



HAL
open science

Investigations experimentales et numeriques pour l'identification des parametres clefs du procede de thixoforgeage de l'acier sur le produit mis en forme

Eric Becker

► **To cite this version:**

Eric Becker. Investigations experimentales et numeriques pour l'identification des parametres clefs du procede de thixoforgeage de l'acier sur le produit mis en forme. Sciences de l'ingénieur [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2008. Français. NNT : 2008ENAM0038 . pastel-00004477

HAL Id: pastel-00004477

<https://pastel.hal.science/pastel-00004477>

Submitted on 23 Jun 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 doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

THÈSE

pour obtenir le grade de

Docteur

de

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité "Mécanique et Matériaux"

*présentée et soutenue publiquement
par*

Eric BECKER

le 2 décembre 2008

**INVESTIGATIONS EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES POUR
L'IDENTIFICATION DES PARAMETRES CLEFS DU PROCEDE
DE THIXOFORGEAGE DE L'ACIER SUR LE PRODUIT MIS EN
FORME**

Directeur de thèse : Régis BIGOT

Co-encadrement de la thèse : Laurent LANGLOIS

Jury :

M. Yvan CHASTEL, Professeur des Universités, CEMEF, Sophia Antipolis..... Président
M. Laurent DUBAR, Professeur des Universités, LAMIH, Université de Valenciennes.. Rapporteur
M. Pascal LAFON, Maître de Conférences HDR, LASMIS, Université de Troyes..... Rapporteur
M. Gerhard HIRT, Professeur des Universités, RWTH Aachen Allemagne Rapporteur
Mme Véronique FAVIER, Maître de Conférences HDR, LIM, ENSAM, Paris..... Examineur
M. Régis BIGOT, Professeur des Universités, LGIPM, ENSAM, Metz..... Examineur
M. Laurent LANGLOIS, Maître de Conférences, LGIPM, ENSAM, Metz..... Examineur
M. Pierre CEZARD, Docteur, ASCOMETAL CREAS, Hagondange..... Invité

Laboratoire de Génie Industriel et Production Mécanique
ENSAM, CER de Metz

Laboratoire de Génie Industriel et Production Mécanique
ENSAM, CER de Metz

*L'ENSAM est un Grand Etablissement dépendant du Ministère de l'Education Nationale, composé de huit centres :
AIX-EN-PROVENCE ANGERS BORDEAUX CHÂLONS-EN-CHAMPAGNE CLUNY LILLE METZ PARIS*

INTRODUCTION GENERALE	7
CHAPITRE 1 : CONTEXTE DU THIXOFORGEAGE DE L'ACIER	11
1. Comportement rhéologique d'un semi-solide	11
1.1. Viscosité	12
1.2. Rhéologie des alliages métalliques semi-solide et paramètres influents	14
1.2.1. Influence de la fraction solide ou liquide	15
1.2.2. Influence de la vitesse de déformation	18
1.2.3. Influence de la microstructure ou de la morphologie sur la viscosité	19
1.2.3.1. Le type de structure	21
1.2.3.2. Taille des grains	23
1.2.3.3. La cohésion du squelette	24
1.2.3.4. Le liquide emprisonné	25
1.3. Mesure de la viscosité	27
1.3.1. Mesure par compression	27
1.3.2. Mesure par indentation	27
1.3.3. Mesure par viscosimètre ou par cisaillement	28
1.3.4. Mesure par filage direct	29
1.3.5. Synthèse des différents essais rhéologiques	30
1.4. Conclusion des études rhéologiques	31
2. Caractérisation et paramètres importants des aciers mis en forme à l'état semi-solide	32
2.1. Influence du carbone	33
2.2. Détermination de la fraction solide pour les aciers	34
2.2.1. Détermination de la fraction solide par le diagramme d'équilibre	35
2.2.1.1. Modèle de Sheil-Gulliver	35
2.2.1.2. Loi du levier	36
2.2.2. Détermination de la fraction solide grâce à la DSC ou DTA	37
2.2.3. Comparaison des différentes méthodes et discussion	38
2.2.3.1. Influence entre chauffage et refroidissement pour la DSC	39
2.2.3.2. Influence de la vitesse de chauffage	40
2.2.3.3. influence du cycle de chauffe	41
2.2.4. Exemples de courbes DSC	42
2.3. Influence d'autres éléments	43
2.4. Impact du procédé de fabrication sur le matériau	44
2.4.1. Impact du matériau de coulée	44
2.4.2. Impact du laminage à chaud	45
3. Procédés d'obtention des semi-solides et de mise en forme	47
3.1. Chemin thermique à l'obtention d'un semi-solide	47
3.2. Procédé d'amélioration de la matière première	48
3.2.1. Méthodes d'amélioration pour l'obtention par solidification partielle	48
3.2.1.1. Brassage mécanique	49
3.2.1.2. Brassage électromagnétique	49
3.2.1.3. Brassage passif	50
3.2.1.4. Autres méthodes de globulisation	50
3.2.2. Méthodes d'amélioration pour l'obtention par refusion partielle	50
3.2.2.1. Utilisation d'éléments d'addition	51
3.2.2.2. Procédé SIMA	52
3.2.2.3. Le thixomolding	52
3.2.3. Remarques	52
3.3. Différents procédés de mise en forme des semi-solides	53
3.3.1. Procédés de rhéoformage	53
3.3.1.1. Rhéomoulage ou rhéocasting	53
3.3.1.2. Rhéomoulage par injection ou rhéomolding	54
3.3.2. Procédés de thixoformage	56
3.3.2.1. Thixomoulage, thixoforgeage et thixo-transverse	57

3.3.2.2.	Thixoextrusion	58
3.3.2.3.	Thixolaminage ou thixorolling	58
3.3.2.4.	Thixo-assemblage ou thixojoining	59
3.3.2.5.	Thixomoulage par injecton ou thixomolding®	60
3.4.	Avantages et inconvénients des procédés de thixoformage	61
4.	Différentes réalisations de pièces aciers thixoformées	63
5.	Modèles numériques du comportement d'un semi-solide	65
5.1.	Volume élémentaire représentatif et motif morphologique représentatif.	66
5.2.	Variable interne	67
5.3.	Comportement local	68
5.4.	Localisation et homogénéisation	68
5.4.1.	Première transition d'échelle	69
5.4.2.	Seconde transition d'échelle et homogénéisation	69
6.	Conclusion	71
7.	Bibliographie chapitre 1	72
CHAPITRE 2 : MISE EN PLACE DES MOYENS EXPERIMENTAUX		83
1.	Matériaux étudiées	83
1.1.	Caractéristiques de l'acier non allié C38	84
1.1.1.	Evaluation de la fraction liquide de l'acier C38 à l'état semi-solide	84
1.1.2.	Caractéristiques mécaniques et thermiques de l'acier C38	86
1.2.	Caractéristiques de l'acier spécial 100Cr6	86
1.2.1.	Evaluation de la fraction liquide de l'acier 100Cr6 à l'état semi-solide	86
1.2.2.	Caractéristiques mécaniques et thermiques de l'acier 100Cr6	87
2.	Chauffage des lopins	87
2.1.	Système de chauffage	87
2.1.1.	Chauffage inductif de liège	88
2.1.2.	Chauffage inductif de l'ENSAM Metz	89
2.2.	Inducteurs	90
2.2.1.	Inducteur utilisé pour le filage direct	90
2.2.2.	Inducteur utilisé pour les essais de compression instrumentés	91
2.2.3.	Amélioration des inducteurs	91
2.3.	Cycle de chauffe	93
2.3.1.	Cycles de chauffe : chauffage SAET de l'université de Liège	93
2.3.1.1.	Réglage d'un cycle de chauffe	93
2.3.1.2.	Mesure des températures du lopin	96
2.4.	Différents difficultés liés au chauffage	97
2.4.1.	Pertes thermiques	97
2.4.2.	Décarburation par oxydation	97
3.	Presses utilisées	98
3.1.	Presse hydraulique AP&T de Liège	98
3.1.1.	Caractéristiques techniques de la presse AP&T	99
3.1.2.	Précaution d'utilisation de la presse AP&T	99
3.2.	Presse hydraulique LOIRE de Metz	100
3.2.1.	Caractéristiques techniques de la presse hydraulique LOIRE	101
3.2.2.	Précaution d'utilisation de la presse LOIRE	102
4.	Outillages expérimentaux spécifiques	103
4.1.	Outil de filage direct spécial	103
4.1.1.	Principe de l'essai	103
4.1.2.	Outillage initiale	104

4.1.3.	Nouvelle outillage	105
4.1.4.	Outillage actif	107
4.1.4.1.	Filière chauffée	109
4.1.4.2.	Filière instrumentée	109
4.1.5.	Inducteur de chauffe intégré	111
4.1.6.	Réglage de la longueur de filage	111
4.1.7.	Evolutions de l'outillage	112
4.1.7.1.	Limitation des transferts thermiques entre l'outil et le lopin ou la pièce	112
4.1.7.2.	Décarburation	113
4.1.7.3.	Filage inverse	114
4.2.	Tas plan instrumenté	115
4.2.1.	Outillage	115
4.2.2.	Outils actifs	116
5.	Moyens d'observation et d'analyse	117
5.1.	Appareils de mesure	117
5.1.1.	Système d'acquisition	117
5.1.2.	Mesure des déplacements	117
5.1.3.	Mesure des forces	118
5.1.4.	Mesure des températures	118
5.2.	Identification et moyens d'observation des essais	119
5.2.1.	Identification et repérage des essais de filage direct	119
5.2.1.1.	Identification des essais de filage direct	119
5.2.2.	Attaque chimique	120
5.2.2.1.	Attaque Nital	120
5.2.2.2.	Attaque acide Chlorhydrique	120
5.2.2.3.	Attaque Le Chatelier	120
5.2.2.4.	Attaque Béchet-Beaujard	121
5.2.3.	Repérage des points d'observation	121
5.2.4.	Microscopes	121
5.3.	Essais mécaniques	122
5.3.1.	Essai de dureté	122
5.3.2.	Essai de traction	123
6.	Conclusion, discussion	125
7.	Bibliographie chapitre 2	126
CHAPITRE 3 :	ETUDE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX	129
1.	Expériences de filage direct	130
1.1.	Evolution de l'écoulement	131
1.1.1.	Analyse des courbes d'effort des essais expérimentaux	132
1.1.2.	Analyse des efforts des essais interrompues	135
1.2.	Influence des paramètres de mise en forme sur le thixoforgeage	138
1.2.1.	Influence de la vitesse de l'outil	139
1.2.2.	Influence de la température de la filière	141
1.2.3.	Influence de la température du lopin	143
1.2.4.	Synthèse	145
1.2.5.	Remarque	148
1.3.	Comparaison des microstructures	148
1.4.	Impacts thermiques	151
1.4.1.	Première illustration du transfert thermique par approche numérique	151
1.4.2.	Analyse macroscopique des zones affectées thermiquement	152
1.4.3.	Impacts thermiques sur la microstructure	157
1.4.4.	Influence des paramètres de mise en forme et des échanges thermiques sur les caractéristiques mécaniques	160
1.4.4.1.	La dureté	160
1.4.4.2.	Limite d'élasticité et la résistance à la rupture	162

1.4.5.	Mesure des températures	162
1.4.5.1.	Essais répétés	167
1.4.5.2.	Influence de la vitesse de la filière sur l'évolution de la température de l'outil	168
1.4.5.3.	Essais interrompus	170
1.5.	autres résultats	171
1.5.1.	Ecoulement particulier	171
1.5.2.	Conséquences de la différence de dimension des lopins et du filage inverse	173
1.5.2.1.	Impact de la hauteur du lopin sur la longueur filée	174
1.5.2.2.	Impact du filage inverse sur la longueur filée	174
1.5.2.3.	Impact de la course du piston sur la longueur filée	175
1.5.2.4.	Discussion de la précision de la longueur filée	175
2.	Essais de compression	176
2.1.	Evolution de la température dans le tas plan instrumenté	177
2.2.	Influence des conditions d'écrasement sur l'évolution de la température	178
2.3.	Discussion concernant les essais de compression	180
3.	Conclusion de l'étude des résultats expérimentaux	181
4.	Bibliographie chapitre 3	183
CHAPITRE 4 :	SIMULATIONS NUMERIQUES	185
1.	Simulation de compression	186
1.1.	Conditions de mise en donnée	187
1.1.1.	Données de la loi de comportement micro-macro	187
1.1.2.	L'effort de mise en forme des simulations de compression	188
1.1.3.	La température du lopin des simulations de compression	189
1.2.	Influence du coefficient d'échange thermique H_0	189
1.3.	Influence du coefficient d'échange thermique H_1	192
1.4.	Influence de la consistance des pontages solides K_p du lopin semi-solide	193
1.5.	Influence de la conductivité thermique λ du lopin	194
1.6.	Illustrations de l'évolution de certains paramètres pendant la compression simulée	195
1.6.1.	Evolution de la consistance K_S en fonction de la température	195
1.6.2.	Evolution de la viscosité et de la fraction solide dans la zone active en fonction de la température	195
1.7.	Discussion concernant les simulations de compression	197
2.	Simulation du filage direct	198
2.1.	Conditions de simulation : 1 ^{ère} étape	198
2.1.1.	Essai expérimental de référence	198
2.1.2.	Déplacement de l'outil exposé dans la partie simulation	199
2.1.3.	Forme de l'outil actif simulé	200
2.1.4.	Résultats simulés avec la loi de Norton-Hoff	202
2.1.4.1.	Influence de la taille du maillage des simulations	205
2.1.4.2.	Influence de la dilatation ou du volume du lopin	207
2.1.4.3.	Influence du frottement	208
2.1.4.4.	Influence des échanges thermiques	210
2.1.4.5.	Influence des différents paramètres de la loi de Norton-Hoff	212
2.2.	Résultats simulés avec la loi de comportement micro-macro : 2 nd étape	213
2.2.1.	Conditions de mise en données propre au modèle micro-macro	213
2.2.2.	Comparaison du modèle micro-macro au modèle de Norton Hoff	213
2.2.3.	Evaluation de la consistance K_p	214
2.2.4.	Influence de la dissipation plastique interne	215
2.2.5.	Illustrations de l'évolution de certains paramètres pendant le filage simulé	217
3.	Application : simulation d'une pièce thixoforgée	219
4.	Conclusion des simulations numériques	222

5. Bibliographie chapitre 4	223
CONCLUSION GENERALE	225
ANNEXE A Différents repères d'observations des éprouvettes filées	229
ANNEXE B Module thermique dans Forge 2007®	233
ANNEXE C Dessins des différents outils	239
ANNEXE D Différents documents des essais de filage direct	243
ANNEXE E Tableau récapitulatif des simulations de compression	267
ANNEXE F Articles	271

INTRODUCTION GENERAL

L'industrie cherche en permanence à minimiser le temps et les coûts, à simplifier leur processus de fabrication tout en maximisant la qualité de leurs produits. Cette démarche s'applique pour l'industrie de la mise en forme des métaux ; cela a pour conséquence par exemple,

- une augmentation des propriétés des matériaux mis en forme dans le domaine de l'emboutissage à chaud.
- Des retours élastiques importants lors des opérations d'emboutissage à froid.
- Une refonte complète du processus de fabrication liée au développement de nouveaux alliages.
- La mise en œuvre de pièces brutes near net shape ou net shape et la diminution de l'engagement matière.

Dans ce contexte, deux procédés innovants de mise en forme, le thixoformage et le rhéoformage se sont développés, permettant d'obtenir des pièces de formes complexes aux qualités mécaniques élevées en minimisant les phases du processus de fabrication. L'objectif est d'obtenir des pièces combinant les points forts du moulage et du forgeage :

- le moulage utilisant les propriétés de fluidité des alliages métalliques fondus permet d'obtenir des pièces brutes de forme complexe en une seule étape. Les pièces obtenues ont un risque majeur de contenir des porosités et par conséquent de présenter de faibles propriétés mécaniques,
- au contraire, le forgeage fournit des pièces aux caractéristiques mécaniques élevées mais peu requérir un nombre important d'étapes pour obtenir la pièce finale.

Ces deux procédés récents utilisent l'état semi-solide du matériau, en rhéoformage par solidification du métal en fusion et en thixoformage par fusion partielle du solide. Le rhéoformage industriel des alliages de magnésium est utilisé pour la réalisation d'objet de forme complexe nécessitant une certaine résistance mécanique comme les carcasses d'objets électroniques, téléphones et ordinateurs portables. Quand à la mise en forme des alliages d'aluminium, par thixoforgeage et surtout par rhéoformage, elle est assez bien maîtrisée et industrialisée.

Ces travaux s'intéressent à la mise en forme des aciers semi-solides et particulièrement par thixoforgeage. Ce procédé doit permettre de combiner les avantages du moulage et du forgeage, la figure 1, et se démarquer des autres possibilités de mise en forme des semi-solides, comme le rhéocasting ou le rhéomolding, en permettant :

- de pas manipuler un métal en fusion, limitant ainsi les risques d'accident,
- de permettre une préhension du matériau semi-solide avec une fraction liquide inférieure à 25% en général et ainsi faciliter la manutention en envisageant une automatisation (robot),
- d'utiliser des moyens de chauffe réduits et faciles d'utilisation comme le chauffage par induction.

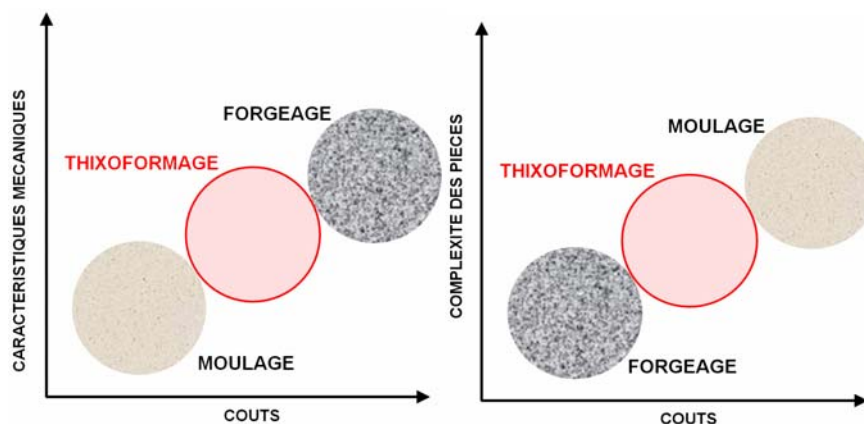


Figure 1: Représentation du positionnement des procédés de moulage, de forgeage et de thixoforgeage de l'un par rapport à l'autre.

Dans le cadre de la mise en forme de l'acier à l'état semi-solide, les difficultés liées à la température de travail et la méconnaissance du comportement mécanique et thermomécanique du matériau dans ces conditions rendent difficiles le développement industriel du procédé.

Dans cette thèse, pour comprendre mieux le comportement de l'acier thixoforgé à l'état semi-solide des essais expérimentaux sont présentés. Ils ont permis :

- de décrire les étapes clefs de l'écoulement d'un acier semi-solide dans le cas d'un filage direct par thixoforgeage,
- d'étudier les paramètres influençant la mise en forme, par mesure des efforts et par analyse de la pièce finale, de l'écoulement de la matière (macrographies) et de la microstructure,

- d'étudier les échanges thermiques entre l'outil et la pièce par mesure des températures dans l'outil, de voir leur évolution en fonction des conditions de mise en forme et l'impact de ceux-ci sur l'écoulement de la matière et sur la structure.

Ces résultats sont confrontés à des simulations numériques utilisant le modèle original deux phases multiéchelle «micro-macro» implémenté sous Forge 2007® en 2D et 3D. Il a pour but de quantifier les valeurs des paramètres influençant le thixoforgeage d'un acier et d'évaluer le caractère prédictif de la loi de comportement.

Ces travaux ont reçu l'appui technique et scientifique de l'équipe Ingénierie de Fabrication (IFAB) du Laboratoire de Génie Industriel et Production Mécanique (LGIPM) au sein de laquelle la thèse a été conduite. Une partie des travaux a également été menée sur le Pôle d'ingénierie des Matériaux de Wallonie (PiMW) avec le soutien d'Ahmed Rassili et en partenariat avec le CREAS ASCOMETAL (Centre de recherche) par l'intermédiaire de Pierre Cézard. Les échanges scientifiques sur la modélisation du modèle micro-macro ont été conduits avec Véronique Favier du Laboratoire d'Ingénierie des Matériaux (LIM) de l'ENSAM Paris.

CHAPITRE 1 : CONTEXTE DU THIXOFORGEAGE DE L'ACIER

Dans les années 70, quand des équipes de chercheurs mettent en évidence le comportement rhéofluidisant et thixotrope des alliages métalliques à l'état semi-solide, l'idée d'exploiter ces caractéristiques rhéologiques dans l'amélioration des produits métalliques par la mise au point de procédés dédiés a été développée. Les différentes équipes travaillent à connaître et décrire plus précisément la rhéologie des alliages à l'état semi-solide. Ils commencent tout naturellement par les alliages à bas point de fusion, à base de plomb ou d'aluminium, moins contraignant à étudier expérimentalement que les aciers. Aujourd'hui de nombreuses équipes étudient également le comportement des alliages à haut point de fusion à l'état semi-solide, comme l'acier, qui possèdent généralement des caractéristiques mécaniques élevées.

De nombreux procédés adaptés aux différentes contraintes des différents alliages semi-solides sont développés ou en cours de développement. Pour créer ces nouveaux procédés ou les améliorer, des modèles numériques sont conçus et implémentés dans des logiciels de simulations.

Ce chapitre a pour but de faire un état de l'art des connaissances des alliages semi-solides : le comportement et un modèle associé, les technologies de production spécifiques et en particulier le thixoforgeage.

1. COMPORTEMENT RHEOLOGIQUE D'UN SEMI-SOLIDE

La rhéologie (du grec *reos*, couler et *logos*, étude) est l'étude de la déformation et de l'écoulement de la matière sous l'effet d'une contrainte appliquée. Le terme « écoulement » est aussi utilisé pour les métaux dans le cas de leur mise en forme par remplissage d'un moule ou d'une matrice, moulage ou forgeage, à l'état solide, liquide ou encore semi-solide.

L'étude de la mise en forme des alliages métalliques à l'état semi-solide, par thixoforgeage ou par rhéoformage, est indissociable de leur comportement rhéologique. Du point de vue de la rhéologie, les métaux semi-solides sont dits « thixotropes » ou/et « rhéofluidisants ».

1.1. Viscosité

La rhéologie d'un matériau plastique ou d'un fluide est essentiellement influencée par sa viscosité, elle-même dépendante de nombreux paramètres, comme la vitesse, la température, la nature du matériau, le type de sollicitations, etc.

La déformation, du fluide ou du solide, se fait sous une certaine résistance, contrainte de cisaillement, car il existe du frottement entre les molécules du matériau et entre celui-ci et la paroi sur laquelle il glisse.

Dans le cas d'un fluide newtonien, la contrainte de cisaillement est proportionnelle au gradient de vitesse, le coefficient de proportionnalité η est appelé viscosité dynamique.

$$\tau_{yx}(M) = \eta \frac{\partial V(M)}{\partial y} \quad [N/mm^2] \quad \text{ou} \quad \eta = \frac{d\tau}{d\dot{\gamma}} \quad [Pa.s]$$

La viscosité cinématique ν s'obtient en divisant la viscosité dynamique par la masse volumique ρ .

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad [m^2/s]$$

Dans le cas de fluides non-newtoniens, la contrainte n'est plus proportionnelle au gradient de vitesse, il existe différents comportements, figure 1. On distingue les écoulements rhéoépaississants, rhéofluidisants, plastiques et thixotropes. Ces écoulements peuvent être décrits par le modèle classique d'Herschel-Bulkley avec une contrainte seuil variable. Ce modèle fait intervenir deux équations (ci-dessous) : la première relie la contrainte de cisaillement (τ) à la vitesse de cisaillement ($\dot{\gamma}$) par l'intermédiaire d'un scalaire de structure (λ) alors que la seconde décrit la cinétique d'évolution de ce paramètre structurel [1]. Ce dernier prend une valeur entre 0 et 1 correspondant respectivement aux états complètement déstructuré et structuré du matériau.

$$\tau = \tau_c \lambda + k \dot{\gamma}^n \quad [N/mm^2]$$

$$\frac{\partial \lambda}{\partial t} = \frac{1 - \lambda}{t_r} - \frac{\lambda \dot{\gamma}^m}{t_d}$$

Où τ_c , k , et n sont respectivement la contrainte de seuil, la consistance et l'indice de viscosité, t_r étant le temps de restructuration ; t_d et m sont des paramètres relatifs à la déstructuration.

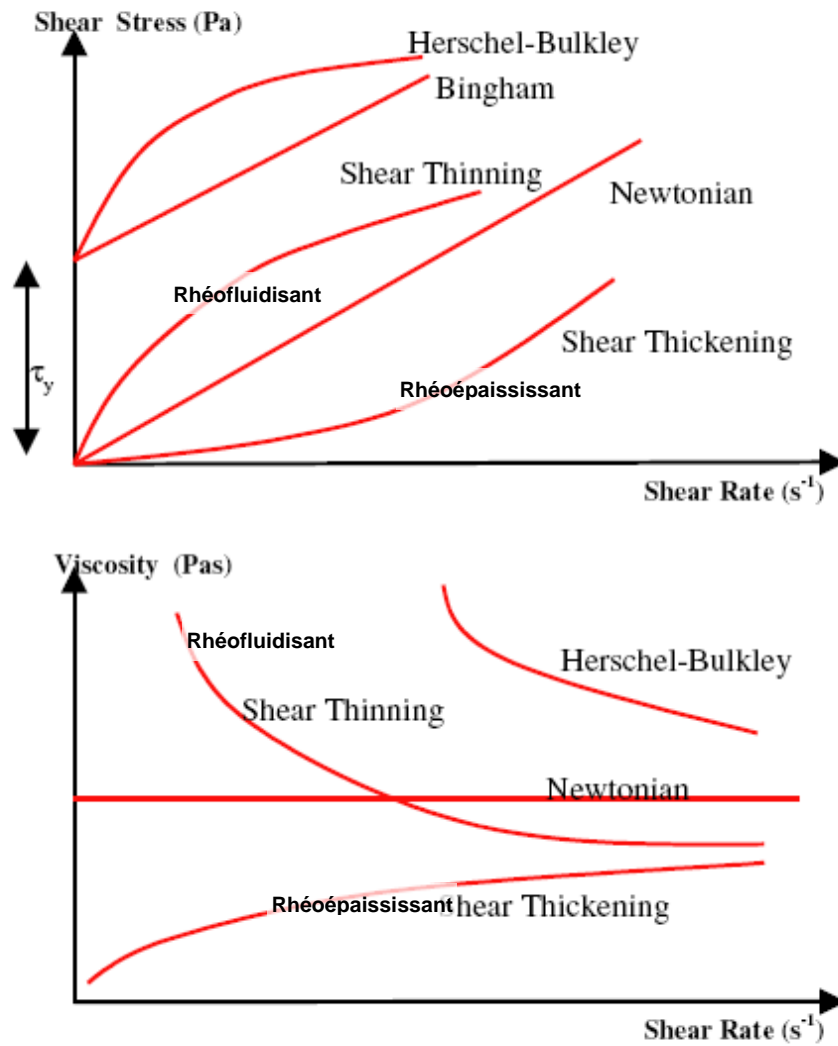


Figure 1.1 : courbe de tendance de $\eta = f(\dot{\gamma})$, de différents modes d'écoulement [2-4]

Un matériau rhéofluidisant a une viscosité qui diminue si la contrainte de cisaillement ou la vitesse de déformation augmente, figure 1. Dans ce cas la contrainte de seuil τ_c est nulle et l'indice de viscosité n est strictement inférieur à 1 [3].

$$\tau = k\dot{\gamma}^n \quad \text{et} \quad n < 1 \quad \text{loi en puissance d'Ostwald-De-Waele}$$

Un matériau thixotrope a un écoulement dont la viscosité sous contrainte ou gradient de vitesse constant évolue au cours du temps [5], figure 2. Cette évolution de viscosité peut être associée à plusieurs paramètres ; changement de structure, vitesse de déformation, etc.

