



HAL
open science

Étude thermomécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500

Lucia Garcia-Aranda

► **To cite this version:**

Lucia Garcia-Aranda. Étude thermomécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004. Français. NNT : 2004ENMP1268 . tel-00443614

HAL Id: tel-00443614

<https://pastel.hal.science/tel-00443614>

Submitted on 31 Dec 2009

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

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



ECOLE DES MINES
DE PARIS
Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

□□□□□□□□□□□□□□

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole des Mines de Paris
Spécialité «Sciences et Génie des Matériaux»

Présentée et soutenue publiquement
par

Lucia Garcia Aranda

le 26 janvier 2004 à Sophia-Antipolis

**Etude thermo-mécanique et modélisation numérique de
l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500**

Jury

M. Jean-Claude Gélín
M. Jose Antonio Pero-Sanz Elorz
M. Maciej Pietrzyk
M. Tommaso Dal Negro
M. Pascal Ravier
M. Yvan Chastel

Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur

A M^a Je
A Javi

Remerciements

Je voudrais tout d'abord remercier Jean-Loup Chenot pour m'avoir permis de réaliser une thèse au CEMEF, et Patrick Coels pour sa confiance et sa gentillesse à mon égard.

Je voudrais remercier tout particulièrement Yvan Chastel, mon directeur de thèse, pour son aide à tout moment, ses nombreuses bonnes idées, sa bonne humeur de tous les jours et la confiance qu'il m'a accordée pour réaliser ce travail, grand merci Oooohhh !! Calicatre Sapientissimo.

Je remercie les membres du jury, Jean-Claude Gelin, Jose Antonio Pero-Sanz Elorz, Maciej Pietrzyk, Tommaso Dal Negro et Pascal Ravier, d'avoir accepté de juger mon travail et d'y avoir apporté leurs suggestions et remarques.

Je remercie Gilbert Serena responsable du CRPC (Sollac Fos-sur-mer) pour l'intérêt porté à ce travail, et également je tiens à remercier Juan Fernandez et Pascal Ravier pour leurs conseils, et leur aide du côté de l'industrie. Je remercie également Jean Marc Ranson et Michel Tosi pour leur précieuse aide au moment des essais et leur bonne humeur, cela a été un grand plaisir de travailler avec vous tous!!

Je tiens tout particulièrement à remercier Gilbert Fiorucci pour sa patience, sa bonne humeur, et ses idées sans lesquelles les nombreux essais n'auraient pas pu être réalisés, merci McGill!!

Je remercie aussi Suzanne Jacomet pour sa grande efficacité et disponibilité à tout moment.

Merci beaucoup à Alain Le Floch et Francis Fournier pour leur aide du côté bureau d'étude.

Et un grand merci à Eric Brotons et Marc Bouyssou pour la réalisation des pièces, mêmes si les éprouvettes n'étaient pas faciles à faire!!

J'aimerais remercier Elisabeth Massoni, Katia Mocellin, Romain Forestier et tous les membres du groupe Forge 3 Slim, pour leur grande aide avec la simulation. On peut le dire, maintenant et grâce à vous ça converge!!! Merci aussi à Jérôme Bikard et Josué Barboza pour leur aide avec les éléments finis et la parallélisation de Forge 3... pas toujours facile...

Je remercie aussi Manu, Valery, Carole et tout le groupe EII pour leur grande aide avec l'informatique.

Un gros merci à Marie Françoise Sylvie et Geneviève pour leur gentillesse et leur grand aide.

Grand merci à tous ceux qui ont fait que mes quatre ans au CEMEF ont été pleines des bonnes choses !!! Merci Olguita pour ta gentillesse et ton amitié, Jojo pour toutes tes blagues ! (Jean-Paul te remercie un peu moins), Elise pour ta bonne humeur, Eric et Hakim !!, Alex, JC, Luisa et Hughes, Jérôme et Nathalie, Shadok. Merci, merci Tom pour être toujours là !!! et tout les autres personnes que j'oublie maintenant mais que je remercie quand même !

Je voudrais remercier spécialement Vincent, Vince, Wyns, Nalewajkman, Vinçouille... (tous la même personne), pour son aide à tout moment, sa générosité, sa grande patience et ses bons conseils pour la résolution des problèmes tant expérimentaux qu'en simulation, merci Vince (Président fondateur du «vieilles m..... mouvement») pour tous ces bons moments!.

And last but not least... Mil gracias a mis padres, a Maria Jesus y a Javier por estar a mi lado en todo momento, por su paciencia y su comprension y porque gracias al cariño que nos une a los cinco hoy termino mi tesis !!

Sommaire

Chapitre 1 : Objectif et contexte industriel

1.1 Contexte de l'étude	2
1.2 ARCELOR – La solution acier	3
1.3 Objectif général de l'étude	4
1.4 Le procédé d'emboutissage à chaud	4
1.4.1 Contexte	4
1.4.2 Etapes du procédé	4
1.5 La problématique de l'emboutissage à chaud	6
1.6 Plan de l'étude	7
1.7 Références bibliographiques	8

Chapitre 2 : L'Usibor 1500

2.1 Introduction	10
2.2 Effet des éléments d'alliage	10
2.3 Caractéristiques mécaniques à froid	11
2.4 Caractéristiques mécaniques à chaud	11
2.5 Caractéristiques mécaniques à froid	12
2.6 Caractérisation de la microstructure en fonction du chemin thermique	12
2.6.1 Introduction	12
2.6.2 Microstructure et revêtement initial	13
2.6.3 Microstructure et revêtement après refroidissement à l'air de la tôle	13
2.6.4 Microstructure et revêtement pour une tôle trempée à l'eau	14
2.6.5 Mesures de microdureté	14
2.7 Références bibliographiques	15

Chapitre 3 : Influence de la thermique sur le procédé d'emboutissage à chaud

3.1 Introduction	17
3.2 Définition de la résistance thermique de contact (RTC)	18
3.3 Démarches suivies pour l'estimation de la résistance thermique de contact	20
3.3.1 Mesure de la température.....	22
3.3.2 Influence des paramètres sur le coefficient de transfert thermique.....	23
3.3.3 Estimation du coefficient de transfert thermique.....	27
3.3.4 Synthèse et stratégie pour notre application.....	29
3.4 Estimation du coefficient de transfert thermique fonte - Usibor 1500	30
3.4.1 Dispositif de mesure de la température.....	30
3.4.2 Campagnes d'essais.....	31
3.4.3 Identification du coefficient de transfert thermique.....	32
3.5 Conclusions	36
3.6 Références bibliographiques	38

Chapitre 4 : La rhéologie de l'Usibor 1500

4.1 Introduction	41
4.2 Conditions de mise en forme	42
4.3 Rhéologie des aciers au manganèse à chaud	43
4.3.1 Introduction.....	43
4.3.2 Comportement mécanique de l'austénite stable.....	43
4.3.3 Comportement mécanique biphasé.....	47
4.3.4 Comportement mécanique en phase austénitique non recristallisée.....	48
4.3.5 Conclusion.....	51
4.4 Choix de la loi de comportement	51
4.5 Essais de traction à chaud	53
4.5.1 Introduction : principes de l'essai de traction.....	53
4.5.2 Description des essais.....	54
4.5.3 Identification de la loi de comportement.....	56
4.6 Essais de torsion à chaud	57
4.6.1 Introduction : principe de l'essai de torsion.....	57
4.6.2 Mise au point de la machine de torsion TOTEM (TOrsion TEst for Metallurgy).....	58
4.6.3 Analyse mécanique des essais.....	64
4.6.4 Description des essais.....	65
4.6.5 Identification de la loi rhéologique.....	65
4.7 Bilan sur la rhéologie de l'Usibor 1500 en austénitique instable	67
4.8 Essais d'emboutissage hémisphériques à chaud	68
4.8.1 Introduction.....	68
4.8.2 Le dispositif expérimental.....	69
4.8.3 Validation des paramètres rhéologiques et thermiques.....	70
4.9 Optimisation du calcul: variation du coefficient de transfert thermique avec la pression	74
4.9.1 Introduction.....	74
4.9.2 Evolution du coefficient de transfert thermique avec la pression.....	75
4.9.3 Résultats.....	76
4.10 Conclusions	79
4.11 Bibliographie	80

Chapitre 5 : Essais semi-industriels d'emboutissage à chaud d'un pied milieu

5.1 Introduction	83
5.2 Etude préalable à la campagne d'essais	84
5.2.1 Dispositif de mesure de température	84
5.2.2 Emplacement des thermocouples dans les outils.....	86
5.2.3 Plan d'essais.....	88
5.3 Description du dispositif expérimental	89
5.3.1 Le four.....	89
5.3.2 Les outils de formage.....	89
5.4 Essais d'emboutissage	91
5.4.1 Essais à froid	91
5.4.2 Essais préliminaires à chaud.....	91
5.4.3 Essais d'emboutissage à chaud du pied milieu	92
5.5 Analyse des résultats	93
5.5.1 Flans posés à plat sur serre- flan.....	93
5.5.2 Essais réalisés sur la partie omega.....	94
5.5.3 Essais sur la pièce complète	97
5.6 Récapitulatif des résultats	104
5.7 Références bibliographiques	106

Chapitre 6 : Modélisation de l'emboutissage à chaud avec les codes de calcul Forge 3 et Abaqus/Explicit

6.1 Introduction	109
6.2 Choix des codes de calcul pour la simulation du procédé d'emboutissage à chaud	109
6.3 Généralités sur la méthode d'éléments finis	110
6.4 Formulation du problème mécanique dans le code Forge	111
6.4.1 Introduction.....	111
6.4.2 Equations d'équilibre.....	111
6.4.3 Loi de comportement	112
6.4.4 Conditions initiales et aux limites	114
6.4.5 Problème continu fort.....	115
6.4.6 Formulation intégrale du problème	115
6.4.7 Méthode des éléments finis	116
6.5 Formulation du problème mécanique dans Abaqus/ Explicit	118
6.5.1 Introduction.....	118
6.5.2 Equations d'équilibre et formulation intégrale du problème.....	119
6.5.3 Loi de comportement	119
6.5.4 Conditions initiales et conditions aux limites.....	120
6.5.5 Méthode des éléments finis	120
6.6 Formulation du problème thermique en Forge	123
6.6.1 Introduction.....	123
6.6.2 L'équation de la chaleur	124
6.6.3 Conditions initiales et aux limites	124

6.6.4	Formulation intégrale	125
6.6.5	Discretisation par la méthode d'éléments finis	126
6.6.6	Couplage thermo-mécanique.....	130
6.7	Résolution du problème thermique dans Abaqus/Explicit.....	131
6.7.1	Introduction.....	131
6.7.2	Equation de la chaleur; formulation intégrale du problème.....	131
6.7.3	Conditions initiales et aux limites	131
6.7.4	Méthode des éléments finis	131
6.7.5	Couplage thermo-mécanique.....	133
6.7.6	Stabilité	133
6.8	Applications des codes implicites et explicites à l'emboutissage.....	133
6.8.1	Introduction.....	133
6.8.2	Emboutissage à chaud d'un acier trempable	133
6.8.3	Emboutissage à tiède d'une tôle en aluminium.....	134
6.8.4	Simulation de la mise en forme anisotherme de produits minces.....	135
6.9	Bilan des avantages et inconvénients des méthodes implicites et explicites.....	136
6.9.1	Méthode explicite.....	136
6.9.2	Méthodes implicites	136
6.10	Références bibliographiques.....	137

Chapitre 7 : Simulation 3D du procédé d'emboutissage à chaud

7.1	Introduction.....	140
7.2	Simulation de l'emboutissage à chaud avec Forge 3.....	140
7.2.1	Vers une version pour l'emboutissage	140
7.2.2	Maillage de la tôle avec le mailleur M.P.M. (Mailleur Produits Minces) de Forge 3.....	141
7.2.3	Paramètres rhéologiques, thermiques, et tribologiques	141
7.2.4	Recherche des paramètres de convergence.....	144
7.2.5	Calculs parallèles.....	146
7.2.6	Analyse de sensibilité au maillage.....	147
7.2.7	Comparaison du calcul avec les résultats expérimentaux	153
7.2.8	Pied milieu complet.....	161
7.3	Simulation de l'emboutissage à chaud avec Abaqus/Explicit.....	163
7.3.1	Introduction.....	163
7.3.2	Loi de comportement Abaqus : équivalence des paramètres avec la loi de Norton-Hoff.....	163
7.3.3	Paramètres thermophysiques et coefficient de transfert thermique dans Abaqus	164
7.3.4	Optimisation des calculs 3D.....	165
7.3.5	Maillage du flan	169
7.3.6	Validation des paramètres optimaux : application à des calculs du pied milieu.....	169
7.4	Conclusions	176
7.5	Références bibliographiques.....	177

Chapitre 8 : Conclusions et Perspectives

Chapitre 1

Objectif et contexte industriel

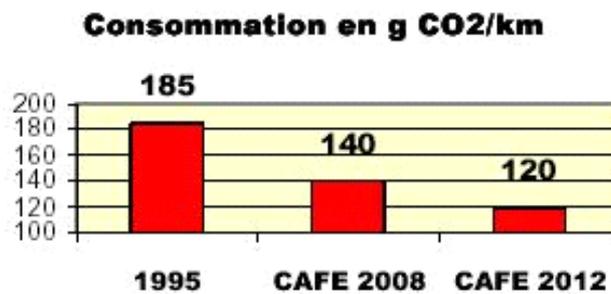
Sommaire

1.1	<i>Contexte de l'étude</i>	2
1.2	<i>ARCELOR – La solution acier</i>	3
1.3	<i>Objectif général de l'étude</i>	3
1.4	<i>Le procédé d'emboutissage à chaud</i>	4
1.4.1	Contexte	4
1.4.2	Etapas du procédé	4
1.5	<i>La problématique de l'emboutissage à chaud</i>	6
1.6	<i>Plan de l'étude</i>	7
1.7	<i>Références bibliographiques</i>	8

1.1 Contexte de l'étude

Les évolutions en cours pour les automobiles entraînent une augmentation de la masse des véhicules. Ces évolutions sont en grande partie dues à l'accroissement du confort et de la sécurité active et passive.

Des normes européennes ont été établies pour permettre de diminuer, entre autres, les émissions de CO₂. Les constructeurs automobiles devront respecter les émissions suivantes, en moyenne sur une flotte de véhicules (figure 1.1).



CAFE : Corporate Average Fuel Emissivity

Figure 1.1: Evolution des normes antipollution

Une possibilité pour respecter cette norme consiste à réduire la consommation du véhicule sachant que 100 kg en moins sur la masse totale de celui-ci peut induire une réduction de consommation de 0.3 à 0.6 litre/100km. Une des solutions est donc d'agir sur le poids du véhicule.

Des réponses ont déjà été apportées par les constructeurs, citons par exemple :

- Intégration de solutions aciers innovantes à coût nul ou inférieur à 1Euro/kg gagné (acier THLE : Très Haute Limite Elastique)
- Recours ponctuels à des matériaux « légers » pour certaines applications (ailes en matière plastique, capot, liaison au sol) en concédant un surcoût élevé (4 à 6 Euros/kg gagnés)
- Utilisation de l'aluminium, comme par exemple AUDI, ou JAGUAR pour la réalisation de la caisse, respectivement de l'A8 et de la XJR.

La poursuite, voire l'extension d'une telle stratégie conduit cependant à des surcoûts inacceptables. Le défi consiste donc à agir sur les différents leviers (matériaux, produit, process) pour optimiser le rapport allègement/coût.

Les solutions retenues par les constructeurs intègrent largement les aciers HR/THR (Haute Résistance/ Très Haute Résistance), les flans rabotés ainsi que d'autres solutions acier innovantes.

Ces progrès ont été possibles grâce à l'évolution de l'offre des sidérurgistes qui ont accompagné leurs clients dans leur recherche de la performance.

Dans l'industrie automobile, un acier doit combiner une bonne aptitude au formage avec de bonnes caractéristiques mécaniques après traitement thermique.

Les aciers à haute limite élastique ont une formabilité réduite, ce qui ne permet pas la fabrication à froid de pièces de géométrie complexe. D'un autre côté, les aciers doux qui peuvent être mis en forme à froid présentent une limite élastique trop basse, et donc des caractéristiques mécaniques inadaptées. Une alternative consiste à utiliser des aciers trempables qui peuvent être mis en forme à froid, puis soumis à un traitement thermique pour optimiser les caractéristiques mécaniques finales. Ce procédé

peut cependant donner lieu à des distorsions, et la trempe doit donc être faite dans des conditions restrictives. Ces opérations sont coûteuses, et elles peuvent faire monter significativement les prix du produit final.

Le procédé d'emboutissage à chaud avec trempe dans l'outil, que nous allons étudier présente l'intérêt de simplifier le processus industriel, car deux opérations (mise en forme et trempe) sont réunies en une seule (mise en forme à chaud et trempe dans les outils). De plus, la géométrie finale de la pièce est améliorée par rapport à la mise en forme à froid car le retour élastique et les distorsions sont minimisés.

1.2 ARCELOR – La solution acier

Cette étude a été réalisée en collaboration avec le service de Conception de Solutions Acier Automobile – Liaison Au Sol (CSAAU – LAS), qui fait partie du Centre de Recherches de Produits à Chaud (CRPC) appartenant à SOLLAC MEDITERRANNEE (Groupe Arcelor) situé à Fos sur Mer.

L'automobile est un des principaux marchés du groupe Arcelor [1]. Pour ce marché, L'Usibor 1500, une nuance d'acier avec un revêtement spécifique, a été développée. La promotion de ce produit est basée non seulement sur l'offre de l'acier mais aussi du savoir-faire nécessaire pour la mise en forme et l'obtention d'un bénéfice maximal par le constructeur.

Le service CSAAU-LAS développe ses compétences dans les techniques de mise en forme de l'acier, la conception de pièces, la simulation numérique et les méthodes d'analyses.

Ses appuis techniques sont axés sur le conseil aux clients, l'expertise et amélioration de solutions acier existantes, la recherche et l'étude de nouvelles solutions acier.

Dans notre cas, la solution acier consiste à fournir les moyens nécessaires aux constructeurs automobiles de pouvoir vérifier au moment de la conception la faisabilité d'une pièce en Usibor 1500. Compte tenu des délais très court de conception dans le secteur automobile, ceci n'est possible qu'en utilisant la simulation de l'emboutissage à chaud.

1.3 Objectif général de l'étude

L'objectif de cette étude est de proposer aux clients un outil qui aide à valider le choix de l'utilisation de l'Usibor 1500. Cet outil doit permettre, dans la phase de développement du procédé, d'apporter une réponse fiable à la question de faisabilité d'une nouvelle pièce en Usibor 1500 par emboutissage à chaud, d'indiquer les points critiques du procédé et les paramètres process à envisager.

Pour simuler l'emboutissage à chaud, il n'est pas possible d'utiliser des logiciels dédiés à l'emboutissage classique, la thermique n'étant pas aujourd'hui prise en compte dans ces logiciels. Nous allons utiliser deux logiciels, Forge 3 qui est un logiciel implicite, et Abaqus dans sa version explicite. Ces deux logiciels permettent de réaliser un calcul thermomécanique. Nous chercherons à les valider via des comparaisons avec des essais d'emboutissage de pièces.

Pour réaliser la simulation de cette opération, nous avons besoin des données concernant le comportement du matériau et les transferts thermiques. Ces données seront obtenues au moyen d'essais.

1.4 Le procédé d'emboutissage à chaud

1.4.1 Contexte

L'emboutissage à chaud est un procédé dédié à une classe de matériaux bien précise, les aciers trempants. Le surcoût inhérent au procédé (utilisation de fours, manipulation de flans à haute température et usure des outils) est parfaitement justifié par les propriétés de la pièce finale, qui combinent légèreté (tôle 1,5mm d'épaisseur), très haute limite élastique et résistance mécanique élevée.

Ce procédé est principalement utilisé dans l'automobile pour des pièces de structure du châssis. Quelques applications typiques pour l'automobile sont : les traverses avant / arrière, les renforts de portière et de pied milieu et le bras de roue (figure 1.2)

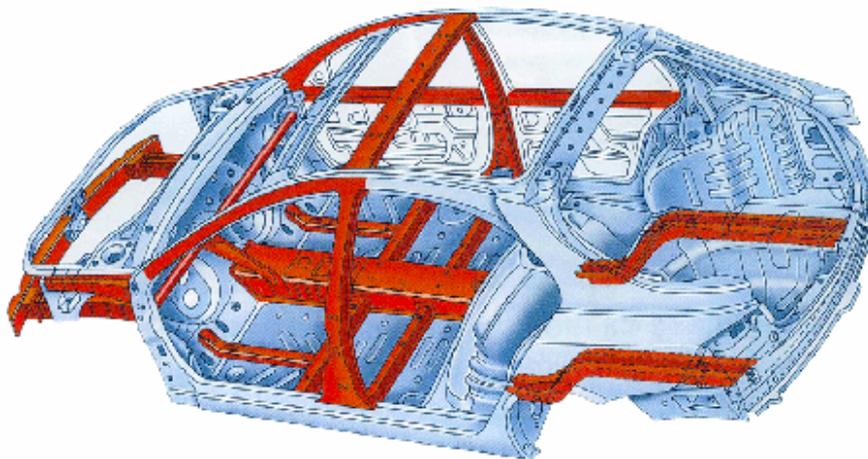


Figure 1.2 : pièces de sécurité dans un châssis envisageables en Usibor 1500

1.4.2 Etapes du procédé

Les différentes étapes du procédé peuvent être observées sur la figure 1.3.

- 1) Les flans d'Usibor 1500 ont une épaisseur de 1.5mm et sont revêtus d'un alliage de silicate d'aluminium, d'approximativement 30 μm d'épaisseur.
- 2) Dans un premier temps, le flan est porté à 900°C dans un four, et maintenu à cette température pendant 5 à 10 minutes pour austénisation. Porté à cette température, le revêtement aluminé s'allie à la tôle.
- 3) A ce stade, le flan est convoyé vers la presse où a lieu l'emboutissage.
- 4) La trempe, qui a lieu dans l'outil, doit être suffisamment rapide (supérieure à 27°C/s), pour obtenir une structure finale martensitique qui confèrera à la pièce les propriétés mécaniques recherchées.

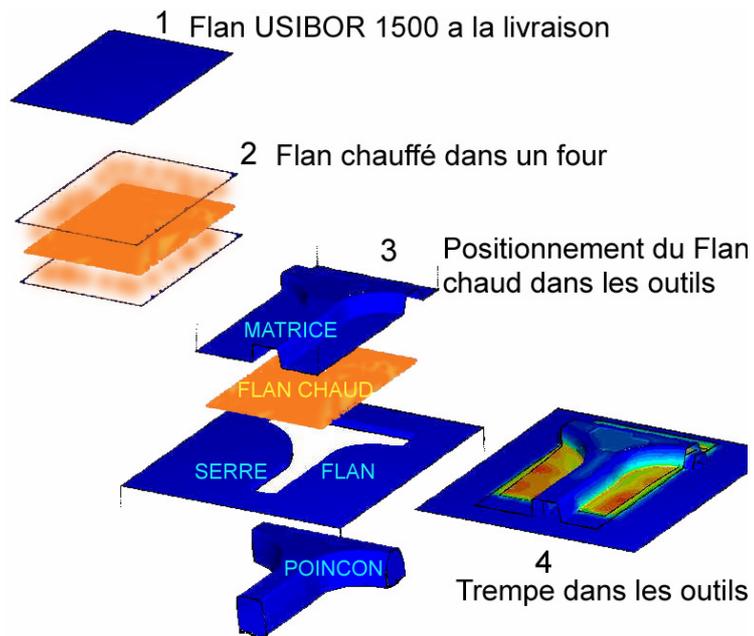


Figure 1.3 : le procédé d'emboutissage à chaud

Le procédé demande donc des investissements importants : presse, fours allant jusqu'à 1000°C, et outillages spécifiques éventuellement refroidis. A titre d'exemple, l'installation dédiée à l'emboutissage à chaud de traverse avant de voitures (figure 1.4), appartenant au groupe THYSEN KRUPP SOFEDIT est montrée à la figure 1.5. Il s'agit d'un four à résistance (23m de longueur) dans lequel le flan avance pendant son austénitisation. La presse est située au bout du four. Un détail des outils est présenté à la figure 1.5.



Figure 1.4 : traverse avant d'une automobile

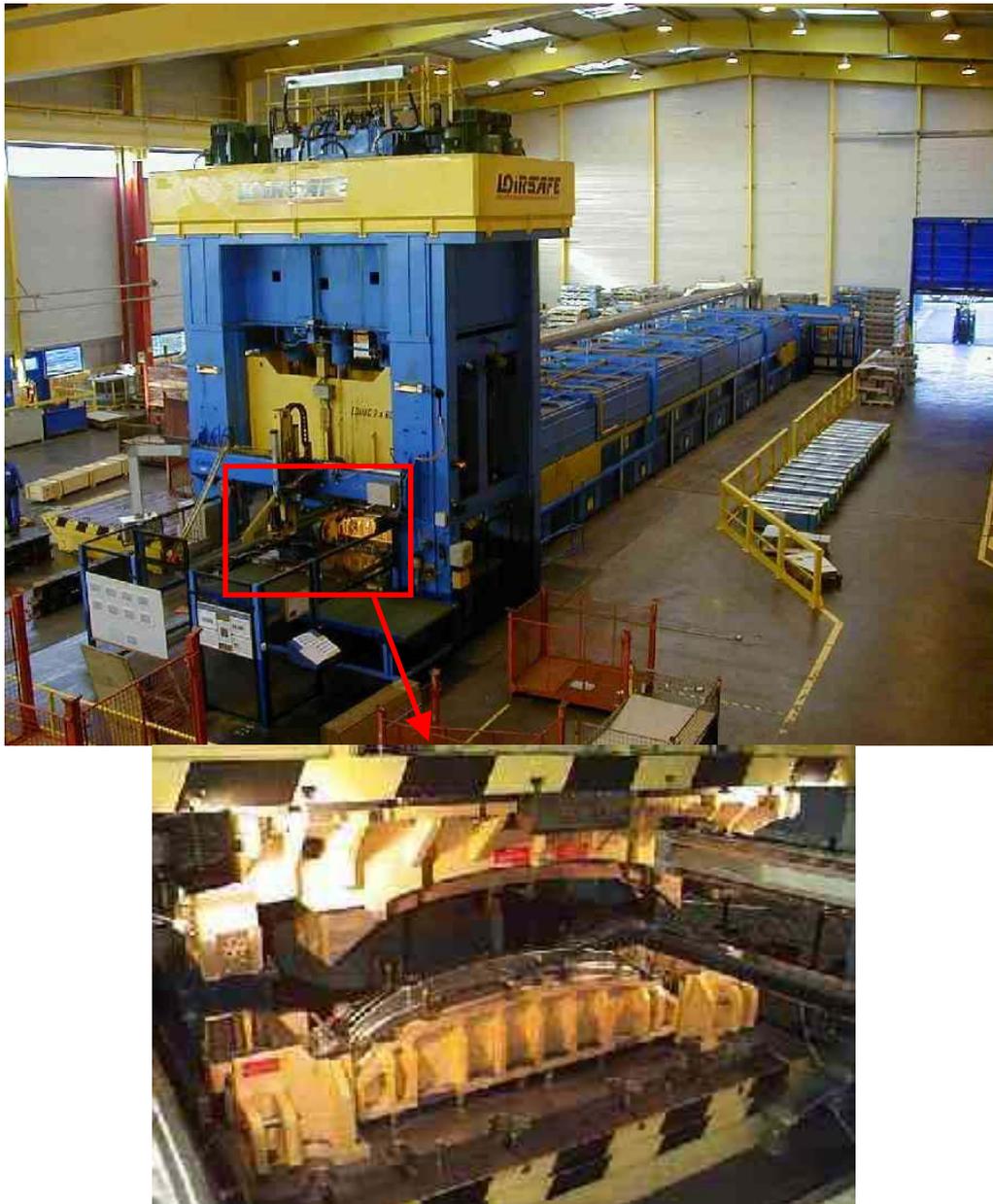


Figure 1.5 : exemple d'installations pour l'emboutissage à chaud ; presse, four et détail des outils

1.5 La problématique de l'emboutissage à chaud

Après avoir décrit le procédé et les objectifs généraux du travail, nous allons analyser plus en détail l'emboutissage à chaud. Nous allons ainsi déterminer les différents phénomènes intervenant dans la mise en forme pour ensuite pouvoir les simuler.

Notre objectif final en terme de simulation requiert un outil qui soit capable de résoudre un calcul thermomécanique couplé, car le procédé d'emboutissage à chaud comporte une mise en forme où la température est un facteur très important. De plus, nous devons tenir compte du comportement non linéaire du matériau qui est écrouissable et qui dépend de la température et de la vitesse de déformation.

L'emboutissage à chaud est un procédé où le matériau est soumis à une transformation de phase. Cette transformation de phase peut avoir lieu pendant la mise en forme, et il est donc indispensable de tenir compte des interactions entre le comportement du matériau, l'évolution de la température et ce changement de phase. Ces interactions sont les suivantes (figure 1.6) [2]:

- 1 : génération de chaleur induite par la déformation plastique
- 2 : expansion thermique
- 3a : les propriétés thermiques des matériaux dépendent de l'évolution microstructurale
- 3b : enthalpie de transformation de phase
- 4 : la microstructure en fonction de la température
- 5a : les propriétés mécaniques du matériau en fonction de l'évolution microstructurale
- 5b : changement de volume dû à la transformation de phase
- 5c : plasticité de transformation
- 5d : influence de la déformation sur la transformation de phase
- 6 : la transformation de phase dépend des contraintes et déformations

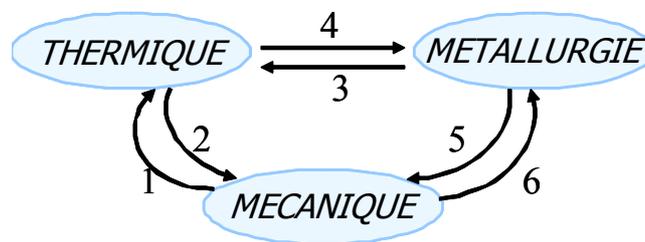


Figure 1.6 : couplages à prendre en compte pour simuler une opération d'emboutissage à chaud

Tous ces couplages sont a priori nécessaires pour simuler une opération de mise en forme d'emboutissage à chaud avec trempe dans l'outil.

Dans le cadre de notre travail, nous allons nous concentrer sur l'étape de mise en forme, en cherchant à privilégier une mise en forme en phase austénitique. Un calcul thermo-mécanique doit être réalisé dans ce cas.

1.6 Plan de l'étude

A partir de l'analyse des couplages lors du procédé et pour répondre aux besoins industriels précédemment décrits, notre étude est structurée de la façon suivante :

- Une description du matériau utilisé dans le procédé d'emboutissage à chaud : l'Usibor 1500.
- Une étude sur l'influence de la thermique dans le procédé est menée avec la détermination au moyen d'essais et de simulations du coefficient de transfert thermique qui est assurément un des paramètres dominants dans l'évolution thermique de la tôle.
- Une loi de comportement du matériau est choisie pour tenir compte de l'influence de la vitesse de déformation et de la température. Les paramètres de cette loi sont estimés au moyen d'essais de traction, de torsion et d'emboutissage à chaud hémisphériques.
- Des essais semi-industriels ont été réalisés avec, comme démonstrateur, un renfort de pied milieu. Des mesures en terme d'évolution de température, d'effort d'emboutissage, d'amincissement, de déformations et de dureté sont réalisées pour valider les simulations 3D du procédé.

- La simulation numérique du procédé d'emboutissage à chaud est effectuée avec deux codes de calcul, Forge 3 et Abaqus/Explicit. Le premier est un code implicite et le deuxième explicite. Nous décrivons la façon de résoudre le problème thermo-mécanique avec les deux codes, de façon à localiser les sources de différences possibles dans les résultats des calculs.
- Enfin, des simulations 3D ont été réalisées avec les deux codes. Dans un premier temps, des modèles simples ont permis d'optimiser les calculs pour ensuite réaliser le calcul complet du pied milieu. Ces calculs sont validés avec les résultats obtenus avec les essais semi-industriels.
- Nous terminons par un bilan global des moyens ainsi disponibles pour aider un concepteur de gamme d'emboutissage à chaud d'acier trempant.

1.7 Références bibliographiques

- [1] www.arcelor.com
- [2] M. C.F. Eriksson, Modelling of forming and quenching of ultra high strength steel components for vehicle structures. Doctoral Thesis, Luleå University of Technology, 2002.

Chapitre 2

L'Usibor 1500

Sommaire

2.1 Introduction	10
2.2 Effet des éléments d'alliage	10
2.3 Caractéristiques mécaniques à froid	11
2.4 Caractéristiques mécaniques à chaud	11
2.5 Caractéristiques mécaniques à froid	12
2.6 Caractérisation de la microstructure en fonction du chemin thermique	12
2.6.1 Introduction.....	12
2.6.2 Microstructure et revêtement initial.....	13
2.6.3 Microstructure et revêtement après refroidissement à l'air de la tôle.....	13
2.6.4 Microstructure et revêtement pour une tôle trempée à l'eau.....	14
2.6.5 Mesures de microdureté.....	14
2.7 Références bibliographiques	15

2.1 Introduction

L'Usibor 1500 a été développé afin de répondre aux besoins d'allègement des pièces de structure et de renfort utilisées dans l'automobile. Dans la figure 2.1, on peut observer le rapport résistance/densité de l'Usibor comparé à d'autres matériaux. Sa très haute limite d'élasticité après traitement thermique le destine donc aux fonctions anti-intrusion du véhicule. Son élaboration et son traitement thermo-mécanique lors du laminage à chaud lui confèrent une excellente trempabilité ainsi qu'une bonne homogénéité structurale, propice à un bon comportement sous sollicitation mécanique [1].

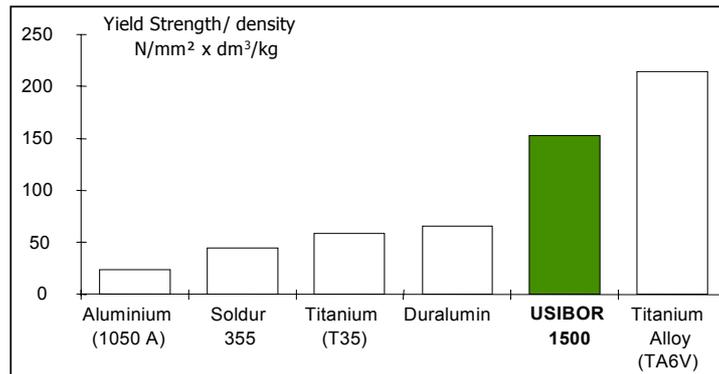


Figure 2.1 : rapport résistance, densité de l'Usibor en comparaison d'autres matériaux [1]

C'est un acier au carbone/manganèse microallié au bore, dont la composition chimique est présentée au tableau 2.1.

	C	Mn	P	S	Si	Al	Cr	N	Ti	B
Mini	0.2	1.1			0.15	0.02	0.15		0.02	0.002
Maxi	0.25	1.35	0.025	0.008	0.35	0.06	0.3	0.009	0.05	0.004

Tableau 2.1 : composition chimique de l'Usibor 1500 (%masse)

Une couche de revêtement en silicate d'aluminium de l'ordre de 30 μ m est déposée sur la surface de la tôle. Le revêtement a comme rôle principal d'éviter l'oxydation du matériau. Pendant l'austénitisation, ce revêtement suit un traitement thermique induisant la formation d'une couche alliée Si-Al-Fe, ce qui augmente l'épaisseur totale du revêtement (40 μ m in fine).

Les principaux avantages de l'Usibor sont : une formabilité à chaud importante, une grande résistance à la fatigue et aux chocs permettant d'envisager une importante diminution d'épaisseur et en conséquence de masse.

2.2 Effet des éléments d'alliage

Par rapport aux aciers non alliés, les éléments d'alliage vont permettre d'obtenir différentes microstructures en faisant varier la composition et le traitement thermo-mécanique. L'addition d'éléments comme le Nb, Ti, V, Mo, B ou Al seuls ou combinés, est utilisée pour faciliter la stabilité de l'austénite ainsi que pour influencer la cinétique de transformation de phase [2].

Les ajouts de Mn, Cr et B, permettent d'avoir une bonne trempabilité. Le Bore permet de déplacer le domaine ferritique vers les faibles vitesses de refroidissement et assure ainsi une bonne trempabilité.

Le titane est ajouté pour éviter la formation de nitrure de bore, puisque le titane a une plus grande affinité par l'azote que le bore. De cette façon, l'effet durcissant du bore est préservé [3].

Le Cr, Ti forment des précipités durcissants car ils ont une forte affinité pour le carbone et l'azote. Ces composés sont appelés carbures et nitrures alliés. La solubilité de ces carbures alliés est quasi nulle lorsque la température est inférieure à 700°C.

2.3 Caractéristiques mécaniques à froid

Dans le tableau 2.2, nous pouvons observer les caractéristiques mécaniques des tôles d'Usibor pré-revêtues avant et après traitement thermique de trempage [4].

	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A(%) L ₀ = 80 mm e < 3 mm
Avant traitement thermique	370 - 490	> 550	> 10
Après traitement thermique	1200	1600	4.5

Tableau 2.2 : caractéristiques mécaniques avant et après traitement thermique

Le domaine de prédilection de l'Usibor est la résistance au choc. Des caractérisations du métal traité thermiquement pour des chocs à grande vitesse ont été effectuées [1] avec comme résultats un pic d'effort très important et une formation de plis sans rupture du métal. Ce qui confirme les exceptionnelles propriétés anti-intrusion de l'Usibor.

2.4 Caractéristiques mécaniques à chaud

Le comportement du matériau à chaud a été décrit au moyen d'essais de traction. Les résultats fournis par Sollac sont montrés à la figure 2.2. Les essais ont été effectués sur une machine de traction équipée d'un four dont l'atmosphère était non protégée [1].

On note une décroissance de la résistance mécanique avec la température. Ces valeurs sont toutefois à nuancer car, compte tenu des conditions de l'essai, la décarburation et l'oxydation du métal sont importantes.

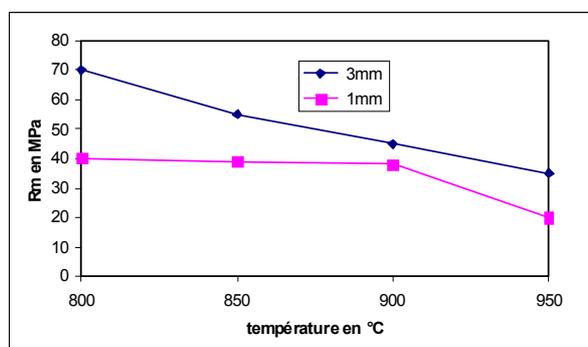


Figure 2.2 : comportement de l'Usibor 1500 à chaud [1]

2.5 Caractéristiques mécaniques à froid

Les propriétés physiques en fonction de la température ont été fournies par Sollac, pour le 20 Mb 5 qui a une composition chimique très proche de l'Usibor 1500 [5]. Le module d'Young en fonction de la température, ainsi que la conductivité thermique, la capacité thermique et la masse volumique pour le 20 Mb5 sont présentés sur les figures 2.3, 2.4, 2.5 et 2.6.

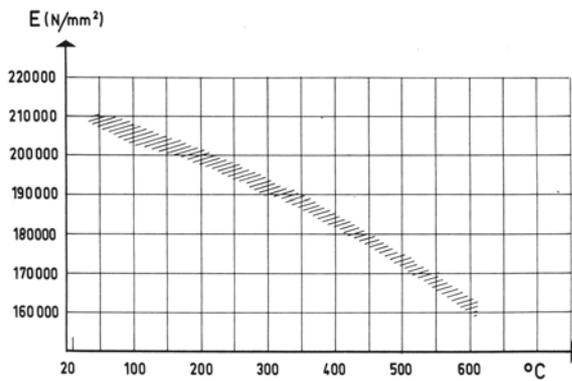


Figure 2.3 : évolution du module d'Young [5]

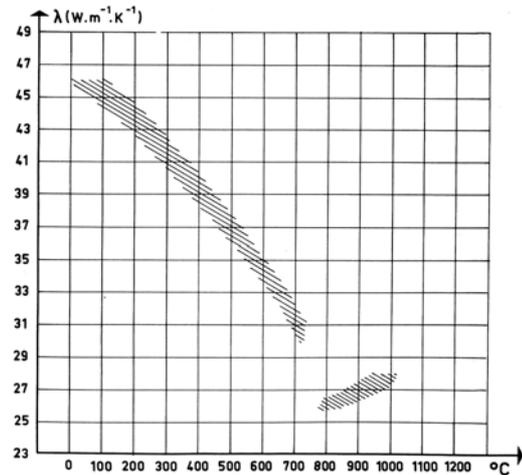


Figure 2.4 : conductivité thermique [5]

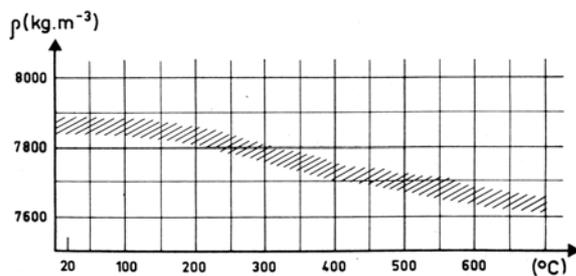


Figure 2.5: Masse volumique [5]

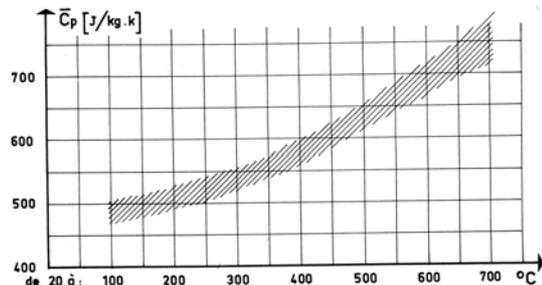


Figure 2.6: Capacité thermique [5]

2.6 Caractérisation de la microstructure en fonction du chemin thermique

2.6.1 Introduction

Une étude de l'évolution de la microstructure et du revêtement a été menée au CEMEF. Les essais ont été réalisés pour deux conditions de refroidissement, à l'air et trempe à l'eau. Les échantillons de tôle en Usibor 1500 revêtue, d'une géométrie de 50 x 50mm et 1.2mm d'épaisseur, ont été portés préalablement à 900°C pendant 5 min pour l'austénitisation. Les microstructures étudiées sont comparées à celle de l'état initial, c'est à dire sans traitement thermique.

Une fois les essais réalisés, les échantillons polis sont attaqués pendant 10 secondes au Nital 2% (acide nitrique et éthanol) et observés au microscope optique.

Des essais de microdureté ont été faits ; ces essais permettent la mesure de la résistance du matériau à la pénétration. Une série de facteurs doivent être pris en compte dans ce type d'essais, dont les

principaux sont : les déformations élastiques et plastiques, le frottement, la géométrie du pénétrateur qui dans notre cas sera une pyramide, ses propriétés mécaniques et la charge qu'on applique. On utilise la dureté Vickers pour les essais, dont les caractéristiques sont décrites à la figure 2.7. Pour nos essais, nous avons utilisé un poids de 200gf pendant 15 secondes ; chaque valeur de dureté est donnée comme moyenne de 5 indentations.

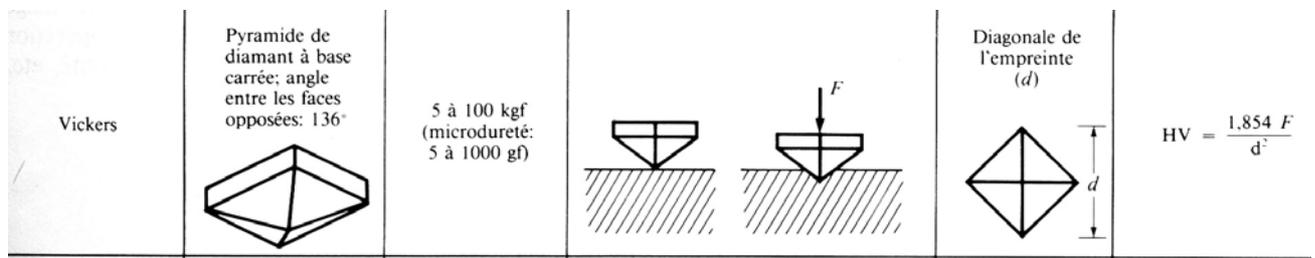


Figure 2.7 : Schéma de principe de l'essai de microdureté

2.6.2 Microstructure et revêtement initial

Sur la figure 2.8, on observe la structure ferrite/perlite que présente le matériau à la livraison : la taille des grains est comprise entre 5 et 10 μm , la perlite (grains noirs) est orientée dans le sens du laminage. Sur la coupe transversale (figure 2.9), on observe aussi le revêtement qui a une épaisseur de 30 μm .

Laminage →

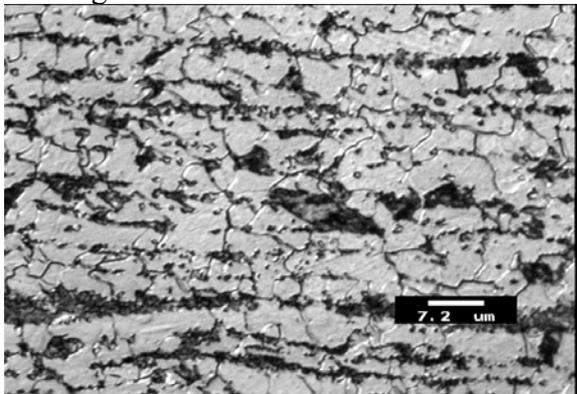


Figure 2.8 : structure ferrite/perlite

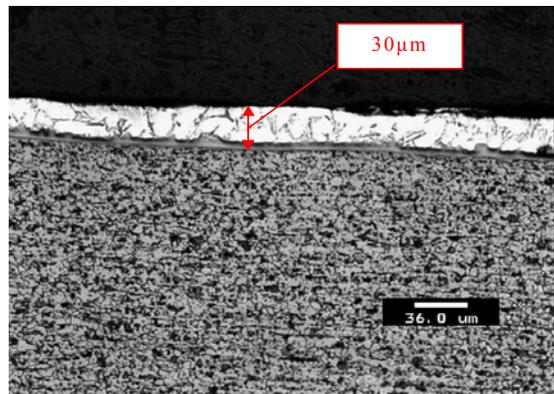


Figure 2.9 : observation du revêtement

2.6.3 Microstructure et revêtement après refroidissement à l'air de la tôle

La microstructure observée sur la figure 2.10 est celle de la bainite formée lors d'un refroidissement lent. Après traitement thermique, le revêtement (figure 2.11) voit son épaisseur augmenter jusqu'à 47 μm suite au traitement thermique. On remarque l'apparition de fissures dues certainement au refroidissement.

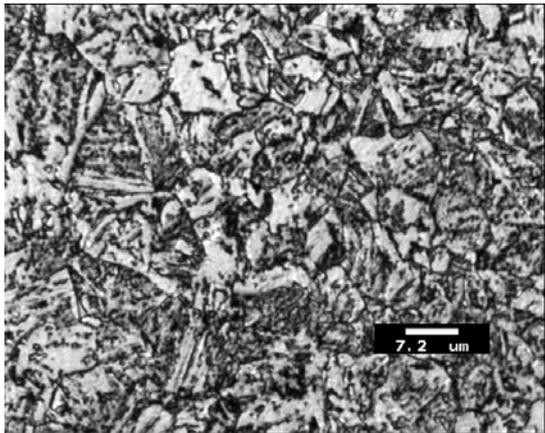


Figure 2.10 : microstructure bainitique

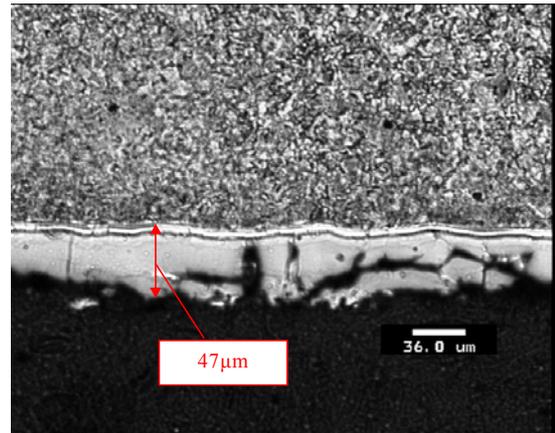


Figure 2.11 : épaisseur du revêtement

2.6.4 Microstructure et revêtement pour une tôle trempée à l'eau

Sur la figure 2.12, on peut observer la structure martensitique obtenue après trempé à l'eau. Des fissures du revêtement peuvent être observées sur la figure 2.13.

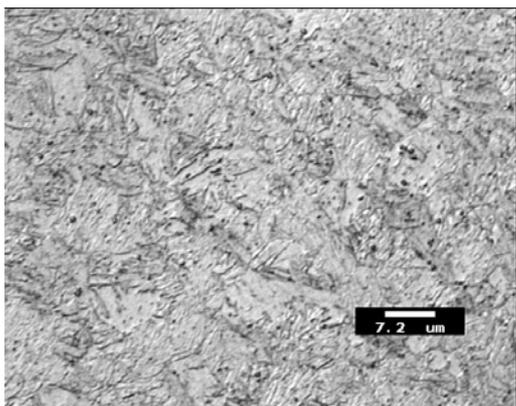


Figure 2.12 : microstructure martensite

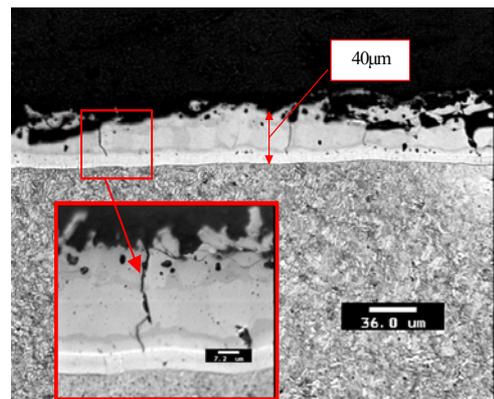


Figure 2.13 : fissuration du revêtement

Dans tous les cas, la taille de grain est très petite (quelques μm) et comme la mesure minimale de la pyramide est de $30\ \mu\text{m}$, les mesures faites sont donc de la microdureté globale de l'échantillon.

2.6.5 Mesures de microdureté

Les résultats des mesures de microdureté sont résumés au tableau 2.3

Etat de la tôle	Microdureté (HV)
initial	181 ± 3
refroidi à l'air	242 ± 3
trempé à l'eau	431 ± 7

Tableau 2.3 : résultats des mesures de microdureté

On note l'influence du traitement thermique qui accroît la dureté de la tôle, et le rôle du mode de refroidissement : l'évolution de la structure passe de la ferrite /perlite à la bainite ou martensite.

2.7 Références bibliographiques

- [1] Solbor 1500, Derniers développements dans les aciers à Haute Résistance pour Traitements Thermiques. Rapport interne, CRPC, Sollac, Avril 1998.
- [2] J. Matja, A. Bator, Mechanical behaviour of hot and warm formed microalloyed steels. . Journal of Materials Processing Technology, Vol. 125-126, pp. 77-83, 2002.
- [3] A. Laasraoui, J.J. Jonas, Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. Metallurgical Transactions A, Vol. 22A, pp. 1545-1558, 1991.
- [4] <http://www.arcelorauto.com/produits/fiches/usibor1.htm>
- [5] Dossiers techniques "ATS-OTUA", Office Technique pour l'Utilisation de l'Acier.

Chapitre 3

Influence de la thermique sur le procédé d'emboutissage à chaud

Sommaire

3.1	Introduction.....	17
3.2	Définition de la résistance thermique de contact (RTC).....	18
3.3	Démarches suivies pour l'estimation de la résistance thermique de contact.....	20
3.3.1	Mesure de la température.....	22
3.3.1.1	Introduction.....	22
3.3.1.2	Brusque mise en contact de deux pièces.....	22
3.3.1.3	Essais à grande déformation.....	23
3.3.2	Influence des paramètres sur le coefficient de transfert thermique.....	23
3.3.2.1	Influence de la pression à l'interface.....	23
3.3.2.2	Influence de la température des outils.....	25
3.3.2.3	Présence du lubrifiant et/ou de couches d'oxyde.....	26
3.3.3	Estimation du coefficient de transfert thermique.....	27
3.3.3.1	Estimation d'une valeur constante du coefficient de transfert thermique à partir de courbes de calibrage.	27
3.3.3.2	Estimation du coefficient de transfert thermique à partir du calcul du flux.....	28
3.3.3.3	Estimation du coefficient de transfert thermique par techniques inverses.....	28
3.3.3.4	Estimation théorique du coefficient de transfert thermique.....	29
3.3.4	Synthèse et stratégie pour notre application.....	29
3.4	Estimation du coefficient de transfert thermique fonte - Usibor 1500.....	30
3.4.1	Dispositif de mesure de la température.....	30
3.4.2	Campagnes d'essais.....	31
3.4.3	Identification du coefficient de transfert thermique.....	32
3.4.3.1	Estimation en régime permanent.....	32
3.4.3.2	Estimation en régime transitoire.....	35
3.5	Conclusions.....	36
3.6	Références bibliographiques.....	38

3.1 Introduction

Dans le procédé d'emboutissage à chaud, la température joue un rôle très important : la tôle est d'abord chauffée jusqu'à son austénitisation, elle est ensuite refroidie au cours du transport jusqu'à la presse et au cours des étapes de déformation. Après la mise en forme, elle est maintenue entre les outils, ce qui assure un refroidissement final rapide ayant comme objectif d'atteindre les propriétés mécaniques optimales ainsi que de minimiser les distorsions.

La thermique est donc un facteur déterminant dans l'étude du procédé. Son évolution a une grande influence sur les changements de microstructure, ainsi que sur le comportement du matériau. Elle est l'élément « moteur » et l'élément de contrôle du procédé (figure 3.1).

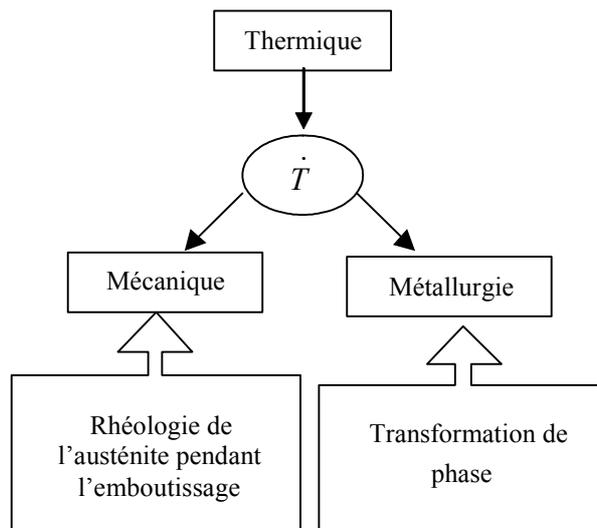


Figure 3.1 : influence de la température sur la mécanique et la métallurgie

Une prédiction précise des variations de la température pendant le procédé de mise en forme, nécessite une évaluation correcte des conditions aux limites et plus particulièrement du contact outil – tôle. A la figure 3.2, on a schématisé les conditions aux limites auxquelles la tôle va être soumise dans le procédé d'emboutissage à chaud.

Des variations de température côté outil et pièce ont été mises en évidence, par exemple, pour le forgeage par [1]. La figure 3.3 présente l'enregistrement de température pendant toutes les phases de l'opération de forgeage à chaud d'un lopin en TA6V, avec des outils en Inconel 718. Pendant la période de 7 à 8 secondes qui précède l'opération de forgeage, la base du lopin s'est refroidit d'environ 200°C. Ce résultat donne une idée de l'intensité de l'échange de chaleur à l'interface et de ses conséquences.

Cet échange de chaleur pendant la mise en forme est gouverné par **la résistance thermique de contact** (ou **coefficient de transfert thermique**, qui est l'inverse de la résistance). Ainsi, pour la mise en œuvre d'une simulation correcte d'une opération d'emboutissage à chaud, une valeur relativement précise de ce coefficient de transfert thermique constitue une donnée importante voire indispensable, car le refroidissement de la pièce est dû essentiellement au flux transmis à l'outil par contact direct.

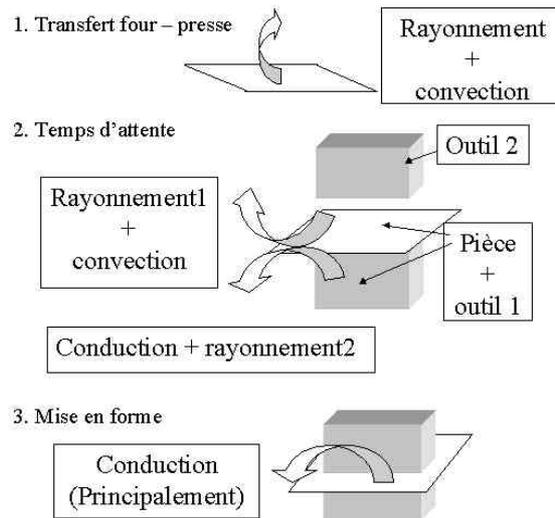


Figure 3.2 : schéma des conditions aux limites dans le procédé d'emboutissage à chaud

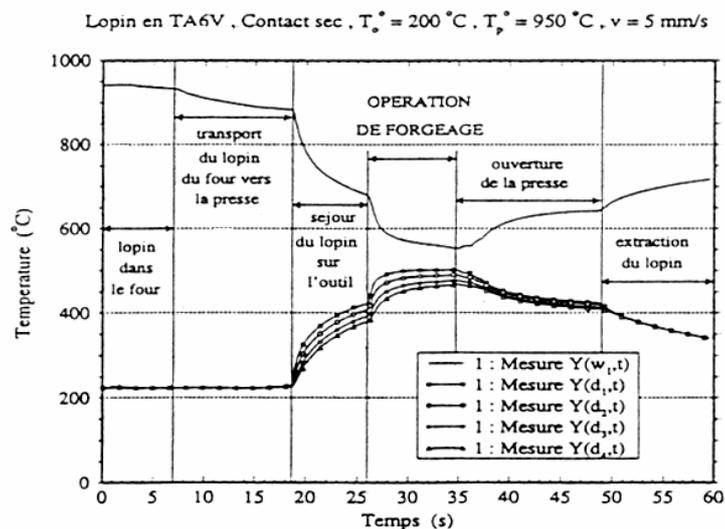


Figure 3.3 : variations de température pendant l'opération de forgeage [1]

Des premiers travaux sur le contact thermique pièce – outil datent de 1958 et ont été effectués par Beck. Ce problème a suscité un intérêt grandissant à partir des années 80, période qui coïncide avec l'apparition de la simulation numérique des premiers couplages thermomécaniques. En effet, à partir de cette période, les premiers codes de calcul de mise en forme font leur apparition et le besoin d'une description convenable des conditions de transfert thermique à l'interface pièce – outil s'est fait ressentir.

3.2 Définition de la résistance thermique de contact (RTC)

La résistance thermique de contact (RTC) est la résistance exercée au flux thermique entre deux matériaux en contact, due à l'irrégularité géométrique des surfaces. Cette irrégularité fait que le

contact s'effectue uniquement au niveau de quelques points (aspérités des surfaces), séparés les uns des autres par un espace interstitiel.

Le contact ne s'effectuant qu'à travers des aspérités de surface, on observe un allongement des lignes de flux et un rétrécissement du tube de flux (phénomène de constriction). D'autre part, le milieu interstitiel est en général mauvais conducteur. Ces deux effets vont affecter une zone appelée la zone perturbée (figure 3.4) et diminuer le transfert de chaleur, ce qui induit une chute de température.

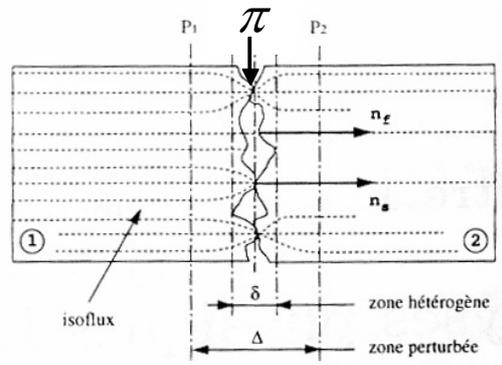


Figure 3.4 : schéma du contact entre deux corps [1]

Afin de simplifier la modélisation des transferts thermiques à l'interface de contact, on introduit l'hypothèse de résistance thermique de contact. Cette hypothèse consiste à remplacer la variation de la température dans la zone perturbée par une discontinuité de température ($T_1^s - T_2^s$) au plan de contact théorique, π (figure 3.5). Les températures T_1^s et T_2^s sont des températures fictives obtenues par extrapolation de $T_1(x)$ et $T_2(x)$ sur π (figure 3.5), et la résistance thermique de contact R s'écrit alors :

$$R = \frac{T_1^s - T_2^s}{\varphi} \quad \text{avec} \quad \varphi = -\lambda_1 \left. \frac{\partial T_1}{\partial x} \right|_{x=0} = -\lambda_2 \left. \frac{\partial T_2}{\partial x} \right|_{x=0} \quad (3.1)$$

Si on suppose que l'échelle des temps liée à l'établissement de la RTC est inférieure à l'échelle des temps gouvernant les grandes déformations et l'évolution de la géométrie de l'interface de contact, on pourra considérer que l'hypothèse de RTC reste valable à chaque instant, et on pourra l'appliquer au cas de régime instationnaire.

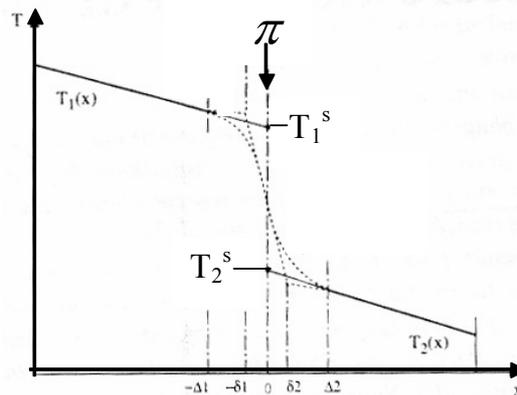


Figure 3.5 : évolution de la température [1]

3.3 Démarches suivies pour l'estimation de la résistance thermique de contact

Dans la majorité des cas, les auteurs suivent une même démarche pour l'obtention du coefficient de transfert thermique (figure 3.6). Elle consiste à définir une expérience et un modèle théorique cohérents permettant d'identifier le coefficient de transfert à l'interface.

Une des grandes difficultés dans le développement de cette démarche est la mesure du champ de température pendant les essais à cause des limitations de l'instrumentation aussi bien sur le plan thermique (températures très élevées) que sur le plan mécanique (fortes pressions de contact, chocs).

Des valeurs indicatives pour le coefficient thermique de contact fournies par plusieurs chercheurs sont données dans le tableau 3.1 [2]. Ces valeurs qui varient significativement selon l'auteur font penser que les conditions dans lesquelles le transfert thermique s'effectue ont une forte influence sur la valeur du coefficient de transfert thermique identifiée. Des facteurs comme la pression, l'état de surface et la lubrification vont causer des variations importantes de $h = 1/RTC$ (coefficient de transfert thermique), jusqu'à un ordre de grandeur ; une revue de l'influence de ces facteurs sera présentée en 3.3.2.

Dans une étude réalisée pour évaluer le coefficient de transfert thermique dans les procédés de formage à chaud [3], il est montré que le coefficient de transfert thermique pour un procédé de laminage à chaud est deux fois plus grand que dans un procédé de forgeage à chaud dans les mêmes conditions d'essai, ce qui peut être expliqué par la forte dépendance à la pression de ce coefficient.

Aucune valeur de h pour le procédé d'emboutissage à chaud n'est disponible dans la littérature. Les travaux des auteurs dans ce domaine se concentrent principalement sur les procédés de forgeage et laminage.

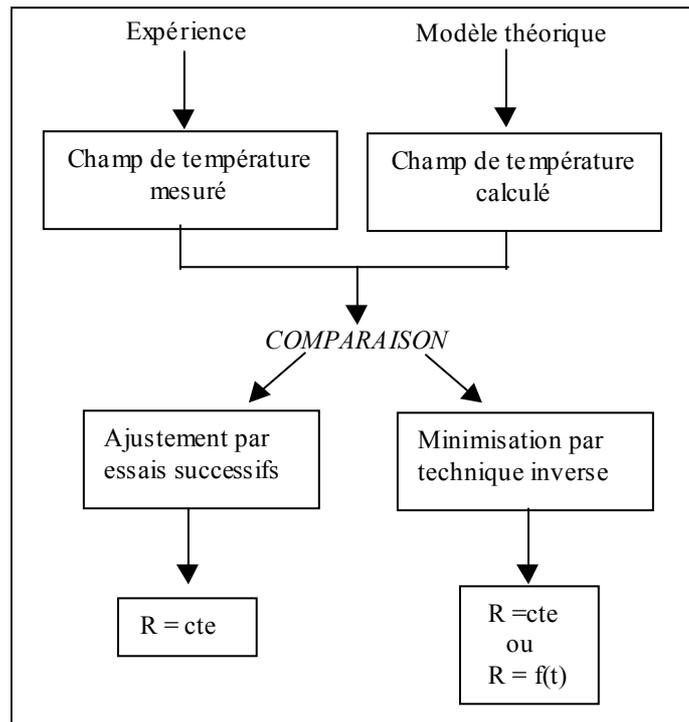


Figure 3.6 : Principe de la démarche expérimentale [1]

source	material	process	scale	conditions	lubrication	α , kW/m ² K
Stevens et al.[5]	steel	rolling		industrial	none	18-37.6
Sellars [6]	steel	extrusion		laboratory	none	4-10
Dedras, Wells [7]	steel	upsetting		laboratory	none	10.7-41.7
Devadas et al.[8]	steel	rolling		laboratory	none oil	17-57 17-31
Murata et al.[9]	steel	general test	no scale	laboratory	none water oil	29-35 23-81 70-465
			scale 10 μ m	laboratory	none water oil	7-10.5 10.5 5.8-10.5
Pietrzyk,Lenard [2]	steel	rolling		laboratory	none	13
Lenard [10]	steel	rolling		laboratory	none	12-29
Silvonen et al.[11]	steel	rolling		industrial	none	70
Pietrzyk,Lenard [12]	aluminium	rolling		laboratory	none	30
Semiatin et al.[13]	aluminium	upsetting		slow test	none	7.5-10
				fast test	Renite S28	15-20
Jain [14]	aluminium	general test		laboratory	none	20-40
					MoS ₂	20-80
Chen et al.[3]	aluminium	rolling		laboratory	emulsion	10-54

Tableau 3.1 : valeur du coefficient de transfert selon différents auteurs [2]

3.3.1 Mesure de la température

3.3.1.1 Introduction

La température constitue l'observable à partir duquel la résistance thermique de contact peut être estimée. Pour mesurer le champ de température, plusieurs types d'expériences sont réalisés selon que l'on tient compte des grandes déformations ou non.

3.3.1.2 Brusque mise en contact de deux pièces

Dans ce type d'expérience, deux pièces cylindriques, qui sont censées représenter la pièce et l'outil de mise en forme, sont portées à des températures différentes et mises en contact. Les deux parties sont équipées des thermocouples qui vont mesurer l'évolution des températures côté outil et pièce (figure 3.7). Le choix du type de thermocouple est différent si l'estimation du coefficient de transfert thermique est fait en régime transitoire ou permanent ; ainsi pour des études sur l'évolution de ce coefficient en fonction du temps, les thermocouples utilisés doivent être à très bas temps de réponse, par exemple en chromel-alumel (1 à 2 millisecondes) [4]. Pour des études réalisées en régime permanent, les thermocouples type K sont les plus utilisés.

Les essais sont réalisés à différentes températures d'outil, et différentes pressions. Dans ce type d'essai un des deux outils est chauffé au moyen de cartouches chauffantes [4], [5], ou d'un four [6], cette dernière option permettant d'aller plus haut en température. L'autre outil est généralement refroidi au moyen d'un circuit d'eau.

Une attention particulière est portée sur le système d'isolement pour les essais où la température est relevée une fois l'équilibre atteint. A la figure 3.8, on peut observer un des systèmes d'isolement mis en place [5] constitué de deux barrières thermiques (active et passive): un isolant en céramique (5) et une laine isolante (6) forment la barrière passive ; la barrière active est constituée de cartouches chauffantes de compensation (8) et (9) et de refroidisseurs (10). Ce système d'isolement permet d'obtenir un flux de chaleur unidimensionnel [5].

