ pour les autres surfaces. La valeur de α désigne l'angle de chanfrein, l'une des caractéristiques de l'outillage en laminage transversal. (Voir (Figure 18) qui suit).

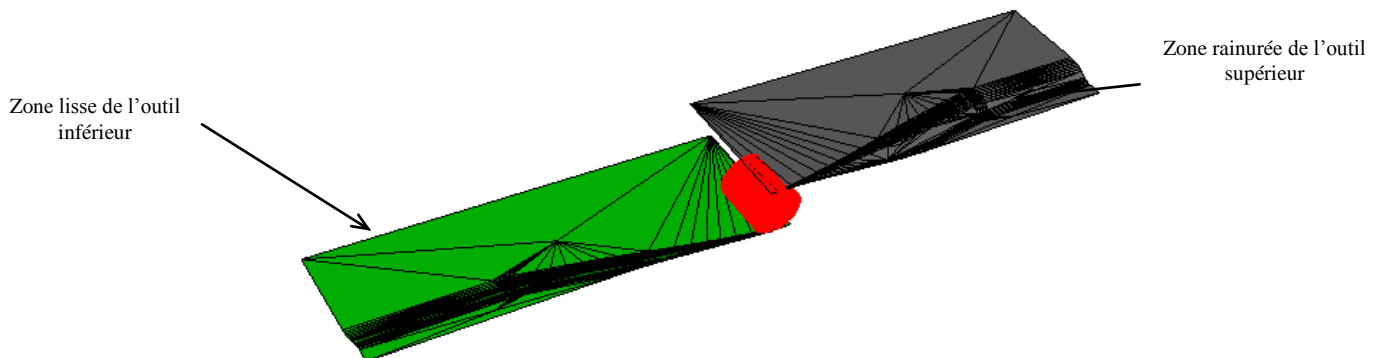


Figure 18: Les zones lisses et rainurées des outils supérieurs et inférieurs dans la simulation numérique.

II-7-Conclusion :

Dans ce chapitre nous avons détaillé notre méthodologie de travail, tant des différents points de visualisation des microstructures, des points de mesures de dureté que de la mise en donnée de la simulation numérique.

Ainsi au chapitre suivant on verra les microstructures suivant les zones en rouge présenté sur la (Figure 16) du présent chapitre. Aussi les tracé des évolutions de dureté que nous allons voir seront fait suivant les dispositions des points (Figure 17).

Et finalement comme notre mise en données de la simulation numérique à été faite a ce stade la confrontation des deux études numérique et expérimentale a pu commencer.

Donc au chapitre qui suit on présente les résultats obtenus suite au protocole opératoire, avec nos interprétations quant à ces derniers.

Chapitre III : Résultats et interprétations.

Le présent chapitre présente en premier lieu les mesures des profondeurs atteintes pour chaque Strat_i, et la vérification de ses mesures par la méthode géométrique décrite précédemment.

Aussi pour chaque profondeur il apporte des images des microstructures révélées par attaque Nital et les croquis de fibrage à chaque profondeur déduit des images de microstructures ce qui sera confirmé par deux essais, un expérimental et l'autre numérique. Aussi par le biais des remarques concernant ces microstructures, on introduit les phénomènes de recristallisations dynamiques dont la définition sera apportée de la littérature. Et en adoptant une norme de mesures des tailles de grains qui sera décrite dans ce présent chapitre on explique les phénomènes microstructuraux.

La simulation numérique nous apportera des résultats importants nous permettant de voir l'évolution des paramètres thermomécanique et leur relation avec les tailles de grains déjà mesurés.

Et finalement on confirmera nos résultats par des essais de dureté où on reportera les évolutions suivant les différents points en fonction des profondeurs.

III-1-Microstructures suivant les profondeurs atteintes:

Pour pouvoir se situer quant aux différentes profondeurs, nous avons mesuré les différentes hauteurs avant toute opération de polissage ainsi nous avons eu comme dimensions les valeurs ci-dessous dans le tableau 1.

Mesure des hauteurs Avant polissage				
	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
Lopin	23,7	23	22,9	23
Pièce	23,4	24,4	23	25

Tableau 1 : Les valeurs des hauteurs à partir des quatre points avant polissage.

Remarque :

- Les valeurs des quatre hauteurs dans le tableau 3 ci-dessus, on été mesurées par pied à coulisse suivant la configuration à la (Figure 8) plus haut. C'est-à-dire on mesure les distances à partir des quatre points A, B, C et D dans le lopin et dans la pièce. (Le marquage des points s'est fait par écrit-métal).

III-1-1- Microstructure à la première profondeur « Strat_1 » :

Après le premier polissage les mesures des hauteurs nous donnent ce qui suit au tableau 2. Donc à partir de la différence des valeurs avant polissage et après ce premier polissage on peut déduire les profondeurs atteintes (voir Tableau 2).

Mesure des hauteurs Après le premier polissage (Strat_1)					Profondeur (Strat_1)				
	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)	A partir du point :	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
Lopin	21,2	22,3	22,3	21,4	Lopin	2,5	0,7	0,6	1,6
Pièce	21,4	22	22	21,4	Pièce	2	2,4	1	3,6

Tableau 2 : Les valeurs des hauteurs et des profondeurs à partir des quatre points après le premier polissage (Strat_1).

La (Figure 19) qui suit illustre les mesures des empreintes ainsi que les macrographies de la pièce et du lopin.

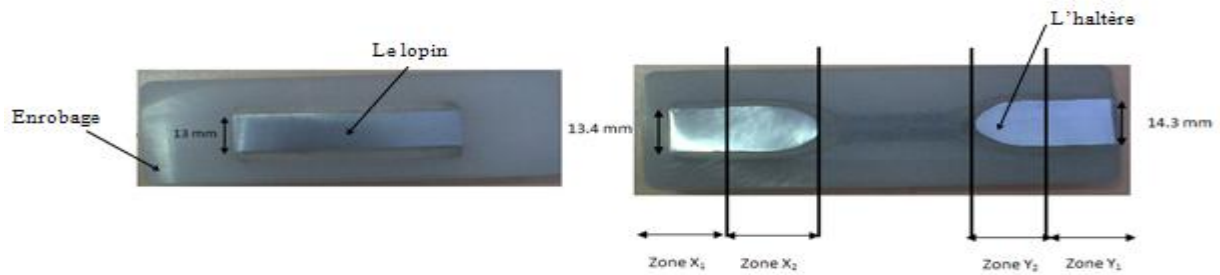


Figure 19 : Macrographie et mesure des empreintes dans le lopin et la pièce après le premier polissage (Strat_1).

Ainsi et comme dit auparavant dans la description du protocole opératoire, on confirme les mesures de profondeurs géométriquement par l'équation (6) ci-haut, tel que pour une largeur d'empreinte de 13.4 mm comme indiqué à la figure 11 on a : $l = 13.4 \text{ mm}$ ainsi on aura par l'équation (7) $p = 2.27$ ce qui est extrêmement proche de la valeur moyenne des profondeurs atteintes pour la pièce illustré au tableau 2 qui est de 2.25 mm.

Dans ce qui suit on explicite les microstructures du lopin et des différentes zones de la pièce. Ne présentant qu'une seule zone dans la (Figure 20) ci-dessous la microstructure du lopin :

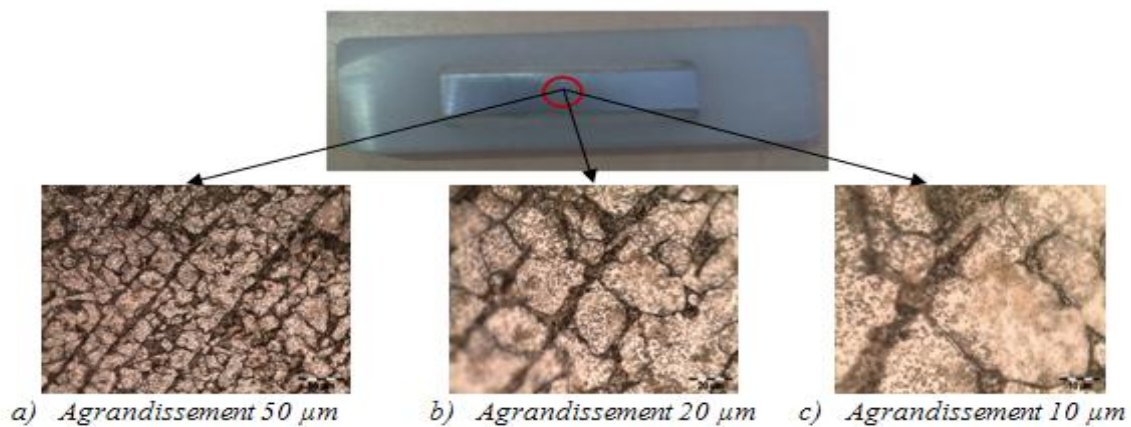


Figure 20 : Microstructures du lopin après attaque Nital 2%, pour différents agrandissements après le premier polissage.

Ainsi et comme on s'y attendait d'après la bibliographie [Sun 2005] la microstructure du lopin étant un acier C17 après révélation est bien ferrito-perlitique, où la phase de ferrite en blanc est bien prépondérante et la phase de cémentite minoritaire en noire.

Remarques :

- Dans ce qui suit la zone C n'est pas encore visible car la profondeur n'est pas suffisamment importante.

- Vue l'hétérogénéité de la géométrie dans la pièce il se peut que certaines microstructures soient moins bien visibles que d'autres pour cause d'une forte affinité à la corrosion malgré l'utilisation de l'acétone et du séchage après chaque attaque au Nital 2%.

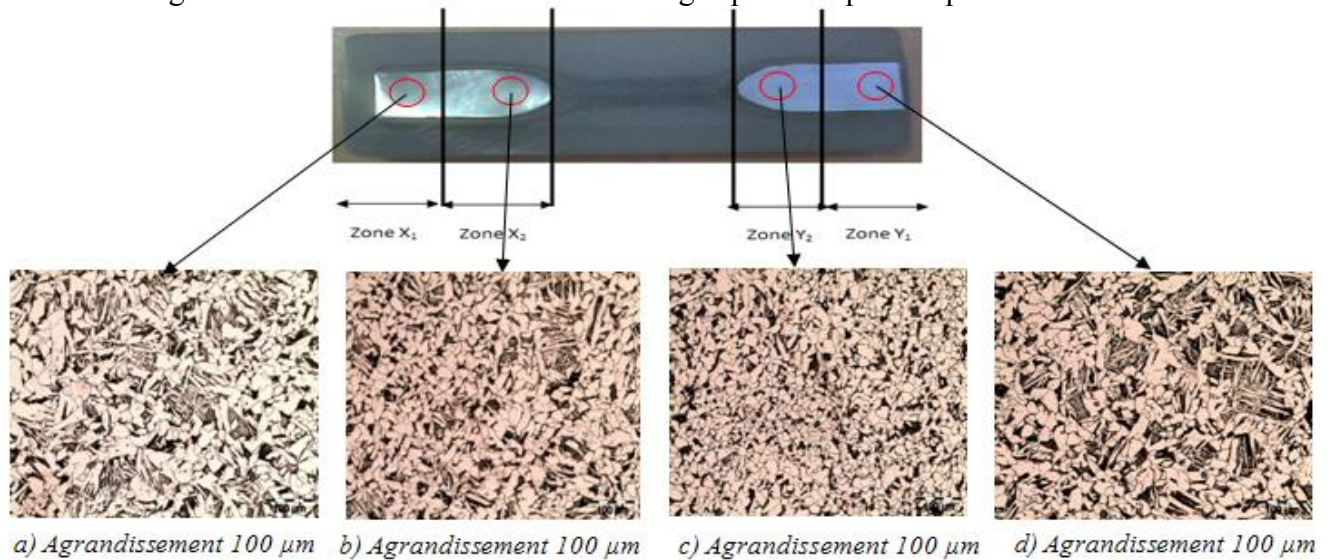


Figure 21 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le premier polissage (Strat_1).

Les microstructures ci-dessus qui sont plus claires que celles du lopin et la (Figure 20), confirment bien la structure perlitique.

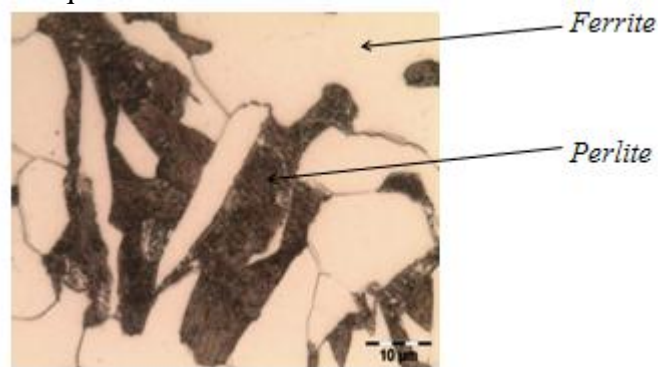


Figure 22 : Structure perlitique révélée par attaque Nital 2%, pour un agrandissement de 10μm (Strat_1).

Remarque :

- On remarque que déjà à partir de cette profondeur on a un affinement des grains dans les zones déformées avec les images b) et c) de la (Figure 21) ci-dessus.

III-1-2- Microstructure à la deuxième profondeur « Strat_2 » :

Comme pour le « Strat_1 » on effectue la différence des valeurs entre les valeurs avant polissage et après ce deuxième polissage pour pouvoir déduire les profondeurs atteintes dans ce « Strat_2 » (voir Tableau 3).

Mesure des hauteurs Après le deuxième polissage (Strat_2)				
	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
Lopin	18,7	19	19	19
Pièce	19	19	19	19

Profondeur(Strat_2)				
A partir du point :	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
Lopin	5	4	3,9	4
Pièce	4,4	5,4	4	6

Tableau 3 : Les valeurs des hauteurs et des profondeurs à partir des quatre points après le deuxième polissage (Strat_2).