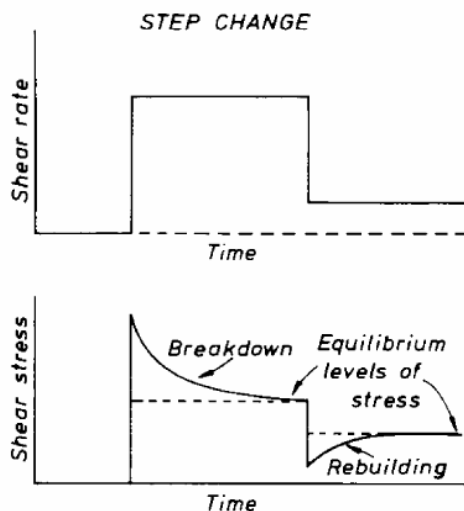


Figure 1.2 : réponse d'un matériau inélastique thixotrope à une augmentation de la vitesse de déformation suivie d'une diminution [2, 6]

1.2. Rhéologie des alliages métalliques semi-solide et paramètres influents

La plupart des alliages métalliques, à l'état semi-solide, ont un comportement rhéofluidisant et thixotrope [6, 7].

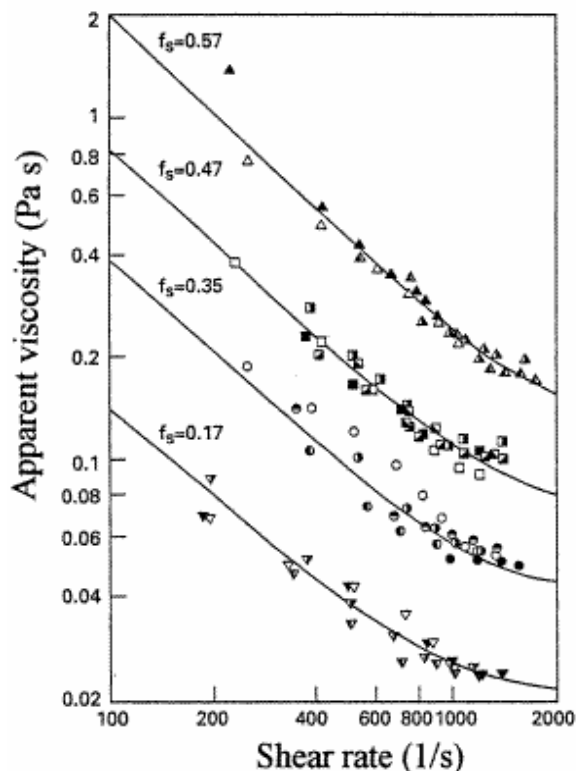


Figure 1.3 : Viscosité apparente d'un alliage Sn-15%Pb en fonction de la vitesse de cisaillement pour différentes fractions de solide f_s [7].

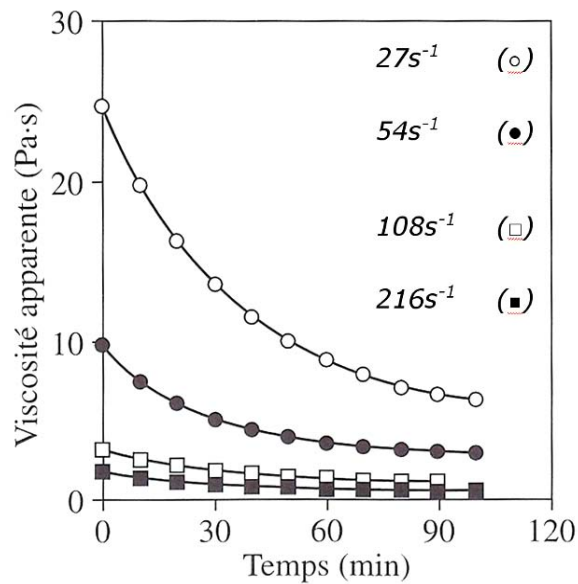


Figure 1.4 : Viscosité apparente (thixotrope et rhéofluidisant) en fonction du temps de cisaillement isotherme pour un alliage AS7G03 à 590°C pour des vitesses de cisaillement différentes, [6] d'après [8, 9].

L'évolution de la viscosité des semi-solides est essentielle pour décrire leur comportement lors de la mise en forme. Cette évolution particulière, rhéofluidisant et thixotrope, dépend de la microstructure de l'alliage à l'état semi-solide [10] caractérisée et évoluant, par et en fonction de plusieurs paramètres :

- la fraction solide liée à la température,
- la vitesse de déformation,
- la morphologie de la microstructure.

La plupart des résultats présentés sont issus d'alliages à bas point de fusion comme les alliages de plomb ou d'aluminium. L'étude des alliages à haut point de fusion présente davantage de difficultés expérimentales en terme d'instrumentation et d'outillage suffisamment fiable et résistant.

1.2.1. Influence de la fraction solide ou liquide

Un semi-solide est un matériau constitué de deux phases, solide et liquide, liées à la température. Ces deux phases sont inversement proportionnelles dans le matériau, quand l'une augmente l'autre diminue.

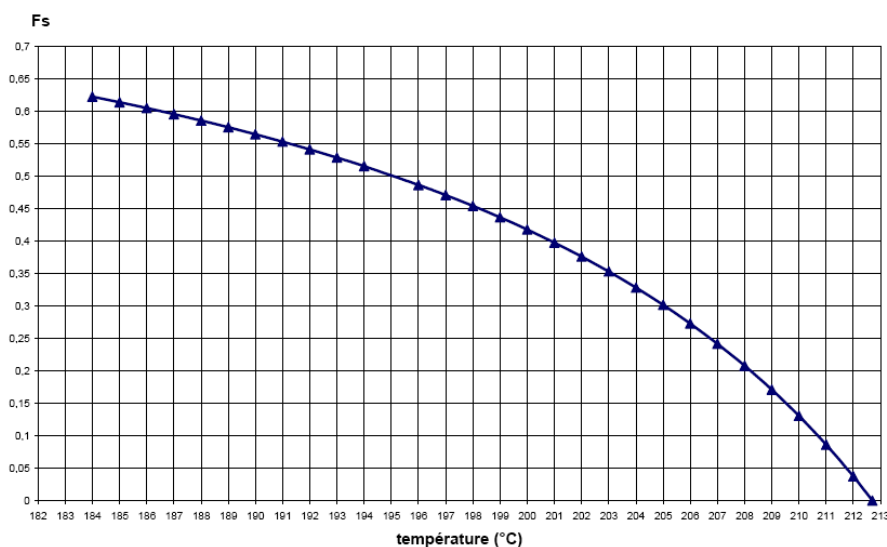


Figure 1.5 : Fraction de solide en fonction de la température (équation deSheil) pour un alliage Sn-15%Pb [11].

Le comportement d'un alliage métallique semi-solide varie avec l'évolution de la fraction solide mais pas de manière linéaire. Lorsque la fraction solide f_s est inférieure à 0,2 elle n'influence plus l'écoulement du matériau [11-14]. Au-delà plus elle augmente plus la viscosité grandit, figure 6.

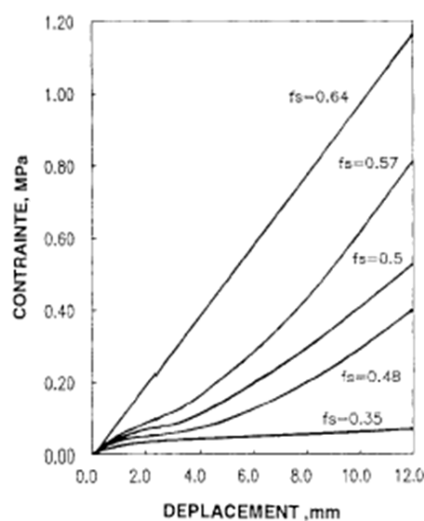


Figure 1.6 :Évolution de la contrainte en fonction du déplacement pour diverses fractions de solide pour un alliage Al-4%Cu semi-solide lors d'un essai de cisaillement [15].

La viscosité n'augmente pas linéairement avec l'augmentation de la fraction solide.

La viscosité du matériau dépend également de la taille des grains, fonction en partie de la fraction solide.

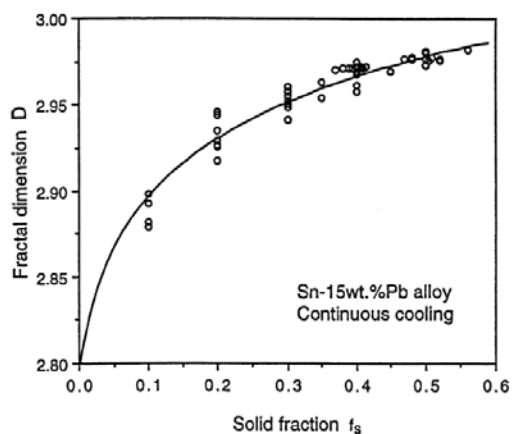


Figure 1.7 : Dimension fractale D en fonction de la fraction solide lors d'un refroidissement continu [7].

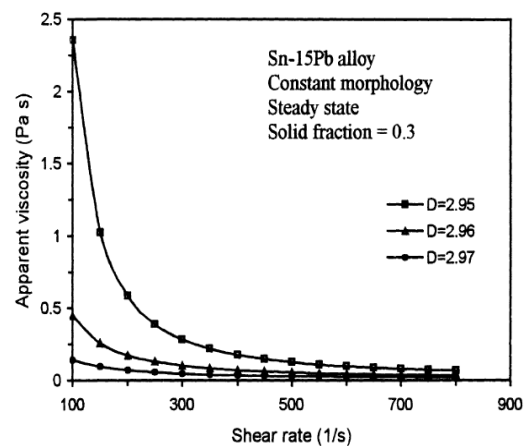


Figure 1.8 : Evolution de la viscosité en fonction de la vitesse de déformation et d'une morphologie donnée pour du Sn-15Pb [7] [16].

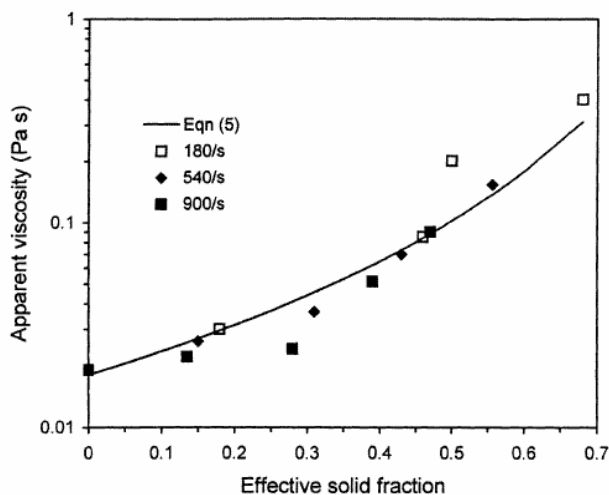


Figure 1.9 : Viscosité apparente de la fraction solide effective pour un alliage Al-Si et trois vitesses de cisaillement différentes [7, 17]

Ito et al. [17] ont introduit une fraction de solide effective, puisqu'une partie de la fraction liquide est emprisonnée dans le solide et ne participe pas à la déformation pour une vitesse de mise en forme donnée, figure 9. Le solide est constitué d'un squelette suffisamment rigide pendant la déformation pour piéger une partie du liquide qui ne peut pas participer à l'écoulement.

Pour des fractions solides f_s élevées, Metz et Flemmings [18] ont observé des fissures à la surface de leurs échantillons. Ils mettent en évidence l'importance de la taille du grain et de sa forme sur le comportement. Ces caractéristiques de structure et leur évolution dépendent de la fraction solide.

1.2.2. Influence de la vitesse de déformation

Metz et Flemings [18] observent le comportement complexe, rhéofluidisant et thixotrope, des alliages métalliques à l'état semi-solide, et expliquent ce phénomène par des observations métallographiques ; ils remarquent que :

- lors d'essais de compression, les dendrites se déforment et se divisent pour former une structure globulaire favorable à l'écoulement,
- lors d'essais de cisaillement, un glissement relatif des grains a été observé, d'où un effort de mise en forme minimisé.

Un grand nombre d'auteurs se sont intéressés à l'influence de la vitesse de déformation sur le mécanisme d'agglomération et de désagglomération de la structure, ou squelette, du semi-solide qui explique en partie le caractère rhéofluidisant [19-22].

Les vitesses de déformation élevées favorisent la fracture du squelette, diminuant ainsi la taille des agglomérats. Elles engendrent aussi la modification de la morphologie des grains et agglomérats en les globulisant. Ces deux mécanismes diminuent la viscosité du matériau semi-solide. Pour voir la cinétique d'agglomération, de désagglomération et de globulisation, des augmentations ou des diminutions rapides de la vitesse de cisaillement sont effectuées. Le mécanisme est représenté figure 10:

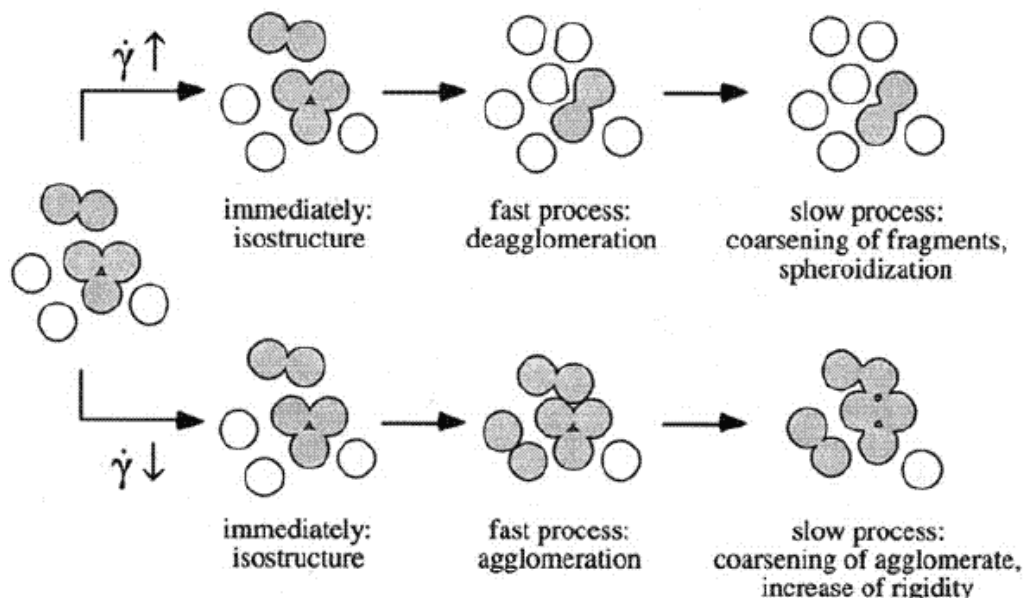


Figure 1.10 : Modélisation schématique décrivant les phénomènes d'agglomération en fonction du temps de procédé et de la vitesse de cisaillement [20]

L'augmentation de la vitesse de déformation affecte la forme des globules [2, 7, 23]. Les globules s'arrondissent avec une vitesse élevée et favorise l'écoulement du semi-solide, figure 11 et 12.

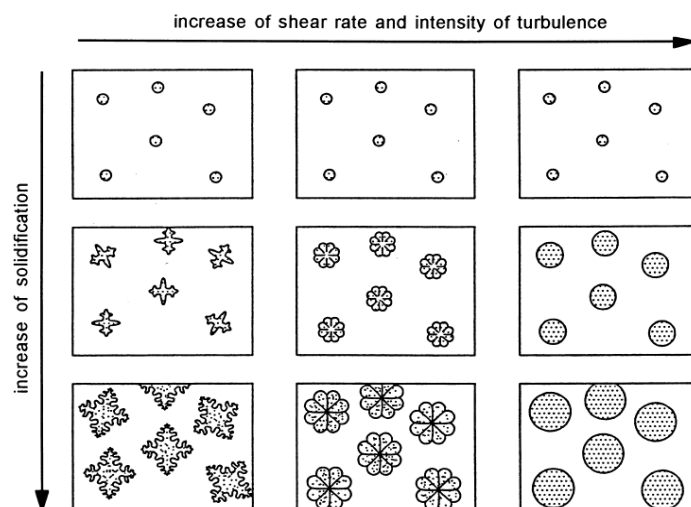


Figure 1.11 : Représentation schématique de l'évolution de la morphologie des globules dendritiques, à la morphologie rosette puis sphérique avec l'augmentation des vitesses de déformation et des turbulences [7, 23].

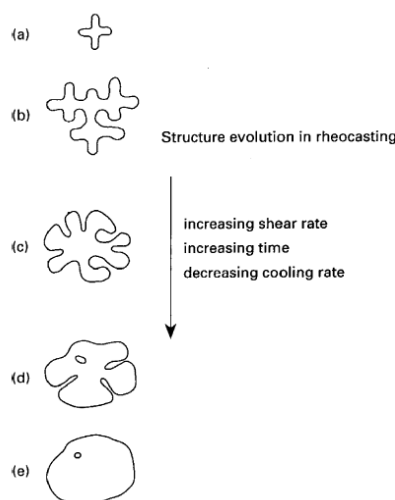


Figure 1.12 : Illustration schématique de l'évolution de la structure pendant la solidification avec agitation : (a) fragment dendritique initial ; (b) croissance de la dendrite ; (c) rosette ; (d) rosette mature ; (e) sphère [23].

1.2.3. Influence de la microstructure ou de la morphologie sur la viscosité

L'évolution de la viscosité est intimement liée à la structure du matériau semi-solide, elle-même liée aux effets thermomécaniques.

Le comportement du semi-solide dépend de la phase solide. Celle-ci se présente sous forme d'agrégats, de forme variable, plus ou moins gros, plus ou moins connectés entre eux, renfermant du liquide, répartis de manière variable

dans le volume. Le tableau 1 présente les paramètres et les termes permettant de décrire la forme de la phase solide.

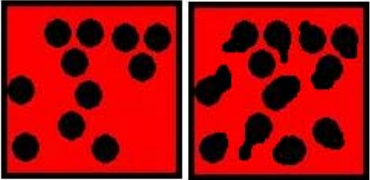
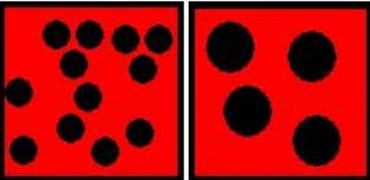
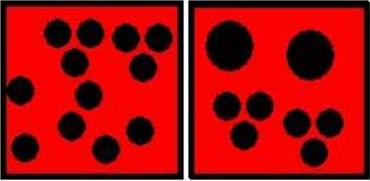
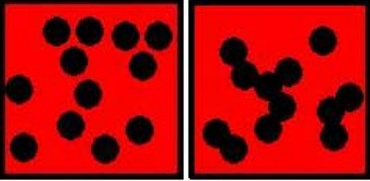
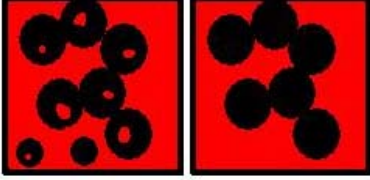
Représentations schématiques de deux microstructures extrêmes de même fraction solide.	Descriptions des différents paramètres	Réf.
	<p>La sphéricité des globules solides :</p> <p>On introduit généralement un facteur de forme qui va permettre de déterminer la sphéricité moyenne des globules du squelette.</p>	<p>[16] [5, 8]</p>
	<p>La taille des agrégats ou globules solides:</p> <p>On considère en général le diamètre moyen équivalent pour caractériser la taille des agrégats.</p>	<p>[24] [25] [26, 27]</p>
	<p>La distribution de tailles d'agrégats :</p> <p>C'est la répartition statistique entre les « gros » globules et les « petits » globules.</p>	<p>[16] [28, 29]</p>
	<p>La cohésion du squelette solide :</p> <p>C'est le degré relatif de connexion qui existe entre les globules de solide. Cela inclut le nombre de connexion mais aussi leur rigidité.</p>	<p>[10, 30] [31, 32]</p>
	<p>La quantité de liquide emprisonné ou ne participant pas à la déformation:</p> <p>Le liquide piégé se trouve complètement entouré par du solide.</p>	<p>[25, 33]</p>

Tableau I.1: Représentation des différentes formes de la phase solide.

1.2.3.1. Le type de structure

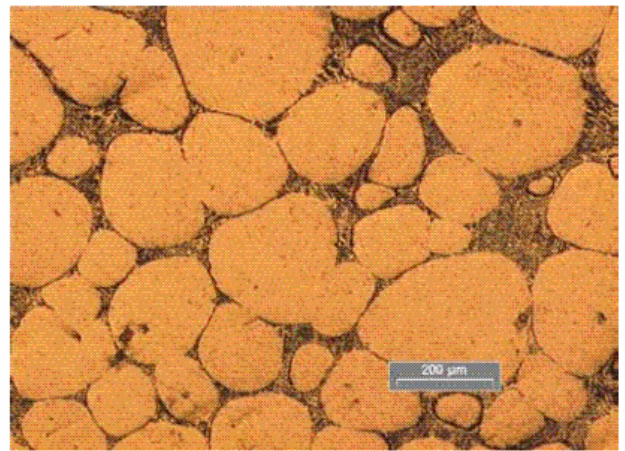
La viscosité dépend beaucoup de la forme des agrégats à savoir s'ils sont de forme dendritique ou globulaire, avec une sphéricité importante ou non. La viscosité est faible avec des agrégats en forme de globule parfaitement sphérique et élevée avec des agrégats de forme dendritique.

1.2.3.1.a. *Différences entre structure dendritique et globulaire*

L'appellation « globulaire » ou « dendritique » provient de la forme caractéristique des agrégats de solide qui forme le squelette sur une image en deux dimensions comme le montre la figure 13.



Microstructure dendritique



Microstructure globulaire

Figure 1.13 : *Structure primaire dendritique et structure primaire globulaire observées sur un alliage Sn-15% Pb [11].*

La viscosité pour un semi-solide de fraction solide constante et possédant une structure dendritique est beaucoup plus importante (ordre 10 à 100) que celui présentant une structure globulaire [23, 34-38]. Le comportement des différentes structures a été vérifié par différents types d'essais de compression ou d'indentation, figures 14 et 15.

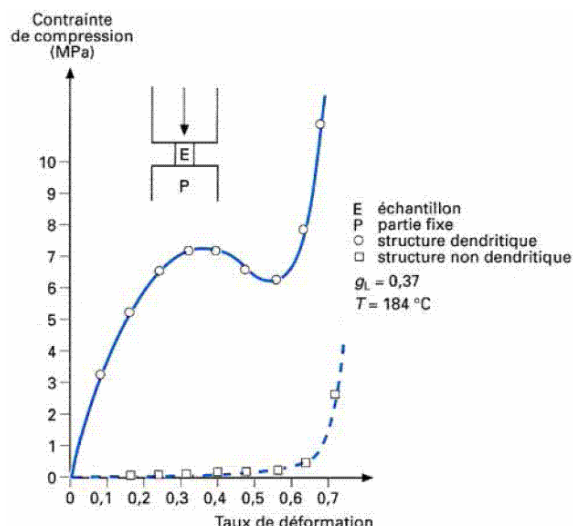


Figure 1.14 : Evolution de la contrainte de compression appliquée à un cylindre de 10mm de diamètre en fonction du taux de déformation pour un alliage Sn-15%Pb [14].

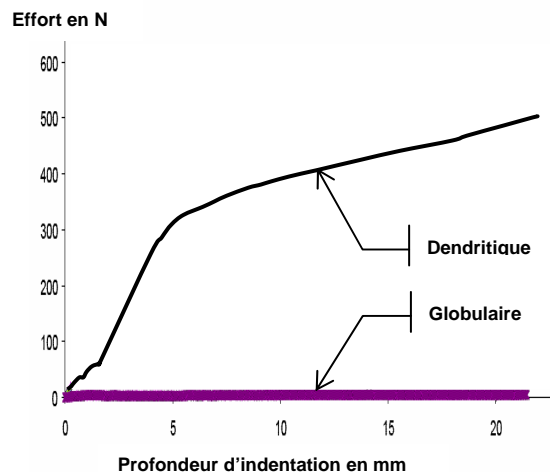


Figure 1.15 : Evolution de la force en fonction du déplacement pendant un essai d'indentation pour un alliage de Sn-Pb15%. Comparaison entre deux types de microstructure [11, 39].

1.2.3.1.b. Sphéricité

Plus la forme des globules (ou morphologie) s'approche de celle d'une sphère et plus la viscosité du semi-solide diminue [5-8, 16].

Le facteur de forme F_g provient d'un rapport entre la densité linéaire des interfaces solide-liquide N_L et la densité de globules N_A sur la surface étudiée.

$$F_g = \frac{8}{3 \cdot \pi \cdot f_s} \frac{N_L^2}{N_A} \text{ avec } f_s \text{ la fraction volumique de solide}$$

F_g vaut 1 dans le cas de globules parfaitement sphériques.

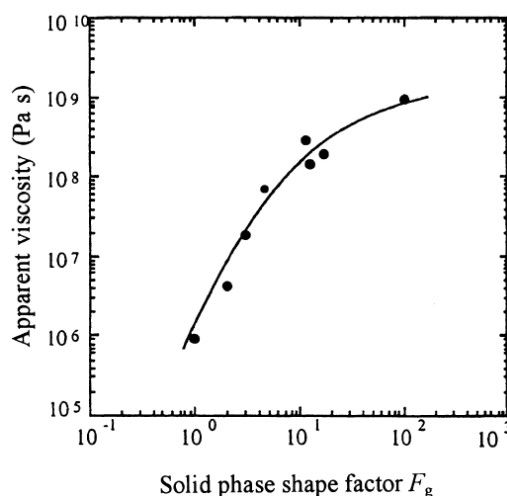


Figure 1.16 : Viscosité apparente d'un alliage Al-7Si-0,6Mg en fonction du facteur de forme F_g .