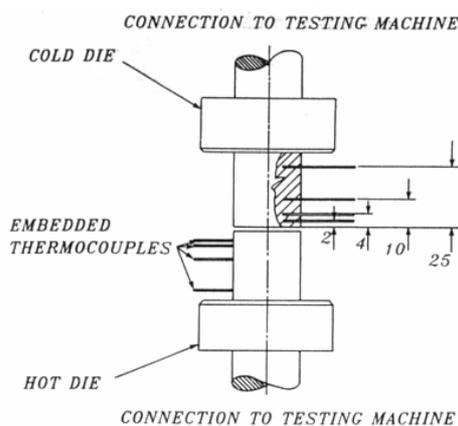


Figure 3.7 : dispositif expérimental pour l'essai de brusque mise en contact [6]

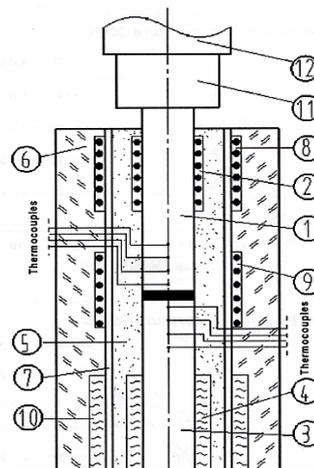


Figure 3.8 : dispositif expérimental, système d'isolement [5]

Chapitre 3 : Influence de la thermique sur le procédé d'emboutissage à chaud

En ce qui concerne la pression, elle reste, pour ce type d'essai, toujours inférieure à la limite élastique des matériaux afin d'éviter des déformations importantes. Dans le cas où l'influence de la pression est étudiée en régime transitoire, elle doit être appliquée presque immédiatement après la mise en contact pour que le transfert thermique se face à la pression nominale d'essai. Des systèmes de fermeture rapide [4, 6] permettent d'atteindre la pression désirée en 0.05-0.8s.

3.3.1.3 Essais en grande déformation

Dans ce cas, les déformations concernent à la fois le volume de la pièce et l'interface de l'outil, (déformations macroscopiques et microscopiques). Le dispositif expérimental utilisé est le même que dans le paragraphe antérieur, mais on ajoute entre les deux cylindres qui simulent les outils, un échantillon préchauffé à déformer. Les thermocouples pour la mesure de température sont situés soit dans l'outil, le plus près possible de la surface [7], [8], soit dans une zone « morte » du lopin de quelques millimètres d'épaisseur, qui n'est pas concernée par les déformations [1].

Dans ce type d'essais, l'objectif est l'évaluation du coefficient thermique de transfert en fonction de la vitesse de déformation, la lubrification et le frottement. Pour estimer les effets de ce dernier, le test de l'anneau est souvent utilisé [4].

Un dernier type d'essais avec de grandes déformations est fait dans le cadre d'études du laminage [9], [3]. L'objectif des auteurs est l'évaluation du coefficient thermique le long de l'arc de contact rouleau-tôle, en fonction du taux de réduction, de la pression du rouleau, de la rugosité des surfaces, de la déformation plastique, de l'épaisseur d'oxyde et de la couche de lubrifiant. La valeur de ce coefficient va influencer la distribution de la température dans la tôle. Les différents taux de refroidissement en fonction des échanges thermiques dépendant des facteurs cités ici, vont influencer les histoires thermomécaniques à la surface et au centre de la tôle, ce qui peut produire différentes tailles de grains, une recristallisation, et donc des hétérogénéités dans la microstructure.

3.3.2 Influence des paramètres sur le coefficient de transfert thermique

Plusieurs travaux ont été menés pour étudier l'influence des différents paramètres sur le transfert thermique. Les paramètres principaux pris en compte sont la pression à l'interface, la température des outils et la présence de lubrifiant et/ou de couches d'oxyde. Ces facteurs peuvent facilement causer des changements de la valeur du coefficient de transfert thermique d'un ordre de grandeur.

3.3.2.1 Influence de la pression à l'interface

1) Essai de brusque mise en contact sans déformation macroscopique

La pression a une forte influence sur la valeur du coefficient de transfert thermique. Les résultats des différents essais réalisés dans la littérature amènent à la principale conclusion que, sous haute pression, le coefficient de transfert thermique est d'un ordre de grandeur supérieur à celui sans pression appliquée autre que le poids [10]. Cette forte dépendance à la pression du coefficient de transfert thermique est aussi retrouvée dans plusieurs autres travaux [7] [5], [3] et [11].

L'explication physique de l'augmentation du coefficient thermique de contact se trouve dans le phénomène de déformation des aspérités de surface: lorsque deux solides sont pressés l'un contre l'autre au moyen d'un effort normal croissant, cet effort est réparti sur tous les points de contact. Notons $f(t)$, la composante normale de l'effort affectée à un contact donné. Dans les deux aspérités en

contact, cet effort est à l'origine d'un champ de contrainte normale, noté $\sigma_n(x,t)$, défini dans les

deux milieux par : $\sigma_n(x,t) = \frac{f(t)}{s(x,t)}$ où $s(x,t)$ représente la section droite de l'aspérité à l'abscisse x

et à l'instant t représentée sur la figure 3.9. Après l'amorce du chargement, toute augmentation de $f(t)$ entraîne un accroissement à peu près dans les mêmes proportions de $\sigma_n(x,t)$ tant que $\sigma_n(x,t)$ reste inférieure à $\sigma_e(x,t)$ (limite élastique ou contrainte d'écoulement). En revanche, dès que $\sigma_n(x,t)$ atteint $\sigma_e(x,t)$, les déformations deviennent plastiques - viscoplastiques, à chaud - et la déformation de l'aspérité se traduit par un accroissement de $s(x,t)$.

Les déformations tendent à rapprocher les surfaces en contact. Cela donne lieu à des sections de contact de plus en plus grandes, une épaisseur interstitielle de plus en plus faible et l'apparition de nouveaux points de contact. L'ensemble de ces mécanismes est en fait à l'origine de l'augmentation du coefficient de transfert au plan de contact.

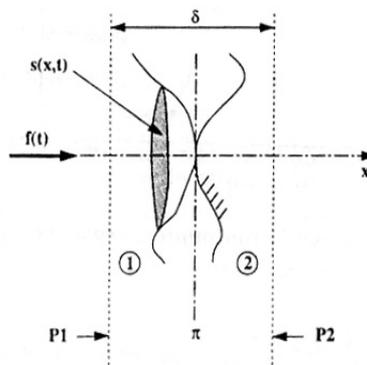


Figure 3.9 : géométrie de contact [1]

Des études ont été réalisées pour déterminer le profil d'évolution du coefficient de transfert thermique avec la pression. Dans une première analyse, un acier H-13 est utilisé [4]. Les pressions appliquées varient entre 0 et 150 MPa et deux plages de température pour l'outil supérieur et inférieur (50°C/420°C) et (200°C/420°C) ont été testées. Les auteurs ont observé une saturation de la valeur du coefficient de transfert à une certaine pression appelée pression critique de forgeage et qui se trouve aux alentours de 14 MPa pour cet acier en question (figure 3.10) ; donc bien inférieure à la limite d'élasticité du matériau. En revanche, d'autres auteurs trouvent des évolutions exponentielles du coefficient de transfert thermique entre deux cylindres d'acier (N1019 et Ma8) en fonction de la pression, mais pour des pressions plus élevées que dans le cas précédant (30-420 MPa) [5].

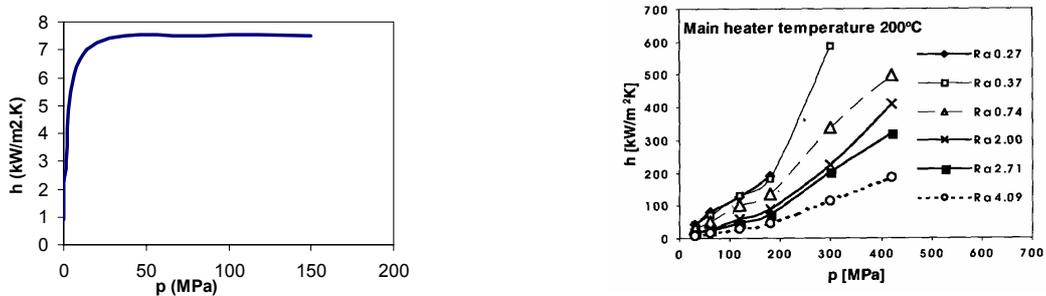


Figure 3.10 : valeurs de h en fonction de la pression [4], [5]

Dans le cas des procédés comme la forge, le coefficient de transfert thermique est étudié en régime transitoire [6], [4]. Tel devra aussi être le cas pour l'emboutissage à chaud.

Dans une étude réalisée sur l'acier inoxydable 303 où la température de l'outil chaud varie entre 300°C et 900°C et la pression entre 30 et 90MPa [6], on observe que le coefficient de transfert thermique augmente très rapidement les 5 premières secondes après lesquelles des conditions stables sont atteintes (figure 3.11). Il existe donc une forte dépendance du coefficient de transfert thermique avec la pression et le temps.

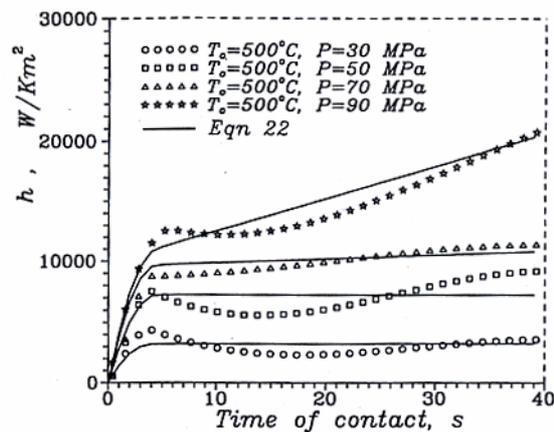


Figure 3.11 : variation du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression [6]

2) Essais en grandes déformations

Une étude de l'influence de la vitesse de déformation et du frottement sur le coefficient de transfert thermique a été réalisée par [4]. Le test de l'anneau a été utilisé dans cette étude sur un alliage d'aluminium 2024-O. Ces tests ont été faits en conditions non isothermes (température des outils = 200°C et de l'anneau = 420°C) et isothermes (tout à 420°C), et à différentes vitesses. Pour la vitesse la plus élevée de 56 mm/s, le transfert thermique est réalisé pendant la déformation. La vitesse la plus lente utilisée a été de 1mm/s ; pour cette vitesse la plupart du transfert thermique a lieu au début de la déformation.

Les auteurs arrivent à la conclusion que le transfert de chaleur pendant l'essai n'influence pas significativement le coefficient de frottement et donc que ces deux phénomènes peuvent être découplés dans l'analyse de procédés de mise en forme anisothermes, pour ce matériau et les conditions testées.

En ce qui concerne la vitesse de déformation, ils affirment que le coefficient de transfert thermique a la même valeur pour différentes vitesses de déformation à une pression donnée. Ceci confirme le fait que la pression à l'interface est la variable principale qui contrôle le transfert thermique.

3.3.2.2 Influence de la température des outils

A l'aide d'essais de compression réalisés sur des éprouvettes en TA6V et aluminium A5, et en faisant varier la température des outils en Inconel 718 entre 200 et 600°C [1] il est montré que la température de l'outillage - c'est-à-dire le saut de température outil/pièce - n'a pas d'influence notable sur la résistance thermique de contact pièce/outil, ce qui avait déjà été remarqué dans une étude précédente sur l'acier H-13 où les outils avaient été mis en contact à 50°C/420°C et 200°C/420°C [4]. Dans ces

travaux, les propriétés thermo-physiques des matériaux ont été considérées comme indépendantes de la température. Reste à tester l'absence d'influence de la température des outils sur un cas où ces propriétés sont prises en compte [4].

D'autres auteurs affirment que la prise en compte de l'augmentation de température dans les outils pendant le procédé de laminage joue un rôle dominant à l'heure de l'identification du coefficient de transfert thermique [2]. Au moyen de modélisations par éléments finis, ils calculent l'élévation de température dans les rouleaux et la diminution de la différence de températures à l'interface, et obtiennent une augmentation du coefficient thermique de contact de 4.8 à 13 kW/m²K pour le cas du laminage à chaud d'acier, et de 20 à 30 kW/m²K par rapport aux modélisations faites sans tenir compte du réchauffement des outils.

3.3.2.3 Présence du lubrifiant et/ou de couches d'oxyde

La présence ou non d'un troisième corps peut présenter un frein ou au contraire favoriser le transfert de chaleur à l'interface. Bien sûr, la nature du lubrifiant et les conditions de contact peuvent être différentes et induirent des tendances différents. Des essais montrent que le coefficient de transfert thermique pour un niveau de pression donné, est légèrement plus élevé que dans le cas du test fait sans lubrification [4]. En revanche dans d'autres études, des résultats contraires sont obtenus [2].

Une étude de l'influence de l'épaisseur de la couche de calamine sur le coefficient de transfert dans le cas du laminage a été réalisée [3] ; les résultats montrent que le coefficient de transfert diminue avec l'épaisseur de la couche pour une pression donnée (figure 3.12). Le rôle plus ou moins isolant des oxydes et lubrifiants va donc dépendre de leur épaisseur, de leur composition et de leurs propriétés thermophysiques.

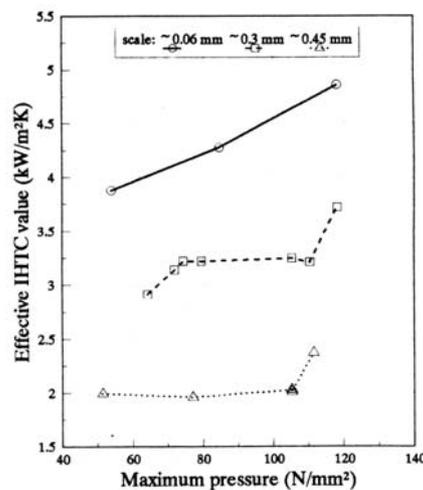


Figure 3.12 : influence de la couche de calamine sur h [3]

3.3.3 Estimation du coefficient de transfert thermique

Il existe principalement quatre démarches pour estimer le transfert thermique.

3.3.3.1 Estimation d'une valeur constante du coefficient de transfert thermique à partir de courbes de calibrage.

Les courbes de calibrage (figure 3.14) permettent de représenter l'évolution de la différence de températures $T_1 - T_{10}$ (figure 3.13), en fonction du temps, pour différentes valeurs du coefficient de transfert thermique h_0 .

Les courbes de calibrage sont obtenues à partir de la formule analytique de Kellow et Wood (3.2) [4], dans le cas des essais de brusque mise en contact sans déformation plastique.

$$\frac{T_1 - T_{10}}{T_{20} - T_{10}} = \frac{b_2}{b_1 + b_2} \left\{ \operatorname{erfc} \left(\frac{\frac{x}{2}}{\sqrt{K_1 t}} \right) \right\} - \left\{ \exp \left(\frac{Zh_0 x}{b_1 \sqrt{K_1}} + \frac{Z^2 h_0^2 t}{b_1^2} \right) \right\} \left\{ \operatorname{erfc} \left(\frac{\frac{x}{2}}{\sqrt{K_1 t}} + \frac{Zh_0 \sqrt{t}}{b_1} \right) \right\} \quad (3.2)$$

où les indices 1 et 2 représentent les outils 1 et 2, T_{10} et T_{20} sont les températures des thermocouples de la figure 3.13 et T_1 la température du thermocouple situé à une position x de l'interface. $K = k \rho / c$ avec $k =$ conductivité thermique, $\rho =$ densité, $c =$ capacité thermique, $Z = 1 + (b_1 / b_2)$ où $b = \sqrt{k \rho c}$.

L'évolution de température est calculée en supposant plusieurs valeurs de h (coefficient de transfert thermique). Cette évolution est comparée à la mesure de l'évolution de température lors des essais, comme on peut observer dans la figure 3.14. Les valeurs expérimentales, dans cet exemple, sont calées pour une évolution de température qui correspond à un coefficient de transfert thermique de 10 $\text{kW/m}^2 \cdot \text{K}$, pour une pression de 150 MPa entre les deux aciers.

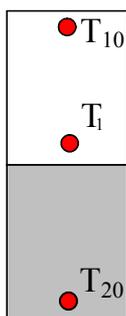


Figure 3.13 : températures servant au calcul des abaques

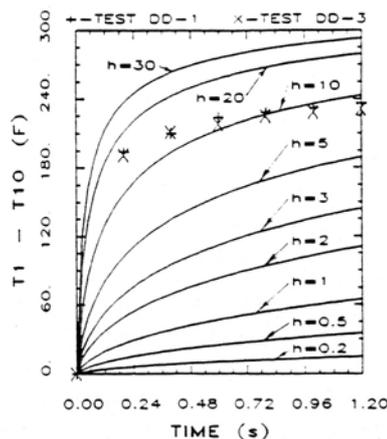


Figure 3.14 : estimation du coefficient de transfert thermique au moyen des courbes de calibrage pour deux aciers mis en contact [4]

Dans le cas de grandes déformations, une méthode de type différences finies est utilisée pour tenir compte des effets couplés du changement de géométrie de la pièce, ainsi que de la chaleur interne générée par la déformation et du frottement entre pièce - outil.

3.3.3.2 Estimation du coefficient de transfert thermique à partir du calcul du flux

Le coefficient de transfert thermique est estimé à partir de sa définition en faisant le rapport entre le flux et la différence des valeurs des températures à la surface :

$$h = \frac{\varphi}{\Delta T_{surf}} \quad (3.3)$$

L'extrapolation au plan de contact des champs de température mesurés permet d'estimer le saut de température théorique à l'interface de contact [11] [12].

La connaissance de la conductivité thermique des matériaux en contact est nécessaire pour pouvoir estimer la valeur du flux φ qui traverse l'interface de contact car : $\varphi = -k \cdot \Delta T / \Delta x$ où k est la conductivité du matériau, ΔT est la différence de températures mesurées par les thermocouples, Δx est la distance entre les thermocouples. Le flux déterminé de cette façon est seulement utilisable dans le cas où on se trouve en régime permanent.

3.3.3.3 Estimation du coefficient de transfert thermique par des techniques inverses

La difficulté essentielle du problème inverse de conduction thermique réside dans le fait que la solution n'est pas très stable, par rapport aux bruits et incertitudes de mesure inévitables dans l'expérience. Plusieurs méthodes de régularisation existent qui permettent de résoudre un problème mal posé en limitant la zone de recherche des paramètres autour d'une valeur de référence ; ces méthodes sont détaillées dans [12].

Classiquement, les modèles utilisés dans le cadre des techniques inverses sont des modèles permettant de traiter des problèmes 1D, plus délicatement des problèmes 2D et plus rarement encore des problèmes 3D, du fait du temps de calcul requis. Dans le cas des modèles multidimensionnels, une méthode de réduction du problème est utilisée par [13] et [14] ; cette méthode consiste à remplacer le modèle détaillé qui contient n équations différentielles, par un plus petit qui garde une représentation satisfaisant du comportement du système à étudier. Deux hypothèses fondamentales sont faites dans ces études : le système est linéaire, et les paramètres thermophysiques sont pris constants.

Des techniques inverses permettent aussi l'estimation du flux non linéaire et en régime non-permanent. Dans ce cas, le modèle direct est souvent résolu par la méthode d'éléments frontières [15] et [16].

En général, deux techniques sont utilisées pour identifier le coefficient de transfert thermique : une est une méthode itérative qui permet l'identification de paramètres et la deuxième est une méthode séquentielle d'identification du flux en fonction du temps. Un résumé de ces deux méthodes peut être trouvé dans [17].

Des travaux visant à identifier un coefficient de transfert thermique en régime transitoire ont été menés [6]. Le coefficient de transfert thermique à chaque instant t est calculé à partir du coefficient identifié à l'instant précédent (t_0) et de la variation de ce même coefficient au cours de la période ($t-t_0$).

$$h_{(t)} = h_{(t-t_0)} + \dot{h}(t-t_0) \quad (3.4)$$

La variation du coefficient de transfert thermique est déterminée par la minimisation de la fonction coût (3.5), avec T_i les températures calculées et T_m les températures mesurées par les thermocouples. On trouvera ainsi \dot{h} optimal tel que la différence entre les températures calculées et mesurées soit minimale. La valeur résultante de \dot{h} sera utilisée pour réactualiser l'équation (3.4).

$$J(\dot{h}) = \int_{t_0}^t (T_i - T_m)^2 dt \quad (3.5)$$

3.3.3.4 Estimation théorique du coefficient de transfert thermique

Cette méthode vise à s'affranchir de toutes les contraintes expérimentales en modélisant les topologies au niveau des interfaces. Cependant, elle comporte deux problèmes :

- la caractérisation de la géométrie de contact
- le problème de thermique qui consiste à déterminer quantitativement la valeur de h une fois précisée la géométrie.

Une estimation du coefficient de transfert thermique prenant en compte sa dépendance vis-à-vis de l'ensemble des paramètres du forgeage a été ainsi mise en place avec le code d'éléments finis POLLUX, développé à l'INSA Lyon [18].

Un modèle thermomécanique de contact microscopique est utilisé. Le principe est la création des vagues plastiques à la surface de la pièce. La surface de l'outil est modélisée sous la forme d'aspérités triangulaires. Pour le calcul, deux paramètres qui évoluent avec le temps sont pris comme représentatifs des aspérités : leur hauteur et la périodicité. Leurs dimensions sont déduites d'une analyse profilométrique. Ces deux paramètres vont varier en fonction de la contrainte normale à la surface et de la limite élastique. La température est estimée par ce modèle microscopique, puis h est calculé à partir de sa définition. La valeur trouvée pour le coefficient est ensuite introduite dans le modèle macroscopique.

Pour économiser du temps de calcul, des corrélations pour le coefficient de transfert thermique ont été établies. Une forme de h est obtenue en fonction des paramètres suivants : les conductivités des outils, de la pièce et du lubrifiant, la rugosité, représentée par la hauteur de l'aspérité et sa périodicité et l'aire de contact représentée par la hauteur de la vague plastique créée par l'outil.

3.3.4 Synthèse et stratégie pour notre application

Comme on a pu observer dans les paragraphes précédents, la valeur du coefficient de transfert thermique est fortement dépendante des conditions dans lesquelles la mesure des températures est réalisée ainsi que du type du matériau, de la pression appliquée, de la présence d'un troisième corps etc.

L'objectif pour notre application d'emboutissage à chaud consiste à estimer le coefficient de transfert thermique entre la fonte GS qui est le matériau de l'outil, et l'Usibor 1500 revêtu.

Le procédé a lieu en conditions fortement instationnaires ; il dure approximativement 3 secondes. Pendant la mise en forme, la tôle est soumise à des grandes déformations, à ceci s'ajoute l'effet du frottement et du glissement de la tôle entre les outils qui affecte la valeur du coefficient de transfert thermique. Cet ensemble de particularités complique la reproduction des conditions de mise en forme industrielles dans le cadre d'essais.

Etant donné qu'on n'utilise pas de lubrifiant pour la mise en forme, et que grâce au revêtement, on évite l'oxydation, le paramètre influençant principalement la valeur du coefficient de transfert thermique est la pression de contact.

La démarche que nous suivrons pour l'estimation de ce coefficient dans le cas de l'emboutissage à chaud est celle détaillée au paragraphe 3.3.

3.4 Estimation du coefficient de transfert thermique fonte - Usibor 1500

3.4.1 Dispositif de mesure de la température

Un dispositif de brusque mise en contact pour la mesure de températures a été conçu au CEMEF dans le cadre d'un mastère [19]. Le schéma de la machine est représenté à la figure 3.15. On peut différencier quatre parties principales dans le montage:

- Les échantillons à mettre en contact
- Le moteur thermique et la presse, qui permettent de déplacer ces deux échantillons, et d'imposer la contrainte.
- Un capteur d'effort, pour identifier la contrainte moyenne à l'interface
- Un système d'acquisition et d'asservissement

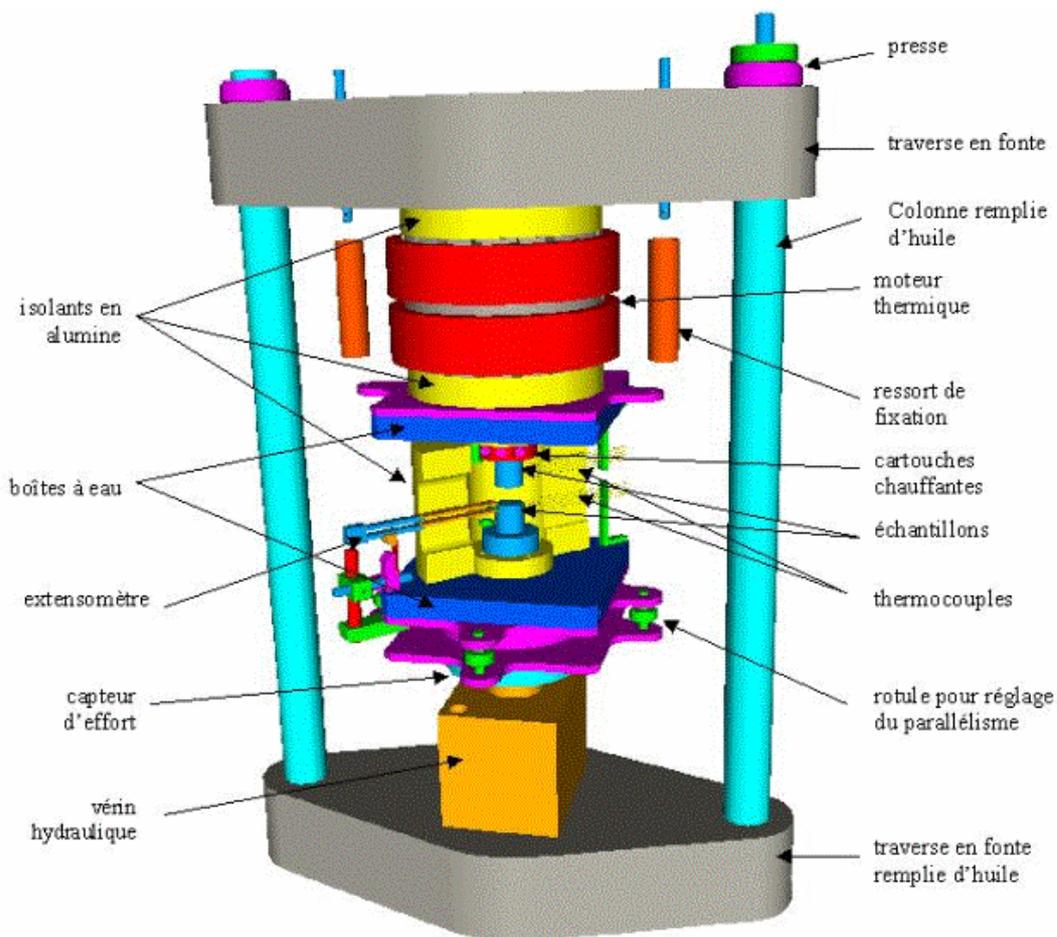


Figure 3.15 : dispositif de mesure de températures pour l'estimation du coefficient de transfert thermique

Chapitre 3 : Influence de la thermique sur le procédé d'emboutissage à chaud

Deux cylindres en fonte de 30mm de diamètre et 32mm de hauteur, qui simulent les outils ont été percés avec des trous de 1mm dans lesquels sont placés des thermocouples de type K. Les thermocouples sont positionnés au sein du matériau suivant les lignes d'isotherme pour améliorer la sensibilité des mesures. L'un d'entre eux est placé le plus proche possible de la surface étudiée afin de minimiser l'erreur sur l'estimation de température à l'interface. Entre ces deux outils, on vient placer un disque d'Usibor 1500 revêtu de 30 mm de diamètre et 1.2 mm d'épaisseur (figure 3.16). Un traitement thermique préalable est effectué sur la tôle pour obtenir la couche alliée entre l'Usibor et le revêtement, toujours dans l'objectif de reproduire les conditions du procédé.



Figure 3.16 : configuration du dispositif expérimental de mesure de température

Le bas du cylindre inférieur est chauffé à l'aide de trois cartouches chauffantes de 450W, afin de monter jusqu'à 700°C. La surface opposée du système est en contact avec un isolant en alumine. De plus, l'ensemble du montage est entouré d'un moufle isolant en alumine pour limiter les pertes thermiques radiales avec l'extérieur.

La contrainte est imposée soit à l'aide d'un moteur thermique, soit à l'aide d'une presse. Le moteur thermique est un barreau d'aluminium de 200mm de long, qui peut être chauffé par des colliers chauffants, ou refroidi par circulation d'air. Suivant la température imposée, l'aluminium va se dilater de façon à déplacer l'échantillon chauffé, avec une précision estimée à $4.6 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$. Cependant, ce moteur thermique présente un temps de réponse important au vu de la cinétique de certains procédés, c'est pourquoi une presse a été ajoutée au montage. Cette presse est constituée d'une aiguille de 10mm de diamètre munie d'une extrémité fileté, dont le pas est de 1mm. Un déplacement de l'aiguille équivalent à un pas de vis correspondra à un déplacement du vérin de $10 \mu\text{m}$. Ce dispositif permet donc d'avoir rapidement une bonne précision. La contrainte maximale applicable est de 140 MPa. Les signaux (thermocouples, capteur d'effort) sont enregistrés au moyen d'une centrale d'acquisition reliée au PC.

3.4.2 Campagnes d'essais

Plusieurs essais ont été réalisés à différentes pressions pour étudier l'influence de ce paramètre sur le coefficient de transfert thermique ; les pressions testées sont 0.42, 42.4 et 84.8 MPa.

L'outil inférieur a été chauffé jusqu'à 680°C ; son extrémité au moment de la mise en contact se trouve à 615°C, l'outil supérieur est à 130°C au même moment, ce qui donne une différence de températures en surface d'environ 485°C.

La figure 3.17 illustre l'évolution de température mesurée par les thermocouples installés le long des outils pendant l'essai à 0.4 MPa. La première partie du graphique correspond à la stabilisation en température avant la mise en contact. Au moment du contact, on observe une brusque évolution des températures et puis l'établissement d'un régime permanent. L'essai est fini quand la température dans les deux échantillons est stabilisée.

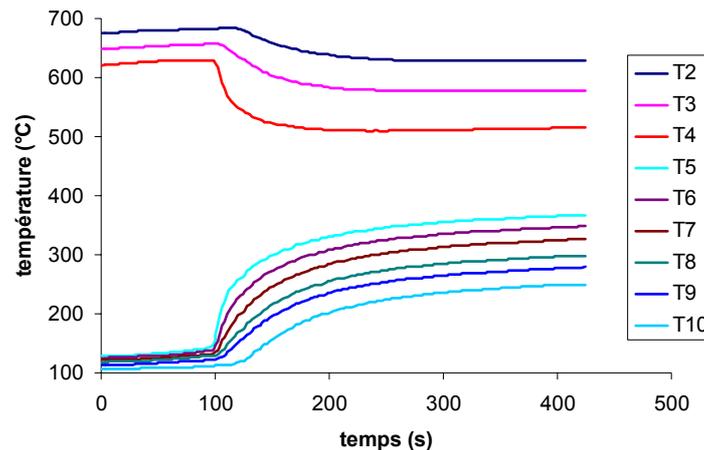


Figure 3.17 : évolution des températures pendant l'essai

3.4.3 Identification du coefficient de transfert thermique

3.4.3.1 Estimation en régime permanent

1) Calcul analytique

Etant donné que la machine a été conçue pour réaliser une estimation du coefficient de transfert thermique en régime permanent, une première étude a été menée, afin d'avoir une idée de la valeur du transfert thermique en état stabilisé. La méthode utilisée est celle du calcul du flux, décrite au paragraphe 3.3.3.2.

Tout d'abord, les valeurs des températures mesurées par les thermocouples à la fin de l'essai - c'est à dire en stabilisé - sont relevées. Les températures des thermocouples plus proches de la surface de chaque lopin sont extrapolées linéairement pour obtenir les températures en surface.

Ensuite, la valeur du flux dans chaque lopin est calculée avec les valeurs de conductivité de la fonte (50 W/m.°C). Comme on peut observer sur la figure 3.18, la valeur du flux n'est pas la même dans les deux lopins, l'erreur commise sur le flux est de 10 à 14%. Cette erreur est supérieure à la valeur de 5% recommandée dans la bibliographie [11]. Ces différences dans le flux ont été aussi mesurées par [19]. Son origine peut être due aux pertes latérales ou au fait que le régime permanent n'a pas été encore atteint.

h est finalement calculé au moyen de l'équation ci-dessous en considérant une valeur du flux moyen :

$$h = \frac{2 \cdot \phi_{moyen}}{T_{sc} - e \cdot \frac{\phi_{moyen}}{k_{tôle}} - T_{sf}} \quad (3.6)$$

avec ϕ le flux moyen, T_{sc} et T_{sf} les températures extrapolées à la surface du lopin chaud et froid respectivement, et e l'épaisseur de la tôle.

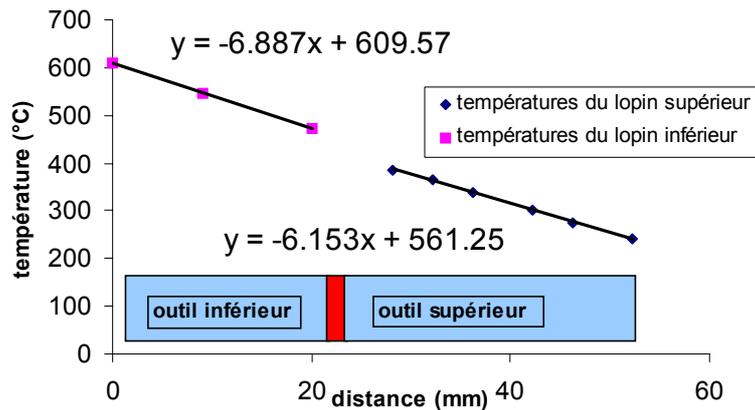


Figure 3.18 : valeur du flux calculée analytiquement

Des valeurs de h obtenues pour les différentes valeurs de pression sont montrées à la figure 3.19.

X

Pression (MPa)	Valeur de h (W/m ² .K)
X	X
X	X
X	X

Figure 3.19 : valeurs du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression

2) Calcul par éléments finis

Etant donné que l'hypothèse du flux constant n'est pas valide dans les calculs analytiques du coefficient de transfert thermique réalisés précédemment (erreur sur le flux de 10 à 14%), une technique inverse a été appliquée. Elle consiste à trouver une valeur de h qui minimise l'écart entre la température calculée et mesurée.

Le calcul thermique a été réalisé avec Forge 2. Comme le coefficient de transfert thermique est identifié en régime permanent, le calage est fait avec la valeur stabilisée des températures ; les conditions aux limites initiales peuvent donc être simplifiées, comme illustre la figure 3.20.

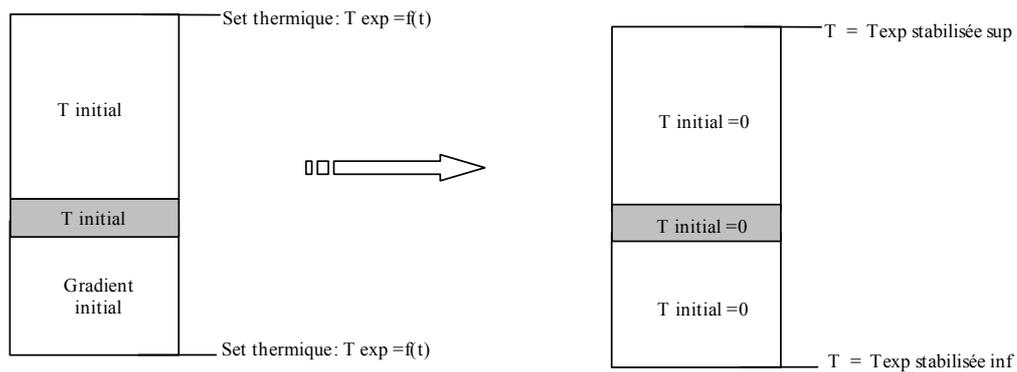


Figure 3.20 : simplification des conditions aux limites initiales pour le calcul thermique en Forge 2

Une comparaison entre les températures calculées et mesurées avec les thermocouples ainsi que les valeurs du coefficient de transfert thermique identifiées, sont montrées à la figure 3.21. L'accord entre la simulation et la mesure est acceptable. Les différences entre les deux peuvent provenir du fait que le flux ne peut pas être considéré comme totalement unidimensionnel dans l'expérience. Dans les calculs, les échanges avec l'atmosphère ont été considérés comme nuls. L'hypothèse de flux constant est valide dans ce cas, comme l'illustre la figure 3.22, où le flux est donné par les pentes des droites.

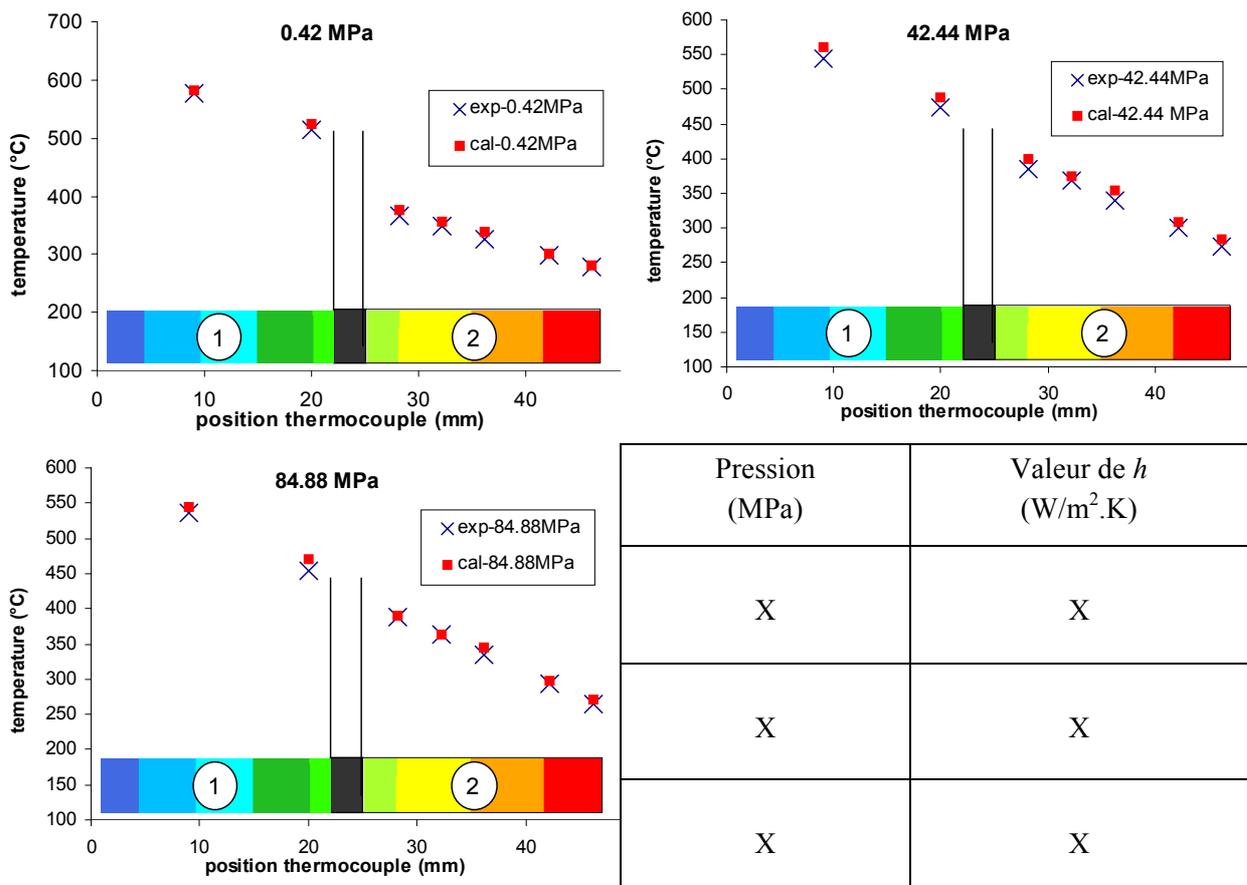


Figure 3.21 : estimation du coefficient de transfert thermique par éléments finis

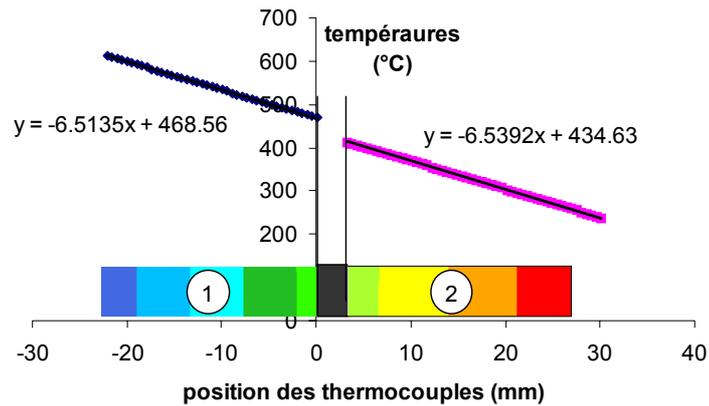


Figure 3.22 : valeur du flux calculée par éléments finis

A partir des calculs analytiques et de ceux réalisés avec Forge 2 pour l'estimation du coefficient de transfert thermique, on observe que l'ordre de grandeur est le même dans les deux cas, et donc que dans le calcul analytique, bien qu'on s'écarte des hypothèses, les résultats restent acceptables.

3.4.3.2 Estimation en régime transitoire

Un dernier calcul a été réalisé pour avoir une idée de l'évolution du coefficient de transfert thermique en fonction du temps. La méthode analytique précédemment détaillée est utilisée car, par éléments finis, le nombre de calculs à réaliser serait très important.

Etant donné que l'analyse est effectuée en régime transitoire, l'hypothèse de flux constant n'est pas respectée. Pour cette raison, l'attention sera portée sur l'allure des courbes ainsi que sur les ordres de grandeurs obtenus, et pas sur les valeurs du coefficient de transfert thermique en soi.

La valeur des températures mesurées est relevée pour différents instants depuis la mise en contact jusqu'à la stabilisation, et le coefficient de transfert thermique est calculé pour chaque instant. L'évolution de h en fonction du temps pour chaque pression est montrée à la figure 2.23. La figure 3.24 représente l'évolution de ce même coefficient en fonction de la pression aux instants étudiés.

X

Figure 3.23 : évolution de h en fonction du temps



Figure 3.24 : évolution de h en fonction de la pression

On observe que, le coefficient de transfert thermique évolue dans le temps de façon logarithmique jusqu'à l'établissement du régime permanent. La durée d'emboutissage d'une pièce est approximativement 3 secondes, donc si on considère le coefficient de transfert thermique en régime permanent, on a tendance à surestimer sa valeur.

Des améliorations de la machine de mesure des températures pourraient être réalisées de façon à tenir compte du régime transitoire et se rapprocher des conditions d'emboutissage à chaud :

- Une application plus rapide de la pression.
- Une changement des types de thermocouple (type K) actuellement utilisés et qui ont un temps de réponse de 1-2 secondes par ceux en chromel-alumel (1 à 2 millisecondes).
- La possibilité d'appliquer des grandes déformations à l'échantillon ce qui permettrait de tenir compte de la chaleur dégagée par la déformation plastique

En ce qui concerne la méthode d'estimation du coefficient de transfert thermique, les techniques inverses avec l'utilisation des éléments finis semblent les plus adaptées au procédé et permettent de tenir compte des grandes déformations ainsi que des pertes de chaleur latérales.

Des améliorations apportées à Forge 2 comme par exemple l'application des méthodes d'identification automatique des paramètres est une des solutions possibles. Des travaux dans ce sens ont été déjà réalisés dans le cadre d'un mastère [20].

3.5 Conclusions

Le procédé d'emboutissage à chaud étant fortement anisotherme, la thermique joue un rôle de premier ordre. Le coefficient d'échange thermique avec les outils doit être estimé correctement si l'on veut simuler l'évolution de température dans la tôle.

Dans la bibliographie, on trouve des études consacrées à l'estimation de ce coefficient, mais les valeurs obtenues varient beaucoup en fonction des conditions d'essai (estimation en régime permanent ou transitoire, valeur de la pression appliquée, présence d'un troisième corps...).

Nous avons estimé le coefficient de transfert thermique entre la fonte et l'Usibor 1500 en fonction de la pression. Pour ce faire, la démarche la plus fréquemment adoptée dans la bibliographie a été utilisée.

Les mesures de températures ont été réalisées avec une machine mise au point au CEMEF, puis le coefficient de transfert thermique a été calculé par deux méthodes : analytiquement et par éléments finis. Plusieurs conclusions peuvent être tirées de ces estimations concernant les expériences et les calculs.

- La principale est que, étant donné que le procédé d'emboutissage à chaud dure environ 3 secondes, le coefficient de transfert doit être estimé en régime transitoire.

Chapitre 3 : Influence de la thermique sur le procédé d'emboutissage à chaud

- En ce qui concerne les mesures de température, vu que la machine n'est pas adaptée au régime transitoire, la pression nominale n'est pas atteinte assez vite ; de plus les thermocouples utilisés ont un temps de réponse trop long par rapport à la durée du procédé.
- Des estimations du coefficient de transfert thermique ont été cependant réalisées, d'abord en régime permanent par deux méthodes (analytiquement et par éléments finis), puis en régime transitoire.

Etant donné que l'hypothèse du flux n'est pas respectée, les résultats obtenus ont une validité limitée. Les résultats les plus notables sont que le coefficient de transfert thermique évolue de façon logarithmique avec le temps.

Nous avons mis en œuvre en parallèle des moyens de validation et de raffinement de ces résultats. Ces moyens sont des essais d'emboutissage hémisphérique, et des essais semi – industriels d'emboutissage à chaud d'un pied milieu. Ces essais seront décrits dans les chapitres suivants. La comparaison entre les résultats des essais hémisphériques et des calculs en termes de température, d'effort d'emboutissage et de déformation vont nous permettre, au moyen d'une analyse inverse, d'estimer la valeur et l'évolution en fonction de la pression du coefficient de transfert thermique, en partant des valeurs obtenues dans ce chapitre. Enfin, les valeurs du coefficient de transfert thermique seront aussi validées avec les résultats des essais industriels.

3.6 Références bibliographiques

- [1] V. Goizet, B. Bourouga et J.P. Bardon, Etude expérimentale du contact thermique pièce-outil de forgeage. Société Française de Thermique, Journée d'étude sur le thème : Thermique de la machine outil et de l'usinage. 20 janvier 1999.
- [2] M. Pietrzyk, H. Kusiak, J.G. Lenard, Z. Malinowski, Heat exchange between the workpiece and the tool in the metal forming processes. 6th Conference on formability, pp.329-338, Ostrava, 1994.
- [3] Y. H. Li and C. M. Sellars, Evaluation of interfacial heat transfer and its effects on hot forming processes. Ironmaking and Steelmaking, Vol.23, n.1, pp.58-61, 1996.
- [4] P. R. Burte, Y. T. Im, T. Altan, S. L. Semiatin, Measurement and analysis of heat transfer and friction during hot forging, Transaction of the ASME, Journal of Engineering for Industry, Vol.112, pp.332-339.
- [5] M. Rosochowska, R. Balendra, K. Chodnikiewicz, Measurements of thermal contact conductance, Journal of Materials Processing Technology, Vol.135, pp.204-210, 2003.
- [6] Z. Malinowski, J. G. Lenards and M. E. Davies, A study of the heat transfer coefficient as a function of temperature and pressure, Journal of material Processing Technology, Vol.42, pp.125-142, 1994.
- [7] S.L. Semiatin, E.W. Collings, V.E. Wood, T. Altan, Determination of the interface heat transfer coefficient for non-isothermal bulk-forming processes. Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry, Vol.109, pp.49-57, 1987.
- [8] W. Nshama, J. Jeswiet, P. H. Oosthuizen, Evaluation of temperature and heat transfer conditions at the metal forming interface. Journal of Materials Processing Technology, Vol.45, pp.637-642, 1994.
- [9] B. K. Chen, P.F. Thomson, S.K. Choi, Temperature distribution in the roll-gap during hot flat rolling. Journal of Material Processing Technology, Vol.30, pp.115-130, 1992.
- [10] Y. T. Im and T. Altan, Heat generation and transfer in metal forming : recent developments, Thermal Aspects In Manufacturing : ASME Winter annual meeting, 1988. pp. 77-88.
- [11] A. Kibble, M. Loveday and D. Salmon, A method to determine thermal contact resistance between thin metallic sheets. Reprinted from thermal conductivity, Vol.24, pp. 201-209, 1998.
- [12] A. Gavrus, Identification automatique des paramètres rhéologiques par analyse inverse. Thèse Doctoral, Ecole des Mines de Paris, 1996.

- [13] M. Girault, D. Petit, E. Videcoq, Identification of space and time varying heat flux densities using a reduced model. Proceedings of 68th Eurotherm Conference, Poitiers 2001.
- [14] E. Palomo del Barrio, Inverse thermal problems solution using optimal control theory and model size reduction techniques. Proceedings of 68th Eurotherm conference, Poitiers 2001.
- [15] G.L. Lagier, H. Lemonnier, N.Coutris, The boundary element method for de solution of general multidimensional unsteady inverse heat conduction problem. Proceedings of 68th Eurotherm conference, Poitiers 2001.
- [16] T. Loulou, E. P. Scott, E. Artioukhine, Estimation of high dynamic heat flux from surface temperature measurements using iterative regularization method. Proceedings of 68th Eurotherm conference, Poitiers 2001.
- [17] L. Garcia Aranda, Rapport Bibliographique, Ecole des Mines de Paris, 2001.
- [18] A.-S. Marchand, M. Raynaud, Numerical determination of thermal contact resistance for nonisothermal forging processes, Journal of heat transfert, vol.122, pp.776-784, 2000.
- [19] N. Triolet, Identification des résistances thermiques de contact entre pièce et outil, étude expérimentale. Rapport de stage, mastère en matériaux et mise en forme. Ecole des Mines de Paris. 2001.
- [20] S. Barrois, Mise au point d'une méthode automatique d'identification de résistance thermique de contact en forgeage et en fonderie. Rapport de stage, mastère en matériaux et mise en forme. Ecole des Mines de Paris. 2001.

Chapitre 4

La rhéologie de l'Usibor 1500

Sommaire

4.1 Introduction	41
4.2 Conditions de mise en forme	42
4.3 Rhéologie des aciers au manganèse à chaud	43
4.3.1 Introduction.....	43
4.3.2 Comportement mécanique de l'austénite stable	43
4.3.3 Comportement mécanique biphasé.....	47
4.3.4 Comportement mécanique en phase austénitique non recristallisée	48
4.3.5 Conclusion	51
4.4 Choix de la loi de comportement	51
4.5 Essais de traction à chaud	53
4.5.1 Introduction : principes de l'essai de traction.....	53
4.5.2 Description des essais.....	54
4.5.3 Identification de la loi de comportement	56
4.6 Essais de torsion à chaud	57
4.6.1 Introduction : principe de l'essai de torsion	57
4.6.2 Mise au point de la machine de torsion TOTEM (TOrsion TEst for Metallurgy)	58
4.6.3 Analyse mécanique des essais	64
4.6.4 Description des essais.....	65
4.6.5 Identification de la loi rhéologique.....	65
4.7 Bilan sur la rhéologie de l'Usibor 1500 en austénitique instable	67
4.8 Essais d'emboutissage hémisphérique à chaud	68
4.8.1 Introduction.....	68
4.8.2 Le dispositif expérimental	69
4.8.3 Validation des paramètres rhéologiques et thermiques.....	70
4.9 Optimisation du calcul: variation du coefficient de transfert thermique avec la pression	74
4.9.1 Introduction.....	74
4.9.2 Evolution du coefficient de transfert thermique avec la pression	75
4.9.3 Résultats	76
4.10 Conclusions	79
4.11 Bibliographie	80

4.1 Introduction

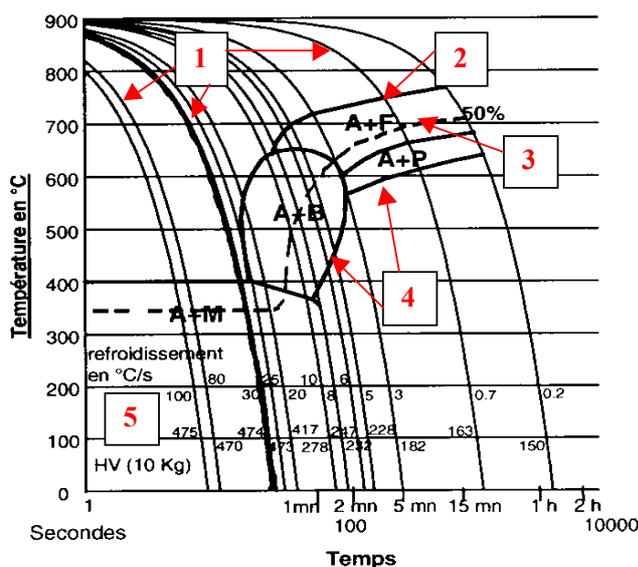
L'objectif principal de cette étude consiste à simuler le procédé d'emboutissage à chaud. Il est donc très important de décrire le plus précisément possible le comportement du matériau dans les conditions du procédé.

Le diagramme de phases Fe-C définit les états d'équilibre, c'est à dire les états structuraux obtenus dans des conditions telles que le facteur temps n'intervienne plus. Or, dans notre procédé, les transformations ont lieu au cours d'un cycle thermo – mécanique.

Il devient indispensable de prendre en compte l'influence du temps, c'est à dire de décrire une cinétique des transformations. Deux analyses différentes possibles permettent de tenir compte du facteur temps [1].

- Des analyses des transformations à température constante, diagrammes TTT (Température, Temps, Transformation) qui permettent la construction de diagrammes de transformation en conditions isothermes.
- Des analyses des transformations au cours de variations continues de la température, diagrammes TRC (Temps, Refroidissement Continu) qui permettent de tracer des diagrammes de transformation en conditions anisothermes (chauffage ou refroidissement).

Les deux analyses sont complémentaires, car, pour mieux décomposer les phénomènes et distinguer les effets du temps et de la température, on analyse d'abord les transformations au cours de maintiens isothermes, c'est à dire que l'on réalise d'abord un diagramme TTT pour étudier ensuite les conditions en refroidissement continu (diagramme TRC). Cependant, dans l'industrie, on travaille le plus souvent avec un diagramme TRC, donc c'est ce dernier qui sera considéré. La figure 4.1 montre le diagramme TRC de l'Usibor 1500. Ce diagramme est tracé dans le système de coordonnées Logarithme du temps (en abscisse) - Température (en ordonnée). Il est construit sur un faisceau de courbes représentant les lois de refroidissement qui correspondent aux différentes expériences réalisées pour le tracer. Dans ce diagramme, on distingue différentes caractéristiques :



1. les lignes qui indiquent la vitesse de refroidissement en °C/s
2. la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ débute
3. 50% de l'austénite sont transformés
4. transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ s'achève
5. mesure de la dureté du matériau après avoir suivi le cycle de refroidissement indiqué

Figure 4.1 : diagramme TRC de l'Usibor 1500 [2]

4.2 Conditions de mise en forme

La mise en forme dans le procédé est réalisée en phase austénitique, car la ductilité du métal est alors plus importante. Pour comprendre les conditions dans lesquelles cette mise en forme a lieu, nous allons diviser le diagramme TRC en trois zones représentées sur la figure 4.2 :

Zone 1 : correspondant à l'austénite stable. Dans cette zone, il n'y a pas de changement de phase en fonction du temps.

Zone 2 : correspondant à l'austénite instable, c'est cette zone qui nous intéresse car la mise en forme dans notre cas est effectuée entre 720°C et 400°C. Dans cette zone le changement de phase dépend du temps. Comme on peut l'observer sur la figure 4.2, pour éviter la transformation bainitique, la vitesse de refroidissement du matériau doit être au moins de 27°C/s. Cette vitesse critique de trempé permet d'obtenir une structure finale entièrement martensitique.

Zone 3 : correspondant à une microstructure martensitique obtenue pendant la trempé, dans notre cas la trempé entre les outils.

On peut définir de cette façon les conditions de température – temps vitesse de refroidissement nécessaires pour « réussir » une pièce emboutie à chaud.

Dans le diagramme TRC, on indique la vitesse de refroidissement de 100°C/s et la minimale définie par la vitesse critique. La mise en forme doit donc se faire en respectant les conditions extrêmes données au tableau 4.1.

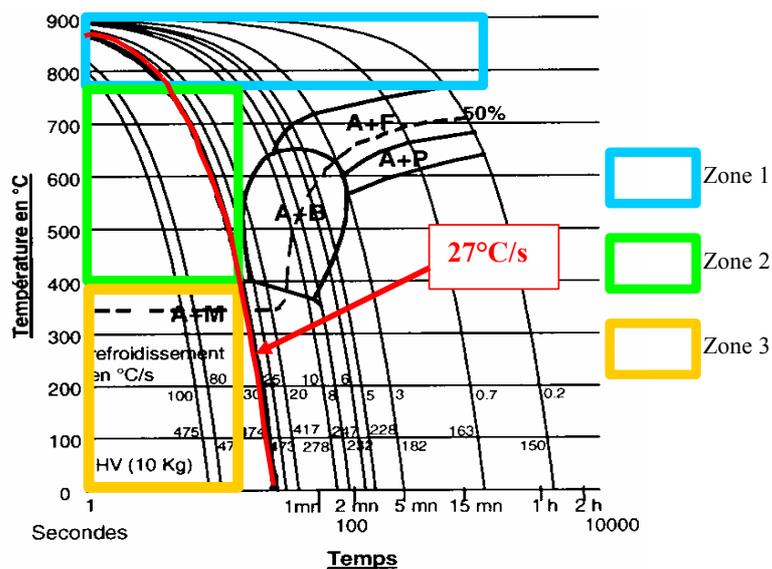


Figure 4.2 : conditions de mise en forme

Vitesse refroidissement min. – max. (°C/s)	Température de mise en forme min. – max.(°C)	Temps avant transformation min. – max. (s)
100	720	52
	400	18
27	720	32
	400	2

Tableau 4.1 : écarts de validité de la mise en forme

Pour analyser le procédé d'emboutissage à chaud, et plus spécifiquement le couplage thermomécanique, des données matériaux dans les conditions du procédé sont nécessaires.

4.3 Rhéologie des aciers au manganèse à chaud

4.3.1 Introduction

Nous allons maintenant décrire des études expérimentales disponibles dans la littérature qui ont pour but de caractériser le comportement mécanique de certaines catégories d'aciers à chaud. La majorité des recherches ont été réalisées sur des aciers en phase austénitique stable ($T > 800^{\circ}\text{C}$) ou en biphasé ($400^{\circ}\text{C} < T < 800^{\circ}\text{C}$), en vue d'appliquer les résultats à l'étude des procédés comme la forge et surtout le laminage à chaud. Les types d'aciers auxquels nous allons nous intéresser plus particulièrement sont les aciers au manganèse (0.9% - 1.39% de Mn en masse), avec un bas contenu en carbone (0.15 – 0.29% en masse), car ces valeurs sont semblables aux teneurs en Mn et C de l'Usibor 1500.

Le développement des aciers microalliés constitue l'un des plus importants progrès de la métallurgie de ces deux dernières décennies. Une caractéristique très particulière de ces aciers est la variété de microstructures qui peuvent être obtenues en modifiant la composition et le traitement thermomécanique. Comme nous l'avons déjà vu, l'addition de petites quantités d'éléments tels que le Nb, Ti, V, Mo, B ou Al, seuls, ou en combinaison, est utilisée pour augmenter la stabilité de l'austénite ou pour influencer la cinétique de transformation de phase.

4.3.2 Comportement mécanique de l'austénite stable

A ces températures ($750 - 900^{\circ}\text{C}$), les propriétés mécaniques sont très affectées par les changements microstructuraux qui se produisent pendant la déformation à chaud, telles que la restauration, ou la recristallisation.

La restauration est un mécanisme de réarrangement de dislocations ; elle peut être statique et dynamique selon que le déplacement des dislocations est provoqué par l'activation thermique ou par le cisaillement imposé au cristal. L'effet de la restauration statique est souvent relativement faible sur le comportement mécanique des aciers considérés [3].

La recristallisation est aussi possible en statique et dynamique. La recristallisation dynamique a lieu au cours de la déformation tandis que la statique s'amorce si la structure déformée est maintenue à des températures élevées ; elle est donc fonction du temps. Dans les deux cas, de nouveaux grains non déformés apparaissent par un mécanisme de germination et croissance. Une fois que la recristallisation est achevée, la nouvelle structure est encore métastable, c'est pour cette raison qu'un phénomène de croissance a lieu [4].

Dans un procédé de mise en forme à chaud et selon les conditions expérimentales, on considère que les mécanismes de déformation mis en jeu conduisent à l'établissement d'un état stationnaire, dans lequel le matériau atteint un équilibre entre l'écroutissage, provenant de la déformation, et de l'adoucissement dû à la restauration et à la recristallisation dynamique (figure 4.3). La contrainte atteint une valeur de saturation appelée contrainte stationnaire. Lorsque la recristallisation dynamique se produit, la courbe présente un pic, puis décroît de façon monotone ou avec des oscillations suivant les conditions de vitesse de déformation et de température avant d'atteindre un régime stationnaire [5].

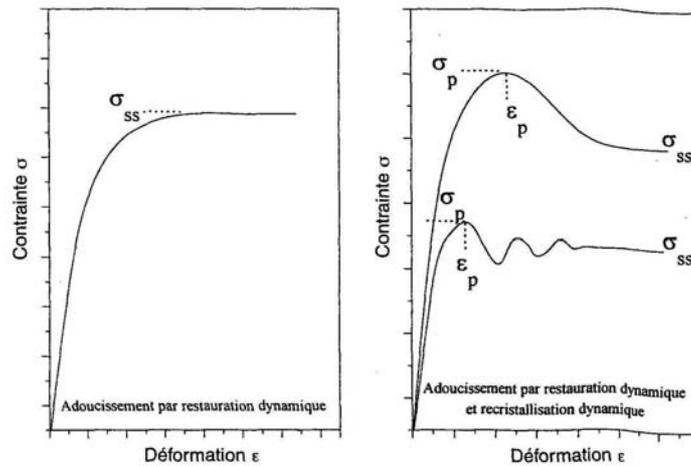


Figure 4.3 : schéma des courbes d'écoulement lors d'un procédé de mise en forme à chaud [5]

Les essais de **compression uniaxiale ou plane** [4], [5], [6], [7], [8], [10], sont les plus utilisés dans la littérature pour étudier l'effet de ces mécanismes. Des allures classiques de courbes observées lorsque l'on est en présence d'une recristallisation dynamique sont représentées dans les exemples de la figure 4.4 ; les conditions d'essai sont présentées à la figure 4.5 et la composition de l'acier dans le tableau 4.2.

On peut citer également, à titre d'exemple, des essais de compression effectués sur des aciers microalliés au Nb, Nb - B, et Cu - Nb - B dans les mêmes conditions que pour l'acier de base décrit ci-dessus (voir composition chimique du tableau 4.2) [6]. Les auteurs ont rapporté que le seul mécanisme agissant sur le comportement est la restauration dynamique, car l'acier ne montre pas des signes d'adoucissement, jusqu'à un niveau de déformation de 0.5, même pour des températures de 1100°C (figure 4.6). Ce comportement a été attribué à l'effet retardateur du Nb et le B sur la recristallisation dynamique.

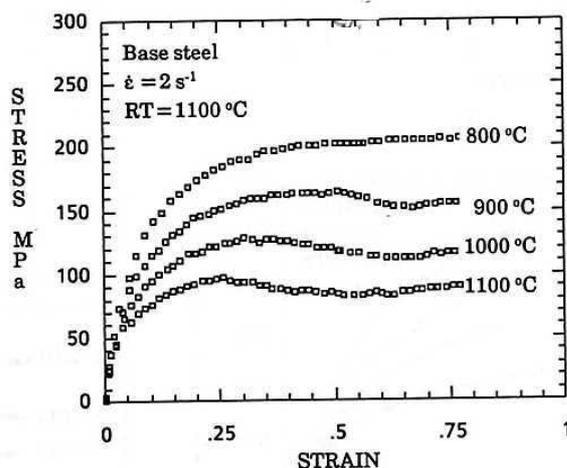


Figure 4.4 : effet de la température sur le comportement pour un acier de référence [6]

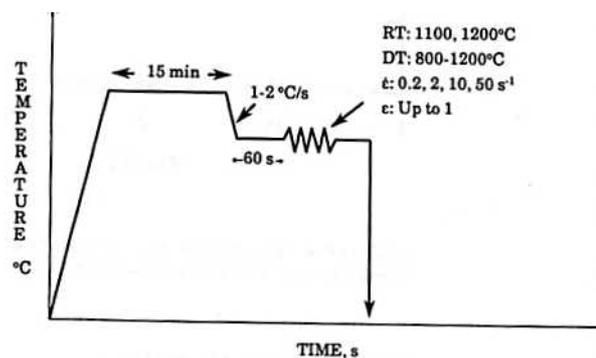


Figure 4.5 : schéma thermomécanique pour les essais de compression [6]

Acier	C	Mn	Si	P	S	Ti	Nb	B	Al	Cu	N
Référence	0.03	1.54	0.19	0.008	0.005	0.020	---	---	0.020	---	0.0048
Cu-Nb-B	0.026	1.38	0.18	0.007	0.006	0.017	0.058	0.003	0.019	2.03	0.0060

Tableau 4.2 : composition chimique des aciers testés en compression (% en masse) [6]

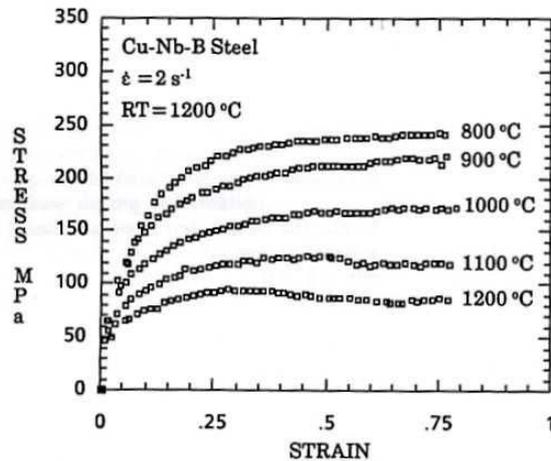


Figure 4.6 : effet de la température sur le comportement pour un acier microallié Cu-Nb-B [6]

Des essais de compression réalisés sur un acier très semblable à l'Usibor utilisé également en mise en forme par emboutissage à chaud, confirment ces tendances [9]. La composition chimique de cet acier au bore est montrée au tableau 4.3. On observe une stabilisation de la contrainte d'écoulement due à la restauration dynamique (figure 4.7). Les conditions d'essai sont présentées sur la figure 4.8. L'influence de la vitesse de déformation sur le comportement a également été étudiée. Comme on peut l'observer dans la comparaison réalisée à 800°C (figure 4.9), cette influence est assez prononcée pour ces températures. Une comparaison entre la contrainte d'écoulement maximale de cet acier et celle d'un acier non allié (0.092%C - 0.45%Mn) à 900°C et 0.1 s⁻¹ a été réalisée [9]. Les résultats montrent que ces valeurs sont très semblables et donc que l'effet des éléments d'alliages a peu d'influence sur le comportement mécanique à chaud.

Acier	C	Mn	Si	P	S	Cr	B	Al
Boloc02	0.223	1.11	0.29	0.013	0.003	0.211	0.0034	0.051

Tableau 4.3 : composition chimique de l'acier au bore Boloc 02 de SSAB (% en masse) [9]

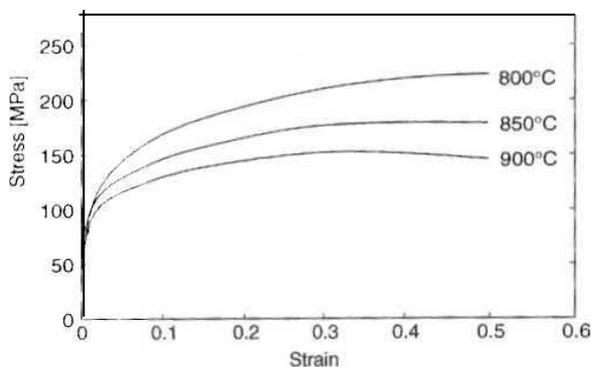


Figure 4.7 : comportement mécanique du Boloc 02 à chaud, $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ [9]

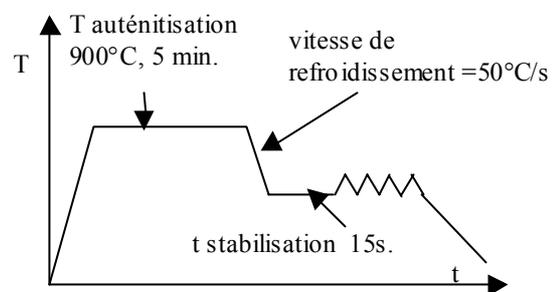


Figure 4.8 : conditions pour les essais de compression [9]

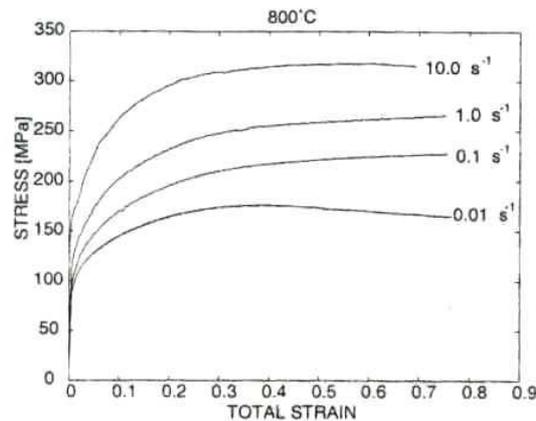


Figure 4.9 : Influence de la vitesse de déformation à 800°C [9]

D'autres essais sont utilisés également pour ce type d'études. Des **essais de torsion** ont par exemple été réalisés pour étudier le forgeage à chaud, en particulier l'évolution de la taille de grain pour la recristallisation statique et dynamique ainsi que les effets de la vitesse de déformation sur ces phénomènes [10].