Ainsi après ce deuxième polissage les empreintes de polissage mesurées sont comme suit :

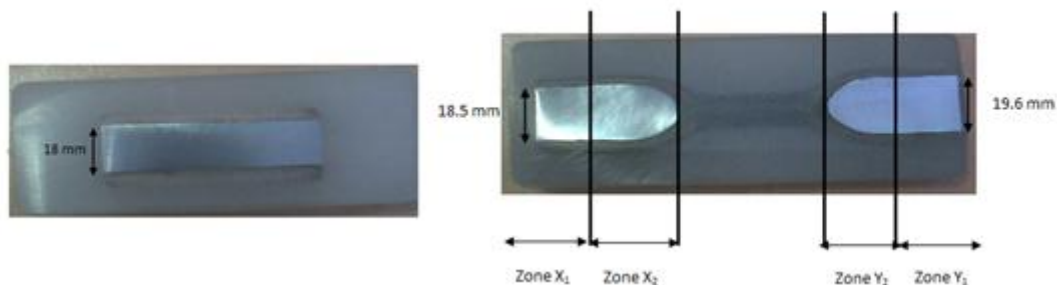


Figure 23: Macrographie et mesures des empreintes dans le lopin et l'haltère après le deuxième polissage (Strat_2).

Une fois de plus on confirme les profondeurs du tableau 3. On prend d'après la (Figure 23), $l = 18.5$ mm ainsi de l'équation (7) on aura $p = 5.04$ mm et la valeur moyenne des profondeurs à partir des quatre points pour la pièce est de 4.95 mm. Ainsi on peut estimer que les profondeurs du tableau 3 sont correctes.

Remarques:

- Dans ce qui suit et pour toutes les profondeurs (tous les Strat_i) on n'explique plus les microstructures du lopin, car celles-ci ne changent pas en fonction des profondeurs. Ainsi on se contentera de montrer les microstructures de la pièce suivant les différentes zones pour toutes les profondeurs.

- A partir de la Strat_2, vu que les empreintes sont plus larges, une microstructure par zone n'est plus suffisante d'où on essaie de balayer toutes les empreintes de gauche à droite dans l'axe de la pièce comme on l'a indiqué dans la configuration à la (Figure 16).
- Aussi compte tenu du fait du grand nombre d'images de microstructures, et de la similitude entre les deux zones X₁ et Y₁ et la similitude entre X₂ et Y₂ géométriquement parlant on essaie de faire en sorte d'avoir une complémentarité entre les microstructures reportées.

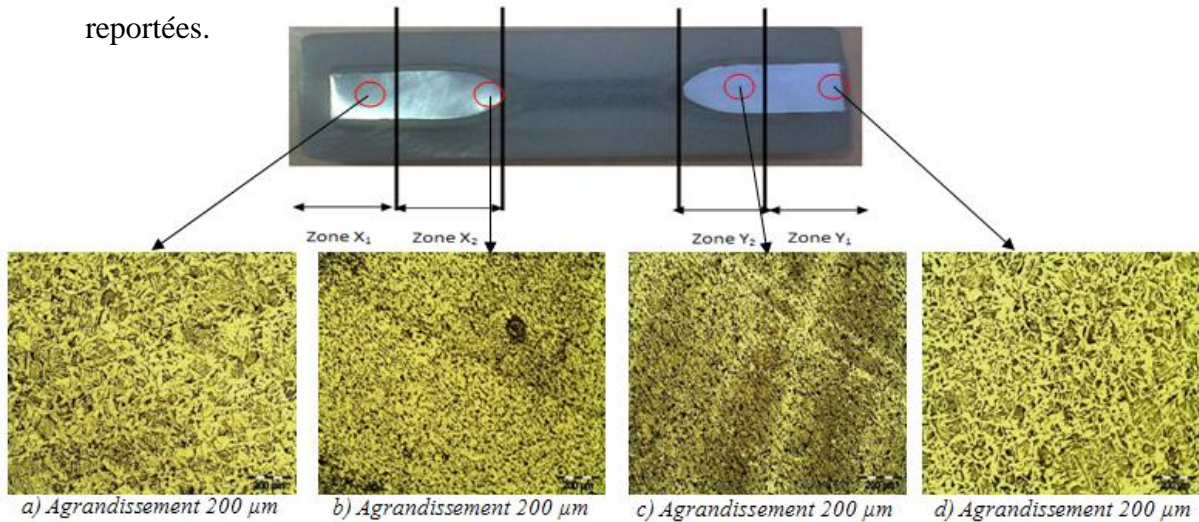


Figure 24 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le deuxième polissage (Strat_2).

III-1-3- Microstructure à la troisième profondeur « Strat_3 » :

Après le troisième polissage on obtient le Strat_3 dont les caractéristiques dimensionnelles sont indiquées par le tableau 4 suivants :

Mesure des hauteurs Après le troisième polissage (Strat_3)					Profondeur (Strat_3)				
	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)	A partir du point :	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
Lopin	18	18,2	17,9	18,2	Lopin	5,7	4,8	5	4,8
Pièce	18	18	17,9	18	Pièce	5,4	6,4	5,1	7

Tableau 4 : Les valeurs des hauteurs et des profondeurs après le troisième polissage à partir des quatre points (Strat_3).

Après ce troisième polissage où on a atteint une profondeur moyenne de 5.97 mm dans la pièce on a pu, comme on le voit à la (Figure 25) ci-dessous atteindre la zone centrale (zone C).

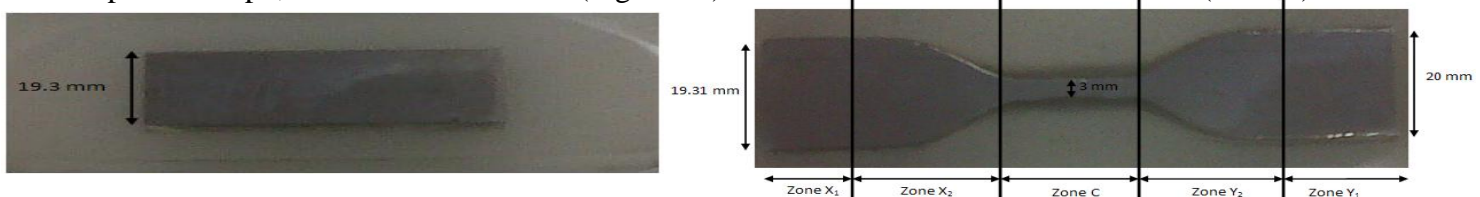


Figure 25 : Macrographie et mesures des empreintes dans le lopin et l'haltère après le troisième polissage (Strat_3).

D'après l'équation (7) une fois encore on a pour $l = 19.31$ mm, $p = 5.72$ mm valeur très proche de la valeur moyenne de 5.97 mm.

Remarque:

- En raison d'un changement du microscope utilisé, les images qui suivent sont moins claires que les précédentes.
- A la (Figure 27) un plus grand agrandissement de la (Figure 26 c)), où on peut voir que les différents petits points noirs ne sont en fait que des piqures de corrosion et les deux phases ferritique en blanc et perlitique en noire.

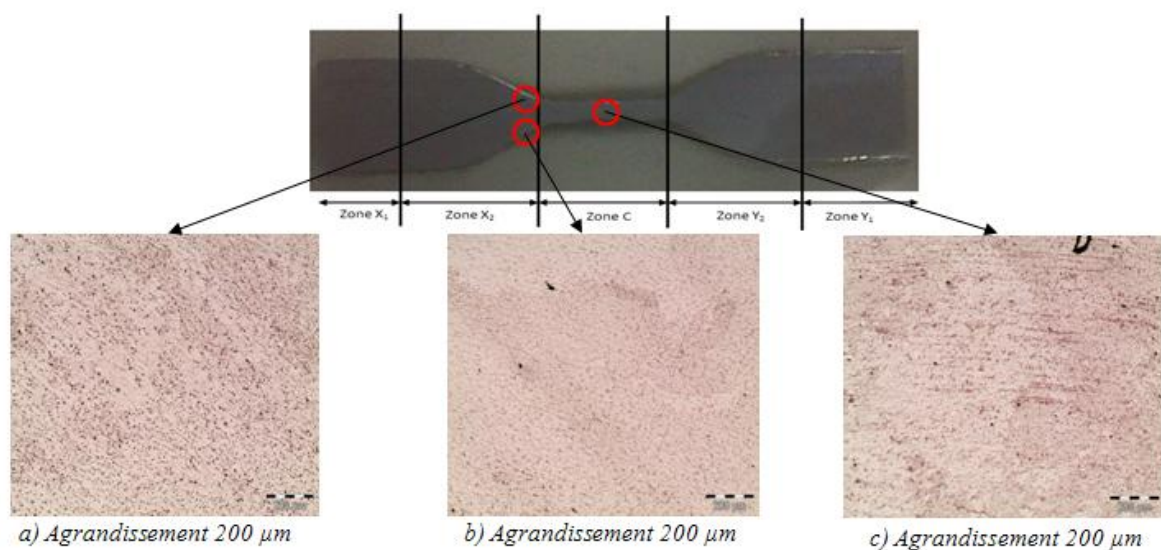


Figure 26 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le troisième polissage(Strat_3).

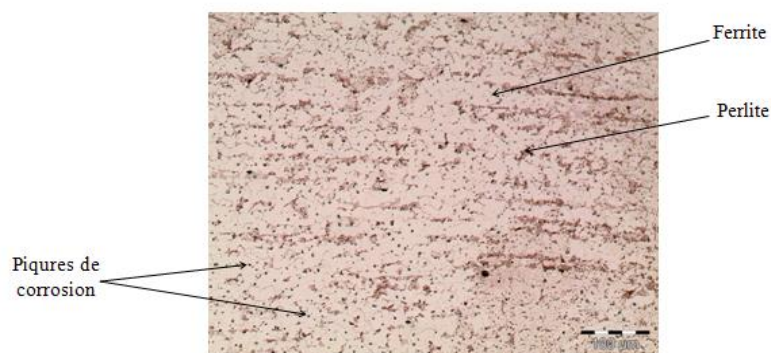


Figure 27 : Agrandissement de 100 μm pour la figure 26 c). (Strat_3)

Remarque:

- En vue du grand nombre de photos de microstructures on se restreint à reporter les microstructures du Strat_5 dans ce qui suit. Et aussi comme nous allons le voir dans le paragraphe consacré aux constatations et interprétations mises à part les différentes

directions d'inclinaison des grains, il y a très peu de différence entre les microstructures suivant les profondeurs.

III-1-4- Microstructure à la cinquième profondeur « Strat_5 » :

Les résultats de profondeurs et de dimensions ont été comme suit après le cinquième polissage :

Mesure des hauteurs après le cinquième polissage (Strat_5)				
	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
Lopin	16,3	16	16,1	15,8
Pièce	16,3	17	16,3	15,9

Profondeur (Strat_5)				
A partir du point :	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
Lopin	7,4	7	6,8	7,2
Pièce	7,1	7,4	6,7	9,1

Tableau 5 : Les valeurs des hauteurs et profondeur à partir des quatre points après le cinquième polissage (Strat_5)

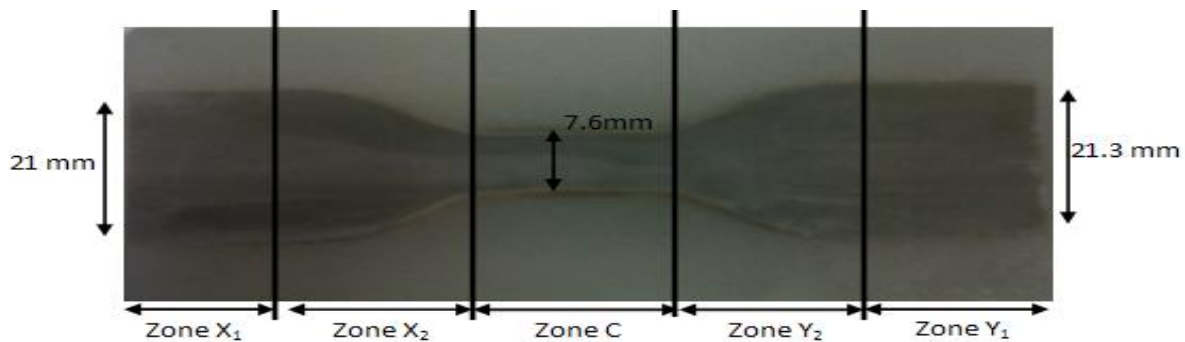


Figure 28 : Macrographie et mesures des empreintes dans la pièce après le cinquième polissage (Strat_5).

D'après les mesures des profondeurs (reportées au tableau 5 ci-dessus) on est arrivé a une profondeur moyenne de 7.57 mm et par application de l'équation (7) et suivant les mesures des empreintes de polissage on obtient pour $l = 21$ mm une valeur de $p = 7.72$ mm, ce qui permet encore une fois de valider les valeurs mesurées. Ainsi on reporte les microstructures suivant la configuration de la (Figure 16) ci-haut.

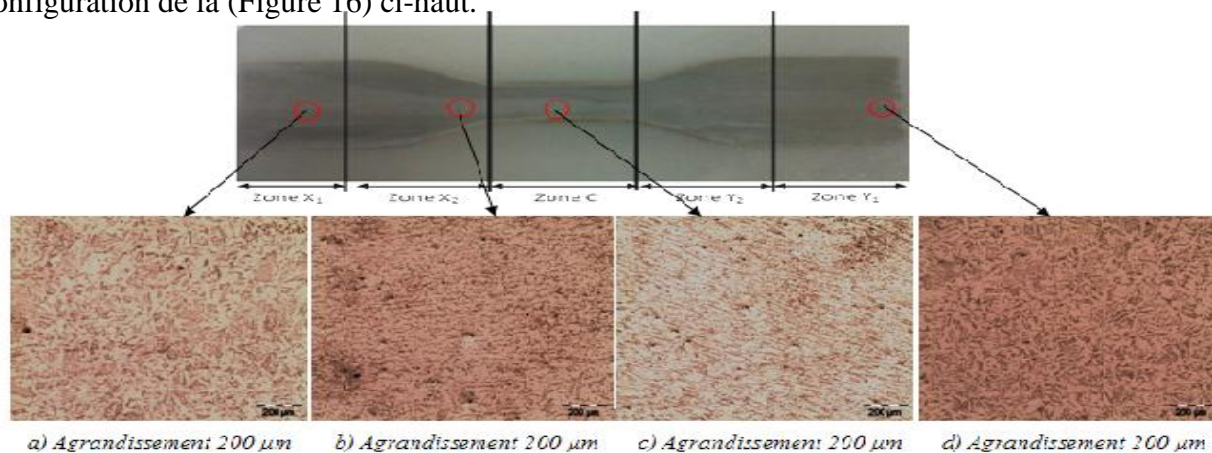


Figure 29 : Microstructures de la pièce suivant les différentes zones révélées par attaque Nital 2% après le cinquième polissage (Strat_5).