1.2.3.2. Taille des grains

Une structure plus fine à l'état semi-solide entraîne une viscosité réduite [24-26, 40]. Seo et al. [40] expliquent cela par la réduction de l'énergie de mouvement rotationnelle et Nguyen [16] à une facilité plus grande de déplacement des petits globules.

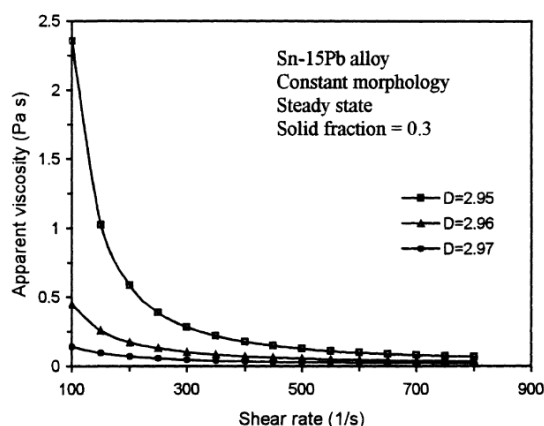


Figure 1.17 : Influence de la taille moyenne des globules sur la pression de filtration[7] [16].

Lors de l'augmentation de la fraction solide, l'effort croît plus rapidement pour un semi-solide dont la taille de globule est grande. Le rapport d'effort, entre petits et grands globules, passe de 2 à 5 pour une fraction solide élevée.

Ce comportement n'est pas observable dans tous les cas, il faut faire attention aux résultats précédents qui sont obtenus pour une vitesse d'essai donnée. De plus des effets combinés interviennent, comme l'accroissement des globules lors de l'augmentation de la fraction solide ou du temps de maintien.

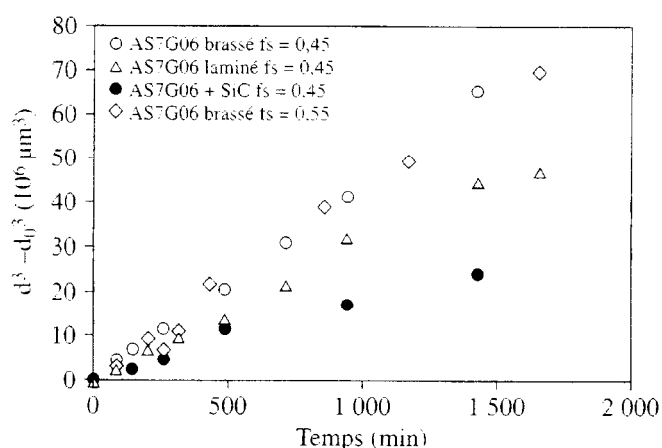


Figure 1.18 : Evolution de la taille moyenne des globules solides pour différents alliages en fonction du temps de maintien à l'état semi-solide [8].

Les conditions d'essai sont importantes et doivent être maîtrisées pour identifier les mécanismes influençant le comportement d'un semi-solide.

Remarque :

La taille initiale des globules, dans le lopin semi-solide juste avant la mise en forme, joue un rôle sur la microstructure finale de la pièce réalisée [28, 29, 41, 42]. Lors de la conception d'un procédé de thixofmage, cette information est utile, c'est pourquoi Zoqui a proposé un indice de qualité des microstructures finales des pièces issues du rhéofmage, liant la taille des globules du semi-solide, la taille des grains de la pièce finale et le facteur de forme [8]:

$$\text{Rheocast Quality Index} = \frac{\text{Taille des globules}}{\text{Taille de grains} \times \text{Facteur de forme}}$$

$$\text{Facteur de forme} = \frac{P^2}{4.\pi.A}$$

P : périmètre

A : aire de la particule en phase primaire

Le Facteur de forme vaut 1 pour une particule sphérique. Celui-ci évolue en fonction du temps de maintien et du type d'élaboration du matériau, figure 19.

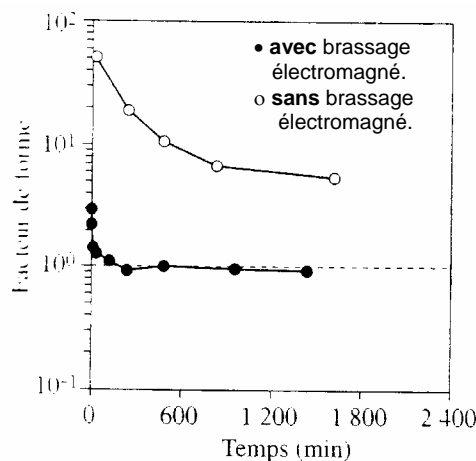


Figure 1.19 : Evolution du facteur de forme des globules de solide en fonction du temps de maintien dans l'intervalle de solidification pendant la refusion partielle à 580°C ($f_s = 0,45$) d'un alliage AS7G06 [6] d'après [8].

1.2.3.3. La cohésion du squelette

Les phénomènes microstructuraux d'agglomération et de désagglomération du squelette solide pilotent de manière importante le comportement d'un semi-solide [10, 30-32]. Plus l'agglomération, les connexions solides du squelette, est importante et résistante, plus l'écoulement du semi-solide est difficile.

Le squelette et sa cohésion sont observables à l'aide de la tomographie X à haute énergie. Il est possible d'observer si la phase solide est constituée de particules isolées, en agglomérats ou entièrement connectées.

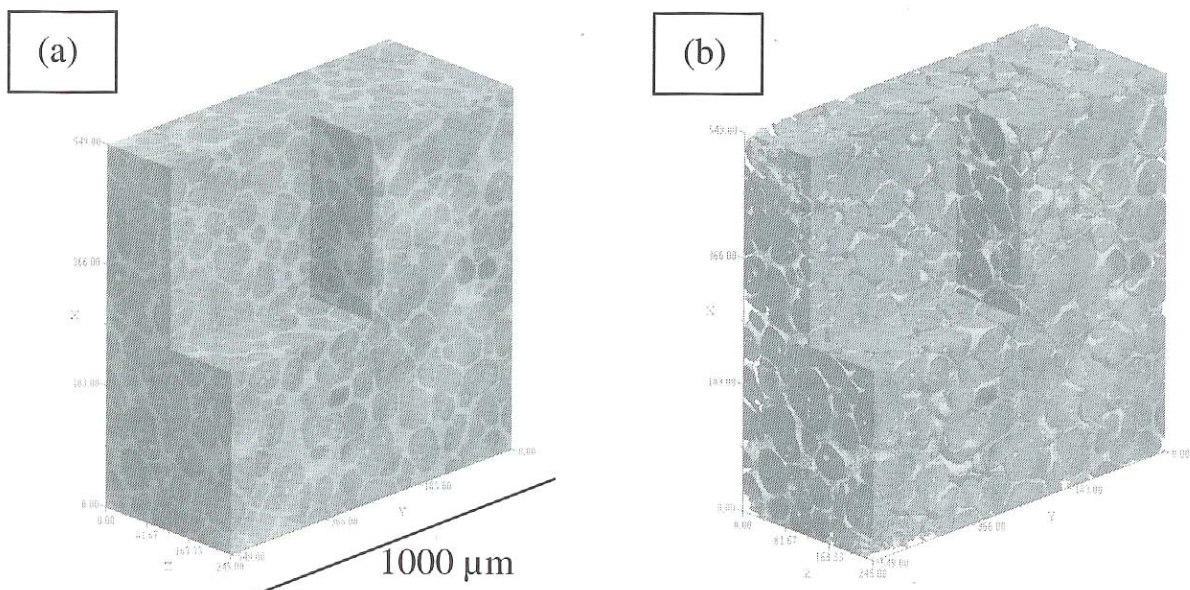


Figure 1.20 : (a) Image 3D d'un alliage A356 obtenu par microtomographie X, (b) même image sans la phase liquide [6, 43].

Sur la figure 20, le solide est entièrement connecté.

1.2.3.4. Le liquide emprisonné

Le liquide est dit emprisonné lorsqu'il est entièrement enrobé de solide et qu'il n'a aucune connexion avec le reste du liquide [11, 43]. Cet emprisonnement est dû à la coalescence des bras de dendrites [36]. Le liquide emprisonné, qui présente une morphologie sphérique et une structure plus fine, ne doit pas être confondu avec le liquide interdendritique. Suivant les conditions d'essai, le liquide emprisonné ne participe pas à l'écoulement du semi-solide et sa présence n'a pas d'influence sur la viscosité.

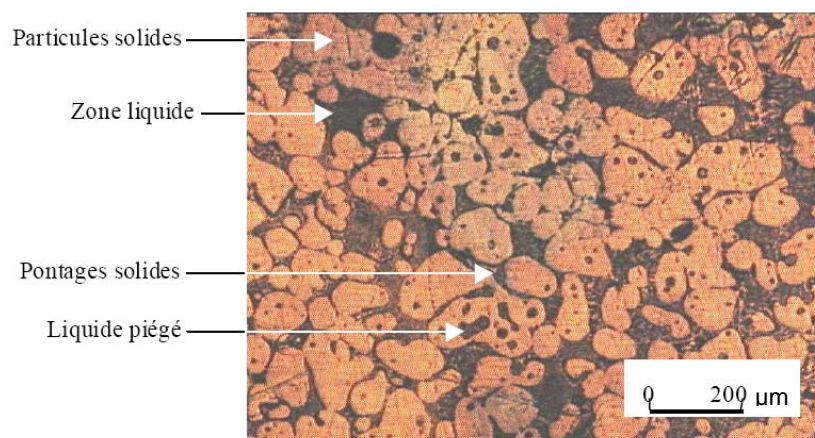


Figure 1.21 : Structure composée de différentes zones d'un semi-solide, solide, liquide, solides pontés et liquide piégé, d'un alliage Sn-15%Pb [11].

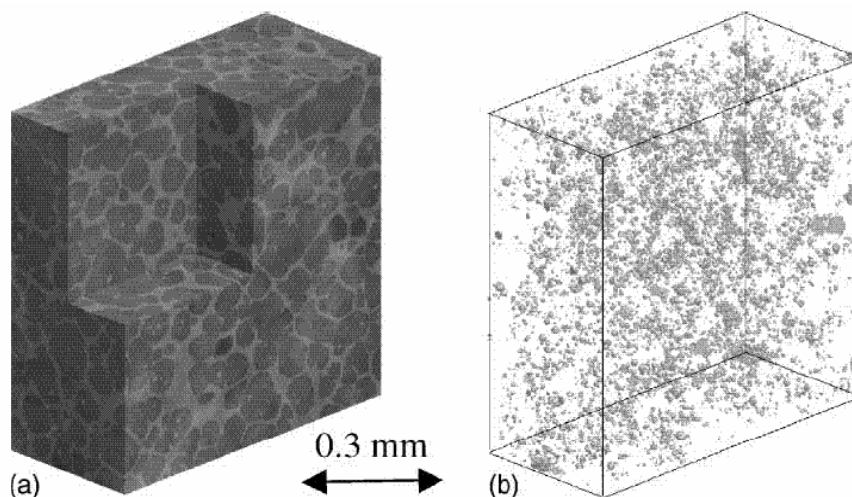


Figure 1.22 : (a) Visualisation 3D d'un alliage semi-solide de Al-Si, (b) Liquide emprisonné extrait du volume en (a) [43].

La fraction de liquide emprisonné évolue en fonction du temps de maintien à l'état semi-solide d'où des modifications du comportement du matériau [36, 44].

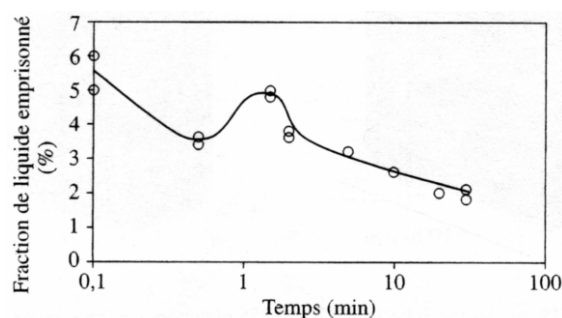


Figure 1.23 : Evolution de la fraction de liquide emprisonné pour un alliage AS7U3 brassé électromagnétiquement et refondu à 573°C pendant différents temps [6].

Cependant une partie du liquide libre ne participe pas à la déformation lors de la mise en forme. Ito et al. ont mesuré cette fraction non active sur un alliage Al-Si par viscosimètre Couette [33]. Pour montrer son influence, ils ont additionné cette dernière à la fraction solide pour définir une fraction solide effective.

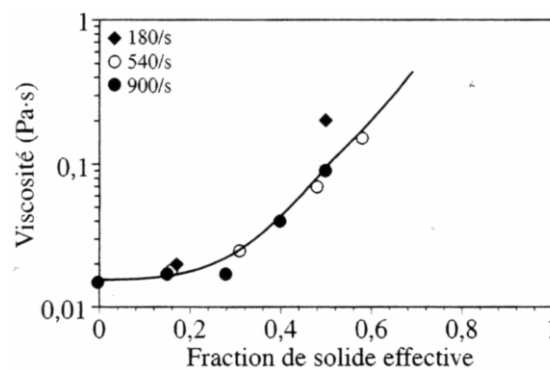


Figure 1.24 : Viscosité en fonction de la fraction de solide effective (f_s fraction solide + liquide ne participant pas à la déformation pour différentes vitesses de cisaillement [33].

Cette courbe tend à montrer que la prise en compte du liquide non actif est importante dans l'étude du comportement d'un semi-solide, puisque tous les points se retrouvent sur celle-ci quelle que soit la vitesse de déformation.

1.3. Mesure de la viscosité

La mesure de la viscosité peut être effectuée selon différentes méthodes avec différents dispositifs donnant un résultat plus ou moins direct. Le but de ce paragraphe n'est pas de présenter tous les dispositifs mais uniquement les plus connus et les plus utilisés, comme la rhéométrie en cisaillement, la compression entre deux plateaux parallèles, le filage direct (ou extrusion), et l'indentation. Ces différentes méthodes ne sont pas concurrentielles mais complémentaires et permettent de répondre à la plupart des contraintes expérimentales en tout cas pour des alliages à bas point de fusion.

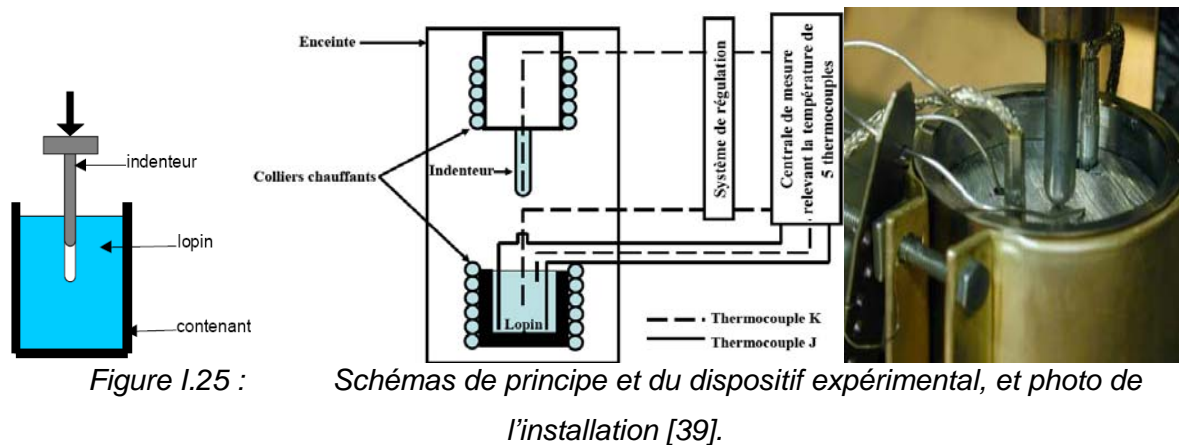
1.3.1. Mesure par compression

La mesure de la viscosité par la compression est très utilisée car elle est relativement simple à mettre en œuvre. Cet essai consiste à écraser l'éprouvette de forme cylindrique entre deux plateaux. Cette technique expérimentale ne permet pas d'obtenir un champ de déformation homogène compte tenu des frottements et du refroidissement entre l'outillage et le lopin, ce qui entraîne des phénomènes de ségrégation de la phase liquide. De plus une vitesse de déformation trop élevée peut augmenter cette l'hétérogénéité de l'écoulement et produire l'éjection de liquide par essorage de celui-ci du squelette.

Yurko et Flemings ont proposé un autre système de compression consistant à laisser tomber le plateau supérieur, dit rhéomètre à chute de masse, celui-ci permet d'obtenir des vitesses de déformation élevées, $\dot{\gamma} = 10^4 \text{ s}^{-1}$ [45, 46].

1.3.2. Mesure par indentation

L'essai d'indentation consiste à faire pénétrer une aiguille cylindrique (indenteur) dans le matériau semi-solide, celle-ci pouvant être pilotée en vitesse ou en effort. Comme pour l'essai de compression, celui-ci est facile à mettre en œuvre et ne permet de faire des mesures qu'à vitesse de déformation réduite. Il peut être utilisé pour les aciers [47] et d'autres alliages [39, 48], dans une enceinte régulée en température et à atmosphère contrôlée.



1.3.3. Mesure par viscosimètre ou par cisaillement

Le principe consiste à cisailer un matériau liquide ou semi-solide entre les parois d'un moule cylindrique et d'un cylindre tournant concentrique. Pour des vitesses de déformation pouvant être supérieures à 10 s^{-1} , il est possible de déterminer la viscosité par la mesure du couple et la vitesse de cisaillement avec les hypothèses d'un fluide incompressible, d'un écoulement laminaire bidimensionnel, et de non glissement aux parois.

$$\tau = \frac{C}{2\pi \cdot h \cdot R_i^2} \left[\text{N} / \text{mm}^2 \right] \quad \text{et} \quad \dot{\gamma}_{\text{moy}} = \frac{2\Omega \cdot R_e \cdot R_i}{R_e^2 - R_i^2} \left[\text{s}^{-1} \right] \quad \eta = \frac{d\tau}{d\dot{\gamma}} \left[\text{Pa.s} \right]$$

C : couple moteur, Ω : fréquence de rotation du cylindre tournant,

R_e : rayon extérieur du cylindre fixe, R_i : rayon intérieur du cylindre tournant

h : hauteur dans le cylindre fixe de la matière étudiée

Cependant ce système utilisé pour les premiers travaux sur les semi-solides [10, 34] pose des contraintes et des problèmes : la réaction entre matériaux, le contrôle et l'homogénéité de la température, les effets de turbulences à vitesses élevées, les effets d'extrémité, le glissement aux parois, les effets de variation de la fraction volumique de solide et les effets d'inertie [6]. Ce dispositif expérimental est mieux adapté à l'étude d'un matériau en fusion qui est refroidi pour atteindre la zone semi-solide étudiée. Dans le cas de la refusion d'un matériau pour atteindre la zone semi-solide, il faut usiner une éprouvette de forme spéciale ou mettre le matériau sous forme de copeaux assez petits.

Dispositif à palettes

Les cylindres peuvent être remplacés par des palettes (système développé à l'université de Trondheim en Norvège [49]) ou par des cylindres avec de nombreuses palettes [22].

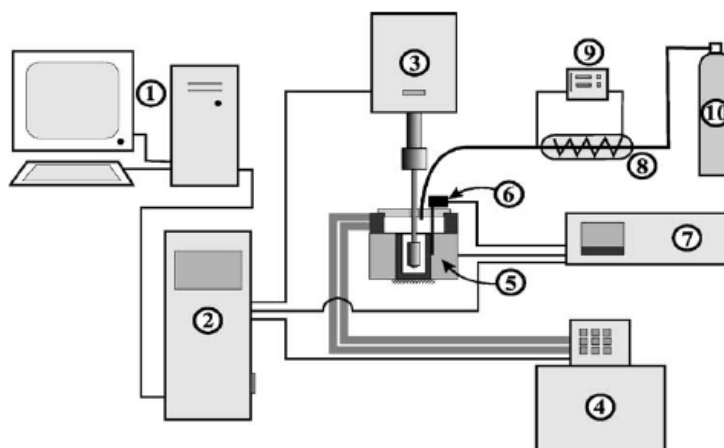


Figure 1.26 : Illustration de l'installation expérimentale 1) ordinateur 2) système d'acquisition du rhéomètre électronique 3) rhéomètre (dispositif de mesure) 4) thermostat 5) chauffage résistif du cylindre TEZ 400 6) thermocouple 7) régulateur TEZ 400 8) réchauffeur électrique pour l'azote 9) contrôleur du réchauffeur d'azote 10) Azote [22].

1.3.4. Mesure par filage direct

Le filage direct consiste à imposer à un lopin cylindrique le passage au travers d'une filière de diamètre inférieur sous l'action d'un piston. La viscosité et le taux de cisaillement, pouvant être supérieur à 10 s^{-1} , s'expriment en fonction de la vitesse d'avance et de l'effort du piston. Cet essai présente les avantages de reproduire des conditions similaires à celles d'une mise en forme sur une pièce complexe, de déterminer des domaines expérimentaux de ségrégation de liquide en fonction du matériau et de pouvoir être utilisé pour des matériaux à haut point de fusion.

Le schéma de principe est donné sur la figure ci-dessous.

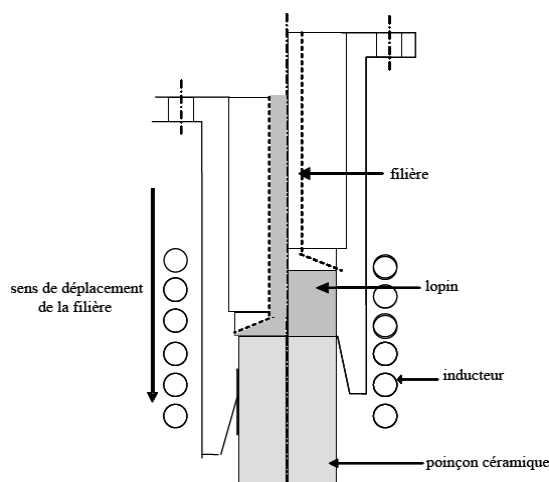


Figure 1.27 : Schéma de principe du filage axial, système de chauffage par induction intégré [11].

La vitesse de déformation moyenne est déterminée par un calcul analytique prenant en compte la géométrie de la filière et la vitesse poinçon.

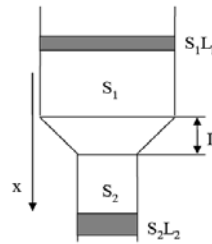


Figure 1.28 : Schéma paramétré de la filière.

La déformation moyenne suivant x de la matière dans la zone L s'écrit :

$$\bar{\varepsilon}_x = \ln \frac{L_2}{L_1} = \ln \frac{S_1}{S_2}$$

Soit v la vitesse du poinçon. La matière passe dans la zone L pendant un temps t tel que :

$$t = \frac{L}{v}$$

D'où la vitesse de déformation moyenne selon x :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\bar{\varepsilon}}{t} = \frac{v}{L} \ln \frac{S_1}{S_2}$$

1.3.5. Synthèse des différents essais rhéologiques

Pour déterminer expérimentalement la viscosité d'un semi-solide, il y a de nombreux dispositifs, mais il s'agit de choisir celui qui est le mieux adapté en terme de matériau semi-solide étudié, de vitesse de déformation, de température de fonctionnement, de chauffage, de milieu ambiant etc. pour obtenir les résultats les plus optimaux.

Principaux essais rhéologiques	Vitesses de déformation limites	Avantages	Inconvénients
Compression	$<10 \text{ s}^{-1}$	Facile à mettre en oeuvre	Champ de déformation non homogène
Compression rapide	$<10^4 \text{ s}^{-1}$	Facile à mettre en oeuvre	Taux de déformation limité Ejection de liquide
Indentation	$<10 \text{ s}^{-1}$	Facile à mettre en oeuvre	Déformation localisée Effets de frottement
Viscosimètre	$>10 \text{ s}^{-1}$	Champ de déformation unidimensionnel Taux de déformation bien déterminé	Gradients thermiques difficiles à éviter Alignement des cylindres Convient mal aux alliages à haut point de fusion
Filage	$>10 \text{ s}^{-1}$	Facile à mettre en oeuvre	Un outillage par essai

1.4. Conclusion des études rhéologiques

Une description exacte du comportement rhéologique d'un alliage à l'état semi-solide n'est pas facile. Ce comportement, rhéofluidisant et thixotrope, est fonction de nombreux paramètres très souvent dépendants les uns des autres. Il est difficile d'étudier l'influence propre d'un paramètre sur la viscosité du fait des nombreux couplages.

L'écoulement d'un semi-solide dépend surtout :

- de la fraction liquide, fonction de la température, du chemin thermique d'obtention du semi-solide,
- de la vitesse de mise forme qui agit sur la fraction solide, sur la morphologie, sur les échanges thermiques, etc.,
- de la morphologie dans une moindre mesure, dépendant de la fraction de solide, de la vitesse de mise en forme, du temps, du chemin thermique, etc.

2. CARACTERISATION ET PARAMETRES IMPORTANTS DES ACIERS MIS EN FORME A L'ETAT SEMI-SOLIDE

Les alliages métalliques peuvent être mis sous forme semi-solide selon plusieurs méthodes : par refroidissement du métal en fusion ou par refusion du métal solide.

La mise en forme à l'état semi-solide des aciers est pilotée en partie par la proportion de liquide (ou de solide) qu'il contient. Comme il a été montré précédemment, plus la quantité de liquide augmente plus la viscosité diminue et modifie l'écoulement de la matière dans le moule ou la matrice. Pour choisir un matériau adéquat à la mise en forme à l'état semi-solide, il faut connaître la température de début de fusion et l'écart de température entre son point de solidification et de fusion. Si cet écart est grand et la température de départ de fusion basse, l'obtention et le contrôle d'un pourcentage défini des deux phases, liquide et solide, est plus facile ce qui permet une mise en forme mieux contrôlée et de meilleure qualité.