La température d'austénitisation a également une influence sur le comportement mécanique du matériau, étant donné que la taille de grain et la position dans les polycristaux des éléments d'addition vont dépendre de cette température ainsi que du temps d'austénitisation. Des essais de compression sur un acier au manganèse ont été réalisés pour deux températures d'austénitisation de 950°C et 1200°C [3]. Ces températures permettent d'obtenir des microstructures très différentes ; la taille de grain reste petite dans le premier cas, car les éléments de microalliage sous forme de précipités limitent la mobilité des joints de grain. Dans le deuxième cas, tous les éléments sont dissous, ce qui conduit à une taille de grain plus importante. Les essais ont été réalisés à 870°C et 1s⁻¹. Les comportements sont différents après austénitisation : une austénitisation à la température plus basse conduit à une contrainte d'écoulement plus élevée en début de courbe (figure 4.10). Elle atteint un maximum pour une déformation de plus au moins 0.4, avant de diminuer. Cet adoucissement est sans doute provoqué par une recristallisation dynamique.

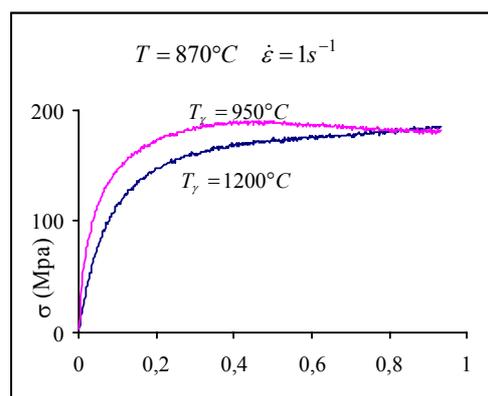


Figure 4.10 : influence de la température d'austénitisation sur le comportement [3]

4.3.3 Comportement mécanique biphasé

Les études menées dans ce domaine sont appliquées principalement au procédé de laminage à chaud, le principal objectif étant alors de modifier la structure du métal pour atteindre certaines propriétés finales en termes de résistance ou de ductilité, du fait d'une déformation de la microstructure biphasée. Un contrôle thermomécanique du procédé associé à l'ajout d'éléments d'alliage permet de raffiner la taille de grain et d'empêcher la recristallisation de l'austénite [11].

Un intérêt particulier est porté aux phénomènes d'évolution microstructurale pendant la déformation, au comportement mécanique ainsi qu'à la formabilité de la région biphasée [3], [11], [12].

Pour étudier ces phénomènes, des essais de torsion et de dilatométrie ont été réalisés sur deux aciers (0.35%C – 1.0%Cr) et (0.49%C – 1.0%Cr – 0.11%V) pendant la déformation dans le domaine biphasé [12]. Les conditions d'essais sont présentées à la figure 4.11.

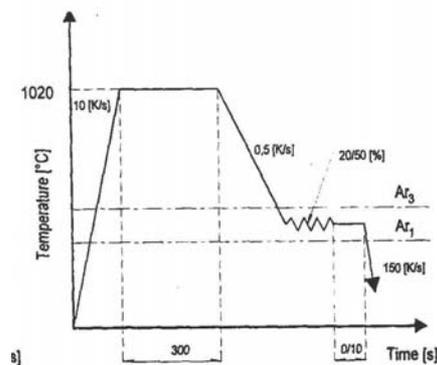


Figure 4.11 : schéma des cycles appliqués pour les essais dans la région biphasée [12]

L'influence de la déformation sur la microstructure, le comportement du matériau ainsi que la formabilité dans le domaine intercritique ont été observées et comparées aux effets de la déformation en austénite stable. Les essais ont été réalisés pour deux températures du domaine intercritique, près de Ar_3 ($Ar_3 - 20^\circ C$) et à mi-chemin entre Ar_3 et Ar_1 ($1/2 (Ar_1 + Ar_3)$) avec $Ar_3 = 695^\circ C$ et $675^\circ C$ et $Ar_1 = 625^\circ C$ et $525^\circ C$ pour le premier et deuxième acier respectivement.

Les résultats reportés en termes d'évolution microstructurale sont les suivants :

La plus petite taille de grain pour la phase austénitique est obtenue pour la température la plus basse et le plus grand taux de déformation. En ce qui concerne le volume de chaque phase à la fin de l'essai, le plus petit volume d'austénite est obtenu quand la déformation est réalisée dans ces mêmes conditions. Le volume de ferrite et perlite pour ces conditions est maximum.

Les essais de torsion ont été réalisés entre $1200^\circ C$ et $600^\circ C$. A partir des courbes obtenues, les auteurs affirment que la température limite de recristallisation dynamique se trouve à $750^\circ C$ car le pic d'adoucissement n'est plus observable. La figure 4.12 illustre la contrainte d'écoulement en fonction de la température : on observe une discontinuité de celle-ci entre 600 et $700^\circ C$. Cette discontinuité dans le comportement est directement liée à la transformation de phase pendant la déformation. Le comportement dans cette plage de température ne peut donc pas être extrapolé facilement à partir du comportement de l'austénite seule et de celui de la ferrite seule.

Dans les études de formabilité du matériau en biphasé, les auteurs affirment que la formabilité diminue pour les essais réalisés à plus basse température et que la ferrite est plus ductile à cette température que l'austénite.

Les deux aciers étudiés suivent les mêmes tendances, mais dans le cas du deuxième acier, l'influence du vanadium fait augmenter la contrainte d'écoulement et diminue la formabilité. De plus, la

recristallisation est inhibée par les précipités de vanadium. La limite de recristallisation dynamique pour cet acier a été estimée à 850°C.

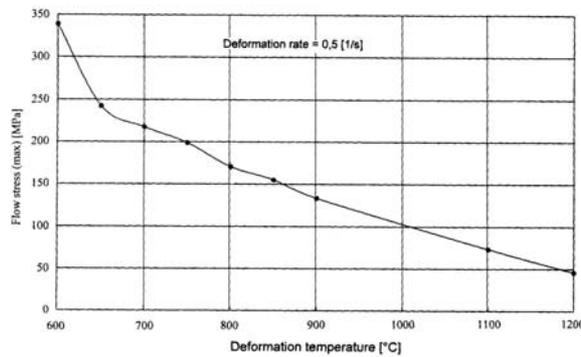


Figure 4.12 : Dépendance de la contrainte avec la température [12]

Une étude sur le raffinement des grains pour un acier soumis à une très forte déformation a été réalisée sur un acier au manganèse X65 (0.094C - 0.29Si - 1.42Mn - 0.005S-0.013P -0.0037O - 0.0038N - 0.045Nb-0.008Ti) [11]. L'objectif est d'avoir une taille de grain la plus petite possible pour améliorer les propriétés mécaniques comme la résistance aux impacts ainsi que la ductilité. L'acier est donc austénitisé à 1100°C pendant 5 minutes et puis refroidi à 10°C/s jusqu'à 850°C et 800°C qui sont les températures d'essai. Une réduction de 80% est appliquée à une vitesse de déformation de 15s⁻¹. Après la déformation, les éprouvettes sont refroidies à des vitesses comprises entre 2 et 64°C/s.

Les tailles de grain les plus petites sont obtenues avec des grandes vitesses de refroidissement, mais à partir de 10°C/s la taille de grain ne diminue plus. Les auteurs arrivent à la conclusion que des grains ultrafins sont formés par la combinaison de grandes déformations et vitesses de refroidissement élevées dans le domaine d'austénite non recristallisée ainsi qu'un possible mécanisme de transformation induite par la déformation. De façon surprenante, les auteurs concluent que, au-dessus de Ar3, des grains de ferrite très fins se forment dans les joints de grain de l'austénite déformée, mais ceux-ci sont postérieurement transformés en austénite par la transformation inverse. Si ces transformations se produisent de forme répétitive sous déformation sévère, les grains d'austénite ou ferrite peuvent être successivement raffinés aux alentours de Ar3.

4.3.4 Comportement mécanique en phase austénitique non recristallisée

Des études ont été réalisées sur l'influence de la déformation en phase austénitique non recristallisée sur la transformation bainitique [14]. Les auteurs affirment que la déformation dans la région non recristallisée de l'austénite peut accélérer la cinétique de transformation. L'acier au manganèse étudié a la composition suivante en % masse : 0.1C - 1.6 Mn - 0.313 Si - 0.012P - 0.003S - 0.0107N - 0.28Mo - 0.038Nb - 0.081V - 0.018Ti. Les températures Ac1= 715°C et Ac3 = 822°C ont été déterminées expérimentalement. L'objectif des essais est d'obtenir le diagramme TRC sans déformation des éprouvettes et de le comparer avec celui obtenu après déformation de l'éprouvette dans la phase austénitique non recristallisée. Le cycle thermo-mécanique appliqué aux éprouvettes est montré à la figure 4.13.

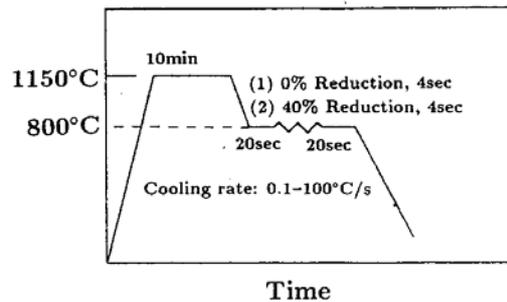


Figure 4.13 : Cycle thermo mécanique des essais pour l'obtention du diagramme TRC

Dans le diagramme TRC résultant des essais (figure 4.14), on peut observer que le fait de déformer le matériau dans le domaine austénitique va accélérer la transformation bainitique, mais n'influence pas la température de transformation. Le même effet sur la transformation est observé pour le cas de la ferrite, mais cette fois la température de transformation Ar_3 est déplacée vers des températures supérieures.

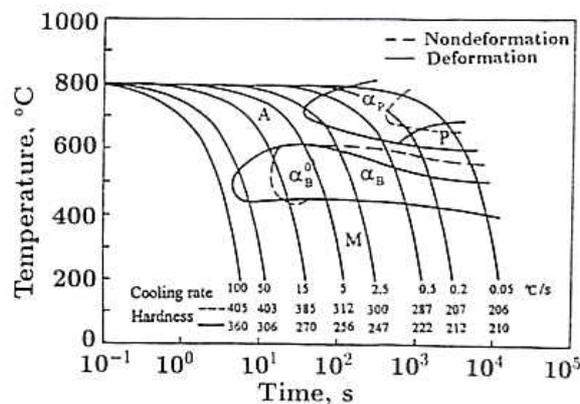


Figure 4.14 : Diagramme TRC pour des conditions déformées et non déformées [14]

En ce qui concerne la rhéologie pour notre type d'acier (acier au manganèse microalliée au bore), elle a été peu étudiée pour les gammes de temps et températures requises pour la transformation directe austénite - martensite.

Rappelons les conditions de mise en forme décrites au paragraphe 4.2 : l'objectif du procédé d'emboutissage à chaud est la mise en forme en phase austénitique non recristallisée. Si l'on tient compte du temps de transfert de la tôle du four à la presse après austénitisation, la mise en forme commence à des températures de 800°C – 700°C et finit avant la transformation martensitique à 400°C (zone 2 de la figure 4.2). En tenant compte du fait que la transformation bainitique doit être évitée, le refroidissement pendant la mise en forme doit être de 27°C/s minimum.

Le comportement mécanique de l'acier au bore Boloc 02 dont la composition chimique est montrée au tableau 4.3, a été déterminé dans l'écart de températures concernant l'emboutissage à chaud [15]. Sa rhéologie a été obtenue au moyen d'essais de compression sur une presse Gleeble 1500. Les conditions d'essai sont celles de la figure 4.6 ; les courbes contrainte - déformation sont présentées à la figure 4.15, de 750°C jusqu'à 650°C, et à la figure 4.16 de 600°C jusqu'à 300°C. On observe des allures de courbes différentes dans l'intervalle de températures 500 – 425°C qui révèlent une augmentation de la contrainte à partir de 0.2 de déformation. Ceci est attribué soit à la transformation bainitique causée par le temps écoulé, soit à l'accélération de la transformation due à la déformation.

Des essais dilatométriques montrent que la transformation bainitique à 450°C a lieu en moins de 20s. Vu que la vitesse de refroidissement maximale atteinte était de 50°C/s à partir de 900°C, que cette vitesse diminue graduellement avec la température, et que le temps atteint avant la déformation était de 15 secondes, la transformation bainitique était inévitable à ces températures.

Finalement, on observe une augmentation de la contrainte d'écoulement quand $T < 425^\circ\text{C}$, du fait de la transformation bainitique induite par la déformation.

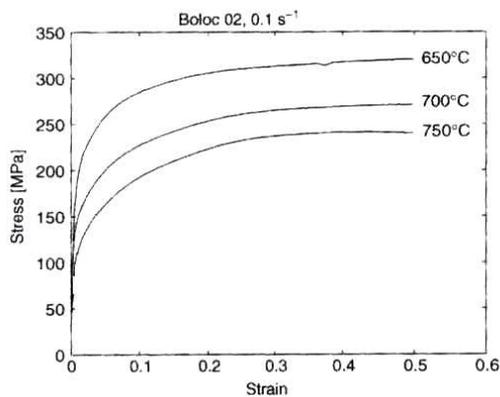


Figure 4.15 : comportement mécanique du Boloc 02 entre 750 et 650 °C [15]

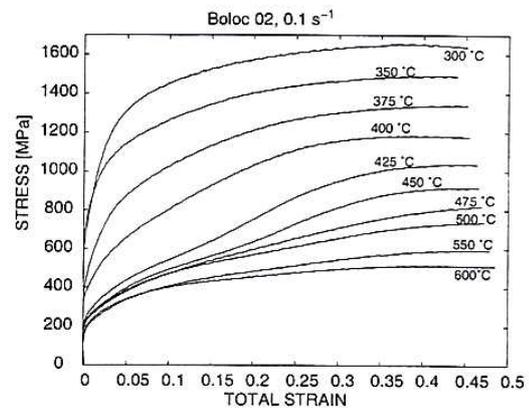


Figure 4.16 : comportement mécanique du Boloc 02 entre 600 et 300°C [15]

Une étude de l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement a été également réalisée. Comme on peut observer à la figure 4.17, elle ne joue pas un rôle important dans cet intervalle de températures. Pour cette raison, le comportement de l'austénite à des températures entre 500 et 400°C a été estimé à des vitesses de déformation de 5 s^{-1} , ce qui permet d'éviter ainsi la transformation bainitique, mais les résultats dans ce cas sont influencés par l'autoéchauffement.

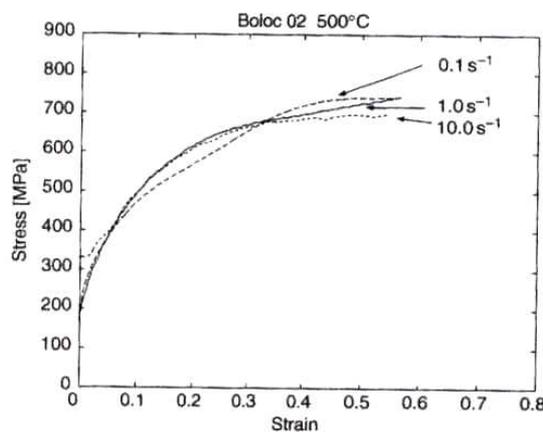


Figure 4.17 : influence de la vitesse de déformation à 500°C [15]

Des études sur l'évolution de la microstructure pendant la déformation de cet acier ont donné des informations sur l'effet de la déformation en phase austénitique sur la transformation en ferrite et martensite, ainsi que sur les propriétés mécaniques du matériau soumis à des essais de compression en refroidissement continu [16]. Les auteurs observent l'apparition de la phase ferritique induite par la déformation en austénitique même à des températures de refroidissement de 280°C/s. Ils estiment le pourcentage de ferrite égal à 22% pour une déformation de 0.16 en austénite et une vitesse de

refroidissement de 50°C/s (figure 4.18). La microstructure finale est constituée au moins de deux phases, ferrite et martensite, ou ferrite martensite et bainite. La température Ms est également affectée et décroît de 25 - 70°C avec la déformation.

Les résultats des essais de compression en refroidissement continu à 300 et 350°C révèlent des valeurs de contraintes inférieures à celles obtenues à partir des essais en déformations isothermes.

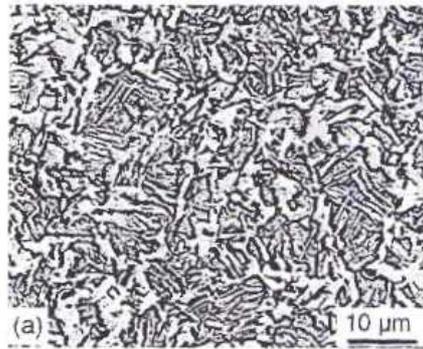


Figure 4.18 : échantillon déformé à 0.16 en austénite et refroidi à 50°C/s [16]

4.3.5 Conclusion

La rhéologie de la phase austénitique ainsi que les mécanismes microstructuraux déclenchés par la déformation à haute température ont été largement étudiés pour des applications au laminage à chaud [6], [5], [10].

Ainsi il a été montré que le laminage intercritique permet parfois d'améliorer les propriétés mécaniques de l'acier en étudiant le comportement et l'évolution microstructurale du matériau en biphasé (austénite – ferrite) [3], [8], [12].

L'emboutissage à chaud est un procédé récemment développé dans l'industrie, et le comportement en phase austénitique des aciers trempables a été peu exploré [15], [16]. Les conditions de température et vitesse de refroidissement pour obtenir des informations sur la rhéologie sont très sévères. Eviter la transformation bainitique présente des difficultés dues aux limitations des machines en termes de contrôle de température aux vitesses de refroidissement requises et à l'accélération de la transformation bainitique induite par la déformation.

Nous allons à présent chercher à estimer les paramètres de la loi de comportement qui permettra de décrire le comportement de l'Usibor dans ces conditions.

4.4 Choix de la loi de comportement

En fonction des résultats d'essais, une loi de comportement doit être choisie pour décrire le comportement mécanique de l'acier à chaud. La contrainte globale peut être écrite comme la somme d'un seuil de déformation élastique et s'il est atteint, d'une partie viscoplastique (irréversible). La vitesse de déformation viscoplastique est reliée au tenseur de contraintes de Cauchy à travers une loi d'écoulement et un critère qui peut être exprimé au moyen de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction des variables d'état comme la vitesse de déformation, la température ou la microstructure :

$$\bar{\sigma} = f(\bar{\varepsilon}, \dot{\bar{\varepsilon}}, T \dots) \quad (4.1)$$

Pendant la déformation plastique, de nouvelles dislocations sont créées, et le mouvement des dislocations est empêché à cause des obstacles ; ceci aura comme conséquence un incrément de la contrainte d'écoulement et donc un écrouissage du matériau.

Pendant la déformation à chaud, les mécanismes d'activation thermique décrits au paragraphe 4.3.2 peuvent avoir lieu et modifier la microstructure et la contrainte d'écoulement du métal.

Les lois à variable interne, en supposant que l'état d'un matériau peut être décrit par une variable interne sont utilisées dans la bibliographie [3], [6], [17], [18]. Ces lois permettent l'obtention de meilleurs résultats dans des cas de recristallisation dynamique, ou lorsque l'histoire de la déformation est importante.

Par exemple, un modèle qui considère comme variable interne la densité des dislocations a été décrit par [17], [18]. La contrainte pendant la déformation plastique est gouvernée par l'évolution de la population de dislocations, la contrainte d'écoulement étant proportionnelle à la racine carrée de la densité de dislocations.

Dans le cas des aciers microalliés au bore, il a été observé [6], [14] que l'unique mécanisme d'activation thermique agissant, dans la gamme de températures dans lesquelles la mise en forme est effectuée, est la restauration dynamique. Pour décrire le comportement du matériau dans ces conditions, il est possible de décomposer l'évolution de la contrainte en deux termes : un qui représente une loi d'écrouissage et l'autre une loi de saturation, comme on présente dans la figure 4.19.

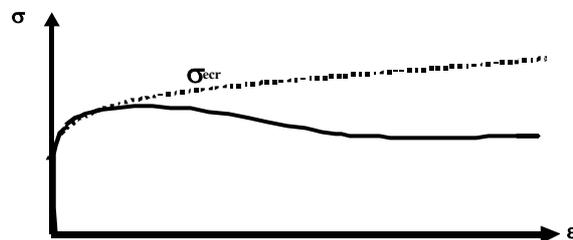


Figure 4.19 : décomposition de la évolution de la contrainte

A partir de cette décomposition, on peut écrire une loi isotrope générale pour l'évolution de la contrainte, dans le cas d'un écoulement visco- plastique :

$$\begin{cases} \bar{\sigma} = K \dot{\bar{\varepsilon}}^m \\ K = (1 - W).K_{ecr} + W.K_{sat} \quad \text{où} \quad K_{sat} = K_{st} \exp\left(\frac{\beta_{st}}{T}\right) \end{cases} \quad (4.2)$$

Un ensemble de lois peut être défini pour tenir compte des différentes formes des courbes de contrainte - déformation, en fonction des expressions de K_{ecr} et W .

Pour décrire le type de comportement de l'Usibor 1500, nous allons choisir la loi de Norton – Hoff qui correspond à :

$$K_{ecr} = K_0 \cdot (\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)^n \cdot \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) \text{ et } W = 0 \quad (4.3)$$

Puisque le matériau est austénitisé, on retiendra la forme finale de la contrainte suivante pour notre cas :

$$\bar{\sigma} = K \cdot \bar{\varepsilon}^n \cdot \dot{\bar{\varepsilon}}^m \cdot \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) \quad (4.4)$$

où K est la consistance du matériau, n le paramètre qui quantifie l'écroutissage, m le paramètre qui traduit l'influence de la vitesse de déformation et β l'influence de la température. Nous allons chercher à identifier ces paramètres au moyen de plusieurs essais mécaniques.

4.5 Essais de traction à chaud

4.5.1 Introduction : principes de l'essai de traction

L'essai de traction uniaxiale est un essai simple à mettre en œuvre et de ce fait il est largement utilisé. L'éprouvette utilisée peut être de plusieurs formes, plate, circulaire, entaillée etc. Toutes doivent satisfaire à une forme suffisamment élancée pour pouvoir présenter un champ de contraintes homogènes dans le corps en traction. Comme notre objectif est de caractériser des tôles minces, nous avons utilisé des éprouvettes plates.

Les courbes contrainte – déformation obtenues à partir des essais de traction ont une forme particulière qui est montrée dans la figure 4.20. De 0 à E on peut observer un comportement élastique linéaire réversible. De E à S, le comportement est plastique. Le point S représente l'apparition de la striction, c'est à dire l'instant où la déformation se localise dans l'éprouvette et à partir duquel, l'hypothèse d'homogénéité de la déformation n'est plus valide. Le point R représente la rupture de l'éprouvette.

Il existe deux façons courantes de piloter la machine d'essais : à vitesse de traverse constante, et à vitesse de déformation constante. Les équations mécaniques qui permettent d'analyser un essai à vitesse de déformation constante sont décrites en annexe I. Plus d'information sur l'analyse à vitesse de traverse constante et de l'origine des équations peut être trouvé dans [20].

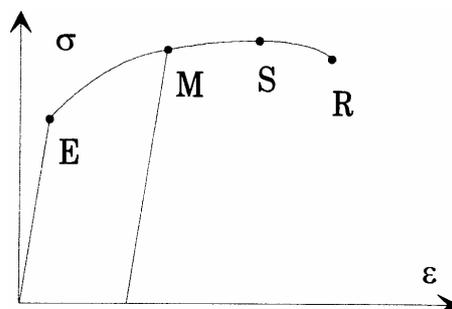


Figure 4.20 : exemple de courbe contrainte – déformation pour un essai de traction

4.5.2 Description des essais

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine Gleeble 3800 à l'Université de Padoue (figure 4.21). Les caractéristiques de cette machine d'essais sont les suivantes [21] :

- Presse hydraulique capable d'exercer 10 tonnes en traction. Les vitesses de déplacement pouvant atteindre 2000 mm/s.
- Chauffage par effet Joule
- Des mors de grande conductivité et un système de trempage qui permettent de refroidir la surface de l'éprouvette
- Contrôle de la température de l'éprouvette au moyen de thermocouples

Le contrôle de la Gleeble est fait au moyen d'un ordinateur sous environnement Windows. L'opérateur peut créer les tests à travers un nombre d'options programmées et intégrées dans différents logiciels. Pour ces essais de traction, le logiciel QuikSim a été utilisé. Dès que l'essai est fini, les résultats sont enregistrés dans un autre logiciel qui permet d'analyser les résultats.



Figure 4.21 : machine d'essais Gleeble 3800

Les conditions d'essai et la géométrie de l'éprouvette sont respectivement présentées sur les figures 4.22 et 4.23. Les essais ont été réalisés à trois températures : 500°C, 600°C, 700°C et trois vitesses de déformation moyennes : 0,1s⁻¹, 0,3s⁻¹ et 1s⁻¹.

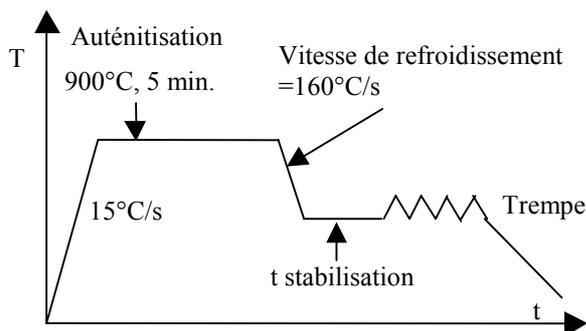


Figure 4.22 : conditions d'essai

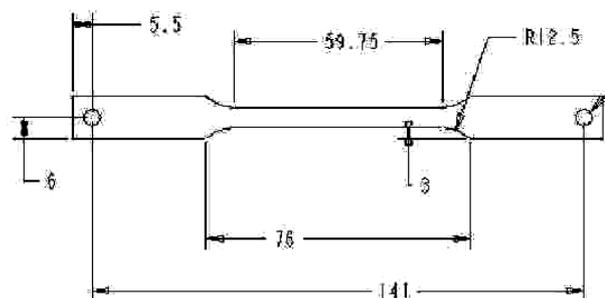


Figure 4.23 : géométrie de l'éprouvette (en mm)

La température est mesurée avec deux thermocouples de type K de diamètre 0.25mm, soudés au milieu et à l'extrémité de l'éprouvette. Le contrôle du gradient est réalisé en envoyant un jet d'air régulé au moyen d'une électrovalve (figure 4.24).

La régulation en température pendant la phase d'austénitisation est présentée sur le graphique de la figure 4.25.

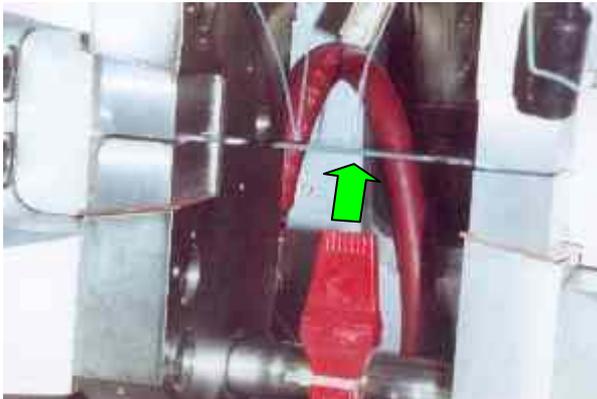


Figure 4.24 : jet d'Argon sur l'éprouvette

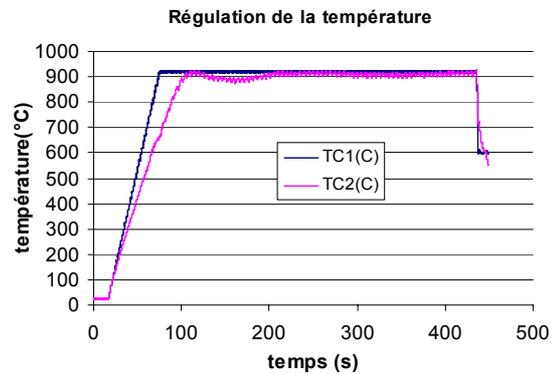


Figure 4.25 : régulation de la température

Après cette phase d'austénitisation, une trempe contrôlée est réalisée. On envoie de l'air et en même temps l'éprouvette est chauffée pour que le refroidissement ait lieu à la vitesse désirée. Une fois arrivé à la température d'essai, un maintien de 10s est imposé afin d'homogénéiser l'éprouvette en température. Malgré ce temps d'homogénéisation, un gradient est observé sur les éprouvettes. La différence de température observée entre le thermocouple du milieu et celui situé à l'extrémité varie en fonction de la température d'essai, et est plus importante pour les essais à 500°C.

La température est plus élevée dans les zones extérieures qu'au milieu ; la déformation, en se concentrant sur ces zones, a pour effet de localiser la rupture de l'éprouvette (figure 4.26).



Figure 4.26 : concentration de la déformation due au gradient

Pour le dépouillement de ces essais, on doit tenir compte de la concentration de la déformation dans les zones chaudes.

Comme on peut l'observer sur la figure 4.27, la température reste constante aux positions des thermocouples, c'est-à-dire au milieu de l'éprouvette et à 24 mm du centre. Il est donc possible de réaliser une analyse du comportement local dans ces zones.

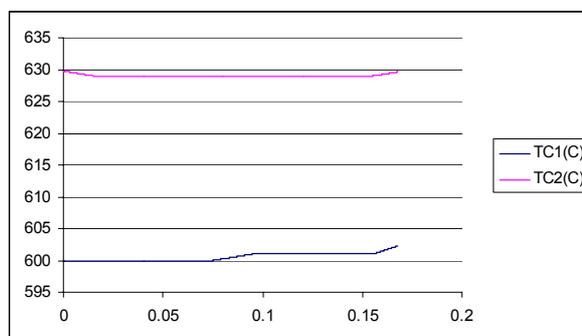


Figure 4.27 : évolution de la température pendant l'essai

4.5.3 Identification de la loi de comportement

Le tableau 4.4 résume les valeurs des températures et vitesses de déformation locales des essais utilisés pour l'identification de la loi.

Conditions imposées				
T essai (°C)	$\dot{\epsilon}$ nominale de l'essai (s ⁻¹)	$\dot{\epsilon}$ moyenne mesurée (s ⁻¹)	T _{Locale} mesurée avec les thermocouples (°C)	$\dot{\epsilon}$ _{Locale} calculée (s ⁻¹)
700	X	X	X	X
			X	X
600	X	X	X	X
500	X	X	X	X
			X	X
	X	X	X	X

Tableau 4.4 : valeurs des températures et des vitesses de déformation locales

Les paramètres (K, n, m, β) de la loi de comportement de Norton-Hoff décrite en 4.4, sont identifiés par une méthode d'optimisation, dans laquelle on minimise l'écart entre la contrainte expérimentale et calculée avec la loi. Le graphique de la figure 4.28 montre le résultat de l'optimisation. Les valeurs des paramètres obtenues sont :

$$\begin{aligned}
 K &= X \text{ MPa}\cdot\text{s}^{-m} \\
 n &= X \\
 m &= X \\
 \beta &= X \text{ K}
 \end{aligned}$$

X

Figure 4.28 : identification des paramètres

Le problème principal des essais de traction est qu'il apparaît assez vite une hétérogénéité de section. L'analyse simple de la courbe de force en fonction du déplacement traité en contrainte nominale en fonction de la déformation nominale n'est alors plus valable [19]. L'identification des paramètres a été faite jusqu'à la valeur maximale de la force, c'est à dire jusqu'à l'apparition de la striction. Comme on peut observer dans la figure 4.28, les valeurs de déformation maximale avec cette identification sont insuffisantes ; les résultats fiables se limitent à une déformation de 0.04 et leur extrapolation donne des valeurs de la contrainte trop élevées. Pour résoudre ce problème, des essais de torsion décrits ci-dessous ont été effectués.

4.6 Essais de torsion à chaud

4.6.1 Introduction : principe de l'essai de torsion

Contrairement à l'essai de traction, l'essai de torsion est un essai mécanique qui permet de déterminer la rhéologie d'un matériau en grande déformation, en limitant la triaxialité de contraintes. La géométrie de l'échantillon reste constante et il n'y a pas beaucoup d'instabilité mécanique.

Le banc de torsion ADAMEL LHOMARGY TC01 couramment utilisé au CEMEF pour ce type d'essais n'a pas pu être utilisé dans notre étude car la gamme de températures qui nous intéresse coïncide avec le changement de phase α / γ . Ce changement modifie les propriétés magnétiques du matériau et empêche une stabilisation de la température de l'éprouvette avec le chauffage par induction.

Par ailleurs, la taille des éprouvettes de torsion standard est trop importante, et le temps minimum nécessaire pour l'homogénéisation en température préalable à l'essai est de 5 à 10 minutes. Ce temps est trop long pour éviter la transformation bainitique.

Pour ces raisons, une machine de torsion a été mise au point au CEMEF. Cette machine, spécialement adaptée aux conditions du procédé d'emboutissage à chaud présente plusieurs avantages qui seront décrites ci-dessous.

Au cours de l'essai, une des extrémités de l'éprouvette est entraînée en rotation par le moteur, l'autre extrémité étant fixe et solidaire d'un capteur mesurant le couple. En plus du couple (Γ), on peut enregistrer : le nombre de tours effectués (N), la vitesse de rotation (\dot{N}) et l'effort axial. A partir de toutes ces données, les courbes couple - déformation, puis contrainte - déformation peuvent être tracées figure 4.29 [19].

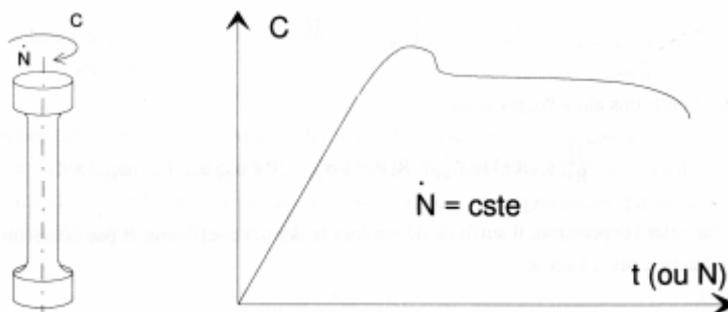


Figure 4.29 : Schéma d'enregistrement des résultats dans un essai de torsion

4.6.2 Mise au point de la machine de torsion TOTEM (TORSion TEST for Metallurgy)

4.6.2.1 Intérêt et finalité

Le principal avantage de cette machine par rapport à la torsion standard est la faible dimension de ses éprouvettes, et donc leur faible inertie thermique. Le chauffage par effet Joule permet des montées et descentes en température très rapides et précises. La vitesse de chauffe pour un acier a été estimée à 318°C/s, c'est à dire une montée de 20°C à 1000°C en 3.08s. La température nominale de chauffe est de 1000°C [22]. La machine est également équipée d'un système de trempe à l'air et à l'eau. Tous ces caractéristiques permettent de reproduire le cycle thermo - mécanique subi par le matériau lors du procédé d'emboutissage à chaud.

4.6.2.2 Principe et schéma de fonctionnement

La machine de torsion se décompose en quatre parties (figure 4.30) :

- 1) le circuit de puissance à courant continu et le régulateur de température.
- 2) le banc d'essai (moteur électrique, ensemble de capteurs, système de trempe) (schéma moteur-variateur ; figure 1 en annexe II)
- 3) le boîtier de conditionnement (schéma électrique, figure 2 en annexe II)
- 4) le programme de pilotage et d'acquisition

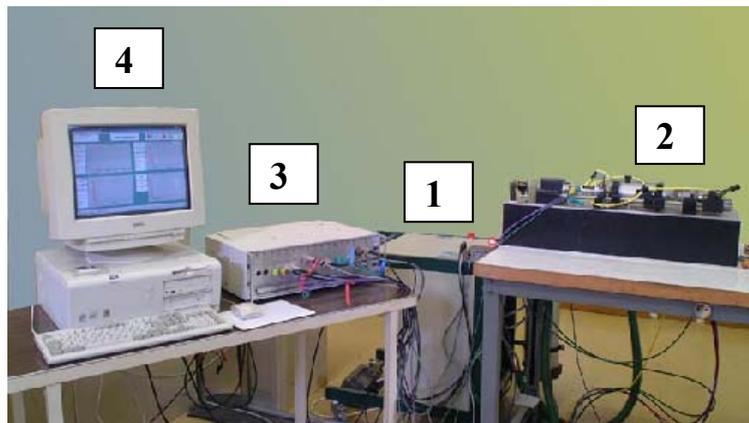


Figure 4.30 : parties qui constituent la machine d'essais TOTEM

1) Circuit de puissance :

Le générateur, couplé à un régulateur de température (EUROTHERM 900HP), assure le chauffage de l'éprouvette par passage d'un courant continu, afin d'atteindre une température de consigne fixé par l'opérateur. Ainsi, l'effet Joule chauffe l'éprouvette.

Si la température de consigne est 900°C, le régulateur envoie un signal analogique au générateur. Ce signal est proportionnel à la puissance fournie par le générateur nécessaire pour passer de 20°C à 900°C. L'information envoyée par le thermocouple de régulation soudé sur l'éprouvette indique le besoin de puissance si la température de consigne n'est pas atteinte. La boucle de régulation suivante explique le fonctionnement de ce système figure 4.31 :

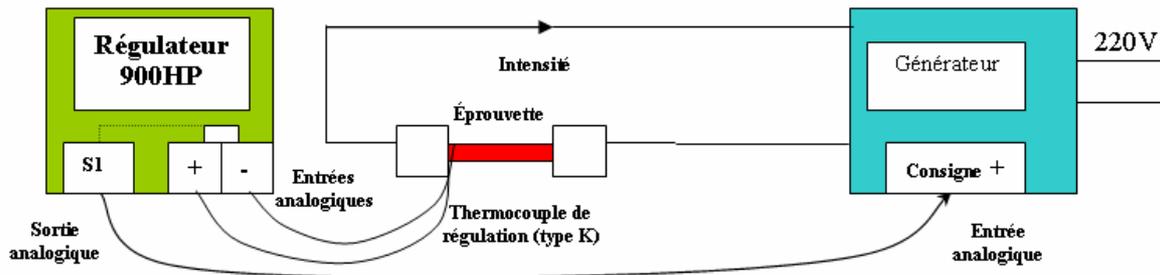


Figure 4.31 : Circuit de puissance TOTEM

2) Le banc d'essai est composé de deux parties : un ensemble tournant et un ensemble fixe [23]. L'éprouvette est fixée entre deux mors. Le premier fait partie de l'ensemble tournant, cette partie est entraînée par un moteur et génère la rotation de l'éprouvette. Le second membre fait partie de l'ensemble fixe (figure 4.32). Cette partie est composée des capteurs de couples et de traction – compression qui permettront à terme de faire aussi des essais de traction. Chacune de ces deux parties répond à des caractéristiques technologiques particulières telles que le passage du courant électrique, le système de refroidissement et le guidage.

I. Ensemble tournant :

- Le passage du courant électrique de la partie tournante est réalisé au moyen d'un contact tournant.
- Un système de refroidissement a été mis en place pour préserver la machine de la très haute température atteinte par l'éprouvette. Il est placé au niveau des mors.
- La transmission mécanique est réalisée par une courroie crantée. Ce système permet d'isoler électriquement le moteur qui sinon recevrait une forte intensité de courant à travers l'axe tournant.

II. Ensemble fixe :

- Les mesures des efforts mécaniques sont réalisées au moyen de deux capteurs, un de couple et l'autre de traction-compression.
- Le passage du courant électrique dans la partie fixe est réalisé au moyen de tresses métalliques.

III. Moteur :

- Le moteur à courant continu PARVEX RS 330, a été choisi afin d'atteindre la vitesse maximale avant d'entrer dans le domaine plastique. Sa montée en vitesse va être influencée par le couple résistant de l'éprouvette, les couples parasites et l'inertie de la machine.
- Il permet d'assurer la torsion de l'éprouvette, mais aussi son vissage et dévissage dans les deux mors du banc d'essai.
- Le déplacement angulaire du moteur est mesuré au moyen d'un codeur optique.

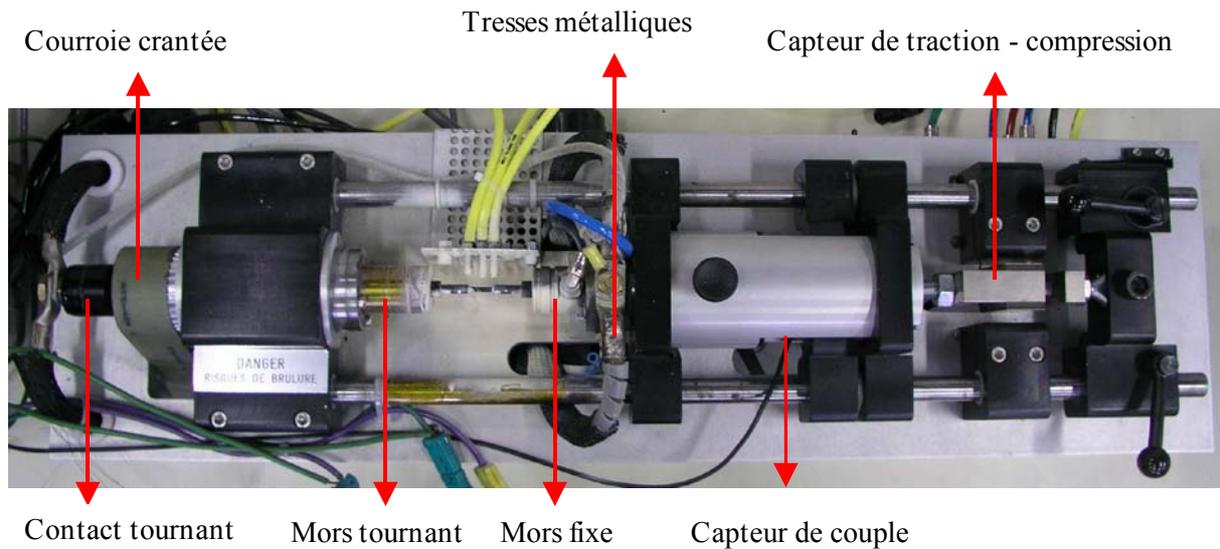


Figure 4.32 : banc d'essai TOTEM

- 3) Un boîtier de conditionnement regroupe toutes les sorties des capteurs et les différents modules permettant de régler toutes les informations à la même pleine échelle de 10V et de protéger le PC de tout problème électrique. Sur le boîtier, on retrouve toutes les sorties analogiques ou logiques et l'alimentation des capteurs.
- 4) Le programme de pilotage et acquisition. Le contrôle de la machine est réalisé par le biais de deux programmes : le programme du régulateur de température HP900 d'Eurotherm, qui est introduit par l'utilisateur, et le programme « MT_VI.CMF » qui est installé dans le PC. Du fait des liens entre ces deux programmes, il a été décidé que le programme du régulateur serait le « maître » et celui du PC « l'esclave ». La synchronisation des phases de deux programmes se fait par un signal de « trigger », généré par le régulateur (maître) chaque fois qu'une température de consigne est atteinte (trigger activé) ou que la durée du palier s'est écoulée (trigger désactivé). Les paramètres entrés dans les deux programmes doivent être compatibles. Nous allons maintenant décrire chacun des programmes et ses fonctions.

Programme du régulateur « maître »

Nous allons introduire dans le régulateur une série de rampes et paliers de façon à reproduire le cycle thermique de l'emboutissage à chaud. Le cycle, montré sur la figure 4.33 est constitué de :

- Rampe 1 : la vitesse de montée de température est de 100°C/s. Une fois que la température d'austénitisation (900°C) est atteinte, le régulateur génère un signal du trigger.
- Palier 1 : correspond à la phase d'austénitisation. Sa durée est de 2min. Une fois le temps écoulé, le régulateur envoie un signal de trigger au PC.
- Rampe 2 : dans cette phase, il n'y a pas de chauffage, le refroidissement naturel étant suffisant pour arriver à la température d'essai dans notre étude, et la trempe forcée ne doit donc pas être activée. Quand la phase de refroidissement est finie, un trigger est envoyé.

- Palier 2 : ce palier correspond au temps assigné à la stabilisation en température de l'éprouvette. Il dépendra du temps dont on dispose avant la transformation de phase, plus le temps nécessaire pour réaliser la torsion qui dans notre cas, varie entre 1 et 10 seconds en fonction de la vitesse de déformation. Une fois le temps de ce palier s'est écoulé, un trigger est envoyé au PC.
- Rampe 3 : c'est la phase de trempe, qui, dans notre cas, est réalisée à l'air.

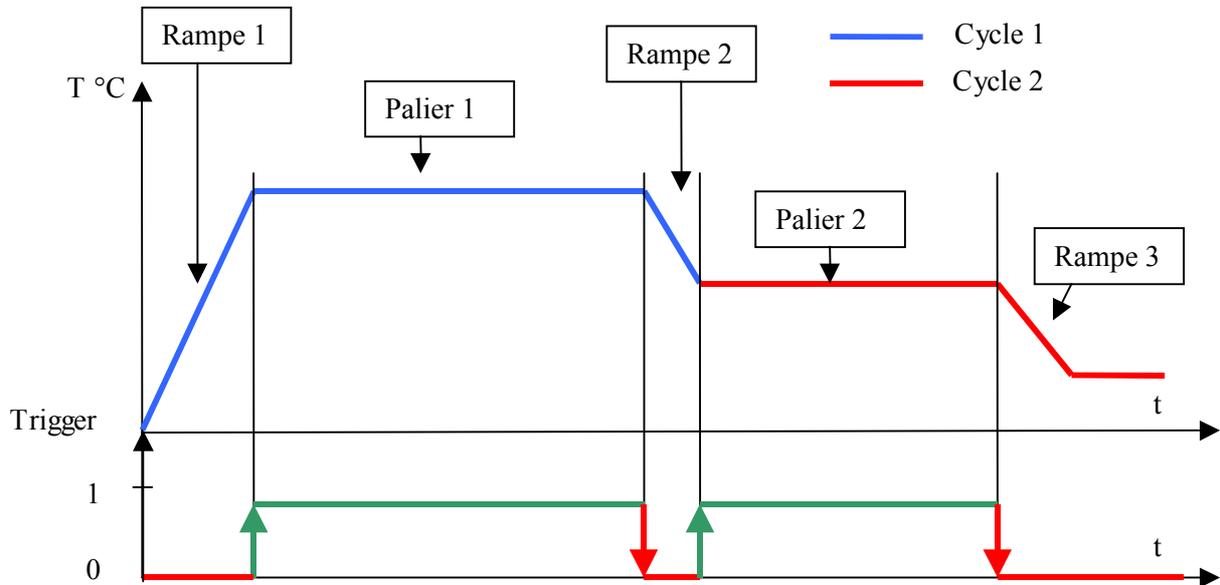


Figure 4.33 : cycles programmés dans le regulateur

Programme du PC : MT_V1.CMA « esclave »

Ce programme pilote le moteur de torsion, la trempe de l'éprouvette, l'ensemble de capteurs pour les mesures physiques et les contacts électriques pour assurer la sécurité.

Il comporte au minimum une phase initiale, un cycle et une phase d'arrêt. Le cycle correspond à une montée (ou descente) en température, un palier (avec ou sans torsion) et une trempe si besoin. Autant de cycles que nécessaires peuvent être ajoutés aux deux cycles du programme de base.

Nous allons nous concentrer sur les cycles programmés dans le cadre de nos essais. Plus d'informations sur les différents possibilités de manipulation de variables et constantes sont disponibles sur le manuel du programme de pilotage et d'acquisition de la machine [23]. Dans les sigles permettant de définir chacune de variable, « x », correspond au numéro de cycle. Dans notre cas, il prendra les valeurs 1 et 2. Les variables définies pour chaque cycle sont :

- **V_T_stab_P_x** (secondes): temps de stabilisation de la température avant torsion, sa valeur varie entre 0 et 100s. La valeur dans notre cas dépend du temps dont on dispose avant la transformation bainitique.
- **V_VIT_P_x** (tr/min) : vitesse angulaire de l'éprouvette. Elle est comprise entre 0 et 250 tr/min, correspondant à une vitesse du moteur de 0 à 3000 tr/min.
- **V_NB_500T_P_x** (1/500tr) : déplacement angulaire de l'éprouvette ; les limites seront de 0 à 50000 /500 tr).
- **V_trempe_P_x** : sa valeur sera de 1 ou 0 en fonction de l'activation ou non de la trempe.
- **V_T_trempe_P_x** (secondes) : durée de la tempe (0-30s).

Les cycles programmés sont présentés à la figure 4.34, les chiffres de 1 à 9 représentent les phases. La communication maître - esclave est établie à partir de ces phases.

Phase 1 : phase initiale, la température doit monter jusqu'à 200°C pour passer à la phase 2.

Phase 2 : phase d'attente du trigger, quand la température de consigne (900°C) est atteinte, le trigger automatique est activé et l'on passe à la phase 3.

Phase 3 : phase d'austénitisation. Le temps d'austénitisation est donné par la variable $V_T_stab_P_1=120s$.

Phase 4 : c'est la phase d'attente du trigger ; le PC attend le trigger venant du régulateur qui indique la fin du palier de stabilisation.

Phase 5 : phase de refroidissement pour arriver à la température d'essai.

Phase 6 : stabilisation de la température avant l'essai, elle correspond aussi à une phase d'attente du trigger avant la torsion. La durée de cette phase est définie par la variable $V_T_stab_P_2$.

Phase 7 : phase de torsion, la variable $V_NB_500T_P_2$ exprime le nombre de tours et la variable $V_VIT_P_2$ la vitesse de rotation.

Phase 8 : phase de trempe qui est activée par un trigger qui indique la fin du palier du régulateur.

Phase 9 : phase d'arrêt.

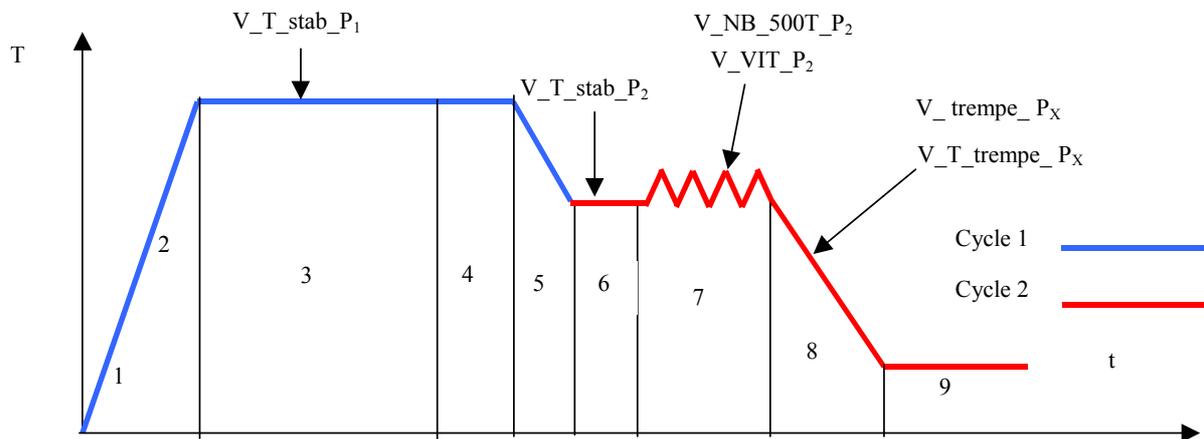


Figure 4.34 : cycles introduits dans le PC

4.6.2.3 Minimisation du gradient thermique

Un gradient thermique provoque une localisation de la déformation aux endroits les plus chauds de l'éprouvette, et par conséquent une déformation non homogène.

Dans notre étude, le gradient de 600°C entre le centre et les extrémités de l'éprouvette, est provoqué par les mors, qui sont refroidis à 25°C par le circuit d'eau recyclé. Le profil de températures naturel est de forme parabolique avec 900°C au centre de l'éprouvette et 25°C aux mors.

Pour cette raison, il a fallu minimiser le gradient par deux moyens agissant sur la conduction et sur la convection forcée, qui vont être décrits ci dessous [22].

I. Système de refroidissement

Un système de refroidissement de l'éprouvette avec de l'azote et au moyen de buses a été mis en place. La configuration finale de ce système est basée sur un étude préliminaire [22] dans laquelle des paramètres tels que la géométrie de la sortie de buse, le nombre de buses, la pression, le débit d'azote et la distance buse – éprouvette ont été étudiés.

La configuration finale peut être observée dans la figure 4.35.

Trois buses refroidissent l'éprouvette à différentes distances. Les thermocouples sont soudés en opposition à la sortie du gaz ; le thermocouple de contrôle se trouve à gauche, juste après le rayon de congés, et deux autres thermocouples de mesure sont soudés au milieu et à droite de l'éprouvette. Un tuyau arrive à chacune des buses de refroidissement, les tuyaux sont connectés au régleur de la figure 4.36 (un schéma de fonctionnement du régleur est montrée en annexe III). De l'autre côté du régleur arrivent six tuyaux. Deux types de réglages du flux d'air peuvent être faits grâce à ces six tuyaux, un pour régler le flux pendant la phase austénitique, et l'autre pendant l'essai. Le passage d'une configuration à l'autre est fait au moyen d'une vanne de commutation. L'éprouvette ainsi que les soudures des thermocouples sont protégées avec du nitrure du bore pour éviter l'oxydation.

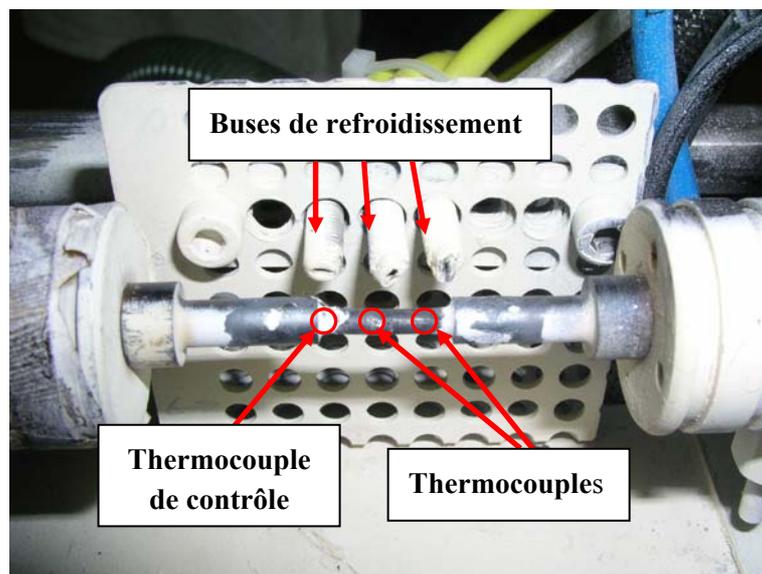


Figure 4.35 : système de contrôle du gradient

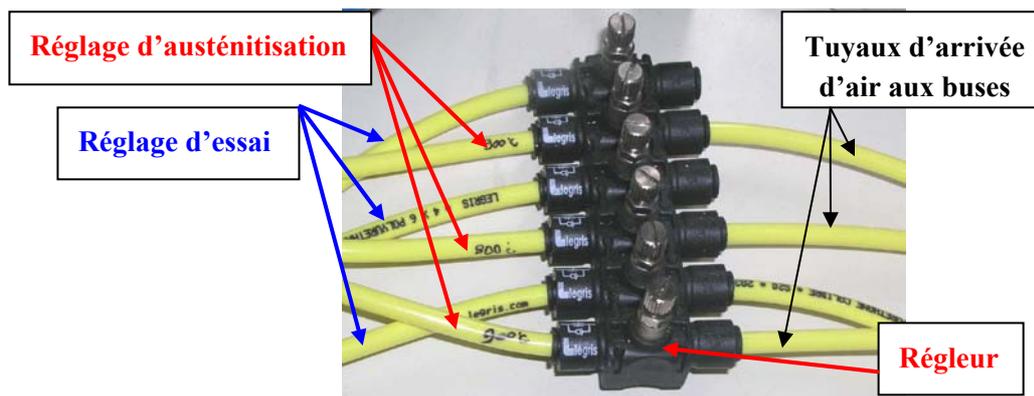


Figure 4.36 : régleur de débit

II. Optimisation de la géométrie de l'éprouvette

La géométrie de l'éprouvette a été conçue afin de répondre aux besoins de diminution du gradient thermique, tout en permettant un bon passage du courant et en respectant la localisation de la torsion au niveau de la longueur utile. N'oublions pas également le fait qu'une éprouvette doit avoir une géométrie réalisable dans un atelier mécanique.

Les calculs réalisés pour arriver à la géométrie optimale sont décrits dans [22]. La géométrie de l'éprouvette finale est présentée dans la figure 4.37. Il s'agit d'une éprouvette tubulaire avec une longueur utile de 16mm et un diamètre de 3mm.

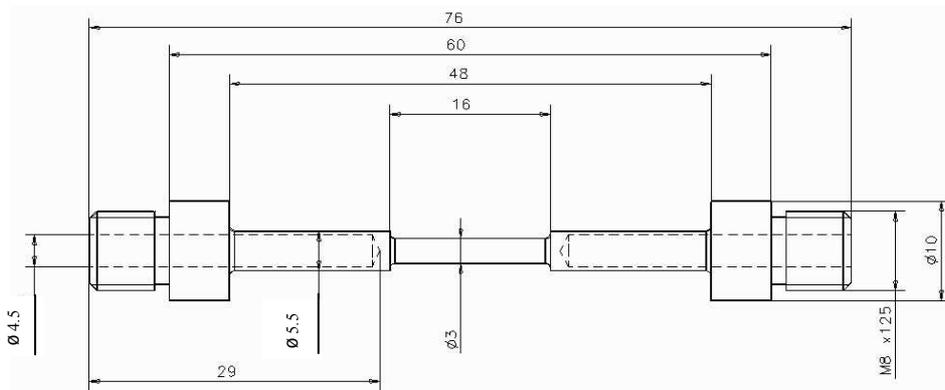


Figure 4.37 : géométrie optimisée d'une éprouvette TOTEM en Usibor 1500

Après toutes les améliorations, le gradient mesuré au long l'éprouvette en statique est inférieur à 10°C, ce qui est correct pour la réalisation des essais de torsion.

4.6.3 Analyse mécanique des essais

En raison de l'hétérogénéité radiale, la contrainte, la déformation et la vitesse de déformation sont évaluées à la surface de l'échantillon. Au cours de l'essai, on enregistre le couple de torsion Γ , le nombre de tours N , et la vitesse de rotation \dot{N} .

Les hypothèses du dépouillement sont les suivantes :

- le matériau est homogène et isotrope
- l'ensemble de la partie utile de l'éprouvette est plastifié
- la déformation est uniforme le long de l'éprouvette (pas de localisation de l'écoulement)
- les section transversales restent droites (la composante z du champ de déplacement est donc nulle)
- un diamètre de section droite reste rectiligne.

Les équations de base utilisées sont les suivantes :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2\pi\dot{N}}{\sqrt{3}} \frac{R}{L} \quad (4.5)$$

$$\varepsilon = \frac{2\pi N}{\sqrt{3}} \frac{R}{L} \quad (4.6)$$

4.6.4 Description des essais

Les essais de torsion avec la machine TOTEM ont été réalisés pour les mêmes températures et vitesses de déformation que les essais de traction, c'est à dire, 700, 600 et 500°C et 0.1, 0.3 et 1 s⁻¹. Dans tous les cas, la déformation imposée est de 1.0.

Le tableau 4.5 présente le temps avant la transformation bainitique pour une vitesse de refroidissement de 80°C/s. Le temps de stabilisation ajouté au temps de l'essai doit être plus petit que les valeurs données dans tableau 4.5 pour chaque température, ceci bien sûr, afin d'éviter la transformation bainitique. L'essai le plus critique est donc à 500°C et pour une vitesse de déformation de 0.1 s⁻¹. L'essai dure 10s et le temps avant transformation est de 16s. Ceci laisse 6 secondes de temps pour l'homogénéisation en température avant la torsion. Les valeurs de vitesse de rotation et le nombre de tours effectués dans les essais sont déduits des équations (4.5) et (4.6).

<i>Température d'essai (°C)</i>	<i>Temps avant la transformation (s)</i>
700	39
600	24
500	16

Tableau 4.5 : temps avant transformation

Le dépouillement des essais est compliqué car plusieurs facteurs doivent être considérés. Le principal problème est le contrôle de la température. Au fur et à mesure que l'éprouvette est tordue, les thermocouples vont s'enrouler autour de l'éprouvette qui se trouve au minimum à 500°C : la gaine qui permet l'isolation fond et la mesure de température est faussée. Pour cette raison, nous connaissons rarement la température jusqu'à la fin des essais.

Pour les essais à basse température ou ceux à faible vitesse de déformation, le temps avant transformation est très court. La transformation bainitique peut être accélérée par la déformation comme il a été montré dans l'étude bibliographique. Pour ces raisons, un certain nombre d'essais critiques n'ont pas été considérés.

4.6.5 Identification de la loi rhéologique

L'identification des paramètres rhéologiques a été réalisée par une méthode d'analyse inverse basée sur Forge 2 et qui a été mise au point au CEMEF [25].

Dans cette analyse, nous n'avons tenu compte que des essais présentant une déformation homogène suivant la longueur de l'éprouvette. Ces essais réalisés avec TOTEM donnent comme résultat la valeur du couple expérimentale (Γ^{exp}) en fonction du nombre de tours.

L'approche par analyse inverse consiste en un couplage de la méthode directe, qui va permettre dans notre cas le calcul du couple ($\Gamma^{cal}(\bar{p})$), \bar{p} étant un jeu de paramètres initiaux, avec un module d'optimisation qui permet l'identification simultanée des paramètres finaux (K, n, m, β) de la loi de comportement de Norton-Hoff décrite en 4.4.

Le modèle inverse est défini comme la minimisation d'une fonction coût qui représente la différence entre les données expérimentales (Γ^{exp}) et les valeurs simulées correspondantes ($\Gamma^{cal}(\bar{p})$), au sens des moindres carrés. Le procédé d'optimisation est basé sur l'algorithme de Gauss-Newton complété

par un calcul optimisé de la matrice de sensibilité. La différentiation est réalisée en utilisant la méthode semi-analytique, qui nécessite seulement la résolution de problèmes linéaires. Cette méthode est stable et plus rapide que celle des différences finies. Plus d'information sur cette méthode peut être trouvée dans [25].

Construction du modèle :

- Conditions aux limites : pour simuler les conditions de torsion dans la machine, une extrémité de l'éprouvette est bloquée au moyen d'un contact collant avec un outil rigide (figure 4.38), et l'on impose à l'autre extrémité une vitesse de rotation autour de l'axe z. Le maillage utilisé est non structuré et composé de triangles à trois nœuds. Du fait des symétries, un seul quart de l'éprouvette est considéré pour le calcul.

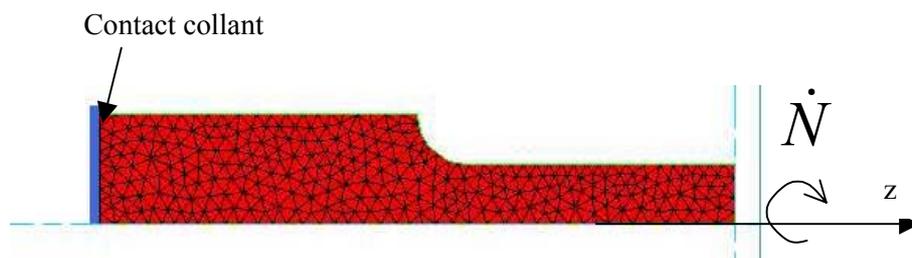


Figure 4.38 : conditions aux limites et maillage de l'éprouvette

- Les valeurs expérimentales du couple utilisées correspondent aux essais à 700°C et vitesses de déformation 0.1, 0.3 s⁻¹, et 600°C et une vitesse de déformation de 0.1 s⁻¹.
- Les paramètres K_0 , n_0 , m_0 , β_0 , utilisés pour le départ de l'analyse inverse sont ceux obtenus à partir des essais de traction à chaud avec la machine Gleeble décrites en 4.5.

Les résultats de l'identification sont présentés dans la figure 4.39. Il y a un bon accord entre le couple mesuré et simulé. La différence finale est de 6%. La figure 4.40 illustre la distribution de déformation finale dans l'éprouvette : la valeur maximale de 1.1 est atteinte en surface comme prévu.



Figure 4.39 : comparaison entre les couples mesurés et simulés

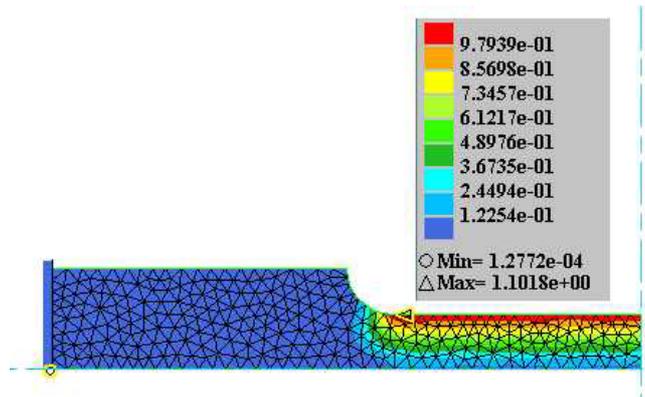


Figure 4.40 : distribution de la déformation finale

Les paramètres rhéologiques estimés in fine au moyen de cette méthode sont les suivants :

$$\begin{aligned}K &= X \text{ MPa.s}^{-m} \\n &= X \\m &= X \\\beta &= X \text{ K}\end{aligned}$$

4.7 Bilan sur la rhéologie de l'Usibor 1500 en austénitique instable

Le principal inconvénient des essais de traction est, qu'à cause de l'instabilité de l'écoulement due à la striction, il n'est pas possible d'obtenir des résultats fiables dans le domaine où la contrainte s'est stabilisée pour une vitesse de déformation donnée. Ceci veut dire que nous ne pouvons pas extrapoler les paramètres obtenus en traction à des déformations au-delà de la contrainte maximale, et avant que la restauration dynamique n'ait vraiment lieu [26].

En ce qui concerne les essais de torsion, un de ses inconvénients est la difficulté d'obtenir l'écroutissage tout au début de l'essai à exception de l'utilisation d'éprouvettes tubulaires, mais ce n'est pas notre cas.

Pour cette raison, un nouveau jeu de paramètres a été identifié en considérant le début des courbes des essais de traction et la fin des essais de torsion. La figure 4.41 présente le résultat de cette identification.

On obtient alors le jeu de paramètres rhéologiques final suivant pour toute la gamme de sollicitations testée :

$$\begin{aligned}K &= X \text{ MPa.s}^{-m} \\n &= X \\m &= X \\\beta &= X \text{ K}\end{aligned}$$

X

Figure 4.41 : identification des paramètres finaux, (T - °C et $\dot{\epsilon}$ - s⁻¹)

La gamme des températures et vitesses de déformation dans laquelle la loi est parfaitement validée est la suivante :

T [600 – 700°C] et $\dot{\epsilon}$ [0.1 - 0.3s⁻¹].

4.8 Essais d'emboutissage hémisphérique à chaud

4.8.1 Introduction

Des essais d'emboutissage à chaud hémisphérique peuvent présenter plusieurs avantages. Ils permettent tout d'abord de reproduire le procédé comme dans des applications industrielles, c'est à dire, la mise en forme en conditions anisothermes. De plus, comme la géométrie des éprouvettes ainsi que celle des outils est plus simple que dans un cas industriel, l'essai peut être plus facilement mis en œuvre. Le fait de travailler sur une presse de laboratoire présente aussi un avantage en ce qui concerne le contrôle de la vitesse, et la mesure des paramètres tels que la température pendant l'essai et l'effort du poinçon. Finalement, cet essai présente aussi des avantages quand il s'agit de comparaison avec la simulation numérique, car il ne nécessite qu'un calcul axisymétrique et donc bidimensionnel.

L'objectif de ces essais est de valider les paramètres rhéologiques obtenus à partir des essais de traction et torsion à chaud antérieurement décrits, et d'avoir une estimation plus précise des paramètres thermiques, c'est à dire le coefficient de transfert thermique entre les outils et la tôle estimé dans le chapitre précédent, et les coefficients de conduction, convection et rayonnement de la tôle avec l'air. Notons que, dans le logiciel Forge 2 toutes les interactions avec l'air ambiant sont regroupées dans un seul coefficient d'échange avec l'air.