Remarque:

- Grâce à ces images de microstructures que nous avons prélevées, nous avons pu remarquer que vers les zones centrales de la pièce à savoir la zone C, nous avons un affinement dans les tailles de grains, chose qui sera interprétée dans les sections qui suivent. Aussi ces images de microstructures nous ont permis d'établir des croquis de fibrage qui ont été confirmés par un essai expérimental et par simulation numérique comme nous allons le voir dans ce qui suit.

III-2- Fibrages déduit des Microstructures:

III-2-1- Croquis des fibrages :

D'après les images des microstructures, et plus précisément à partir de la troisième profondeur (Strat_3) on a remarqué comme indiqué aux (Figures 29 a), b) et c)), que les grains ont des tendances à être inclinés suivant des directions privilégiées. Ces inclinaisons des grains deviennent plus visibles avec l'augmentation de la profondeur, c'est-à-dire que ces inclinaisons sont plus visibles pour le Strat_6, constituant le milieu de la pièce, comme indiqué à la (Figure 30).

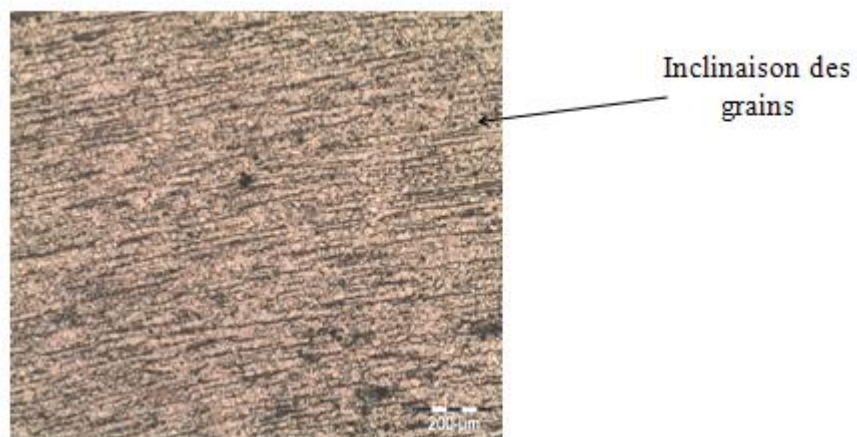


Figure 30 : Microstructures de la pièce à la zone C révélée par attaque Nital 2% après le sixième polissage(Strat_6).

Ainsi par les microstructures on a pu faire des croquis de fibrage à partir de la troisième profondeur :

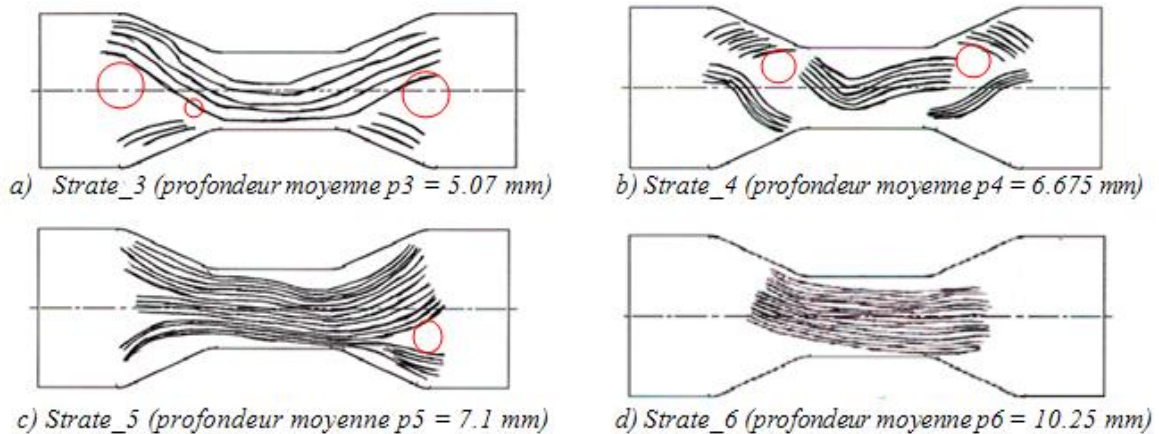


Figure 31 : Croquis des fibrages de la pièce d'après la visualisation des microstructures.

La (Figure 31), reporte les croquis de fibrage déduit des figures de microstructures, on remarque que dans certaines régions (entourées par des cercles rouges), il y a une tendance à la disparition des fibres. Et en vue d'expliquer ces disparitions nous nous sommes basés sur la simulation numérique qui nous permet d'avoir une vue d'ensemble à chaque étape de l'opération du laminage transversal. Cependant pour le milieu de la pièce à la profondeur p_6 (Strat_6) le fibrage est complètement visible.

III-2-2- Protocole expérimental de fibrage :

Et en vue de confirmer l'un des croquis obtenu, on a effectué un essai de fibrage à la cinquième profondeur (pour le Strat_5). L'essai de fibrage en question consiste en après finition du polissage l'échantillon est plongé dans un bain bouillant constitué de 50 pour cent d'acide chlorhydrique et 50 pour cent d'eau distillée pendant 10 à 11 min, ensuite on effectue un séchage par air chaud et une vaporisation par laque pour figer la structure et finalement on scanne la pièce pour avoir de plus grands agrandissements. D'où le résultat à la (Figure 32) qui confirme notre croquis de la (Figure 31 c)) :

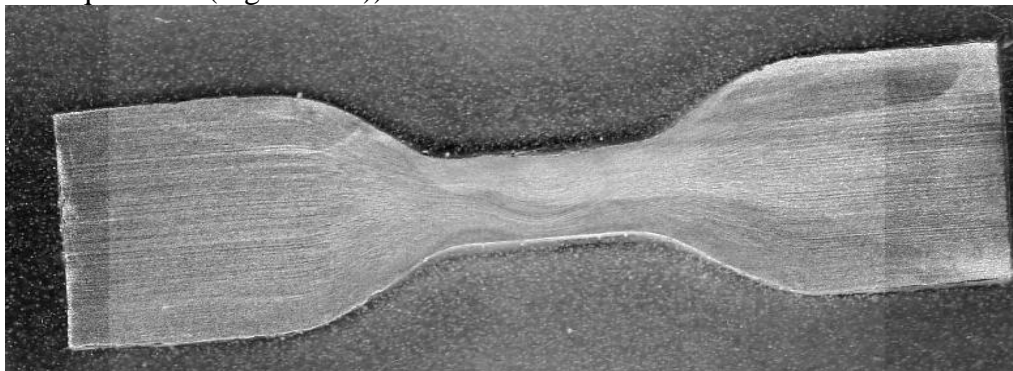


Figure 32 : Fibrage révélé à la cinquième profondeur par l'essai expérimental. (Strat_5).

III-2-3- Simulation numérique de fibrage :

Par la simulation numérique dont la mise en donnée à été décrite précédemment, on pose un plan de marquage ci-dessous en noire, et on affiche le lopin sous forme de points pour avoir une visualisation optimale du plan de marquage. Et on visualise l'évolution de la transformation du lopin en trois temps durant l'opération de laminage transversal.

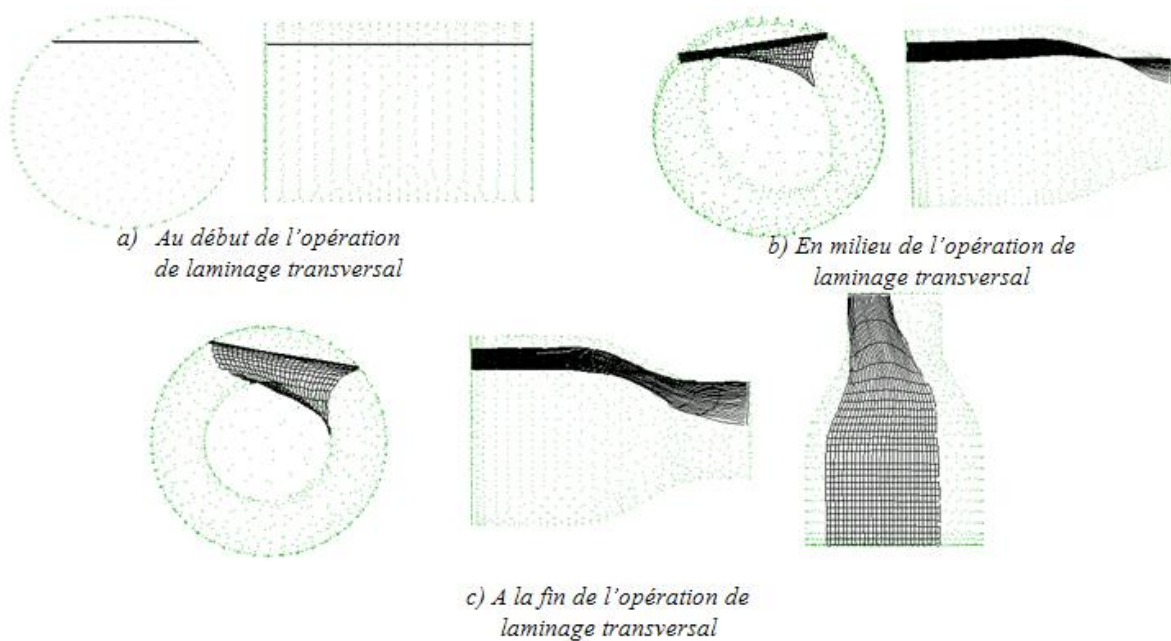


Figure 33 : Fibrage révélé par simulation numérique (GLview Inova).

Comme on peut le voir à la (Figure 33), en imaginant un plan de coupe le long de la pièce constituant un plan de polissage, il est impossible de voir la continuité des fibres et ce car au cours de l'opération de laminage transversal ces fibres ne restent plus dans le même plan. Ce qui explique les disparitions reportées par les croquis de la (Figure 31) constituées à partir des microstructures. Néanmoins à la sixième profondeur (Strate_6) par chance on s'est situé dans un plan de fibrage d'où la non disparition de celles-ci.

Les descriptions du fibrage qui suivent, nous donne une idée quant à l'écoulement de la matière lors de l'opération de forgeage, en effet le fibrage peut expliquer la formation de bourrelets au milieu de la pièce (à la zone C). Donc c'est cet écoulement témoin d'une zone subissant de grandes déformations qui pourrait expliquer le fait que dans cette zone C de la pièce on a un affinement des grains. Et c'est ce qui fait l'objet des paragraphes qui suivent dans ce document.

III-3- Evolution des microstructures en mise en forme- recristallisation dynamique:

L'évolution des tailles de grains tend à montrer que dans les régions de centre des pièces on a un affinement des tailles des grains. Cet affinement pourrait être du, suivant la littérature aux raisons qui suivent : [Montheillet 1996].

- ✓ La taille du grain austénitique de départ, car la transformation fait naître plusieurs grains à partir d'un seul grain, ce qui donne évidemment une taille inférieure à celle du grain de départ.
- ✓ Dans le domaine de la ferrite écrouie puis recristallisée, la présence de précipités dans le matériau empêche le grossissement des grains ferritique.
- ✓ L'écrouissage de l'austénite qui augmente le nombre de sites de germination.
- ✓ Le blocage des joints d'austénite par d'éventuel précipités.
- ✓ Des recristallisations après écrouissage comme dans le cas des traitements thermomécaniques.

Ainsi en se basant sur ces raisons, et au fait que l'on nous avons dans quelques zones de la pièce de grandes déformations à haute température, on est dans l'obligation de étudier des phénomènes de recristallisation dynamique et de leur impacts sur les tailles de grains et des paramètres procédé thermomécaniques régissant ces phénomènes.

Donc en vue d'élucider ce phénomène de raffinement aux zones centrales, nous avons commencé par la définition de ces phénomènes de recristallisations, ensuite on reporte les mesures des tailles de grains dans les différentes zones de la pièce en vue de confirmer l'affinement.

III-3-1- Les phénomènes de recristallisation dynamique :

Contrairement au phénomène de restauration dynamique où les dislocations peuvent être mobiles et réarrangées en joint de grains (voire (Figure 34) ci-dessous), lors de la recristallisation dynamique ces dislocations sont très peu mobiles d'où la difficulté d'avoir une restauration dynamique efficace. Donc avec la recristallisation dynamique de nouveaux grains apparaissent dans le matériau écroui pour une déformation critique ϵ_c , légèrement inférieure à ϵ_m correspondant au maximum de la courbe contrainte déformation, on trouve dans la littérature que

la valeur de $\varepsilon_c = (5/6) \varepsilon_m$ [Montheillet 2009] . Ces nouveaux grains dit germes contiennent une faible densité de dislocations, et sont dans la plupart des cas à proximité des joints de grains initiaux.

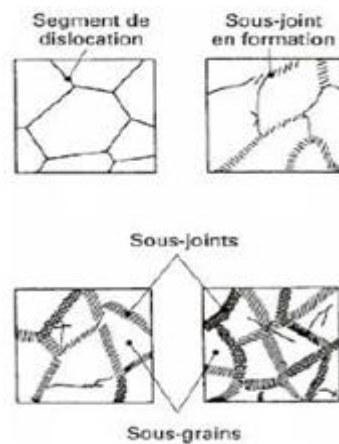


Figure 34 : Représentation schématique du processus de restauration dynamique [Montheillet 1996].