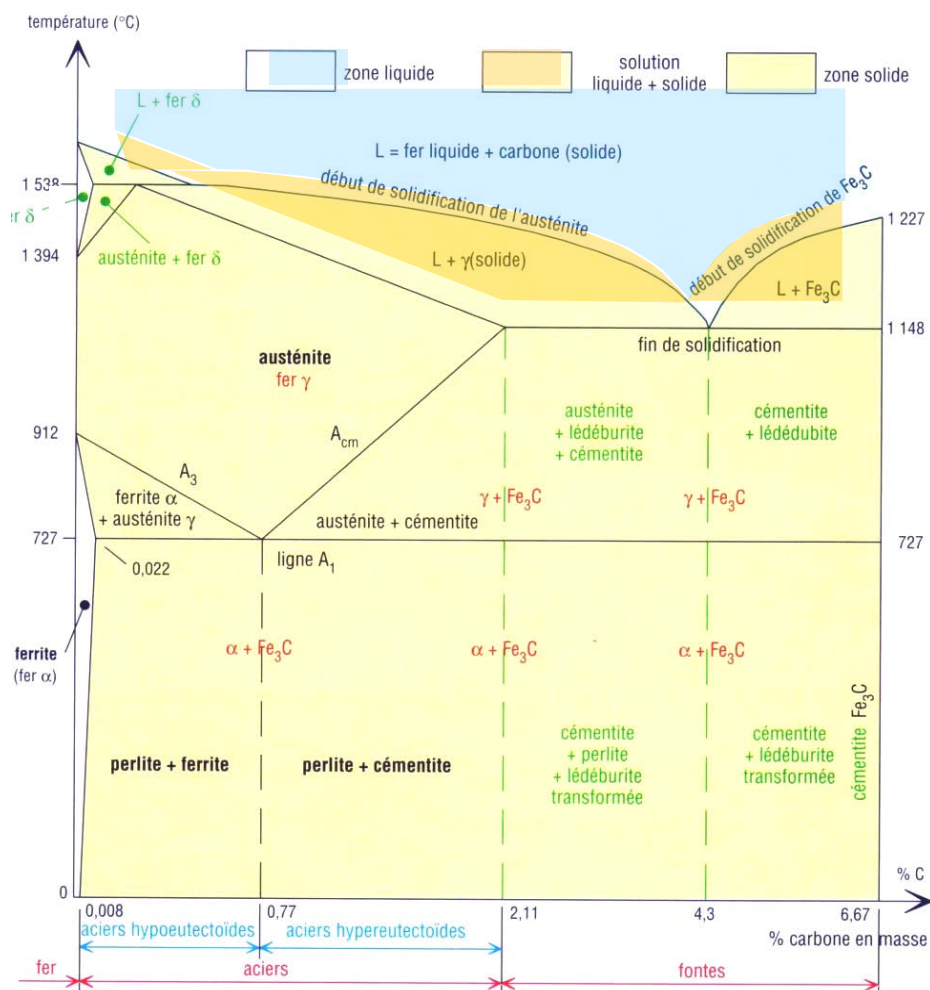


Figure 1.29 : Diagramme d'équilibre binaire fer-carbone.

Ces températures dépendent de la composition de l'acier, ceci est visible sur le diagramme d'équilibre fer carbone, figure 29. Le pourcentage de carbone et les éléments d'addition modifient la température de solidification complète et l'écart entre le solidus et le liquidus.

Il faut choisir l'acier possédant un domaine semi-solide bas en température et large. Ainsi la robustesse du chauffage est augmentée et l'influence des échanges thermiques pendant la mise en forme est diminuée.

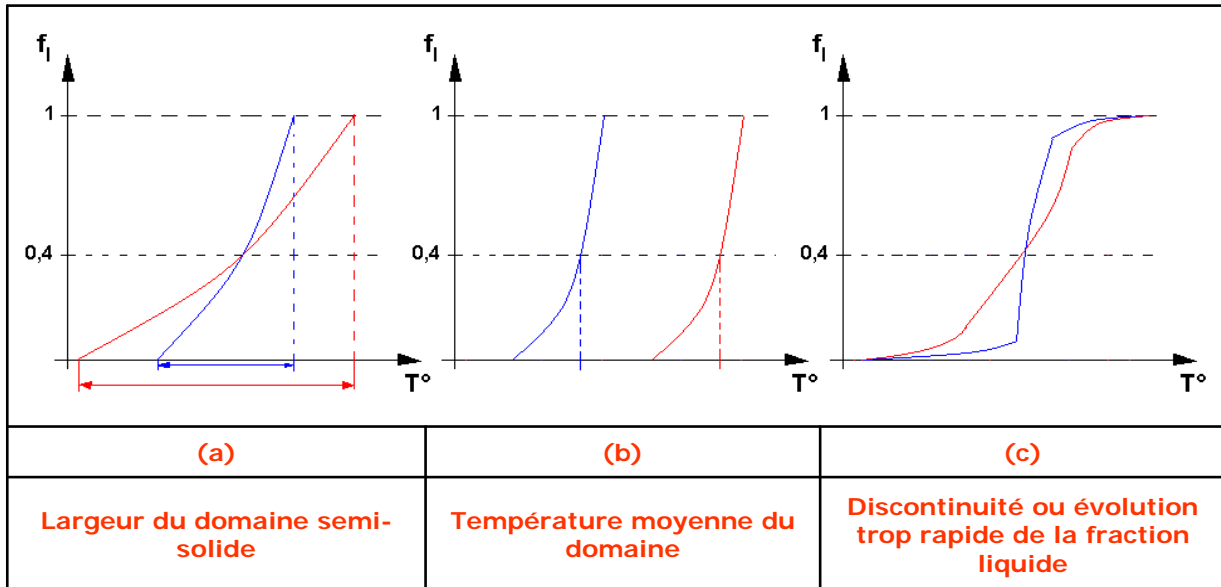


Figure 1.30 : Paramètres définissant un domaine semi-solide adapté au thixoforgeage.

Le choix d'un acier thixofomé doit également se faire en fonction des caractéristiques mécaniques attendues pour la pièce finale.

2.1. Influence du carbone

L'augmentation du carbone d'un acier, jusqu'à 2,11%, permet de diminuer la température du point de départ de la fusion tout en augmentant l'intervalle de température où le matériau est à l'état semi-solide. Exemple, pour une teneur de 0,77% de carbone, figure 31, la fusion commence à environ 1432°C et l'intervalle de la zone semi-solide correspond à 63°C, par contre pour un acier d'une teneur de 2,11%, le point de départ de la fusion est moins élevé, 1148°C, avec un intervalle de la zone semi-solide plus grande, 233°C environ.

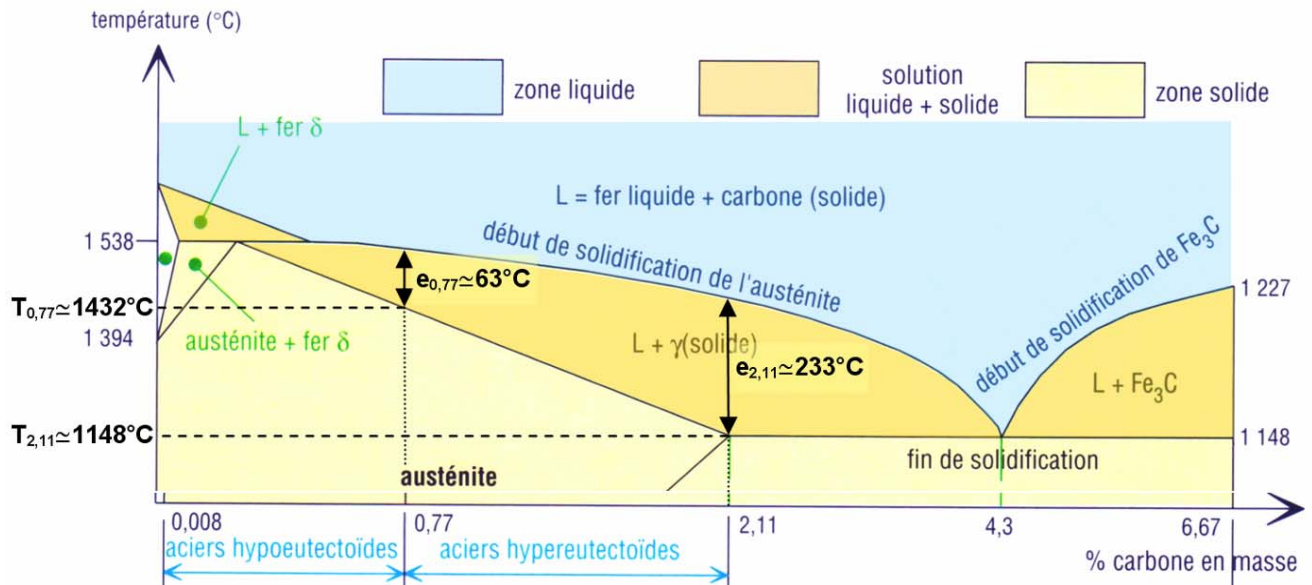


Figure 1.31 : Mise en évidence de l'influence du carbone sur la zone semi-solide.

Au-delà de 2,11% de carbone dans l'acier, la température de départ de la fusion ne change plus, 1148°C, et l'intervalle de température de la zone semi-solide se réduit jusqu'à être nulle.

Les résultats précédents ne sont valables que pour des conditions particulières de chauffage et/ou de refroidissement des aciers pour l'ensemble des nuances binaires fer carbone. Le diagramme fer carbone utilisé est obtenu sous des conditions particulières de chauffe très lente, généralement 20°C/min, et de refroidissement. De ce fait il serait différent dans d'autres conditions et la zone semi-solide changerait de position en température.

2.2. Détermination de la fraction solide pour les aciers

Pour déterminer la fraction de solide ou de liquide d'un semi-solide, il existe plusieurs méthodes, certaines utilisant les diagrammes d'équilibre et d'autre par calorimétrie à balayage différentiel (ou Differential Scanning Calorimetry DSC ou thermo-dynamical calculations DTA). Ces études peuvent être réalisées à partir de la fusion du métal solide (par chauffage) ou de la solidification du métal liquide (par refroidissement) et ceci à des vitesses différentes. Ainsi les auteurs, Krapanos, Kopp et Valette-Brive ne trouvent pas la même évolution de la fraction liquide en fonction de la température pour la même nuance d'acier HS 6-5-2 [50-52]. Aucun d'eux n'ont explicité les conditions précises d'obtention des courbes.

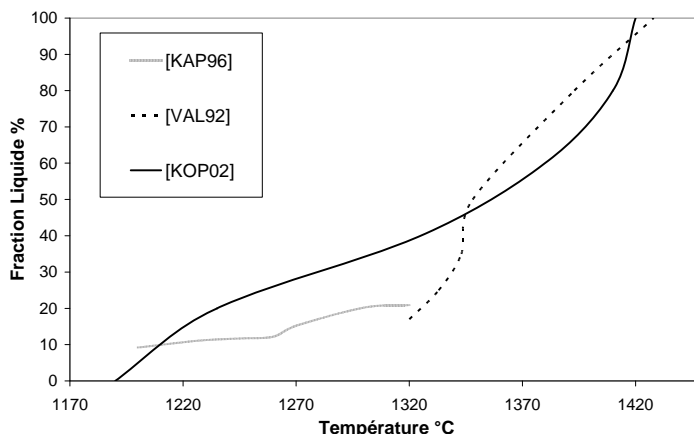


Figure 1.32 : Evaluation de la fraction liquide en fonction de la température pour un acier HS 6-5-2, obtenue par différents auteurs [57].

	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	W
% massique	0.85	0.25	035	4.1	5.0	1.9	6.4

Tableau 1.2: Composition chimique du HS 6-5-2 utilisé en pourcentage massique

2.2.1. Détermination de la fraction solide par le diagramme d'équilibre

Lors de la cristallisation partielle d'un liquide comportant plusieurs constituants différents, dans la plupart des cas, le cristal formé n'a pas la même composition que la phase liquide. Cela signifie que la composition du cristal formé change durant le processus de solidification d'un alliage. Pour un alliage binaire (Fe-C), on peut trouver la fraction de liquide en fonction de la température à partir du diagramme d'équilibre. Deux méthodes sont couramment utilisées : La loi du levier, et le modèle de Scheil-Gulliver.

2.2.1.1. Modèle de Scheil-Gulliver

Les hypothèses formulées pour utiliser la règle des segments inverses sont assez peu réalistes, c'est pourquoi la méthode de Scheil-Gulliver s'appuie sur des hypothèses sensiblement différentes :

- L'équilibre à l'interface est toujours respecté.
- Le liquide est supposé parfaitement homogène.
- Toute diffusion est annulée dans le solide (car on la considère très faible devant les autres phénomènes).

Avec ces hypothèses, on écrit l'équation de Scheil-Gulliver donnant l'évolution de la concentration de la phase solide X_s :

$$X_s = k.X_0.(1 - f^S)^{-(1-k)}$$

X_0 : concentration initiale (carbone), f^S : fraction solide

Où k est constant sur l'intervalle de solidification et déterminé comme sur la figure ci-après.

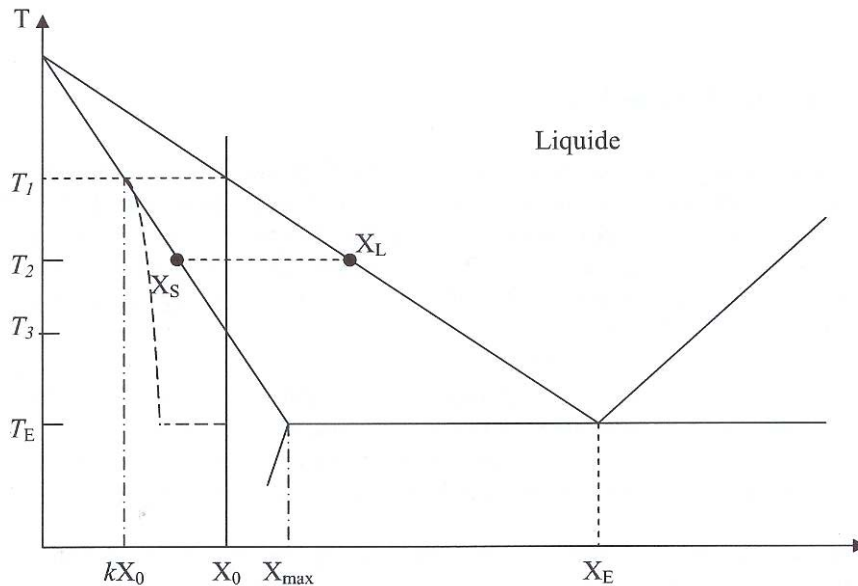


Figure 1.33 : Représentation du modèle de Scheil-Gulliver sur un diagramme d'équilibre.

Le diagramme présenté sur la figure 33 n'autorise pas l'enrichissement à se poursuivre plus loin que l'eutectique. En effet, arrivée à la composition de l'eutectique X_E , la phase liquide se solidifiera en deux phases : l'une riche et l'autre pauvre en soluté.

2.2.1.2. Loi du levier

Dans ce cas, on considère que les conditions de solidification sont réversibles.

Trois hypothèses sont respectées :

- Les deux phases constituant l'alliage sont à la même température.
- Chaque phase a une composition unique.
- Ces deux phases sont à l'équilibre à l'interface.

D'après ces hypothèses, on en déduit la règle des segments inverses, ou loi de levier, qui permet de trouver la fraction de solide avec l'équation suivante :

$$f^s = \frac{X_L - X_0}{X_L - X_s}$$

Où X_L et X_s (teneurs en soluté spécifique) sont déterminés grâce au diagramme d'équilibre, figure ci-après.

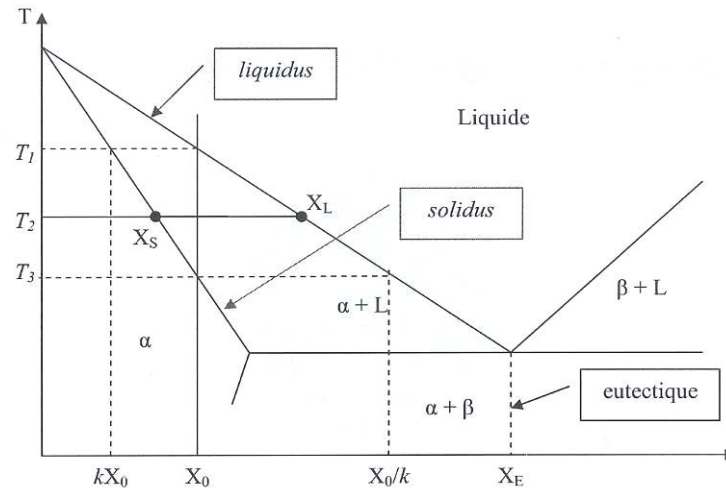


Figure I.34 : Représentation de la règle du levier sur un diagramme d'équilibre.

L'équilibre à l'interface permet d'éviter les éventuels gradients de concentration en soluté : la composition du solide et du liquide ne dépend que de la température. Dans ces conditions, la fraction solide calculée exprime le taux de transformation de la phase liquide en phase solide.

2.2.2. Détermination de la fraction solide grâce à la DSC ou DTA

La calorimétrie à balayage différentiel ou DSC permet d'étudier les transitions thermiques d'un matériau au cours de sa fusion (chauffage) ou de sa solidification (refroidissement), avec une vitesse d'environ 20°K/min. Une référence inerte est comparée à l'échantillon étudié lors de cette mesure. La fraction de liquide supposée proportionnelle à l'énergie absorbée au cours de la transformation peut être calculée en considérant l'aire du pic de transformation de la courbe puissance en fonction du temps et de la température.

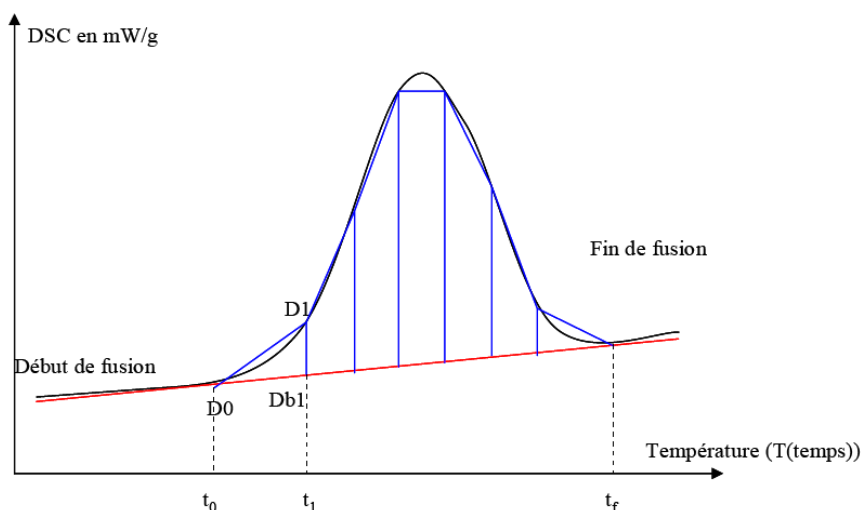


Figure I.35 : Allure d'une courbe puissance obtenue par DSC permettant de déterminer la fraction liquide d'un semi-solide en fonction de la température [11].

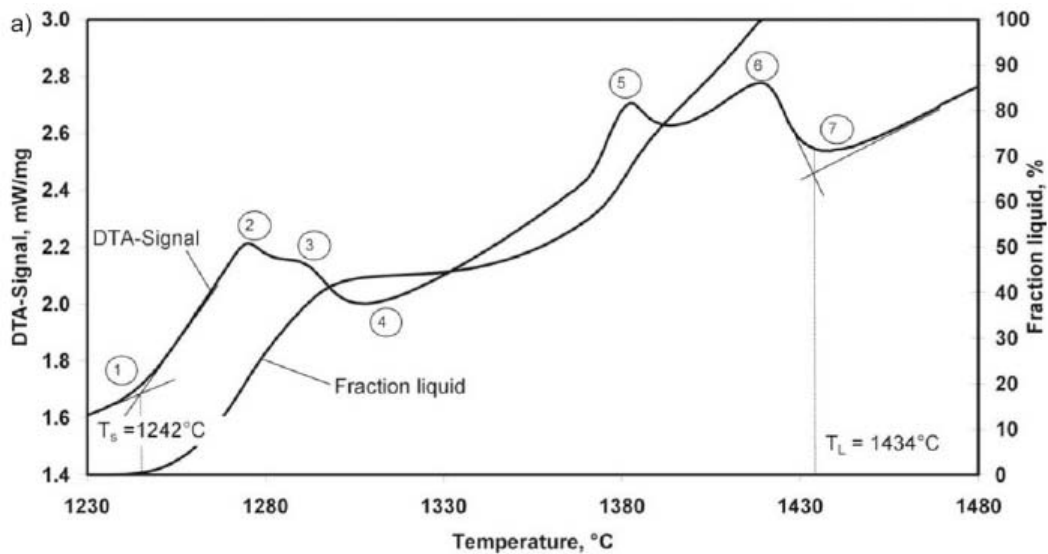
$$f'(T_i) = \frac{S(T_0 - T_i)}{S_{totale}}$$

avec:

$$S(T_0 - T_i) = \sum_0^i \frac{t_n - t_{n-1}}{2} \cdot (D_n - D_{bn}) \cdot (D_{n-1} - D_{bn-1})$$

Cette technique est aujourd'hui utilisée par plusieurs auteurs [53, 54] pour déterminer la courbe de fraction de liquide des aciers en fonction de la température.

Exemple :



b)

area	temperature area in °C	stable phases	fraction liquid in vol. %
1	1150-1243	A+MC+M _e C	0%
2	1243-1246	L+A+MC+M _e C	0-4%
3	1246-1290	L+A+M _e C	4-26%
4	1290-1321	L+A	26-36%
5	1321-1363	L+A+F	36-60%
6	1363-1420	L+F	60-99%
7	>1420	L	100%

Figure 1.36 : Analyse DTA d'un acier HS 6-5-3 (1,25%C, 4,6% Mb, 3,79%Cr, etc.) chauffé à la vitesse de 20K/min. Détermination de la fraction liquide à l'aide des phases stables et des transformations de température avec A=austénite, M=élément d'alliage métallique, C=carbone, L=liquide, F=ferrite [55, 56].

2.2.3. Comparaison des différentes méthodes et discussion

Les différentes méthodes, pour déterminer la fraction liquide ou solide d'un semi-solide, ne donnent pas les mêmes résultats. Ces différences peuvent avoir des conséquences sur les réglages des procédés industriels.

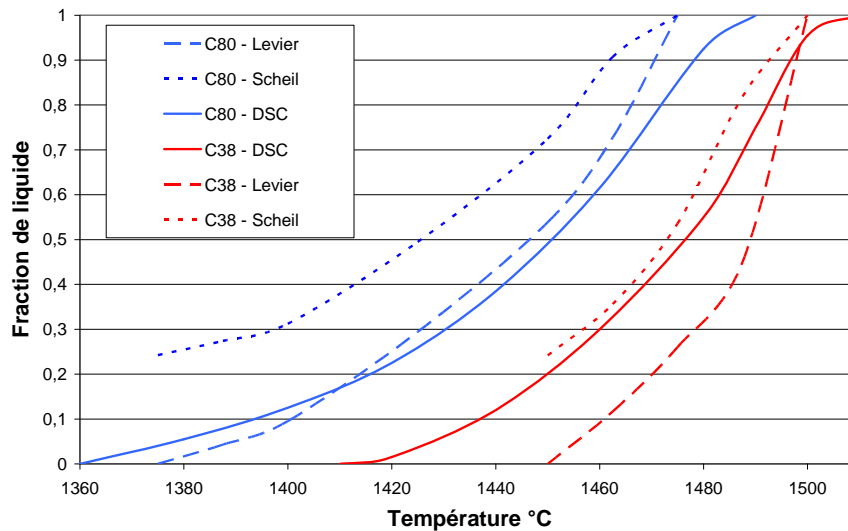


Figure 1.37 : Comparaison des courbes, fraction de liquide en fonction de la température, pour deux aciers (C38 et C80) en fonction de la méthode utilisée [57].

Les deux méthodes basées sur l'utilisation du diagramme d'équilibre des alliages, Scheil et levier, sont contrôlées par des hypothèses trop fortes pour donner des résultats réalistes. La DSC ne donne pas non plus des résultats exacts, puisque la vitesse de chauffe ou de refroidissement est d'environ 20°K/min alors qu'industriellement le chauffage par induction peut chauffer à 1000°K/min. De plus, il y a des différences entre les résultats lorsque la zone d'étude est obtenue par chauffage de l'alliage solide ou par refroidissement de l'alliage en fusion.

2.2.3.1. Influence entre chauffage et refroidissement pour la DSC

Les mécanismes pour atteindre une fraction liquide donnée pour un alliage métallique sont totalement différents dans le cas du chauffage (fusion) ou du refroidissement (solidification). Chacun conduit à une cinétique d'évolution de la fraction de liquide différente.

Par ailleurs les mesures de la fraction de liquide en refroidissement, dans le cas de la DSC, donnent des résultats peu répétables comme le montre la figure 39. La solidification d'un métal est un mécanisme complexe gouverné par de nombreux paramètres.

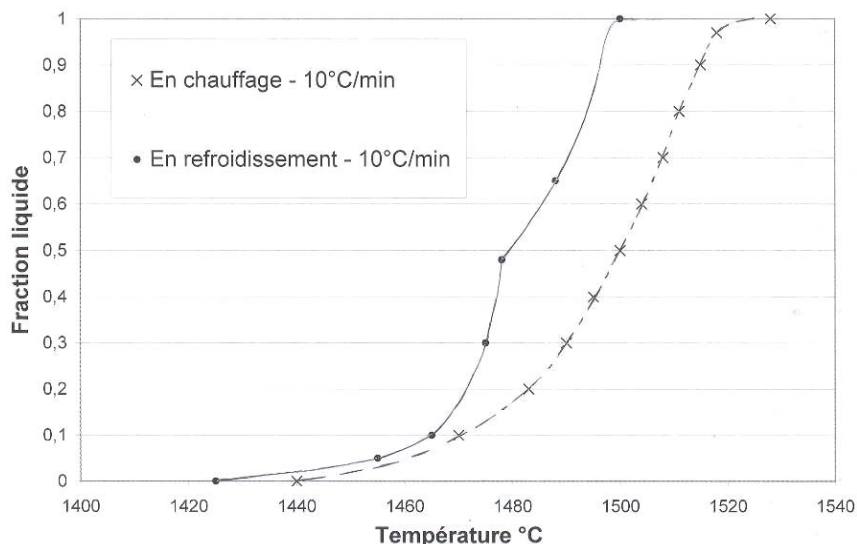


Figure 1.38 : Courbes DSC obtenues à 10°/min pour un C38 en chauffage et en refroidissement (ASCOMETAL CREAS).