4.8.2 Le dispositif expérimental

Le dispositif est montré à la figure 4.42. Il s'agit d'une matrice et d'un serre - flan qui vient serrer la tôle au moyen de deux vérins pneumatiques. Ce système de vérins permet de bloquer rapidement la tôle et de réaliser l'essai en respectant les exigences en termes de vitesses de refroidissement et temps avant transformation (cf. paragraphe 4.2, conditions de mise en forme). L'ensemble est monté sur une machine hydraulique d'essais Dartec, d'une capacité de 30 tonnes et de vitesse maximale de 300mm/s. La tôle est préalablement chauffée jusqu'à son austénitisation, puis transférée sur le dispositif. Pendant l'emboutissage, la température de l'éprouvette est mesurée au centre à l'aide d'un pyromètre. Etant donné que configuration du système ne permet pas la mesure directe de la température, cette température est mesurée à travers un prisme par réflexion (figure 4.43). Le pyromètre a été étalonné pour tenir compte de l'effet du prisme.

Les conditions de la campagne d'essais sont résumées dans le tableau 4.6. Les vitesses ont été choisies dans le but de balayer celles de la presse industrielle.

Le déplacement du poinçon est à chaque fois de 29 mm, ce qui correspond à l'apparition de la striction.

Vitesses (mm/s)	Temps essai (s)	Température initiale (°C)
12	2.42	725
20	1.45	720
30	0.97	713
40	0.72	713
50	0.58	711

Tableau 4.6 : conditions d'essai

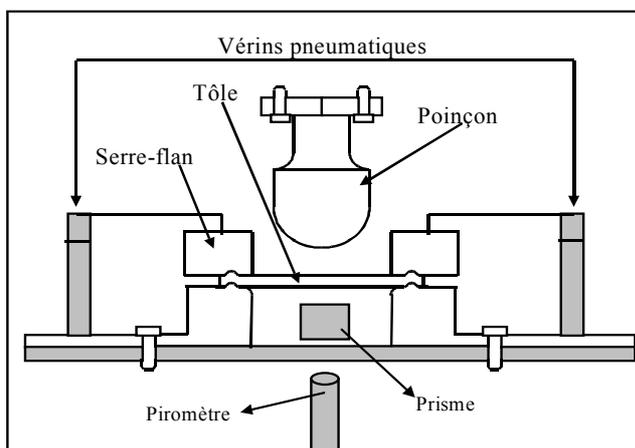


Figure 4.42: schéma du dispositif expérimental

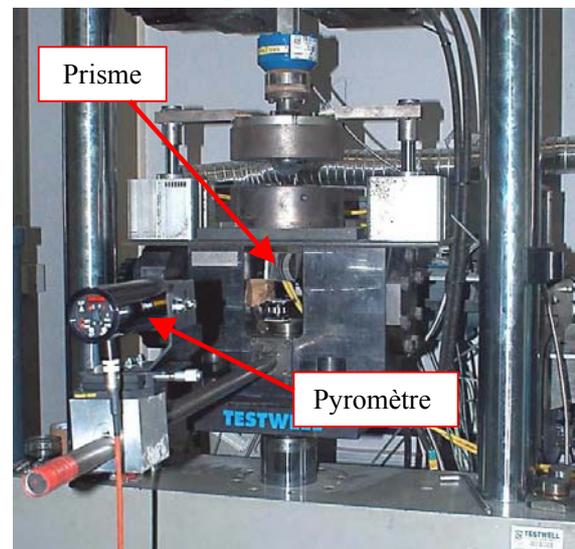


Figure 4.43 : photo du dispositif

4.8.3 Validation des paramètres rhéologiques et thermiques

La validation des paramètres est faite en comparant les résultats des simulations réalisées avec Forge 2 aux essais antérieurement décrits. Pour ce faire, les simulations doivent être réalisées pour des conditions aux limites les plus semblables possibles à la réalité.

4.8.3.1 Phase d'attente avant l'essai

Entre la sortie du four et le début de la mise en forme, la tôle se refroidit d'environ 200°C. Ce refroidissement n'est pas homogène pour toute la tôle. En effet, elle est en contact avec la matrice et le serre-flan pendant la phase de positionnement et d'approche de la presse, et se refroidit donc aux bords par conduction avec ces outils. Par contre, la partie du milieu se refroidit pendant cette phase par convection, conduction et rayonnement avec l'air. Pour simuler ces conditions initiales, un calcul thermique dans lequel la tôle est en contact avec la matrice et le serre-flan sans déformation a été réalisé préalablement à celui de l'emboutissage hémisphérique. La distribution de températures issue de ce calcul est utilisée comme conditions initiales du calcul hémisphérique. Notons que cette distribution a été validée par des mesures effectuées avec le pyromètre au centre de la tôle lors de cette phase. Le coefficient de transfert thermique avec les outils est estimé à 500 W/m².K, et le coefficient d'échange avec l'air 40 W/m².K. La comparaison entre l'évolution de température au centre de la tôle mesurée par le pyromètre et celle calculée est montrée à la figure 4.44.

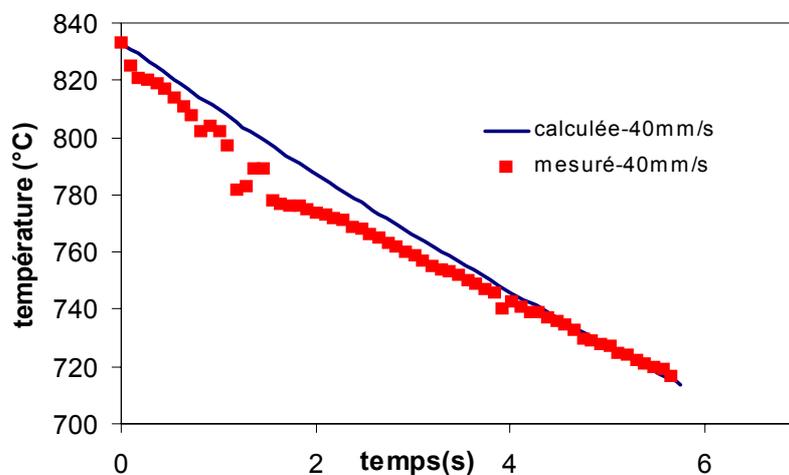


Figure 4.44 : Evolution de la température au centre de la tôle pendant la phase d'attente

4.8.3.2 Phase de mise en forme

Dans un deuxième calcul, on simule la phase d'emboutissage à chaud. La loi de comportement utilisée est celle de Norton-Hoff avec les paramètres estimés à partir des essais de traction et torsion. La géométrie utilisée est montrée à la figure 4.45. Les conditions de calcul sont les suivantes:

1. Conditions initiales: On prend comme conditions initiales la distribution de températures issue du calcul thermique réalisé pour la phase d'attente.

2. Conditions aux limites : le jonc de retenue est simulé au moyen d'un outil rigide avec un contact collant bilatéral (figure 4.45). Les vitesses du poinçon utilisées pour chaque simulation sont celles des essais (12, 20, 30, 40, 50 mm/s).

En ce qui concerne la valeur du coefficient de transfert thermique utilisée, elle a été estimée en tenant compte des ordres de grandeur trouvés au moyen des essais avec la machine thermique décrits au chapitre 3 et des estimations par essai-erreur au moyen des calculs. Les valeurs utilisées sont: entre matrice / tôle et serre-flan / tôle, $X \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ telle que estimé dans le calcul pendant la phase d'attente. Pour le coefficient de transfert thermique entre le poinçon et la tôle, une valeur de $X \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ a été considérée.

Le calcul a été optimisé en terme de discrétisation des outils, en particulier le rayon matrice et poinçon, et en terme du nombre d'éléments pour le maillage de la tôle afin d'obtenir la précision nécessaire [27].

Le maillage choisi est un maillage non structuré de 5076 éléments, et avec 8 éléments dans l'épaisseur de la tôle.

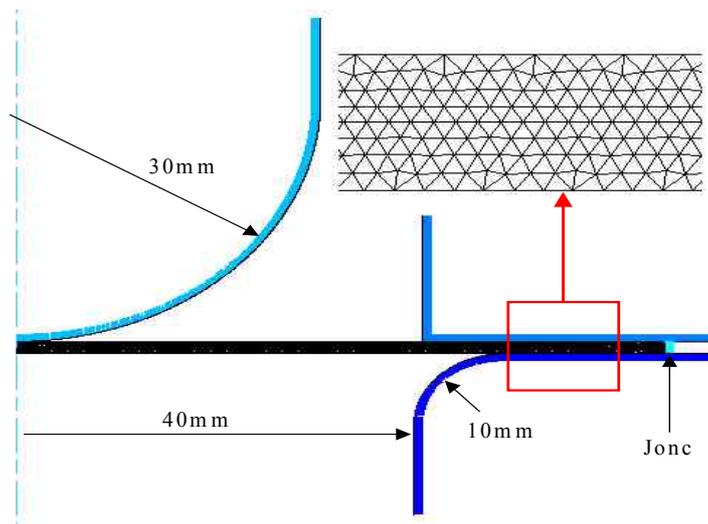


Figure 4.45 : géométrie utilisée pour la simulation des essais d'emboutissage à chaud hémisphérique

4.8.3.3 Résultats

La validation est faite en comparant l'effort du poinçon mesuré avec un capteur situé sur la presse, le profil d'épaisseurs mesurés avec le logiciel de mesure de déformations Aramis [28] et les évolutions des températures à la pointe du poinçon mesurées avec le pyromètre.

1. Comparaison des efforts

A la figure 4.46, on compare les efforts du poinçon mesurés et calculés. L'accord entre les mesures et la simulation est assez bon. Cependant, on remarque que dans les deux derniers cas (20 et 12 mm/s), la courbe simulée n'a pas la même allure que dans les autres. Ceci peut être expliqué par le fait que la température à la fin de l'essai, (417°C dans le cas de 20 mm/s et 403°C dans le cas de 12 mm/s), est trop proche de la température de transformation martensitique ($M_s = 400$), et donc les paramètres rhéologiques estimés ne sont certainement plus valables.

Les erreurs relatives commises par rapport aux mesures d'effort à la fin de l'essai, varient entre 2 et 10%.

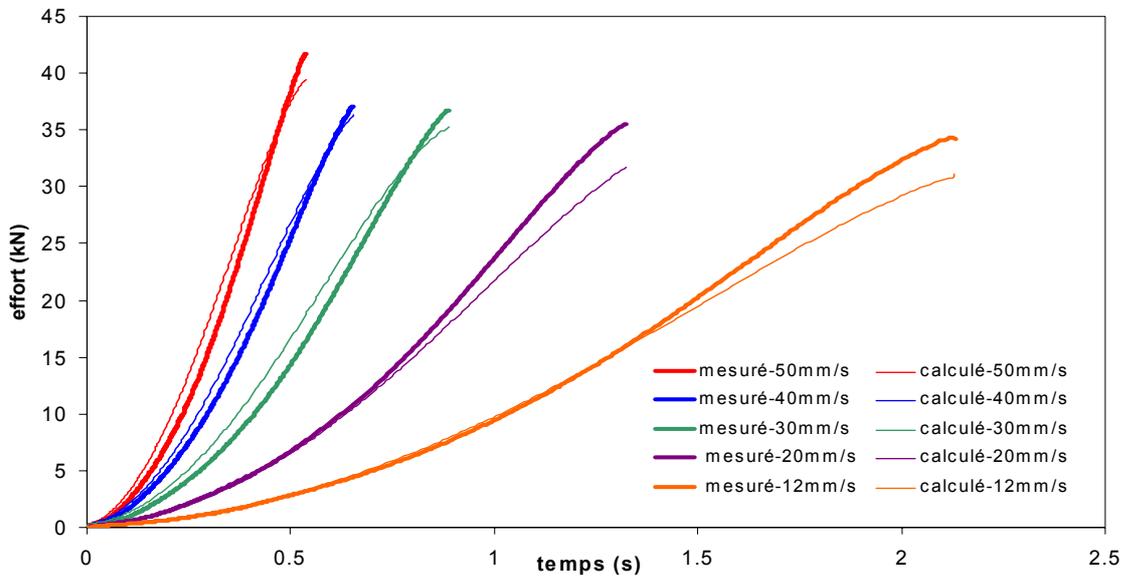


Figure 4.46 : comparaison entre l'effort du poinçon calculé et simulé

2. Profil d'épaisseur

Les tôles sont gravées avec un motif aléatoire au moyen d'un bain électrolytique. La comparaison de ce motif avant et après déformation avec Aramis permet l'obtention du profil d'épaisseur, ainsi que la carte de déformations qui est montrée à figure 4.47, pour une tôle mise en forme à une vitesse de descente du poinçon de 50mm/s.

La section tracée en noir sur la figure 4.47 a été considérée pour comparer les valeurs d'épaisseur mesurées et calculées avec Forge 2. Les comparaisons sont montrées à la figure 4.47.

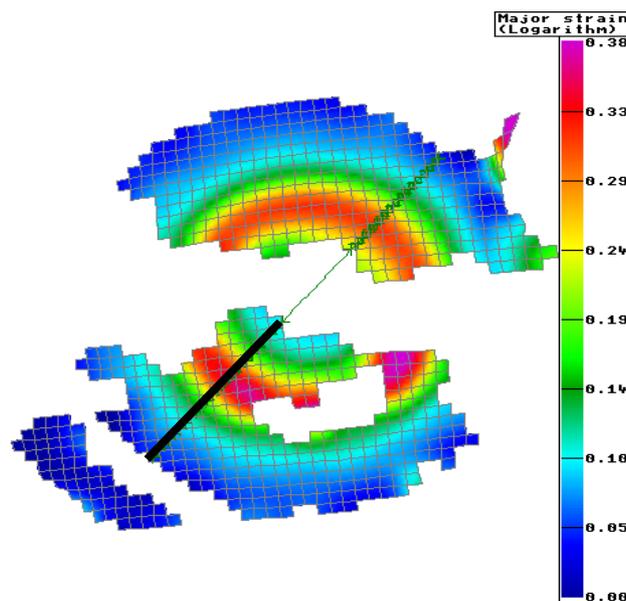


Figure 4.47 : Carte de déformations mesurée avec Aramis

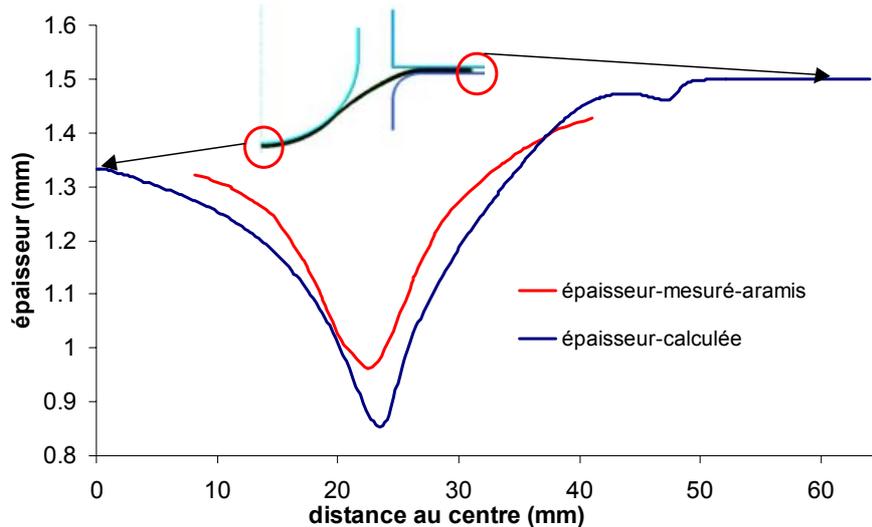


Figure 4.48 : Profils d'épaisseur calculé et mesuré

Comme on peut observer, l'accord entre l'expérience et le calcul est acceptable, la forme générale du profil d'épaisseurs est reproduite ; l'emplacement de l'amincissement maximal est déplacé de 1.1 mm et la différence d'épaisseurs à cet endroit est de 0.11 mm. Les valeurs exactes sont renseignées dans le tableau 4.7. Les différences trouvées pour les valeurs d'épaisseur minimale peuvent être dues à un calcul erroné dans Forge de la localisation de la déformation due au gradient thermique.

A la figure 4.49, le calcul a été arrêté deux millimètres avant la striction. On peut observer que l'amincissement maximal est mieux reproduit ; la différence à l'instant final peut donc venir d'une localisation trop grande de la déformation dans la simulation à cet endroit. L'emplacement de la striction ne peut cependant pas être strictement comparé car le déplacement du poinçon n'est pas identique.

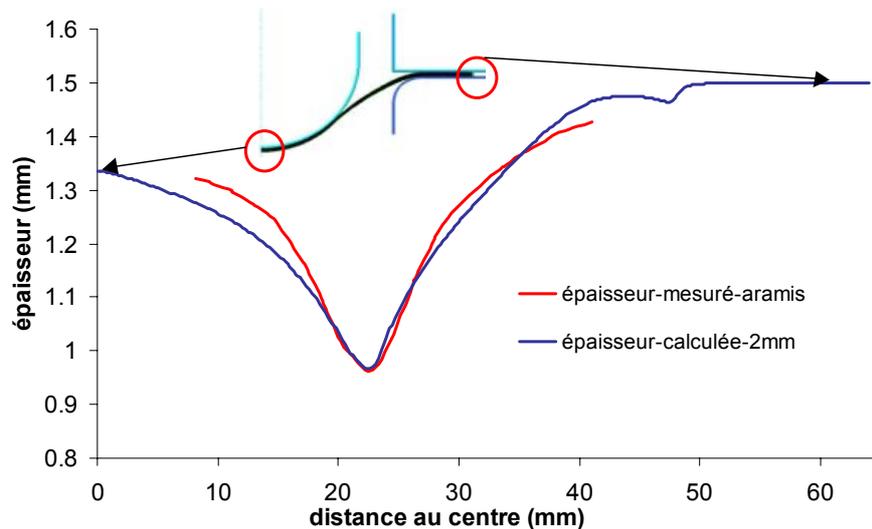


Figure 4.49 : profils d'épaisseur calculé et mesuré, calcul arrêté 2mm avant striction

	Position de l'amincissement maximal (mm du centre du poinçon)	Epaisseur minimale (mm)
Aramis	22.4	0.96
Calcul jusqu'à la striction	23.5	0.85
Calcul 2mm avant striction	non applicable	0.97

Tableau 4.7 : valeurs et positions du point d'épaisseur minimale

3. Evolution de la température

Sur la figure 4.50, on peut observer les évolutions des températures mesurées et calculées pour les essais réalisés à 12, 20, 40 et 50 mm/s. Les températures initiale et finale de la tôle sont bien estimées par la simulation pour les vitesses de 40 et 50 mm/s. La température finale pour les essais à 20 et 12 mm/s n'est pas mesurée par le pyromètre car sa plage de températures est limitée à 400°C.

La température simulée suit une évolution linéaire, alors que dans les essais la température diminue très peu au début avant un changement de pente et une diminution plus accélérée de celle-ci. Cette évolution peut être expliquée par la dépendance à la pression du coefficient de transfert thermique. Au début, la surface de contact et la pression ne sont pas très importantes et à partir d'une certaine valeur de pression, la température diminue plus vite à cause d'un transfert thermique amélioré par l'écrasement des aspérités de surface.

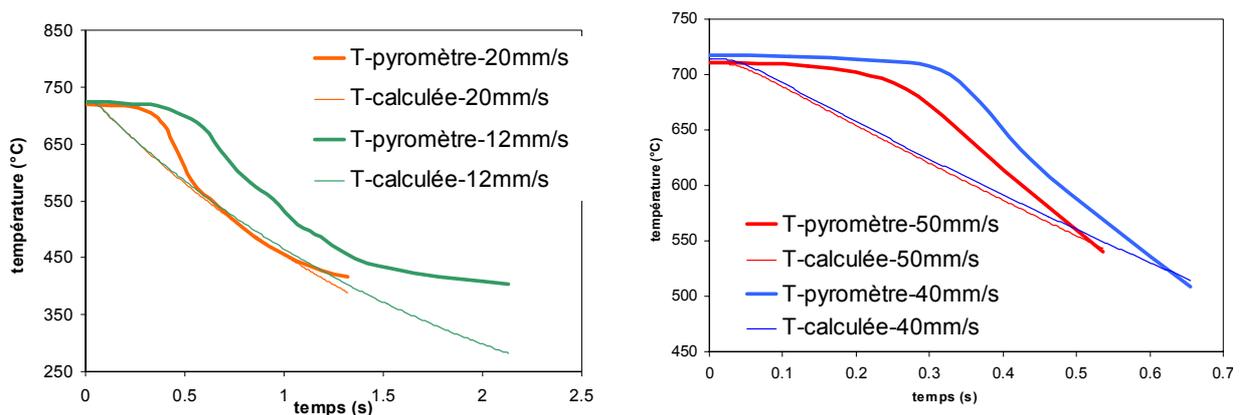


Figure 4.50 : Evolution de la température mesurée et calculée

4.9 Optimisation du calcul: variation du coefficient de transfert thermique avec la pression

4.9.1 Introduction

Dans le chapitre 3 nous avons déterminé l'intervalle de valeurs dans lequel pourrait se trouver le coefficient de transfert thermique entre la fonte et l'Usibor 1500 [$X \text{ W/m}^2.K$]. Nous avons aussi constaté sa dépendance à la pression appliquée à l'interface.

Les résultats des simulations réalisées avec Forge 2 ont été calés avec les valeurs d'effort d'emboutissage, d'évolution de température et des mesures de déformations obtenues avec les essais. Nous avons validé les paramètres rhéologiques et nous avons estimé une valeur de h entre les outils et

la tôle. Cependant, au vu des résultats de l'évolution de température (figure 4.50), nous nous apercevons que la prise en compte de l'influence de la pression sur le coefficient de transfert thermique nous permettrait de mieux simuler cette évolution de température. Pour cette raison, une loi qui tient compte de la variation du coefficient de transfert thermique avec la pression a été introduite dans Forge 2.

A partir des données du chapitre 3, nous avons cherché à identifier une loi qui évolue de forme logarithmique avec la pression.

4.9.2 Evolution du coefficient de transfert thermique avec la pression

Comme on peut l'observer sur la figure 4.51, le changement de pente dans la courbe d'évolution de température a lieu à 0.33 secondes dans le cas de l'essai à 40 mm/s. A ce moment, la pression moyenne exercée par le poinçon est de 20MPa. Ceci veut dire que, à partir de cette pression, le coefficient de transfert thermique augmente et donc la température évolue rapidement. Une valeur critique de pression de 20 MPa a été considérée pour toutes les vitesses. La loi implementée dans les calculs tient compte des résultats obtenus dans le chapitre 3, en ce qui concerne la forme logarithmique d'évolution (cf. figure 3.24) et des ordres de grandeur estimés dans les calculs avec h constant du paragraphe 3.4.3. Les valeurs finales sont obtenues par la minimisation de l'écart entre le profil d'épaisseur calculé et mesuré ainsi que l'évolution de températures. L'équation finale pour h en (W/m²K) est la suivante, avec σ_n en MPa. :

$$\begin{array}{ll} \text{Si } \sigma_n < 1 & h = X \\ \text{Si } 1 < \sigma_n < 20 & h = X \ln(\sigma_n) + X \\ \text{Si } \sigma_n > 20 & h = X \end{array} \quad (4.7)$$

X

Figure 4.51 : évolution du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression

La courbe $h=f(p)$ (figure 4.51) optimisée au moyen des calculs avec Forge 2 est intégrée dans le graphique des coefficients estimés en fonction du temps dans le chapitre 3 à l'aide des essais thermiques (cf. chapitre 3, figure 3.24).

Le procédé d'emboutissage dure 3 secondes environ, et pourtant la courbe calculée la plus proche est celle estimée au chapitre 3 après 15 secondes de mise en contact pour l'essai sur pion (figure 4.52). Ceci peut être expliqué par le fait que, pendant les essais de RTC sur pion, la pression nominale n'est

pas appliquée dès le début à cause des limitations de la machine. De plus, dans l'emboutissage, la déformation plastique et le frottement peuvent favoriser le transfert thermique.

X

Figure 4.52 : $h=f(p)$ obtenue analytiquement par essai RTC (chapitre 3) au moyen des essais d'emboutissage à chaud

4.9.3 Résultats

Pour valider les calculs réalisés avec cette nouvelle expression du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression, on compare les grandeurs mesurées et calculées comme dans le paragraphe 4.8.3.3.

1. Comparaison des efforts

Dans le graphique de la figure 4.53, on montre la comparaison entre les efforts mesurés et calculés. La figure 4.54 compare les efforts calculés sans tenir compte de la variation du coefficient de transfert thermique avec la pression, et les efforts calculés en tenant compte de cette variation. Comme on peut l'observer, la différence est très faible. Cette variation n'a donc pas d'influence sur la valeur de l'effort en fonction du temps, même si la rhéologie est fonction de la température.

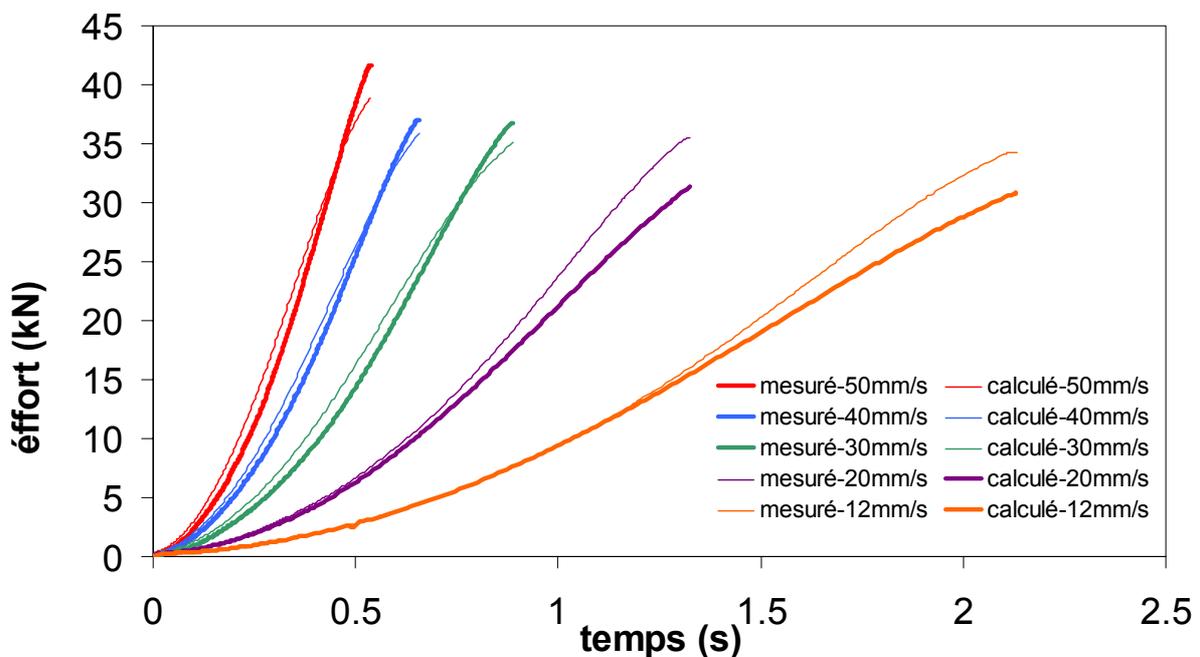


Figure 4.53 : comparaison entre l'effort mesuré et calculé en tenant compte de l'évolution du coefficient de transfert thermique avec la pression

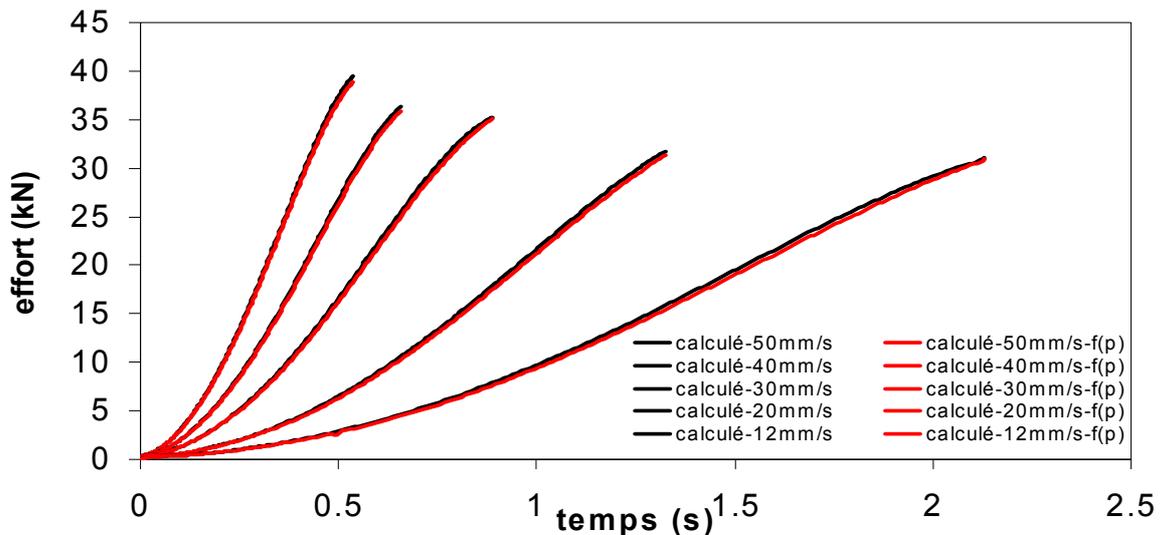


Figure 4.54 : Comparaison entre l'effort calculé en tenant compte ou non de la variation du coefficient de transfert thermique avec la pression

2. Profil d'épaisseur

La comparaison entre le profil d'épaisseur mesuré avec Aramis et celui calculé avec Forge 2, en tenant compte de la variation du coefficient de transfert thermique avec la pression est montrée dans la figure 4.56. La forme de la courbe est mieux reproduite que dans le cas du paragraphe 4.8.3.3, notamment du coté gauche de la striction. L'emplacement de la striction est aussi mieux calculé avec une différence de 0.2 mm. Les valeurs exactes sont données dans le tableau 4.8. Par contre, en ce qui concerne la valeur de l'amincissement, elle est toujours surestimée. La figure 4.56 montre ce même calcul mais 2mm avant la striction. On peut observer comme dans le cas précédent, que la valeur de l'amincissement est mieux calculée (tableau 4.8).

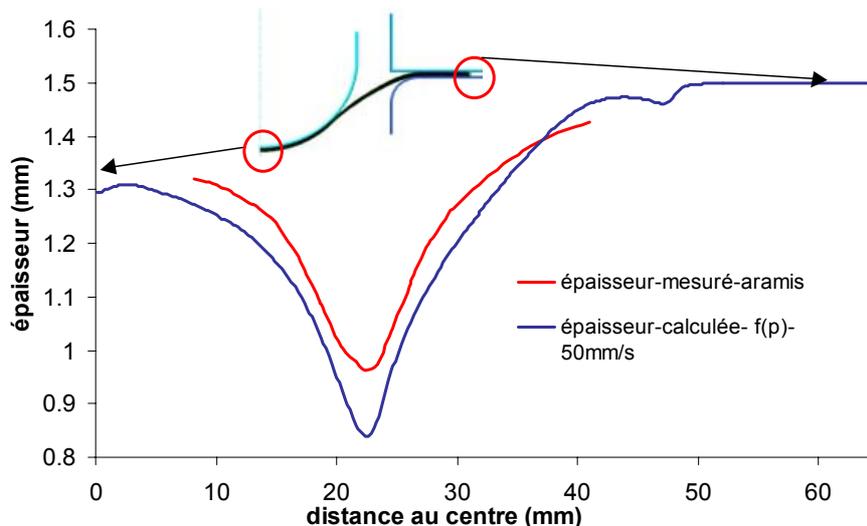


Figure 4.55 : profil d'épaisseur mesuré et calculé en tenant compte de l'évolution du coefficient de transfert thermique avec la pression

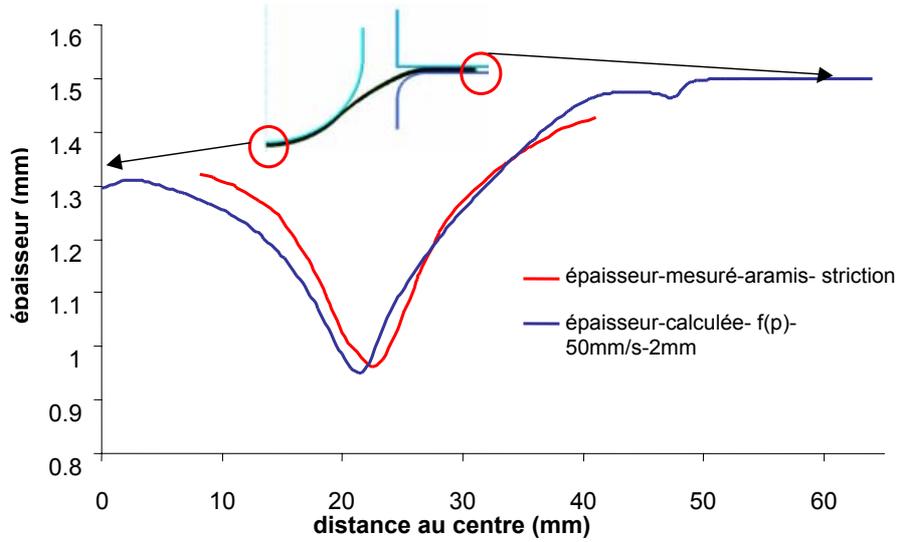


Figure 4.56 : profil d'épaisseur calculé et mesuré, calcul arrêté 2mm avant striction

	Position de l'amincissement maximal (mm du centre du poinçon)	Epaisseur minimale (mm)
Aramis	22.4	0.96
Calcul jusqu'à la striction	22.6	0.84
Calcul 2mm avant striction	--	0.97

Tableau 4.8 : valeurs et positions du point d'épaisseur minimale

3. Evolution de la température

La figure 4.57 montre l'évolution de température pour les essais à 12, 20, 40 et 50 mm/s mesurée et calculée en tenant compte de l'évolution du coefficient de transfert thermique avec la pression. Les allures des courbes sont bien reproduites. Au début des essais, la pression est inférieure à 20 MPa, et donc le coefficient d'échange thermique est pris à $500 \text{ W/m}^2.\text{K}$. Le changement de pente indique une pression supérieure à 20 MPa avec un coefficient de transfert thermique de $7000 \text{ W/m}^2.\text{K}$.

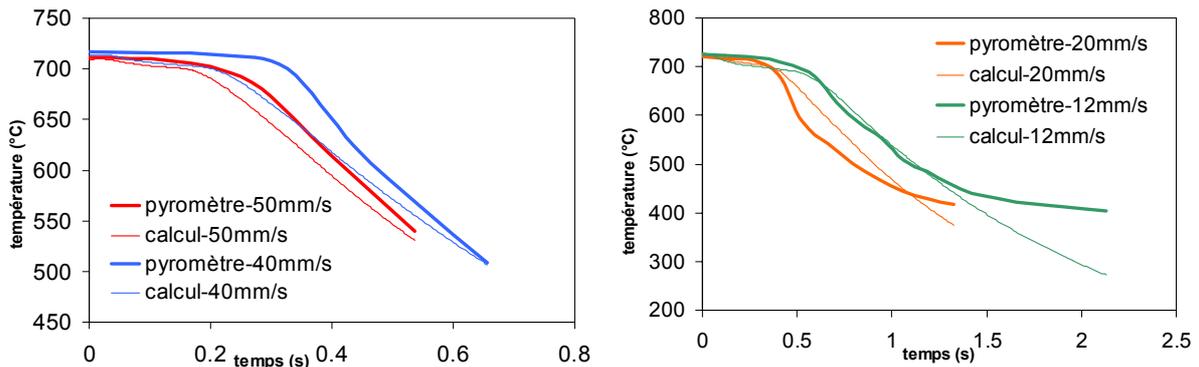


Figure 4.57 : évolution de la température tenant compte de l'évolution de h avec la pression

4.10 Conclusions

Le comportement de l'Usibor 1500 en phase austénitique non recristallisée a été étudié. L'objectif consiste plus précisément à estimer les paramètres de la loi de comportement pour simuler le procédé d'emboutissage à chaud. Ces paramètres doivent donc décrire le comportement du matériau dans les conditions du procédé ; pour les estimer, deux essais ont été mis au point, un de traction et un de torsion. Finalement, pour valider les paramètres estimés, des essais d'emboutissage à chaud hémisphérique ont été réalisés. La température à la pointe du poinçon, l'effort du poinçon et le profil d'épaisseur ont été mesurés. Ces grandeurs ont été comparées avec celles calculées.

Une loi de variation du coefficient de transfert thermique avec la pression a été introduite dans Forge 2. Une comparaison des calculs en tenant compte ou non de cette variation du coefficient a été réalisée. Les principales conclusions sont les suivantes pour nos essais d'emboutissage :

- L'effort n'est pas très influencé par la variation du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression.
- L'emplacement de la striction est mieux estimé en tenant compte de cette variation.
- L'évolution de la température est fortement influencée par la variation du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression. La température est mieux estimée si on en tient compte. Cette évolution de température est critique pour la transformation de phase.

4.11 Bibliographie

- [1] G. Murry, Transformations dans les aciers. Techniques de l'Ingénieur, Vol. MD, article M1115, 1998.
- [2] Solbor 1500, Derniers développements dans les aciers à Haute Résistance pour Traitements Thermiques. Rapport interne, CRPC, Sollac, Avril 1998.
- [3] P. Thibaux, Comportement mécanique des aciers mis en forma à chaud et à mi-chaud, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2001.
- [4] Yong-Soon Jang, Dae-Cheol Ko, Byung-Min Kim, Application of the finite element method to predict microstructure evolution in the hot forging of steel. Journal of Material Processing Technology, Vol.101, pp. 85-94, 2000.
- [5] A. Al Omar, J.M. Cabrera, J.M Prado, Comportement d'un acier microallié à teneur moyenne en carbone lors d'un processus de mise en forme à chaud, Revue de Métallurgie. Cahiers d'informations techniques, Vol. 95, n. 5, pp. 589-597, 1998.
- [6] A. Laasraoui, J.J. Jonas, Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. Metallurgical Transactions, Vol. 22A, pp.1545-1557, 1991.
- [7] A. Laasraoui, J.J. Jonas, Recrystallization of austenite after deformation at high temperatures and strain rates – analysis and modelling. Metallurgical Transactions, Vol. 22A, pp. 151-160, 1991.
- [8] J. Majta, A. Bator, Mechanical behaviour of hot and warm formed microalloyed steels. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 125-126, pp. 77-83, 2002.
- [9] M. Eriksson, Modelling and simulation in the development of high strength steel components for vehicle structures, Licentiate thesis, Luleå university of technology 2000.
- [10] M. Carsi, V. Lopez, F. Peñalba, O.A. Ruano, The strain rate as a factor influencing the hot forming simulation of medium carbon microalloyed steels. Materials Science and Engineering A, Vol. 216, pp. 155-160, (1996).
- [11] H. R. Hou, Q. Y. Liu, Q. A. Chen, H. Dong, Grain refinement of microalloyed steel through heavy hot deformation and controlled cooling, Vol. 13, n. 2, pp. 508-513, 2000.
- [12] L. Chabbi, W. Lehnert. Microstructural formation, deformation behaviour and deformability of heat treatment steel in the two-phase region. La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, pp. 589-598, 2000.
- [13] Z.D. Wang, J.B. Qu, X.H. Liu, G.D. Wang, Influence of hot deformation on continuous cooling bainitic transformation in a low carbon steel. Acta metallurgica sinica (English letters), Vol. 11, n. 2, pp. 121-127, 1998.

- [14] M. Eriksson, Modelling of forming and quenching of ultra high strength steel components for vehicle structures, Doctoral thesis, Luleå university of technology 2000.
- [15] M. C. Somani, L. P. Karjalainen, M. Eriksson, M. Oldenburg, Dimensional changes and microstructural evolution in a B-bearing in the simulated forming and quenching process. ISIJ International, Vol. 41, n. 4, pp. 361-367, 2000.
- [16] G. Bergman, Modelling and simulation of simultaneous forming and quenching, Doctoral Thesis, Luleå university of technology 1999.
- [17] M. Pietrzyk, C. Roucoules, P. D. Hodgson, Dislocation model for work hardening and recrystallization applied to the finite-element simulation of hot forming. Proceeding of the Numiform 95, eds, S.-F. Shen, P.R. Dawson, Ithaca, pp. 315-320, 1995.
- [18] L. Madej, R.Kuziak, M.Pietrzyk, Validation of the history dependent constitutive law under varying conditions of hot deformation. Proceeding of the 6th International Esaform conference on material forming, Salerno, 2003.
- [19] Cours de rhéologie des solides et des fluides, Ecole des Mines de Paris, CEMEF.
- [20] Séminaire de plasticité, éléments finis et mise en forme des métaux, Ecole des Mines de Paris, CEMEF.
- [21] <http://www.bleeble.com/Products/bleeble3800.htm>
- [22] N. Siniciali, mise au point d'une machine de mini-torsion, rapport de stage, CEMEF, Ecole des Mines de Paris, 2002.
- [23] L. Gurfinkiel, micro machine de torsion avec mesure de la résistivité, rapport de stage, Ecole des Mines de Paris, 1999.
- [24] Y. Muttin, manuel d'utilisation TOTEM, Ecole des Mines de Paris, CEMEF, 2002.
- [25] R. Forestier, Y. Chastel, E. Massoni, 3D Inverse analysis model using semi-analytical differentiation for mechanical parameter estimation. 4th International Conference on Inverse Problems in Engineering, Rio de Janeiro, 2002.
- [26] E. W. Hart, Theory of the tensile test. Acta Metallurgica, Vol.15, pp. 351-355, 1967.
- [27] O. De Almeida, Etude de la formabilité à tiède de tôles minces en alliage de magnésium. Rapport de stage, Ecole des Mines de Paris, CEMEF, 2003.
- [28] <http://www.gom.com>

Chapitre 5

Essais semi-industriels d'emboutissage à chaud d'un pied milieu

Sommaire

5.1 Introduction	83
5.2 Etude préalable à la campagne d'essais	84
5.2.1 Dispositif de mesure de température	84
5.2.2 Emplacement des thermocouples dans les outils.....	86
5.2.3 Plan d'essais.....	88
5.3 Description du dispositif expérimental	89
5.3.1 Le four.....	89
5.3.2 Les outils de formage.....	89
5.4 Essais d'emboutissage	91
5.4.1 Essais à froid	91
5.4.2 Essais préliminaires à chaud.....	91
5.4.2.1 Essais sur la partie plate	91
5.4.2.2 Essais de mise en forme en omega.....	91
5.4.3 Essais d'emboutissage à chaud du pied milieu	92
5.4.3.1 Optimisation de la forme des flans.....	92
5.4.3.2 Description des essais d'emboutissage	93
5.5 Analyse des résultats	93
5.5.1 Flans posés à plat sur serre- flan.....	93
5.5.2 Essais réalisés sur la partie omega.....	94
5.5.2.1 Mesure de l'évolution de la température.....	94
5.5.2.3 Mesures de dureté sur le profil omega	95
5.5.2.2 Mesures d'épaisseur et profil.....	96
5.5.3 Essais sur la pièce complète	97
5.5.3.1 Mesure de l'évolution de température	97
5.5.3.2 Mesures de dureté	99
5.5.3.3 Analyse métallurgique	101
5.5.3.1 Mesures des épaisseurs et de profil	101
5.5.3.4 Analyse des modes de déformation.....	102
5.6 Récapitulatif des résultats	104
5.7 Références bibliographiques	106

5.1 Introduction

Nous allons décrire à présent des campagnes d'essais industriels qui ont été réalisées pour étudier la sensibilité du procédé à certains paramètres opératoires, et pour fournir des cas de référence à comparer aux résultats des simulations numériques. Plus précisément, nous cherchons à documenter les éléments suivants :

- Faisabilité de la pièce industrielle choisie (pied milieu) par emboutissage à chaud
- Mesure de la force d'emboutissage, et de la course du poinçon ; cette information sera obtenue à partir des capteurs de force et déplacement de la presse d'emboutissage
- Mesure de l'évolution de température dans la tôle, qui sera obtenue à partir des mesures effectuées au moyen de thermocouples
- Mesure de la déformation, qui sera obtenue avec le système Asame comparant la tôle avant et après déformation.

La pièce-test choisie correspond à la partie basse du renfort de pied milieu d'une automobile (figure 5.1).

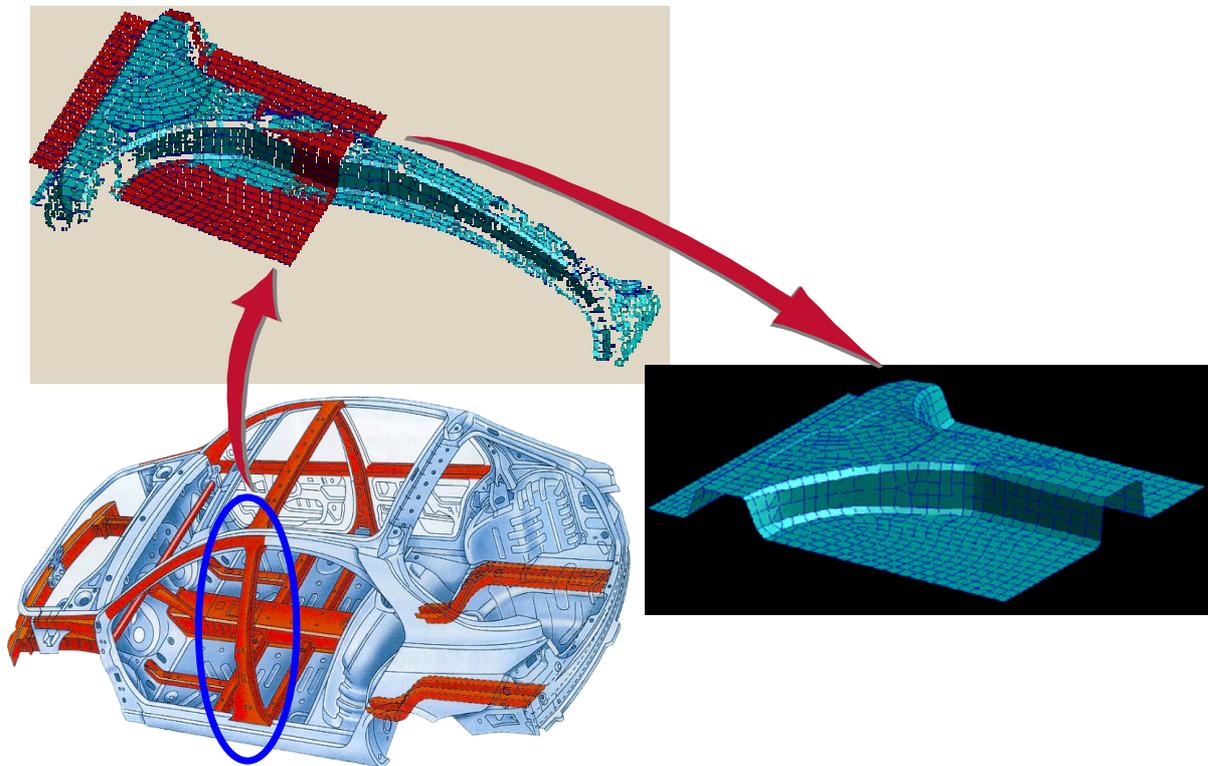


Figure 5.1: Pièce-test pour les essais semi-industriels d'emboutissage à chaud : simplification effectuée pour nos essais

Même si elle a été simplifiée (comme on peut voir à la figure 5.1), la pièce retenue pour les essais réunit un grand nombre de caractéristiques permettant de bien valider nos calculs :

- La partie en omega du pied (figure 5.2) permettra de valider et optimiser nos calculs sur une géométrie plus simple.
- La partie en forme de *T* ajoute quelques difficultés comme le contre embouti (figure 5.3), la partie en pente (figure 5.4) et deux parties courbes non symétriques qui sont montrées avec des flèches dans la figure 5.3.

Ces essais ont été réalisés au CRPC à Fos sur mer.

Dans ce chapitre, nous allons commencer par décrire la mise au point et le déroulement des essais, pour finir avec les résultats des mesures de température, profil, épaisseur, dureté, déformation, et effort réalisées conjointement par ARCELOR et le CEMEF.



Figure 5.2 : partie omega

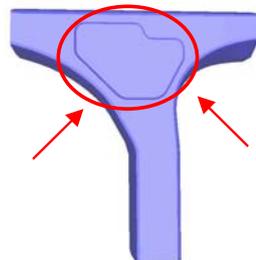


Figure 5.3 : contre embouti + parties courbes

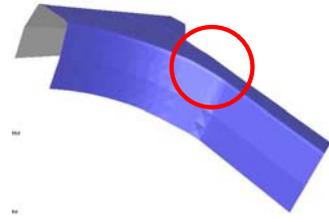


Figure 5.4 : partie en pente

5.2 Etude préalable à la campagne d'essais

Un des objectifs principaux de la campagne d'essais est de mesurer l'évolution de température dans la tôle pendant la mise en forme. Des dispositifs de mesure de température remplissant un certain nombre de caractéristiques particulières ont été développés pour être placés dans les outils (poinçon, matrice et serre-flan). Une étude préalable a été réalisée de façon à placer les dispositifs de mesure de température dans les endroits les plus judicieux.

Une fois les emplacements trouvés, les outils en fonte FGS 600 ont été coulés en prévoyant l'emplacement pour ces dispositifs.

5.2.1 Dispositif de mesure de température

Le dispositif de mesure a été développé par le bureau d'études du CEMEF. Ses caractéristiques principales sont les suivantes:

- Il peut être installé à partir de la surface de la matrice et du poinçon de façon à pouvoir être changé sans démonter l'outil.
- Le contact du dispositif avec la tôle se fait au fur et à mesure de la mise en forme. Un dispositif sur ressort est développé pour ne pas endommager la tôle ni le thermocouple de mesure.
- La fixation aux outils se fait par un système de jonc, sans filetage.

Un schéma du dispositif avec ses différentes parties est montré à la figure 5.5 :

1. Thermolock : Il permet la fixation du thermocouple à une certaine hauteur choisie
2. Ressort : Il permet le mouvement de la partie verte (figure 5.5) pendant la mise en forme quand la tôle arrive en contact.
3. Céramique : Elle sert à isoler le thermocouple du reste de la structure métallique.
4. et 5. Jonc et vis de fixation : Ils servent à fixer le dispositif à la matrice ; quand les vis de fixation (5) sont serrées, le jonc s'écarte et exerce une pression sur la matrice.

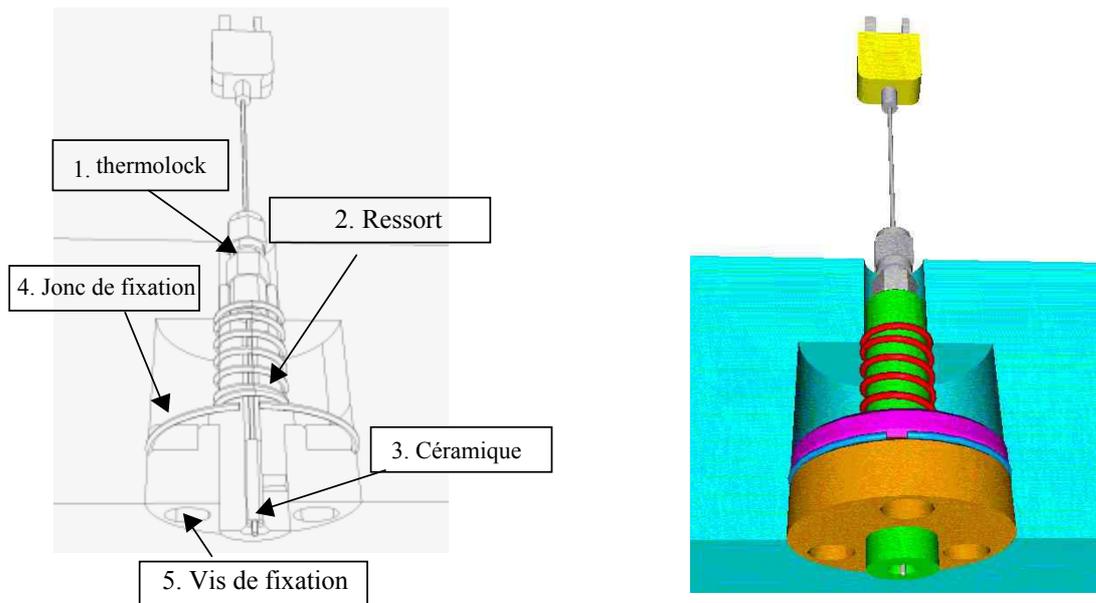


Figure 5.5 : schéma du dispositif de mesure

Le dispositif de mesure a été testé au moyen d'un essai pendant lequel les mesures de l'évolution de température avec le dispositif et un thermocouple soudé ont été comparées. La tôle de (100 x 100mm) est chauffée à 900°C dans le four ; l'évolution de sa température à la sortie est mesurée d'un côté par un thermocouple soudé à la surface (figure 5.6) et de l'autre côté par le dispositif de température situé dans un bloc en fonte. Le thermocouple a été tordu de façon à présenter une aire de contact plus grande et donc une meilleure précision de mesure (figure 5.7).



Figure 5.6 : dispositif de mesure

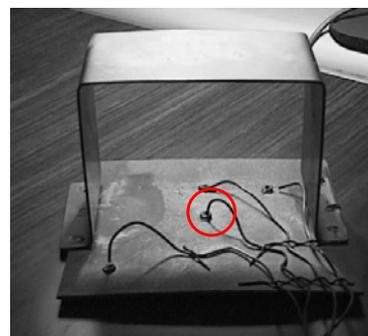


Figure 5.7 : tôle équipée du thermocouple

Les résultats de l'essai sont montrés à la figure 5.8. On observe une très bonne correspondance entre les températures mesurées par le dispositif et par le thermocouple soudé. Mais on observe que le dispositif comporte un temps de réponse, désigné par Δt dans la figure 5.8, qui est de l'ordre de 7 secondes. Ce temps de réponse est long par rapport au procédé (environ 3s). Pour diminuer ce temps de réponse, le thermocouple du dispositif (qui a une diamètre de 1mm) est remplacé par un autre de 0.5mm de diamètre, et une feuille de cuivre est placée au bout du thermocouple pour améliorer le contact thermique.

Grâce à ces deux modifications, le temps de réponse est réduit à 2s.

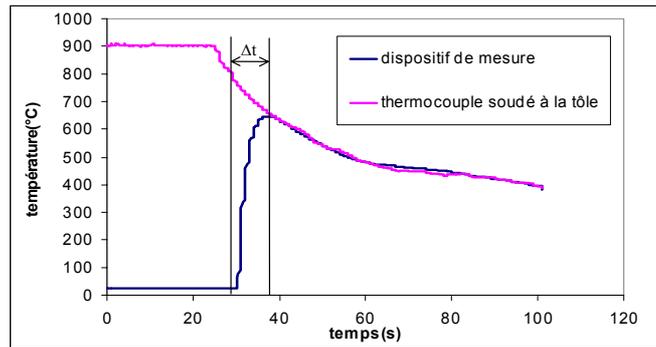


Figure 5.8 : Test du dispositif de mesure

5.2.2 Emplacement des thermocouples dans les outils

Nous avons mis en place trois types d'essais de façon à avoir un grand nombre d'informations sur chacune des parties du pied milieu (figure 5.9) :

- 1) Trempe sans déformation dans la partie plane de la pièce.
- 2) Déformation en « omega ».
- 3) Emboutissage de la pièce complète.

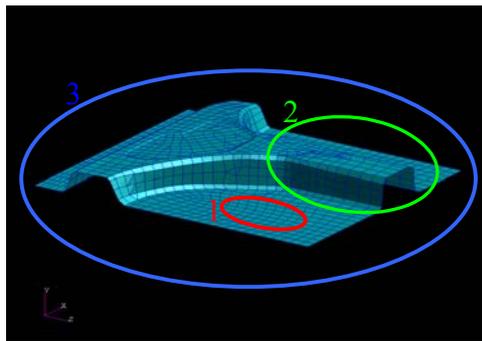


Figure 5.9 : Essais réalisés sur les différentes parties du pied milieu

L'emplacement des dispositifs de mesure dans l'outil a été justifié par des calculs éléments finis qui ont permis de mettre en évidence les points de contact tôle- outil dans les quatre sections de la figure 5.10. Le logiciel Forge 2 a été utilisé pour réaliser ces calculs.

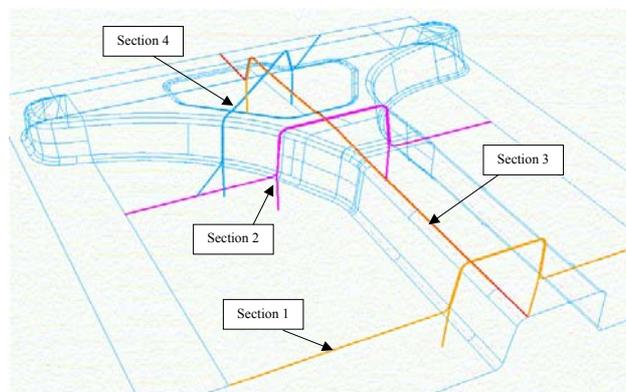


Figure 5.10 : sections étudiées pour l'estimation des points de contact

La figure 5.11 illustre le cas d'une section où les points et temps de contact de la tôle avec les outils ont été analysés. De la même façon, les points de contact ont été étudiés pour les trois autres sections en fonction du temps. Les points où le contact se fait tôt sont retenus pour placer des dispositifs de mesure. Ces calculs sont cependant approximatifs car ils ne tiennent pas compte du fait que la troisième dimension peut modifier l'écoulement de matière. Pour cette raison, d'autres dispositifs ont également été placés à des endroits considérés comme intéressants.

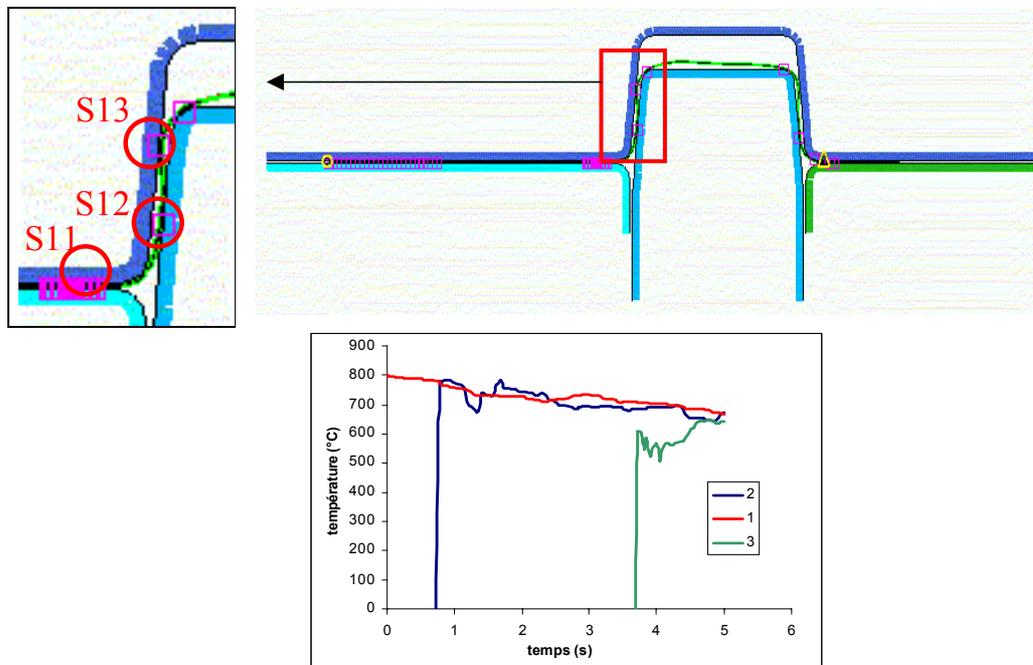


Figure 5.11 : Points de contact correspondant à la section 1

Les emplacements retenus pour les dispositifs de mesure de température sont présentés aux figures 5.12, 5.13, 5.14.

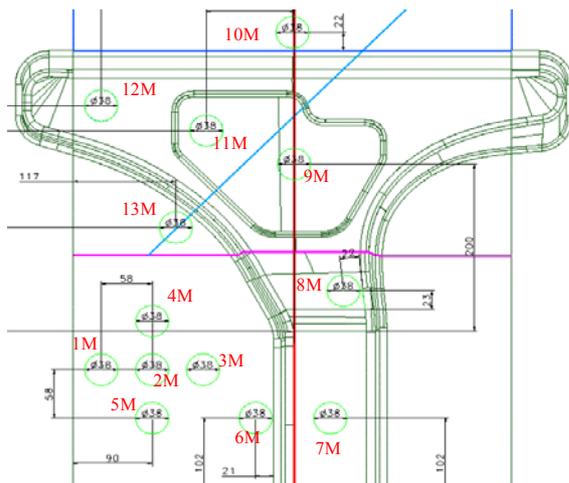


Figure 5.12 : position des thermocouples dans la matrice

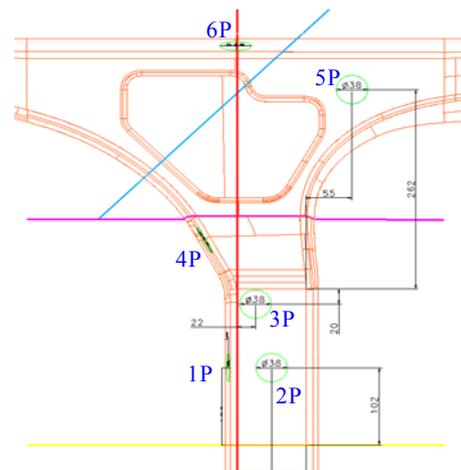


Figure 5.13 : position des thermocouples dans le poinçon

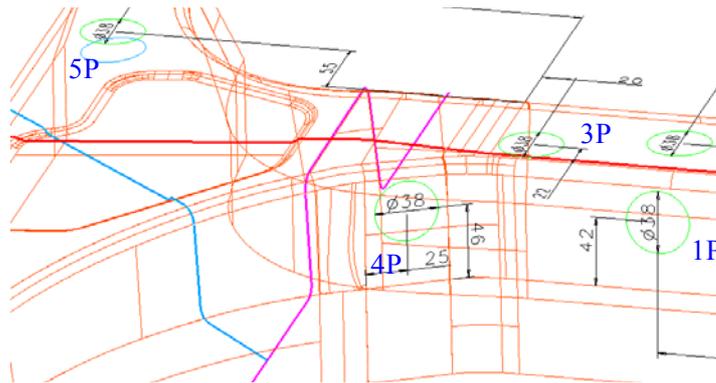


Figure 5.14: profil du poinçon

5.2.3 Plan d'essais

Pour établir le plan d'essais, plusieurs paramètres ont été pris en compte :

- La vitesse de descente du poinçon, qui donnera le temps de la mise en forme par le procédé, doit être assez rapide pour que la déformation soit réalisée en phase austénitique et suffisamment lente pour que le temps du procédé soit compatible avec le temps de réponse des thermocouples. Ce paramètre est aussi limité par les performances de la presse.
- La température initiale de la tôle est fonction du temps de transfert du four à la presse. Cette température doit être telle que la mise en forme puisse être réalisée en phase austénitique.

Pour avoir une idée au préalable des températures et vitesses de presse à étudier, nous avons réalisé des calculs avec Forge 2 pour les sections décrites précédemment.

Les résultats et prédictions de ces calculs sont montrés dans le tableau 5.1.

Température du flan lors de la mise sur outil [°C]	Vitesse presse [mm/s]	Temps d'emboutissage [s]	Conséquences sur l'embouti ou sur le process
800	10	7	transformation martensitique avant la fin du cycle
800	20	3.5	conditions d'emboutissage satisfaisantes
800	30	2.3	conditions d'emboutissage satisfaisantes
800	40	1.7	hors temps de réaction des thermocouples
700	20	3.5	conditions d'emboutissage satisfaisantes
700	30	2.3	conditions d'emboutissage satisfaisantes
700	40	1.7	hors temps de réaction des thermocouples
600	20	3.5	conditions d'emboutissage satisfaisantes
600	30	2.3	conditions d'emboutissage satisfaisantes
600	40	1.7	hors temps de réaction des thermocouples

Tableau 5.1 : conditions d'essai

Les températures initiales à étudier sont limitées à l'intervalle [700-800°C] qui correspond aux temps de transfert entre 6 et 12s. La vitesse de la presse doit être comprise entre [20-40mm/s].

Comme décrit au paragraphe 5.2.2., trois types d'essais ont été réalisés avec différentes dimensions de tôles. Les tôles correspondant au premier et deuxième type sont montrées aux figures 5.15 et 5.16. En ce qui concerne le troisième type (pièce complète), les dimensions sont fixées à 500 x 600mm.



Figure 5.15 : essai type 1

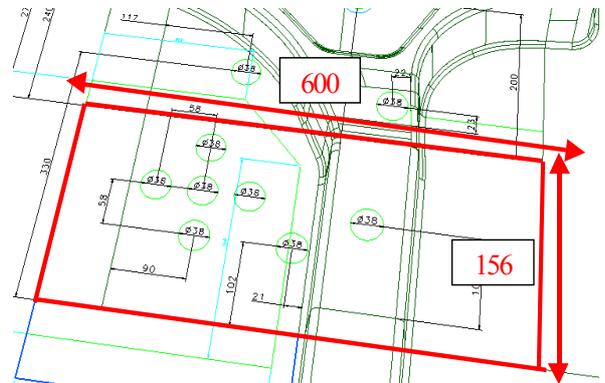


Figure 5.16 : essai type 2

5.3 Description du dispositif expérimental

5.3.1 Le four

Le four utilisé (Hobersal HCV 130/S) peut atteindre une température maximale de 1250°C (figure 5.17). Ses dimensions internes (600 x 300 x 700mm) permettent l'utilisation de flans complets pour l'emboutissage à chaud. Les flans sont placés sur une grille en incoel dans le four [1].



Figure 5.17 : four utilisé pour l'auténitisation des flans

5.3.2 Les outils de formage

La presse de 800 tonnes du CRPC a été utilisée pour la campagne d'essais (figure 5.18). Pour nos campagnes, cette presse à double effet avec quatre vérins indépendants a été mise en configuration de coulisseaux unis.

La matrice est fixée sur les deux coulisseaux supérieurs assemblés (figure 5.19). Trois témoins de frappe permettant de vérifier la qualité du contact entre outil et tôle à la fin d'emboutissage sont situés sur la matrice.

Le poinçon est fixé sur la table de presse à l'intérieur d'un serre-flan mobile en montée et descente.

Le serre-flan fonctionne en contre-pression sous l'action des chandelles déplacées par le coussin de la presse (figure 5.19). La contre-pression appliquée a été réglée de façon à ce que le mouvement de la matrice ne soit pas freiné. Le centrage des constituants de l'outil est assuré par des butées fixées sur le serre-flan. L'entrefer entre serre-flan et matrice est réglé par des cales limites dont l'épaisseur a été définie à partir de campagnes de mise au point (cf. 5.4.2.).

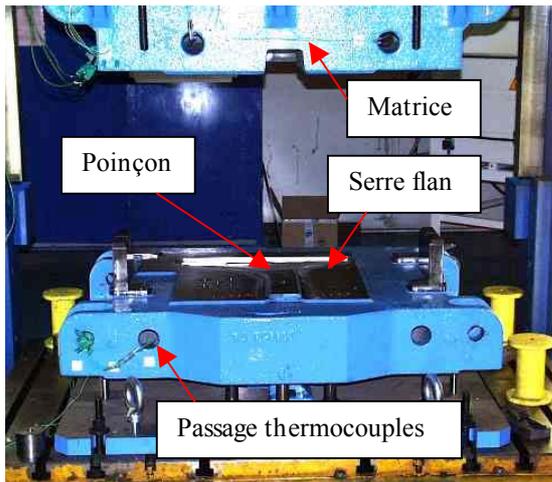


Figure 5.18 : photo du montage

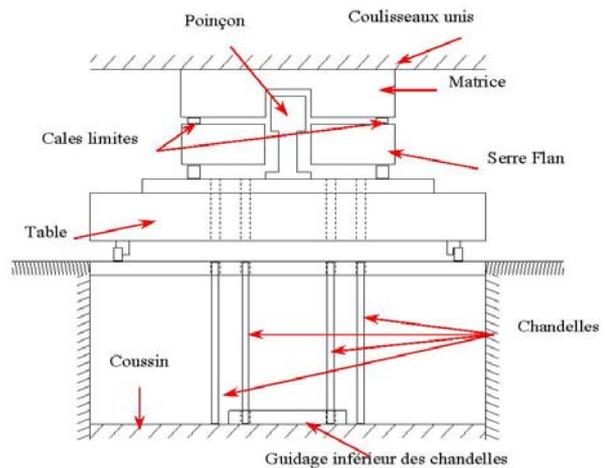


Figure 5.19 : Schéma de la presse

Les outils sont instrumentés avec les dispositifs de mesure de température décrits en 5.2.1 (figure 5.20). La liaison entre les thermocouples et la centrale d'acquisition se fait à l'aide de câbles qui cheminent à l'intérieur de logements réalisés dans les outils. Sur la figure 5.18, on peut observer un des passages pour les thermocouples.