Les principales causes quant à l'apparition de ces germes sont :

- ✓ La rotation accéléré de sous grains, ce qui correspond bien au procédé de laminage transversal où le lopin est amené à faire plusieurs rotations lors de l'opération.
- ✓ La migration locale d'un joint de grains à l'intérieur d'un grain voisin.
- ✓ L'adhérence de sous joints adjacents.

Ainsi après l'apparition de ces germes deux cas peuvent survenir, en fonction des tailles de grains initiale D_0 et de la taille moyenne des grains atteinte en régime stationnaire D_s .

Si $D_0 > 2D_s$ alors le processus aura conduit à l'affinement des grains, et la recristallisation dynamique est dite en collier (voir (Figure 35) a) qui suit). Ainsi les petits grains comme décrit par la (Figure 35 a)) envahissent les anciens à partir de leurs périphériques et conduisent à l'affinement des grains en général et par conséquent à la diminution de la contrainte d'écoulement. Il est à noter que ce cas se produit pour des vitesses de déformation importantes et des températures faibles. Dans ce cas la recristallisation est dite non synchronisée.

Par contre si $D_0 < 2D_s$ le processus aura conduit à un grossissement des grains, seulement la croissance des grains est rapidement limitée par leur interaction mutuelle comme indiqué à la

(Figure 35 b). Et ce cas se produit pour des vitesses de déformation faible et des températures élevées. Ici la recrystallisation est dite synchronisée.

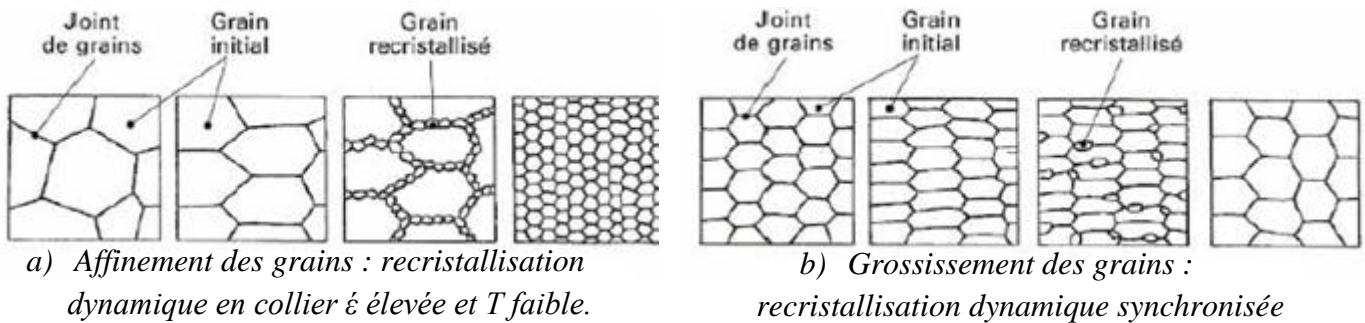


Figure 35 : Modifications structurales subies au cours de la déformation à chaud dans le cas de la recrystallisation dynamique [Montheillet 1996].

Ainsi en vue de savoir le type de recrystallisation qui se produit dans chaque zone de la pièce on est dans l'obligation de mesurer les tailles de grains avant et après l'opération de laminage transversal.

III-3-2-Mesure des tailles des grains :

Se composant des deux phases ferritique et perlitique comme précisé auparavant, nous avons effectué les mesures des tailles de grains de ces deux phases suivant la méthode des segments de la norme de désignation E 112-96 dont la description est comme suit à la (Figure 36) ci-dessus :

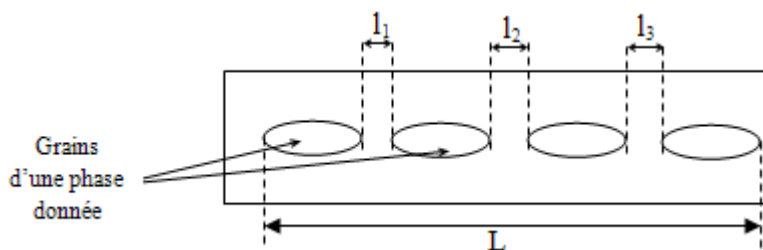


Figure 36 : Méthode des segments de mesures des tailles des grains.

Grâce au logiciel de visualisation AnalysisPro on peut mesurer les distances entre les grains et les grains eux-mêmes. Ainsi en prenant l'exemple de la (Figure 36) ci-dessus la taille des grains sera donnée par l'équation (9) qui suit :

III-3-3-Les tailles des grains selon les zones de la pièce :

On tient à préciser que les phénomènes de recristallisation dynamique faisant l'objet des paragraphes précédents ne concernent que la phase ferritique, et ceci d'une part car c'est la phase prépondérante dans notre microstructure et d'autre part car d'après la littérature seule cette phase est concernée par ces phénomènes [Murty 2005].

Ainsi et d'après le tableau 7 ci-dessous, on peut considérer que sauf à la zone C qui est la zone centrale partout on a un grossissement des grains ($D_0 < 2D_s$) d'où une recristallisation dynamique synchronisée. En effet à la zone C la vitesse de déformation est plus importante que dans les autres zones, contrairement à la température dans cette zone où le contact avec l'outillage fait que la température y soit moindre que dans les autres zones.

	Taille de grains de ferrite moyenne
Lopin	22,83 μm
Pièce-Zone-X1	28,39 μm
Pièce-Zone-X2	22,36 μm
Pièce-Zone-C	13,1 μm
Pièce-Zone-Y2	16,01 μm
Pièce-Zone-Y1	21,595 μm

Tableau 7 : Les valeurs moyennes des tailles de grains de ferrite (Strat_6).

Ainsi pour illustrer la variation de ces paramètres thermomécaniques de température et de vitesse de déformation qui régissent les phénomènes de recristallisation dynamique, dans ces zones, on s'aide de la simulation numérique.

III-3-4-Evolution des paramètres thermomécaniques:

Par simulation numérique on pose 2 capteurs comme indiqué à la (Figure 38) qui suit, dans les deux zones C et X₁ de la pièce.

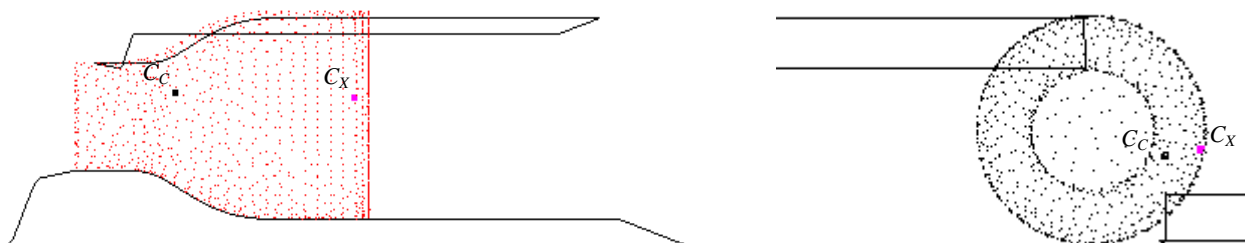
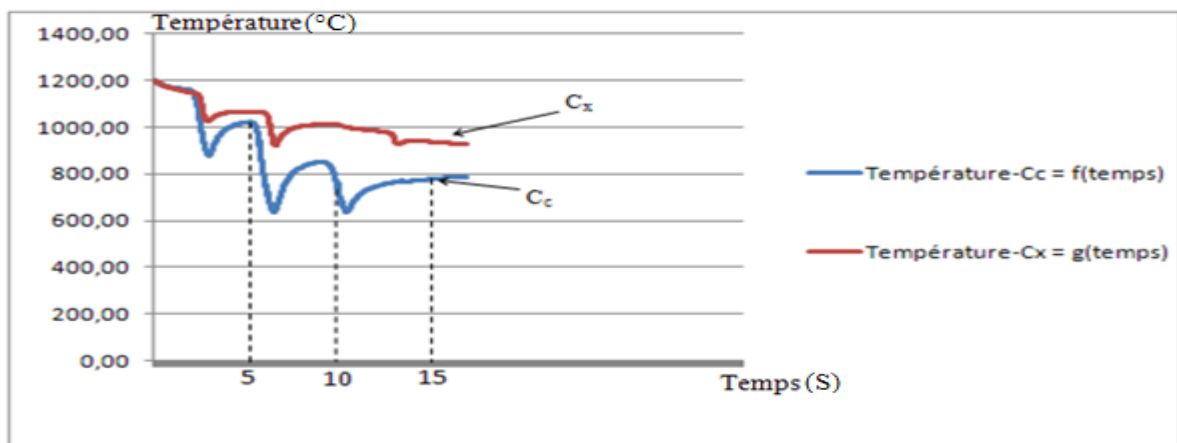


Figure 38 : Disposition des deux capteurs C_C et C_X représentatif des deux zones C et X₁ respectivement à la fin de l'opération de laminage (GLview Inova).

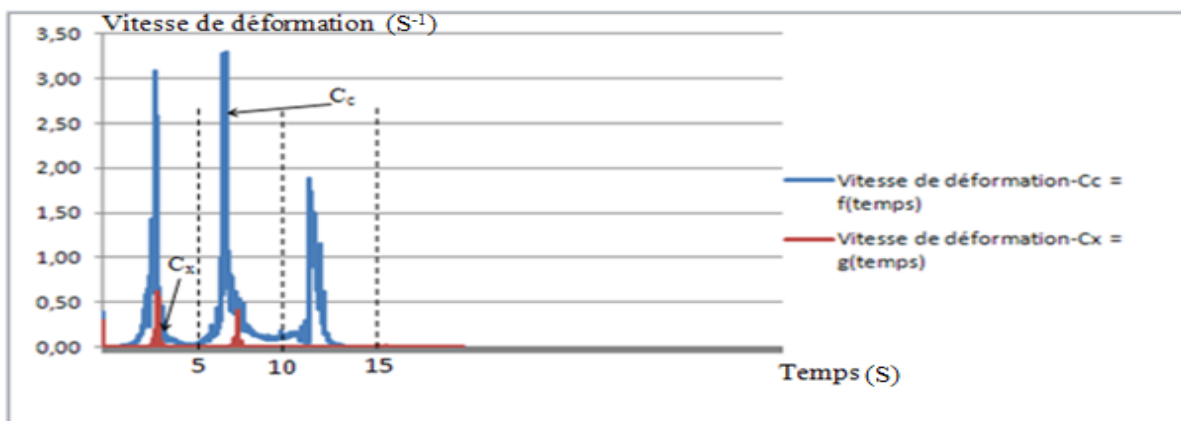
Remarques:

- Lors de la simulation numérique, on ne fait que la mise en donnée de la moitié de la pièce d'une part car celle-ci est symétrique, elle est l'outillage agissant, et d'autre part en vue de limiter les temps de stockage et d'incrémentation pour optimiser les temps de calcul.
- Comme indiqué précédemment on a subdivisé la pièce en 5 zones, et compte tenu de la disposition des capteurs ci-dessus on considère que le capteur C_C est représentatif de la zone C et que le capteur C_X l'est pour la zone X_1 .

Ainsi par les courbes de la (Figure 39) on confirme le fait qu'à la zone C (grâce au capteur C_C) la température est faible et la vitesse de déformation est importante, et inversement pour la zone X_1 (grâce au capteur C_X).



a). Evolution de la température pour les deux capteurs C_C et C_X en fonction du temps.



b). Evolution de la vitesse de déformation pour les deux capteurs C_C et C_X en fonction du temps.

Figure 39 : Evolution des paramètres thermomécaniques dans les deux zones C et X_1 .

On voit bien que durant toute l'opération de laminage la température reportée par le capteur C_X et par conséquent à la zone X_1 est plus importante que celle du capteur C_C représentant la zone C. Et inversement pour la vitesse de déformation. Donc par les courbes de la (Figure 39) on prouve bien qu'à la zone C on a une recristallisation dynamique en collier et à la zone X on a une recristallisation synchronisée.

Aussi d'après les courbes de la même figure on constate que les vitesses de déformation données par les capteurs C_X et C_C ont un comportement plus ou moins similaire avec une différence d'amplitude, qui peut être traité de cyclique avec une augmentation de la vitesse de déformation à chaque fois qu'un point est en contact avec l'outillage et une diminution de celle-ci quand il n'y a plus de contact. Le comportement est dit cyclique car il y a des périodes de contact et de non contact répétitif pendant l'opération, ce comportement cyclique est d'autant plus clair pour la zone C, où les pics de maximum sont plus importants. Ce comportement cyclique est aussi valable pour les courbes de températures où à chaque contact avec l'outillage on a une diminution de température et une augmentation de celle-ci une fois le point n'est plus en contact avec l'outillage. Ceci dit on a remarqué que pour le même incrément (même unité de temps) lors de l'augmentation de la vitesse de déformation on a une diminution de la température. Logiquement avec une augmentation de la vitesse de déformation, on devrait avoir une augmentation de la température compte tenu de l'agitation des particules internes engendré par l'augmentation de la vitesse de déformation cependant on explique le fait de la diminution de la température par l'équation de la chaleur en thermoplasticité rapporté par l'équation (10) [Rank 2003] qui suit :