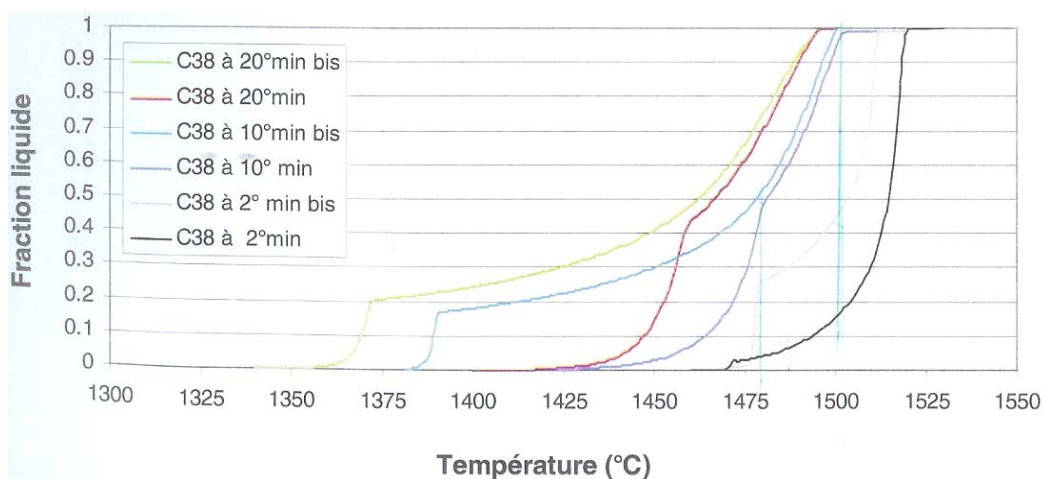


Figure 1.39 : Fraction liquide du C38 en refroidissement en fonction de la température et de la vitesse de refroidissement (ASCOMETAL CREAS).

2.2.3.2. Influence de la vitesse de chauffage

La tableau 3, ci-après, montre les multiples résultats d'analyse par DSC de la fraction liquide d'un acier C38. Ces différents résultats ont été obtenus avec le même acier mais avec des vitesses de chauffe différentes de 2K/min à 20K/min.

Lorsque la vitesse de chauffe est élevée la courbe fraction liquide en fonction de la température se décale vers la gauche, le point de fusion est plus bas, et elle s'aplatit. L'intervalle de température devient plus grand entre le solidus et le liquidus.

Fraction de liquide	Vitesse de chauffe [K/min.]					
	20	20 (2 nd test)	10	10 (2 nd test)	2	2 (2 nd test)
0	1430	1430	1436	1437	1470	1458
10	1470	1467	1472	1475	1491	1488
20	1481	1478	1482	1484	1493	1492
30	1488	1486	1489	1491	1503	1493
40	1494	1493	1495	1497	1510	1495
50	1500	1499	1500	1501	1514	1501
60	1505	1503	1504	1505	1518	1506
70	1509	1508	1507	1508	1520	1511
80	1513	1512	1510	1511	1522	1514
90	1517	1516	1514	1515	1524	1517
100	1538	1534	1525	1527	1528	1523

Tableau I.3: Température en fonction de la fraction de liquide pour des vitesses de chauffe différentes, obtenue par DSC sur un acier C38 [58].

Dans l'avenir il faudra développer de nouveaux protocoles et systèmes de mesure pour évaluer l'évolution de la fraction liquide à des vitesses de chauffe industrielles de 500K/min à 1000K/min.

2.2.3.3. Influence du cycle de chauffe

La microstructure d'un alliage à l'état semi-solide est influencée par le « chemin » d'obtention, fusion partielle du solide ou solidification partielle de l'alliage fondu. Les cinétiques de fusion et de solidification sur la structure de l'alliage semi-solide sont différentes.

Comme il sera montré plus tard, il est nécessaire pour obtenir une température homogène dans un lopin d'alterner des phases de chauffe et d'attente. Pendant les phases d'attente, le cœur continue à être chauffé par conduction de la chaleur depuis le bord du lopin. Le bord du lopin est refroidi par conduction de la chaleur vers le cœur et par convection, rayonnement avec le milieu extérieur. Dans ces conditions, il est difficile de donner une valeur exacte de la fraction liquide, en raison des différences de température et du cycle de chauffe.

Pierre Cézard a fait une hypothèse et a illustré [57] l'impact du cycle de chauffe interrompu. Il a utilisé et combiné les courbes DSC d'un matériau obtenues en chauffage et en refroidissement. Cette dernière est utilisée pour l'arrêt de chauffe. Il a obtenu une troisième courbe (figure ci-dessous) donnant la fraction liquide en fonction de la température décalée, la pente diminuant.

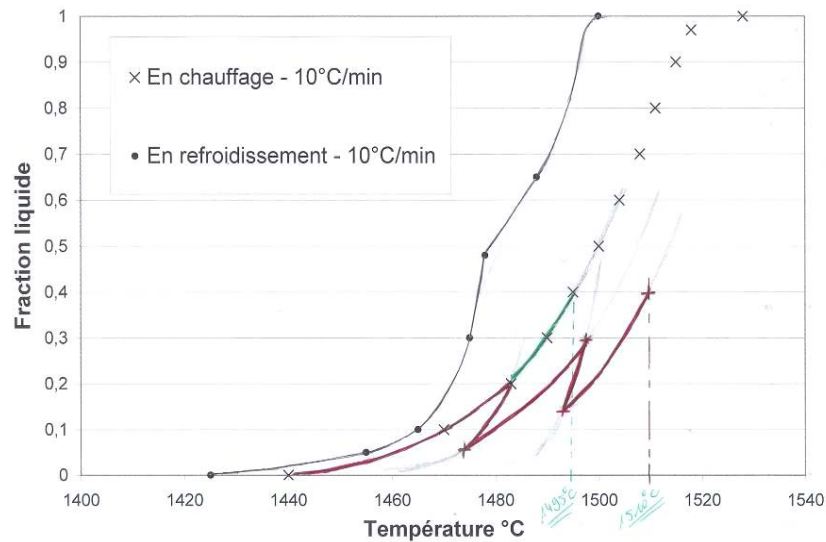


Figure 1.40 : Hypothèse de l'impact (d'un cycle de chauffe) des arrêts de chauffe sur la courbe DSC dans le domaine semi-solide.

2.2.4. Exemples de courbes DSC

De nombreux auteurs ont fait des analyses calorimétriques à balayage différentiel sur un certain nombre d'aciers et d'alliages métalliques.

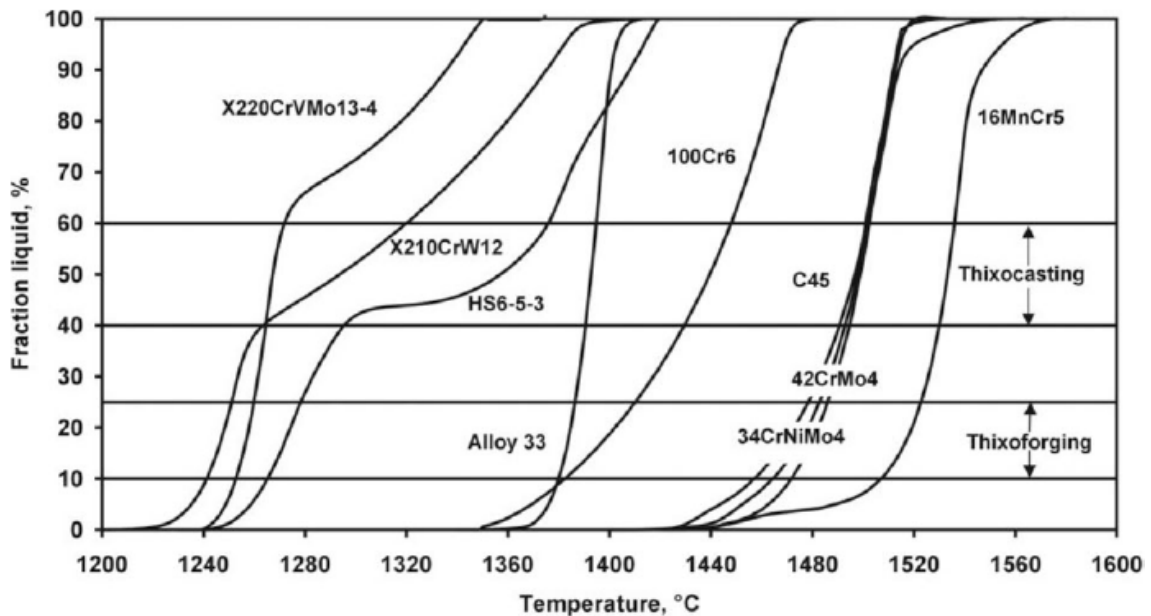


Figure 1.41 : Courbes donnant la fraction liquide en fonction de la température pour différents aciers, réalisées par DSC avec une vitesse de chauffe de 10K/min et indications des zones de thixoforgeage et de rhéoformage [56].

2.3. Influence d'autres éléments

Les éléments d'addition influencent la fraction liquide d'un semi-solide en fonction de la température. Ils agissent soit sur la pente de la courbe (plus elle est faible et plus l'écart de température entre le solidus et le liquidus est grand) soit sur la température de début de fusion. Le but est de rendre le matériau meilleur candidat à la mise en forme semi-solide. L'exemple suivant nous montre l'influence du chrome (Cr) et du molybdène (Mo). Pour un même pourcentage de carbone, plus la teneur en chrome augmente plus la température de début de fusion est basse. Associé au molybdène l'écart entre le début et la fin de fusion grandit.

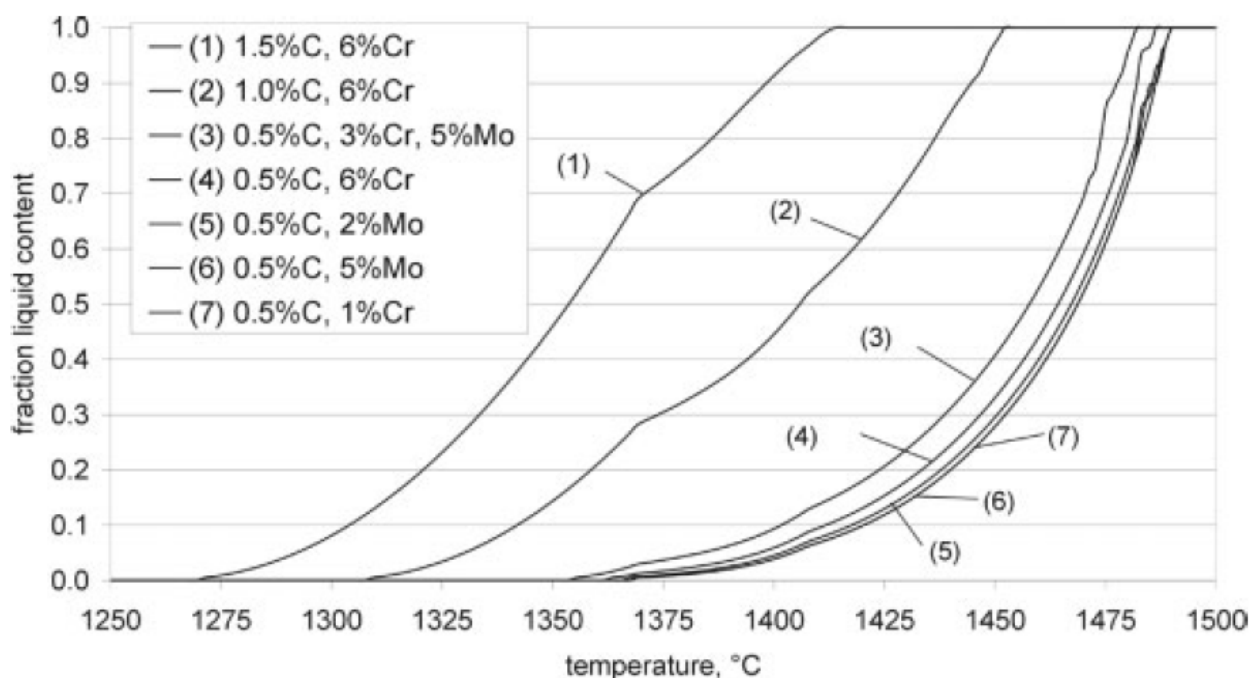


Figure 1.42 : Evolution de la fraction liquide en fonction de la température pour des aciers avec des éléments d'addition variables, obtenus par DSC [59].

De nombreux auteurs ont travaillé sur l'amélioration de différentes nuances d'alliage par l'addition d'éléments [56, 60-62]. La société Ascometal a modifié la nuance 100Cr6 pour la rendre plus favorable à sa mise en forme à l'état semi-solide en créant et en brevetant la nuance 100Cr6 LTT, figure 43.

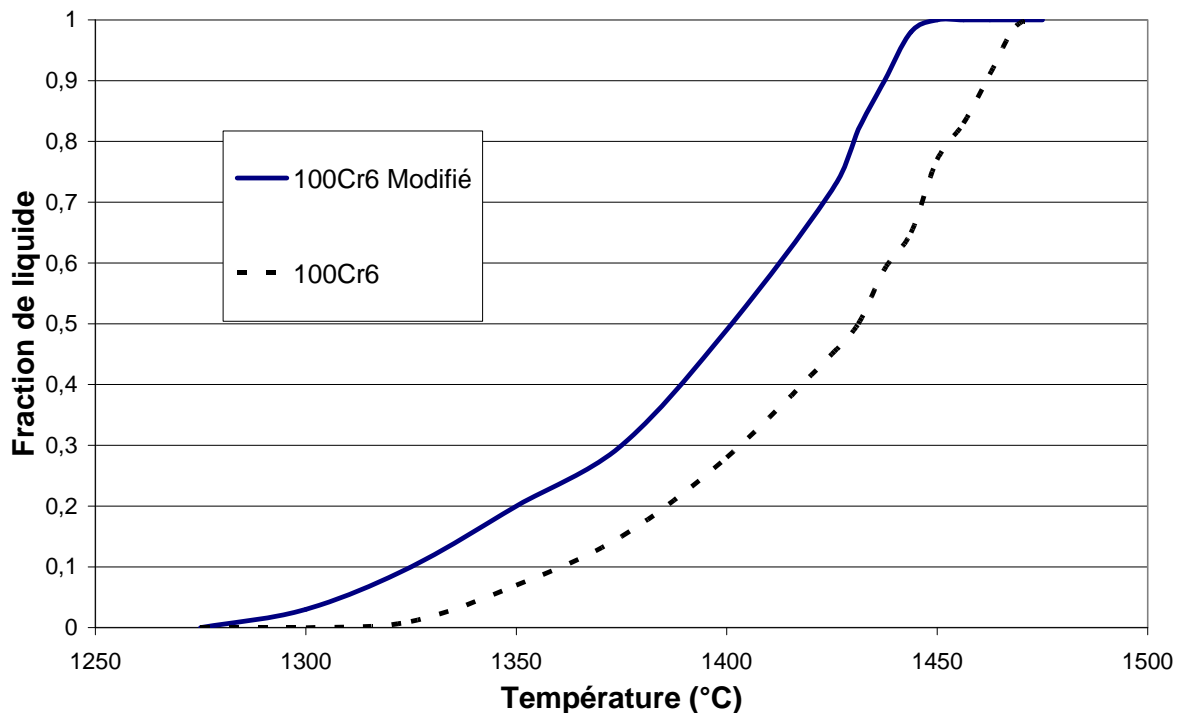


Figure I.43 : Evolution de la fraction liquide pour des nuances d'acier 100Cr6, classique et modifié, obtenue par analyse DSC [57].

L'amélioration d'un alliage pour favoriser sa mise en forme à l'état semi-solide ne doit pas se faire au détriment de ses caractéristiques mécaniques nécessaires aux besoins de la pièce finale.

2.4. Impact du procédé de fabrication sur le matériau

La manière d'obtenir un acier, coulé, laminé, étiré, fritté et éventuellement usiné peut influencer sa mise en forme à l'état semi-solide. Dans ces différents cas, la structure primaire est différente dans la section influençant l'écoulement d'un semi-solide.

2.4.1. Impact du matériau de coulée

Suivant les précautions prises lors de la coulée, la structure primaire de l'acier peut être plus ou moins dendritique et différente dans la section. Généralement les produits de coulée sont constitués de trois zones distinctes ; la zone de peau, la zone colonnaire et la zone équiaxe, figure 44.

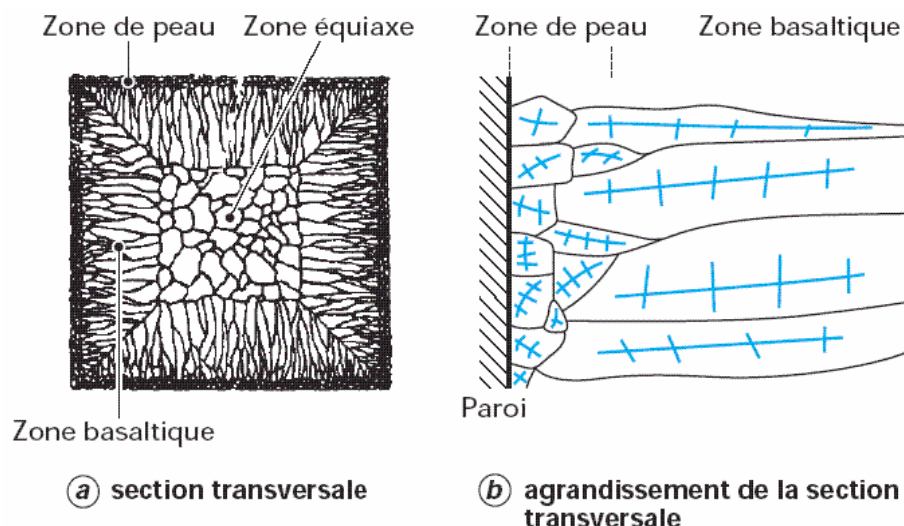


Figure 1.44 : Structure de solidification classique des demi-produits de coulée continue[63].

Ces trois zones n'ont pas la même structure et donc pas le même comportement à l'état semi-solide. Il faut prendre certaines précautions d'utilisation ou d'analyse des résultats.

Tous les procédés d'obtention des produits présentés par la suite utilisent un matériau issu de la coulée.

2.4.2. Impact du laminage à chaud

Le laminage à chaud a un effet de recristallisation des grains de l'acier issu de la coulée. La structure est affinée et plus équiaxe. Cette structure de grains plus fins doit favoriser une structure plus globulaire à l'état semi-solide.

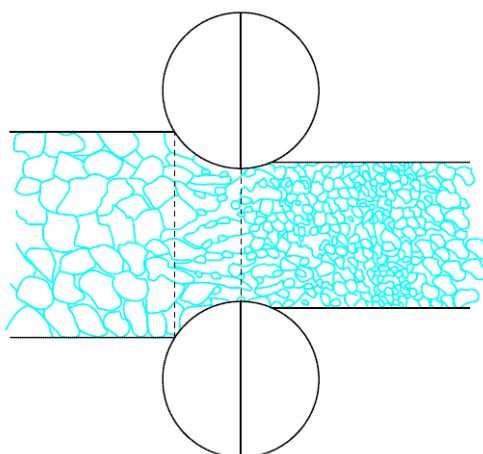


Figure 1.45 : Effets de recristallisation statique en laminage à chaud.

Pour les essais expérimentaux, la zone de peau des barres d'aciers laminées est enlevée par usinage. Cette démarche permet d'étudier un matériau plus homogène et de limiter les interférences dans l'analyse des résultats.

Cependant dans le cas de procédés industriels l'usinage des lopins avant la mise en forme des alliages à l'état semi-solide n'est pas envisageable pour des raisons de coût et de temps.

La matière d'œuvre issue du laminage peut être encore améliorée en étant étirée. L'avantage de ce procédé de déformation à froid après décalaminage d'une barre laminée est d'obtenir une surface propre et une cote diamétrale de barre calibrée. Il suffit pour obtenir un lopin de tronçonner une barre étirée, aucune opération de mise à la dimension ou de nettoyage de la surface par usinage n'est nécessaire. Pierre Cézard a vérifié si les lopins obtenus par étirage et ceux obtenus par laminage et usinage donnent les mêmes résultats pour une mise en forme dans des conditions identiques, voir figure ci-après.

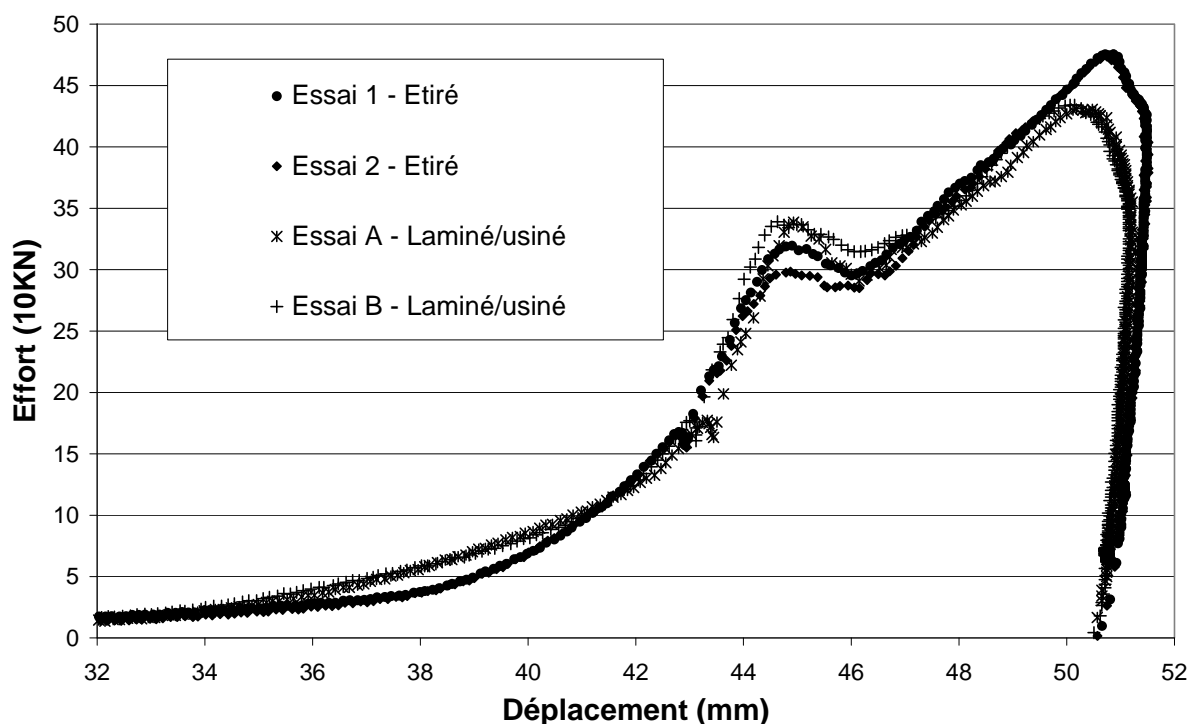


Figure 1.46 : Courbes effort/déplacement pour un essai de filage direct pour des lopins « étirés » et des lopins « laminés/usinés » [57].

Le paramètre structure n'est pas majeur, il n'y a pas de différences significatives pour la mise en forme à l'état semi-solide entre les lopins obtenus par étirage et ceux obtenus par laminage et usinage.

3. PROCÉDES D'OBTENTION DES SEMI-SOLIDES ET DE MISE EN FORME

Il y a de nombreux types de procédés pour mettre en forme les alliages à l'état semi-solide [6]. Ces procédés peuvent être répertoriés suivant les points importants :

- le chemin thermique pris pour mettre l'alliage métallique à l'état semi-solide,
- le type de procédé utilisé pour obtenir le matériau initial,
- le type de technologie de mise en forme.

3.1. Chemin thermique à l'obtention d'un semi-solide

Pour obtenir un semi-solide avec une fraction liquide définie, il est possible soit de refroidir partiellement un métal en fusion, soit de chauffer un alliage solide jusqu'à refusion partielle. On a vu précédemment que pour une même fraction liquide, utiliser des chemins thermiques différents ne permet pas d'obtenir le même comportement du semi-solide à la mise en forme. Il faut adapter le chemin thermique d'obtention d'un semi-solide au procédé de fabrication.

Le chemin thermique de chauffage, de refusion partielle, est souvent utilisé pour la mise en forme à des fractions liquides faibles ou le semi-solide a plutôt un comportement thixotrope, on parle de thixoforgeage. Dans ce cas, la consistance est plus importante et permet de faire tenir un lopin sous son propre poids sans qu'il s'effondre. Par exemple, ce mode d'obtention de l'alliage métallique à l'état semi-solide se prête bien au procédé de forgeage, dit thixoforgeage.

Le chemin thermique de refroidissement est généralement utilisé pour obtenir des semi-solides à grande fraction liquide, supérieure à 50%, et dans le cas d'alliage déjà en fusion mis en forme directement après leur fabrication. Par cette méthode, on contrôle mieux la fraction liquide élevée. Le procédé métallurgique qui consiste à mettre en forme un semi-solide, matériau thixotrope, directement à partir du métal en fusion, matériau plutôt rhéofluidisant, est appelé rhéoforgeage.

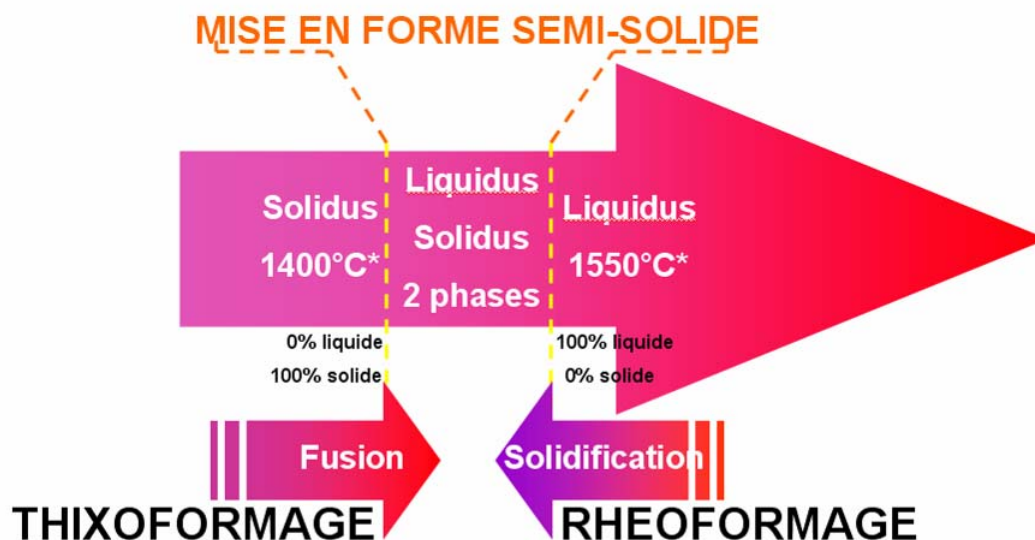


Figure 1.47 : Représentation de la différence entre thixoforgeage et rhéoforgeage (les températures sont différentes suivant les alliages)

Désormais par abus de langage, le terme thixoforgeage est utilisé pour la mise en forme des semi-solides obtenus par chauffage et le terme rhéoforgeage est utilisé pour la mise en forme de ceux obtenus après refroidissement du métal en fusion.

3.2. Procédé d'amélioration de la matière première

Pour améliorer la mise en forme d'un semi-solide, la composition des matériaux peut être modifiée dans le but de déplacer les points de solidification et de fusion. La structure du matériau ou du semi-solide peut également être modifiée. C'est ce dernier point qui est développé dans ce paragraphe.