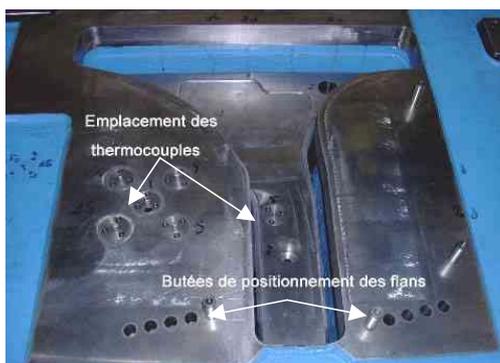


Figure 5.20 : Instrumentation des outils

5.4 Essais d'emboutissage

5.4.1 Essais à froid

Ces essais préalables à la campagne à chaud ont été réalisés pour tester les outils, chronométrer les phases de l'opération et tester le dispositif de sécurité. Ils permettent également d'effectuer un comparatif entre les échantillons emboutis à froid et à chaud [1].

Les essais réalisés à froid sur des emboutis complets ont montré que des ruptures se produisent dans les rayons du *T* du pied milieu. Des plis apparaissent dans la zone de raccordement entre les 2 niveaux du profil (figure 5.21).

Nous réalisons par contre avec succès les emboutissages séparés de la partie omega et de la barre du *T* avec des tôles de plus faibles dimensions (figure 5.22).

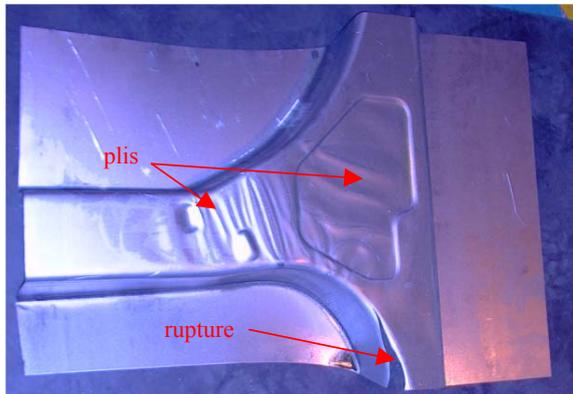


Figure 5.21 : plis dans les pièces emboutis à froid



Figure 5.22 : partie en T emboutie sans plis

5.4.2 Essais préliminaires à chaud

5.4.2.1 Essais sur la partie plate

Les objectifs de ce premier type d'essais consistaient à tester nos dispositifs de mesures, et à observer comment évolue la température de la tôle pressée entre les outils en absence de déformation. Six essais ont été réalisés avec et sans cales limites.

5.4.2.2 Essais de mise en forme en omega

Il s'agit du deuxième type d'essais décrit en 5.2.2. Douze essais de ce type ont été réalisés pour tester la réponse de nos dispositifs de mesure de température pendant la déformation. Des informations sur l'évolution de température, les mesures de dureté et de profil permettront de valider les calculs sur un cas en déformation plane.

5.4.3 Essais d'emboutissage à chaud du pied milieu

5.4.3.1 Optimisation de la forme des flans

Dans les premiers essais réalisés, on constate des ruptures complètes dès le début des essais. Ces ruptures ont été évitées au moyen d'un entrefer obtenu en jouant sur l'épaisseur des cales limites (figure 5.19).

Lors de la deuxième série d'emboutis, nous observons que les zones de ruptures sont localisées à chaque extrémité du T (figure 5.23) comme dans le cas des essais à froid. Ceci peut être expliqué par la direction prise par le flux de matière pendant la mise en forme (figure 5.23).

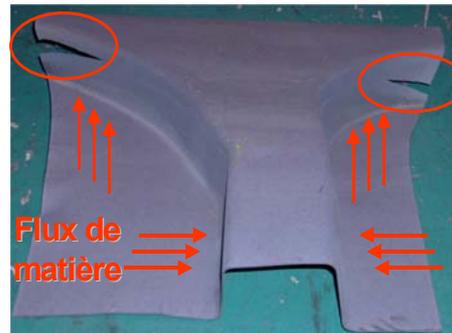


Figure 5.23 : pièce emboutie à chaud

Au vu des défauts trouvés, une nouvelle géométrie de flan a été mise au point par le CRPC avec le logiciel Isopunch (figure 5.24) [1]. Le fait de faire des demi-cercles dans les zones latérales de la pièce permet à la matière de s'écouler de façon indépendante : vers le haut dans la partie en omega, et vers les côtés dans la partie en forme de T . Avec cette géométrie, le logiciel Isopunch prévoit des épaisseurs minimums de 0.9 mm (en rouge sur la figure 5.24), ceci pour un embouti à froid. Les flans ainsi conçus ont été découpés par laser, et ensuite gravés avec un motif qui permet de mesurer la déformation après mise en forme en utilisant le système Asame (figure 5.25).

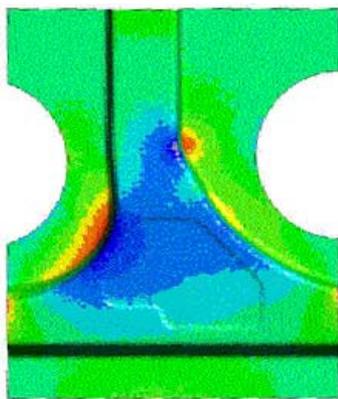


Figure 5.24 : simulation Isopunch

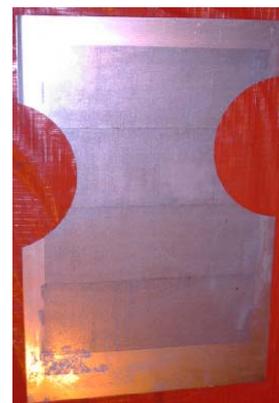


Figure 5.25 : flan optimisé

5.4.3.2 Description des essais d'emboutissage

A l'issue de l'optimisation de la géométrie du flan, le système de centrage initialement prévu pour des flans rectangulaires a été substitué par un outil de centrage amovible manipulé par un opérateur (voir figure 5.26). La réalisation des essais requiert au total l'intervention de trois opérateurs:

La personne chargée de maintenir le centreur se place en position ; une seconde personne ouvre la porte du four, saisit le flan chauffé à 900°C et la place par rapport au centreur (figure 5.26). Les deux personnes se retirent simultanément avant que l'opérateur de la presse ne déclenche le mouvement de descente de la matrice.

Nous avons ainsi réalisé 18 essais en faisant varier les différents paramètres. Les pièces embouties présentent de légers plis, comme indiqué sur la figure 5.27. Des essais d'emboutissage avec des retenues de matière localisées apportent des améliorations, en particulier en diminuant les plis. Ces tendances ont montré la nécessité de rechercher des solutions en jouant sur les zones de retenue et en améliorant le contact avec les outils en fin de frappe.

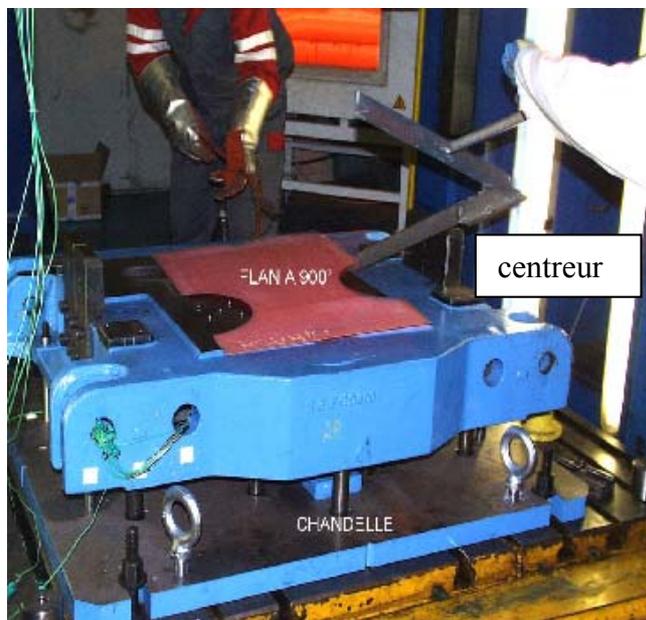


Figure 5.26 : essai d'emboutissage à chaud

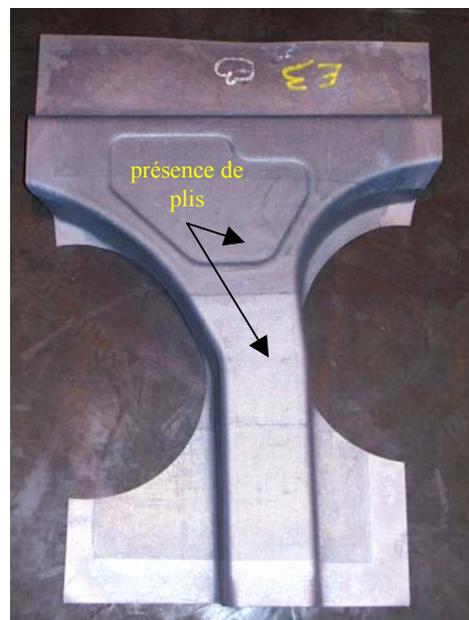


Figure 5.27 : pièce emboutie

5.5 Analyse des résultats

5.5.1 Flans posés à plat sur serre-flan

Comme indiqué au paragraphe 5.4.2 dans la description des essais, nous avons réalisé des tests avec et sans cales limites. Le niveau de trempe dans chacun des cas est apprécié à l'aide des mesures de dureté pratiquées sur une ligne transversale. Les résultats de deux essais, un sans cale et l'autre avec cales sont montrés à la figure 5.28. La dureté est plus grande dans les cas où les cales limites sont enlevées, ce qui est logique car la tôle se trouve en contact des deux côtés donc le transfert se fait plus rapidement et la pièce est trempée. Le flan refroidi sur serre-flan avec cales limites n'a aucun contact avec le coulisseau supérieur, il subit néanmoins une trempe dans les zones planes ayant un bon contact avec l'outil (figure 5.29). Dans les parties échappant à la trempe le contact n'a probablement pas eu lieu. Sur ces parties, les analyses de température sont difficiles, car les conditions aux limites ne sont

pas bien définies. A l'inverse, nous pouvons observer que la vitesse de refroidissement de la tôle entre outils sans cales, c'est à dire avec contact effectif serait de l'ordre 70 à 100°C/s. L'évolution de température enregistrée par les thermocouples pour un des essais sans cales est montrée à titre indicatif à la figure 5.30.

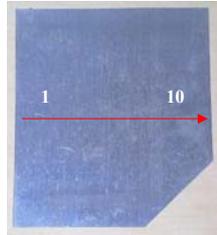


Figure 5.28 : essai à plat

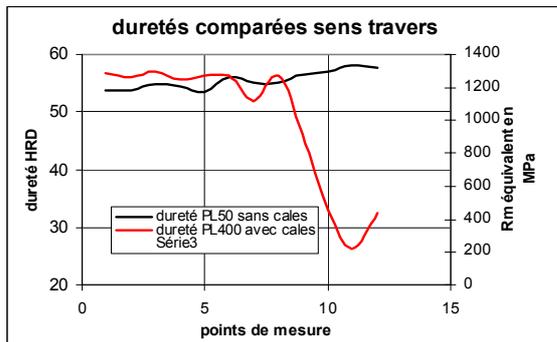


Figure 5.29 : dureté pour le profil transversal

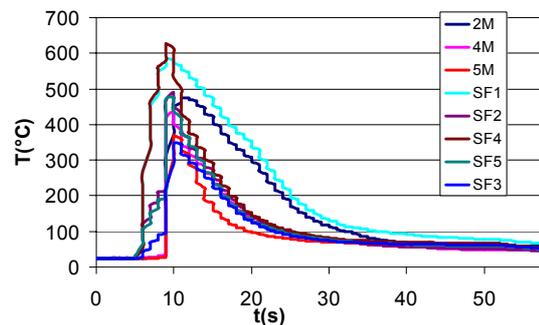


Figure 5.30 : évolution de la température

5.5.2 Essais réalisés sur la partie omega

Comme nous l'avons déjà indiqué, ces essais nous permettent d'avoir des informations sur un embouti de forme géométrique simple. De plus, le processus de trempe est aussi validé en excluant les risques de plis de ruptures qui pourraient être liés à la géométrie, comme c'est le cas pour une pièce complète.

5.5.2.1 Mesure de l'évolution de la température

Les points de mesure de température sur la matrice, et le serre-flan sont montrés à la figure 5.31.

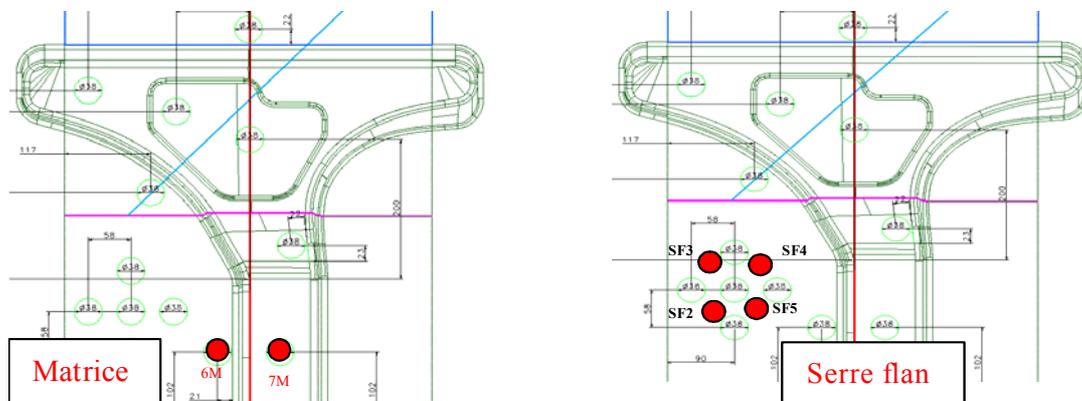


Figure 5.31: emplacement des thermocouples pour les essais en omega

Les évolutions de température en chacun des points de mesure sont montrées à la figure 5.32. L'enregistrement de la température n'a pas pu se faire depuis le début de l'essai à cause du temps de réponse des dispositifs de mesure. Cependant, on peut voir que la mise en contact se fait d'abord pour les thermocouples situés dans le serre-flan, et que les derniers à venir en contact sont ceux situés dans la matrice et plus particulièrement le thermocouple 7M qui est situé en fond de matrice (figure 5.31).

En ce qui concerne la vitesse de refroidissement, on peut observer que la température mesurée avec le thermocouple 7M évolue très lentement, certainement par manque d'un bon contact. Cette vitesse de refroidissement trop lente pourrait empêcher la trempe de ces zones. Ces mesures nous permettent d'avoir une première idée des zones qui risquent de ne pas se transformer.

La force d'emboutissage est aussi enregistrée pour être comparée aux calculs (figure 5.33).

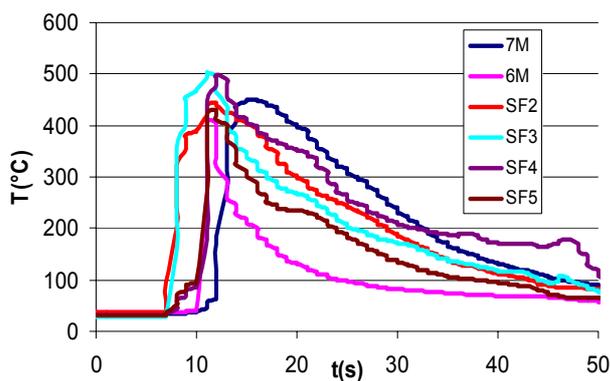


Figure 5.32 : évolution de température

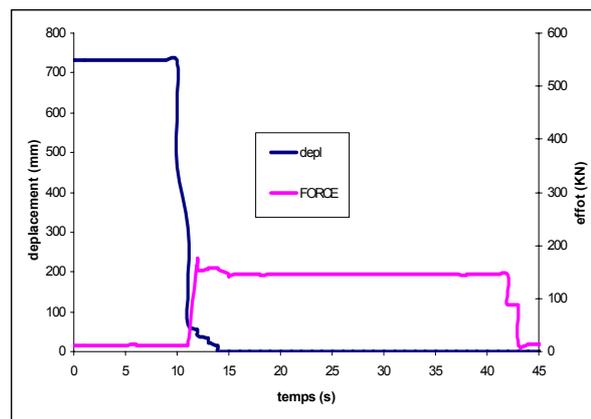


Figure 5.33 : mesure de l'effort et du déplacement

5.5.2.3 Mesures de dureté sur le profil omega

Le contrôle du niveau de trempe est réalisé, comme pour les flans plats, à l'aide d'essais de dureté Rockwell D dont les résultats sont convertis en Rm équivalents. Les directions de mesure sont indiquées sur la figure 5.34. Les niveaux de dureté ont été mesurés sur la partie supérieure et sur les flans A et B du profil Ω [1].

Dans le sens longitudinal, on remarque un niveau de trempe hétérogène avec une zone faiblement trempée dans un secteur où le contact entre outil et flan est médiocre (figure 5.35). Ceci est en accord avec les mesures de température effectuées aux positions où on retrouve un refroidissement insuffisant le long de la partie supérieure de l'omega (emplacement de 2P et 7M).

Dans le sens travers, la trempe est à un bon niveau sur les côtés A et B (figure 5.36). Sur la partie centrale, on remarque une diminution des valeurs de Rm (1200 MPa) près du rayon.

Les ailes du profil Ω restées sous serre-flan n'ont pas subi la trempe du fait de la présence des cales limites, et leurs valeurs de Rm équivalent se situent aux environs de 500 MPa.

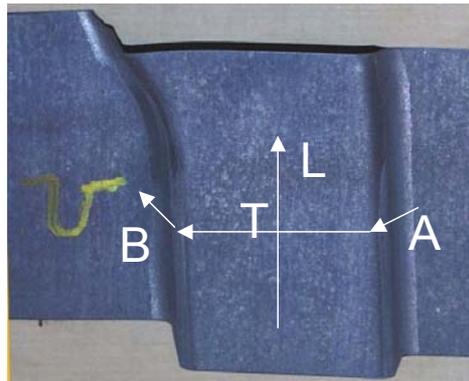


Figure 5.34 : profils de mesure

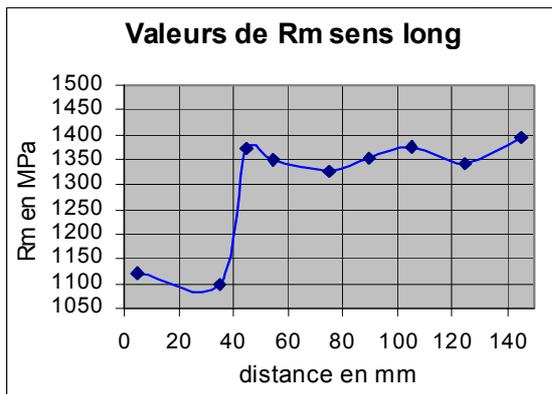


Figure 5.35 : dureté dans le sens longitudinal

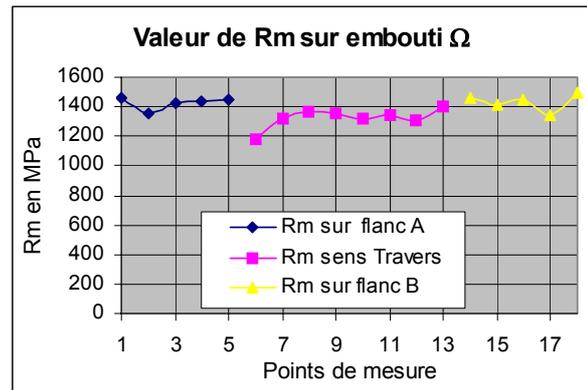


Figure 5.36 : dureté dans le sens transversal

5.5.2.2 Mesures d'épaisseur et profil

La figure 5.37 montre les résultats obtenus en terme de mesure de profil pour un de nos échantillons mis en forme à une vitesse de 20mm/s. Les mesures sont faites selon la direction transversale précisée à la figure 5.38 [1].

Les amincissements maximaux sont mesurés autour des rayons de courbure du profil (figure 5.37). Ils atteignent 0,15 mm dans le fond de l'embouti.

Nous avons comparé les caractéristiques dimensionnelles de deux profils de forme Ω obtenus avec de l'Usibor 1500, l'un embouti à froid et l'autre embouti à chaud. Les courbes de la figure 5.39 montrent un plus grand retour élastique pour l'embouti à froid, ce qui était prévisible. Par contre, sur le profil à chaud, l'épaisseur moyenne est un peu plus faible et les amincissements au niveau des rayons sont plus marqués.

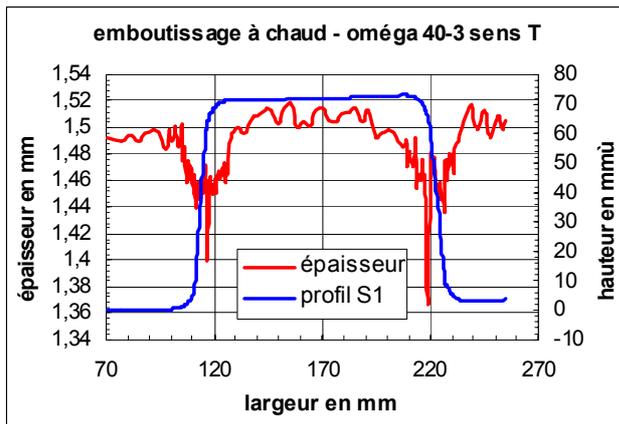


Figure 5.37 : mesures d'épaisseur et de profil

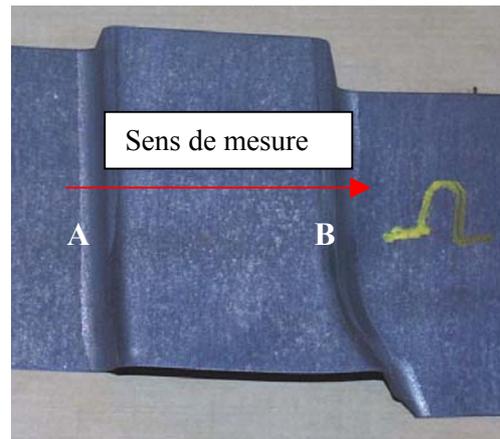


Figure 5.38 : sens de la mesure

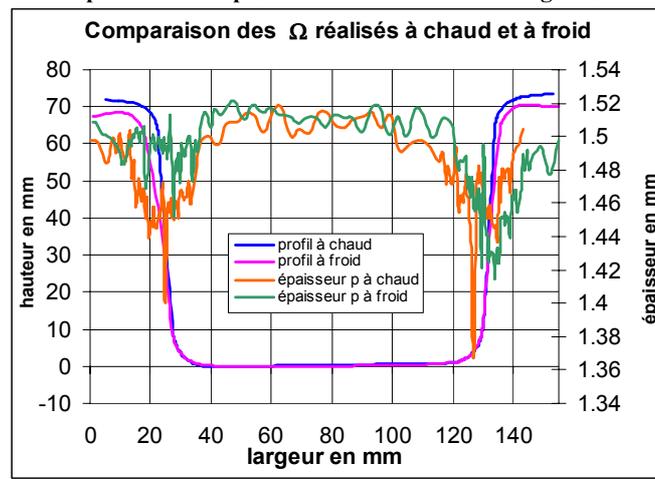


Figure 5.39 : comparaison de profils et épaisseur. Emboutis à froid et à chaud

5.5.3 Essais sur la pièce complète

5.5.3.1 Mesure de l'évolution de température

Pour avoir une vitesse d'acquisition maximale de l'évolution de la température de chaque thermocouple, nous avons réalisé deux types d'essais : on active l'enregistrement de cinq thermocouples pour le premier type (PM1 : points rouges sur les figures 4.40 et 5.41, et de six thermocouples pour le deuxième (PM2 : points verts sur les figures 5.40 et 5.41), plus celui de l'effort et du déplacement du coulisseau supérieur. Le thermocouple 5P est activé dans les deux cas pour pouvoir comparer les essais.

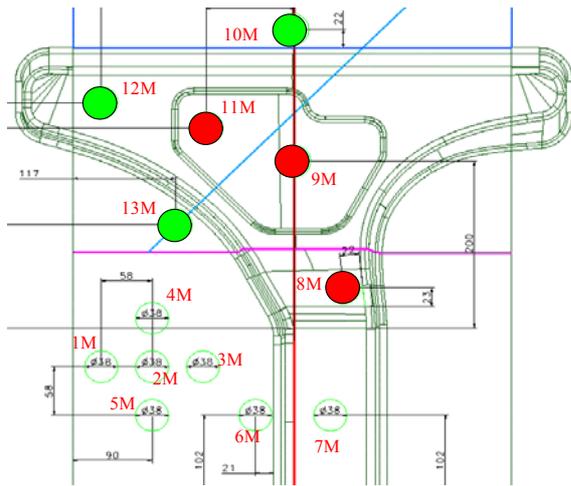


Figure 5.40 : position des thermocouples (matrice)

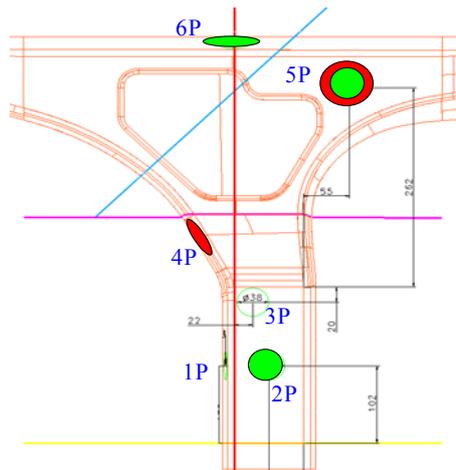


Figure 5.41: position des thermocouples (poinçon)

Les évolutions de température pour un essai type PM1 sont montrées à la figure 5.42. On peut observer que, dans la zone où le thermocouple 11M est situé, la température diminue lentement. Cette partie correspond au bord du contre embouti. Par contre, au centre de celui ci, la température évolue beaucoup plus rapidement (mesure du 9M). La trempe est donc assez hétérogène dans cette partie de la pièce.

En ce qui concerne la partie en omega, on peut prévoir une bonne trempe pour la zone du thermocouple 4P, zone en courbure, ainsi que pour le 5P dont la température est déjà à 300°C quelques secondes après la fin de l'emboutissage.

La figure 5.43 illustre un essai type PM2, pendant lequel les thermocouples activés sont marqués en vert sur les figure 5.40 et 5.41. On observe que la température du dispositif 2P évolue trop lentement par rapport aux exigences de la trempe. Cette zone correspond à la partie supérieure de l'omega, le même phénomène est observé dans les essais précédemment décrits (cf. 5.5.2.3). On peut supposer que les autres zones seront bien trempées du fait que les températures quelques secondes après la fin de la mise en forme les températures sont inférieures à Ms (température de transformation martensitique 400°C).

On a ensuite cherché à valider ces observations au moyen d'essais de dureté.

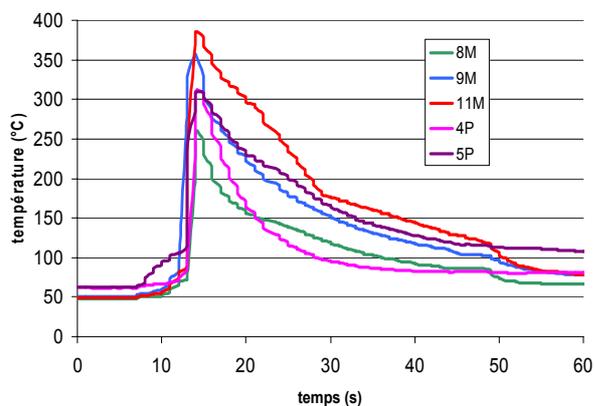


Figure 5.42 : températures pour un essai PM1

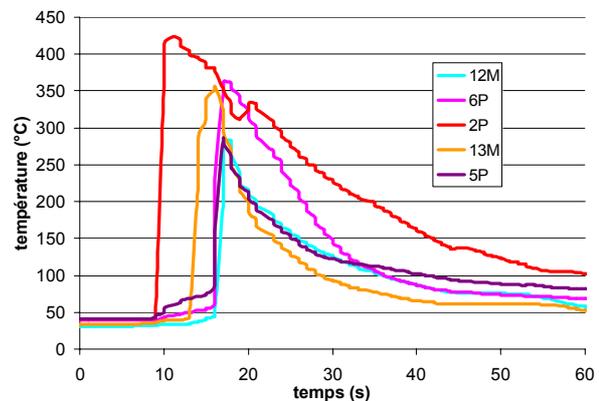


Figure 5.43 : températures pour un essai PM2

5.5.3.2 Mesures de dureté

Au vu des résultats des mesures de température, des mesures de dureté ont donc été effectuées dans les deux zones principales du pied milieu, c'est à dire la partie omega et la partie en forme de T [1].

1) Mesures dans la partie en omega

Les mesures de dureté de type Rockwell C sont effectuées sur les sens long et transversal, ainsi que sur les côtés A et B (figure 5.44).

Les valeurs de dureté sont converties en Rm équivalents à partir des tables. Les résultats sont donnés aux figures 5.45 et 5.46. On observe que la trempe s'est bien effectuée dans le sens transversal. Les parties les plus fortement trempées sont les faces latérales A et B (figure 5.44), où le métal subit un bon contact avec les outils pendant l'étape de déformation alors que la face supérieure qui est restée immobilisée sur le nez du poinçon a subi un traitement thermique plus hétérogène.

En ce qui concerne les mesures dans le sens long, on observe que la trempe n'est pas totale. On remarque une zone particulièrement molle pour toutes les pièces (entourée dans la figure 5.44) ; cette zone correspond vraisemblablement au dernier endroit où le contact avec les outils est effectué, voire même en fait pas effectué tout au long de l'opération.

Ces mesures viennent confirmer nos observations en terme d'évolution de température ; une bonne trempe pour le dispositif 4P situé dans une des zones latérales et un refroidissement insuffisant pour 2P située sur le nez du poinçon.

La pièce LNG4 de la figure 5.45 a une dureté inférieure aux autres ; ceci est dû au fait que la vitesse d'emboutissage est de 12mm/s : la mise en forme se fait trop lentement et on transforme en bainite.

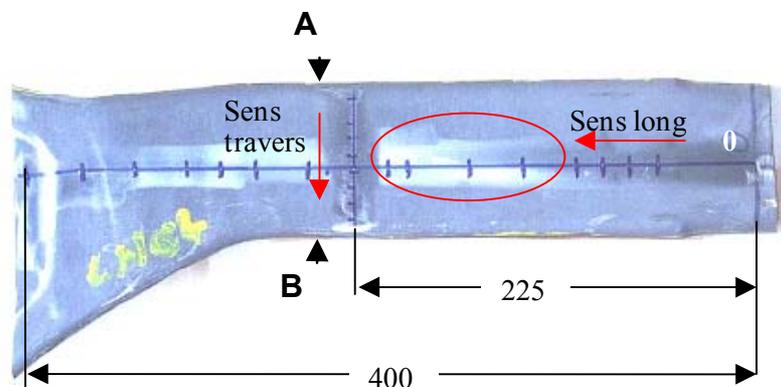


Figure 5.44 : sections mesurées

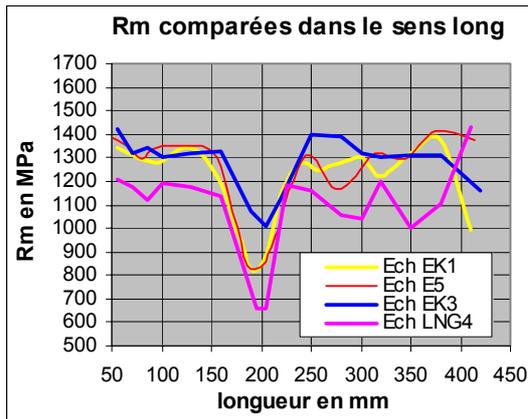


Figure 5.45 : dureté dans le sens transverse

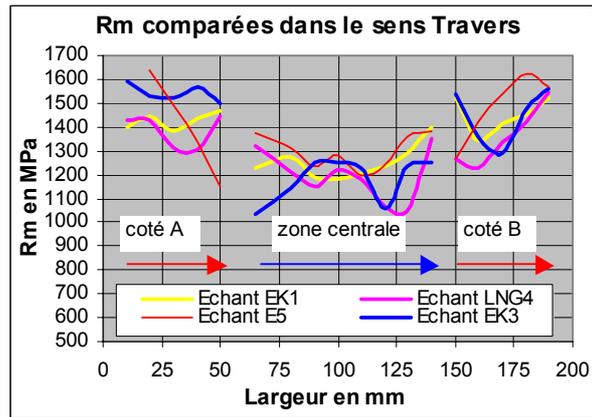


Figure 5.46 : dureté dans le sens long

2) Mesures dans la partie en T

Le contre-embouti est la zone qui est formée à la fin de l'emboutissage. Des mesures de dureté dans la diagonale du contre-embouti ont été effectuées ; le sens de mesure est indiqué sur la figure 5.47.

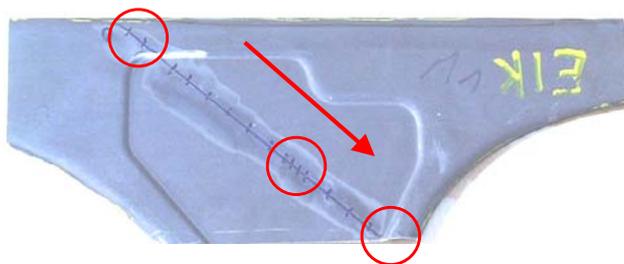


Figure 5.47 : sens de la mesure

Les mesures ont été faites par défaut tous les 15mm, avec des mesures plus fines dans les zones les plus hétérogènes. Les résultats sont montrés à la figure 5.48. On constate que la zone du contre-embouti présente une forte hétérogénéité de trempe, comme prévu avec les mesures de température. Les duretés les plus élevées se trouvent près des rayons de courbure (entourées sur la figure 5.47) où le contact entre outil et matière a été plus marqué et dans le centre du contre embouti où le contact se fait en premier à la fin de l'emboutissage de la pièce. Par contre, autour du centre, on retrouve aussi des zones à faible dureté qui ne sont pas trempées. On voit donc que la tôle a ondulé sur cette diagonale.

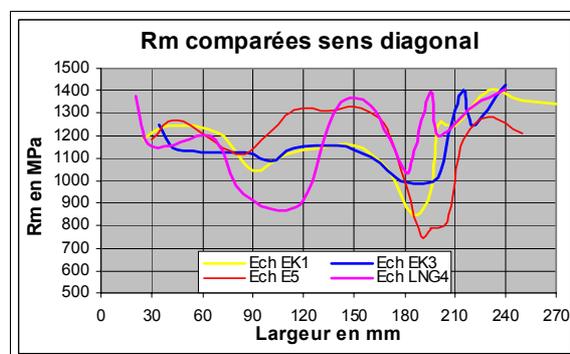


Figure 5.48 : mesures de dureté

5.5.3.3 Analyse métallurgique

Une série d'échantillons ont été prélevés dans différentes zones du pied milieu afin de comparer les résultats obtenus avec la dureté et les microstructures. La structure essentiellement martensitique observée sur la figure 5.49 correspond à une zone fortement trempée, alors que la structure de la figure 5.50 où sont associées martensite, bainite et ferrite provient d'une partie peu trempée (zone entourée sur la figure 5.44) [1].

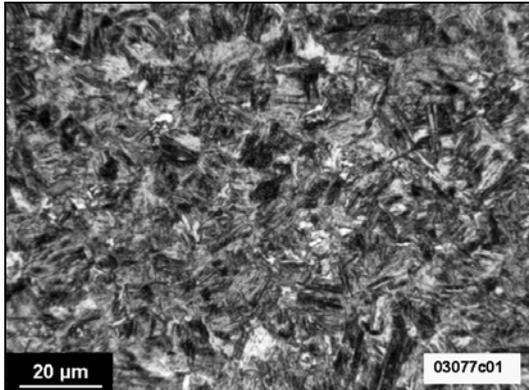


Figure 5.49 : structure martensitique et traces de bainite

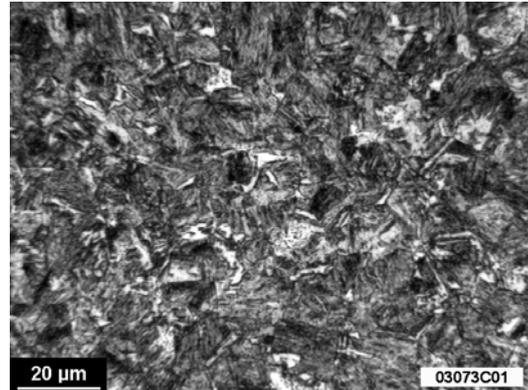


Figure 5.50 : structure martensitique ferritique et bainitique

Des mesures de microdureté ont été réalisées sur ces deux échantillons et ont été converties en Rm équivalent (figures 5.51 et 5.52). Les valeurs comprises entre 1400 et 1500 MPa relevées sur l'échantillon de la figure 5.51 confirment une trempe correcte. Par contre, l'échantillon de la figure 5.52, subit un refroidissement trop lent du fait d'un mauvais contact entre outil et tôle et les valeurs de Rm sont comprises entre 1000 et 1200 MPa

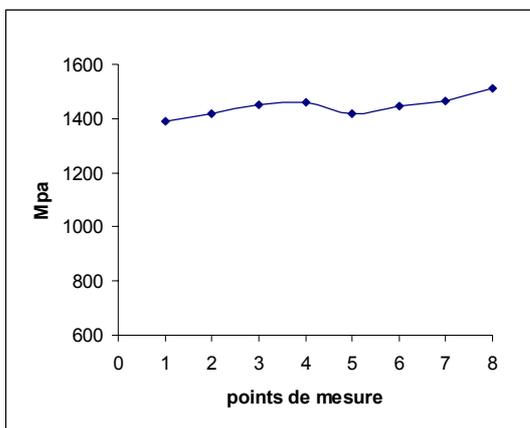


Figure 5.51 : mesures de micro-dureté dans le sens transverse

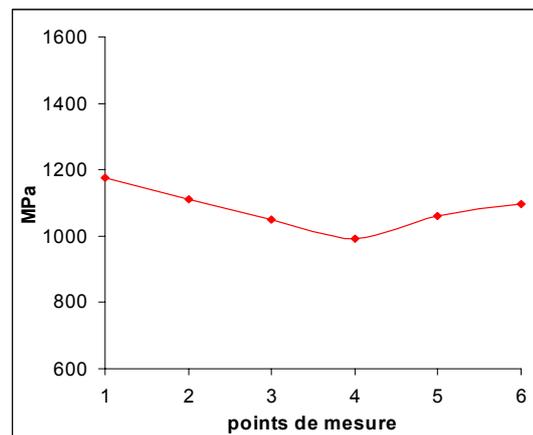


Figure 5.52 : mesures de micro-dureté dans le sens long

5.5.3.1 Mesures des épaisseurs et de profil

Les mesures d'épaisseurs et de profil ont été réalisées sur la machine 3D du CRPC conformément aux directions définies sur la figure 5.53, soit *T* pour le sens transversal et *L* pour le sens longitudinal [1].

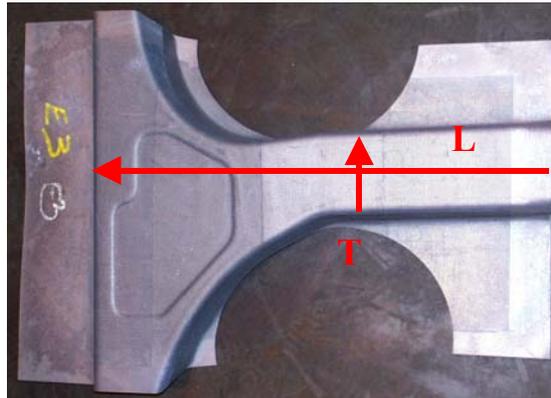


Figure 5.53 : sections définies pour les mesures

Dans les sens long et travers (figure 5.54 et 5.55), on constate une conservation de l'épaisseur sur la majeure partie des profils avec un amincissement de 0,1 mm près les rayons du profil Ω (figure 5.54). Nous observons aussi un épaissement au rayon de courbure du contre-embouti. Nous reviendrons sur ce phénomène au paragraphe suivant lors de l'analyse des déformations avec Asame.

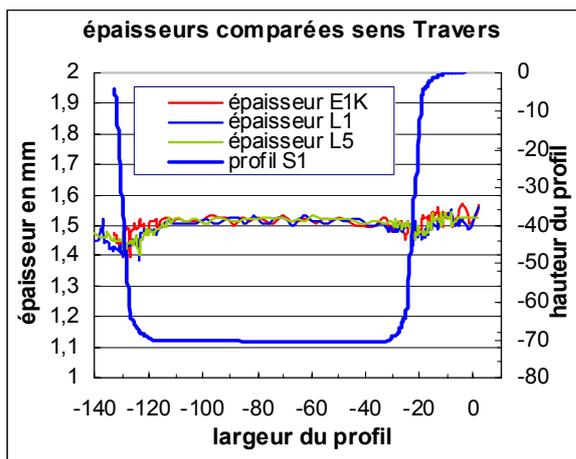


Figure 5.54 : profil, sens travers

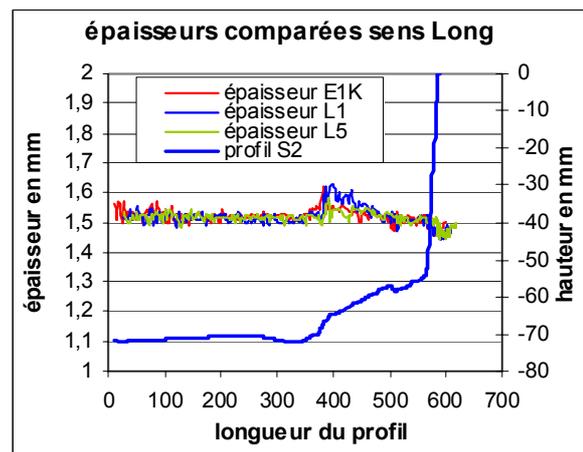


Figure 5.55 : profil, sens long

5.5.3.4 Analyse des modes de déformation

Comme indiqué lors de la description des essais, une fois la préforme optimisée, les tôles ont été gravées de façon électrolytique avec un quadrillage. Ce quadrillage permet au système Asame utilisé au Ledep de mesurer les déformations dans la tôle [1]. Ce système est du même type que le système Aramis (système utilisé pour la mesure de déformations dans le cadre de la validation des paramètres rhéologiques du chapitre 4), mais il est plus adapté à l'analyse de grandes pièces.

La mesure de déformations se fait par comparaison entre l'image du quadrillage non déformée et deux images prises après la déformation. Les étapes de cette analyse jusqu'à l'obtention des déformations sont illustrées sur la figure 5.56 : les tôles sont d'abord gravées et ensuite déformées, prises en photo et analysées avec le logiciel qui fournit des cartes d'iso-valeurs de déformation.

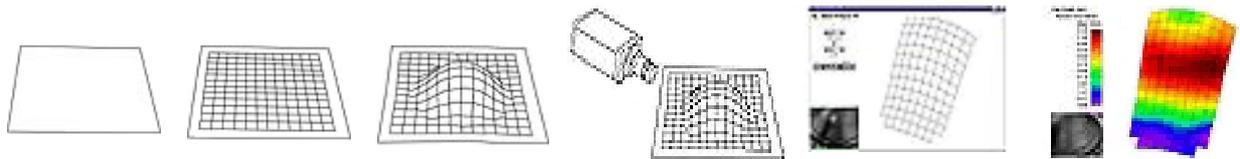


Figure 5.56 : étapes pour la mesure des déformations avec Asame [2]

Sur la figure 5.57, on peut observer les zones de la pièce qui ont été mesurées. Malheureusement, d'autres zones n'ont pas pu être étudiées car le motif électrolytique n'a pas résisté aux conditions de mise en forme.

L'analyse du quadrillage permet d'obtenir les déformations et donc les variations d'épaisseur. Les amincissements maximaux dans la partie A (figure 5.58) sont de l'ordre de 11% et très localisées (parties sombres), alors qu'ils sont de 9% dans le secteur B (figure 5.59), mais dans une zone plus étendue. Rappelons que dans ce dernier cas, les risques de rupture élevés nous avaient conduits à modifier la géométrie du flan.



Figure 5.57 : zones de mesure des déformations (secteurs A et B)

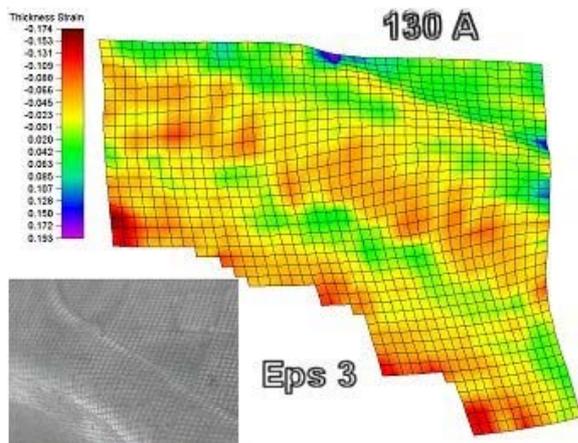


Figure 5.58 : mesure des déformations secteur A

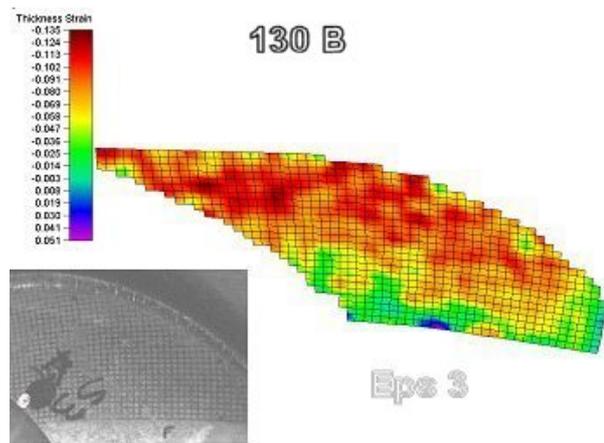


Figure 5.59 : mesure des déformations secteur B

Comme dans le paragraphe précédent, nous retrouvons des épaissements aux rayons de courbure du contre-embouti (zones en bleu foncé sur la figure 5.58). Pour vérifier ces tendances, des mesures de profil et d'épaisseur ont été réalisées sur cette zone. Nous pouvons observer un épaissement dans la zone de raccordement de rayons (figure 5.60). Une mesure fine dans cette zone de raccordement est montrée à la figure 5.61. L'épaissement mesuré est de l'ordre de 5%. Ceci est en accord avec la simulation réalisée avec Isopunch qui prévoyait des épaissements dans la zone du contre-embouti.

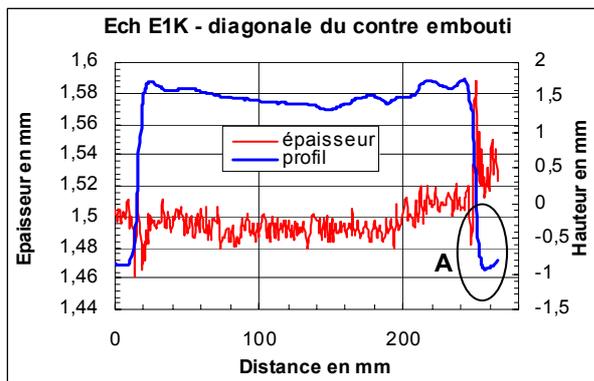


Figure 5.60 : mesure le long de la diagonale du contre-embouti

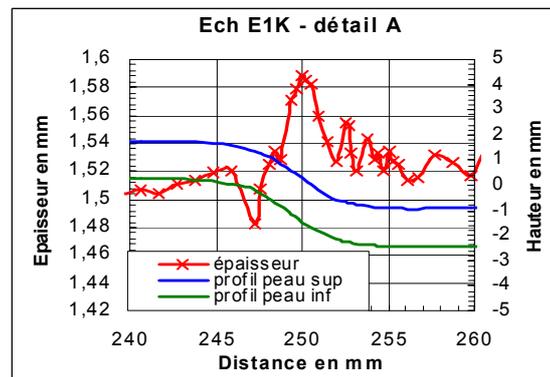


Figure 5.61 : détail du rayon de raccordement

5.6 Récapitulatif des résultats

Nous allons résumer à présent les résultats obtenus en termes de températures et de microstructures (déterminées via la dureté) sur un schéma pour une pièce en omega et pour le pied milieu complet, de façon à pouvoir les comparer postérieurement aux simulations.

Les résultats montrés sur ces schémas donneront les tendances de la distribution des températures à la fin de la mise en forme, sachant que nous n'avons pas pu mesurer toutes les températures exactes et en continu à cause des temps de réponse des thermocouples.

Les schémas des essais en omega et du pied milieu sont rappelés aux figures 5.62 et 5.63. Les points en bleu clair représentent les positions des dispositifs de mesure de température ; la température finale estimée par les thermocouples est aussi affichée. Les zones où la trempe n'a pas été effectuée sont

montrées en rouge. Ces zones ont été définies à partir des mesures de dureté : une équivalence entre les mesures de dureté Rm et Vickers est rappelée au tableau 5.2. Les valeurs de dureté sont aussi mises en correspondance avec les différentes phases dans ce tableau.

	martensite	bainite	ferrite
Vickers (HV)	(427-465)	(420-309)	(247-150)
Rm (MPa)	(1375-1500)	(1350-995)	(970-500)

Tableau 5.2 : dureté de chaque phase

Nous pouvons tirer les conclusions suivantes :

- Les zones non trempées correspondent à celles où les thermocouples indiquent une température finale comprise entre 400°C et 450°C. Et puisque que l'on commence à une température initiale de 720°C, on aurait une vitesse de refroidissement de 90°C/s. Avec une telle vitesse de trempe, la transformation martensitique devrait avoir lieu.
- Or, les mesures de dureté dans ces zones donnent des valeurs qui correspondent à une phase bainitique pour la pointe du poinçon et une phase ferritique pour l'aile de l'omega (figure 5.62). Ces différences peuvent provenir en fait d'un manque de contact pièce / thermocouple en ces points. Ceci veut dire que la température mesurée par les thermocouples n'est pas la vraie température de la tôle. En effet, si les thermocouples ne sont pas en contact avec la tôle, la température mesurée est celle de l'air près de la tôle, mais pas celle de la tôle elle-même.
- La différence entre la dureté la plus faible obtenue sur l'aile de l'omega et celle en pointe du poinçon peut venir du fait que les zones de la tôle sur l'aile de l'omega ne sont pas en fait en contact avec les outils en aucun moment de la mise en forme, alors que la pointe du poinçon vient en contact avec la matrice en certains endroits à la fin du procédé. D'ailleurs, nous pouvons affirmer que ce contact n'est pas homogène puisque la dureté varie le long de la pointe du poinçon par endroits, jusqu'à 800MPa, ce qui correspond à une zone ferritique.

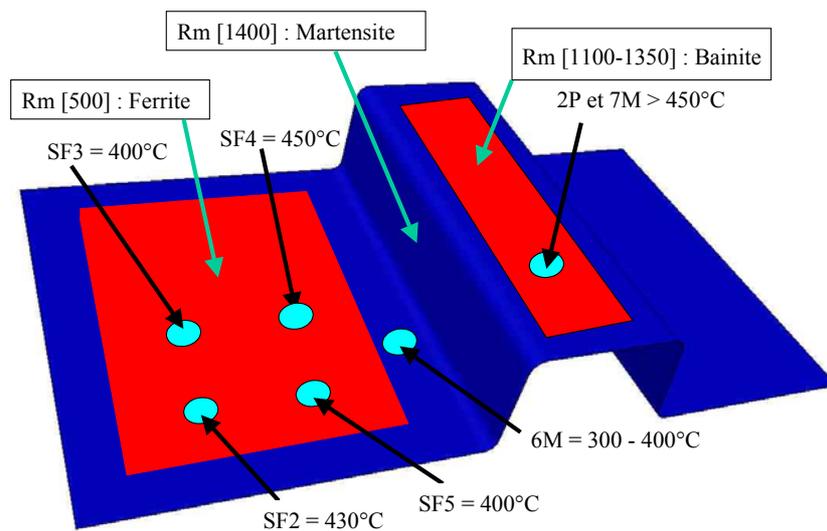


Figure 5.62 : zones non trempées et mesures de température sur l'essai en omega

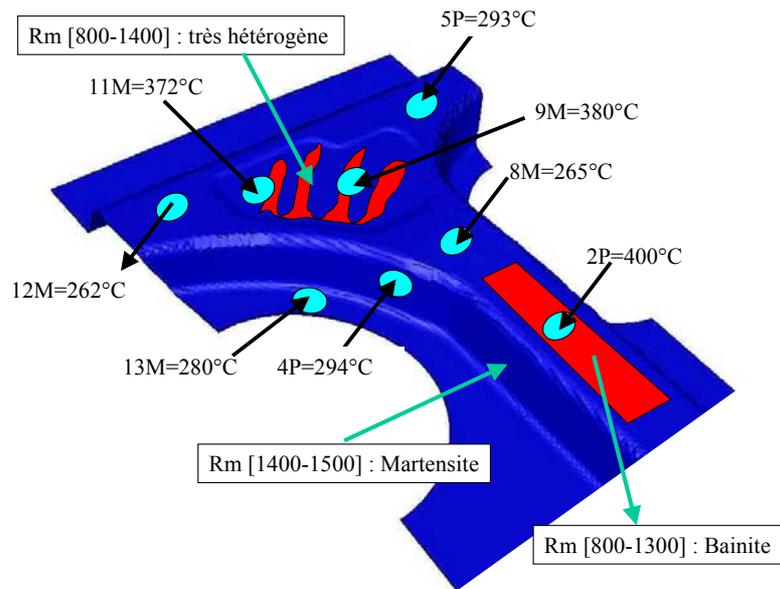


Figure 5.63 : zones non trempées et mesures de température sur l'essai du pied milieu

5.7 Références bibliographiques

- [1] J.M. Ranson, Rapport interne, Arcelor, CRPC/CSAAU/LAS, 2003.
- [2] <http://www.camsysinc.com/prd/phwstrain.html>

Chapitre 6

Modélisation de l'emboutissage à chaud avec les codes de calcul Forge 3 et Abaqus/Explicit

Sommaire

6.1 Introduction.....	109
6.2 Choix des codes de calcul pour la simulation du procédé d'emboutissage à chaud.....	109
6.3 Généralités sur la méthode d'éléments finis.....	110
6.4 Formulation du problème mécanique dans le code Forge	111
6.4.1 Introduction.....	111
6.4.2 Equations d'équilibre.....	111
6.4.3 Loi de comportement	112
6.4.4 Conditions initiales et aux limites	114
6.4.5 Problème continu fort.....	115
6.4.6 Formulation intégrale du problème	115
6.4.7 Méthode des éléments finis	116
6.4.7.1 Introduction.....	116
6.4.7.2 Choix des éléments	116
6.4.7.3 Problème discrétisé	117
6.4.7.4 Linéarisation	117
6.4.7.5 Discrétisation temporelle	118
6.5 Formulation du problème mécanique dans Abaqus/ Explicit	118
6.5.1 Introduction.....	118
6.5.2 Equations d'équilibre et formulation intégrale du problème.....	119
6.5.3 Loi de comportement	119
6.5.4 Conditions initiales et conditions aux limites.....	120
6.5.5 Méthode des éléments finis	120
6.5.5.1 Choix des éléments	120
6.5.5.2 Problème discrétisé	121
6.5.5.3 Résolution du problème	121
6.5.5.4 Stabilité	122
6.5.5.5 Temps de calcul	123
6.6 Formulation du problème thermique en Forge.....	123
6.6.1 Introduction.....	123

Chapitre 6 : Modélisation de l'emboutissage à chaud avec les codes de calcul Forge 3 et Abaqus/Explicit

6.6.2	L'équation de la chaleur	124
6.6.3	Conditions initiales et aux limites	124
6.6.4	Formulation intégrale	125
6.6.5	Discrétisation par la méthode d'éléments finis	126
6.6.5.1	Introduction.....	126
6.6.5.2	Discrétisation spatiale, type d'élément	126
6.6.5.3	Discrétisation temporelle	126
6.6.5.4	Linéarisation du problème.....	128
6.6.5.5	Méthodes stabilisées, utilisation de la thermique asynchrone	128
6.6.6	Couplage thermo-mécanique.....	130
6.7	Résolution du problème thermique dans Abaqus/Explicit.....	131
6.7.1	Introduction.....	131
6.7.2	Equation de la chaleur; formulation intégrale du problème.....	131
6.7.3	Conditions initiales et aux limites	131
6.7.4	Méthode des éléments finis	131
6.7.4.1	Discrétisation spatiale	131
6.7.4.2	Résolution du problème	132
6.7.4.3	Stabilité	132
6.7.5	Couplage thermo-mécanique.....	133
6.7.6	Stabilité	133
6.8	Applications des codes implicites et explicites à l'emboutissage.....	133
6.8.1	Introduction.....	133
6.8.2	Emboutissage à chaud d'un acier trempable	133
6.8.3	Emboutissage à tiède d'une tôle en aluminium.....	134
6.8.4	Simulation de la mise en forme anisotherme de produits minces.....	135
6.9	Bilan des avantages et inconvénients des méthodes implicites et explicites.....	136
6.9.1	Méthode explicite.....	136
6.9.2	Méthodes implicites	136
6.10	Références bibliographiques.....	137

6.1 Introduction

L'objectif de la simulation est pour nous de fournir des informations prédictives de façon à pouvoir valider l'utilisation de l'Usibor 1500 pour des applications industrielles ultérieures.

Nous nous sommes concentrés sur une pièce pilote afin de réaliser des tests, et obtenir les informations nécessaires pour comparer expériences et modèles numériques. Une fois le programme validé, des gammes peuvent être étudiées avec une économie considérable sur la recherche des paramètres optimaux nécessaires pour réussir l'emboutissage à chaud d'autres pièces.

Le procédé d'emboutissage à chaud présente la particularité de combiner la mise en forme de produits minces avec des évolutions importantes en température. Les équations nécessaires pour décrire ce problème physique instationnaire sont fortement non linéaires. Les algorithmes de résolution utilisés par les logiciels doivent être fiables, et en mesure de résoudre ce problème complexe.

On distingue deux grandes familles importantes de codes de calcul [1] : les codes éléments finis statiques et dynamiques implicites (Abaqus implicit, Marc implicit, Forge2, Forge 3..) et les codes dynamiques explicites (Abaqus explicit, Marc explicit, Ls-Dyna3Dn, Pampstamp, Optris, MSC Superforge...).

Les deux techniques numériques les plus utilisées pour simuler la mise en forme de produits minces sont les algorithmes explicites dynamiques, et, dans une moindre mesure, implicites statiques.

Les schémas d'intégration explicite sont actuellement plus utilisés dans l'industrie pour simuler des procédés de mise en forme de produits minces. Ce choix est fondamentalement fait du fait de la rapidité de calcul qu'offre ce type de codes [2].

Les deux méthodes explicite et implicite peuvent analyser les procédés d'emboutissage, avec plus ou moins d'efficacité et précision en fonction du problème à traiter. On peut trouver de nombreux exemples, dans la littérature, d'applications des méthodes implicites et explicites au cas d'emboutissage, avec plus ou moins d'avantages pour chacune des méthodes en fonction du type de résultat recherché e.g. [1], [2], [3], [4]. En général, on trouve des avantages pour la méthode implicite en terme de précision du calcul, de stabilité de la méthode, de calcul du retour élastique, et pour la méthode explicite quand il s'agit de temps du calcul, de la gestion du contact, ou du calcul des formations de plis.

Dans ce chapitre, nous allons décrire les équations qui permettent de résoudre le problème de mise en forme par emboutissage à chaud par la méthode des éléments finis. Deux méthodes d'intégration des équations seront décrites: la méthode implicite, utilisée dans Forge3, et la méthode explicite utilisée dans Abaqus/Explicit. Cette description permettra de préciser les différences de formulation qui pourraient entraîner des différences dans les résultats des simulations.

6.2 Choix des codes de calcul pour la simulation du procédé d'emboutissage à chaud

Plus précisément, on peut identifier plusieurs formulations éléments finis pour la modélisation des procédés de mise en forme [1] :

- Les formulations en déplacement ; les premières à avoir été développées sont issues du calcul de structures élastiques telles que celles pour Abaqus
- Les formulations en vitesse, adaptées plus particulièrement aux comportements viscoplastiques et élasto-viscoplastiques
- Le dernier groupe, auquel appartient Forge, rassemble les formulations mixtes, adoptées de plus en plus ces dernières années. Elles sont très adaptées pour la mise en forme des matériaux. Forge 3, en particulier, est formulé en vitesse/pression.

Pour le cas particulier de l'emboutissage à chaud, nous avons choisi d'utiliser deux codes : le code Forge 3, implicite, qui est développé au CEMEF, et Abaqus/Explicit. Tous les deux permettent de réaliser des calculs thermomécaniques.

Le logiciel Abaqus dans sa version implicite (Abaqus/Standard) a également été testé pour des calculs d'emboutissage à chaud en 2D. Après ces calculs en deux dimensions, un modèle 3D simplifié (figures 6.1) [5] avec une loi matériau plastique simple a été développé. Il s'avère cependant que l'initialisation du calcul est très compliquée car le contact doit être identifié par l'utilisateur (tous les points initiaux entre pièce et outils) puis défini manuellement. C'est pour cette raison que le mode de résolution Abaqus / standard a été écarté.

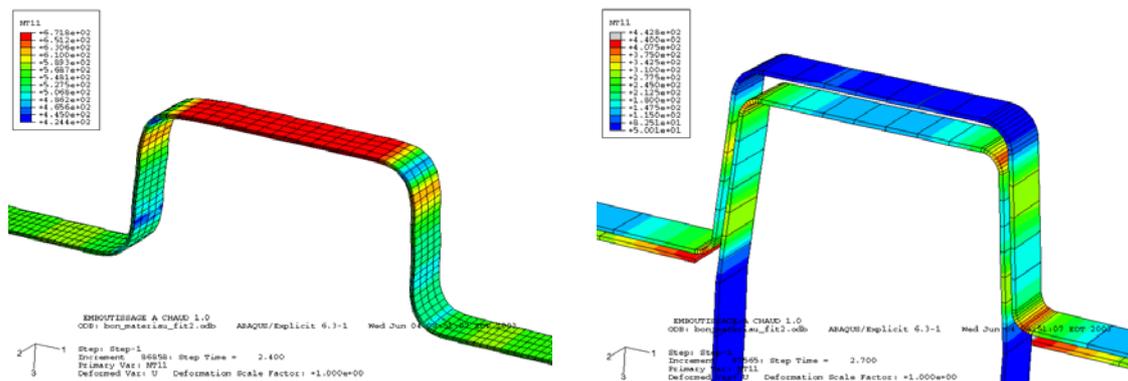


Figure 6.1 : modèle 3D simplifié avec Abaqus/Standard

6.3 Généralités sur la méthode d'éléments finis

Les deux codes retenus pour l'étude utilisent donc la méthode d'éléments finis pour résoudre le problème thermomécanique. L'objectif de cette méthode est de trouver une solution approximative d'un problème continu en remplaçant le système par un système discrétisé équivalent. Les étapes suivies pour la résolution sont détaillées dans le schéma figure 6.2 [6]. Nous allons suivre chacune de ces étapes pour résoudre le problème mécanique et thermique complet.

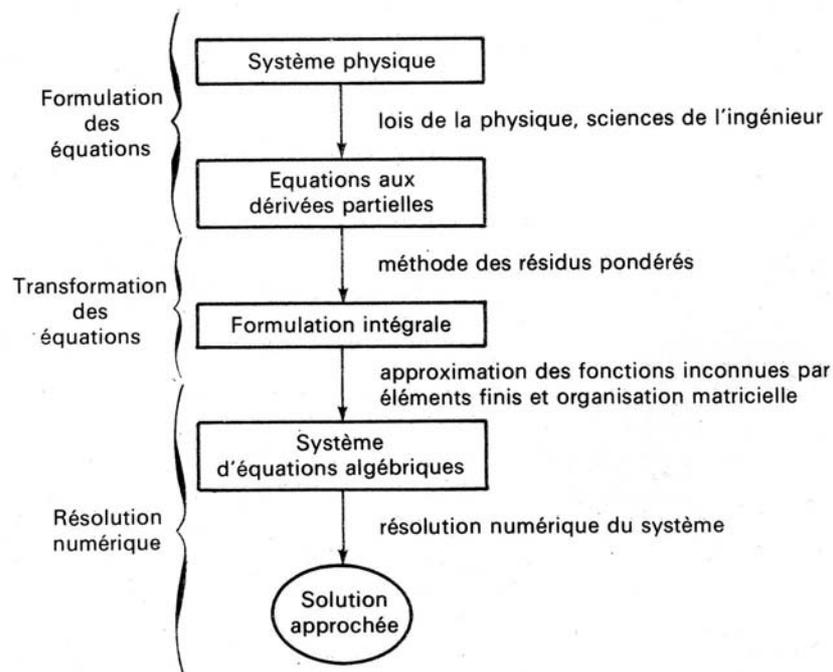


Figure 6.2 : Schéma des différentes étapes à suivre dans un calcul par éléments finis [6]

6.4 Formulation du problème mécanique dans le code Forge

6.4.1 Introduction

Le problème mécanique peut être décrit au moyen des équations d'équilibre mécanique et de l'équation de conservation de la masse. A ces équations s'ajoutera la loi de comportement du matériau qui permet de relier la contrainte au champ de vitesse de déformation. Ces équations seront soumises aux conditions aux limites soit de surface libre soit de contact.

Dans la résolution du problème mécanique, on supposera que la température est connue en chaque point et en tout instant. L'intégration de la loi de comportement sur chaque pas de temps de calcul mécanique est réalisée à température constante. Le couplage thermomécanique sera traité postérieurement.

6.4.2 Equations d'équilibre

Nous allons appliquer les équations fondamentales de la mécanique des milieux continus à la mise en forme.

Conservation de la masse

Si ρ est la masse volumique de la pièce, on peut écrire la conservation de la masse:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho v) = 0 \quad (6.1)$$

Dans le cas de la mise en forme, on peut considérer, en première approche, que la déformation élastique est négligeable et donc que le matériau a un écoulement incompressible. L'équation se résume donc à :

$$\nabla \cdot v = 0 \quad (6.2)$$

Conservation de la quantité de mouvement

La conservation de la quantité de mouvement en mécanique des milieux continus peut s'écrire au moyen du tenseur de contraintes σ , relié à la loi de comportement. Si f représente les efforts à distance sous forme volumique, par exemple la gravité, l'équation peut être écrite comme suit :

$$\nabla \cdot \sigma + \rho f = \rho \frac{dv}{dt} \quad (6.3)$$

Dans le cas de la mise en forme, on peut négliger l'inertie et la gravité par rapport aux efforts dus à la plasticité. On obtient donc finalement la condition de nullité de la divergence du tenseur des contraintes:

$$\nabla \cdot \sigma = 0 \quad (6.4)$$

6.4.3 Loi de comportement

En se plaçant à l'échelle macroscopique, le matériau est considéré comme homogène et isotrope. En général, la déformation est caractérisée par une partie réversible (déformation élastique) et une irréversible (déformation plastique). La déformation élastique est petite face à la déformation plastique dans le cadre de l'emboutissage à chaud, et elle sera donc négligée. En revanche, la viscosité de l'écoulement n'est pas négligeable. On a donc utilisé une loi de comportement viscoplastique.

L'état de contraintes du matériau est défini par le tenseur de contraintes de Cauchy σ . Ce tenseur peut être décomposé en une partie déviatorique s représentant le cisaillement et une partie sphérique représentant la pression hydrostatique p [7].

$$\sigma = s - pI \quad \text{où } I \text{ désigne la matrice identité} \quad (6.5)$$

$$p = -\frac{1}{3} \text{Trace}(\sigma) \quad \text{et} \quad (6.6)$$

$$s = 2K(\sqrt{3}\dot{\varepsilon})^{m-1} \dot{\varepsilon} \quad (6.7)$$

qui correspond à la loi de Norton-Hoff correspondant à celle identifiée au chapitre 4 : K est la consistance du matériau, m le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, $\dot{\varepsilon}$ est le tenseur de vitesses de déformation décrit en fonction de la vitesse comme montré dans (6.8), et $\bar{\dot{\varepsilon}}$ correspond à la vitesse de déformation équivalente (6.9).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{2}(\text{grad}(v) + \text{grad}^T(v)) \quad (6.8)$$

$$\bar{\dot{\varepsilon}} = \sqrt{\frac{3}{2} \dot{\varepsilon} : \dot{\varepsilon}} \quad (6.9)$$

La contrainte équivalente est donnée par :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} s : s} = K \sqrt{3} (\sqrt{3} \bar{\dot{\varepsilon}})^m \quad (6.10)$$

A tout instant t du procédé, la valeur de la déformation équivalente est obtenue par intégration temporelle de :

$$\bar{\varepsilon} = \int_{t=0}^t \bar{\dot{\varepsilon}} dt \quad (6.11)$$

L'écouissage du matériau est introduit via une dépendance de la consistance K à la déformation à travers du coefficient n . L'influence de la température sur le comportement est donnée par le coefficient β . $\bar{\varepsilon}_0$ est un terme qui permet de régulariser numériquement la rhéologie ; sa valeur est de l'ordre de 10^{-3} (6.12) :

$$K = K_0 (\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)^n \exp^{\frac{\beta}{T}} \quad (6.12)$$

La loi de comportement est complétée par la condition d'incompressibilité du matériau en déformation viscoplastique :

$$\text{div } v = \text{trace}(\dot{\varepsilon}) = 0 \quad (6.13)$$

6.4.4 Conditions initiales et aux limites

Les équations fondamentales et la loi de comportement forment un système d'équations différentielles dont la résolution introduit des constantes d'intégration qui sont déterminées par les conditions initiales et aux limites.