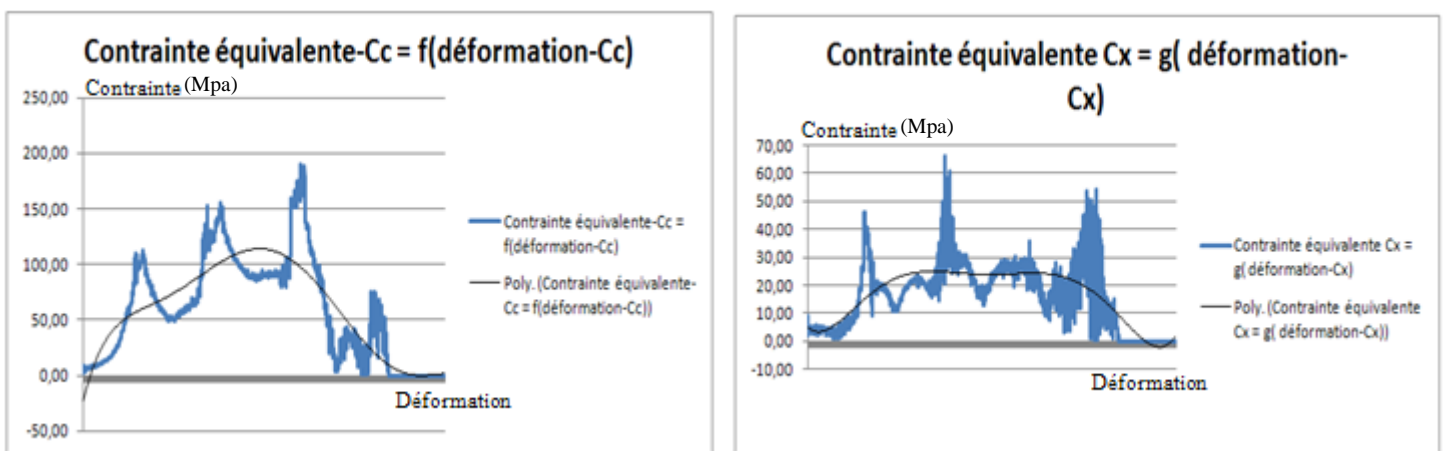
$$\rho C_{\varepsilon,p} \dot{T} = \beta \sigma : \dot{\varepsilon}_p + \lambda \Delta T \quad (10)$$

Avec :

- ✓ ρ : Masse volumique en Kg.m^{-3} .
- ✓ $C_{\varepsilon,p}$: Capacité thermique massique en $\text{J. K}^{-1}.\text{Kg}^{-1}$.
- ✓ T : Température en Kelvin.
- ✓ β^* : Coefficient de Taylor-Quiney. Généralement on considère ce paramètre constant vis-à-vis des autres différents paramètres et suivant les matériaux métalliques considérés sa valeur varie entre 0.8 et 1.
- ✓ σ : Tenseur des contraintes en Pa.
- ✓ $\dot{\varepsilon}_p$: Vitesse de déformation en s^{-1} .
- ✓ λ : Conductivité thermique en $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

En effet par l'équation (10) de thermoplasticité ci-dessus on peut interpréter les diminutions en température malgré l'augmentation de la vitesse de déformation, par le fait que malgré l'augmentation du paramètre $\dot{\epsilon}_p$ on a une plus grande diminution du paramètre λ due à l'échange par conductivité entre la pièce et l'outillage.

Aussi et pour illustrer la recristallisation non synchronisée et synchronisée dans les zones C et X_1 respectivement dont on a parlé plus haut, on reporte les évolutions de la contrainte en fonction de la déformation en vue d'avoir une idée sur les lois de comportement comme indiqué aux deux figures ci-dessous.



a) Recristallisation non synchronisée

b) Recristallisation synchronisée

Figure 40 : Evolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente aux deux capteurs C_C et C_X .

Dans les deux courbes ci-dessus, les allures générales des courbes de tendance polynomiale des courbes contrainte-déformation sont caractérisées par un accroissement de la contrainte d'écoulement jusqu'à une valeur critique puis celle-ci décroît vers un état pouvant être considéré comme stationnaire pour des déformations importantes.

Comme on l'a précisé auparavant pour des vitesses de déformation faibles et des températures élevées, la recristallisation dynamique synchronisée conduit, d'une part à des oscillations de la contrainte d'écoulement avant la diminution de celle-ci et par suite comme indiqué par le tableau on aura un grossissement des grains, elle est dite synchronisée car comme on peut remarquer on a des petites variations pouvant être assimilées à des oscillations après la valeur maximale, montrant des diminutions successives de la courbe contrainte déformation correspondant à des recristallisations successives conduisant à un état d'écroutissage homogène(la (Figure 40 b)).



Pour des vitesses de déformation élevées et des températures faibles, la recristallisation dynamique en collier conduit aussi à un maximum mais par contre à un affinement des grains, elle est dite non-synchronisée (la (Figure 40 a)) car les grains recristallisés se déforment sous l'action de la sollicitation, de tel sorte que lorsque les grains initiaux ont totalement disparus l'état d'écroutissage du matériau est fortement hétérogène.

Remarques :

- Il est à signaler qu'en tant normal, pour les graphes de contrainte en fonction de la déformation se font par un essai de torsion à température et vitesse de déformation constantes, ce qui expliquerait les légères différences quant à nos figures avec celle de la littérature.
- Dans la littérature le facteur D_0/D_s est comparé au chiffre 2 [Montheillet 2009], néanmoins dans notre cas on a un grossissement dans les zones X_1 , X_2 , Y_1 et Y_2 mais bien moins accentué que les descriptions dans la littérature.
- Les deux cas de recristallisations cités ci-dessus synchronisée et non synchronisée rentrent tous deux dans le cas de la recristallisation dynamique dite discontinue dont le mécanisme est décrit plus haut, où on s'est contenté de l'appeler recristallisation dynamique. Néanmoins il existe d'autres types de recristallisation dynamique pour de plus grandes déformations incluant les recristallisations continues et géométriques.

III-3-5-Evolution structurale après la déformation à chaud :

Dans le cas général les structures résultant des processus de restauration et de recristallisation dynamique ne sont pas stables. C'est durant le refroidissement final, ou entre les phases de non contact au cours du laminage transversal que les structures se transforment de manière statique, sans contrainte macroscopique imposée. Et ce sont les caractéristiques de ces transformations statiques qui déterminent véritablement les propriétés de la structure.

Ainsi la littérature [Petkovic 1975] et [Adda 1979] identifie trois processus distincts après la déformation à haute température:

- ✓ La restauration statique ;
- ✓ La recristallisation statique conventionnelle ;
- ✓ La recristallisation métadynamique ou post-dynamique.

Les aspects microstructuraux pour la restauration statique et la recristallisation statique sont identiques à leurs équivalents en déformation à froid. En revanche, et comme l'est le cas d'une opération de laminage transversal comme indiqué plus haut, la recristallisation métadynamique ne peut intervenir que si la déformation à chaud antérieure a donné lieu à une recristallisation dynamique discontinue. Contrairement à la recristallisation statique, elle n'est précédée d'aucune période d'incubation, car elle consiste en la croissance de germes formés avant l'arrêt de la déformation. Ceci dit elle est beaucoup plus rapide que la recristallisation statique. La cinétique des trois mécanismes est régie par une loi de type Avrami comme suit :

$$X_i = X_i^\infty [1 - \exp(-k_i t^{n_i})] \quad (11)$$

Avec :

- ✓ X_i : Fraction transformée par l'un des mécanismes i .
- ✓ t : Temps en seconde.
- ✓ X_i^∞ : k_i , n_i : Paramètres dépendant du matériau, des conditions du maintien en température et de la déformation antérieure.

En pratique, la recristallisation dynamique discontinue qui se produit dans le cas du laminage transversal présente l'avantage de produire des grains de taille beaucoup plus faible que la recristallisation statique conventionnelle.

Aussi comme on l'a vu précédemment on a mesuré les tailles de grains expérimentalement, et on a vu comment les phénomènes de recristallisation dynamiques sont fortement corrélés aux tailles de grains. En effet comme nous allons le voir dans ce qui suit, on effectue une confrontation entre les tailles de grains des deux manières expérimentales et numériques.

III-3-6-Confrontation des méthodes expérimentales et numériques pour les mesures des tailles de grains :

En vue d'intégrer l'évolution des microstructures en incluant les phénomènes de recristallisations dynamiques dans la simulation numérique par Forge 2009, et afin de vérifier les limites de celui-ci dans la prédiction des tailles de grains ; on s'est référé à la littérature traitant du même type de matériau utilisé dans notre simulation numérique [Kang 2007].

Ainsi l'évolution des tailles de grains de ferrite recristallisés est régie par l'équation (12) qui suit :

$$d = 300Z^{-0.16} \quad (12)$$

Avec :

- ✓ Z : Le paramètre de ZENER-HOLLOMAN lié à la température et à la vitesse de déformation par l'équation (13) qui suit :

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (13)$$

Avec :

- ✓ Q : L'énergie d'activation de la recristallisation dynamique qui est égale pour notre matériau à 240 KJ.mol⁻¹.
- ✓ R : La constante des gaz parfait qui est égale à 8.32 J.mol⁻¹.K⁻¹.
- ✓ T : La température en degré Kelvin.
- ✓ $\dot{\epsilon}$: La vitesse de déformation par unité de temps.

Ainsi d'après les équations (12) et (13) on peut avoir une idée quant à la taille des grains recristallisés en connaissant les deux paramètres thermomécaniques de température et de vitesse de déformation. Donc en vue de connaître ces paramètres on revient vers la simulation numérique en incluant dans l'axe de la pièce douze capteurs de C₁ à C₁₂ allant de la zone centrale de la pièce à son extrémité comme indiqué à la (Figure 41).

Aussi on précise que les capteurs utilisés sont des capteurs lagrangiens, c'est-à-dire des capteurs qui suivent l'évolution de la déformation de la pièce, et ces capteurs sont aussi à posteriori c'est-à-dire qu'ils ont été mis en disposition à la fin du calcul de la simulation et ce car pour des capteurs à priori mis en place au début on a remarqué que vu les efforts de traction subie par la pièce et le refoulement de la matière vers l'extérieur, la disposition de ces capteurs ne reste plus dans les zones voulues.

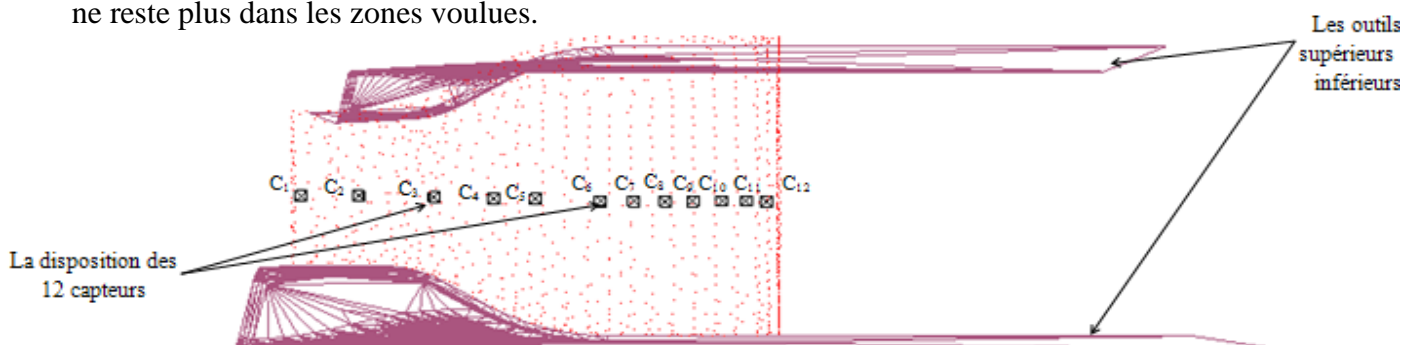


Figure 41 : La disposition des capteurs à l'axe de la pièce au cours de l'opération de laminage transversal (GLview Inova).

Aussi on tient à préciser qu'au cours de l'opération de laminage transversal on a une évolution de la température et de la vitesse de déformation, ainsi et en se basant sur le fait que la recristallisation commence après une déformation cumulée de $\epsilon_c = (5/6) \epsilon_m$, donc très proche de la déformation maximale, on regarde pour chaque capteur l'évolution de la déformation en fonction du temps, ainsi on a la déformation maximale ϵ_m d'où le temps correspondant à cette déformation maximale qu'on note par exemple t_c . Et c'est avec la valeur de t_c dans les graphes de vitesse de déformation et de température qu'on peut remonter aux valeurs de $\dot{\epsilon}_c$ et de T_c (la vitesse de déformation et la température qui correspondent à t_c c'est-à-dire qui correspondent à la recristallisation dynamique).

En vue de mieux expliquer cette procédure on donne l'exemple de la méthodologie pour le capteur C₁ par exemple :

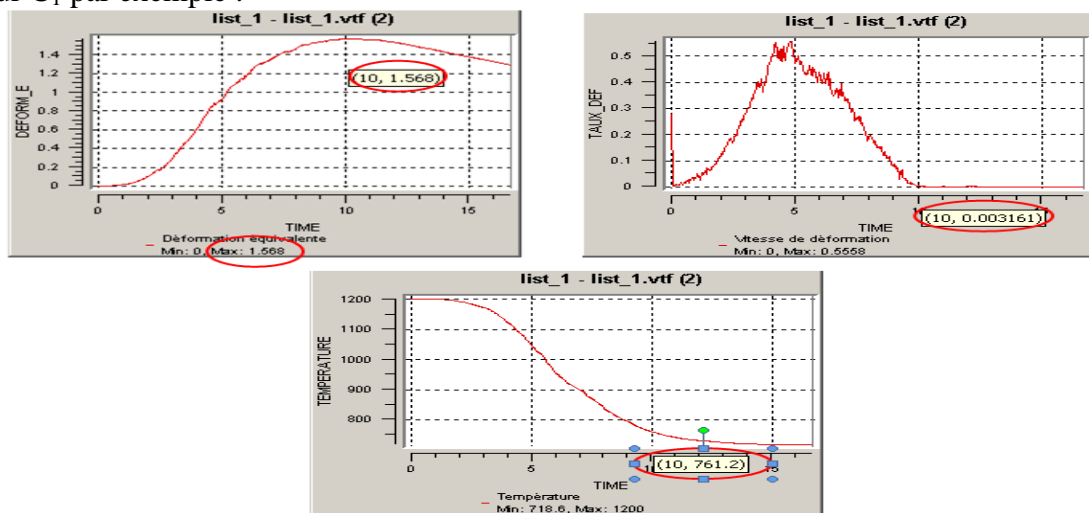


Figure 42 : La procédure adoptée pour déterminer ϵ_c et T_c pour le capteur C₁.