Afin de limiter les effets néfastes d'une structure dendritique sur l'écoulement d'un semi-solide lors de sa mise en forme, des procédés d'amélioration des alliages métalliques ont été développés. Ces procédés peuvent précéder la mise en forme ou être intégrés au système de formage, comme le rhéoforgeage.

3.2.1. Méthodes d'amélioration pour l'obtention par solidification partielle

Le principe général de tous les systèmes d'obtention en cours de solidification consiste à brasser le métal pour imposer un cisaillement suffisant au sein du liquide et empêcher ainsi la croissance des dendrites. En effet, les mouvements du liquide induits par le brassage entraînent des déformations dans les bras des dendrites. Ces déformations produisent à leur tour des phénomènes de recristallisation, qui aboutissent finalement à une fragmentation des branches.

Plusieurs systèmes de brassage ont été développés pour engendrer les mouvements nécessaires au sein du métal semi-solide, et obtenir ainsi une microstructure globulaire.

3.2.1.1. Brassage mécanique

Différents appareils ont été développés sur le plan expérimental, mais le brassage mécanique n'est pas utilisé au niveau industriel pour plusieurs raisons : faible productivité, emprisonnement de gaz, contamination du bain, érosion du système de brassage par les métaux liquides etc. Il permet d'atteindre des tailles de particules de l'ordre de 100 – 400 μm [64].

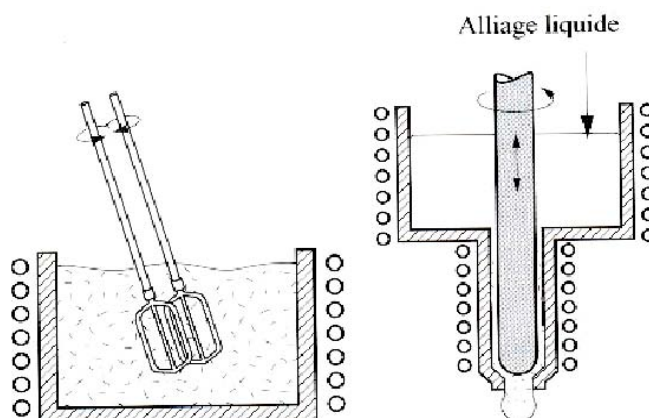


Figure 1.48 : Dispositifs de brassage mécanique mono charge (à gauche) et continu (à droite) [18].

3.2.1.2. Brassage électromagnétique

Le principe consiste toujours à produire un cisaillement important au sein du liquide, mais dans ce cas précis les mouvements sont induits par des champs magnétiques. Ce type de brassage est utilisé au niveau industriel et permet d'atteindre une structure globulaire fine, de l'ordre de 30 μm [64].

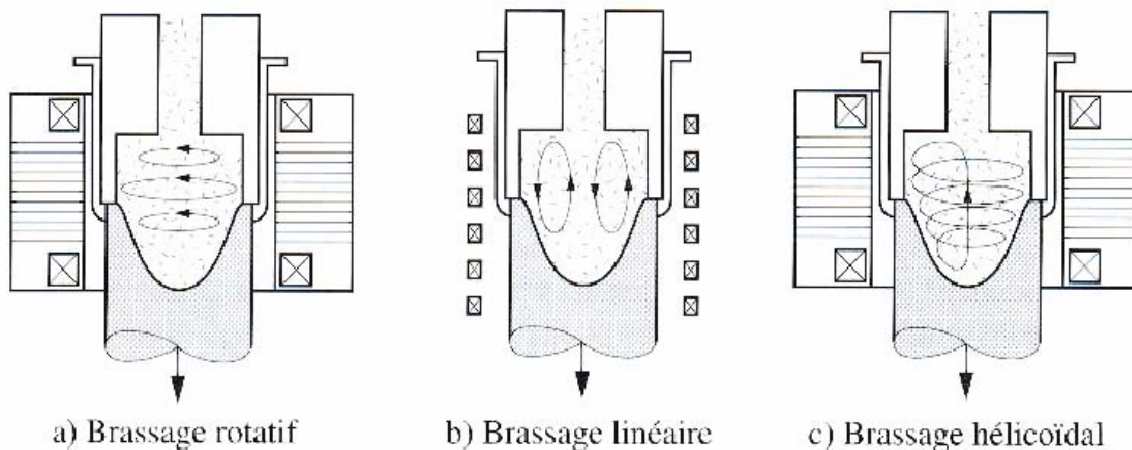


Figure 1.49 : Dispositifs de brassage magnétique [65, 66].

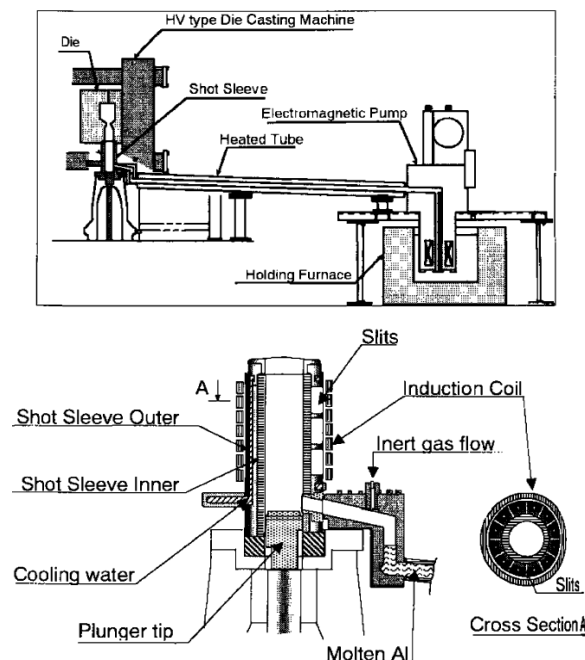


Figure 1.50 : Agitation électromagnétique en container d'un nouveau procédé Hitachi de moulage des métaux [2, 67].

3.2.1.3. Brassage passif

Il consiste à faire circuler le métal en cours de solidification dans des chicanes, afin de briser les dendrites [68-71]. La géométrie des chicanes est conçue pour produire un cisaillement maximum au sein du liquide.

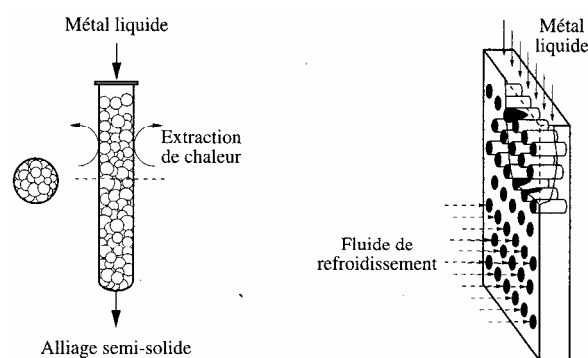


Figure 1.51 : Dispositif de brassage passif [6] d'après [71].

3.2.1.4. Autres méthodes de globulisation

Il existe également d'autres traitements permettant d'accéder à une morphologie globulaire, tels que les traitements par décharge électrique ou par ultrason, dont l'action se concentre non pas sur la croissance des dendrites, mais plutôt sur la germination de la phase solide.

3.2.2. Méthodes d'amélioration pour l'obtention par refusion partielle

Dans ce cas de figure, l'état semi-solide est atteint à partir de l'état solide, par chauffage de l'alliage. Cela sous-entend que le matériau a dans un premier temps

été totalement solidifié lors de la fabrication du semi-produit (sous forme de lingots, de barres, ...), puis partiellement refondu à une température comprise entre le solidus et le liquidus du métal. Plusieurs paramètres influent donc sur la microstructure obtenue par cette voie :

- Les conditions initiales de solidification.
- Les traitements thermomécaniques éventuellement subis (recuit, vieillissement, écrouissage ...).
- Les conditions de réchauffage.
- La température et le temps de maintien dans l'intervalle solidus – liquidus.

Certains cas de formation d'une structure globulaire à partir d'une structure dendritique ont été observés lors de refusions partielles. Deux mécanismes en sont à l'origine : la redissolution des dendrites fines ainsi que le détachement des branches de dendrites [31]. Si un brassage a eu lieu durant la solidification initiale, l'alliage présente déjà une microstructure non dendritique, et la structure globulaire est alors plus rapidement atteinte lors d'une refusion partielle (c'est le cas par exemple des alliages d'aluminium). Par ailleurs, on observe un grossissement des globules par coalescence lorsqu'un temps de maintien en température dans l'intervalle solidus – liquidus est appliqué. La taille des particules dépend donc essentiellement du temps de traitement thermique et de la structure initiale (dendrites fines ou non).

3.2.2.1. Utilisation d'éléments d'addition

Des agents d'affinage sont parfois utilisés durant le processus de solidification initiale. Ceux-ci favorisent l'apparition de structures dendritiques équiaxes et dégénérées, qui évoluent plus rapidement vers une structure globulaire lors de la refusion partielle. L'ajout d'agents d'affinage est régulièrement associé au brassage électromagnétique pour obtenir des structures globulaires très fines.

Une solidification initiale rapide permet d'obtenir une structure dendritique fine, qui évolue plus rapidement vers une morphologie globulaire. Divers procédés répondent à cette exigence, tels que le procédé Osprey, intéressant dans le cas d'alliages à haut point de fusion. Il consiste à vaporiser un gaz sur le métal liquide, qui est projeté à l'état semi-solide sur un substrat refroidi. Le métal développe alors une microstructure non dendritique et possède des propriétés thixotropes lors d'une refusion partielle, avec une taille de globules de 50 μm environ [64, 72].

Il est possible d'obtenir une structure globulaire à partir de la refusion partielle de poudres fines compactées de deux alliages. L'idée consiste à travailler à une température intermédiaire à laquelle l'un des composants fond tandis que l'autre reste solide.

3.2.2.2. Procédé SIMA

Le procédé SIMA (*Strain Induced Melt Activated*), utilisé industriellement, repose sur une déformation plastique du métal avant refusion partielle. Le matériau subit alors une recristallisation à grains fins lors du réchauffage, et des interfaces solide – liquide apparaissent par pénétration du liquide aux joints de grains. Il est possible, par ce procédé, d'obtenir des tailles de globules de l'ordre de 30 μm . [64, 72]

3.2.2.3. Le thixomolding

Nous pouvons citer également le *thixomolding*, procédé déjà industrialisé pour les alliages de magnésium. Il consiste à chauffer le matériau pendant son déplacement dans la machine et jusqu'à son injection dans le moule. Un cisaillement intense et constant est imposé à l'alliage durant tout son déplacement, ce qui permet de briser les dendrites et de favoriser la formation de particules solides fines et sphériques.

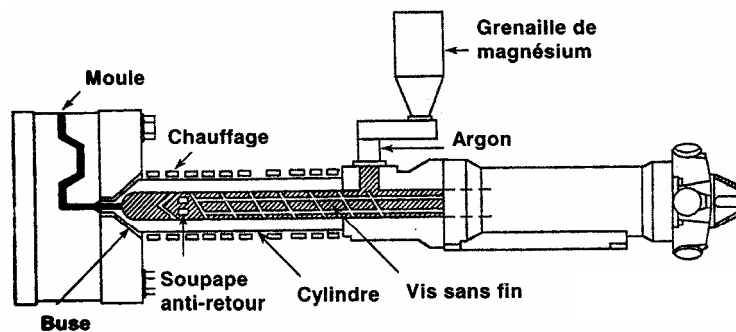


Figure I.52 : Représentation schématique du procédé thixomolding apparenté à l'injection plastique [6] d'après [73, 74].

3.2.3. Remarques

La mise en forme pour des matériaux n'ayant pas subi d'amélioration particulière de leur structure est possible. P. Cézard a montré [11, 57, 75], en les utilisant, que la mise en forme de lopin d'acier laminé, étiré, fritté et de différentes nuances est possible, en prenant certaines précautions.

3.3. Différents procédés de mise en forme des semi-solides

Le rhéoformage et le thixoformage sont les deux principaux groupes de procédés de mise en forme des alliages à l'état semi-solide, différenciés par le chemin thermique permettant d'obtenir le matériau dans les conditions souhaitées avant formage. Pour ces deux groupes, il existe une multitude de procédés possibles ; moulage, forgeage, extrusion, laminage, etc. Il y a des procédés mieux adaptés au rhéoformage comme le moulage intégrant le système d'obtention du semi-solide, ou d'autres mieux adaptés au thixoformage, comme le forgeage. Les conditions limitant l'utilisation de certains procédés sont des difficultés de mise en œuvre et de coût. Ce paragraphe présente les différents procédés pour chacun des deux groupes mais essentiellement ceux appliqués au thixoformage.

3.3.1. Procédés de rhéoformage

On parle de « rhéoformage » pour un procédé lorsque le métal mis en forme est refroidi depuis la fusion pour atteindre l'état semi-solide voulu. On distingue le rhéomoulage « rhéocasting » du rhéomoulage par injection « rhéomolding » utilisant le même principe que les presses à injecter les polymères. La mise en œuvre du métal en fusion, son refroidissement, son contrôle et sa manipulation ne sont pas des plus simples, elle demande des installations spécifiques et lourdes techniquement.

3.3.1.1. Rhéomoulage ou rhéocasting

Le rhéomoulage a déjà été étudié dans les années soixante. Des travaux importants de recherche, menés à la fin des années quatre-vingt dix [76, 77], ont permis à la société japonaise UBE la mise au point d'un procédé relativement simple de rhéomoulage [78]. Il consiste à couler un métal en fusion avec une faible surchauffe, provenant d'un four de maintien contenant une grande quantité de matière dans un creuset et de le laisser refroidir lentement. La température du creuset est régulée à l'aide d'un chauffage inductif. La matière contenue dans le creuset est versée verticalement dans un cylindre et poussée dans le moule par un piston [79, 80], figure 53.

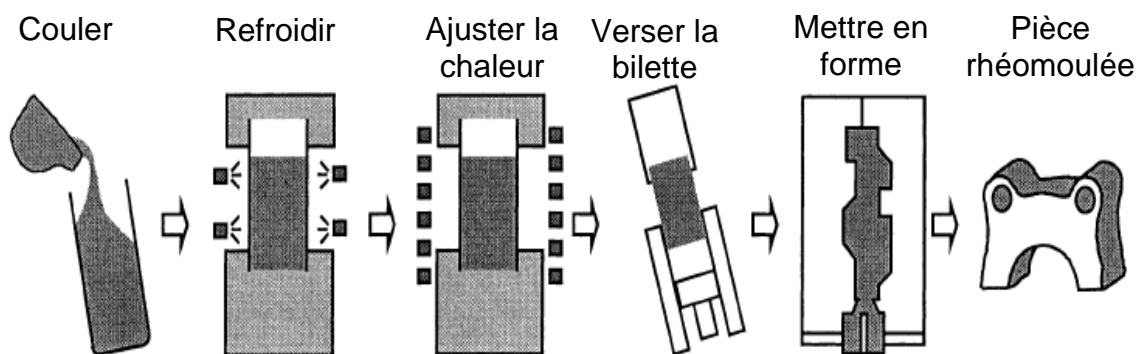


Figure 1.53 : Descriptif du nouveau procédé de rhéomoulage (NRC) [7, 81]

L'avantage de ce procédé est qu'il permet d'obtenir un semi-solide aux grains sphériques et homogènes. Il peut être automatisé et utilisé pour des séries de pièces importantes.

Il existe également d'autres procédés comme celui présenté ci-dessous.

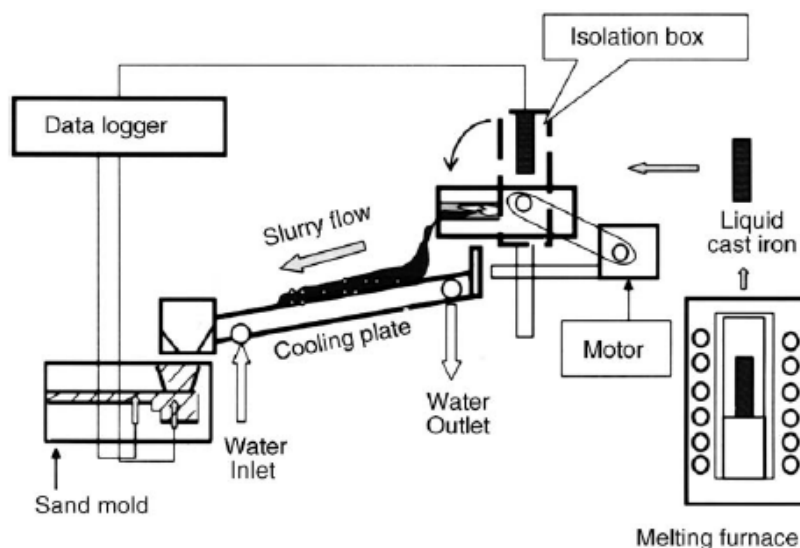


Figure 1.54 : Illustration d'un procédé de rhéomoulage avec moule en sable [82].

3.3.1.2. Rhéomoulage par injection ou rhéomolding

Le procédé de rhéomoulage par injection fonctionne sur le principe du moulage par injection des polymères. Le fluide en fusion est injecté dans le système par une [83] ou deux vis sans fin. Le métal en fusion est stocké dans un accumulateur, avant injection dans le moule, ou il est refroidi et brassé. Cette méthode permet d'obtenir un semi-solide avec une fraction solide désirée dont la structure est améliorée et plus homogène. Une partie de ce semi-solide stocké est injectée à l'aide d'un piston dans le moule de la presse [84]. Ce procédé permet de faire une grande série de pièces.

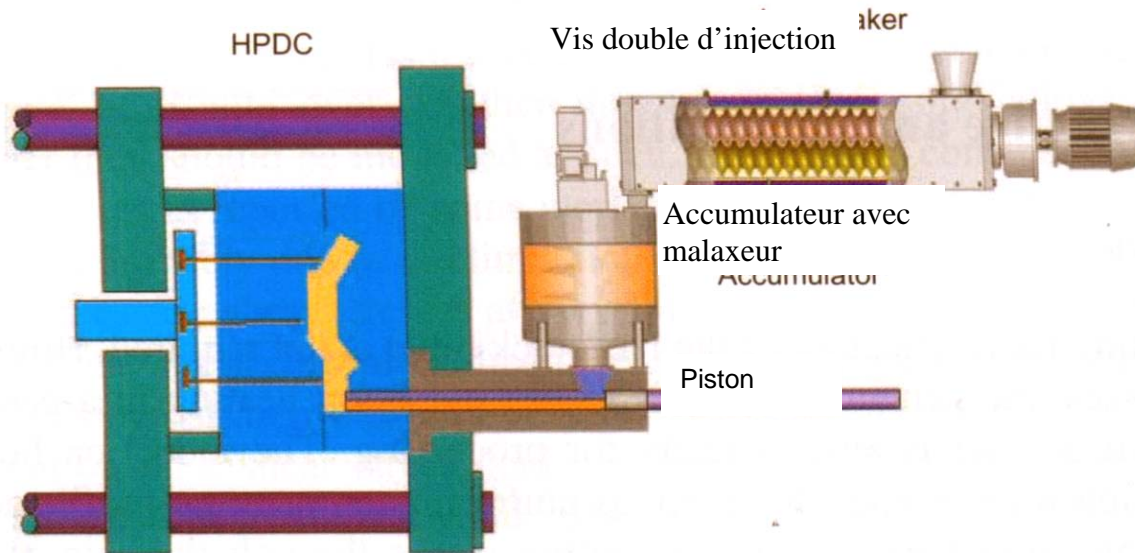
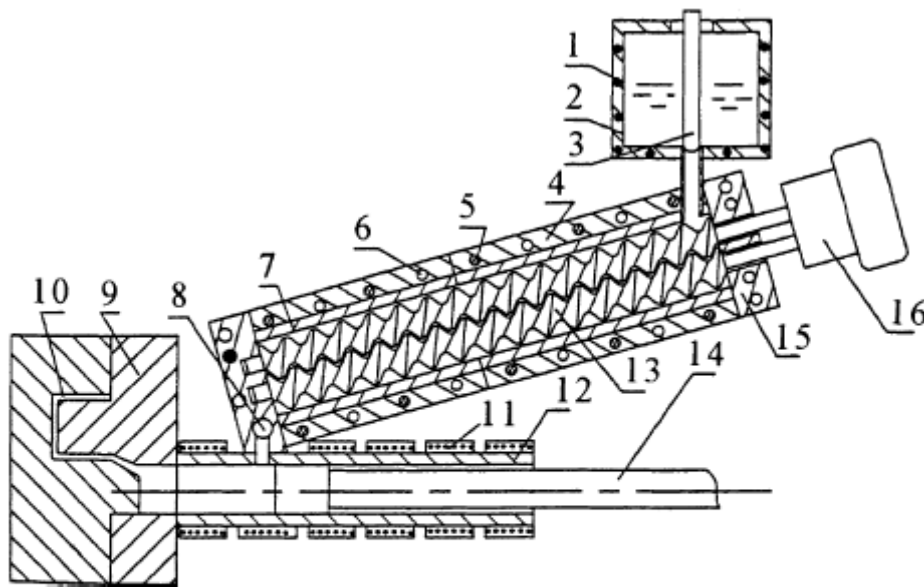


Figure 1.55 : Procédé de rhéomoulage par injection, Rheodiecasting (RDC) [81, 84].

L'accumulateur peut être remplacé par un creuset (réservoir) contenant l'alliage en fusion et alimentant par gravité les vis sans fin.



1 heating elements; 2 crucible; 3 stopping rod; 4 barrel; 5 heating elements; 6 cooling channels; 7 barrel liner; 8 transfer valve; 9 die; 10 mould cavity; 11 heating elements; 12 shot sleeve; 13 twin screw; 14 piston; 15 end cup; 16 driving system

Figure 1.56 : Procédé de rhéomoulage alimenté par gravité et par vis sans fin double [85].

3.3.2. Procédés de thixoforgeage

On parle de « thixoforgeage » pour un procédé lorsque le métal de mise en forme initialement solide est refondu jusqu'à l'état semi-solide désiré. Il y a un grand nombre de procédés de thixoforgeage (voir l'illustration ci-dessous).

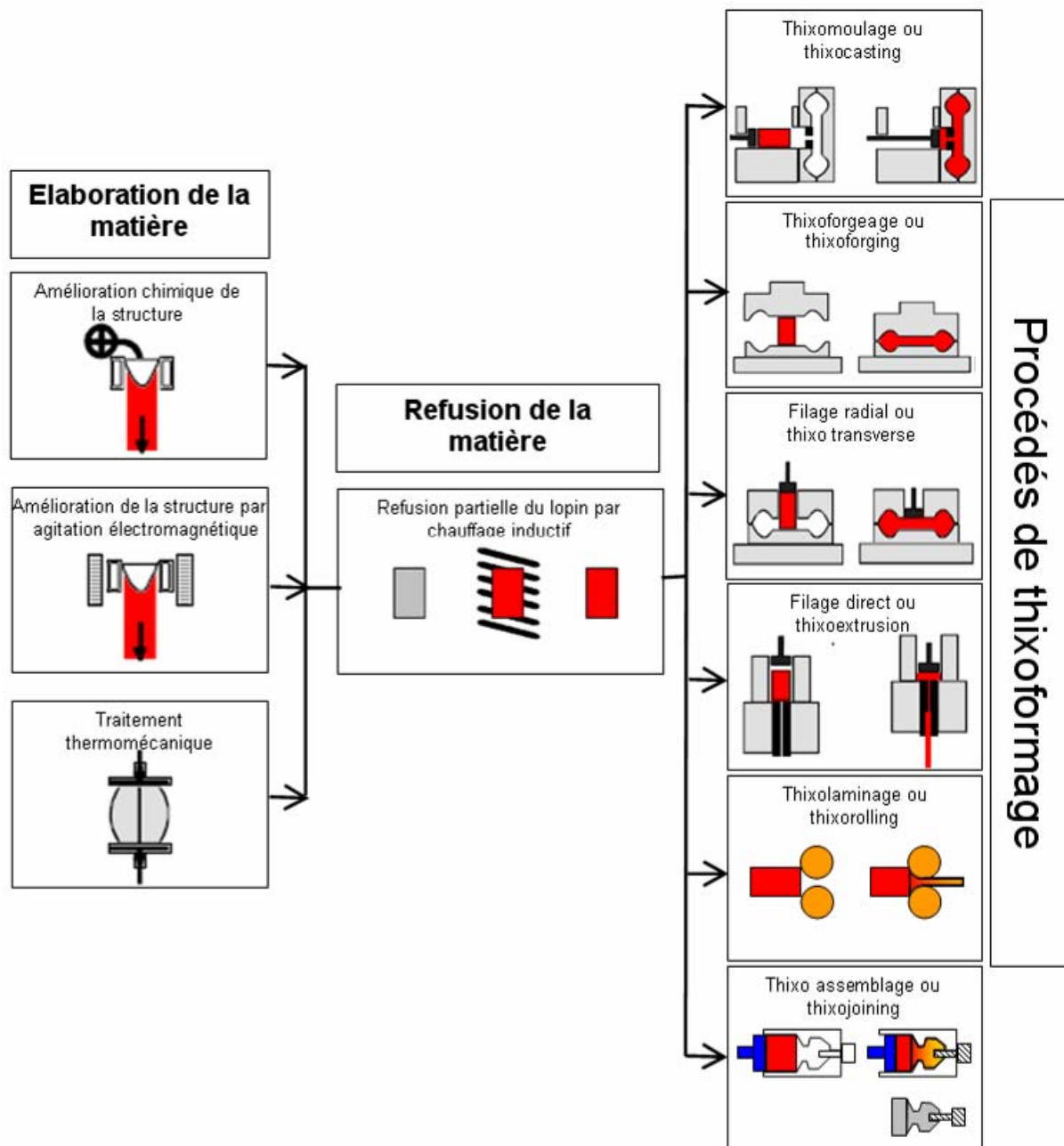


Figure I.57 : Illustration des différents procédés de thixoforgeage, source IBF université Aachen [86].

Un avantage conséquent des différents procédés de thixoforgeage par rapport aux procédés de rhéoforgeage est que la manipulation de la matière d'œuvre est facile. De plus les moyens de chauffage du matériau à l'état semi-solide sont techniquement plus simples et financièrement plus accessibles.

3.3.2.1. Thixomoulage, thixoforgeage et thixo-transverse

Le thixomoulage et le thixo-transverse sont des procédés de technologie proche. Le thixo-transverse est une mise en forme particulière du thixomoulage. Ce terme « thixo-transverse » est utilisé généralement pour des pièces circulaires ou symétriques dont la mise en forme se fait par une injection centrale du lopin. Les trois procédés utilisent des moules ou matrices pour former les pièces. Ce qui distingue le thixoforgeage des deux autres procédés est la fermeture du moule pendant la mise en forme. Pour le thixoforgeage c'est l'une des matrices supérieure ou inférieure qui transmet l'énergie de la presse nécessaire à la mise en forme.

Ci-dessous, les figures 58 et 59 représentent le processus complet de thixoforgeage, de la préparation de la matière première au traitement thermique des pièces.