- Les conditions initiales du problème mécanique sont données par la position initiale.
- Pour définir les conditions aux limites, on considère le problème d'équilibre instantané d'un corps Ω soumis aux conditions décrites à la figure 6.3 :

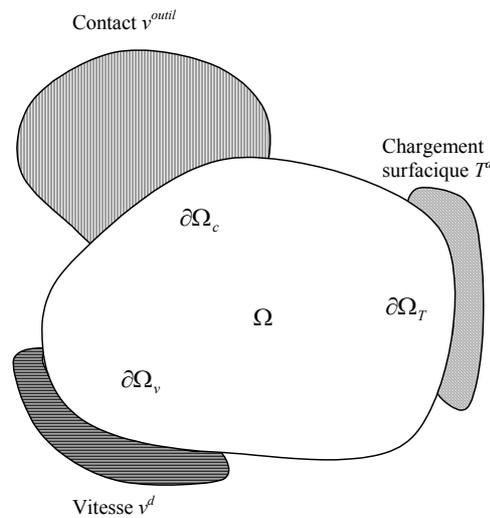


Figure 6.3 : conditions aux limites du problème mécanique

1. un champ de contraintes imposé T^d sur la partie $\partial\Omega_T$: $\sigma \cdot n = T^d$ (6.14)

2. un champ de vitesse imposé v^d sur la partie $\partial\Omega_d$ (6.15)

3. un outil en contact se déplaçant avec une vitesse v^{outil} sur la partie $\partial\Omega_c$. Sur cette partie, le matériau est donc soumis à des conditions aux limites de type mixte:

- condition de non pénétration $(v - v^{outil}) \cdot n = 0$ (6.16)

- loi de frottement, qui est donnée par la valeur seuil de force tangentielle, à partir de laquelle existe un glissement. Cette valeur seuil est la contrainte tangentielle critique τ_c . Pour l'emboutissage à chaud, le critère utilisé est celui de Coulomb qui fait dépendre la cission critique de glissement τ_c de la contrainte normale, de la forme $\tau_c = \mu \sigma_n$, ce qui donne :

$$\begin{aligned}
 \tau < \mu \sigma_n &\Rightarrow \Delta v_t = 0 \\
 \tau = \mu \sigma_n &\Rightarrow \exists \lambda \geq 0, \Delta v_t = -\lambda \tau_c \\
 \tau > \mu \sigma_n &\text{ impossible}
 \end{aligned}
 \tag{6.17}$$

avec Δv_t la vitesse tangentielle relative :

$$\Delta v_t = (v - v^{outil}) - \Delta v_n \quad (6.18)$$

et Δv_n la vitesse normale relative de la pièce par rapport à l'outil qui est donnée par :

$$\Delta v_n = (v - v^{outil}) \cdot n \quad (6.19)$$

Le coefficient μ utilisé dans nos calculs a été pris à partir d'études de la littérature : on a retenu une valeur de 0.15. Cependant, une étude de sensibilité à ce paramètre a été réalisée et est présentée au chapitre 7 (paragraphe 7.2.3).

6.4.5 Problème continu fort

Récapitulons l'ensemble des équations du problème :

$$\nabla \cdot v = 0 \text{ sur } \Omega \quad (6.2)$$

$$\nabla \cdot \sigma = 0 \text{ sur } \Omega \quad (6.4)$$

$$s = 2K(\sqrt{3}\dot{\varepsilon})^{m-1} \dot{\varepsilon} \quad (6.7)$$

$$\sigma \cdot n = T^d \text{ sur } \partial\Omega_T \quad \begin{array}{l} \text{Un champ de contraintes imposée } T^d \\ \text{sur la partie } \partial\Omega_T \end{array} \quad (6.14)$$

$$v = v^d \text{ sur } \partial\Omega_v \quad \begin{array}{l} \text{Un champ de vitesse imposée } v^d \text{ sur la} \\ \text{partie } \partial\Omega_v \end{array} \quad (6.15)$$

$$(v - v^{outil}) \cdot n = 0 \text{ sur } \partial\Omega_c \quad \begin{array}{l} \text{Condition de non pénétration} \end{array} \quad (6.16)$$

$$\tau = \mu \sigma_n \text{ sur } \partial\Omega_c \quad (6.17)$$

On compte neuf inconnues (trois scalaires pour la vitesse et 6 pour la contrainte). Notons que nous n'allons pas résoudre le problème en vitesse - contrainte mais en vitesse - pression.

6.4.6 Formulation intégrale du problème

Nous partons de l'équation de conservation de la quantité de mouvement et de conservation de la masse sous forme faible (6.20). Quel que soit le champ virtuel vitesse v^* et de pression p^* avec les bonnes propriétés d'intégrabilité et dérivabilité, et en appliquant la formule de Green sur le domaine Ω , on obtient la formulation intégrale en vitesse-pression. Le développement complet pour arriver à cette expression est détaillé dans [8] :

Trouver $v \in V^{ca}$ et $p \in P$ tel que:

$$\begin{aligned} \forall v^* \in V^{ca0} \quad \int_{\Omega} \dot{\varepsilon}^* : \dot{\varepsilon}^* dV - \int_{\Omega} p \operatorname{div} v^* dV - \int_{\partial\Omega_c} \tau \cdot v^* dS - \int_{\partial\Omega_T} T \cdot v^* dS &= 0 \\ \forall p^* \in P \quad \int_{\Omega} p^* \operatorname{div} v dV &= 0 \end{aligned} \quad (6.20)$$

avec V^{ca} le champ de vitesses cinématiquement admissible. On introduit la pression comme variable supplémentaire appartenant à $P=L^2(\Omega)$, espace des pressions et des fonctions-tests pour l'équation d'incompressibilité.

Si on introduit les équations (6.2) - (6.11), on obtient :

$$\begin{aligned} \int_{\Omega} 2K(\sqrt{3}\dot{\varepsilon})^{m-1} \dot{\varepsilon} : \dot{\varepsilon}^* dV - \int_{\Omega} p \operatorname{div} v^* dV - \int_{\partial\Omega_c} \mu\sigma_n \cdot v^* dS - \int_{\partial\Omega_T} T \cdot v^* dS &= 0 \\ \int_{\Omega} p^* \operatorname{div} v dV &= 0 \end{aligned} \quad (6.21)$$

6.4.7 Méthode des éléments finis

6.4.7.1 Introduction

La discrétisation par éléments finis consiste à calculer la solution de la formulation variationnelle (6.20) non plus dans les espaces continus V et P , mais dans des sous-espaces d'approximation de dimension finie V_h et P_h . Ces sous-espaces sont définis par une partition du domaine Ω en une union d'éléments finis appelée triangularisation. A chaque élément de la triangularisation Ω_e , on associe des fonctions d'interpolation N pour approcher les inconnues du problème v et p .

6.4.7.2 Choix des éléments

L'élément fini utilisé dans le cadre de nos simulations est un élément mixte P1+/P1 montré à la figure 6.4 [9].

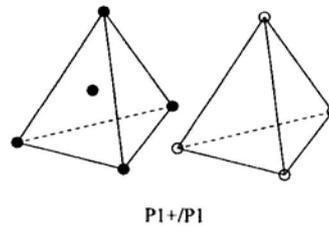


Figure 6.4 : élément de type P1+/P1

Il s'agit d'un tétraèdre où les champs de vitesse et pression sont les suivants :

- La pression est linéaire et continue
- La vitesse v_h se décompose en une partie linéaire v_1 et une partie b correspondant à l'ajout d'un degré de liberté interne ((6.22) et (6.23)).

Cette fonction (*fonction bulle*) est un polynôme de degré 4 s'annulant sur la frontière de l'élément. Ce terme sera postérieurement condensé et la résolution du système algébrique sera fait en vitesse-pression. Plus d'informations sur les propriétés de cette fonction, et les démarches suivies pour son élimination peuvent être trouvées en [10], [11], [9].

$$\text{Vitesse } v_h = v_h^l + v_h^b = \sum_{k=1}^{Nbnoe} N_k^l V_k^l + \sum_{j=1}^{nbelt} N_j^b V_j^b \quad (6.22)$$

$$\text{Pression } p_h = \sum_{k=1}^{Nbnoe} N_k^l P_k \quad (6.23)$$

6.4.7.3 Problème discrétisé

Il faut alors chercher la solution du problème discret suivant :

Trouver $(v_h, p_h) \in (V_h \times P_h)$ tel que

$$\int_{\Omega_h} 2K(\sqrt{3}\dot{\varepsilon}_h)^{m-1} \dot{\varepsilon}_h : \dot{\varepsilon}_h^* dV - \int_{\Omega_h} p_h \operatorname{div} v_h^* dV + \int_{\partial\Omega_{hc}} \mu\sigma_n \cdot v_h^* dS - \int_{\partial\Omega_{hT}} T_h \cdot v_h^* dS = 0 \quad (6.24)$$

et

$$\int_{\Omega} p_h^* \operatorname{div} v_h dV = 0$$

Le problème éléments finis non linéaire à résoudre de façon itérative donnera lieu aux équations suivantes :

$$\int_{\Omega_h} 2K(\sqrt{3}\dot{\varepsilon}_h)^{m-1} \dot{\varepsilon}_h : \dot{\varepsilon}_h^* dV - \int_{\Omega_h} p_h \operatorname{div} v_h^* dV + \int_{\partial\Omega_{hc}} \mu\sigma_n \cdot v_h^* dS - \int_{\partial\Omega_{hT}} T_h \cdot v_h^* dS = R_v(v, p) \quad (6.25)$$

$$\int_{\Omega} p_h^* \operatorname{div} v_h dV = R_p(v, p)$$

où $R_1(v, p)$ et $R_2(v, p)$ sont les résidus.

6.4.7.4 Linéarisation

Pour résoudre ce problème non linéaire, on utilise la méthode de Newton-Raphson. Dans cette méthode itérative, on part d'un vecteur initial (V^0, P^0) . Si on aboutit à une approximation (V^i, P^i) à l'itération i qui n'est pas satisfaisante, on cherche alors une correction $(\Delta V^{i+1}, \Delta P^{i+1})$ à l'approximation, en résolvant le système linéaire suivant, où le vecteur inconnu est $(\Delta V^{i+1}, \Delta P^{i+1})$:

$$\begin{cases} R_v(V^i, P^i) + H_{vv}\Delta V^{i+1} + H_{vp}\Delta P^{i+1} = 0 \\ R_p(V^i, P^i) + H_{pv}\Delta V^{i+1} + H_{pp}\Delta P^{i+1} = 0 \end{cases} \quad (6.26)$$

où H est le hessien donné par :

$$\begin{aligned}
 H_{vv} &= \frac{\partial R_v}{\partial V^i}(V^i, P^i) \\
 H_{vp} &= \frac{\partial R_v}{\partial P^i}(V^i, P^i) \\
 H_{pv} &= \frac{\partial R_p}{\partial V^i}(V^i, P^i) \\
 H_{pp} &= \frac{\partial R_p}{\partial P^i}(V^i, P^i)
 \end{aligned}
 \tag{6.27}$$

La nouvelle approximation est donnée par le schéma implicite suivant :

$$\begin{cases}
 V^{i+1} = V^i + \Delta V^{i+1} \\
 P^{i+1} = P^i + \Delta P^{i+1}
 \end{cases}
 \tag{6.28}$$

On itère ainsi jusqu'à aboutir à une solution (V, P) satisfaisante.

6.4.7.5 Discrétisation temporelle

Le procédé complet est discrétisé en plusieurs pas de temps. A chaque incrément de temps, les coordonnées des nœuds et la déformation sont calculées en utilisant un schéma d'Euler explicite :

$$X^{t+\Delta t} = X^t + \Delta t V^t \tag{6.29}$$

$$\bar{\varepsilon}^{t+\Delta t} = \varepsilon^t + \Delta t \dot{\varepsilon}^t \tag{6.30}$$

Ce schéma revient à faire l'hypothèse que le champ de vitesse reste constant pendant l'incrément de temps Δt . Pour une configuration donnée, on calcule le champ de vitesses V^t , et avec elle on calcule la configuration au pas de temps suivant $t + \Delta t$.

Cette discrétisation est appliquée aux nœuds dont la condition de contact n'évolue pas entre les instants t et $t + \Delta t$. Le traitement des conditions aux limites est décrit dans [7].

6.5 Formulation du problème mécanique dans Abaqus/ Explicit

6.5.1 Introduction

Pour résoudre le problème de mise en forme avec le logiciel Abaqus en utilisant la formulation explicite dynamique, nous allons, comme pour le code de calcul Forge, décrire les équations du problème mécanique. On supposera ici aussi que la température reste constante pendant l'incrément et que l'on connaît sa valeur en chaque point.

La résolution du problème est faite en déplacement et non en vitesse-pressure comme dans Forge.

6.5.2 Equations d'équilibre et formulation intégrale du problème

Les équations d'équilibre sont celles de conservation de la masse et de la quantité de mouvement comme avec Forge, mais l'inertie n'est cette fois pas négligée. Nous partons donc de la même façon du principe de puissances virtuelles [12].

$$\int_V \sigma : \delta D dV = \int_S t^T \cdot \delta v dS + \int_V f^T \cdot \delta v dV \quad (6.31)$$

avec D le tenseur de vitesse de déformation, et t et f les forces surfaciques et volumiques respectivement. δv est le champ de vitesses virtuelles correspondant à v^* dans la formulation de Forge précédemment décrite (6.20).

Dans l'analyse dynamique, les forces volumiques sont divisées en deux termes :

$$\int_V f \cdot \delta v dV = \int_V F \cdot \delta v dV - \int_V \rho \ddot{u} \cdot \delta v dV \quad (6.32)$$

où F correspond aux forces externes imposées, ρ est la densité et \ddot{u} le champ d'accélération.

6.5.3 Loi de comportement

La formulation viscoplastique précédemment décrite pour Forge n'est pas disponible avec Abaqus. D'ailleurs, les critères de stabilité du calcul indispensables à l'utilisation d'une formulation en explicite, qu'on décrira ultérieurement, sont basées sur le module de Young. La différence entre les deux formulations utilisées viscoplastique et élastoviscoplastique n'est cependant pas très critique car on estime que la partie élastique est négligeable face à la déformation plastique.

Pour décrire le comportement de l'Usibor 1500 à chaud, en supposant que le matériau est isotrope, une loi élasto - viscoplastique est donc utilisée.

Etant donné que les paramètres rhéologiques estimés au moyen des essais dans le chapitre 4 sont ceux de la loi de Norton-Hoff, nous avons cherché les paramètres équivalents pour la loi élasto-viscoplastique d'Abaqus (cf. chapitre 7, paragraphe 7.3.2).

La formulation de la loi de comportement dans Abaqus est basée sur la décomposition additive de la vitesse de déformation en une partie élastique et une partie plastique.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^{el} + \dot{\epsilon}^{pl} \quad (6.33)$$

Un critère de plasticité est utilisé pour déterminer si le matériau répond de façon purement élastique à un état particulier de contrainte de température, d'autres variables d'état. Dans notre cas, le critère de plasticité est celui de Von Mises.

1) Terme élastique

Dans le cas où la déformation élastique représente moins de 1% de la déformation totale, nous pouvons considérer un modèle d'élasticité linéaire:

$$\sigma = D^{el} : \varepsilon^{el} \quad (6.34)$$

avec σ le tenseur de contraintes de Cauchy et D^{el} le tenseur d'élasticité

2) Terme visco - plastique

Ce terme tient compte de l'érouissage du matériau qui, dans notre cas, est isotrope, ainsi que de la sensibilité à la vitesse de déformation et de l'influence de la température :

$$\bar{\sigma} = \sigma^0(\bar{\varepsilon}^{pl}, \theta, f_i) R(\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}, \theta, f_i) \quad (6.35)$$

avec θ la température et f_i des variables supplémentaires (non considérées dans notre cas).

La contrainte d'écoulement σ^0 est introduite par un tableau en fonction de la déformation, et la vitesse de déformation équivalente s'écrit :

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} = D(R-1)^n \quad (6.36)$$

Les paramètres D et n sont des paramètres propres au matériau qui seront calculés à partir de ceux de Norton-Hoff, en fonction de la température, de façon à avoir l'équivalence entre les deux lois. Cette correspondance sera obtenue lors de la phase de préparation des simulations (cf. chapitre 7, paragraphe 7.3.2).

6.5.4 Conditions initiales et conditions aux limites

Les conditions initiales et aux limites appliquées dans nos calculs Abaqus sont du même type que celles présentées dans le cas de Forge, mais exprimées en fonction du déplacement au lieu de la vitesse.

6.5.5 Méthode des éléments finis

6.5.5.1 Choix des éléments

Plusieurs types d'éléments sont disponibles dans Abaqus [13]. Pour notre application à l'emboutissage à chaud, des éléments solides parallélépipédiques à huit nœuds avec une interpolation linéaire et la possibilité d'intégration de la température ont été choisis (C3D8RT) (figure 6.5).

L'intégration des valeurs de déplacement et température cherchées sont faits dans le cas d'une intégration complète sur les points de Gauss. Une intégration réduite qui consiste en un schéma d'intégration d'un ordre inférieur au schéma complet est aussi implémentée en Abaqus. Cette possibilité qui a été retenue dans le cadre de nos calculs. L'intégration réduite a comme avantage la réduction du temps de calcul, mais du fait que la matrice de rigidité a un rang insuffisant, des modes de réponse singulière, sans sens physique peuvent apparaître. Ce phénomène est appelé « hourglass »

(effet sablier). Différentes façons de contrôler ce phénomène ont été mises en place (pour plus d'informations cf. [12]).

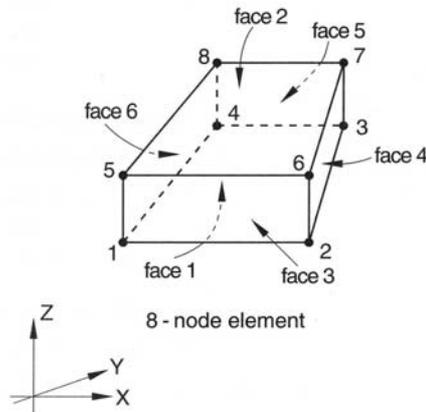


Figure 6. 5: élément C3D8RT [13]

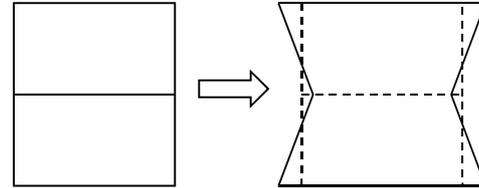


Figure 6. 6: effet hourglass

6.5.5.2 Problème discrétisé

L'équation d'équilibre après discrétisation à l'aide de fonctions d'interpolation sur chaque élément s'écrit :

$$M^{NM} \ddot{u}^M + I^N - P^N = 0 \quad (6.37)$$

où

$$M^{NM} = \int_V \rho N^N \cdot N^M dV \text{ est la matrice de masse} \quad (6.38)$$

$$I^N = \int_V \beta^N : \sigma dV \text{ étant } \beta^N = \beta^N(x, N_N) \text{ est le vecteur de forces internes et} \quad (6.39)$$

$$P^N = \int_S N^N \cdot t dS + \int_V N^N \cdot F dV \text{ est le vecteur de forces externes} \quad (6.40)$$

6.5.5.3 Résolution du problème

Comme nous avons déjà indiqué, la formulation d'Abaqus est en déplacement. On cherchera donc à résoudre le système d'équations (6.37) qui nous donnera l'accélération \ddot{u} pour ensuite arriver au déplacement u . Le problème est résolu selon un schéma explicite en différences finies centrées, c'est-à-dire que la valeur de l'accélération calculée à l'incrément i est utilisée pour avancer la valeur de la vitesse à l'incrément $i + 1/2$ et le déplacement à l'incrément $i + 1$ ((6.42) et (6.43)).

L'efficacité de résolution du problème se trouve dans l'utilisation d'une matrice masse diagonalisée ou condensée. Cette condensation est obtenue en faisant l'addition de chaque ligne de la matrice de masse à la diagonale. La procédure explicite ne requiert pas d'itérations (6.41) [13].

$$\ddot{u}^i = M^{-1} \cdot (F^i - I^i) \quad (6.41)$$

$$\dot{u}^{i+\frac{1}{2}} = \dot{u}^{i-\frac{1}{2}} + \frac{\Delta t^{i+1} + \Delta t^i}{2} \ddot{u}^i \quad \text{où } \dot{u} \text{ est la vitesse} \quad (6.42)$$

$$u^{i+1} = u^i + \Delta t^{i+1} \dot{u}^{i+\frac{1}{2}} \quad (6.43)$$

Un traitement spécial doit être appliqué aux vitesses à mi -incrément pour les conditions initiales, et pour la présentation des résultats. Au démarrage du calcul, la valeur $\dot{u}^{-\frac{1}{2}}$ doit être définie ; les conditions suivantes sont prises par défaut :

$$u^{+\frac{1}{2}} = u^0 + \frac{\Delta t^1}{2} \ddot{u}^0 \quad (6.44)$$

$$u^{-\frac{1}{2}} = u^0 + \frac{\Delta t^0}{2} \ddot{u}^0 \quad (6.45)$$

En ce qui concerne la présentation des résultats, les vitesses à l'incrément $i+1$ sont données comme interpolation linéaire des vitesses à mi-incrément :

$$\dot{u}^{i+1} = \dot{u}^{i+\frac{1}{2}} + \frac{1}{2} \Delta t^{i+1} \ddot{u}^{i+1} \quad (6.46)$$

6.5.5.4 Stabilité

L'intégration dans le temps dans une méthode explicite utilise des pas de temps très petits. En effet, le schéma de différences finies centrées est conditionnellement stable : la condition de stabilité porte sur le pas de temps qui doit être inférieur à une valeur limite. Cette valeur est prise comme le temps minimum utilisé par une onde qui traverse un élément du maillage :

$$\Delta t \approx \frac{L_{\min}}{c_d} \quad (6.47)$$

où L_{\min} est la taille du plus petit élément et c_d est la vitesse de l'onde de dilatation qui est calculée à partir des coefficients de Lamé, λ et μ ($\lambda = f(E, \nu)$; $\mu = f(E, \nu)$), avec E et ν le module de Young et le coefficient de Poisson respectivement :

$$c_d = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} \quad (6.48)$$

On utilisera donc des incréments de temps inférieurs à la valeur de temps critique donné par (6.47).

6.5.5.5 Temps de calcul

Le temps de calcul pour une simulation utilisant le schéma explicite avec un maillage donné, est directement proportionnel au temps du procédé et au nombre d'incrément de temps nécessaires. En tenant compte du fait que l'incrément de temps ne peut pas être plus grand que le temps nécessaire pour qu'une perturbation traverse un élément du maillage, le temps de calcul lié aux procédés quasi-statiques peut être très grand.

Deux stratégies peuvent être utilisées pour réduire le temps de calcul : augmenter la vitesse du procédé ou/et augmenter la densité du matériau. Cependant, pour éviter des erreurs de calcul trop importantes, le rapport énergie cinétique - énergie interne ne doit pas dépasser 10% [12].

6.5.5.5.1 Augmentation de la vitesse du procédé

Pour réduire le nombre d'incrément, la vitesse du procédé peut être artificiellement augmentée, c'est à dire considérer un temps du procédé plus court. Cette solution peut induire deux erreurs: dans le cas où la vitesse est excessivement augmentée, l'augmentation des forces d'inertie peut changer la réponse du système. Une autre source d'erreur peut venir d'une modification du comportement du matériau, en particulier si le matériau est sensible à la vitesse de déformation. Une solution a été trouvée dans le cadre de nos simulations pour éviter ce problème ; elle sera décrite lors de la présentation de nos calculs (chapitre 7, paragraphe 7.3.4.4).

6.5.5.5.2 Augmentation de la masse (mass scaling)

Une augmentation artificielle de la densité du matériau ρ , d'un facteur b réduit le nombre d'incrément N jusqu'au N/\sqrt{b} . Ce concept appelé "mass scaling" peut être utilisé pour des matériaux avec un comportement sensible à la vitesse de déformation, mais il a le même effet sur les forces d'inertie que l'augmentation de la vitesse dans le procédé.

6.6 Formulation du problème thermique en Forge

6.6.1 Introduction

Un calcul précis de la température est indispensable pour la simulation du procédé d'emboutissage à chaud. Les problèmes mécanique et thermique sont en effet fortement couplés, la température influençant l'évolution du comportement du matériau. Nous allons formuler les équations qui fourniront la température T de la tôle et sa variation au cours du temps.

6.6.2 L'équation de la chaleur

L'équation de la chaleur (6.49) est obtenue en modifiant à l'aide de différentes hypothèses physiques et mathématiques, l'équation de l'énergie qui dérive du premier principe de la thermodynamique. Plus d'informations sur ce développement peuvent être trouvées dans [14].

$$\rho c \frac{dT}{dt} = \text{div}(q) + \dot{W} \text{ avec } \begin{cases} \rho c : \text{capacité calorifique} \\ T : \text{température} \\ q : \text{flux de chaleur} \\ \dot{W} : \text{terme de couplage, source de chaleur} \end{cases} \quad (6.49)$$

\dot{W} représente le taux d'énergie volumique reçue par le système ; il est fonction du champ de contraintes et de la vitesse de déformation.

Nous supposons que le matériau obéit à une loi de conduction isotrope :

$$q = -k \text{grad}(T) \text{ avec } k \text{ la conductivité du matériau.} \quad (6.50)$$

6.6.3 Conditions initiales et aux limites

- Comme conditions initiales, on peut avoir un champ de température initial dans la pièce, qui peut être homogène ou déterminé au préalable par un calcul (ou des mesures).
- Les conditions aux limites peuvent être exprimées de la forme suivante (figure 6.7) :
- convection et rayonnement ; on écrit ce type de conditions, en regroupant les deux modes de transfert :

$$-k \text{grad}(\vec{T}) \cdot \vec{n}_{ext} = h(T_s - T_{ext}) \text{ sur } \partial\Omega_1 \text{ avec } \begin{cases} h = h_{cv} + h_r \\ h_r = \varepsilon_r \sigma_r (T_s + T_{ext})(T_s^2 + T_{ext}^2) \end{cases} \quad (6.51)$$

- température imposée (6.52)

$$T = T_{imp} \text{ sur } \partial\Omega_2$$

- conditions aux limites de flux imposés à la surface (6.53)

$$-k \text{grad}(\vec{T}) \cdot \vec{n}_{ext} = \Phi_{imp} \text{ sur } \partial\Omega_3$$

- contact entre deux corps

$$-k \text{grad}(\vec{T}) \cdot \vec{n}_{ext} = \frac{1}{R}(T_1 - T_2) = h_c(T_1 - T_2) \text{ sur } \partial\Omega_4 \quad (6.54)$$

où T_{ext} et T_s sont les températures extérieures et à la surface, n_{ext} est la normale extérieure à la surface, ε_r représente l'émissivité, σ_r est la constante de Stefan ($5.6696110^{-8} \text{ kg} \cdot \text{s}^{-3} \cdot \text{K}^{-4}$) et h , h_{cv} , h_r les

coefficients de transfert global, de convection et de rayonnement respectivement. Enfin h_c est le coefficient de conduction entre les deux corps.

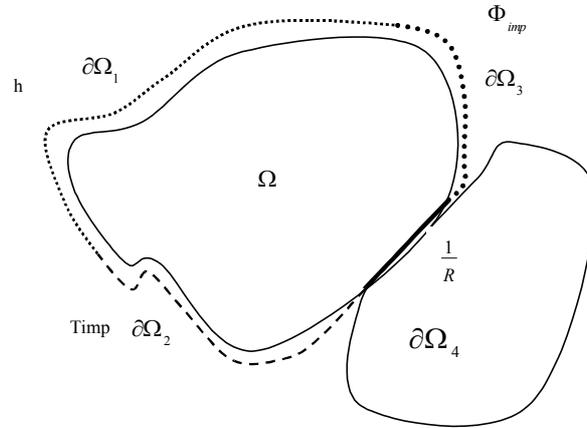


Figure 6.7 : problème thermique [9]

6.6.4 Formulation intégrale

Méthode de Galerkin

Cette méthode permet de résoudre numériquement l'équation non linéaire de la chaleur, pour trouver le champ de températures tel que [14] :

$$\forall T^* \int_{\Omega} \rho c \frac{dT}{dt} T^* d\Omega - \int_{\Omega} \text{div}(k \nabla T) T^* d\Omega - \int_{\Omega} \dot{W} T^* d\Omega = 0 \quad (6.55)$$

Si on intègre par parties la deuxième intégrale, on obtient:

$$- \int_{\Omega} \text{div}(k \nabla T) T^* d\Omega = - \int_{\partial\Omega} k \nabla T n T^* dS + \int_{\Omega} k \nabla T \nabla T^* d\Omega \quad (6.56)$$

Si on substitue $-k\nabla T$ dans l'équation de la chaleur par les conditions aux limites décrites dans (6.51)-(6.54), on obtient:

$$\int_{\Omega} \rho c \frac{dT}{dt} T^* d\Omega + \int_{\Omega} k \nabla T \cdot \nabla T^* d\Omega - \int_{\Omega} \dot{W} T^* d\Omega + \int_{\partial\Omega_3} \phi_{imp} T^* dS_3 + \int_{\partial\Omega_1} h(T - T_{ext}) T^* dS_1 + \int_{\partial\Omega_4} h_c(T - T_2) = 0 \quad \text{et} \quad T = T_{imp} \text{ sur } \partial\Omega_2 \quad (6.57)$$

6.6.5 Discrétisation par la méthode d'éléments finis

6.6.5.1 Introduction

Dans la méthode de Galerkin, l'unique inconnue est le champ de température. On utilisera des fonctions d'interpolation linéaire pour discrétiser cette variable par la méthode des éléments finis.

6.6.5.2 Discrétisation spatiale, type d'élément

La formulation par éléments finis permet d'écrire à l'instant t la température T en un point quelconque de la pièce (x) sur Ω en fonction des valeurs connues aux nœuds du domaine Ω_h discrétisé :

$$T(x) = \sum_{k=1}^{nbnoe} N_k(x) T_k \quad (6.58)$$

où $N(x) \in P^1$ est la fonction d'interpolation linéaire sur l'élément tétraédrique. Le problème discrétisé se met sous la forme d'un système algébrique :

$$[C] \frac{d(T)}{dt} + [K](T) = (Q) \quad (6.59)$$

où (T) désigne le vecteur inconnu composé des valeurs nodales, $[C]$ est la matrice de capacité, $[K]$ la matrice de conductivité et (Q) le vecteur chargement. Nous obtenons la formulation de Galerkin en regroupant les termes avec les expressions suivantes :

$$C_{ki} = \sum_{elt} \int_{\Omega_{elt}} \rho c N_k N_i d\Omega \quad (6.60)$$

$$K_{ki} = \sum_{elt} \left[\int_{\Omega_{elt}} k \text{grad}(N_k) \text{grad}(N_i) d\Omega + \int_{\partial\Omega_3} h N_k N_i dS_3 + \int_{\partial\Omega_4} h_c N_k N_i dS_4 \right] \quad (6.61)$$

$$Q_k = \sum_{elt} \left[\int_{\Omega_{elt}} \dot{W} N_k d\Omega + \int_{\partial\Omega_2} h T_{ext} N_k dS_2 + \int_{\partial\Omega_3} \phi_{imp} N_k dS_3 \right] \quad (6.62)$$

Ce système nécessite un schéma d'intégration temporel. De plus, il est non-linéaire car les matrices $[C]$, $[K]$ et le vecteur (Q) sont thermodépendants.

6.6.5.3 Discrétisation temporelle

On partitionne le temps total des opérations en une série d'intervalles de temps : $\Delta t = t_i - t_{i-1}$. Le choix de cet intervalle est très important pour la résolution globale du problème thermo-mécanique (cf.

6.6.5.5). Le schéma choisi est un schéma à trois pas [14]. Le système (6.59) est discrétisé à l'instant t^* , et on écrit la température d'un point T^* à t^* comme suit :

$$t^* = \alpha_1 t_{n-1} + \alpha_2 t_n + \alpha_3 t_{n+1} \quad (6.63)$$

$$T^* = \alpha_1 T_{n-1} + \alpha_2 T_n + \alpha_3 T_{n+1} \quad (6.64)$$

Si on applique le même schéma à la dérivée, on obtient :

$$\frac{dT^*}{dt} = \frac{\beta_1 T_{n-1} + \beta_2 T_n}{t_n - t_{n-1}} + \frac{\gamma_1 T_n + \gamma_2 T_{n+1}}{t_{n+1} - t_n} \quad (6.65)$$

Des relations entre les les paramètres sont couramment utilisés pour simplifier l'expression de cette dérivée comme suit [14] :

$$\frac{dT^*}{dt} = (1 - \gamma_2) \frac{T_{n-1} + T_n}{t_n - t_{n-1}} + \gamma_2 \frac{T_n + T_{n+1}}{t_{n+1} - t_n} \quad (6.66)$$

Le système (6.59) peut être réécrit en fonction de T^* comme:

$$[C] \frac{d(T^*)}{dt} + [K](T^*) = (Q) \quad (6.67)$$

Soit,

$$[C^*] \left\{ (1 - \gamma_2) \frac{T_n - T_{n-1}}{\Delta t_1} + \gamma_2 \frac{T_{n+1} - T_n}{\Delta t_2} \right\} + [K^*] \{ \alpha_1 T_{n-1} + \alpha_2 T_n + \alpha_3 T_{n+1} \} = (Q^*) \quad (6.68)$$

où $\Delta t_1 = t_n - t_{n-1}$ et $\Delta t_2 = t_{n+1} - t_n$

Le schéma choisi est celui de Dupont dont le jeu de coefficients est [14] :

$$\alpha_1 = 0.25, \quad \alpha_2 = 0, \quad \alpha_3 = 0.75, \quad \gamma_2 = 1$$

L'initialisation est faite par un schéma de Crank-Nicholson à un pas de temps, dont le jeu de coefficients est :

$$\alpha_1 = 0, \quad \alpha_2 = 0.5, \quad \alpha_3 = 0.5, \quad \gamma_2 = 1$$

6.6.5.4 Linéarisation du problème

Comme indiqué précédemment, puisque [C], [K] et (Q) sont thermo-dépendants, le système (6.67) est non linéaire. Il peut être résolu par des méthodes itératives de type Newton-Raphson comme celle décrite pour la résolution du problème mécanique, mais ces méthodes sont très coûteuses. La méthode retenue est la linéarisation par la formule de Zlamal [soyris]. On substitue toute grandeur G qui représente dans notre cas les matrices [C] et [K] et le vecteur (Q), par la linéarisation suivante :

$$G^* = C_0 G_{n-1} + C_1 G_n \quad (6.69)$$

Cette approximation doit rester cohérente avec le schéma temporel (6.63). On arrive donc à l'expression :

$$G^* = \left(\frac{1}{2} - \frac{\gamma_2}{2} \left(1 + \frac{\Delta t_2}{\Delta t_1}\right)\right) G(t_{n-1}) + \left(\frac{1}{2} + \frac{\gamma_2}{2} \left(1 + \frac{\Delta t_2}{\Delta t_1}\right)\right) G(t_n) \quad (6.70)$$

Après substitution dans les matrices, on aboutit au système linéaire :

$$[A](T^*) = (B) \quad (6.71)$$

avec

$$\begin{aligned} A &= f(C_{n-1}, C_n, K_{n+1}, K_n, t_{n-1}, t_n, t_{n+1}, \alpha_i, \gamma_i) \\ B &= g(C_{n-1}, C_n, Q_{n+1}, Q_n, t_{n-1}, T_n, T_{n+1}, t_{n+1}, t_n, \alpha_i, \gamma_i) \end{aligned} \quad (6.72)$$

où le vecteur (T^*) contient les variables nodales inconnues du problème à l'instant t^* . Après résolution, la température à l'instant t_{n+1} est déterminée à partir de (6.64):

$$T_{n+1} = \frac{1}{\alpha_3} (T^* - \alpha_1 T_{n-1} + \alpha_2 T_n) \quad (6.73)$$

6.6.5.5 Méthodes stabilisées, utilisation de la thermique asynchrone

La méthode de Galerkin présente des problèmes d'oscillations spatio-temporelles du champ de température dans le cadre des chocs thermiques forts tels que la trempe entre outils froids. Ce problème est lié à la distance de pénétration h_p , définie comme étant la distance à laquelle l'essentiel du choc thermique est ressenti, et au temps de pénétration de la chaleur t_p via la diffusivité thermique :

$$a = \frac{k}{\rho c} \quad (6.74)$$

Les oscillations thermiques sont liées à la discrétisation spatiale. Un raffinement du maillage éviterait l'effet du choc, mais ceci alourdit considérablement le temps de calcul. Ainsi, si la taille de maille h est imposée, le pas de temps stable évitant les oscillations devra être plus grand que :

$$\Delta t_{choc} = \frac{h^2}{4a} \quad (6.75)$$

L'imposition de la valeur du pas de temps en fonction de la géométrie et des propriétés du matériau est le principal inconvénient de cette méthode [15].

Le pas de temps décrit ci-dessus ne correspond pas forcément au pas de temps désiré pour le calcul mécanique (Δt_{meca}). Pour résoudre ce problème, on utilisera la thermique asynchrone [9].

La thermique qui correspond au pas de temps désiré (Δt_{meca}) (qui est normalement plus petit que celui qui convient au choc thermique), va être calculée à partir de la température qu'on appellera asynchrone et qui correspond au pas de temps qui convient au critère du choc (Δt_{choc}). On écrit ainsi :

$$T_{n+1} = T_n + (T_{n+1}^{asyn} - T_n) \frac{\Delta t_{asyn}}{\Delta t_{meca}} \quad (6.76)$$

où T_{n+1} est la valeur de la température à mettre dans l'incrément mécanique, T_n est la température à l'incrément précédent, T_{n+1}^{asyn} est la température calculée avec le pas de temps qui convient au choc thermique, Δt_{meca} est le pas de temps mécanique et Δt_{asyn} le pas de temps calculé pour le choc thermique.

Cette approximation reste valable si le rapport $\frac{\Delta t_{meca}}{\Delta t_{asyn}}$ n'est pas trop faible. En pratique, pour des valeurs de ce rapport de 10^{-1} et 10^{-2} , on observe des résultats proches d'un maillage très raffiné.

Il existe dans Forge 3 un schéma de contrôle automatique du pas de temps par minimisation d'erreur qui consiste à fixer une borne supérieure pour la variation de la température sur l'incrément ΔT_{max} . Cela conduit à adopter d'une part un pas de temps faible lorsque la vitesse de refroidissement est importante ou lorsque la dissipation par changement de phase s'accroît, et d'autre part un pas de temps plus important lorsque les effets thermiques sont faibles (généralement en fin de simulation).

- Limites de la thermique asynchrone : lorsque le choc devient violent, elle peut conduire à un champ de température apparemment cohérent, mais assez éloigné de la réalité. La solution est alors d'avoir recours à des techniques numériques plus robustes telle que les méthodes mixtes température et flux en thermique [9].

6.6.6 Couplage thermo-mécanique

A chaque incrément, la température et vitesse/pression sont les inconnues du problème comme nous l'avons vu dans les paragraphes précédents. Cependant, le problème n'est pas résolu globalement et simultanément étant donné la taille de la matrice à résoudre et le déconditionnement des matrices. Dans Forge, un algorithme de résolution par bloc interactif est utilisé. On considère la résolution du premier bloc mécanique en utilisant le bloc thermique de l'incrément précédent. Le découplage suivant est considéré :

$$P(v, p, T) = \begin{cases} P_1(T)_{v,p} = 0 \\ P_2(v, p)_T = 0 \end{cases} \quad (6.77)$$

Le calcul est fait de manière alternée par incrément. La thermique est donc calculée avec un incrément de retard par rapport au champ de vitesse et de pression. L'algorithme de résolution utilisée est présenté sur la figure 6.8 :

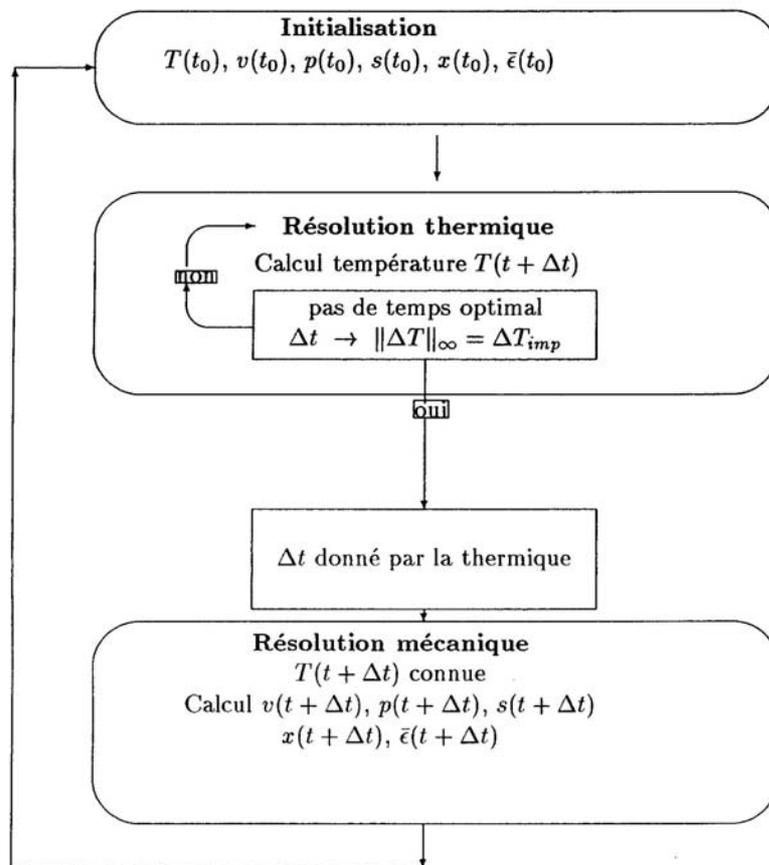


Figure 6.8 : Schéma du couplage thermomécanique [9]

6.7 Résolution du problème thermique dans Abaqus/Explicit

6.7.1 Introduction

Le champ de température est calculé dans Abaqus comme pour le problème mécanique avec un schéma d'intégration explicite, c'est à dire que la température à l'incrément en question est calculée à partir des valeurs connues de la température à l'incrément précédent. Nous allons décrire la formulation pour discrétiser le problème, et calculer ensuite la température à chaque incrément.

6.7.2 Equation de la chaleur; formulation intégrale du problème

L'équation de la chaleur est formulée comme dans Forge en utilisant la formulation de Galerkin :

$$\int_V \rho \dot{U} \delta\theta dV + \int_V \text{div}(k\nabla T) \delta\theta dV = \int_V r \delta\theta dV + \int_s q \delta\theta dS \quad (6.78)$$

où $\delta\theta$ est un champ de température variationnel qui satisfait aux conditions aux limites, \dot{U} correspond à la variation d'énergie interne du système, et le second membre correspond à l'apport de chaleur.

6.7.3 Conditions initiales et aux limites

Les conditions initiales et aux limites sont appliquées de la même façon que dans Forge.

6.7.4 Méthode des éléments finis

6.7.4.1 Discrétisation spatiale

L'approximation géométrique est réalisée au moyen d'éléments de type C3D8RT (cf. paragraphe 6.5.5.1) où la température est interpolée comme suit :

$$\theta = N^N(x)\theta^N, \quad N = 1, 2, \dots, N_T \quad (6.79)$$

où $\delta\theta$ sont les températures aux nœuds. Le problème discrétisé est donné par :

$$\int_V N^N \rho \dot{U} dV + \int_V \frac{\partial N^N}{\partial x} \text{div}(k\nabla T) \delta\theta = \int_V N^N r dV + \int_s N^N q dS \quad (6.80)$$

Ce système peut être mis sous forme matricielle :

$$[C^{NJ}](\dot{\theta}^N) = (P^J - F^J) \quad (6.81)$$

avec [C] la matrice de capacité, (P) le vecteur source de chaleur extérieur, et (F) le vecteur de source de chaleur interne.

6.7.4.2 Résolution du problème

L'équation de la chaleur précédemment présentée est intégrée dans Abaqus/Explicit selon un schéma de différences finies amont :

$$\theta_{(i+1)}^N = \theta_{(i)}^N + \Delta t_{(i+1)} \dot{\theta}_{(i)}^N \quad (6.82)$$

où θ^N est la température au nœud N et l'index i fait référence au nombre de l'incrément. Comme on peut observer, la température à l'incrément du calcul est obtenue à partir des valeurs connues de $\theta_{(i)}^N$ à l'incrément précédent. Les valeurs de $\dot{\theta}_{(i)}^N$ sont calculées au début de l'incrément :

$$\dot{\theta}_{(i)}^N = [C^{NJ}]^{-1} (P_{(i)}^J - F_{(i)}^J) \quad (6.83)$$

Puisque la matrice [C] de capacité est diagonalisée, la valeur de $\dot{\theta}_{(i)}^N$ est obtenue très rapidement.

6.7.4.3 Stabilité

Comme nous avons pu le voir dans la description du calcul mécanique, l'intégration selon la procédure explicite entraîne l'utilisation d'incrément de temps très petits pour arriver à une résolution stable. Une approximation de la limite de stabilité pour l'opérateur de différences finies amont appliquée à la solution du problème thermique est donnée par :

$$\Delta t \approx \frac{L_{\min}^2}{2\alpha} \quad (6.84)$$

où L_{\min} est le plus petit élément du maillage et α est la diffusivité thermique du matériau qui est donnée par : $\alpha = \frac{k}{\rho c}$, avec k , ρ , et c , la conductivité, densité, et chaleur spécifique du matériau respectivement.

6.7.5 Couplage thermo-mécanique

La solution du problème mécanique est obtenue au moyen d'un schéma d'intégration en différences finies centrées avec une matrice de masse diagonale. Un schéma de différences finies excentrées donne le résultat du problème thermique. Ces deux schémas sont explicites, et ils peuvent donc être simultanément couplés. Pour résoudre ce problème, il ne faut pas d'itérations, et la gestion du contact s'avère plus simple que dans le cas du problème implicite. Cependant, nous sommes soumis aux conditions de stabilité mécaniques et thermiques.

6.7.6 Stabilité

La limite de stabilité d'un calcul thermo-mécanique couplé est donnée par [12] :

$$\Delta t \leq \min\left(\frac{2}{\omega_{\max}}, \frac{2}{\lambda_{\max}}\right) \quad (6.85)$$

où ω_{\max} est la plus haute fréquence dans le système d'équations de la réponse mécanique et λ_{\max} est la plus grande valeur propre du système d'équations de la réponse thermique. Dans la plupart des applications, le critère de pas de temps mécanique gouvernera la limite de stabilité.

6.8 Applications des codes implicites et explicites à l'emboutissage

6.8.1 Introduction

Les formulations explicites et implicites sont utilisées dans la bibliographie pour simuler les opérations d'emboutissage. Une synthèse des résultats trouvés pour les cas d'emboutissage à froid a été réalisée dans [1] : les principales conclusions sont que les codes explicites sont souvent plus rapides et simples à implémenter ; par contre, ils sont moins efficaces pour reproduire le retour élastique et ils donnent parfois des résultats éloignées de la réalité à cause des artifices utilisés pour accélérer le calcul.

En ce qui concerne les éléments, les plus utilisés pour modéliser la tôle sont souvent les éléments coques, l'inconvénient de ce type d'élément étant qu'il ne reproduit pas bien les formes géométriques finales quand il s'agit de déformations compliquées. Plus de détails sur les comparaisons explicite/implicite en emboutissage à froid peuvent être trouvés par exemple dans [1], [3], [4].

Nous allons décrire à présent quelques exemples d'emboutissage où l'effet de la température est pris en compte.

6.8.2 Emboutissage à chaud d'un acier trempable

Le premier exemple porte sur l'utilisation d'un code explicite pour simuler l'opération d'emboutissage à chaud d'un acier au bore trempable [15].

La méthode explicite est utilisée malgré le fait que le procédé de mise en forme par emboutissage à chaud soit suffisamment lent pour être considéré comme quasi statique, et donc que les méthodes implicites soient, en principe, plus adaptées. Cependant, du fait des non-linéarités provenant du matériau, de la géométrie et du contact, le pas de temps nécessaire sera petit, et donc les auteurs prévoient un calcul excessivement long. Ce problème n'affecte pas la durée du calcul explicite et donc cette méthode est retenue.

Les calculs thermo-mécaniques sont faits avec le logiciel DYNA3D qui a été modifié pour tenir compte d'une analyse thermo-mécanique couplée adaptée à des produits minces.

La description du matériau tient compte de la déformation plastique avec un écrouissage dépendant de la température. La contrainte d'écoulement ainsi que le module de Young varient aussi avec la température.

Le modèle physique prend en compte des changements des propriétés avec la microstructure. La dilatation, ainsi que la plasticité de transformation due au changement de phase, sont prises en compte. Les évolutions non-linéaires en température incluent celles de la capacité thermique et de la conductivité thermique ainsi que celles de la chaleur latente due à la transformation de phase.

La loi de comportement utilisée est élasto-plastique et dépend de la température. L'influence de la vitesse de déformation n'est pas prise en compte.

Le problème thermique est intégré de façon explicite, comme dans Abaqus/Explicit, au moyen d'un schéma de différences finies excentrées.

Le couplage thermo-mécanique est géré de la même façon que dans Forge. Les calculs thermique et mécanique sont réalisés séparément et l'échange d'information est fait à la fin de l'incrément. Le calcul thermique est basé sur la géométrie et les données de contact de l'incrément mécanique précédent ; le champ de température obtenu est ensuite utilisé pour l'analyse mécanique.

Les problèmes thermique et mécanique sont résolus explicitement et pour chacun des problèmes un pas de temps différent est nécessaire en fonction de la stabilité. Le pas de temps thermique est, la plupart du temps, plus grand que celui pour la résolution mécanique : pour un pas de temps thermique, plusieurs pas de temps mécaniques sont donc effectués ; une interpolation linéaire de la température est utilisée dans ces pas de temps intermédiaires.

Les types d'éléments utilisés sont des coques en thermique pour la tôle, et des éléments solides pour les outils. Les éléments coques standard ont une approximation linéaire de la température dans l'épaisseur. Pour l'application à l'emboutissage à chaud, ces éléments ont été modifiés de façon à avoir une approximation de la température linéaire dans le plan, et quadratique dans la direction de l'épaisseur.

6.8.3 Emboutissage à tiède d'une tôle en aluminium

L'objectif de ce travail est de simuler l'emboutissage à tiède de l'aluminium avec un code éléments finis implicite (DIEKA). La stratégie utilisée pour augmenter l'efficacité de la méthode implicite consiste à tenir compte des effets d'inertie en combinaison avec la résolution itérative du problème linéaire. [2]

La matrice de masse et celle de capacité sont diagonalisées et ajoutées à celle de rigidité. L'ajout de l'inertie favorise la convergence de la méthode.

Une autre particularité de ces simulations est d'utiliser un code éléments finis avec une intégration temporelle implicite adaptée aux éléments coques. Pour ce faire, l'inertie dans les équations d'équilibre n'est pas négligée comme dans le cas du problème quasi-statique.

Le problème matriciel à résoudre est donc de la forme :

$$M\ddot{d} + C\dot{d} + f_{\text{int}} - f_{\text{ext}} = 0 \quad (6.86)$$

Le problème est linéarisé par la méthode de Newton-Raphson, comme détaillé au paragraphe 6.4.7.4.

Le schéma temporel utilisé est le suivant :

$$M\ddot{d}_n + C\dot{d}_n = f_{\text{ext},n} - f_{\text{int},n} \quad (6.87)$$

$$\dot{d}_n = \dot{d}_{n-1/2} + \frac{1}{2}\Delta t \ddot{d}_n \quad (6.88)$$

$$d_{n+1} = 2d_n - d_{n-1} + \Delta t^2 \ddot{d}_n \quad (6.89)$$

Le problème thermo-mécanique couplé est résolu à chaque incrément. M est la matrice masse et C est la matrice capacité.

Les éléments utilisés sont de type coque ; ce type d'éléments peut être utilisé avec un schéma d'intégration implicite efficace si on ne néglige pas les effets d'inertie. Pour ces procédés quasi-statiques, une augmentation artificielle de la masse, "mass scaling", ou de la vitesse du poinçon est utilisée comme dans le cas de codes explicites.

Du fait de la grande conductivité de l'aluminium et comme les tôles utilisées sont très minces, la température est considérée comme constante dans l'épaisseur, et donc les éléments coques ont été utilisés avec un seul degré de liberté en température par nœud.

Les outils sont considérés comme des surfaces rigides à température constante du fait de leur inertie et de leur grande capacité thermique comparativement à celle de la tôle.

6.8.4 Simulation de la mise en forme anisotherme de produits minces

Dans cet exemple [16], SHEET-3, un code implicite de simulation avec une formulation en déplacement est utilisé. Le couplage thermo-mécanique est formulé avec la même approche que dans Forge. Ils utilisent la méthode de Bishop à deux pas : le calcul de la déformation est réalisé en supposant que la température ne change pas dans un petit intervalle de temps suivi du même incrément de temps dans lequel on suppose que le transfert thermique a lieu sans déformation additionnelle. Le type d'élément utilisé dans ce calcul est de type membrane.

6.9 Bilan des avantages et inconvénients des méthodes implicites et explicites

6.9.1 Méthode explicite

1) Avantages de la méthode explicite:

- Ces types de codes sont plus rapides et les équations sont plus facilement implémentables [tesis mihaela]
- Le temps de calcul est directement proportionnel à la taille du modèle éléments finis. Le fait de diagonaliser la matrice de masse permet d'utiliser un maillage très fin sans augmenter considérablement le temps du calcul [3].
- Le contact est mieux géré, avec des algorithmes plus simples [4].
- Très efficace pour des calculs dynamiques où les forces d'inertie sont suffisamment grandes pour ne pas devoir les augmenter artificiellement.

2) Inconvénients des codes explicites:

- Un inconvénient des méthodes explicites est qu'ils sont conditionnement stables ce qui veut dire qu'ils ont besoin de pas de temps extrêmement petits ou d'adaptations artificielles du modèle. La condition d'équilibre n'est pas nécessairement satisfaite après chaque incrément, ce qui peut aboutir à des mauvais résultats.
- Le fait d'augmenter artificiellement la vitesse du poinçon a comme effet une diminution de la précision des calculs à cause des effets artificiels de l'inertie [3].
- La prédiction de la géométrie après le retour élastique dépend de la qualité du calcul des contraintes, celles-ci pouvant être perturbées par des phénomènes dynamiques parasites issues des accélérateurs du calcul.
- Pour des procédés dont le pilotage se fait en force, le temps de calcul est très grand car le pas de temps nécessaire est très petit.
- Pour des matériaux qui présentent une sensibilité à la vitesse de déformation, des résultats précis sont très difficiles à obtenir sauf si un grand nombre d'incrément est utilisé [3].

6.9.2 Méthodes implicites

1) Avantages de la méthode implicite:

- La méthode implicite est inconditionnellement stable. L'équilibre est satisfait à chaque incrément, ce qui donne lieu à des résultats plus fiables.
- Le retour élastique est plus précisément calculé que dans le cas explicite.
- Le calcul des inconnues est fait uniquement à partir des données de l'incrément actuel, et donc les résultats sont plus précis.
- Avec cette méthode, on peut traiter des problèmes élasto-visco plastiques avec des résultats précis.

2) Inconvénients des codes implicites

- Les équations doivent être résolues de façon itérative.
- Le temps de calcul augmente de façon quadratique avec la taille du modèle.
- La gestion du contact est compliquée, et la convergence est parfois très difficile à atteindre.

6.10 Références bibliographiques

- [1] M. Teodorescu, Application d'une formulation explicite en vitesse à la modélisation numérique du forgeage, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2002.
- [2] A.H. van den Boogaard, Thermally enhanced forming of aluminium sheet, modelling and experiments. Doctoral Thesis, Twente University, 2002.
- [3] S.P. Wang, S. Choudhry, T. B. Wertheimer, Comparison between the static implicit and dynamic explicit methods for FEM simulation of sheet forming processes. In Huétink and Baaijens, editors, Simulation of Material Processing : Theory, Methods and Applications, pp.245-250. Balkema, Rotterdam, 1998.
- [4] N. Rebelo, J.C. Nagtegaal, L.M. Taylor and R.Passmann, Comparison of implicit and explicit finite element method in the simulation of metal forming processes. Proceedings of Numiform '92, Numerical Methods in Industrial Forming Processes, J.L Chenot et al. (eds), pp. 99-108, Valbonne, Sophia Antipolis, 1992.
- [5] J. Monnoyer, Simulation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500, rapport de stage, Arcelor, Sollac- Fos sur Mer, 2003.
- [6] G. Dhatt, G. Touzot, Une présentation de la méthode des éléments finis, Maloine S.A. Paris et Les Presses de l'Université Laval Quebec (eds), 1981.
- [7] D. Vieilledent, Optimisation des outils en forgeage à chaud par simulation éléments finis et méthode inverse. Applications à des problèmes industriels. Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 1999.
- [8] Séminaire de Plasticité, éléments finis et mise en forme des métaux, Ecole des Mines de Paris, CEMEF.
- [9] C. Aliaga, Simulation numérique par éléments finis en 3D du comportement thermomécanique au cours du traitement thermique d'aciers : application à la trempe de pièces forgées ou coulées. Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2000.
- [10] T. Coupez, Grandes transformations et remaillage automatique. Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris 1991.
- [11] K. Mocellin, Contribution à la simulation numérique tridimensionnelle du forgeage à chaud : étude du contact et calcul multigrille. Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 1999.
- [12] Abaqus/Explicit User's Manual, Vol.II
- [13] Abaqus Theory Manual

- [14] N. Macaire-Soyris, Modélisation tridimensionnelle du couplage thermique en forgeage à chaud. Thèse de Doctorat. Ecole des Mines de Paris, 1990.
- [15] G. Bergman, Modelling and simulation of simultaneous forming and Quenching, Doctoral Thesis, Luleå University of Technology, 1999.
- [16] Y. H. Kim and R.H. Wagoner, A 3D finite element method for non-isothermal sheet-forming processes. Int J. Mech. Sci. Vol. 33, n.11, pp. 911-925, 1991.

Chapitre 7

Simulation 3D du procédé d'emboutissage à chaud

Sommaire

7.1 Introduction.....	140
7.2 Simulation de l'emboutissage à chaud avec Forge 3.....	140
7.2.1 Vers une version pour l'emboutissage.....	140
7.2.2 Maillage de la tôle avec le mailleur M.P.M. (Mailleur Produits Minces) de Forge 3.....	141
7.2.3 Paramètres rhéologiques, thermiques, et tribologiques.....	141
7.2.4 Recherche des paramètres de convergence.....	144
7.2.5 Calculs parallèles.....	146
7.2.6 Analyse de sensibilité au maillage.....	147
7.2.6.1 Déformation.....	148
7.2.6.2 Température :.....	150
7.2.6.3 Temps de calcul.....	152
7.2.6.4 Synthèse de l'influence de la taille de maille sur les résultats des simulations.....	152
7.2.7 Comparaison du calcul avec les résultats expérimentaux.....	153
7.2.7.1 Introduction.....	153
7.2.7.2 Comparaison des températures finales.....	153
7.2.8 Pied milieu complet.....	161
7.3 Simulation de l'emboutissage à chaud avec Abaqus/Explicit.....	163
7.3.1 Introduction.....	163
7.3.2 Loi de comportement Abaqus : équivalence des paramètres avec la loi de Norton-Hoff.....	163
7.3.3 Paramètres thermophysiques et coefficient de transfert thermique dans Abaqus.....	164
7.3.4 Optimisation des calculs 3D.....	165
7.3.4.1 Introduction.....	165
7.3.4.2 Indices de précision du calcul.....	165
7.3.4.3 Influence sur la température.....	166
7.3.4.4 Influence sur le comportement mécanique.....	167
7.3.4.5 Choix des valeurs des accélérateurs du temps de calcul.....	168
7.3.5 Maillage du flan.....	169
7.3.6 Validation des paramètres optimaux : application à des calculs du pied milieu.....	169
7.3.6.1 Introduction.....	169
7.3.6.2 Test des indicateurs de précision du calcul.....	170
7.3.6.4 Comparaison des résultats en termes de température.....	171
7.3.6.5 Comparaison des résultats en termes de déformation plastique équivalente.....	173
7.3.6.6 Comparaison des résultats avec les essais.....	173
7.4 Conclusions.....	176
7.5 Références bibliographiques.....	177

7.1 Introduction

L'objectif de cette deuxième partie sur la simulation numérique est d'utiliser tous les paramètres tant rhéologiques que thermiques estimés grâce aux essais et simulations 2D décrits dans les chapitres 3 et 4 afin de simuler la mise en forme du démonstrateur, le pied milieu, par emboutissage à chaud.

Nous allons nous concentrer sur la phase de mise en forme, et nous réaliserons donc un calcul thermo-mécanique avec Forge 3 et avec Abaqus/Explicit.

La figure 7.1 montre la matrice, le serre-flan et le poinçon qui constituent les outils de mise en forme.

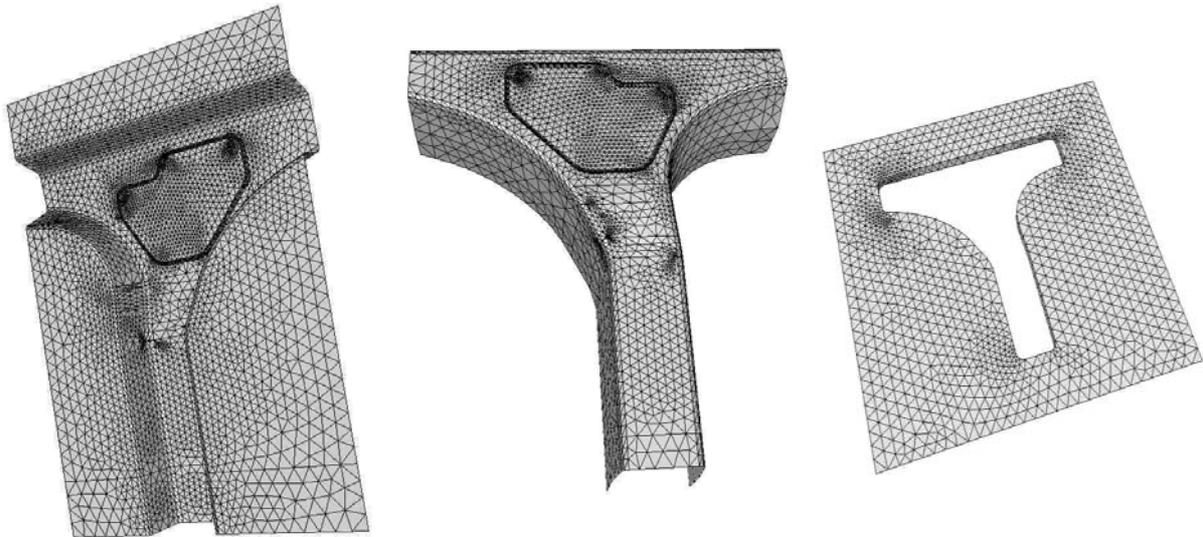


Figure 7.1 : matrice, poinçon et serre flan du pied milieu

7.2 Simulation de l'emboutissage à chaud avec Forge 3

7.2.1 Vers une version pour l'emboutissage

Le code de calcul Forge a été développé pour traiter des problèmes de mise en forme de matériaux et plus précisément de forgeage. Etant donné que dans ces procédés, la pièce à former est massive, des adaptations du code pour son application aux produits minces ont dû être réalisées.

Historiquement, une version du code utilisant une approximation membrane a été développée. Ce type d'élément est très efficace pour simuler des opérations de formage superplastique mais présente des faiblesses pour les cas d'emboutissage car la flexion ne peut pas être simulée [1]. Ensuite, des éléments coques épaisses modifiées ont été implémentées dans Forge 3. Il s'agissait d'éléments à 8 nœuds avec une surface moyenne fonctionnant comme une membrane [2].

Actuellement, les éléments utilisés dans Forge sont des éléments volumiques tétraédriques avec une interpolation du type P1+/P1 comme on a vu dans le chapitre précédent.

Le mailleur automatique de Forge réalise un maillage non structuré avec un remaillage bien adapté aux produits massifs. Des modifications du maillage et du remaillage pour son application à l'emboutissage en gardant des éléments compatibles avec les tétraèdres ont été réalisées [3]. D'autres modifications du code de calcul Forge 3 pour son application à l'emboutissage de tôles sont :

l'introduction des lois de plasticité permettant de tenir compte de l'anisotropie (Hill 48 et Barlat 91) et la possibilité de contrôler l'effort de serre-flan pendant le procédé de mise en forme.

Dans le cas particulier de l'emboutissage à chaud du pied milieu, la version 6.2 parallélisée de Forge 3 (cf. paragraphe 7.2.5) a été utilisée. Le mailleur adapté aux produits minces est compatible avec cette version. Etant donné que le rémaillage est en développement pour cette version, nous n'allons donc pas l'utiliser cette option dans nos calculs.

D'autre part, on considèrera que le matériau austénitisé est quasiment isotrope et donc les critères anisotropes de plasticité ne seront pas utilisés dans notre cas.

7.2.2 Maillage de la tôle avec le mailleur M.P.M. (Mailleur Produits Minces) de Forge 3

Le maillage initial de la tôle est construit à partir d'un maillage surfacique composé d'éléments triangulaires. Chacun de ces triangles est ensuite extrudé en prismes en utilisant les valeurs nodales de l'épaisseur. Chaque prisme est ensuite divisé en trois tétraèdres (figure 7.2) [4].

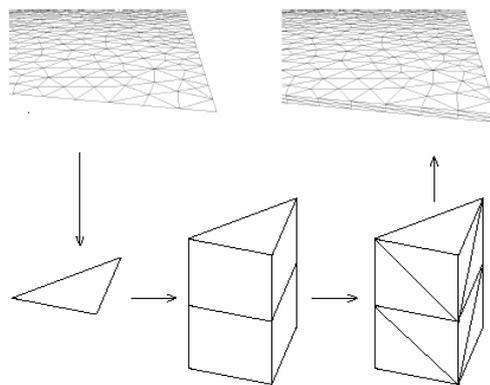


Figure 7.2 : mécanisme de maillage

7.2.3 Paramètres rhéologiques, thermiques, et tribologiques

Pour la mise en forme à chaud, nous avons considéré le comportement viscoplastique du matériau tel qu'il a été décrit au paragraphe 6.4.3 du chapitre précédent. La loi de comportement utilisée est celle de Norton-Hoff dont les paramètres K , m , n , β ont été identifiés par des essais décrits dans le chapitre 4.

Le coefficient de transfert thermique entre la tôle et les outils a été tout d'abord considéré constant et d'une valeur de $5000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$. car la version 6.2 de Forge 3 n'intègre pas la variation du coefficient de transfert thermique avec la pression.

Le coefficient de frottement tôle-outils suit une loi de Coulomb avec un coefficient $\mu = 0.15$ considéré sur la base de l'analyse de la littérature. Cependant, nous avons réalisé une analyse de sensibilité à ce paramètre pour avoir une idée de son influence dans notre cas. Pour ce faire, nous avons utilisé le logiciel en déformations planes, Forge 2. Un calcul utilise une géométrie représentative de celle d'une section de l'omega mais aux dimensions réduites afin de simplifier le calcul (figure 7.3).

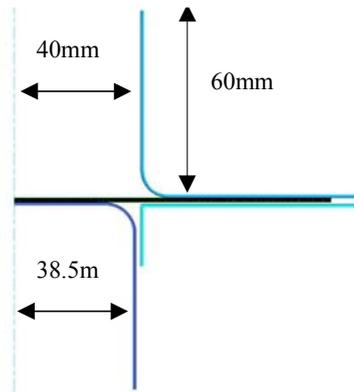


Figure 7.3 : géométrie pour les calculs d'analyse de sensibilité au frottement

Les résultats en terme d'effort d'emboutissage en fonction du temps, distribution d'épaisseur de la tôle à la fin du calcul et de température à la fin du calcul ont été comparés en fonction de la valeur du coefficient μ (0, 0.1, 0.5, 0.15, 0.2, 0.25).

1) Evolution de l'effort d'emboutissage

Comme on peut observer à la figure 7.4, la différence entre l'effort d'emboutissage pour une valeur 0 du coefficient de frottement (calcul glissant) est très importante par rapport aux résultats avec les autres valeurs de ce coefficient.