Ainsi après avoir relevé les valeurs des vitesses de déformation et de températures correspondant à la recristallisation dynamique pour les douze capteurs, et utilisant les deux équations (12) et (13) on a les tailles de grains qui suivent indiqué par le tableau 8 ci-après :

Capteurs :	Taille des grains en μm pour les 12 capteurs:
c1	8,676604954
c2	7,389237567
c3	5,711333876
c4	7,635920357
c5	11,50772915
c6	15,40274673
c7	19,59072726
c8	21,95992193
c9	23,05486743
c10	23,81137651
c11	24,91739606
c12	29,90821594

Tableau 8 : Les valeurs des tailles de grains d'après les valeurs de la vitesse de déformation et de la température de la simulation numérique.

Donc d'après la (Figure 41) de la disposition de ces capteurs et de la subdivision de la pièce décrite plus haut, on peut conclure que les capteurs C_1 , C_2 , et C_3 appartiennent à la zone C, les capteurs C_4 et C_5 appartiennent à la zone X_2 , et les capteurs C_6 , C_7 , C_8 , C_9 , C_{10} , C_{11} et C_{12} appartiennent à la zone X_1 . Ainsi pour avoir la taille moyenne pour chaque zone de la pièce on effectue la moyenne des tailles donnée par les capteurs d'une même zone.

Et en faisant la confrontation avec les tailles de grain trouvées par étude expérimentale plus haut on trouve en μm :

Zone	Taille de grains expérimentale en μm	Taille de grains numérique en μm
X1	28,395	22,66360741
X2	22,365	9,571824754
C	13,1	7,259058799
Y2	16,01	9,571824754
Y1	21,595	22,66360741

Tableau 9 : Les valeurs numériques et expérimentales des tailles de grains.

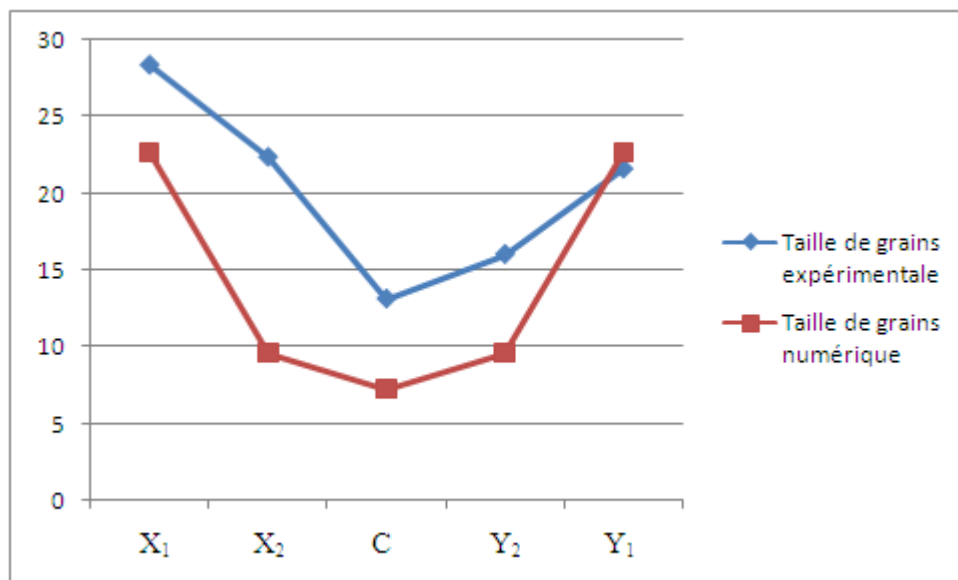


Figure 43 : Evolution de la taille des grains suivant les zones de la pièce selon les méthodes numérique et expérimentale.

Ainsi d'après la (Figure 43) retraçant l'évolution des tailles des grains par mesures expérimentales et par essai numérique, on peut remarquer que les deux courbes ont grosso modo la même évolution suivant les zones de la pièce, confirmant ainsi la recristallisation synchronisée avec le grossissement des grains dans les zones X_1 , X_2 , Y_2 et Y_1 , et la recristallisation en collier pour la zone C. Aussi cette confrontation des deux méthodes nous permet de conclure que en effet avec la simulation numérique sous Forge 2009 on peut avoir une idée en amont quant aux tailles des grains, ainsi on peut prédire et avoir une idée sur les différentes propriétés des pièces finies et surtout celles concernant les aspects mécaniques.

Remarque :

- On explique le fait de la symétrie de la courbe numérique en rouge à la figure 35 par le fait que la mise en données n'est faite que pour la moitié de la pièce dans la simulation numérique et aussi par le fait de la symétrie géométrique de la pièce et que les valeurs des mesures expérimentales des tailles des grains dans les zone X_1 et Y_1 ainsi que dans les zones X_2 et Y_2 , sont proches.

III-4-Dureté suivant les profondeurs atteintes:

Les mesures des duretés s'est fait suivant la configuration des points à la figure 17 ci-haut. Ainsi pour chacune des cinq zones on a 3 points représentatifs de celle-ci pour avoir une idée quant à la répartition de la dureté dans la surface de chaque zone. Donc dans ce qui suit on trace l'évolution de la dureté pour chaque point dans une zone en fonction des six profondeurs atteintes.

Remarques :

- Pour voir la dureté en chaque point, on se reporte au document annexe B.

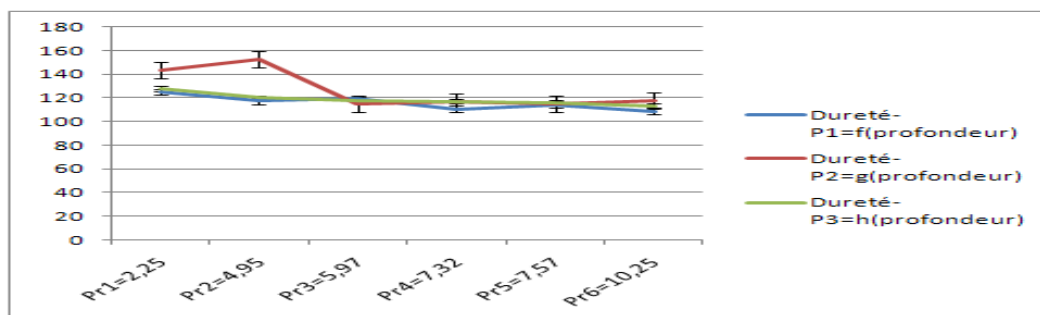


Figure 44 : Evolution de la dureté dans le lopin.

On constate que la dureté du lopin est comprise entre des valeurs minimale et maximale de 108.9 Hv et 152.8 Hv.

Aussi concernant les cinq zones de la pièce, on reporte les tableaux de dureté correspondant à celle-ci en annexe 1. Ainsi les évolutions de la dureté pour les zones X_1 , X_2 et C sont indiquées à la figure 45 qui suit.

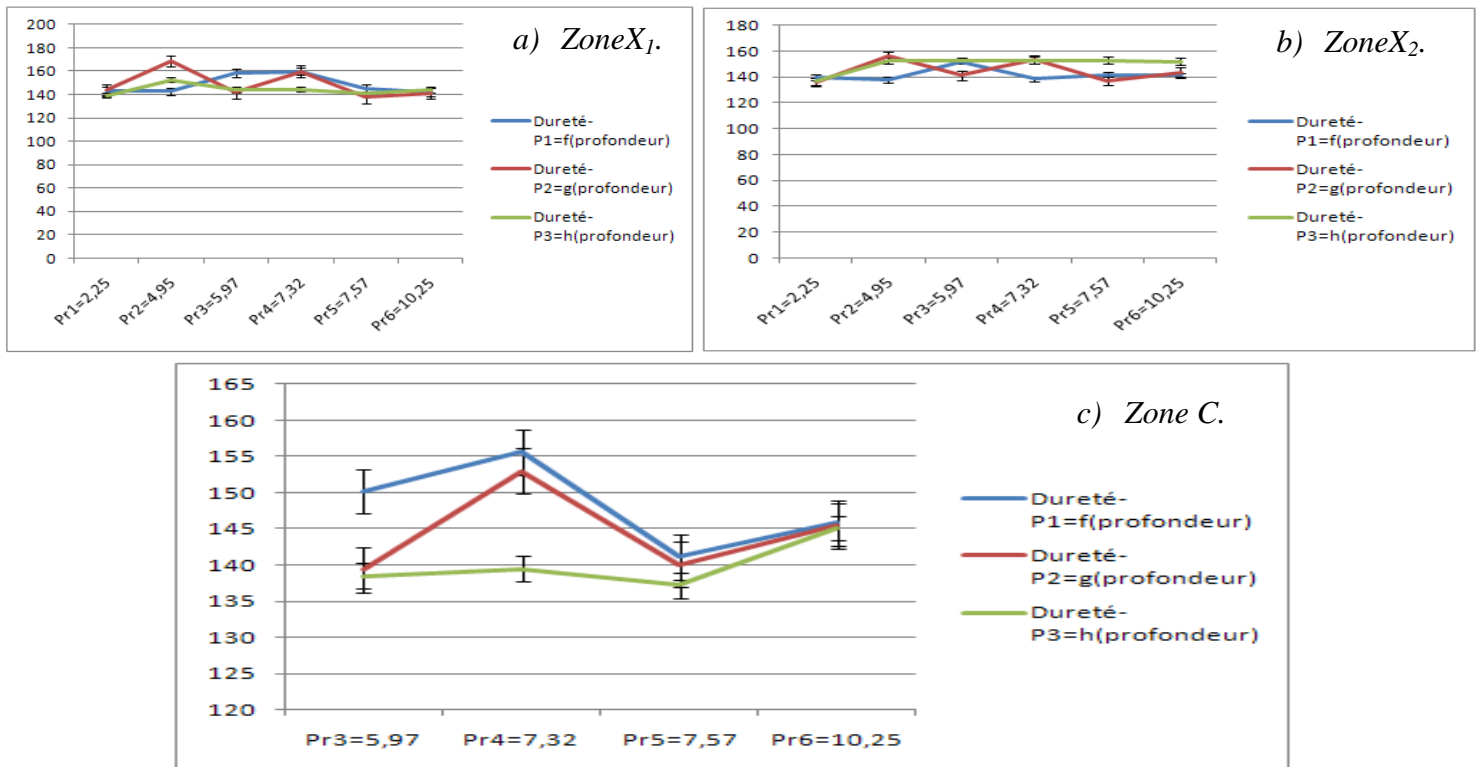


Figure 45 : Evolution de la dureté dans la pièce.

Ainsi d'après les mesures de dureté les évolutions de la dureté ont tous montré une augmentation de celle-ci allant de la dureté mesurée au lopin, aux duretés de la pièce dans les cinq zones.

Cette augmentation de la dureté après l'opération de laminage transversal s'explique par le fait de l'affinement des grains dans les pièces à l'issue du procédé. En effet comme on l'a démontré par les mesures des tailles de grain plus haut dans toutes les zones on a un affinement des grains (sauf à la zone X_1). Aussi on tient à préciser que malgré le fait que l'on a une recristallisation synchronisée où on a parlé d'un grossissement des grains, ce grossissement est relatif, et ce car pour le phénomène de la recristallisation la taille de grains de départ D_0 est comparée à deux fois la taille de grains finale D_s .

Ainsi par la relation de TABOR décrite par l'équation (14) qui suit, il est clair que la dureté augmente avec l'augmentation de la limite d'élasticité : [François 2005]

$$H_v = C. Re \quad (14)$$

Avec :

- ✓ C une constante égale à : 0.29 ou 0.3.
- ✓ H_v : la dureté Vickers.
- ✓ Re : la limite d'élasticité.

Aussi compte tenue du fait que notre matériau est un acier, celui-ci obéit à la loi de Hall-Petch [THOMAS 2002] :

$$Re_{0.2} = s_0 + kd^{-1/2} \quad (15)$$

Avec :

- ✓ $Re_{0.2}$: La limite élastique conventionnelle (c'est-à-dire pour 2% de déformation).
- ✓ S_0 : Constante dont les dimensions sont celle d'une contrainte.
- ✓ K : Coefficient de Petch dont la valeur dépend du type de matériau.
- ✓ d : Diamètre moyen des grains.

Donc l'équation (15) ci-haut prouve qu'avec une augmentation de la limite d'élasticité (limite élastique conventionnelle) on aura une diminution du diamètre moyen des grains de ce fait l'affinement des microstructures.

Ainsi on constate bien qu'il y a une cohérence avec les résultats de microstructures antérieures.

III-5-Conclusion :

Donc jusque ici, nous avons grâce aux révélations des microstructures pu avoir une idée sur le fibrage de la pièce après laminage transversal qui fut confirmé par l'introduction de marquage par la simulation numérique et par l'expérimentation, aussi ces même microstructures nous ont permis d'identifier les différents phénomènes de recristallisations dynamiques subit lors du laminage transversal suivant les zones de la pièce et par suite mesurer les tailles de grains expérimentalement et les comparer aux mesures obtenues par méthode numérique.

Aussi grâce à la simulation numérique nous avons bien confirmé que dans les zones de grandes vitesses de déformation et faible température on a une recristallisation dynamique en collier, et dans les zones de faibles vitesses de déformation et grande température on a une recristallisation dynamique synchronisée. Et aussi on a vu l'évolution de ces paramètres thermomécaniques au cours de l'opération de laminage transversal ce qui explique l'état structural de la pièce en chaque zones.

Et finalement par les mesures de dureté on a confirmé l'affinement des grains dans les zones ayant subies la recristallisation dynamique en collier, et on a aussi démontré par confrontation avec l'expérimentation que le logiciel Forge2009 donne bien les mêmes tendances d'évolution des duretés selon les zones de la pièce, malgré des différences dans les valeurs.