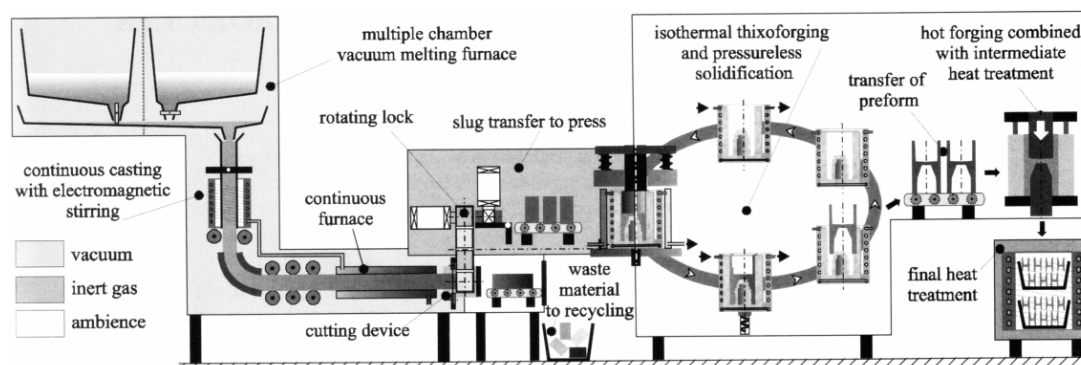


Figure 1.58 : Exemple de conception d'un système intégré de production de pièces thixoforgées [87].

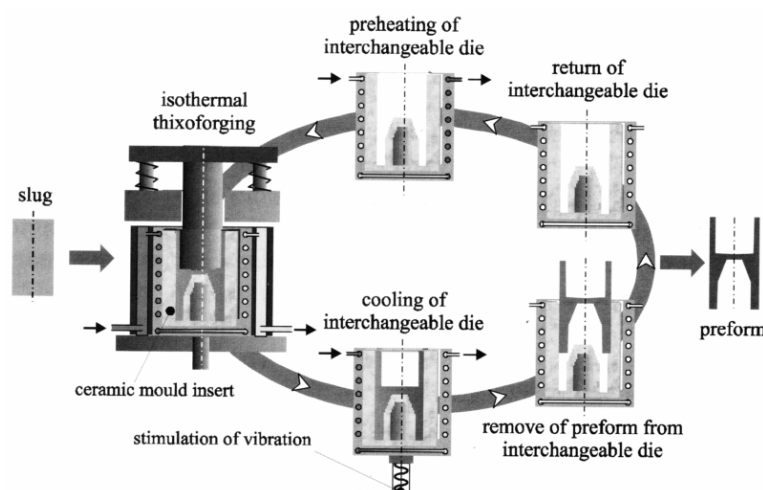


Figure 1.59 : Agrandissement de l'illustration de la zone de thixoforgeage [87].

3.3.2.2. Thixoextrusion

Actuellement le procédé de thixoextrusion n'est pas industrialisé, il en est à la phase expérimentale. Des équipes de recherche travaillent à sa mise au point. Ci-dessous le dispositif de thixoextrusion de l'acier développé par l'Université de Aachen [88-91].

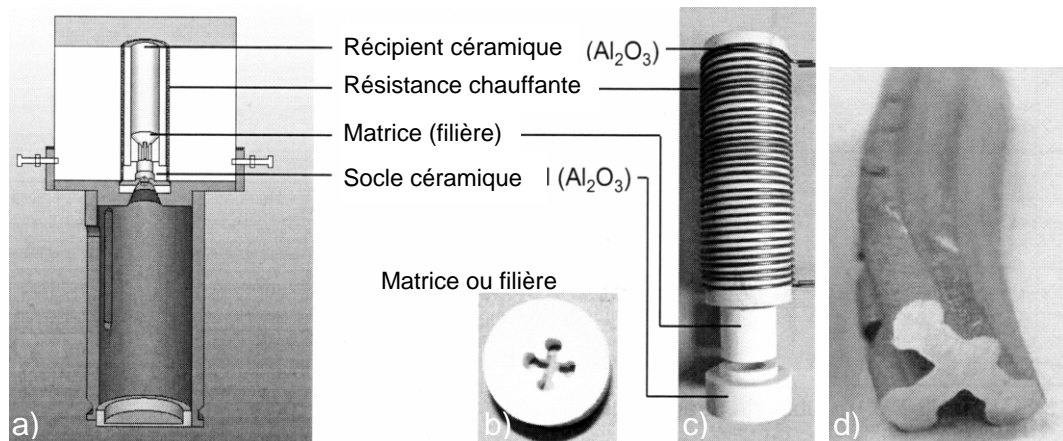


Figure 1.60 : Procédé de thixoextrusion développé par l'université de Aachen : a) ensemble du système b) outillage actif c) ensemble outil d) exemple de réalisation avec de l'acier C22 [88].

Les avantages attendus [6], abstraction faite des contraintes, sont :

- vitesse de mise en forme accrue par rapport à l'extrusion à chaud,
- épaisseurs des parois de profil plus faibles,
- géométries des profils extrudés plus complexes,
- utilisation de matériaux difficiles à extruder de manière conventionnelle,
- effort de mise en forme diminué.

3.3.2.3. Thixolaminage ou thixorolling

Le laminage du métal semi-solide est un processus plutôt nouveau. Il peut dans l'avenir révéler tout son potentiel dans des applications technologiques pour des alliages à haute résistance (particulièrement les aciers) avec des taux de rétrécissement plus élevés que le laminage conventionnel à chaud. Il y a différentes variantes de processus. Le thixolaminage peut être associé à des filières à profil pour donner au matériau laminé une section autre que circulaire.

Il est attendu de cette méthode que le matériau de la pièce ait une microstructure plus homogène et moins de porosité.

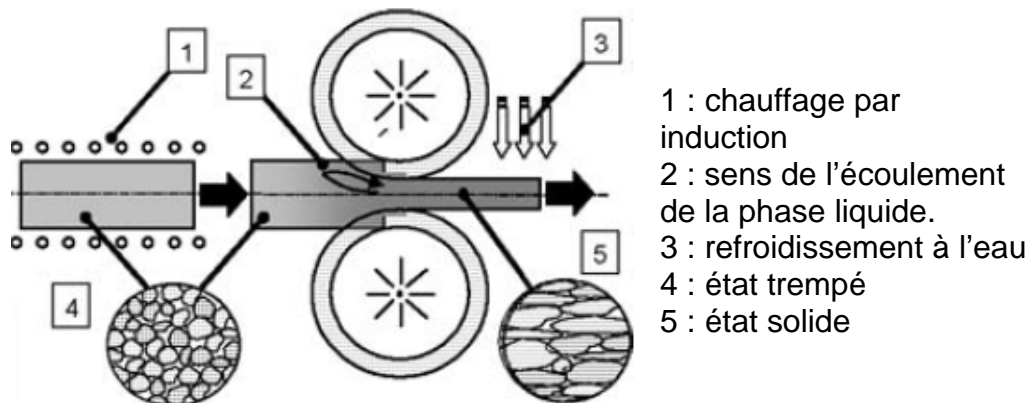
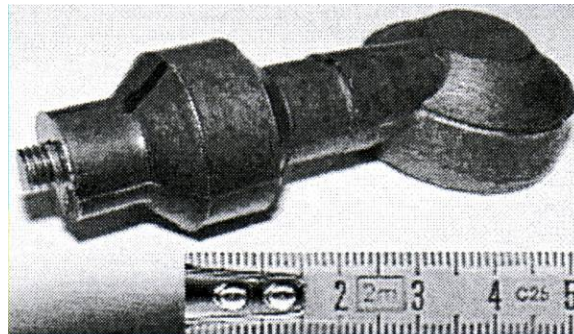


Figure I.61 : Illustration du procédé de thixolaminage [92].

3.3.2.4. Thixo-assemblage ou thixojoining

Dans le cas du thixoforgeage (pendant la mise en forme), il est possible de réaliser l'assemblage de pièces extérieures de manière permanente à un alliage comme l'acier [52]. Pendant la mise en forme, le matériau à l'état semi-solide enrobe la pièce à assembler de façon similaire au surmoulage très souvent utilisé en moulage plastique. On parle de thixo-assemblage (thixojoining). Ces pièces peuvent être des éléments normalisés, (filetage, etc.), des pièces usinées ou des pièces forgées. Elles peuvent être également réalisées avec un autre alliage que le matériau semi-solide de mise en forme.



Bauteil (HS6-5-3) mit integriertem Gewinde (X5CrNi1810)

Figure I.62 : Assemblage (enrobage) par thixoforgeage d'un filetage en X5CrNi1810 avec du HS 6-5-3 matériau de mise en forme (semi-solide) [52].

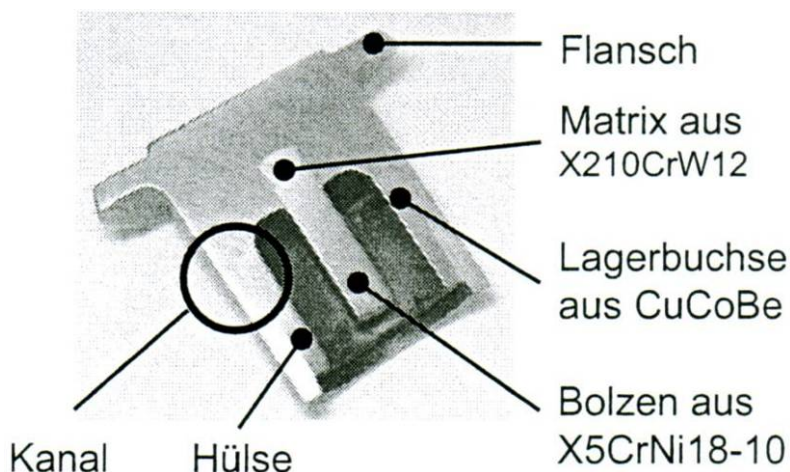


Figure I.63 : Assemblage (enrobage) par thixoforgeage d'un axe en X5CrNi1810 et d'une chemise en CuCoBe avec un acier X210CrW12 matériau de mise en forme (semi-solide) [93].

3.3.2.5. Thixomoulage par injecton ou thixomolding®

Cette technologie économique, simple et hautement productive s'apparente fortement à l'injection des plastiques [73, 94, 95]. Elle est actuellement utilisée pour mettre en forme des alliages de magnésium en granulés qui n'ont pas besoin de structure métallurgique spécifique. Les déchets de production sont recyclables, il suffit de les mettre sous forme de granulés.

Les granulés sont chauffés le long de leur parcours dans la vis sans fin. Ils sont injectés à haute vitesse et pression dans le moule. Le déplacement avec cisaillement des granulés le long de la vis sans fin combiné au chauffage favorise la formation de grains fins et sphériques améliorant la mise en forme à l'état semi-solide.

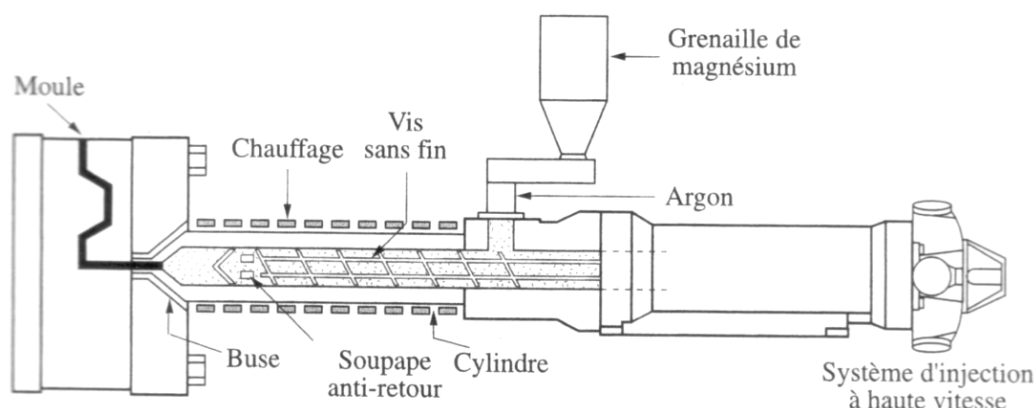


Figure I.64 : Illustration d'un dispositif de thixomolding® [6, 95].

Avec ce procédé, on obtient de très bons résultats dimensionnels surtout pour des pièces de petites tailles.

Taille globale	Tolérances linéaires		
	Thixomolding®	Mg en moulage sous pression	Al en moulage sous pression
≤25, 4 mm	±0,013 mm	±0,075 mm	±0,100 mm
> 25, 4mm	±2µm / mm	±1,5 µm / mm	±2 µm / mm

Tableau I.4: Précision du thixomolding® par rapport au moulage sous pression.

3.4. Avantages et inconvénients des procédés de thixoforgeage

Ce paragraphe présente les principaux avantages et inconvénients par rapport aux procédés de moulage et de forgeage dits conventionnels [7, 20, 23, 37, 58, 96].

Avantages par rapport au forgeage :

- forme complexe des pièces,
- efforts de mise en forme moins importants,
- cotes dimensionnelles plus serrées,
- mise en forme de matériau à faible forgeabilité,
- épaisseur des parois plus faible,
- moins d'étape de mise en forme,
- moins de reprise d'usinage (Near Net Shape),
- moins d'usure mécanique des outillages.

Avantages par rapport au moulage :

- gain énergétique : le métal est maintenu peu de temps en fusion,
- cadence de production identique voir meilleure que le moulage par injection,
- remplissage régulier sans bulles d'air et porosités : augmentant ainsi la qualité mécanique des pièces et permettant la réalisation de parois minces. Ces réalisations peuvent subir des traitements thermiques sans difficulté,
- températures de mise en forme moins élevées : les chocs thermiques avec les outils sont diminués par rapport au moulage par injection. Ceci permet d'envisager l'utilisation de matériaux qui ne pouvaient pas être moulés en moulage permanent [21],

- structures métallurgiques plus fines et plus homogènes : améliorant les caractéristiques mécaniques,
- replis de matière moins importants : permettant de diminuer ou d'éliminer les surépaisseurs enlevées par usinage. Ce qui permet au procédé de s'approcher ou de correspondre à une production Near-Net-Shape [97, 98],
- états de surface de bonne qualité : permettant une galvanisation.

Inconvénients :

- coût des alliages bruts développés pour le thixoformage, et le nombre réduit de fournisseur,
- expérience et développement de ces nouveaux procédés
- coût de développement des outillages supérieur
- formations nouvelles et adaptées aux procédés de mise en forme des semi-solides,
- contrôle des procédés, en particulier la température de la matière, ou sa fraction solide-liquide pour une viscosité adéquate,
- usure thermique des outils plus importante.

4. DIFFERENTES REALISATIONS DE PIECES ACIERS THIXOFORMEES

Pour mettre en forme les aciers tous les procédés d'obtention du matériau à l'état semi-solide, thixoformage et de rhéofmage, peuvent être utilisés. Cependant le thixoformage est encore le plus fréquent, thixoformage et thixomoulage. Dans le tableau ci-après sont rassemblées les différentes réalisations connues de thixoformage des aciers depuis 1992 jusqu'à aujourd'hui [56, 58, 99]. La dernière est particulière puisqu'il s'agit d'un exemple de thixoextrusion à travers une filière.

Photos des différentes réalisations	Année	Poids ou/et dim.	Métal et nuance	Matériau de l'outillage	Nombre de pièces produites	Source ou réf.
	1992	<200g	X105CrMo17, X5CrNi18-10	-	>1000	Amax R&D [100]
	1992	~1,3kg	HS6-5-2, CoCr28MoNi	Acier outil. M2	~30	Univ. Sheffield [64]
	1996	137g	FC-10/20/30 FCD-45	-	-	Univ. Tokyo [101]
	2000	530g	C38, C70, C80	X38CrMoV5-3	~50	Univ. Hannovre Univ. Liège Ascometal [102]
	1997	379g	C70, 100Cr6, HS6-5-2	X38CrMoV5-3	~250	EFU GmbH [103]
	2002	480g	C38, 100Cr6	X38CrMoV5-3	~50	Ascometal [104]
	2003	~250g	100Cr6, HS6-5-2	NiCu20TiAl	<30	RWTH Aachen [59]

	2003	~630g	C38, C60, C80, HS6-5-3	Si ₃ N ₄ ceramics, X38CrMoV5-1, X38CrMoV5-3,	>100	Univ. Hannovre Univ. Liège Ascometal [105, 106]
	2004	3,5kg	49MnVS3 70MnVS5	Si ₃ N ₄ ceramics, X45CrMoV5-1, Ni-base alloys	>100	Daimler [107, 108]
	2004	360g	X210CrW12, HS6-5-2, 100Cr6	TZM, X38CrMoV5-1, X45CrMoV5-3-1	>100	RWTH Aachen [53, 56]
	2004	305g	C38, C50, 100Cr6	Si ₃ N ₄ ceramics	>100	Univ. Hannovre Univ. Liège Ascometal [109, 110]
	2004	66g	X210CrW12	X38CrMoV5-1 poudre d'acier appliquée au laser r	~30	RWTH Aachen [111, 112]
	2004	Long. 315mm	X210CrW12	X38CrMoV5-1 poudre d'acier appliquée au laser	~30	RWTH Aachen [111, 112]
	2007	Long. 330mm	X210CrW12	Al ₂ O ₃		RWTH Aachen [88]

5. MODELES NUMERIQUES DU COMPORTEMENT D'UN SEMI-SOLIDE

De nombreux modèles ont été développés pour décrire le comportement des alliages métalliques à l'état semi-solide. Ils peuvent être inspirés de la mécanique des sols, des solides en suspensions, etc. La difficulté principale de la modélisation des semi-solides réside dans l'évolution constante et non linéaire de ses deux phases, liquides et solides. Des modèles de comportement, à une ou deux phases, ont été développés à l'aide d'éléments finis ou de différences finies, et implémentés dans différents codes de calcul ou logiciels [2] : Phoenix[®], Flow3D[®], Magmasoft[®], Abaqus[®], Forge3[®], Forge2005[®], Procast[®], etc. Pour améliorer les modèles existants, il faut établir un modèle qui utilise le caractère biphasé du semi-solide en tenant compte de la déformation propre de chacune des phases et leur évolution. Ce modèle doit établir des relations liant l'évolution des microstructures, le comportement de chaque phase, les interactions mécaniques entre les différents composants au comportement global matériau afin de prédire au mieux la réponse du semi-solide.

Un modèle original multiéchelle « micro-macro » a été développé pendant les thèses de Pierre CEZARD et Carole ROUFF [11, 12, 113-117] et implémenté dans Forge 2007[®] en 2D et plus récemment en 3D. Les travaux actuels ont l'ambition de récolter des informations et d'améliorer notre compréhension du comportement de l'acier mise en forme par thixoforgeage dans l'objectif de développer l'exploitation de ce dernier modèle original.

Les objectifs sont les suivants :

- apporter une contribution à la compréhension du rôle mécanique des phases liquide et solide,
- décrire le comportement non-isotherme et transitoire des semi-solides dans une large gamme de vitesses de déformation allant d'un comportement typiquement solide vers un comportement liquide à l'aide d'une seule loi,
- être utilisé facilement dans un code de calcul et en particulier sous Forge[®].

Ce modèle réside sur le principe de l'homogénéisation : un volume élémentaire de matériau homogène à l'échelle macroscopique ou milieu homogène équivalent remplace le volume élémentaire de matériau hétérogène à l'échelle microscopique [118, 119].

Cette approche micromécanique se fait en plusieurs étapes. La première est de définir un volume élémentaire représentatif (VER) remplissant une condition de « macrohomogénéité » et aussi de « microhétérogénéité », c'est-à-dire :

- suffisamment grand par rapport à la taille des hétérogénéités pour être représentatif du matériau et être statiquement équivalent d'une zone à l'autre,
- suffisamment petit par rapport aux dimensions de la structure étudiée pour pouvoir être considérée comme étant sollicitée par une contrainte homogène ou déformation homogène aux frontières.

La seconde étape est de décrire la microstructure de chacune des phases du VER, en particulier pour définir le comportement du semi-solide. Cette description permet de définir le milieu homogène équivalent (MHE) qui doit avoir le même comportement au frontière du volume élémentaire que le matériau réel et hétérogène. La troisième étape de localisation consiste à relier les champs de contraintes, de déformations et de vitesses de déformation locaux aux champs globaux. La dernière étape, de changement d'échelle ou d'homogénéisation des différentes VER, permet de lier les contraintes et vitesses de déformation macroscopiques à celle microscopique, il s'agit de la deuxième transition d'échelle.

5.1. Volume élémentaire représentatif et motif morphologique représentatif.

L'observation de la microstructure d'un semi-solide pouvant correspondre à un VER permet de montrer :

- des particules solides dont l'ensemble constitue la fraction solide f_s ,
- du liquide piégé dans des particules solides,
- du liquide libre,
- des pontages entre certaines particules solides.

Du fait de la localisation fréquente des déformations au niveau des connections solide –solide (pontage) et liquide –solide (joint) la microstructure du modèle est schématisée à l'aide de deux zones :

- une dite « active » siège des déformations, elle est constituée du liquide inter particule et des pontages solides, respectivement définie par les fractions liquide active f_L^A et solide active f_S^A .

- une dite « inclusion » qui est constituée du liquide emprisonné et des particules solides ne participant que peu aux déformations et respectivement définis par f_L^I et f_S^I .

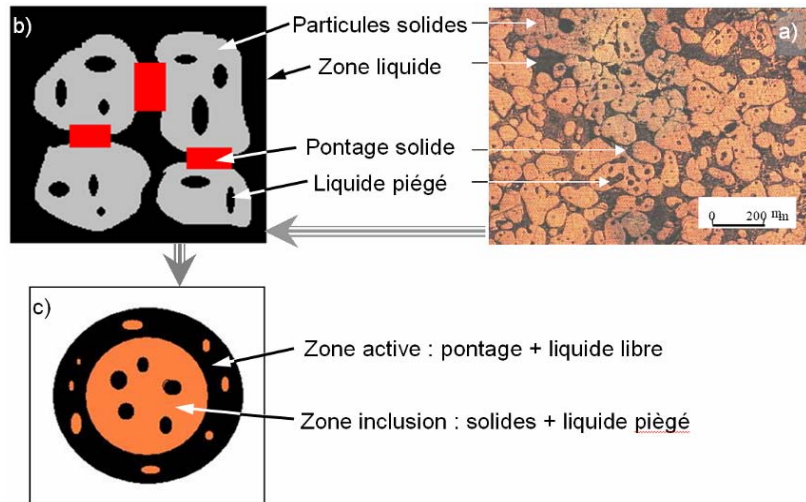


Figure 1.65 : a) VER d'un semi-solide b) Représentation schématique du VER c) motif de l'inclusion enrobée [11].

5.2. Variable interne

Pour rendre compte de l'évolution de la morphologie d'un matériau semi-solide, figure 66, lors de déformation, la fraction volumique de solide dans la zone active f_A^S est la variable interne principale.

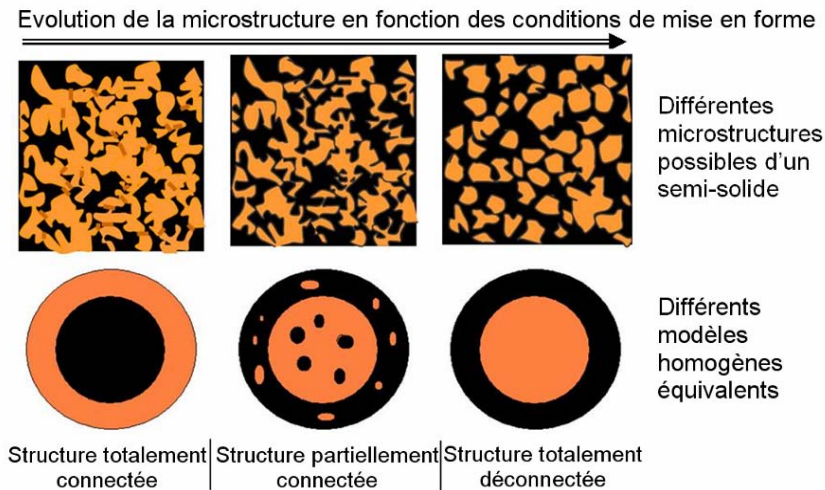


Figure 1.66 : Evolution de la microstructure et modèle homogène équivalent en fonction des conditions de mise en forme (vitesse de cisaillement).

Cette variable interne est influencée par :

- la fraction de solide globale, f^S . Plus celle-ci sera élevée, plus la probabilité d'avoir des pontages solides sera grande et donc plus f_A^S sera grande.

- La vitesse de cisaillement, $\dot{\gamma}$. Plus celle-ci sera grande, plus la probabilité de rompre des pontages solides sera grande et donc plus f_A^S sera faible.

Dans le modèle micro –macro, la loi d'évolution de la variable interne s'écrit :

$$f_A^S = \frac{f^S}{f^S + D(1 - f^S)\dot{\gamma}^n} \quad \text{uniquement valable pour } \dot{\gamma} \neq 0 \quad [4, 11, 121]$$

D et n sont des caractéristiques du matériau.

avec l'évolution de la fraction solide de la zone active

$$\dot{f}_A^S = -K_T |\dot{T}|^b \text{signe}(\dot{T}) - K_D (1 - f^S) f_A^S (\sqrt{3} \dot{\epsilon}_A^S)^n \quad [11, 57, 121]$$

- \dot{T} évolution de la température,
- $\dot{\epsilon}_A^S$ vitesse de déformation du solide dans la zone active,
- K_T constante d'agglomération,
- K_D constante de désagglomération.

5.3. Comportement local

Dans la zone active, il faut définir le comportement de la phase liquide et de la phase solide qui sont différents. Le comportement de la phase liquide est considéré comme newtonien avec une très faible viscosité :

$$\underline{\underline{S}}^L = 2\mu^L \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^L$$

Le comportement de la phase solide est considéré comme non-newtonien avec une viscosité élevée :

$$\underline{\underline{S}}^S = 2K^S \left(\sqrt{3} \frac{\dot{\epsilon}_{eq}}{\dot{\gamma}_0} \right)^{m-1} \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^S$$

Avec :

- K la consistance,
- m le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation,
- $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$ le tenseur des vitesses de déformation,
- $\underline{\underline{S}}$ le tenseur déviatorique des contraintes.

5.4. Localisation et homogénéisation

Il s'agit dans un premier temps de déterminer la viscosité de la zone de l'inclusion et de la zone active, puis de déterminer la viscosité du semi-solide. La

méthode auto-cohérente est appliquée successivement pour les étapes, comme l'illustre la figure ci-après.