Pour ces autres courbes, on voit que l'effort ne varie pas en fonction du frottement jusqu'à un certain stade du calcul. Après ce stade, on observe un saut dans la valeur de l'effort à $t = 1$ seconde du procédé. Le saut augmente d'ailleurs avec la valeur du coefficient de frottement. A la figure 7.5, l'instant correspondant au temps $t=1s$ du procédé est représenté. Cet instant correspond au moment où la tôle rentre en contact avec les parois verticales du poinçon et la matrice. On observe qu'à partir de ce moment, la valeur du coefficient de frottement a une influence significative sur la valeur de l'effort d'emboutissage.

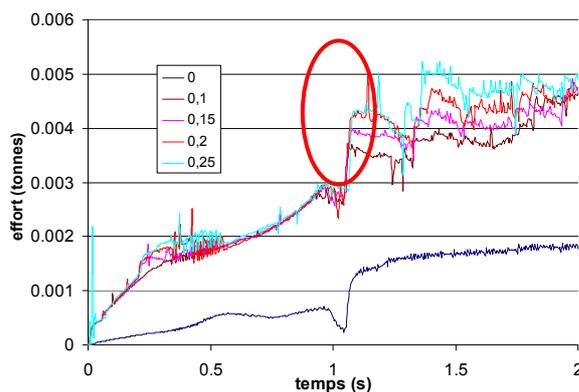


Figure 7.4 : évolution de l'effort d'emboutissage

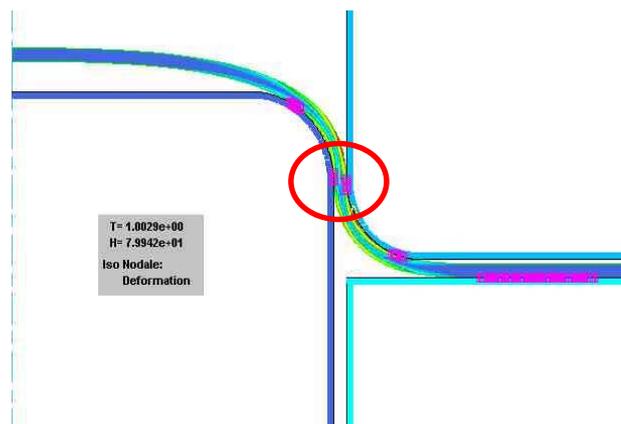


Figure 7.5 : début du contact de la tôle avec la partie verticale du poinçon

2) Influence du coefficient de frottement sur la distribution de l'épaisseur dans la tôle

L'évolution de l'épaisseur en fonction de la distance au centre du poinçon est représentée à la figure 7.6. On observe que le coefficient de frottement à une faible influence sur la valeur de l'épaisseur à l'exception du calcul réalisée en conditions glissants. Nous observons aussi un léger épaissement de la tôle (zone entourée en rouge dans les figures 7.6 et 7.7). Cet épaissement pourrait être dû au cisaillement de la tôle entre matrice et poinçon. Ce phénomène n'a pas été observé dans nos pièces, peut-être parce que les géométries sont moins sévères.

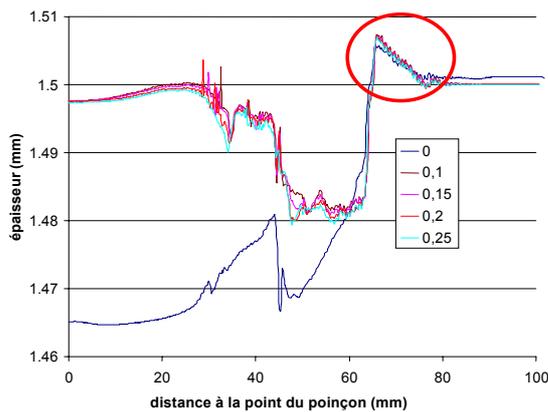


Figure 7.6 : répartition de l'épaisseur dans la tôle

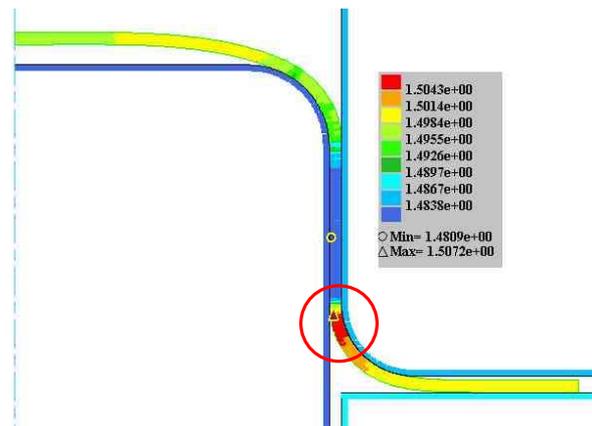


Figure 7.7 : zone d'épaissement de la tôle

3) Influence du frottement sur la distribution finale de température

Enfin la distribution finale de la température dans la tôle à la fin du calcul est montrée à la figure 7.8. On n'observe pas d'influence de la valeur du coefficient de frottement, sauf à partir du rayon de matrice (figure 7.9). Cette influence pourrait être liée à une différence dans l'évolution du contact et donc dans l'évolution de la température, créée par le frottement au niveau du rayon de matrice.

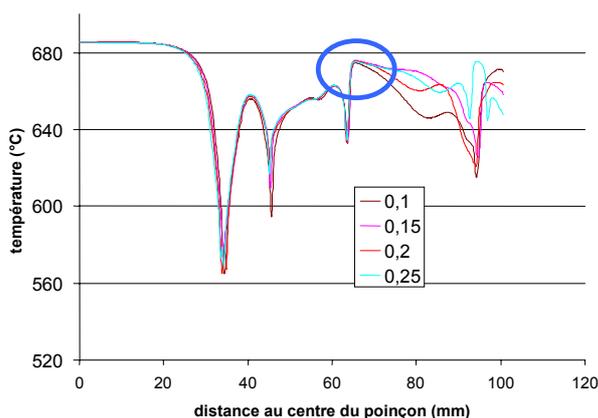


Figure 7.8 : profil de température en fonction du coefficient de frottement

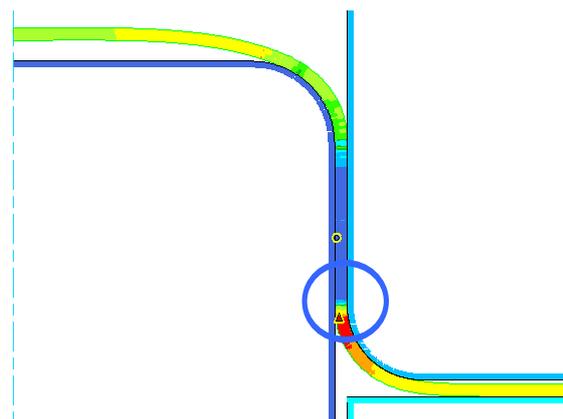


Figure 7.9 : point à partir duquel on constate une influence du frottement dans le profil de température

4) Récapitulatif sur la sensibilité au coefficient de frottement

Au vu des résultats obtenus au moyen de la simulation sur ce cas test, on constate une influence non négligeable du coefficient de frottement sur l'effort, mais très faible sur l'amincissement de la tôle. En ce qui concerne la température, la différence entre les coefficients extrêmes 0.1 et 0.25 est de 20°C. Ces effets pourront être atténués dans le cas de notre géométrie étant donné que dans le cas du pied milieu, l'angle d'entrée matrice n'est pas de 90°.

7.2.4 Recherche des paramètres de convergence

Comme nous avons vu dans le chapitre 6, les principaux inconvénients des codes de calcul implicites sont : la durée du calcul, la difficile gestion du contact et les possibles difficultés d'obtenir la convergence. Nous avons travaillé sur ces trois aspects pour le cas d'un calcul simple. La géométrie de ce calcul est montrée à la figure 7.10. Un plan de symétrie a été rajouté pour éviter l'instabilité du calcul dû au glissement de la tôle. Les paramètres rhéologiques, thermiques et de frottement utilisés sont ceux décrits précédemment. Le fichier de données peut être trouvé en annexe 4.

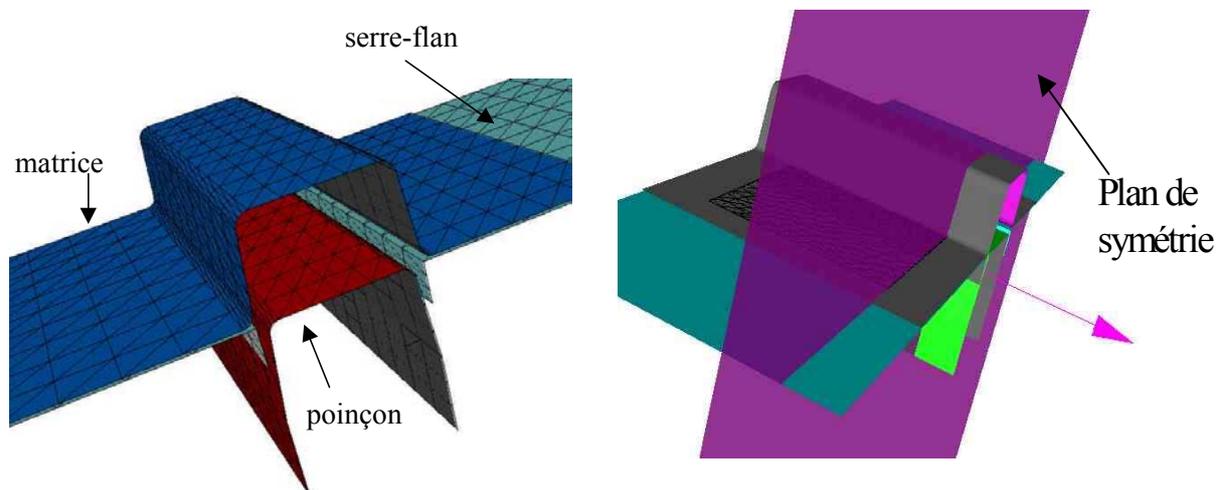


Figure 7.10 : configuration du calcul

1) Pour réduire le temps du calcul, un des paramètres de gestion de contact a été modifié ; il s'agit de (Dpenplus) imposé à une valeur de 0.7. Ce paramètre indique la distance maximale de recherche de contact, sa valeur par défaut est de ($l_{base}/20$), étant l_{base} la taille de maille moyenne.

Nous avons imposé une valeur égale à la moitié de l'épaisseur de la tôle (épaisseur de la tôle = 1.5), car avec la valeur par défaut, le contact était recherché à des distances trop importantes, voire au-delà de l'épaisseur de la tôle. La recherche à proximité réduit le temps de calcul.

2) La gestion du contact est également améliorée en diminuant la distance de pénétration autorisée, cette distance est gérée par le paramètre (Dpen) qui, par défaut, doit prendre la valeur ($l_{base}/100$) ; cette valeur est trop importante dans notre cas. Pour éviter la pénétration de l'outil dans la tôle, ce paramètre a été pris à une valeur de 0.005.

3) En général, la difficulté de convergence est rencontrée lors des 5 premiers incréments. Pour arriver à une convergence de tous les incréments, plusieurs paramètres ont été étudiés:

- Le nombre d'itérations maximal de Newton - Raphson a été augmenté à un maximum de 200 la valeur par défaut étant de 30.
- L'effet de l'inertie est pris en compte dans les calculs, ce qui a pour effet une amélioration de la convergence (cet effet à aussi été remarqué par [5].)
- La gravité a comme effet de stabiliser le début du calcul.
- Le préconditionneur est une matrice qui permet de simplifier le problème. Celui utilisé dans nos calculs est le "precondivp". Ce preconditionneur a l'avantage de converger à chaque incrément. L'inconvénient est que, pour arriver à convergence, il faut peut-être plus d'itérations et donc le temps de calcul est rallongé.
- Finalement, la disposition initiale de la tôle par rapport aux outils a été modifiée. La tôle est mise au début du calcul en contact avec la matrice et le poinçon, et une distance de 0.5mm est imposée avec le serre-flan. Cette disposition est presque équivalente à la réelle. Les échanges thermiques entre les outils et la tôle ne sont pas sensiblement modifiés. En revanche, la convergence est améliorée.

Les résultats du calcul sont montrés à la figure 7.11. On remarque que la déformation équivalente atteint des valeurs de 0.5. Ces valeurs nous semblent être trop importantes par rapport aux valeurs observées dans les essais réalisés.

Ces erreurs dans le calcul des déformations sont certainement dues à la taille de maille trop importante qui fait que la matière reste grippée dans les rayons de la matrice et le poinçon provoquant un étirement de la matière se trouvant entre les deux. Un détail du rayon de la matrice est montré en figure 7.12. Nous pouvons observer que la discrétisation des outils et de la tôle n'est pas suffisante pour bien suivre la courbure du rayon ce qui produit des pénétrations de la tôle dans l'outil.

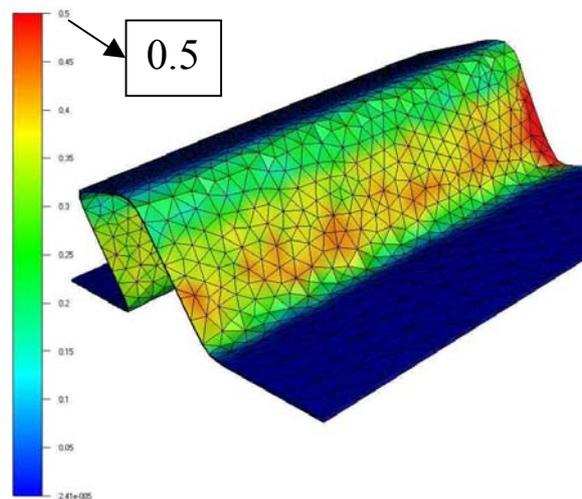


Figure 7.11 : déformation équivalente

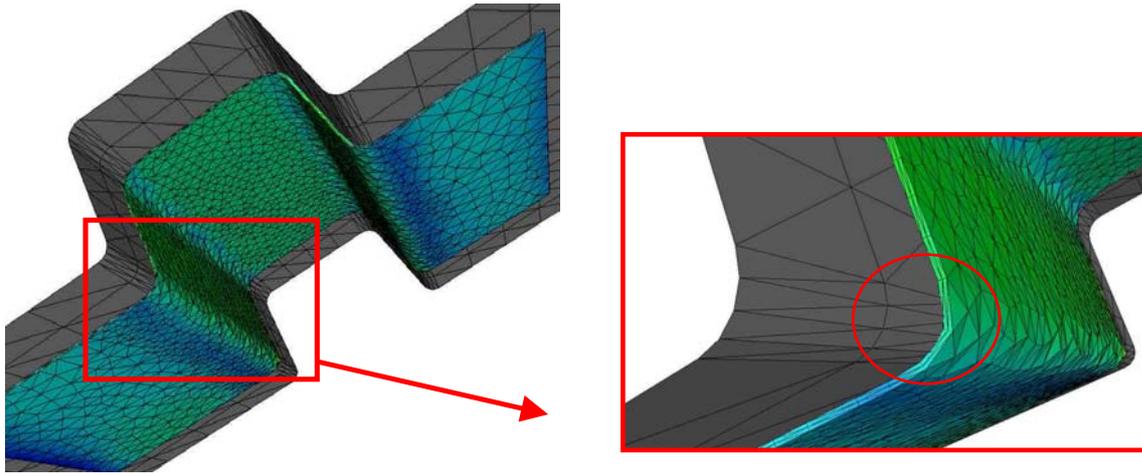


Figure 7.12 : analyse de contact

En ce qui concerne le temps de calcul CPU, la durée totale du calcul est de 74h 43min dont 28h (presque 40%) servent à résoudre les 5 premiers incréments.

7.2.5 Calculs parallèles

Au vu de la durée de calcul du cas présenté précédemment, nous avons décidé d'utiliser une version parallélisée de Forge 3. On peut ainsi effectuer des calculs sur plusieurs processeurs en parallèle. La pièce est alors divisée en autant de parties qu'il y a de processeurs, et la durée de calcul est ainsi réduite suivant un facteur d'accélération ("speed-up").

Nos calculs ont été réalisés sur le Cluster du CEMEF (figure 7.13) qui compte 32 nœuds de calcul gérés par deux stations de contrôle (Master 0 et Master 1). Chaque station et chaque nœud est un biprocesseur PIII 1GHz. Chaque processeur fait le calcul sur sa partie de maillage, mais les nœuds communiquent entre eux, pour échanger des informations afin de gérer les éléments frontières de chaque partition. Cette communication est réalisée à travers le réseau de calcul Myrinet, dont le débit est de 2Gb/s. Chaque nœud compte aussi une carte Ethernet (100Mb/s). Le réseau Ethernet permet aux nœuds de communiquer avec les stations de contrôle (Master 0 et 1) qui sont elles connectées au réseau Ethernet du CEMEF.



Figure 7.13 : 32 nœuds constituant le Cluster du CEMEF

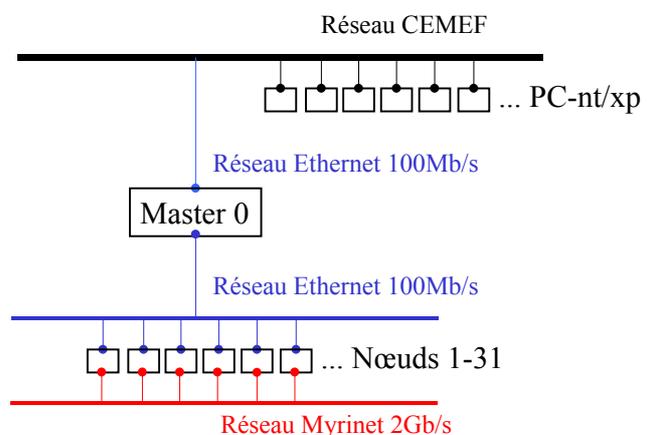


Figure 7.14 : schéma du réseau du cluster

Nous avons réalisé nos calculs sur 16 des 64 processeurs. Une tôle plus étroite est tout d'abord utilisée afin de diminuer le nombre d'éléments lors de la mise au point des simulations de l'emboutissage. Le maillage est partitionné en 16 morceaux dont 4 sont présentés à la figure 7.15. Avec les améliorations réalisées (diminution du nombre de nœuds et parallélisation du calcul), une réduction du temps de calcul de plus de 58h est obtenue : le calcul avec une taille de maille de 5 en 16 processeurs prend donc 16 heures.

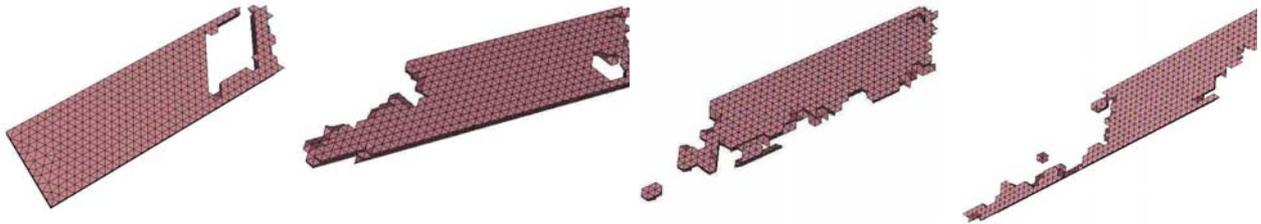


Figure 7.15 : partition de la tôle pour un calcul parallèle

7.2.6 Analyse de sensibilité au maillage

L'objectif de cette analyse est d'étudier l'influence de la taille de maille sur les résultats du calcul, et de déterminer une taille de maille optimale qui permette d'atteindre un compromis entre la précision des résultats et le temps de calcul.

Trois tailles de maille ont été testées: 5, 2 et 1mm (figure 7.16). Les calculs ont été réalisés avec la version parallèle de Forge 3, sur le cluster, tel que décrit dans le paragraphe précédent.

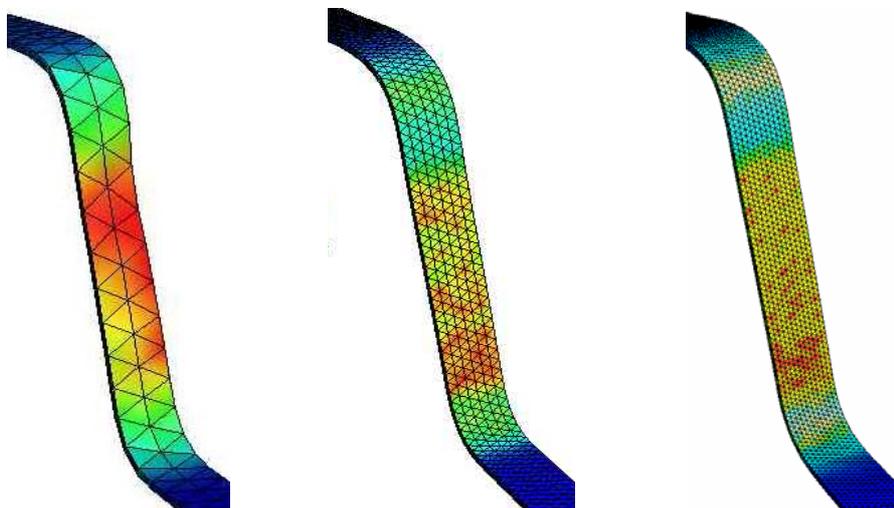


Figure 7.16 : différents maillages considérés

Les rayons de courbure des outils ont été discrétisés avec dix éléments pour éviter la pénétration de la tôle (figure 7.17).

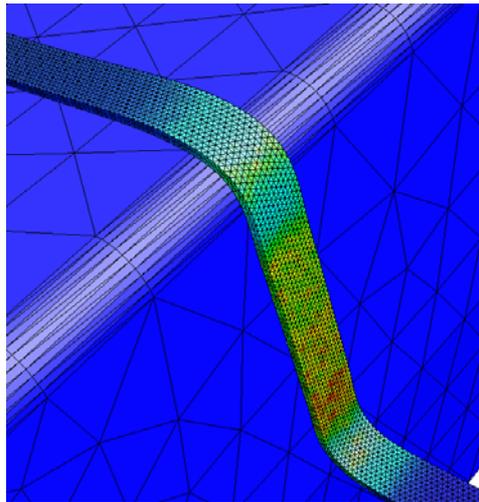


Figure 7.17 : discrétisation des rayons

7.2.6.1 Déformation

Les comparaisons en termes de déformation pour la section de la figure 7.18 le long de chaque omega sont montrées sur les figures 7.19 et 7.20. On observe que les valeurs de déformation sont très sensibles à la taille de maille. La différence de la valeur de la déformation en fonction de la taille de maille est appréciable dès le début du calcul, comme on peut l'observer sur la figure 7.19. La déformation équivalente atteint une valeur maximale de 0.2 à une hauteur $h = 20$ (28% de la hauteur finale), tandis qu'elle reste de l'ordre de 0.09 pour les cas où la taille de maille est de 2 et 1mm. La figure 7.20 illustre la déformation à une hauteur $h = 68$ (correspondant à 98% de la hauteur finale). On observe que, pour une taille de maille de 5, les déformations maximales sont de l'ordre de 0.6 alors qu'elles restent à 0.2 pour le cas de la taille de maille de 2mm et de 0.16 pour la taille 1 ; les lieux avec la déformation maximale sont entourés dans la figure 7.21.

On remarque aussi un avalement différent de la tôle : pour la taille de maille 5, elle s'avale 11mm moins que pour les autres deux tailles de maille. Ces différents effets pourraient être dus au grippage sous le rayon de la matrice.

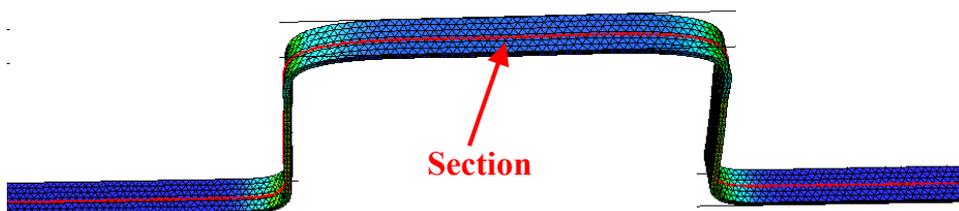


Figure 7.18 : section analysée

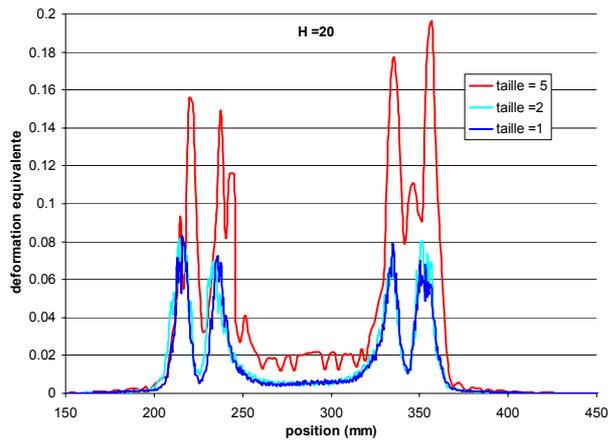


Figure 7.19 : déformation équivalente (h=20 mm)

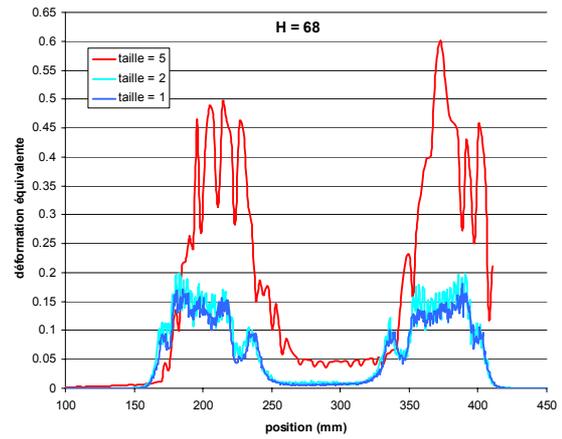


Figure 7.20 : déformation équivalente (h=68 mm)

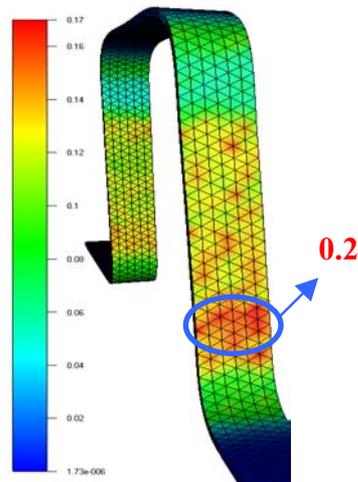


Figure 7.21 : emplacement des maximums de déformation

Sur la figure 7.22, on peut observer la pénétration de la tôle dans le rayon de courbure de la matrice pour la taille de maille de 5. Une taille de maille de 2 ou 1 s'adapte bien mieux à la courbure. Cette pénétration est également observée pour le rayon de courbure du poinçon.

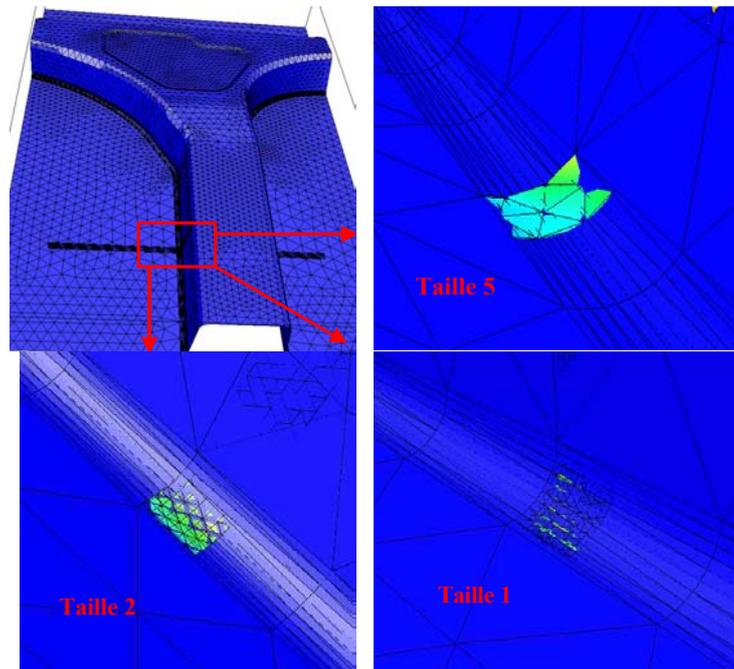


Figure 7.22 : pénétration de matière dans l'outil

7.2.6.2 Température :

Comme pour la déformation, nous avons tracé l'évolution de température le long de la section de la figure 7.18 pour chacun des omegas et pour deux hauteurs d'emboutissage (30 et 68 mm) ; les résultats sont montrés aux figures 7.23 et 7.24.

Les zones de refroidissement de la tôle sont celles qui sont en contact avec les outils. Nous allons étudier deux phénomènes qui produisent le refroidissement de celle-ci à deux endroits différents ; l'un en contact avec le poinçon entouré en bleu dans la figure 7.23 et l'autre dans la zone de contact avec le rayon de matrice et le serre-flan entouré en rouge dans la figure 7.23. Ces deux zones peuvent être retrouvées dans la figure 7.24 également, pour une étude à un instant vers la fin du calcul.

1) Zone de contact avec le poinçon

Nous observons une différence de 179°C entre les valeurs minimales de température pour une taille de maille de 5 et de 1. Pour la taille de maille 2, la différence par rapport à la taille 1 est de 31°C.

Cette différence peut être expliquée par le fait qu'une discrétisation insuffisante donne lieu à une zone de pénétration importante dans le poinçon et peut donc avoir comme conséquence une aire de contact plus importante que pour les autres deux cas (figure 7.25), ce qui induit à un refroidissement plus important.

Le fait que le pic de température minimale pour le cas de la taille de maille 5 soit plus large (figures 7.23 et 7.24) confirme le fait que la zone de contact dans ce cas soit plus large.

2) Zone de contact avec la matrice et le serre flan

Sur les figures 7.23 et 7.24, nous pouvons aussi observer un deuxième minimum de température, entouré en rouge sur la figure 7.23. Dans ce cas, nous observons que le pic de température minimale correspond au cas où la taille de maille est 1. Cette évolution de température différente pour les trois tailles de maille, est liée aux différences d'aires de contact dans chacun des cas.

Nous allons comparer les deux cas extrêmes, c'est-à-dire la taille de maille 5 et 1. Si nous observons la figure 7.23, nous remarquons que le pic de refroidissement pour la taille de maille de 5 est presque inexistant, alors qu'il est très important dans le cas de la taille 1. Si nous comparons maintenant les figures 7.25 et 7.27, nous remarquons que les zones de refroidissement ont une étendue différente dans les deux cas. La zone de refroidissement pour le cas de taille 1 est plus importante que dans le cas de taille 5. Ceci est dû à ce que la tôle de taille de maille 5 ne suit pas la courbure du rayon de matrice. Les éléments étant excessivement grands donnent une « rigidité » à la tôle, ce qui va modifier les points de contact : la tôle est alors moins en contact avec le serre-flan et la matrice que pour la taille 1. Le refroidissement est donc plus important quand la taille de maille est la plus petite, puisque l'aire de refroidissement est plus importante.

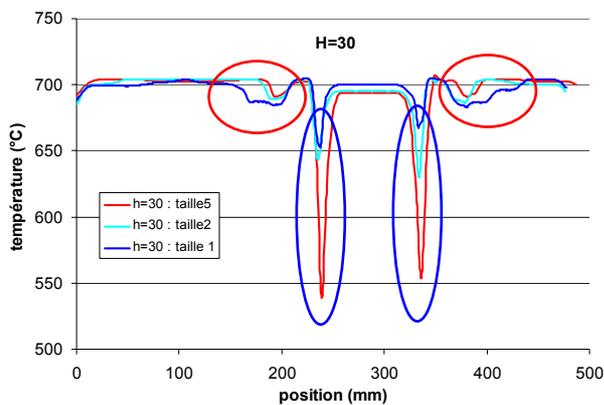


Figure 7.23 : évolution de la température à h=30

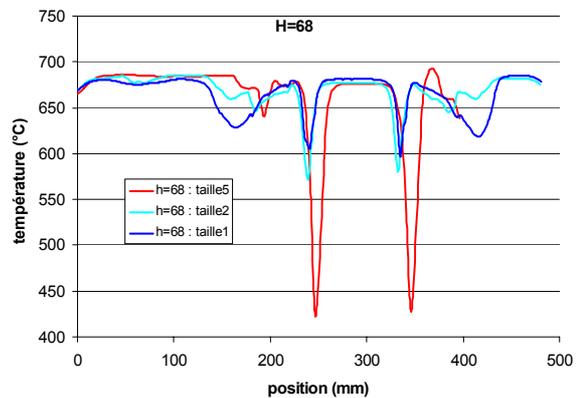


Figure 7.24 : évolution de la température à h=68

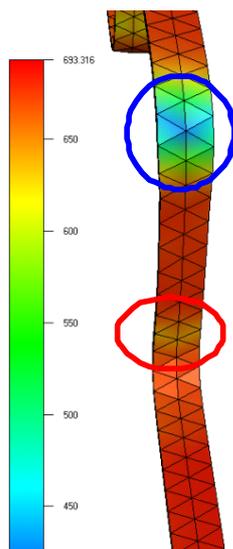


Figure 7.25 : zones de contact pour une taille de maille 5

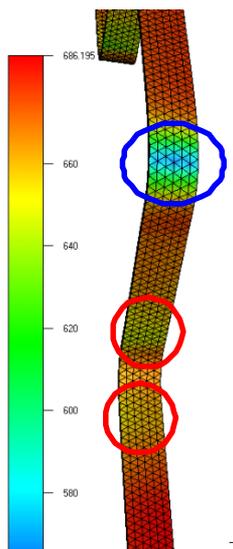


Figure 7.26 : zones de contact pour une taille de maille 2

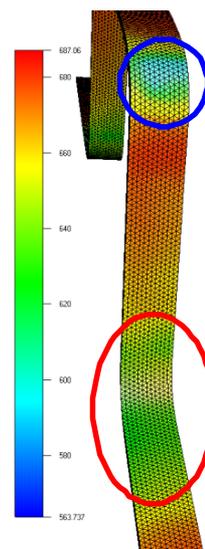


Figure 7.27 : zones de contact pour une taille de maille 1

7.2.6.3 Temps de calcul

Dans le tableau 7.1, les temps de calcul pour les différentes tailles de maille sont montrés : le calcul avec une taille de maille de 1 prend approximativement 5 fois plus que celui effectué avec une taille 5.

Taille de maille (mm)	5	2	1
Temps de calcul (h)	16	46	79
nombre d'incréments	109	211	328

Tableau 7.1 : temps de calcul pour les différentes tailles de maille

7.2.6.4 Synthèse de l'influence de la taille de maille sur les résultats des simulations

Les graphiques des figures 7.28, 7.29 et 7.30 illustrent les valeurs maximales de déformation, contrainte et température en fonction de la taille de maille. On peut remarquer une grande différence entre les résultats obtenus avec une taille de maille de 5 et ceux obtenues avec une taille de 2 et 1. La différence s'atténue entre la taille de maille 2 et 1, avec un 9% d'écart entre les déformations et 4,3% pour les contraintes ce qui est acceptable.

En revanche, les évolutions de température sont assez différentes entre les calculs avec une taille 2 et 1, notamment dans la zone près du rayon de matrice. Comme nous l'avons constaté au paragraphe 7.2.6.2, ces différences ont leur origine dans les zones de contact. Pour bien estimer les conditions thermomécaniques de ces zones, il faut donc utiliser la taille de maille 1.

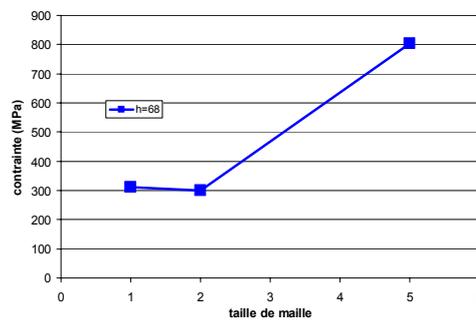
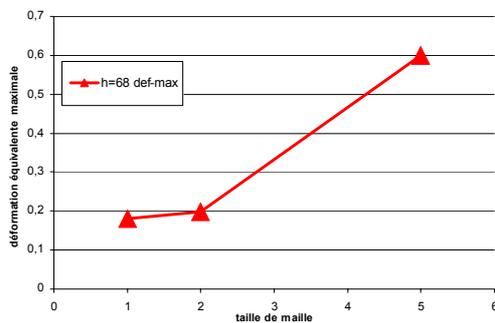


Figure 7.28 : déformation en fonction de la taille de maille Figure 7.29 : contrainte en fonction de la taille de maille

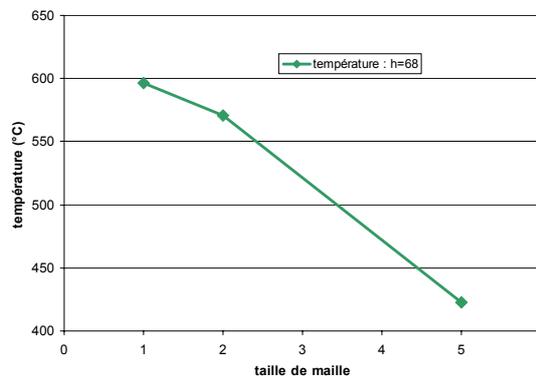


Figure 7.30 : température finale en fonction de la taille de maille

7.2.7 Comparaison du calcul avec les résultats expérimentaux

7.2.7.1 Introduction

Des essais décrits au chapitre 5 sont utilisés pour valider nos calculs en termes d'évolution de température et d'épaisseur. Nous allons utiliser les essais de type omega et ceux du pied milieu complet. Pour valider la température, nous utilisons les informations obtenues avec les dispositifs de mesure de température décrits en chapitre 5, et les mesures de dureté. Ces dernières permettent d'affirmer si la pièce a été trempée ou pas, et donc si la température finale est inférieure à 400°C, ou bien si la vitesse de refroidissement a été trop lente pour passer devant le nez de la bainite (cf. chapitre 5, paragraphe 5.6).

Nous allons continuer nos analyses en utilisant les résultats obtenus pour une taille de maille de 1. Nous réduisons la largeur de la tôle à 2mm et un calcul prend environ 22h.

7.2.7.2 Comparaison des températures finales

1) Coefficient de transfert avec les outils $h=5000W/m^2.K$

Comme indiqué dans la description des conditions du calcul (paragraphe 7.2.3), le coefficient de transfert thermique pour ce calcul est tout d'abord pris à une valeur constante de 5000W/m².K. La Figure 7.31 illustre la distribution de la température finale le long de la tôle.

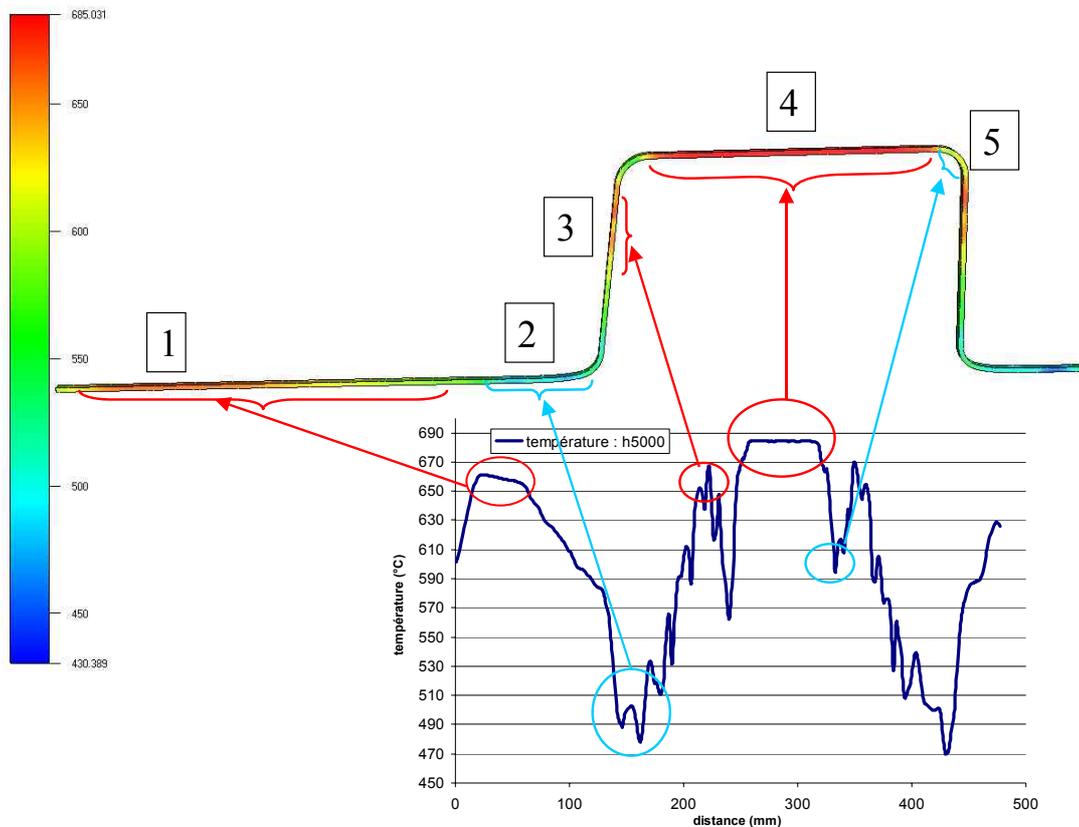


Figure 7.31: évolution de la température pour le cas du calcul omega avec $h=5000$ avec tous les outils

Nous allons comparer ces résultats à ceux obtenus à partir des essais décrits au chapitre 5, et rassemblés aux figures 7.32 et 7.33.

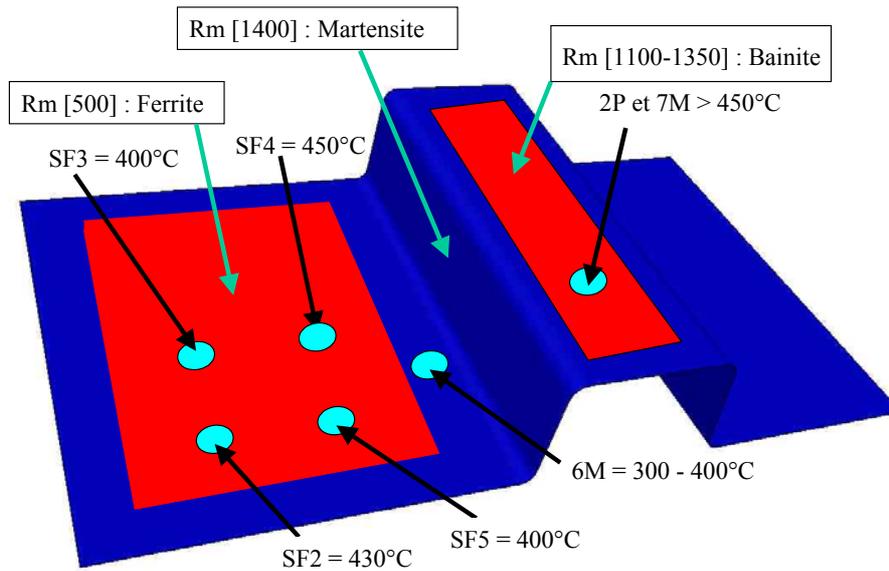


Figure 7.32 : zones non trempées et mesures de température sur l'essai en omega

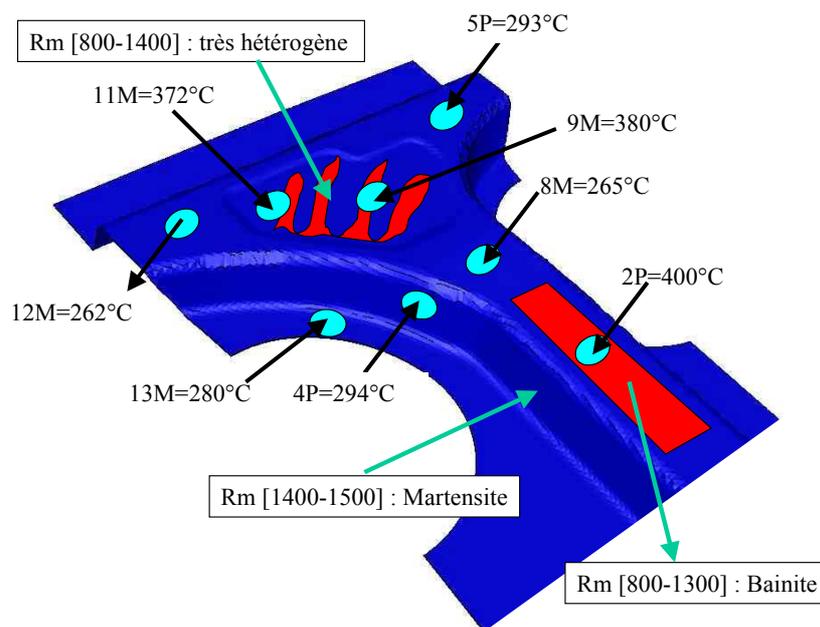


Figure 7.33 : zones non trempées et mesures de température sur l'essai du pied milieu

1) Zone 1

La zone *I* de la figure 7.31, qui est donnée à une température finale comprise entre (500 - 650°C), correspond à l'aile de l'omega, où les essais donnent une zone non trempée avec une dureté très basse, correspondant aux valeurs de la ferrite. La raison pour laquelle cette zone reste si chaude pourrait être

le manque de contact au cours de la mise en forme. Ce manque de contact peut effectivement être observé au cours de la simulation à la figure 7.34.

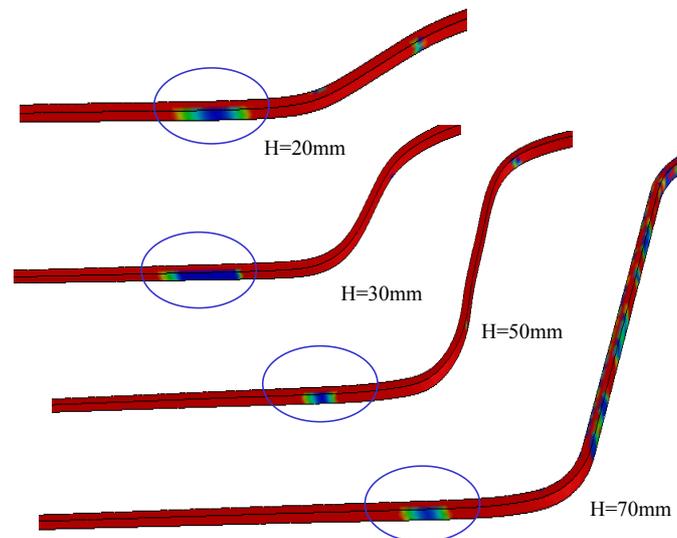


Figure 7.34: évolution de l'aire de contact pour la zone 2

2) Zone2

Ensuite, on observe une zone plus froide (zone 2), correspondant à l'entrée de matrice : la température dans cette zone atteint un minimum à 470°C dans le calcul, alors que la mesure effectuée par le thermocouple 6M serait plutôt entre (300-400°C) selon l'essai. La température est donc quelque peu surestimée dans le calcul.

3) Zone 3

Nous observons le même phénomène dans la zone 3. Les essais donnent des duretés très élevées dans cette zone, et la mesure du thermocouple 4P situé dans un des flans donne des valeurs de l'ordre de 300°C à la fin de la mise en forme. Les valeurs obtenues dans la simulation vont de 530 à 670°C. Le refroidissement prédit dans cette partie est donc insuffisant.

4) Zone 4

Dans cette zone, nous nous trouvons dans le même cas que pour la zone 2. La trempe n'a pas eu lieu dans les essais comme nous avons pu le constater par les mesures de dureté. Dans le calcul, nous retrouvons effectivement une zone chaude à 680°C à la fin de la mise en forme, comme montré à la figure 7.35 ; cette zone n'est pas en contact avec le poinçon. La microstructure finale étant de la bainite, nous pouvons donc supposer que la vitesse de refroidissement pendant la trempe était plus rapide pour cette zone que pour la zone 2, probablement du fait du contact avec la matrice à la fin de la mise en forme. Ce contact n'est cependant pas parfait dans nos essais car, comme nous avons pu observer par les mesures de dureté, il reste une zone où la dureté descend à 250HV (Rm=800).

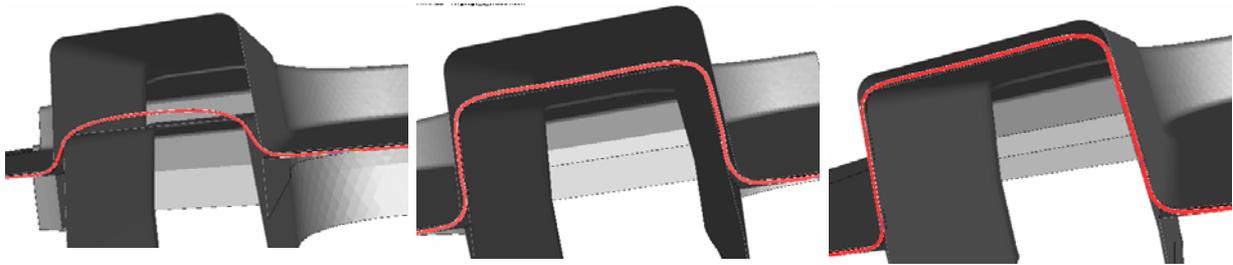


Figure 7.35 : absence de contact du poinçon avec la tôle pendant la mise en forme

Pour poursuivre l'analyse, nous avons réalisé trois calculs qui nous permettront d'avoir une idée de la vitesse de refroidissement de la tôle en fonction des conditions aux limites appliquées.

Un premier calcul a été réalisé pour estimer le temps de refroidissement de la tôle par conduction en gardant les conditions géométriques de la zone 4 (schéma de la figure 7.36). La tôle a une température initiale de 800°C et nous imposons une température de 50°C à une des extrémités. L'objectif est de savoir en combien de temps une température de 400°C serait atteinte.

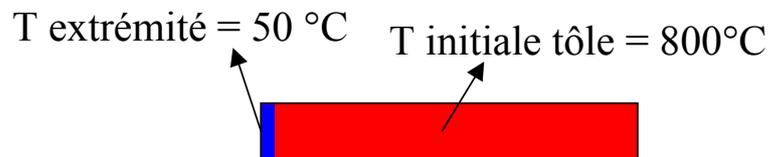


Figure 7.36 : conditions aux limites pour le calcul du temps de refroidissement par conduction le long de la tôle

Nous avons utilisé l'expression suivante [6] :

$$\frac{T_s - T(y, t)}{T_s - T_0} = 2 \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{\left(n + \frac{1}{2}\right)\pi} \exp\left[-\left(n + \frac{1}{2}\right)^2 \pi^2 \frac{at}{e^2}\right] \cos\left[\left(n + \frac{1}{2}\right) \frac{\pi y}{e}\right] \quad (7.1)$$

où $2e$ correspond à l'épaisseur de la tôle, T_0 est la température initiale et T_s la température à laquelle on porte l'extrémité à $t=0$ et a , un paramètre matériau.

Le résultat est montré à la figure 7.38. A une distance de 45mm correspondant au milieu du poinçon, une température de 600°C est atteinte après 1min. On peut observer aussi que la température reste à 800°C pendant les 10 premières secondes. Au vu de ces résultats, on peut affirmer que le refroidissement de la tôle dans cet endroit sans contact ne se fait que par radiation et convection et très peu par conduction.

Un deuxième calcul est fait pour estimer la valeur du refroidissement par conduction, mais cette fois dans l'épaisseur de la tôle (schéma de la figure 7.38). Les résultats sont montrés à la figure 7.39. Quand l'outil est mis en contact à 50°C, toute l'épaisseur la tôle est à 400°C en 0.06 s par conduction.

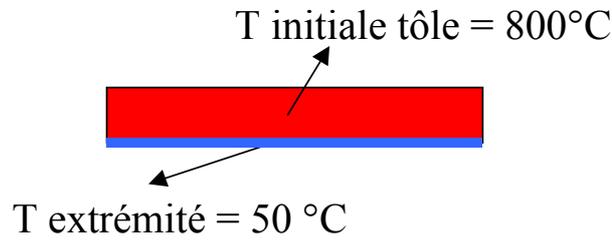


Figure 7.37 : conditions aux limites pour le calcul du temps de refroidissement par conduction dans l'épaisseur de la tôle

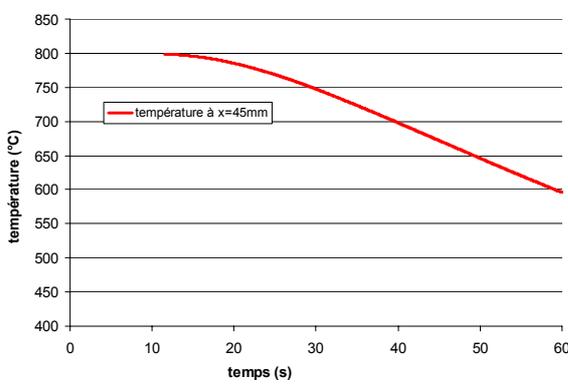


Figure 7.38 : évolution de température à une distance de 45 mm

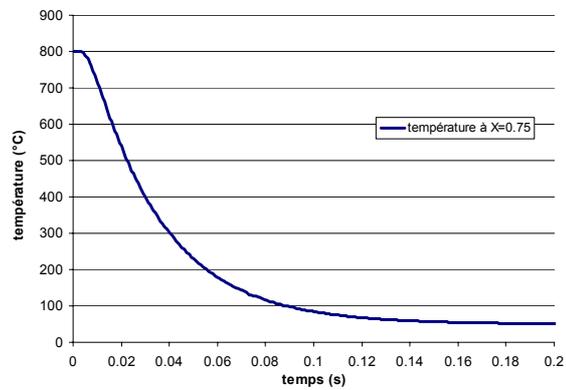


Figure 7.39 : évolution de température à une distance de 0.75 mm

Le troisième calcul a porté sur la vitesse de refroidissement de la tôle par transfert thermique avec l'outil (figure 7.40). La température initiale de la tôle est aussi de 800°C, comme dans le cas précédent. Mais cette fois, le coefficient de transfert entre l'outil et la tôle que nous avons estimé est ajouté ($h=5000\text{W/m}^2\cdot\text{K}$). Dans ces conditions, l'épaisseur de la tôle atteint une température de 400°C en 1.15 seconde.

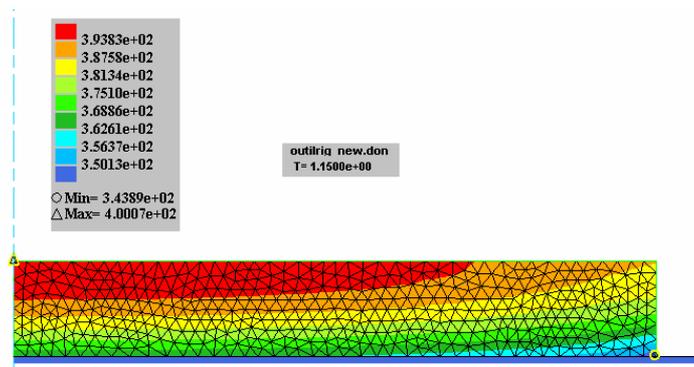


Figure 7.40 : calcul thermique de refroidissement de la tôle

5) zone 5

La zone 5 est sûrement refroidie par contact avec le poinçon, mais son refroidissement est insuffisant pour une trempe.

Nous observons donc une surestimation de la température dans toutes les zones de la pièce, la zone 3 étant celle qui s'éloigne le plus des résultats obtenus dans les essais.

2) Coefficient de transfert avec les outils $h=7000W/m^2.K$

Nous avons réalisé un deuxième calcul de l'omega, mais cette fois avec un coefficient d'échange thermique avec le poinçon de $7000W/m^2.K$ et un coefficient d'échange avec l'air de $100W/m^2.K$ a été utilisé. Cette valeur du coefficient thermique est justifiée par le fait que la contrainte normale atteint des valeurs supérieures à 20 MPa dans les rayons de courbure du poinçon (figure 7.41).

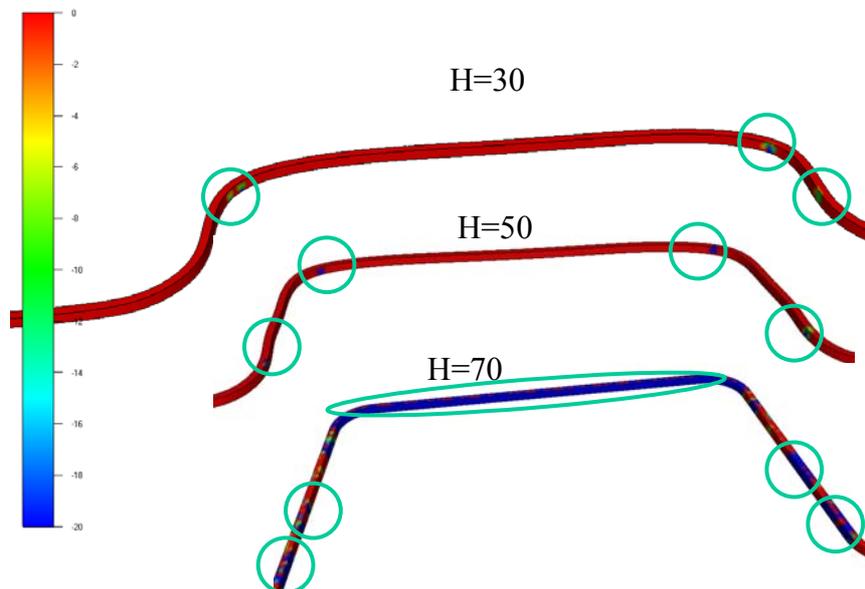


Figure 7.41 : valeurs de contraintes normales

La comparaison entre la distribution de températures à la fin de la mise en forme de ce calcul et le précédent qui utilisait un h de $5000W/m^2.K$ est montrée à la figure 7.42.

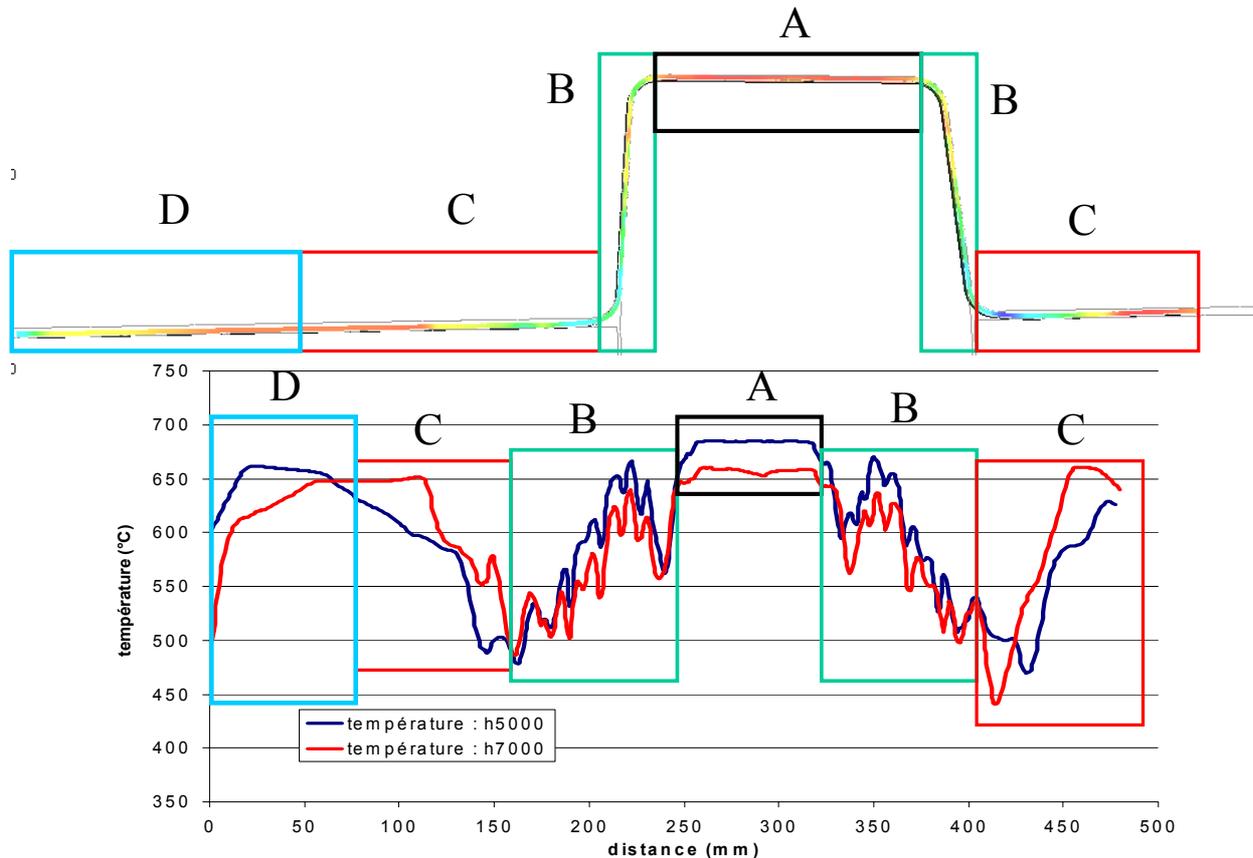


Figure 7.42 : répartitions de températures

Zone A)

Comme nous avons vu à partir du calcul de conductivité, la tôle dans cette zone est refroidie par convection et rayonnement. La diminution de la température finale doit être due à l'augmentation du coefficient d'échange avec l'air de 50 à 100W/m².K ainsi qu'à un meilleur contact à la fin du calcul, comme on peut observer aux figures 7.43 et 7.44 où les zones sans contact sont représentées en rouge.

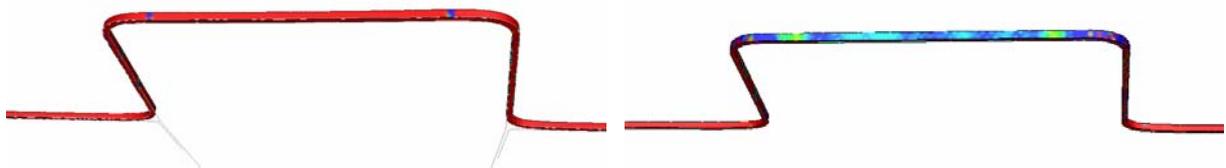


Figure 7.43 : contact en fin de calcul pour $h=5000\text{W/m}^2.\text{K}$ Figure 7.44: contact en fin de calcul pour $h=7000\text{W/m}^2.\text{K}$

Zone B)

Cette zone reste pratiquement identique dans les deux cas. Ceci est dû à l'absence de contact de la tôle avec les outils. Nous pouvons remarquer cependant que dans les endroits où le contact existe, la température est plus basse pour le cas avec un coefficient d'échange thermique de 7000W/m².K. (courbe rouge).

A la figure 7.45, nous avons désigné les endroits de contact à la fin du calcul : le nombre de points en contact est très limité (les zones en rouge représentent les zones où il y a absence de contact). Dans la

figure 7.46, nous avons affiché les distances aux outils : toute la zone 2 est à moins de 0.025mm de distance des outils. Le fait que le transfert thermique se face uniquement dans les zones où la distance est comprise entre -0.005mm(distance de pénétration) et 0 mm, fait que dans le calcul, la tôle ne se refroidit pas suffisamment dans cette zone. La prise en compte d'un coefficient de transfert thermique fonction de la distance pourrait résoudre ce problème.

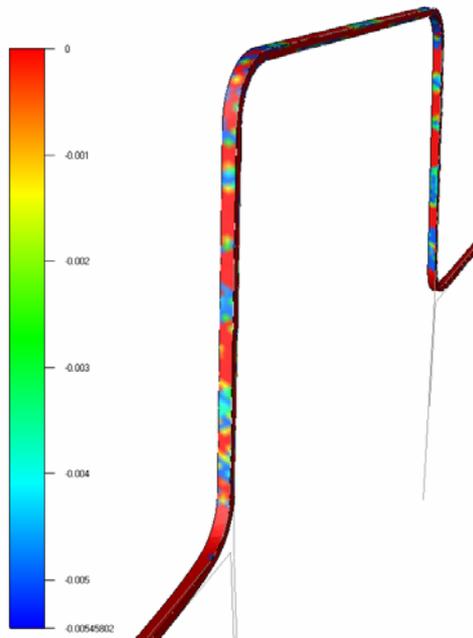


Figure 7.45 : zones en contact

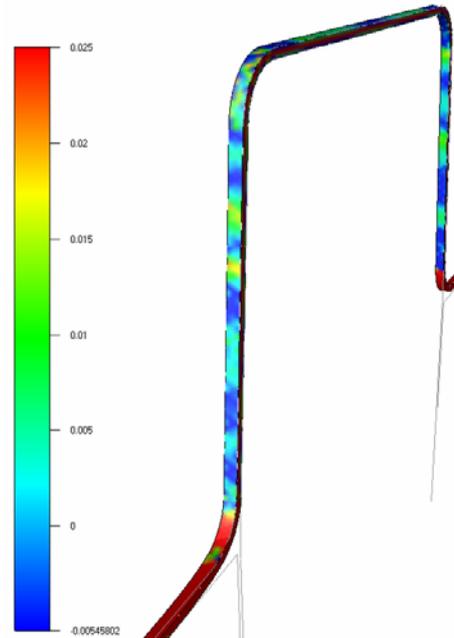


Figure 7.46 : distance tôle/outils

Zone C)

Dans cette zone, nous voyons les tendances de température s'inverser, c'est à dire que la tôle est plus froide à la fin du calcul quand le coefficient de transfert thermique est pris à $5000\text{W/m}^2.\text{K}$ pour tous les outils. Ceci est dû une fois de plus au contact. La tôle dans le cas du coefficient $h=5000\text{W/m}^2.\text{K}$ est plus molle du côté du poinçon et suit mieux le rayon d'entrée matrice. Pour cette raison, la zone de contact avec le serre-flan est plus importante et donc le refroidissement aussi.

Zone D)

Dans la zone D, la tôle avec un coefficient de transfert thermique avec le poinçon de $7000\text{W/m}^2.\text{K}$ a un refroidissement plus important à l'extrémité car celle-ci est plus en contact avec la matrice, certainement à cause de la rigidité accrue de la tôle. La tôle est aussi plus refroidie par le coefficient de transfert avec l'air de $100\text{W/m}^2.\text{K}$.

3) test du transfert avec l'air

Un dernier calcul-test a été réalisé avec un coefficient de transfert thermique entre la tôle et les outils de $5000\text{W/m}^2.\text{K}$ et un coefficient de échange avec l'air (qui englobe la convection et la radiation) de $500\text{W/m}^2.\text{K}$. L'objectif de ce calcul est d'avoir une idée des résultats si l'on avait un coefficient d'échange entre tôle et outils fonction de la distance de la tôle aux outils. La température finale est montrée à la figure 7.47. On voit que ce coefficient a une grande influence sur l'évolution de température. La zone 3 sera cette fois trempée comme prévu dans les essais, et la zone 2 atteint une

température de 350-400°C, aussi en accord avec les essais. Cependant, les deux zones chaudes 1 et 4 ont une température finale trop basse par rapport à la dureté mesurée.

Le calcul pourrait être affiné si le transfert thermique pouvait être ajusté en fonction de la distance.

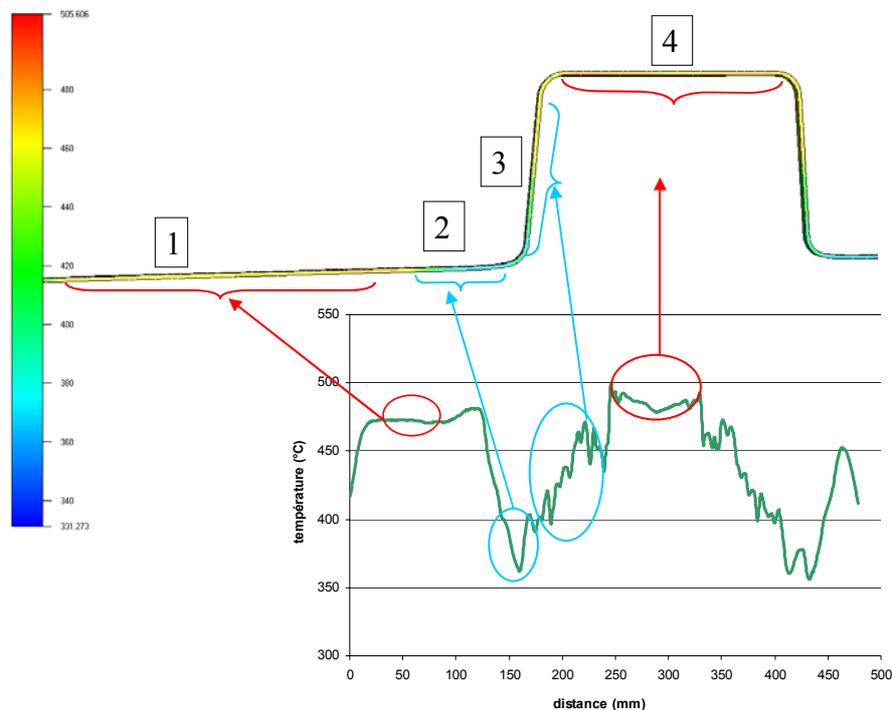


Figure 7.47 : température finale ($h=5000\text{W/m}^2.\text{K}$ avec les outils et $500\text{W/m}^2.\text{K}$ avec l'air)

4) Récapitulatif

Au vu des résultats des calculs-tests précédemment décrits, nous pouvons tirer les conclusions suivantes :

- Pour que la trempe ait lieu, il est indispensable que la tôle soit en contact avec les outils, car c'est au moyen du transfert thermique avec ces derniers que la perte de chaleur nécessaire est obtenue.