IV-Conclusion et perspectives :

L'étude que nous avons menée nous a permis de nous pencher de manière plus approfondie sur les paramètres régissant l'opération de laminage transversal, ainsi pour un matériau de type C17 nous avons pu grâce au protocole opératoire de l'étude expérimentale voir l'évolution de la microstructure selon les zones de la pièce. En effet l'étude nous montre qu'il ya lieu d'avoir un affinement général de la microstructure notamment plus accentué dans la zone centrale de la pièce, ce que l'on a expliqué par les phénomènes de recristallisation dynamique subis lors de l'opération de laminage transversal. En effet au cours de cette opération il y a lieu d'avoir des recristallisations dynamique en collier dans les zones subissant de plus grandes vitesse de déformation et des recristallisations dynamique synchronisées dans les zones où la température est plus importante. Et par ces phénomènes de recristallisation dynamique on a pu faire le lien entre les paramètres thermomécaniques de température et de vitesse de déformation avec les tailles des grains de la pièce obtenue. Ainsi on a pu établir un lien entre les paramètres procédé macroscopiques et les propriétés microscopiques de la pièce, notamment le fibrage de celle-ci qui explique l'écoulement de la matière lors du procédé et les tailles de grains qui donnent une idée quant aux propriétés mécanique de la pièce et ainsi de son utilisation ultérieure en pièce finie ou en ébauche d'estampage. Aussi par ce lien entre le matériau et le procédé on a pu atteindre un deuxième objectif qui était de vérifier l'aptitude du logiciel Forge2009 à simuler ce procédé de laminage transversal qui est assez complexe quant à l'écoulement de la matière comparé à d'autres procédés de formage. Ainsi il s'est avéré par confrontation numérique et expérimentale notamment pour le fibrage et l'évolution des tailles de grains que le logiciel permet d'avoir de bons résultats exploitables proches de ceux obtenus par l'expérience.

Nous avons vu que la recristallisation dynamique fixe la taille de grains du produit en fonction de la température et de la vitesse de déformation. C'est ainsi qu'il est possible d'utiliser ce phénomène, pour obtenir la taille de grains recherchée. Seulement comme nous l'avons vu il faut également tenir compte de la croissance post-dynamique des grains qui peut être très rapide aux températures correspondant au début du refroidissement après la mise en forme. Ainsi il serait très utile d'imaginer un protocole nous permettant de contrôler cette croissance rapide et ainsi de la limiter.

Aussi comme nous l'avons vu dans notre approche, en vue de déterminer les tailles de grains par méthode numérique on s'est basé sur la relation reliant cette taille de grains avec les

paramètres thermomécaniques du procédé, seulement cette relation n'est bien valable que pour notre matériau, ainsi il serait plus judicieux de pouvoir intégrer directement l'évolution des tailles de grains et ainsi les phénomènes de recristallisation numérique dans la simulation par Forge2009.

Ainsi il serait très profitable de recenser les principaux matériaux utilisés en laminage transversal et de déterminer leurs paramètres correspondants.

Aussi, on tient à préciser que dans certains cas, il y a lieu d'avoir quelques défauts dans les pièces obtenues par laminage transversal notamment internes dit défauts Mannesmann, consistant en des porosités et cavités internes avec des effets en tulipe. En vue de voir si cela c'est bien produit avec notre matériau nous avons effectué un essai de ressuage consistant en une préparation de surface pour éliminer les polluants de cette dernière, ensuite notre pièce est enduite de pénétrant par pulvérisation, puis lavée pour éliminer celui-ci, ensuite on sèche la pièce par air comprimé et finalement on applique le révélateur en suspension. A l'issue de cet essai nous avons pu trouver un défaut très minime comme indiqué.

Comme nous avons pu le voir même très petit il y a bien un défaut interne, ainsi et en vue d'éviter la formation de tous défauts il serait judicieux de regarder d'encore plus près grâce à la microscopie électronique à balayage la structure métallurgique du matériau. Nous avons vu dans notre étude que l'on a une structure perlitique, seulement on ne sait pas vraiment la nature de la cémentite constitutive de cette perlite, si celle-ci est sphéroïdale ou lamellaire chose qui aurait très certainement un impact direct sur la formation de défaut selon la littérature [Da Silva 2006] et [Sun 2005].



Bibliographie :

[Adda 1979]: ADDA, Y., DUPOUY, J., PHILIBERT, J., QUERE, Y., 1979. Eléments de métallurgie physique, 5, 451.

[Da Silva 2006]: DA SILVA, M.L.N., REGONE, W., BUTTON, S.T., 2006. Microstructure and mechanical properties of microalloyed steel forgings manufactured from cross-wedge-rolled performs. Scripta Materialia, 54, 213-217.

[Dean 1993]: DEAN, T.A., FU, X.P., 1993. Past developments, current applications and trends in the cross wedge rolling process. International Journal of Machine tools and Manufacture, 33 (3), 367-400.

[Dong 2000]: DONG, Y., TAGAVI, K.A., LOVELL, M.R., DENG, Z., 2000. Analysis of stress in cross wedge rolling with application to failure. International Journal of Mechanical Sciences, 42, 1233-1253.

[Fabregue 2000]: FABREGUE, P., 2000. Métallurgie du Laminage à Chaud. Techniques de l'Ingénieur. M 7860, 1-21.

[François 2005]: FRANCOIS, D., 2005. Essais mécaniques des métaux-essais de dureté. Techniques de l'ingénieur. M 4140, 1-16.

[Kang 2007]: KANG, J., TORIZUKA, S., 2007. Dynamic recrystallization by large strain deformation with a high strain rate in an ultralow carbon steel. Scripta Materialia, 57, 1048-1051.

[Lee 2003]: LEE, CH., BHADSHIA, HKDH., LEE, HC., 2003. Effect of Plastic Deformation on the Formation of Acicular Ferrite. Materials Science and Engineering, A (360), 249-257.

[Majta 2003]: MAJTA, J., ZUREK, A.K., 2003. Modeling of Ferrite Structure after Deformation in the Two Phase Region. International Journal of Plasticity, 19 (5), 707-730.

[Mangera 2001]: MANGERA, M., KONECNY, R., 2001. Simulation numérique du laminage transversal. La forge, 6, 45-47.

[Mcqueen 1976]: McQUEEN, H. J., JONAS, J. J., 1976. Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation. In: ARSENAUT, R. J. (ed.). Treatise on Materials Science and Technology. New York: Academic Press. 6, 393-493.

[Montheillet 2009]: MONTHEILLET, F., 2009. Métallurgie en mise en forme à chaud. Techniques de l'ingénieur, M 3031, 1-14.

[Murty 2005]: MURTY, S.V.S., TORIZUKA, S., NAGAI, K., KITAI, T., KOGO, Y., 2005. Dynamic recrystallization of ferrite during warm deformation of ultrafine grained ultra-low carbon steel. Scripta Materialia, 53, 763-768.

- [Montimitonnet 2002]: MONTMITONNET, P., 2002 Laminage-objectifs et modélisation. Techniques de l'ingénieur, M 3065, 1-12.
- [Pater 1999]: PATER, Z., WERONSKI, W., KAZANECKI, J., GONTARZ, A., 1999. Study of the process Stability of Cross Wedge Rolling. Journal of Materials Processing Technology, 92-93, 458-462.
- [Petkovic 1975]: PETKOVIC, R.A., LUTON, M.J., JONAS, J.J., 1975. Recovery and recrystallization of carbon steel between intervals of hot working. 137-145.
- [Piedrahita 2006]: PIEDRAHITA, F., 2006. Etude du laminage transversal. La forge, 26, 14-20.
- [Ranc 2003]: RANC, N., 2003. Couplage thermomécanique. Techniques de l'ingénieur, AF 5042, 1-12.
- [Regone 2010]: REGONE, W., DA SILVA, M.L.N., BUTTON, S.T., 2010. Numerical and Experimental Analysis of The Microstructural Evolution During Cross Wedge Rolling of V-Ti Microalloyed Steel. Metalurgia and Materiais, 62 (4), 495-502.
- [Suery 1979]: SUERY, M., 1979. Métallurgie et Rhéologie des Alliages Superplastiques Biphases. Thèse (Docteur ES Sciences Physiques). Université De Metz.
- [Sun 2005] : SUN, S.H., XIONG, Y., ZHAO, J., LV, Z.Q, LI, Y., ZHAO, D.L, FU, W.T., 2005. Microstructure Characteristics in High Carbon Steel Rod after Worm Cross-Wedge Rolling. Scripta Materialia, 55, 137-140.
- [Thomas 2002]: THOMAS, B., SCHMITT, J.H., 2002. Durcissement des aciers-Mécanismes. Techniques de l'ingénieur. M 4340, 1-20.
- [Villegas 2007]: VILLEGAS, R., 2007. Genèse de la Ferrite Aciculaire dans les Aciers à Moyen Carbone Micro-alliés au Vanadium - Morphologie Fractale en Relation avec les Propriétés Mécaniques. Thèse (Docteur de l'INPL). Institut National Polytechnique de Lorraine.
- [Wang 2004]: WANG, M., LI, X., DU, F., ZHENG, Y., 2004. Hot Déformation of Austenite and Prediction of Microstructure Evolution of Cross-Wedge Rolling. Materials Science And Engineering, A (379), 133-140.

Annexes :

Annexe A : Détermination des incertitudes de duretés

On utilise un guide pour l'expression de l'incertitude de mesure de la dureté Vickers dont l'expression est donnée par l'équation (17) ci-dessous (GUM), publié par les instances de normalisation (ISO, BIPM, AFNOR...).

L'expression de la dureté Vickers est donnée par l'équation (17) qui suit :

$$Hv = 0.189 \times \frac{F}{d^2} \quad (17)$$

Avec :

- Hv : la dureté Vickers.
- F : l'effort appliqué par la machine.
- d : le diamètre moyen donné par l'équation (18)

$$d = \frac{d1 + d2}{2} \quad (18)$$

Avec d1 et d2 explicité par la (Figure 46) :

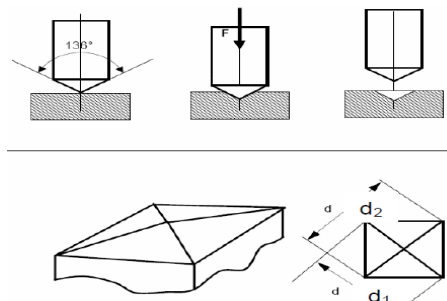


Figure 466 : Les caractéristiques dimensionnelles de la dureté Vickers.

Et en vue de déterminer cette incertitude de mesure on doit déterminer les erreurs. Par un bilan on recense les différentes erreurs indiquées par le tableau 14 qui suit. On utilise une cale dont la dureté est connue est qui est égale à 794.6 Hv.

Composants d'erreurs	Référence	Commentaires
Résolution	Δr	Différence entre deux graduations par la molette
Erreur de lecture	Δl	Différence entre la valeur maximale et minimale pour plusieurs mesures
Charge appliquée	ΔF	La méthode pour la détermination de celle-ci est décrite dans ce qui suit

Tableau 10 : Le bilan des erreurs permettant le calcul des incertitudes.

On détermine dans ce qui suit l'erreur sur la charge appliquée. Alors et à partir de l'équation (17) à la page précédente on peut écrire que :

$$\frac{\Delta H_v}{H_v} = \frac{\Delta F}{F} - \frac{2\Delta d}{d} \tag{18}$$

Avec $\Delta d=0$, et H_v la dureté inscrite sur la cale on aura ΔF par :

$$\Delta F = F \times \frac{\Delta H_v}{H_v} \tag{19}$$

Et
$$\Delta H_v = \Delta H_{v_{\text{systématique}}} + 2\sigma^* \tag{20}$$

Avec

- $\Delta H_{v_{\text{systématique}}}$: la différence entre la moyenne des moyennes de plusieurs mesures sur plusieurs empreintes et la valeur inscrite sur la cale.
- σ^* : l'écart type d'une population de valeur moyenne de plusieurs mesures.

Dans notre cas on choisit de faire pour cinq empreintes et pour chaque empreinte 15 mesures. On reporte dans ce qui suit la distribution du nombre de points entre deux duretés types en fonction des duretés mesurés.

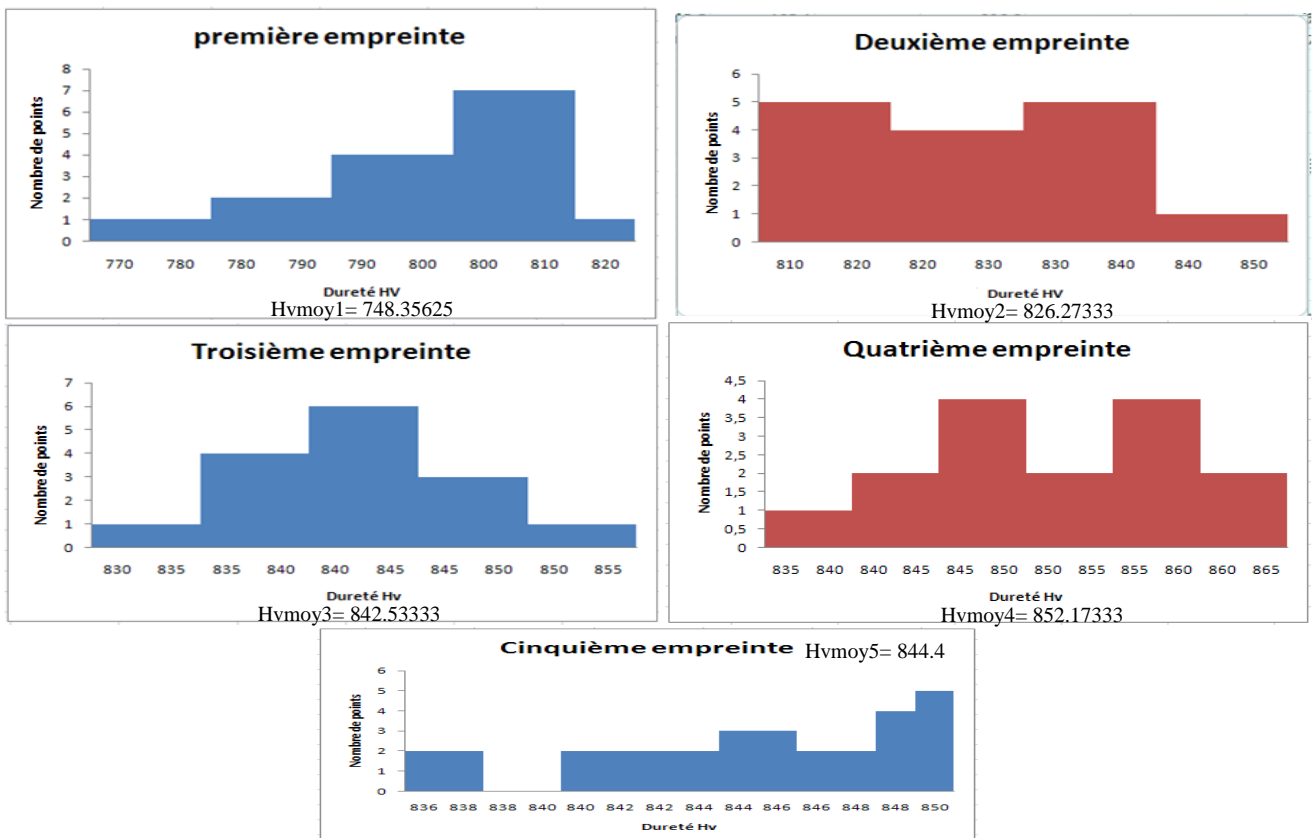


Figure 47 : Distribution des points mesurés des Cinq empreintes en fonction de la dureté

Donc après avoir calculé les moyennes H_{vmoyi} pour chaque empreinte i on calcule ensuite la moyenne de ces H_{vmoy} quand nommera $H_{vmoytotale}$, l'écart type et ainsi $\Delta H_{vsystematique}$, on regroupe l'ensemble de ces résultats au tableau 15 qui suit :

Empreinte:	Hvmoy:	HvmoyTotale	Ecart type σ	$\Delta H_{vsystematique}$
1	748,35625	822,74725	42,6400023	28,14725
2	826,273333			
3	842,533333			
4	852,173333			
5	844,4			

Tableau 11 : Les paramètres permettant le calcul de ΔH_v .