- Pour bien simuler l'évolution de température avec Forge 3, il est nécessaire de :

- tenir compte d'un transfert thermique avec les outils en fonction de la distance ("gap")
- bien simuler les points de contact, sachant qu'ils vont dépendre du bon calcul du transfert thermique, et de l'écoulement de la matière, lui-même fonction du bon calcul du champ de température.

7.2.8 Pied milieu complet

Nous avons réalisé un calcul d'emboutissage du pied milieu complet, l'objectif de ce calcul étant de tester la faisabilité du calcul avec Forge 3. Nous avons utilisé la version parallélisée. Le calcul a été réalisé sur 16 processeurs du cluster. La taille de maille utilisée est de 5mm.

Le résultat est montré à la figure 7.48. La géométrie de la tôle est celle optimisée à partir des essais d'emboutissage à chaud décrits au chapitre 5.

Comme nous pouvons observer, nous rencontrons les mêmes problèmes que dans l'analyse de sensibilité au maillage (7.2.6.1) : la taille de maille de 5mm est en fait trop importante et induit des erreurs en termes de déformation. En revanche, le modèle prédit une valeur maximale qui est entourée dans la figure 7.48 et qui correspond à l'endroit susceptible de casse aussi remarqué pendant les essais (figure 5.23 du chapitre 5).

La durée du calcul est de presque 8 jours. Un calcul avec une taille de maille plus fine, par exemple 1, serait nécessaire pour obtenir des résultats corrects. Un tel calcul serait donc très long avec les moyens informatiques d'aujourd'hui. On pourrait cependant optimiser le maillage en utilisant le remaillage localisé dans les zones déformées, ce qui est possible avec la toute nouvelle version parallélisée de Forge 3.

Enfin, rappelons que la prise en compte du transfert thermique en fonction de la distance s'avèrerait nécessaire pour une bonne simulation de ce procédé.

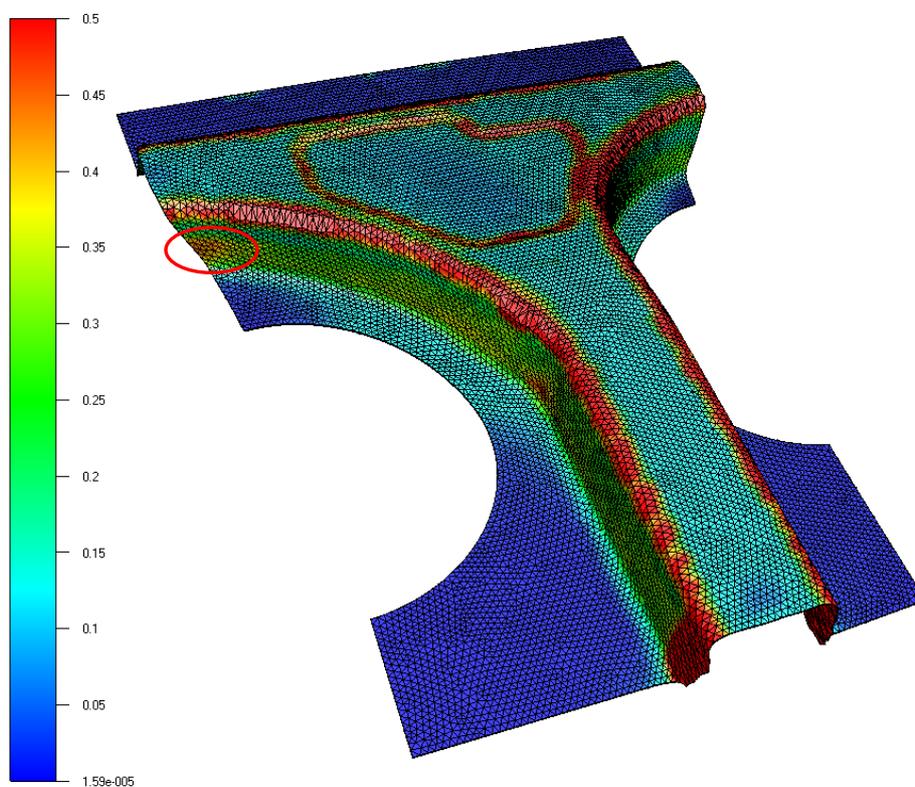


Figure 7.48 : simulation de l'emboutissage à chaud du pied milieu avec Forge 3

7.3 Simulation de l'emboutissage à chaud avec Abaqus/Explicit

7.3.1 Introduction

Le logiciel Abaqus est le plus souvent utilisé pour le calcul de structures mais également pour des applications très diverses comme le transfert de chaleur, les analyses thermomécaniques, les calculs électriques et acoustiques. En ce qui concerne l'emboutissage, seuls des calculs de mise en forme à froid sont habituellement considérés. Dans le cadre de nos études, nous avons réalisé des simulations thermo-élasto-visco-plastiques, en utilisant le mode de résolution "thermal-stress analysis".

7.3.2 Loi de comportement Abaqus : équivalence des paramètres avec la loi de Norton-Hoff

La loi de comportement utilisée pour les simulations Abaqus a été décrite dans le paragraphe 6.5.3 du chapitre 6. Nous allons maintenant nous intéresser à l'équivalence entre cette loi et celle de Norton-Hoff de façon à avoir un comportement du matériau équivalent dans les deux cas. Comme indiqué au paragraphe 6.5.3, la loi de comportement est de type élasto-visco plastique (option *PLASTIC, *RATE DEPENDENT). Elle peut s'écrire sous la forme :

$$\bar{\sigma} = \sigma^0(\bar{\epsilon}^{pl}, \theta, f_i) R(\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}, \theta, f_i) \quad (7.2)$$

qui, dans notre cas particulier, est donnée par :

$$\sigma_{Abaqus} = f(K, \epsilon) \cdot R_{Abaqus}(\dot{\epsilon}, T) \quad (7.3)$$

Cette expression correspond en fait à la partie visco-plastique de la loi. Nous allons ajouter la partie élastique définie par le module de Young et le coefficient de Poisson (2.13 GPa pour le module de Young et 0.3 pour le coefficient de poisson).

L'analogie pour les lois de comportement Abaqus/Forge pour la composante visco-plastique est montrée sur la figure 7.49 : le premier terme (en bleu) correspond à la partie plastique qui est introduite dans Abaqus sur la forme d'un tableau $\sigma - \epsilon$ (voir fichier .inp annexe V).

$$\begin{array}{l} \sigma_{Abaqus} = \underbrace{f(K, \epsilon)}_{\text{bleu}} \cdot \underbrace{R_{Abaqus}(\dot{\epsilon}, T)}_{\text{rouge}} \\ \sigma_{Forge} = \underbrace{K \cdot \epsilon^n}_{\text{bleu}} \cdot \underbrace{\dot{\epsilon}^m \cdot \exp \beta / T}_{\text{rouge}} \end{array}$$

Figure 7.49: équivalence des lois de comportement Abaqus et Forge

En ce qui concerne le comportement visqueux (en rouge), il est donné par l'équation (7.4) [7] :

$$R_{Abaqus} = 1 + \frac{\dot{\epsilon}^{1/n}}{D^{1/n}} \quad (7.4)$$

où D et n sont des paramètres qui dépendent de la température. Pour obtenir l'équivalence de cette partie avec la loi de Norton-Hoff, on détermine donc D et n tels que:

$$R_{Abaqus} = R_{Forge}$$

$$\dot{\epsilon}^m \exp \beta / T = 1 + \frac{\dot{\epsilon}^{1/n}}{D^{1/n}} \quad (7.5)$$

Ces paramètres sont calculés en minimisant l'écart entre R_{Forge} et R_{Abaqus} ; cette identification est réalisée pour des températures comprises entre 500 et 900°C (figure 7.50).

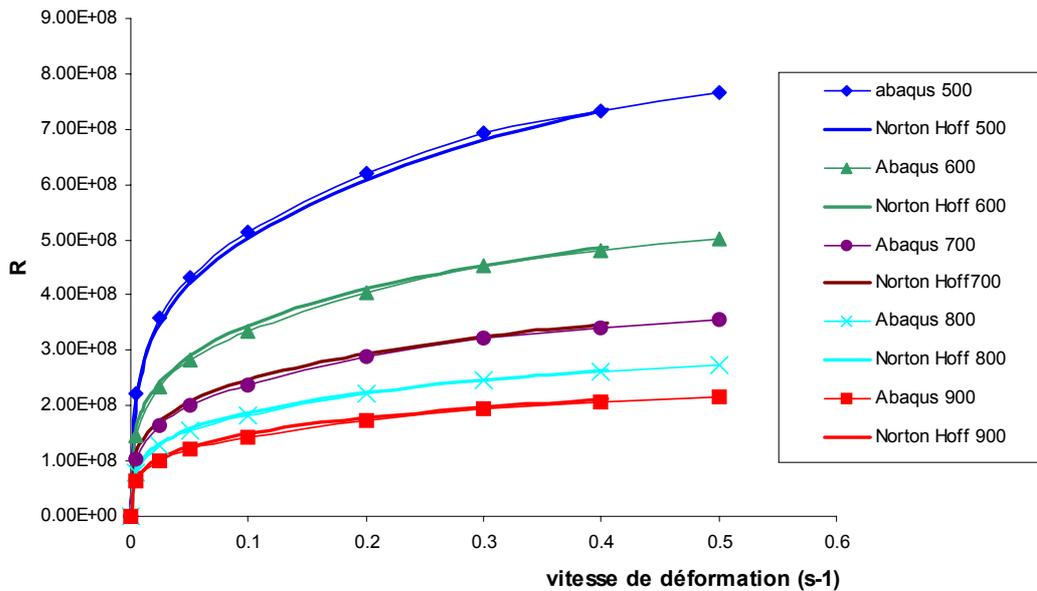


Figure 7.50 : minimisations des écarts entre R_{abaqus} et R_{Forge}

Une fois identifiés, les paramètres D et n optimaux sont introduits dans le fichier de données sous forme d'un tableau en fonction de la température.

7.3.3 Paramètres thermophysiques et coefficient de transfert thermique dans Abaqus

- La conductivité thermique (*CONDUCTIVITY) et la capacité massique (*SPECIFIC HEAT) ont été introduites en fonction de la température au moyen d'un tableau (voir fichier de données en annexe V)

- Le coefficient d'échange avec l'air (*GAP CONDUCTANCE) peut être choisi en fonction de la distance à une surface. Dans notre cas pour une distance entre la tôle et la surface des outils, il englobe le coefficient de conduction, radiation et convection avec l'air.
- Le coefficient de transfert thermique (*GAP CONDUCTANCE, PRESURE) est variable en fonction de la pression. Les valeurs sont aussi introduites au moyen d'un tableau.

7.3.4 Optimisation des calculs 3D

7.3.4.1 Introduction

Les calculs décrits par la suite ont été réalisés dans le cadre d'un stage sur la simulation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500 réalisé à Sollac-Fos sur mer. Le but de ce stage fut la mise au point d'un modèle en 3D avec Abaqus/Explicit pour arriver à comparer ces résultats en termes de précision et temps de calcul avec ceux de Forge 3.

Comme précisé dans le chapitre précédent, le principal inconvénient des méthodes explicites est qu'elles sont conditionnellement stables. Nous avons vu que la condition de stabilité est gérée par le pas de temps, qui, dans notre cas, doit être très petit. Un pas de temps si réduit donne lieu à des durées de calculs extrêmement longs. Deux artifices permettent de diminuer la durée de calcul, les deux ayant une influence négative sur la précision des résultats: augmenter la vitesse d'emboutissage ou augmenter la densité (mass scaling). L'influence de ces deux artifices sur les résultats de nos calculs en fonction du temps de calcul gagné ont été étudiés. Pour ce faire, le modèle 3D simplifié présenté dans la figure 7.51 a été utilisé.

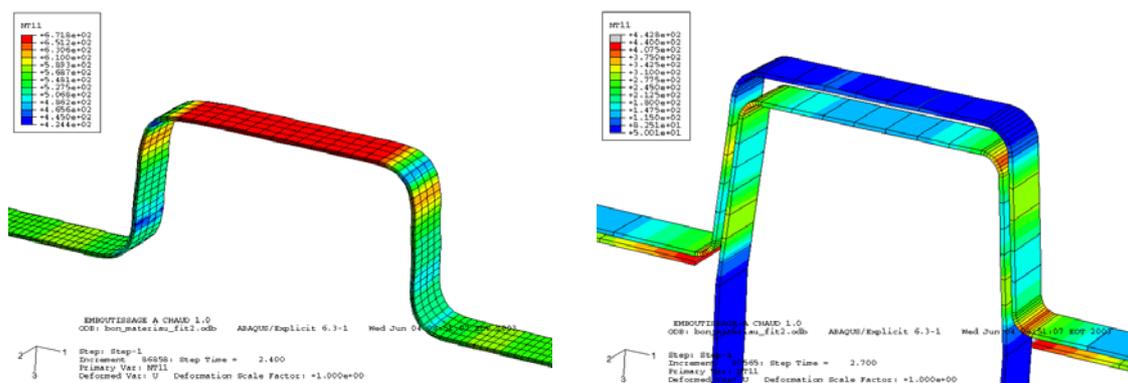


Figure 7.51 : modèle simplifié pour l'optimisation du calcul

7.3.4.2 Indices de précision du calcul

Les indices de précision du calcul sont donnés sous Abaqus par des critères d'énergie. Les deux consignes données dans la documentation pour avoir une précision de calcul optimale sont :

- L'énergie cinétique du modèle ne doit pas dépasser 1% devant les autres énergies caractéristiques du problème. En explicite, le calcul doit rester quasi-statique ; le fait d'augmenter la masse ou la vitesse va avoir un effet sur l'énergie cinétique, qui, si elle devient trop importante, donnera des résultats faussés.

- L'énergie parasite ne doit pas dépasser 10% des autres énergies et plus particulièrement de l'énergie interne. Si tel est le cas, il y a un risque d'apparition de l'effet sablier (hourglass) décrit dans le paragraphe 6.4. Cet effet apparaît dans les éléments C3D8RT (à intégration réduite) pour lesquels deux positions stables existent à énergie égale. Rappelons que ce phénomène entraîne des résultats erronés.

7.3.4.3 Influence sur la température

Des calculs ont été réalisés en augmentant la vitesse d'emboutissage et le paramètre "mass scaling". Ces calculs ont permis d'étudier l'influence de ces variations sur les valeurs de température finale de la pièce.

1) Augmentation de la densité: mass scaling

Le paramètre d'entrée est le pas de temps. En fonction de ce pas de temps, l'augmentation de la masse est calculée pour obtenir l'équilibre du système. Le mass scaling peut être appliqué de façon fixe ou variable. Nous avons choisi la deuxième option car elle peut n'être appliquée qu'à un ensemble d'éléments, dans notre cas le flan (*VARIABLE MASS SCALING, TYPE=BELOW MIN, DT=1 E-6, FREQUENCY=10, ELSET=FLAN).

2) Augmentation de la vitesse d'emboutissage

L'augmentation de la vitesse a une influence très grande sur le calcul thermique. Comme on raccourcit la durée du procédé, la conductivité thermique a été changée de façon à avoir une évolution de la température équivalente à celle du procédé réel.

Dans cette série de calculs, l'influence de la variation de vitesse sur le calcul mécanique n'est pas prise en compte. On se concentrera sur ce problème ainsi que sur le terme de couplage thermo-mécanique (dégagement de la chaleur interne due à la déformation).

3) Résultats

Les résultats de ces calculs sont montrés dans le tableau 7.2. La première ligne correspond à la distribution de la température pour une augmentation de la densité (mass scaling), et la deuxième pour une augmentation de la vitesse. Les valeurs de température sont comparées avec celles de référence qui sont obtenues sans mass scaling et sans augmentation de la vitesse.

On observe que la répartition de températures pour les cas où un mass scaling est utilisé (première ligne du tableau 7.2) est modifiée avec la diminution du pas de temps, même si les valeurs extrêmes présentent un écart raisonnable (10%) avec les valeurs de référence. On constate donc que le mass scaling influe sensiblement sur les valeurs des températures.

Pour ce qui est de l'augmentation de la vitesse (allant de 5 à 50 fois la vitesse de référence d'emboutissage: cf. deuxième ligne du tableau 7.2), la distribution de températures est respectée dans tous les cas et les valeurs des températures varient avec un écart de 3% pour les hautes températures et 1.5% pour les basses. On constate cette fois que l'augmentation de la vitesse avec le coefficient correctif appliqué à la conductivité thermique permet de conserver le comportement général du modèle thermique.

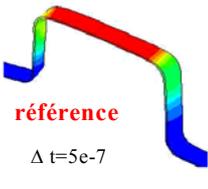
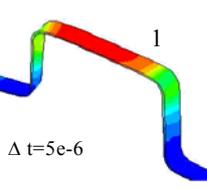
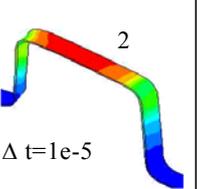
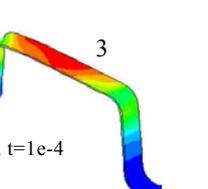
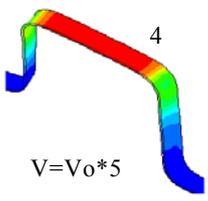
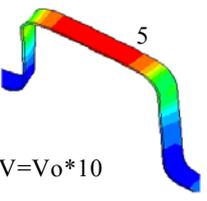
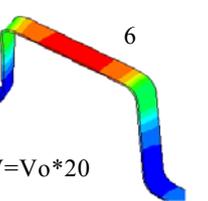
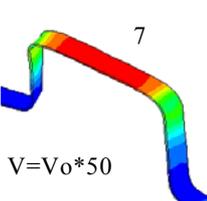
Mass scaling	 référence $\Delta t=5e-7$	 1 $\Delta t=5e-6$	 2 $\Delta t=1e-5$	 3 $\Delta t=1e-4$
Tps calcul	8 jours	1j 13 h	17h	2h
Multiplication De la vitesse	 4 $V=V_0*5$	 5 $V=V_0*10$	 6 $V=V_0*20$	 7 $V=V_0*50$
Tps. calcul	2 j2h	1j 1 h	18h	2h

Tableau 7.2 : évaluation de l'effet du mass scaling et de la multiplication de la vitesse

7.3.4.4 Influence sur le comportement mécanique

Cette fois, les calculs réalisés ont comme objectif d'étudier l'influence du mass scaling et l'augmentation de vitesse sur le comportement en terme de rhéologie.

1) Augmentation de la densité : mass scaling

Le mass scaling est appliqué, comme dans le cas précédent, uniquement sur les nœuds de la tôle.

Les résultats obtenus en utilisant le mass scaling sont montrés sur le tableau 7.3. La déformation plastique équivalente (PEEQ) est comparée. Le gain de temps de calcul entre la référence et le calcul 1 est important, et les valeurs de déformation sont pratiquement les mêmes. En ce qui concerne les calculs 2 (mass scaling 1.10^{-5}), même si les valeurs et la répartition de la déformation restent acceptables, le fait que l'énergie cinétique soit trop importante jette le doute sur la validité du calcul. Le calcul 3 est considéré comme non valable car la répartition de déformations s'écarte de la référence. Sur la base de ces résultats, nous nous limiterons à un valeur du mass scaling de 5.10^{-6} .

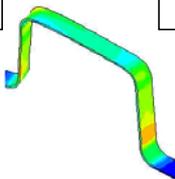
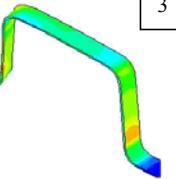
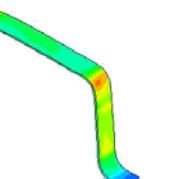
Δt	$5 \cdot 10^{-7}$	$5 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-4}$
				
PEEQ	0.172	0.165	0.17	0.23
Temps calcul	8 jours	1j 13 h	17h	2h
Ec/Eint	0,9	4	440	4000

Tableau 7.3 : influence du mass scaling sur les énergies

2) Augmentation de la vitesse d'emboutissage

Comme précédemment, ces paramètres sont modifiés pour que la mise en forme à plus grande vitesse donne les mêmes résultats que celle à la vitesse réelle du procédé. Le paramètre affecté est la vitesse de déformation qui est modifiée proportionnellement à l'augmentation de vitesse. Pour chaque cas, des nouveaux paramètres D et n sont calculés à partir de la loi de Norton-Hoff $\dot{\epsilon}$ est augmentée suivant la méthode décrite en 7.3.2).

Les résultats issus de deux calculs où la vitesse a été augmentée de 10 et 20 sont montrés à la figure 7.52. Une fois les propriétés du matériau corrigées, nous observons que la répartition et les valeurs de déformation sont conservées. C'est aussi le cas pour les autres vitesses testées (*5 et *50).

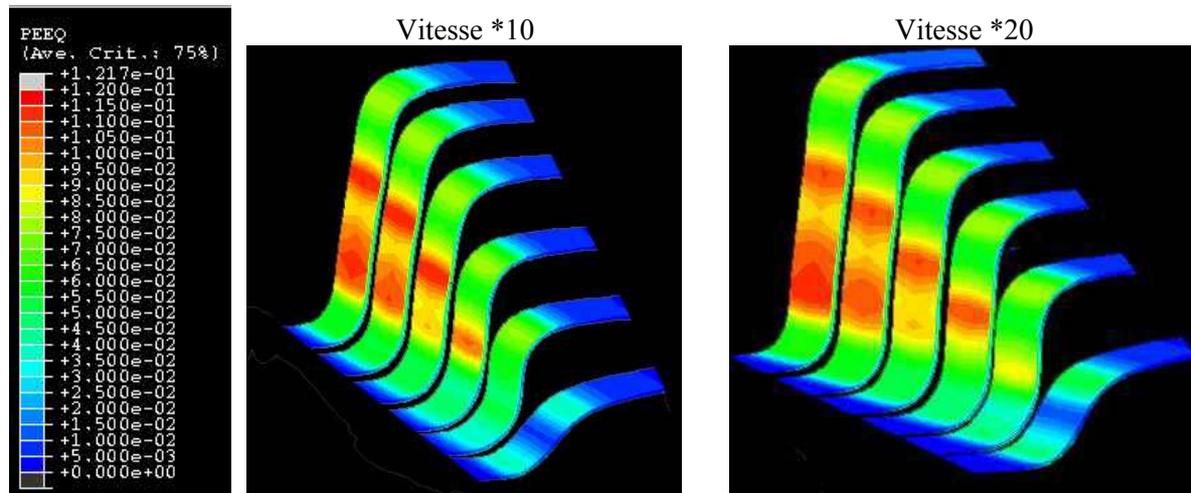


Figure 7.52 : influence de la vitesse de mise en forme

7.3.4.5 Choix des valeurs des accélérateurs du temps de calcul

Au vu des résultats obtenus dans les deux paragraphes précédents, les valeurs optimales des paramètres accélérateurs du calcul sont celles qui donnent le temps de calcul le plus court tout en gardant les résultats les plus proches possibles des calculs de référence (sans mass scaling, sans augmentation de la vitesse du poinçon) et tout en respectant les indices de précision du calcul (énergie cinétique et parasite).

- Mass scaling: sur la base des résultats des calculs, on peut affirmer que le mass scaling doit être pris à une valeur maximum de $5 \cdot 10^{-6}$.
- Augmentation de la vitesse: des calculs ont été lancés à différentes vitesses d'emboutissage pour estimer la vitesse optimale à partir de laquelle il n'y a plus de gain de temps de calcul. Les résultats sont montrés à la figure 7.53. Comme on peut observer, le multiplicateur de vitesse le plus intéressant pour notre calcul est celui qui multiplie la vitesse du procédé par 5. Ce multiplicateur de vitesse permet d'accélérer le calcul en préservant l'énergie cinétique assez basse et laisse la possibilité d'utiliser le mass scaling.

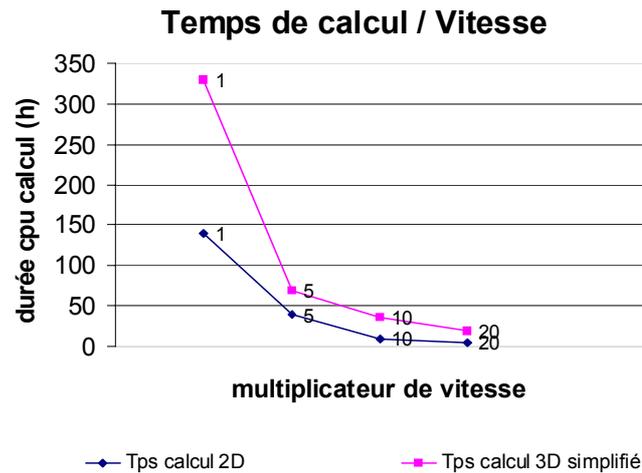


Figure 7.53 : diminution du temps de calcul en fonction du coefficient multiplicateur de la vitesse

7.3.5 Maillage du flan

Le maillage du flan est effectué en partant d'éléments coques quadrangles, qui sont ensuite extrudés en éléments volumiques hexaédriques. Cette opération a été réalisée avec le logiciel Patran (figure 7.54). La taille de maille utilisée est de 2mm.

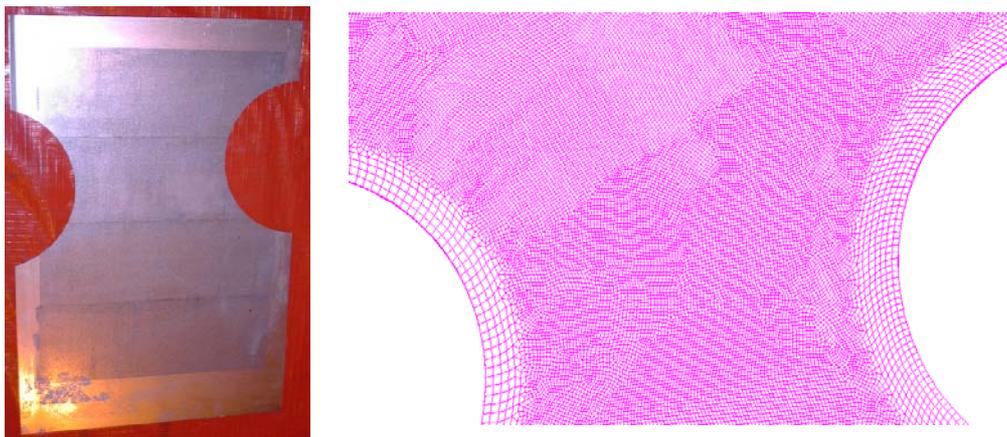


Figure 7.54 : maillage du flan optimisé

7.3.6 Validation des paramètres optimaux : application à des calculs du pied milieu

7.3.6.1 Introduction

Dans les paragraphes précédents, nous avons étudié les différents moyens d'accélérer les calculs en gardant la plus grande précision possible dans les résultats. Cette étude a été réalisée avec un modèle 3D simplifié. Nous allons maintenant appliquer ces paramètres au calcul du pied milieu complet. Trois calculs avec différents paramètres ont été réalisés :

- Cas 1: les paramètres utilisés sont ceux optimisés, c'est le cas le plus précis. Le mass scaling a été pris à 6.10^{-7} et la vitesse multipliée par 5

- Cas 2 : cette fois un maillage 4 fois plus grossier a été utilisé. La vitesse est toujours *5 et le pas de temps lié au mass scaling est de 9.10^{-7}
- Cas 3: finalement, un troisième cas où on utilise le même maillage que dans le cas 1, la vitesse est *10 et le pas de temps lié au mass scaling de 5.10^{-7}

7.3.6.2 Test des indicateurs de précision du calcul

1) Energie cinétique

Nous avons vu que l'énergie cinétique (ALLKE) doit rester en dessous de 1% de l'énergie interne du modèle, selon les consignes données dans la documentation Abaqus sur la précision et validité du calcul. Sur la figure 7.55, on peut observer l'évolution de l'énergie cinétique pour chacun des calculs. Dans le premier cas, l'énergie cinétique augmente progressivement ; sa valeur ne dépasse pas la dizaine et les oscillations sont acceptables. L'énergie cinétique du modèle est de 10^3 , et donc l'énergie cinétique représente 0.7% de l'énergie interne. Les oscillations observées traduisent une difficulté du modèle à se stabiliser. Dans notre cas précis d'emboutissage, on pourrait comparer ces oscillations à une vibration du flan entre les outils. Cela entraîne une part de frottement parasite, et donc une influence sur les transferts thermiques.

Dans le deuxième cas, on remarque une forte augmentation de l'énergie cinétique au début de l'emboutissage. Cette augmentation correspond à une déformation plastique très importante autour de 0.1s du procédé. Les oscillations répétées d'amplitude 5, peuvent être expliquées par le fait que le flan se trouve grippé aux rayons des outils. La striction due à la déformation trop importante et le frottement peuvent être la cause de l'avalancement limité du flan observé en fin de calcul dans ce cas.

Dans le troisième cas, l'addition de l'effet du multiplicateur de vitesse et de celui du mass scaling a comme résultat une forte augmentation de l'énergie cinétique qui passe de 10 à 1000. Cela rend les oscillations imperceptibles. L'énergie interne pour ce cas a une valeur de 25000, ce qui veut dire que l'énergie cinétique dans ce cas correspond à 4% de l'énergie totale.

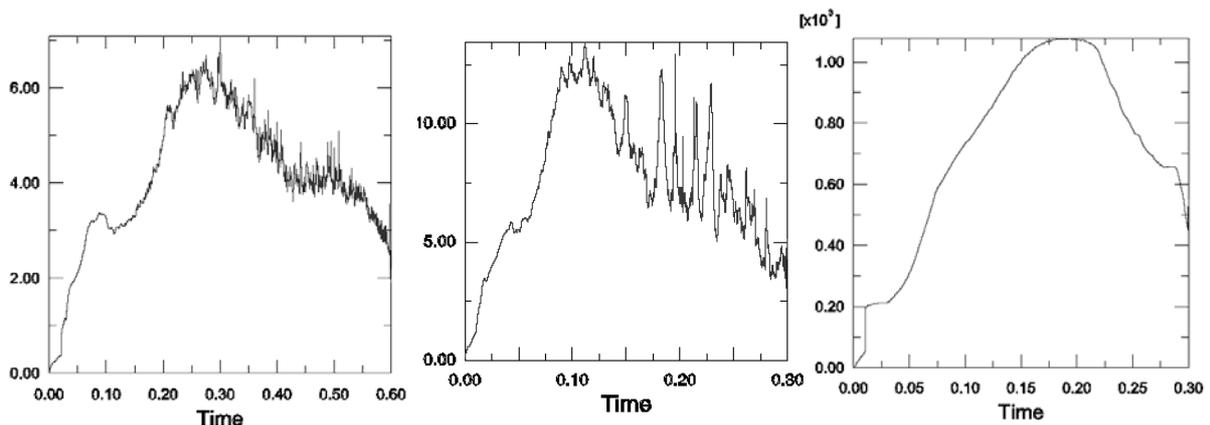


Figure 7.55 : Comparaison des énergies cinétiques pour les trois cas (cas1, cas2, cas3 de gauche à droite)

2) Energie parasite artificielle

Les consignes Abaqus conseillent une valeur de l'énergie parasite artificielle inférieure à 10% de l'énergie caractéristique du modèle. L'énergie caractéristique peut être l'énergie interne ou le travail des forces en jeu.

Les représentations des valeurs d'énergie parasite artificielle en fonction des énergies caractéristiques sont montrées à la figure 7.56. L'énergie parasite est, dans chacun des cas, au-dessus de 10%, ce qui devrait mettre en cause la validité des calculs.

L'objectif dans la minimisation de cette énergie est d'éviter l'apparition de l'effet sablier (hourglass) dans les éléments du flan. Dans nos calculs, pour le cas optimal (cas 1), on observe une énergie artificielle de presque 30% de l'énergie interne et 20% devant le travail des forces. Cela ne semble cependant pas interférer avec les résultats.

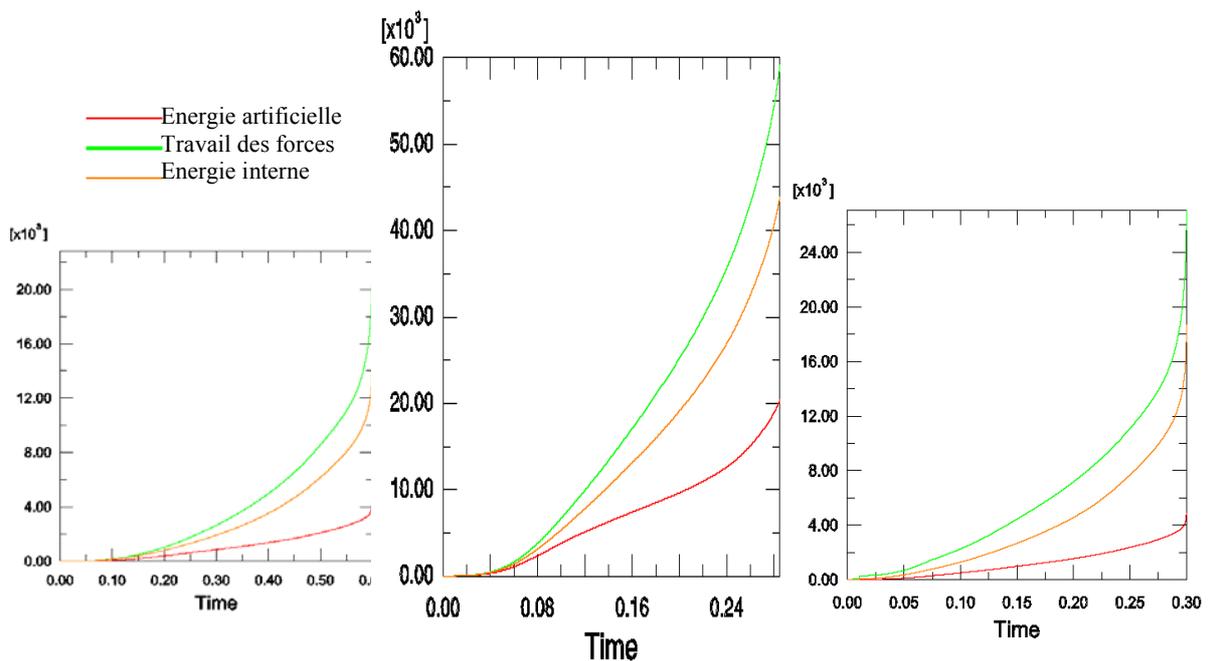


Figure 7.56 : comparaison des énergies artificielles

7.3.6.4 Comparaison des résultats en termes de température

Une comparaison des distributions des valeurs de la température au début de l'emboutissage pour les trois cas est montrée à la figure 7.57. Comme observé avec les essais décrits dans le chapitre 5, il existe une zone chaude dans le pied milieu qui n'est pas trempée au cours de la mise en forme. Cette zone reste chaude à cause du bombement du flan au-dessus du poinçon, ce qui crée un espace et empêche son contact avec le poinçon et donc sa trempe. Cette zone est observée dans les trois cas. Dans le deuxième, à cause du maillage trop grossier, des angles vifs apparaissent au moment où le flan passe dans les rayons des outils, ce qui induit des frottements et des pressions de contact exagérés, et ce qui a comme conséquence un refroidissement trop important aux rayons.

Dans le troisième cas, l'énergie cinétique et la masse sont trop importantes, et le flan est plaqué sur le poinçon.

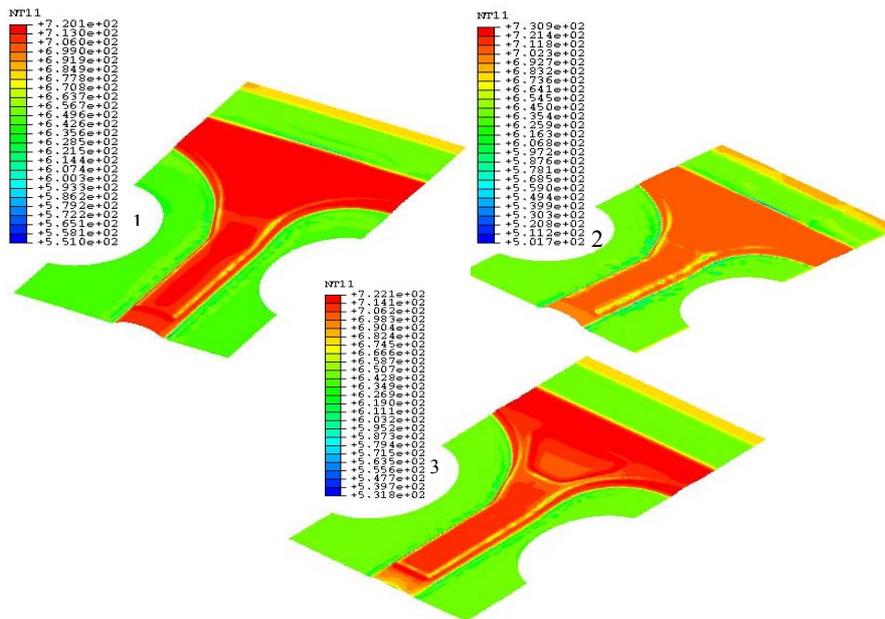


Figure 7.57 : répartition de températures pour les trois cas au cours de l'emboutissage

La figure 7.58 illustre les résultats à la fin de la mise en forme. Dans aucun des cas, le haut du flan n'est trempé. On retrouve la même répartition de température pour les cas 1 et 3, mais pour le cas 2. Pour ce cas, un maillage trop grossier et une valeur trop élevée d'énergie se traduisent par une répartition non progressive des zones de contact avec des points où le refroidissement est trop important. On remarque aussi que l'avalement du flan n'est pas important, ce qui est contraire aux résultats expérimentaux.

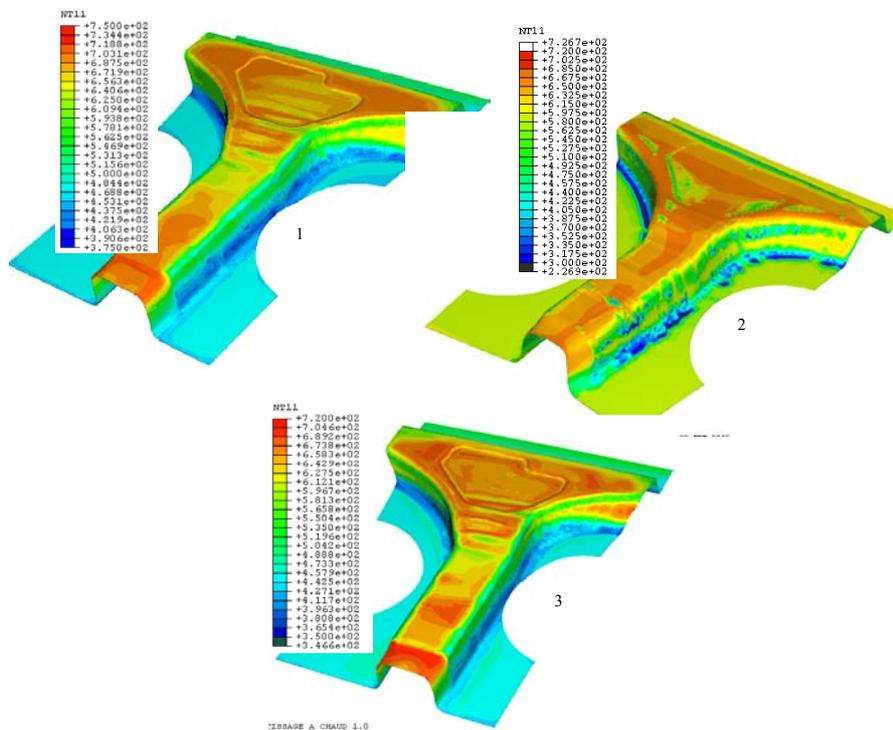


Figure 7.58 : températures en fin d'emboutissage pour les trois cas

7.3.6.5 Comparaison des résultats en termes de déformation plastique équivalente

Les résultats en termes de déformation viennent confirmer ceux obtenus avec la comparaison des énergies et des températures. Les valeurs du premier et troisième cas restent équivalentes, mais la tôle est plaquée contre le poinçon dans le troisième cas à cause des problèmes d'énergie et de mass scaling. Dans le deuxième cas, les valeurs de déformation sont trop importantes, du fait du maillage trop grossier. Les mêmes tendances sont retrouvées à la fin du calcul.

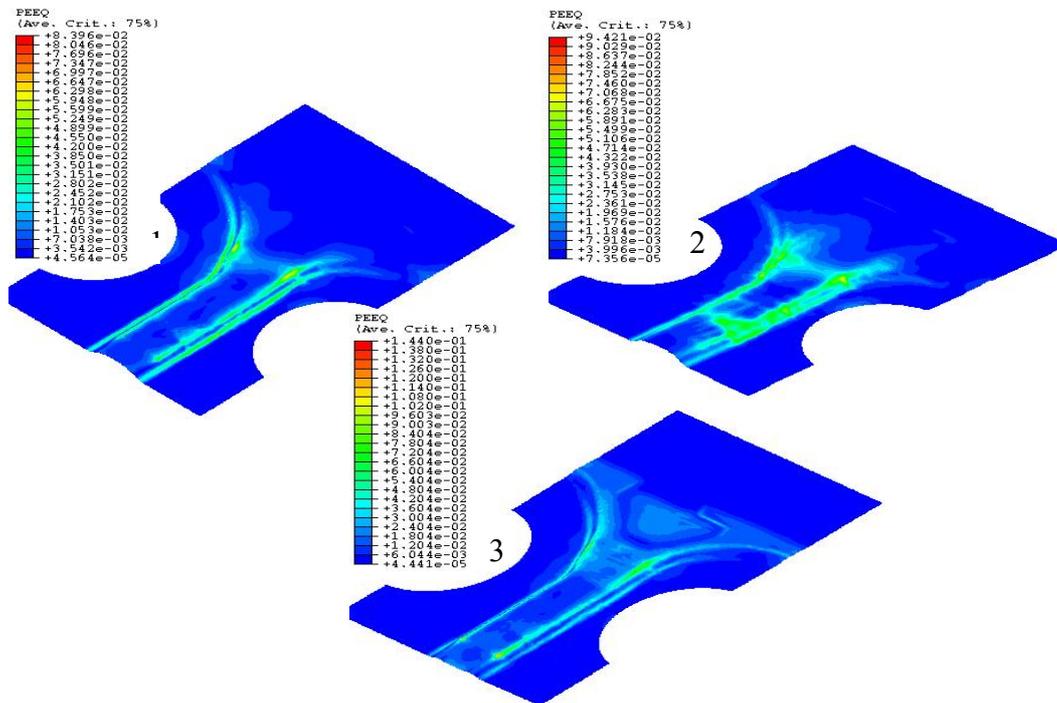


Figure 7.59 : déformations plastiques pour les trois cas au cours de l'emboutissage

Le calcul optimal a une durée de 9 jours (CPU) sur une machine Unix avec deux processeurs α D520 de 833MHz. Et le nombre d'incrément pour la résolution était de 590882.

7.3.6.6 Comparaison des résultats avec les essais

La distribution de température mesurée pendant les essais et celle calculée est montrée dans les figures 7.60 et 7.61 :

Nous allons étudier d'abord la partie omega (notée 1) sur la figure 7.61. La pointe de poinçon se trouvant à une température comprise entre 670 et 718°C n'arrivera pas à être trempée comme nous avons constaté dans les essais ; par contre, la paroi verticale présente des températures comprises entre 375 et 500°C. Dans la figure 7.62, nous pouvons observer les points de contact (en blanc) de la tôle à la fin du calcul. Comme nous avons observé dans les calculs réalisés avec Forge3, il existe très peu de points de contact dans cette zone. La différence des températures observées avec les deux logiciels vient donc du fait qu'avec Abaqus nous avons pu tenir compte du transfert de chaleur en fonction de la distance.

En ce qui concerne la partie en T, nous retrouvons les deux zones de plis avec une zone hétérogène en température. Cependant, la température est surestimée par rapport aux essais, peut être du fait que l'on n'est pas arrivé à la fin de l'emboutissage.

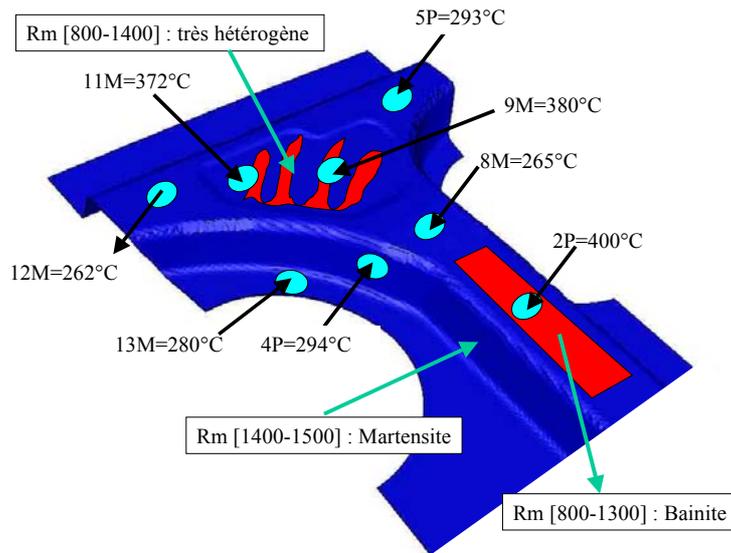


Figure 7.60 : répartition de température et relevés de microstructure sur les essais de pied milieu

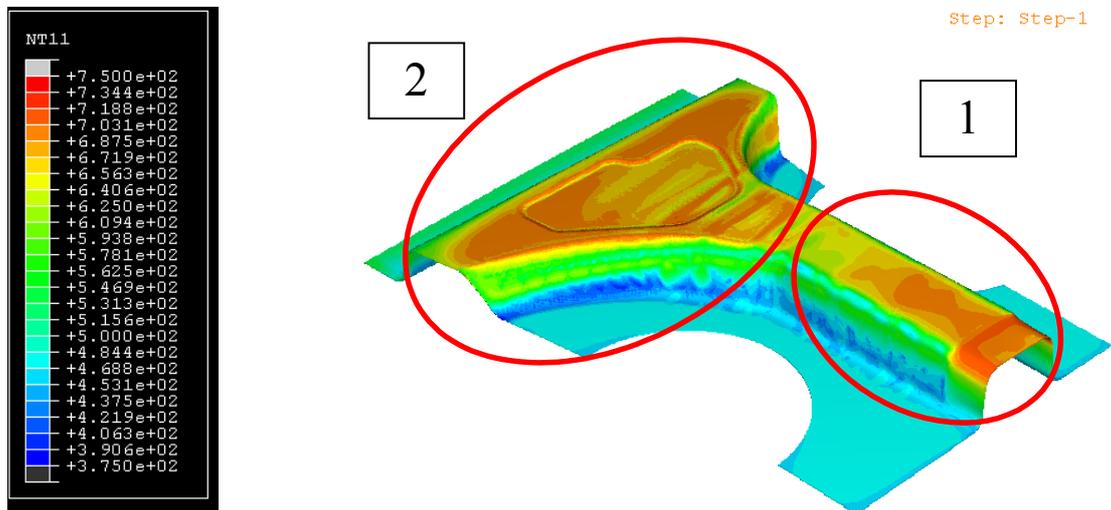


Figure 7.61 : répartition de température obtenue par la simulation

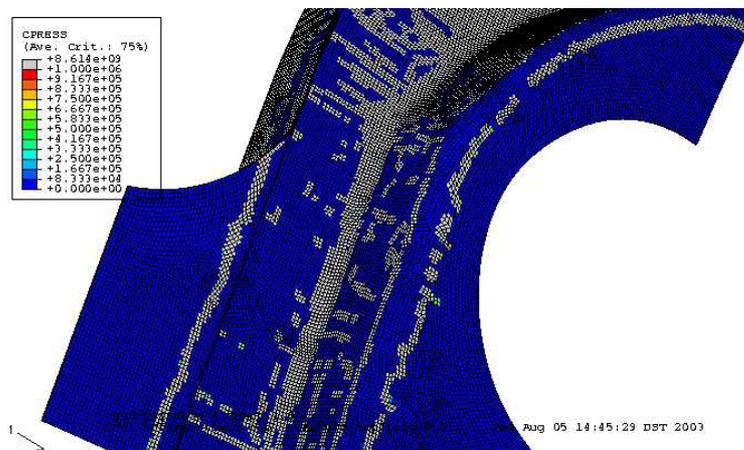


Figure 7.62 : distribution du contact à la fin de l'emboutissage

La figure 7.63 illustre la déformation équivalente calculée avec Abaqus/Explicit. Nous pouvons observer que les déformations maximales sont de l'ordre de 0.5 dans certains endroits critiques, mais qu'ils sont compris entre 0 et 0.3 dans la plupart des zones.

Dans figure 7.64 les zones à $\varepsilon \geq 0.2$ sont montrées. Nous retrouvons bien les valeurs de déformation de 0.2 au niveau de la partie verticale de l'omega qui correspondaient à nos maximums dans les simulations simplifiées décrites précédemment. Ces zones sont aussi retrouvées dans la simulation avec Forge 3 (figure 7.65), même avec les limites de validité des résultats discutées en, malgré que les valeurs de déformation ne soient pas les correctes pour les raisons que nous avons décrites dans 7.2.8.

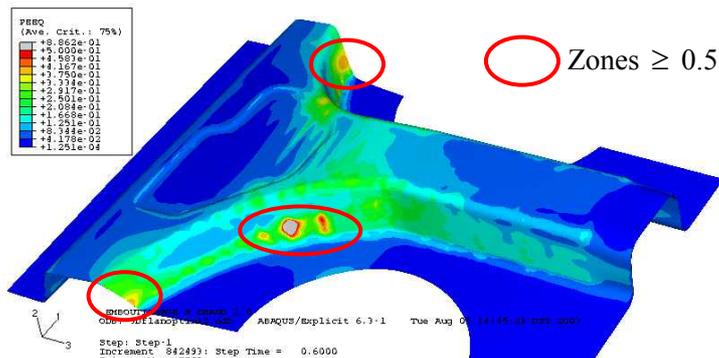


Figure 7.63 : déformation équivalente, $\varepsilon = 0.5$ (Abaqus/Explicit)

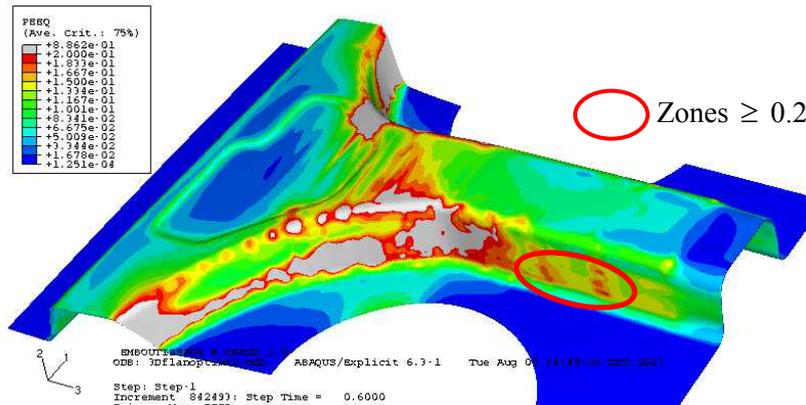


Figure 7.64 : déformation équivalente, $\varepsilon = 0.2$ (Abaqus/Explicit)

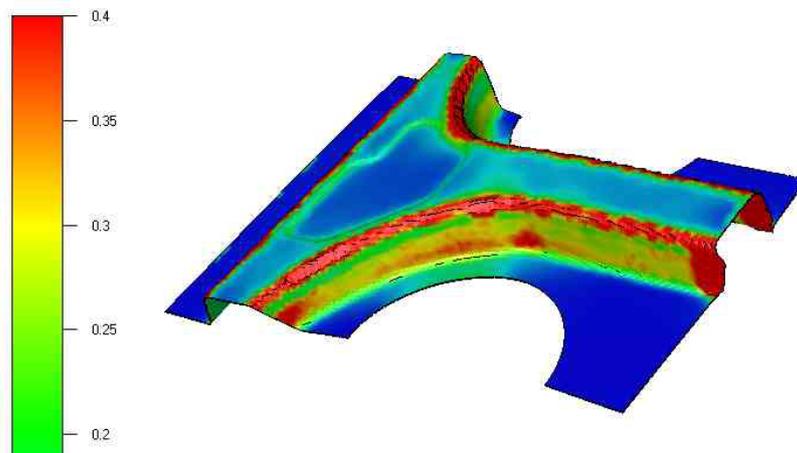


Figure 7.65 : déformation équivalente (Forge 3)

7.4 Conclusions

La simulation de l'emboutissage à chaud d'un pied milieu a été faite avec Forge 3 et Abaqus/explicit. Nous avons optimisé la convergence, la taille de maille et le temps de calcul pour Forge 3, en arrivant aux suivantes conclusions :

- La taille de maille de 1mm est celle qui donne les mieux résultats en termes de déformations, contact et température, la prédiction du contact étant un facteur indispensable à la bonne simulation de la température.
- La prise en compte du transfert thermique en fonction de la distance pourrait améliorer le calcul de l'évolution de température.
- L'utilisation du calcul parallèle réduit beaucoup le temps de calcul, mais ce temps reste long à ce jour par rapport aux besoins industriels.
- Cependant Forge 3 serait a priori plus précis car la résolution du calcul se fait uniquement en utilisant les données de l'incrément en cours.

Pour la simulation de l'emboutissage à chaud avec Abaqus/Explicit, une optimisation des paramètres a été réalisée au moyen d'un modèle simple. Ces paramètres ont ensuite été testés sur trois cas de pièce complète. Les accélérateurs de calculs qui ont été choisis pour un calcul optimal sont :

- multiplicateur de vitesse *5
- mass scaling 10^{-7}

En ce qui concerne les résultats du calcul :

- En termes de déformation, nous obtenons des résultats semblables à ceux obtenus avec Forge 3
- Le contact suit aussi une évolution équivalente ; en revanche Abaqus tient compte du refroidissement en fonction de la distance aux outils ce qui permet d'obtenir des résultats plus proches des essais.
- Les temps de calcul sont acceptables.

7.5 Références bibliographiques

- [1] E. Massoni, M. Bellet, J.L.Chenot, Thin sheet forming numerical analysis with a membrane approach, J. L. Chenot and Oñate (eds.), Modelling of Metal Forming Processes, pp.187-196, 1988.
- [2] E. Massoni, N. Soyris, J.L. Chenot, Rigid-plastic deep drawing analysis with a 3-dimensional finite element modelisation, Proceeding of the 3rd international Numiform '89 conference, pp. 497-500, Thompson et al. (eds.), Colorado, 1989.
- [3] S. Novel, Etude de l'adaptation du logiciel Forge 3 aux produits minces, Approche de remaillage volumique automatique avec surface moyenne, rapport de stage, Ecole des Mines de Paris, CEMEF, 1998.
- [4] R. Knockaert, Etude expérimentale et numérique de la localisation de la déformation lors de la mise en forme de produits minces. Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2001.
- [5] A.H. van den Boogaard, Thermally enhanced forming of aluminium sheet, modelling and experiments. Doctoral Thesis, Twente University, 2002.
- [6] H.S. Carslaw et J.C. Jaeger, conduction of heat in solids, Oxford University Press. (1959)
- [7] Abaqus Theory Manual.

Chapitre 8

Conclusions et Perspectives

L'objectif de cette étude est de fournir un outil d'aide à la conception de gammes d'emboutissage à chaud. Ce procédé appliqué à des aciers trempants (dans notre cas à l'Usibor 1500) permet l'obtention de pièces avec une résistance mécanique très élevée. La simulation numérique représente un outil de prédiction très puissant permettant de minimiser les coûts de conception. Grâce à la simulation numérique et aux analyses nécessaires à la modélisation, nous sommes arrivés à élucider les points clés qui font qu'une pièce emboutie par ce procédé soit réussie. Deux logiciels, Forge 3 et Abaqus/Explicit, ont été choisis. Ces logiciels permettent d'effectuer un calcul thermomécanique indispensable à la simulation de notre procédé.

Pour réaliser ces calculs, la connaissance du comportement du matériau ainsi que celles des échanges thermiques gérant l'évolution de température dans la tôle sont cruciales. Le comportement mécanique comme l'évolution de la température sont décrits par des lois mathématiques dépendant d'un certain nombre de paramètres propres à chaque matériau. Ces paramètres ont été identifiés pour notre matériau dans les conditions du procédé d'emboutissage à chaud.

Comme indiqué dans la bibliographie relative à d'autres procédés de mise en forme à chaud tels que le forgeage ou le laminage, l'échange de chaleur pendant la mise en forme est gouverné par le coefficient de transfert thermique entre la pièce et les outils. C'est aussi le cas pour notre procédé. A l'issue de l'étude bibliographique du chapitre 3, nous avons constaté la dépendance de ce coefficient à plusieurs paramètres, la pression étant celui qui influence le plus sa valeur dans le cadre de notre procédé. Nous avons donc cherché à estimer le coefficient de transfert thermique entre la fonte (matériau de nos outils) et l'Usibor 1500 en fonction de la pression. Pour cette estimation, des essais sur une machine dédiée à ce type d'étude ont été mis au point au CEMEF pour l'estimation du coefficient de transfert thermique en régime stationnaire. Deux méthodes ont été utilisées pour obtenir la valeur du coefficient de transfert thermique : l'estimation de ce coefficient de transfert thermique à partir du calcul du flux, suivant une méthode analytique, et une méthode inverse au moyen de calculs par éléments finis en deux dimensions avec le logiciel Forge 2. Les résultats obtenus par les deux méthodes sont équivalents. Cette première étude nous a donné une idée de la valeur du coefficient de transfert thermique en régime permanent, mais étant donné que la durée d'une opération d'emboutissage à chaud est d'environ 3 secondes, une estimation en régime transitoire s'avère judicieuse. Un calcul a donc été réalisé en conditions transitoires pour avoir une idée de l'évolution du coefficient de transfert avec le temps, mais comme les hypothèses de flux constant ne sont plus respectées, les résultats sont seulement fiables en termes d'allure des courbes et d'ordres de grandeur.

A l'issue de notre première étude sur l'estimation du coefficient de transfert thermique décrite au chapitre 3, deux constatations peuvent être faites. L'ordre de grandeur de notre coefficient de transfert thermique est compris entre 1000 et 5000W/m² K, et il suit une évolution logarithmique dans le temps. La valeur de ce coefficient a été par la suite déterminée avec plus de précision au moyen de la validation des essais d'emboutissage hémisphérique et des essais semi-industriels sur notre démonstrateur. En effet, une fois les paramètres rhéologiques identifiés indépendamment, l'ensemble des paramètres (tant thermiques que rhéologiques) a pu être validé.

En ce qui concerne les paramètres rhéologiques décrivant le comportement de l'Usibor 1500, ils ont été estimés au moyen d'essais de traction et de torsion.

La mise en forme de l'Usibor 1500 est réalisée après austénitisation en dessous de la température de recristallisation. La déformation a lieu dans la zone correspondant à l'austénite instable. Cette mise en forme est donc soumise à des limites de température et de temps.

Les limites de température sont données par la zone d'existence de la phase austénitique. La mise en forme doit donc se faire entre 720°C, qui est la température à laquelle la tôle arrive à la presse après son transport du four, et 400° qui est la température de transformation martensitique, lorsque l'acier devient beaucoup moins ductile et donc pas propice à la mise en forme.

Les limites de temps sont données par la transformation bainitique. Cette phase doit être évitée pour obtenir une microstructure finale martensitique de façon à avoir des caractéristiques mécaniques optimales. Ces conditions sont difficilement reproductibles avec des machines d'essai standard. Pour cette raison, des essais de traction et torsion ont été réalisés avec des machines inhabituelles et capables de reproduire ce cycle.

Les essais de traction réalisés avec une machine Gleeble 3800 nous ont permis d'obtenir le comportement du matériau pour des petites valeurs de la déformation. Ce comportement ne pouvant être extrapolé pour des valeurs plus grandes de la déformation, nous avons mis au point une machine d'essais de torsion (TOTEM) a été mise au point au CEMEF afin de caractériser le comportement à des niveaux de déformations importants. Les principaux avantages de cette machine sont : le chauffage par effet Joule qui permet des montées et descentes de température très rapides et précises, et des éprouvettes de faible dimension avec une faible inertie thermique. Cette faible inertie diminue le temps nécessaire pour l'homogénéisation en température et permet donc de bien reproduire notre cycle thermo-mécanique. La détermination des paramètres de la loi rhéologique a été faite à l'aide d'une méthode d'analyse inverse basée sur le logiciel Forge 2.

Une validation des paramètres rhéologiques et thermiques a été réalisée au moyen d'essais d'emboutissage à chaud hémisphérique. Cette validation est réalisée en comparant les mesures expérimentales aux résultats des calculs avec Forge 2. Des mesures de température sur la pointe du poinçon ainsi que l'effort du poinçon ont été enregistrés pendant la mise en forme. La mesure de l'épaisseur a été obtenue avec le système Aramis. Ces données sont ensuite comparées aux résultats issus des calculs avec Forge 2. En s'appuyant sur les valeurs d'évolution de température à la pointe du poinçon des positions de l'amincissement maximal, nous avons trouvé une loi d'évolution du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression. Les valeurs limites du coefficient sont en accord avec les ordres de grandeur préconisés au chapitre 3.

Les données et validation rhéologiques et thermiques pour l'Usibor 1500 dans les conditions de mise en forme du procédé d'emboutissage à chaud ont été complétées par celles obtenues à partir des essais sur un démonstrateur qui nous a permis de comparer les calculs en trois dimensions. Le démonstrateur choisi correspond à la partie inférieure d'un pied milieu d'une automobile. Trois types d'essai ont été réalisés, sur la partie plate, sur la partie en omega et sur le pied milieu complet.

Des informations en termes d'évolution de température dans la tôle ont été obtenues grâce à des dispositifs de mesure spécifiquement conçus et réalisés au laboratoire. L'effort du poinçon ainsi que le déplacement de la matrice ont été aussi enregistrés pendant l'essai. Ensuite, la dureté et le profil de certaines pièces ont été mesurés.

A partir de ces données, nous nous sommes rendu compte que certaines parties des pièces n'avaient pas été trempées, ce qui nous laisse supposer que le contact de la tôle avec les outils en certaines zones a été insuffisant pour obtenir une trempe. Ces zones sont plus particulièrement positionnées sur le

dessus du poinçon de la partie en omega, dans le contre-embouti et dans les ailes qui restent entre matrice et serre-flan.

Avant de simuler l'opération d'emboutissage à chaud en intégrant tous les données obtenues à partir des essais, une comparaison des algorithmes de résolution des deux logiciels utilisés pour la simulation a été réalisée. Les différences entre la formulation implicite développée pour Forge 3, et celle explicite utilisée dans Abaqus/Explicit, ainsi que les avantages et inconvénients de chacune des méthodes ont été présentés.

Le type même de formulation est différent dans chaque code. Forge 3 utilise une formulation mixte en vitesse/pression qui est, en principe, plus adaptée à la mise en forme alors que Abaqus est formulé en déplacement, étant donné qu'au début ce code a été développé pour le calcul de structures.

La loi de comportement que nous avons utilisée dans Forge 3 est de type visco-plastique, alors qu'une loi élasto-visco-plastique a été utilisée dans Abaqus. Etant donné que la déformation élastique est négligeable face à la déformation plastique, aucune différence ne devrait être observée dans les résultats lors de la charge. Dans les deux cas, nous avons considéré le matériau homogène et isotrope.

Nous avons utilisé des éléments volumiques dans nos simulations avec Forge, avec une interpolation linéaire tant de la température que de la pression, et l'ajout d'une fonction bulle pour la vitesse. Une interpolation linéaire de la température et du déplacement est aussi utilisée dans Abaqus/Explicit avec l'option d'intégration réduite qui permet un contrôle de l'effet sablier.

Le code de calcul Forge 3 a connu des adaptations récentes pour son application aux produits minces. Un mailleur adapté aux produits plats a été utilisé, ainsi que des paramètres qui améliorent la convergence et la gestion du contact dans le cadre de l'emboutissage. Pour améliorer le temps de calcul, une version parallélisée de Forge 3 portée sur le cluster du CEMEF a été utilisée. Pour optimiser les calculs, nous avons réalisé une analyse de sensibilité à la taille de maille sur un cas simplifié, correspondant à une bande située sur la partie en omega du pied milieu. Ce cas a aussi servi à valider la simulation au moyen d'une comparaison avec les essais. Nous arrivons aux conclusions suivantes :

- La distribution de température calculée semble être cohérente avec celle obtenue au moyen des thermocouples. Nous observons que l'absence de contact est à l'origine des zones non tempées.
- Les résultats obtenus avec la simulation ont tendance à surestimer les valeurs de température. L'origine de ce problème pourrait être le fait que, dans Forge 3, le coefficient de transfert en fonction de la distance aux outils n'est pas considéré.
- Les valeurs de déformation maximale s'élèvent à 0.2-0.3, ce qui est en accord avec les essais.

Un calcul du pied milieu complet a été réalisé avec la version parallélisée de Forge 3 et une taille de maille de 5. Malgré le fait que la taille de maille soit trop grande, nous arrivons à retrouver les positions de déformation critique, remarquées dans les pièces réels.

En ce qui concerne les calculs avec Abaqus/Explicit, une optimisation des accélérateurs du calcul (vitesse d'emboutissage et mass scaling) a été réalisée avec un cas simple équivalent à celui utilisé avec Forge 3 pour l'optimisation. L'objectif de cette optimisation a été d'obtenir une bonne précision dans les résultats. Les accélérateurs du calcul optimaux ont ensuite été testés sur le cas du pied milieu complet.

Etant donné que les paramètres rhéologiques identifiés correspondent à la loi de comportement de Norton-Hoff utilisée dans Forge, les paramètres de la loi plastique d'Abaqus ont été calculés de façon à obtenir un comportement équivalent.

Une fois le calcul optimisé, les résultats ont été comparés ceux obtenus dans les essais. Les conclusions sont les suivantes :

- Les distributions des températures sont semblables à celles obtenues avec Forge, et cohérentes avec la réalité.
- Les valeurs de température obtenues notamment sur le flan de l'omega sont plus proches de la réalité que celles obtenues avec Forge, probablement du fait de l'utilisation du coefficient de transfert en fonction de la distance aux outils (« gap conductance »).
- Les valeurs de déformation sur le flan de l'omega sont en accord avec celles obtenues avec Forge. Et les maximums dans la pièce se trouvent aussi dans des endroits critiques observés dans les pièces réelles.

En conclusion, nous avons vu au cours des derniers chapitres, que pour bien simuler l'emboutissage à chaud d'une pièce, il est indispensable de bien simuler le contact entre la pièce et les outils. C'est la prédiction du contact qui nous permettra d'assurer la prédiction de la trempe de la pièce.

L'utilisation du coefficient de transfert thermique en fonction de la distance semble être un facteur important pour bien estimer l'évolution de température aux endroits où le contact n'est pas effectif.

A partir des analyses des simulations et des essais réalisés sur l'emboutissage à chaud du pied milieu, il semble que le manque du contact soit à l'origine de l'absence de trempe sur la pointe du poinçon ainsi que sur le contre-embouti. Une diminution de l'épaisseur des cales limites pourrait améliorer le contact dans ces zones. Des essais d'emboutissage avec des retenues de matière localisées pourraient également apporter des améliorations, et diminuer les plis.

Comme perspectives à court terme, nous pourrions donc envisager plusieurs pistes :

- Introduction dans Forge 3 du coefficient de transfert thermique en fonction de la pression et de la distance aux outils
- Utilisation du remaillage automatique dans les zones critiques pour réduire significativement le temps de calcul avec Forge 3
- Etude thermo-mécanique globale de l'ensemble de l'outillage refroidi et de la tôle pour emboutir plus vite, et pour refroidir la tôle plus rapidement et de façon contrôlée
- Elargissement de l'étude rhéologique en tenant compte d'une possible transformation de phase pendant la mise en forme (analyse métallurgique et rhéologique en biphasé)
- Utilisation de la version Forge 3 TTT pour étudier le couplage thermo-mécanique et métallurgique lors d'une mise en forme biphasé et/ou le contrôle des distorsions pendant le refroidissement final, et viser une augmentation des cadences industrielles

Enfin, on pourra chercher à transposer les approches et les résultats de nos travaux à l'étude d'opérations similaires de mise en forme de tôles d'aciers trempants, par exemple celles qui utilisent des méthodes de chauffage telles que le laser ou l'induction.