Donc d'après l'équation (20) on aura $\Delta H_v = 113.4272$ et par suite selon l'équation (20) on déduit que : $\Delta F = 6.9989$

Rappelons que $H_v = 794.6$ étant la valeur inscrite sur la calle et $F = 49.03$ N donné par la machine de dureté.

Il nous reste alors à déterminer Δr et Δl :

- ✓ Δr étant l'erreur sur la résolution qui est égale à l'augmentation d'une valeur par une graduation sur la mollette de la machine qui est dans notre cas égale à $0.1 \mu m$.
- ✓ Δl étant l'erreur de lecture. Pour la déterminer on choisit de prendre les mesures sur la cinquième empreinte (en supposant que l'on a acquis une certaine fluidité dans la manipulation du matériel), Δl égale à la différence entre la plus grande valeur mesurée et la plus petite, qui est égale à 11.2 .

Ainsi l'ensemble des erreurs déterminées, Donc pour pouvoir calculer l'incertitude on applique la loi de propagation des incertitudes :

$$u^2(HV) = 0.189 \times \left[\frac{\partial}{\partial F} \left(\frac{F}{d^2} \right) \right]^2 \times u_F^2 + 0.189 \times \left[\frac{\partial}{\partial d} \left(\frac{F}{d^2} \right) \right]^2 \times u_d^2 \quad (21)$$

Les erreurs qu'on a déterminé plus haut vont nous permettre de déterminer les incertitudes types noté u_F pour la charge et u_d pour la diagonale :

$$\checkmark \text{ Pour la charge : } u_F = \frac{\Delta F}{\sqrt{3}} = 4.0408257 \quad (22)$$

$$\checkmark \text{ Pour la diagonale : } u_d^2 = u_r^2 + u_l^2 \quad (23)$$

$$\text{Et} \quad u_r = \frac{\Delta r}{\sqrt{12}} = 0.0288 \quad (24)$$

$$\text{Aussi} \quad u_l = \frac{\Delta l}{\sqrt{3}} = 6.4663 \quad (25)$$

$$\text{Donc} \quad u_d = 6.4663$$

Remarque :

- Les expressions des différentes relations sont données par le guide pour l'expression de l'incertitude de mesure.

Alors en utilisant l'équation (21) ci-dessus on obtient l'expression qui suit :

$$u^2(HV) = 0.189 \times \left[\frac{1}{d^2} \right]^2 \times u_F^2 + 0.189 \times \left[\frac{-2F}{d^3} \right]^2 \times u_d^2 \quad (26)$$

Ainsi pour les mesures de duretés dorénavant on y rajoute plus ou moins u(Hv).

Remarque :

- Pour une confiance à 95% on multiplie u(Hv) par 2, pour une confiance à 99% on la multiplie par 3.

Annexe B : Valeurs des duretés en chaque point des zones de la pièce et du lopin:

Points	Diamètre de mesure	Lopin	
		Dureté dans les points pour chaque profondeur	Incertitude de mesure de dureté
P1	271,95	HvP1_Pr1= 125,3	5,48478E-05
P1	281	HvP1_Pr2= 117,4	5,09636E-05
P1	278,1	HvP1_Pr3= 119,8	5,21615E-05
P1	289,3	HvP1_Pr4= 110,7	4,7757E-05
P1	284,8	HvP1_Pr5= 114,3	4,94561E-05
P1	291,75	HvP1_Pr6= 108,9	4,68689E-05
P2	254,45	HvP2_Pr1= 143,2	6,37553E-05
P2	246,3	HvP2_Pr2= 152,8	6,86721E-05
P2	284,5	HvP2_Pr3= 114,5	4,95727E-05
P2	281,25	HvP2_Pr4= 117,2	5,08623E-05
P2	283,75	HvP2_Pr5= 115,1	4,98658E-05
P2	280,5	HvP2_Pr6= 117,3	5,11671E-05
P3	269,4	HvP3_Pr1= 127,7	5,60237E-05
P3	225,6	HvP3_Pr2= 120	8,40896E-05
P3	280,15	HvP3_Pr3= 118,1	5,13103E-05
P3	281,5	HvP3_Pr4= 117	5,07613E-05
P3	282,65	HvP3_Pr5= 116	5,03006E-05
P3	289,9	HvP3_Pr6= 113,3	4,75371E-05

Tableau 12 : Evolution de la dureté du lopin pour chaque point selon les profondeurs.

Points	Diamètre de mesure	Pièce-Zone-X1	
		Dureté dans les points pour chaque profondeur	Incertitude de mesure de dureté
P1	254,8	HvP1_Pr1-X1= 142,8	6,35562E-05
P1	254,9	HvP1_Pr2-X1= 142,7	6,34995E-05
P1	241,85	HvP1_Pr3-X1= 158,5	7,16033E-05
P1	240,8	HvP1_Pr4-X1= 159,9	7,23226E-05
P1	252,55	HvP1_Pr5-X1= 145	6,48527E-05
P1	260,4	HvP1_Pr6-X1=142,3	6,0495E-05
P2	254	HvP2_Pr1-X1= 143,7	6,40126E-05
P2	234,45	HvP2_Pr2-X1= 168,6	7,6915E-05
P2	255,75	HvP2_Pr3-X1= 141,7	6,30206E-05
P2	240,9	HvP2_Pr4-X1= 159,7	7,22536E-05
P2	259,35	HvP2_Pr5-X1= 137,8	6,10517E-05
P2	256,05	HvP2_Pr6-X1=141,4	6,28528E-05
P3	257,85	HvP3_Pr1-X1= 139,4	6,18605E-05
P3	246,4	HvP3_Pr2-X1= 152,7	6,86084E-05
P3	254,1	HvP3_Pr3-X1= 143,6	6,39553E-05
P3	253,35	HvP3_Pr4-X1= 144,4	6,43872E-05
P3	256,35	HvP3_Pr5-X1= 141	6,26858E-05
P3	253,9	HvP3_Pr6-X1=143,8	6,407E-05

Tableau.13a) Evolution de la dureté de la pièce pour chaque point selon les profondeurs à la zone X₁.

Points	Diamètre de mesure	Pièce-Zone-X2	
		Dureté dans les points pour chaque profondeur	Incertitude de mesure de dureté
P1	257,4	HvP1_Pr1-X2= 139,9	6,21064E-05
P1	259,15	HvP1_Pr2-X2= 138	6,11586E-05
P1	246,85	HvP1_Pr3-X2= 152,1	6,83225E-05
P1	258,75	HvP1_Pr4-X2= 138,4	6,13733E-05
P1	255,45	HvP1_Pr5-X2= 142	6,3189E-05
P1	255,3	HvP1_Pr6-X2=141,2	6,32734E-05
P2	260,95	HvP2_Pr1-X2= 136	6,02064E-05
P2	243,55	HvP2_Pr2-X2= 156,3	7,04615E-05
P2	256,25	HvP2_Pr3-X2= 141,2	6,27414E-05
P2	245,65	HvP2_Pr4-X2= 153,6	6,90888E-05
P2	260,2	HvP2_Pr5-X2= 136,9	6,06004E-05
P2	253,8	HvP2_Pr6-X2=143,9	6,41275E-05
P3	260,3	HvP3_Pr1-X2= 136,8	6,05476E-05
P3	246,45	HvP3_Pr2-X2= 152,6	6,85765E-05
P3	257,3	HvP3_Pr3-X2= 140	6,21612E-05
P3	238,35	HvP3_Pr4-X2= 163,2	7,4044E-05
P3	258,55	HvP3_Pr5-X2= 138,7	6,1481E-05
P3	251,8	HvP3_Pr6-X2=146,2	6,52938E-05

Tableau.13b) Evolution de la dureté de la pièce pour chaque point selon les profondeurs à la zone X₂.



Pièce-Zone-C			
Points	Diamètre de mesure	Dureté dans les points pour chaque profondeur	Incertitude de mesure de dureté
P1	248,45	HvP1_Pr3-C= 150,2	6,73206E-05
P1	244,1	HvP1_Pr4-C= 155,6	7,00981E-05
P1	256,25	HvP1_Pr5-C= 141,1	6,27414E-05
P1	252,15	HvP1_Pr6-C=145,8	6,50874E-05
P2	257,85	HvP2_Pr3-C= 139,4	6,18605E-05
P2	246,15	HvP2_Pr4-C= 153	6,87679E-05
P2	257,25	HvP2_Pr5-C= 140,1	6,21886E-05
P2	252,45	HvP2_Pr6-C=145,4	6,49113E-05
P3	258,7	HvP3_Pr3-C= 138,5	6,14002E-05
P3	257,8	HvP3_Pr4-C= 139,5	6,18878E-05
P3	259,9	HvP3_Pr5-C= 137,2	6,07591E-05
P3	252,7	HvP3_Pr6-C=145,1	6,4765E-05

Tableau.13c) Evolution de la dureté de la pièce pour chaque point selon les profondeurs à la zone C.

Pièce-Zone-Y2			
Points	Diamètre de mesure	Dureté dans les points pour chaque profondeur	Incertitude de mesure de dureté
P1	259,8	HvP1_Pr1-Y2= 137,3	6,08121E-05
P1	266,1	HvP1_Pr2-Y2= 130,9	5,76031E-05
P1	256,65	HvP1_Pr3-Y2= 140,8	6,25194E-05
P1	251,8	HvP1_Pr4-Y2= 146,2	6,52938E-05
P1	255,95	HvP1_Pr5-Y2= 141,5	6,29087E-05
P1	252,25	HvP1_Pr6-Y2=145,5	6,50286E-05
P2	256,1	HvP2_Pr1-Y2= 141,3	6,28249E-05
P2	260,9	HvP2_Pr2-Y2= 136,2	6,02326E-05
P2	259,9	HvP2_Pr3-Y2= 137,2	6,07591E-05
P2	250,45	HvP2_Pr4-Y2= 147,8	6,60993E-05
P2	258,85	HvP2_Pr5-Y2= 138,3	6,13195E-05
P2	258,6	HvP2_Pr6-Y2=138,7	6,14541E-05
P3	267,2	HvP3_Pr1-Y2= 129,8	5,70692E-05
P3	255,95	HvP3_Pr2-Y2= 141,5	6,29087E-05
P3	242,3	HvP3_Pr3-Y2= 157,9	7,12984E-05
P3	235,25	HvP3_Pr4-Y2= 167,5	7,63125E-05
P3	261,95	HvP3_Pr5-Y2= 135,1	5,96871E-05
P3	256,65	HvP3_Pr6-Y2=140,7	6,25194E-05

Tableau.13d) Evolution de la dureté de la pièce pour chaque point selon les profondeurs à la zone Y2.

Pièce-Zone-Y1			
Points	Diamètre de mesure	Dureté dans les points pour chaque profondeur	Incertitude de mesure de dureté
P1	233	HvP1_Pr1-Y1= 170,7	7,80256E-05
P1	248,8	HvP1_Pr2-Y1= 149,7	6,71044E-05
P1	238,8	HvP1_Pr3-Y1= 162,5	7,37232E-05
P1	250,7	HvP1_Pr4-Y1= 147,5	6,5949E-05
P1	256,2	HvP1_Pr5-Y1= 141,2	6,27692E-05
P1	251,1	HvP1_Pr6-Y1=147	6,57096E-05
P2	251,3	HvP2_Pr1-Y1= 146,8	6,55904E-05
P2	253,85	HvP2_Pr2-Y1= 143,8	6,40988E-05
P2	246	HvP2_Pr3-Y1= 153,2	6,8864E-05
P2	255,05	HvP2_Pr4-Y1= 142,5	6,34146E-05
P2	260,1	HvP2_Pr5-Y1= 137	6,06532E-05
P2	251,6	HvP2_Pr6-Y1=146,4	6,54122E-05
P3	266	HvP3_Pr1-Y1= 131	5,7652E-05
P3	235,25	HvP3_Pr2-Y1= 167,5	7,63125E-05
P3	245,35	HvP3_Pr3-Y1= 154	6,92824E-05
P3	256,85	HvP3_Pr4-Y1= 143,8	6,24088E-05
P3	257,9	HvP3_Pr5-Y1= 139,4	6,18333E-05
P3	251,8	HvP3_Pr6-Y1=146,2	6,52938E-05

Tableau.13e) Evolution de la dureté de la pièce pour chaque point selon les profondeurs à la zone Y1.

Tableau 13 : Evolution de la dureté de la pièce pour chaque point selon les profondeurs suivant les zones de celle-ci.