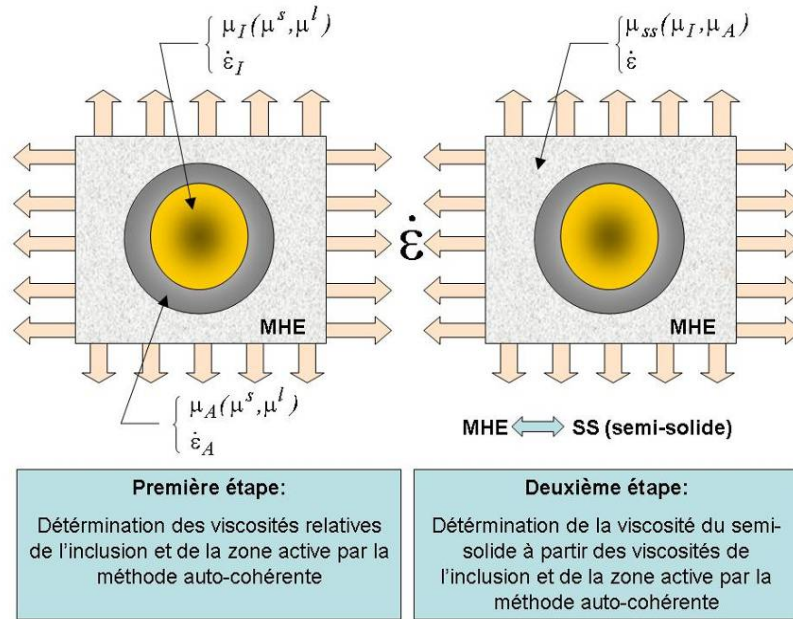


Figure 1.67 : Double transition d'échelles par méthode autocohérente [57].

5.4.1. Première transition d'échelle

La viscosité de l'inclusion est égale à [11, 121]

$$\mu^l = f_s^l \cdot \mu_s^l \cdot \frac{5 \cdot \mu^l}{3 \cdot \mu_s + 2 \cdot \mu_s^l} + (1 - f_s^l) \cdot \frac{5 \cdot \mu^l}{3 \cdot \mu_s + 2 \cdot \mu_s^l}$$

La viscosité de zone active est égale à

$$\mu^A = f_s^A \cdot \mu_s^A \cdot \frac{5 \cdot \mu^A}{3 \cdot \mu_s + 2 \cdot \mu_s^A} + (1 - f_s^A) \cdot \frac{5 \cdot \mu^A}{3 \cdot \mu_s + 2 \cdot \mu_s^A}$$

5.4.2. Seconde transition d'échelle et homogénéisation

Connaissant les viscosités de la zone active et de l'inclusion et en appliquant une deuxième fois la méthode auto-cohérente au motif morphologique de l'inclusion enrobée, la viscosité effective du matériau semi-solide peut ainsi être déterminée par l'équation suivante :

$$\mu_{ss} = f^A \cdot \mu^A T^A + f^l \cdot \mu^l T^l = \mu^A + f^l \cdot (\mu^l - \mu^A) T^l$$

L'expression du tenseur de localisation, d'après Cherkaoui [121], dans le cas d'inclusion enrobées sphériques de couche très mince et de matériau isotrope et incompressible s'écrit :

$$T_I = \frac{5 \cdot \mu_{SS}}{3 \cdot \mu_{SS} + 2 \cdot \mu_I + \left(\frac{1 - f_I}{f_I} \right) \cdot \frac{6}{5} \cdot (\mu_I - \mu_A) \left(\frac{\mu_{SS}}{\mu_A} - 1 \right)}$$

$$\text{avec } f_I = \frac{R^3}{(R + \Delta R)^3}$$

où R est le rayon des inclusions et ΔR l'épaisseur de l'enrobage.

Cette double transition d'échelle permet de déterminer la viscosité du matériau à l'état semi-solide et de définir une loi de comportement de ce dernier reliant le déviateur des contraintes au tenseur des vitesses de déformations :

$$\underline{\underline{S}} = 2 \cdot \mu_{SS} \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$$

6. CONCLUSION

Ce chapitre a permis de faire une synthèse rapide de l'état de l'art des matériaux semi-solides. L'importance des structures métallurgiques a été soulignée ainsi que la spécificité des alliages à haut point de fusion. Rapidement positionné, le modèle multiéchelle « micro-macro » a été résumé.

Cet état de l'art souligne les différences expérimentales rencontrées sur les aciers et l'analyse des écoulements, liées à.

- des températures expérimentales élevées,
- des vitesses de chauffe élevées de la matière d'oeuvre,
- des vitesses de refroidissement élevées, de la pièce.

Ces travaux de recherche ont l'ambition de contribuer à la compréhension des écoulements d'un lopin en acier semi-solide lors de sa mise en forme. Ces résultats expérimentaux seront confrontés aux simulations numériques utilisant le modèle multiéchelle « micro-macro » présenté dans ce chapitre.

7. BIBLIOGRAPHIE CHAPITRE 1

1. Jarny, S., P. Monnet, and C. Philippe. *Ecoulement de fluide thixotrope à seuil entre deux disques : rhéométrie locale et simulations numériques*. in *19ème Congrès Français de Mécanique, AUM-AFM*. 2007, 29 août -2 septembre. Grenoble.
2. Atkinson, H.V., *Modelling the semisolid processing of metallic alloys*. Progress in Materials Science, 2005. **50**(3): p. 341-412.
3. Desplanches, H. and J.-L. Chevalier, *Mélange des milieux pâteux de rhéologie complexe. Théorie*. Techniques de l'Ingénieur. **J3860**: p. 1-20.
4. Kumar, P., C.L. Martin, and S. Brown, *Shear rate thickening flow behavior of semisolid slurries*. Metallurgical transactions A, 1993. **24A**: p. 1107-1116.
5. Salvo, L., W.R. Loué, and M. Suéry, *Influence of prior solidification conditions on the structure and rheological behavior of partially remelted Al-Si alloys*. ISIJ International, 1995. **35**(6): p. 798-804.
6. Suery, M., *Mise en forme des alliages métalliques à l'état semi-solide*. Lavoisier, Hermes Sciences, 2002. **Traité MIM**.
7. Fan, Z., *Semisolid metal processing*. International Materials Reviews, 2002. **47-2**: p. 49-85.
8. Loué, W.R., *Evolution microstructurale et comportement rhéologique d'alliages Al-Si à l'état semi-solide*. 1992, INPG: Grenoble, France.
9. Loué, W.R., *Rheology of partially solidified AlSi7Mg0.3 and influence of SiC additions*. Material Science and Engineering, 1992. **A151**: p. 255-262.
10. Joly, P.A. and R. Mehrabian, *The rheology of a partially solid alloy*. Journal of Materials Science, 1976. **11**: p. 1393-1418.
11. Rouff, C., *Contribution à la caractérisation et à la modélisation du comportement d'un acier à l'état semi-solide. Application au thixoforgeage*. 2003, ENSAM: Metz.
12. Rouff, C., et al., *Characterization of semi-solid materials*, in *Euromat 2000*, D. Miannay, et al., Editors. 2000, Elsevier: Oxford, UK. p. 523-527.
13. Rouff, C., et al., *Mechanical behaviour of semi-solid materials*, in *6th Semi-solid Processing of alloys and composites*, G. Chiarmetta and M. Rosso, Editors. 2000, Edimet: Bresmia, Italy. p. 405 - 410.

14. Suery, M., *Mise en forme à l'état semi-solide : rhéoformage et thixoformage*. Techniques de l'Ingénieur. **M612**: p. 1-13.
15. Metz, A. and M.C. Flemings, *Hot tearing in cast metals*. Trans. Amer. Foundrymen's Society, 1969. **77**: p. 329-334.
16. Nguyen, T.G., *Modélisation du comportement rhéologique d'alliages à l'état semi-solide*. 1991, INPG: Grenoble, France.
17. Ito, Y., M.C. Flemings, and J.A. Cornie, *Rheological behavior and microstructure of Al-6,5wt%Si alloy*. Nature and properties of semi-solid materials, Metal and Materials society, Warrendale, 1991: p. 3-17.
18. Flemings, M.C., R.G. Riek, and K.P. Young, *Rheocasting*. Material Science and Engineering, 1976. **25**: p. 103-117.
19. Modigell, M. and J. Koke, *Time-dependent rheological properties of semi-solid metal alloys*. Mechanics Time-Dependent Materials, 1999. **3**(Dordrecht, Netherlands): p. 15-30.
20. Quaak, C.J., *Rheology of partially solidified aluminium alloys and composites*. 1996, Technische Universiteit Delft: Delft Holland.
21. Kirkwood, D.H., *Semisolid processing of high melting point alloys*. Proceedinds of the 4th International Conference on Semi-solid Processing of alloys and composites, Sheffield, England, 1996: p. 320-325.
22. Koke, J. and M. Modigell, *Flow behaviour of semi-solid metal alloys*. Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, 2003. **112**(2-3): p. 141-160.
23. Flemings, M.C., *Behaviour of metal alloys in the semisolid state*. Metallurgical Transactions A, 1991. **22A**: p. 957-981.
24. Bergsma, S.C., et al., *Semi-solid thermal transformations of Al-Si alloys and the resulting mechanical properties*. Material Science and Engineering, 1997. **A237**: p. 24-34.
25. Wang, J.L., Y.H. Su, and C.Y.A. Tsao, *Structural evolution of conventional cast dendritic and spray-cast non-dendritic structures during isothermal holding in the semi-solid state*. Scripta Material, 1997. **37-12**: p. 2003-2007.
26. Liu, T.Y., et al., *Response of semi-solid Sn-15 pct Pb to rapid shear-rate changes*. Met. and Mat. Trans., 2003. **34A**: p. 409-417.

27. Seo, P.K., D.U. Kim, and C.G. Kang, *The characteristics of grain size controlled microstructure and mechanical properties of Al-Si alloy by thixocasting and rheocasting*. Mat. Proc.Tech., 2005. **162-163**: p. 570-578.
28. Zoqui, E.J., M. Paes, and M.H. Robert, *Effect of macrostructure and microstructure on the viscosity of the A356 alloy in the semi-solid state*. Mat. Proc.Tech., 2004. **153-154**: p. 300-306.
29. Paes, M. and E.J. Zoqui, *Semi-solid behavior of new AL-Si-Mg alloys for thixoforming*. Material Science and Engineering, 2005. **A406**(1-2): p. 63-73.
30. Turng, L.S. and K.K. Wang, *Rheological behavior and modelling of semi-solid Sn-15%Pb alloy*. J. Material Sciences, 1991.
31. Kattamis, T.Z. and T.J. Picconne, *Rheology of semi-solid Al-4,5%Cu-1,5%Mg Alloy*. Material Science and Engineering, 1991. **A391**: p. 262-272.
32. Mac Lelland, A.R.A., et al., *Anomalous rheological behavior of semi-solid alloy slurries at low shear rates*. Material Science and Engineering, 1997. **A232**: p. 110-118.
33. Ito, Y., M.C. Flemings, and J.A. Cornie, *Rheological behavior and microstructure of Al-6,5wt% Si alloy*. Nature and properties of semi-solid materials, Metal and Materials society, Warrendale, 1992: p. 3-18.
34. Spencer, D.B., R. Mehrabian, and M.C. Flemings, *Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range*. Metallurgical Transactions, 1972. **3**: p. 1925-1932.
35. Secondé, J.F., *Microstructure et rhéologie des alliages Sn-Pb semi-solides*. 1984, Institut National Polytechnique de Grenoble: France.
36. Secondé, J.F. and M. Suéry, *Effect of solidification conditions on deformation behaviour of semi-solid Sn-Pb alloys*. Journal of Materials Science, 1984. **19**: p. 3995-4006.
37. Kirkwood, D.H., *Semisolid metal processing*. International Materials Reviews, 1994. **39**: p. 173-189.
39. Bigot, R., V. Favier, and C. Rouff, *Characterization of semi-solid material mechanical behavior by indentation test*. Journal of Materials Processing Technology, 2005. **160**: p. 43-53.
40. Seo, P.K. and C.G. Kang, *The effect of raw material fabrication process on microstructural characteristics in reheating process for semi-solid forming*. Mat. Proc.Tech., 2005. **162-163**: p. 402-409.

41. Zoqui, E.J., *Morphological analysis of SSM Al-4,5wt.%Cu measured by rheocast quality index*. Mat. Proc.Tech., 2003. **143-144**: p. 195-201.
42. Zoqui, E.J., et al., *Morphological evolution SSM A356 during partial remelting*. Material Science and Engineering, 2002. **A325**: p. 38-53.
43. Verrier, S., et al., *3D Characterisation by x-ray tomography of semi-solid aluminium alloys*. 2000, International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites: Turin (Italy). p. 771-776.
44. Salvo, I., et al., *Microstructural evolution and rheological behaviour in the semi-solid state of a new Al-Si based alloy*. Proceedinds of the 4th International Conference on Semi-solid Processing of alloys and composites, Sheffield, England, 1996: p. 10-15.
45. Yurko, J.A. and M.C. Flemings. *A novel compression technique for examining semisolid alloys*. in *Merton C. Flemings Symposium on Solidification and Materials Processing*. 2001. Warrendale, Etas-Unis.
46. Yurko, J.A., *Fluid flow behavior of semi-solid aluminum at high shear rates*. 2001, Massachusetts Institute of Technologie: Cambridge.
47. Lovato, G., M. Crocenzo, and M. Bobadilla, *Caractérisation de l'acier à l'état semi-solide : essais d'indentation, modélisation et détermination par méthode inverse*. Rapport interne IRSID, 1997.
48. Bigot, R. and V. Favier. *Identification des paramètres rhéologiques par essais d'indentation*. in *14ème Congrès Français de Mécanique, AUM-AFM, Toulouse, 30 août - 3 septembre*. 1999.
49. Sannes, S., et al. *Yield point behaviour of Semi-Solid Mg Alloys*. in *3th Int. Conf. Semi-Solid Processing of Aloys and Composites*. 1994. Tokyo, Japan.
50. Valette-Brives, E., *Mise en forme d'aciers à l'état semi-solide : étude expérimentale et modélisation*. 1992, Ecole Nationale Supérieure de Mines de Paris / Ecole Nationale Supérieure de Mines de Saint-Etienne: France.
51. Kapranos, P., et al., *Induction heating and partial melting of high melting point thixoformable alloys*. Proceeding of the 4th international conference on semi-solid processing of alloys and composites, Sheffield, 1996: p. 148-152.
52. Kopp, R., et al., *Forming and joining of commercial steel grades in the semi-solid state*. Journal of Materials Processing Technology, 2002. **130-131**: p. 562-568.
53. Shimahara, H. and R. Kopp. *Investigations of basic data for the semi-solid forging of steels*. in *Proceedings of the 8th International Conference on Semi-*

- solid Processing of alloys and composites, Colorado, USA. 2004, september. Limassol, Chypre.*
54. Lecomte-Beckers, J., et al. *Study of liquid fraction evolution of semi-solid steels for thixoforming.* in *Esaform*. 2005. Cluj Napoca, Roumanie.
 55. Meuser, H. 2003, RWTH Aachen University: Aachen, Germany.
 56. Puttgen, W., et al., *Thixoforming of steels - A status report.* *Advanced Engineering Materials*, 2007. **9**(4): p. 231-245.
 57. Cezard, P., *Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : analyse expérimentale et numérique.*, Thesis in ENSAM Metz. 2006.
 58. Fischer, D., *Entwicklung eines vollautomatisierten Produktionsprozesses für die Herstellung von Stahlbauteilen durch Thixoschmieden.* IFUM Leibniz Universität Hannover ed. 2008, Hannover.
 59. Puttgen, W., et al., *Thixoforged damper brackets made of the steel grades HS6-5-3 and 100Cr6.* *Advanced Engineering Materials*, 2005. **7**(8): p. 726-735.
 60. Kuthe, F., C. Afrath, and Buhrig-Polaczek, *Steels with different carbon content for high pressure die casting in semisolid state.* *Solid State Phenomena*, 2006. **116-117**: p. 708-711.
 61. Fraipont, C. and J. Lecomte-Beckers. *Determination of the Influence of Alloying Elements on Solidification Parameters Used for the Study of the Thixoformability of a Chromium Steel.* in *10th int. conf. on material forming ESAFORM*. 2007. Zaragoza, Spain: American Institute of Physics (AIP).
 62. Fraipont, C. and J. Lecomte-Beckers. *Influence of Alloying Elements on the Thixoformability of a Chromium Steel.* 2008. 11th Int. Conf. On material forming ESAFORM.
 63. Choné, J., J.-L. Jacquot, and G. Lesoult, *Coulée continue de l'acier - Aspects métallurgiques*, in *Techniques de l'ingénieur*.
 64. Kapranos, P., D.H. Kirkwood, and C.M. Sellars, *Semi-solid processing of tool steel.* *Journal De Physique*, 1993. **3**(7 pt 2): p. 835-840.
 65. Kenney, M.P., *Semi-solid metal casting and forging*, in *Metals handbook*, A. International, Editor. 1988: Etat-Unis. p. 327-338.

66. Graft, T. and R. Jurgens, *Sichere Prozesssteuerun beim Thixoforming*. Gisserei, 1999. **1**: p. 84-87.
67. Kaneuchi, T., et al. in *Int. Conf. on Advanced Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. 2002. Tsukuba, Japan: National Institute of Advanced Industrial Science and Technology and the Japan Society for Technology of Plasticity.
68. Manfré, G., R. Moschini, and J. Mironi, *Process for the preparation of a mixture comprising a solid phase of a metal alloy, and device for its performance*. 1982: US.
69. Antona, P.L. and R. Moschini, *New foundry process for production of light metals in the semi-liquid, doughy state*. Metall. Sci. Tech., 1987. **4**: p. 49-59.
70. Moschini, R., *A continuous semi-liquid casting process and furnace for performing the process*. 1990: European patent Application.
71. Abis, S. *Industrial production of semi-solid aluminium alloys billets by passive stirring (PS)*. in *2nd int. conf. Semi-solid Processing of Alloys and Composites*. 1992. Cambridge.
72. Kapranos, P., D.H. Kirkwood, and C.M. Sellars, *Semi-solid processing of aluminum and high melting point alloys*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 1993. **207**(B1): p. 1-8.
73. Decker, R.F., *Solid base for new technology*. Foundry Trade Journal, 1990. **7**: p. 634-635.
74. Decker, R.F., et al., *Magnesium semi-solid metal forming*. Advanced Materials and Processes, 1996(2): p. 41-42.
75. Becker, E., et al., *Steel thixoforging: heat exchange impact on the mechanical and metallurgical features of thixoforged samples*. journal Solid State Phenomena, 2008. **141-143**.
76. Shibata, R., et al., *New semi-liquid metal casting process*. Proceeding of the 4th international conference on semi-solid processing of alloys and composites, Sheffield, 1996: p. 296-300.
77. Shibata, R., et al. *Formation of spherical solid phase in die casting shot sleeve without any agitation*. in *5th int. conf. on semi-sold processing of alloys and composites*. 1998. Golden, United States.
78. UBE, I.L., *Method and apparatus of shaping semisolid metals*. 1996, European patent: Japan.

79. Eisen, P. and K. Young. *Diecasting system for semiliquid and semisolid metalcasting - applications*. in *6th int. conf on semi-solid processing of alloys and composites*. 2000. Turin, Italy.
80. Kaufmann, H., H. Wabusseg, and P.J. Uggowitzer, *Metallurgische und verfahrenstechnische Aspekte des NRC semi-solid Giesstechnologie*, in *Aluminium*. 2000. p. 70-75.
81. Atkinson, H.V. *Current status of semi-solid processing of metallic materials*. in *10th int. conf. on material forming ESAFORM*. 2007. Zaragosa, Spain.
82. Ramadan, M., M. Takita, and H. Nomura, *Effect of semi-solid processing on solidification microstructure and mechanical properties of gray cast iron*. *Materials science and engineering*, 2006. **A417**: p. 166-173.
83. Peng, H. and W.M. HSU. *Development on rheomolding of magnesium parts*. in *6th Int. conf. on semi-solid processing of alloys and composites*. 2000. Turin, Italy.
84. Ji, S., M. Qian, and Z. Fan, *Met. and Mat. Trans.*, 2006. **37A**: p. 779-787.
85. Ji, S., Z. Fan, and M.J. Bevis, *Materials science and engineering*, 2001. **A299**: p. 210-217.
86. *Sonderforschungsbereich 289 (SFB289) - Thixoforming - Abschlusskolloquium*. 2007, RWTH University Aachen: Aachen, Germany.
87. Steinhoff, K., et al. *A new integrated production concept for semi-solid processing of high quality Al-products*. in *6th Int. conf. semi-solid processing of alloys and composites*. 2000. Turin, Italy.
88. Knauf, F., et al. *Influence of tool geometry, tool coating and process parameters in thixoextrusion of steel*. in *10th int. conf. on material forming Esaform*. 2007. Zaragosa, Spain: American Institute of Physics.
89. Kopp, R. and Al. *Thixoextrusion of aluminium wrought alloys*. in *5th int. conf. on semi-solid processing of alloys and composites*. 1998. Golden, United States.
90. Wahlen, A. and U. Feurer. *Thixoforming - ein neues Near-Net-Shape Umformverfahren*. in *5th colloque "Mit Wissenmanagement zur Umformtechnischen Innovation"*. 1997.
91. Laplante, S., et al. *Extrusion of thixocast Semi-solid A356-15Si Cp cylindrical sections*. in *4th int. conf. on semi-solid processing of alloys and composites*. 1996. University of Sheffield, U.K.

92. Kiuchi, M. and R. Kopp, *Mushy / Semi-Solid Metal Forming Technology – Present and Future*. Annals of the CIRP, 2002. **51**: p. 1-18.
93. Hirt, G., et al. *Thixo- und Rheoschmieden (Stahl / Aluminium)*. in *Abschlusskolloquium des Sonderforschungsbereiches SFB 289 "Formgebung metallischer Werkstoffe im teilerstarrten Zustand und deren Eigenschaften"*. 2007. Aachen, Germany.
94. Pasternak, L., et al. *Semi-solid production processing of magnesium alloys by thixomolding*. in *2nd int. conf. on semi-solid processing of alloys and composites*. 1992. Cambridge MA, United States.
95. Walukas, D., et al. *Thixomolding - technologie opportunities and practical uses*. in *6th int. conf. on semi-solid processing of alloys and composites*. 2000. Turin, Italy.
96. Young, K.P. *Semi-solid metal forming alloys and composites*. in *Symposium on the Nature and Properties of Semi-solid materials*. 1992. San Diego, United States.
97. Kapranos, P., et al., *Near net shaping by semi-solid metal processing*. Materials and Design, 2000. **21**: p. 387-394.
98. Berviller, L., *Conception et fabrication intégrées de pièces Net Shape. Application aux différentiels forgés*, in *ENSAM Metz*. 2005, ENSAM: Metz.
99. Cezard, P. and T. Sourmail, *Thixoforming of Steel : a state of the art from an industrial point of view*. Journal Solid State Phenomena, 2008. **141-143**.
100. Midson, S.P., et al. *Semi-solid forming high temperature alloys, Proc. of the 2nd Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. in *Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. 1992.
101. Kiuchi, M., S. Sugiyama, and M. Arai, *Experimental study on mushy metal forming*. Journal of JSTP, 1996. **37**: p. 1219-1224.
102. Rassili, A., et al. *Improvement of materials and tools for thixoforming of steels*. in *8th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. 2004. Cyprus.
103. Nohm, B., U. Morjan, and D. Hartmann. *Thixoforming of steel*. in *Semi-solid processing of alloys and composites*. 2000. Turin, Italy.
104. Robelet, M., *Method of manufacture of a piston for an internal combustion engine, and piston thus obtained*, EP1443200 (A1) - US2004129243: France.

105. Behrens, A., et al. *Investigations on steel grades and tool materials for thixoforging*. in *8th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. 2004. Cyprus.
106. Behrens, A., B. Haller, and D. Fischer, *Thixoforming/semi-solid forming : Thixoforging of steel using ceramic tool materials*. *Steel Research*, 2004. **75**(8/9): p. 561.
107. Fuller, K.H., et al., *Final technical report of BMBF-Project N°03N 5024*. 2005.
108. Beyer, C.J., *Entwicklung prozessoptimierter Werkzeugtechnologien anhand eines seriennahen Zielbauteiles beim Thixoschmieden von Stahl*. 2006, RWTH Aachen University: Aachen, Germany. p. 134.
109. Behrens, B.A., et al. *Introduction of a full automated process for the production of automotive steel parts*. in *International conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. 2004. Limasol, Chypre.
110. Behrens, A., et al., *Series Production of Thixofomed Steel Parts*. *Solid State Phenomena*, 2006. **116-117**: p. 686-689.
111. Bramann, H. 2005, RWTH Aachen University: Aachen, Germany.
112. Bramann, H., et al., *Casting of a cold work steel alloy in semi-solid state*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004. **155-156**(1-3): p. 1357-1364.
113. Favier, V., et al. *Mise en forme des matériaux semi-solides*. in *Mécamat*. 2002, 21-25 janvier. Aussois.
114. Favier, V., et al., *Micro-macro modelling of the isothermal steady-state behaviour of semi-solids*. *International Journal of Forming Processes*, 2004. **7**: p. 177-194.
115. Favier, V., et al. *Mise en forme des matériaux semi-solides, Modélisation micro-macro du comportement isotherme et stationnaire des matériaux semi-solides*. in *Matériaux 2002*. 2002, 21-25 octobre. Tours.
116. Rouff, C., et al., *Micro-macro modelling of the steady-state semi-solid behaviour*, in *5th international Conference on Material Forming, Esaform*, M. Pietrzyk, Z. Mitura, and J. Kaczmar, Editors. 2002, Akapit: Krakow, Poland. p. 679-682.
117. Rouff, C., et al. *Micro-macro modeling of the isothermal steady-state semi-solid behavior*. in *7th Semi-solid Processing of alloys and composites*. 2002, September 24-28. Tsukuba, Japon.

118. Berveiller, M. and A. Zaoui, *Modélisation de la formation plastique des polycristaux*, ed. T.d. l'ingénieur. Vol. M48.
119. Berveiller, M. and A. Zaoui, *Modélisation du comportement des solides microhétérogènes*. G'sell C., HaudinJ.M. Institut National Polytechnique de Lorraine ed. Introduction à la mécanique des polymères. 1995. 225-249.
120. Kumar, P., C.L. Martin, and S. Brown, *Constitutive modeling and characterization of flow behaviour of semi-solid metal alloy slurries _ II : structural evolution under shear deformation*. Acta Metall. Mater., 1994. **42**(11): p. 3603-3614.
121. Cherkaoui, M., H. Sabar, and M. Berveiller, *Micromechanical approach of the coated inclusion problem and applications to composite materials*. J. of Eng. Mat. and Tech., 1994. **116**: p. 274-278.

CHAPITRE 2 : MISE EN PLACE DES MOYENS EXPERIMENTAUX

La mise en forme des alliages à haut point de fusion est rendue difficile non seulement par la température du lopin à atteindre, avec une fenêtre de précision réduite, mais aussi l'environnement thermique de l'opération de mise en forme. Ce chapitre présente les matériaux étudiés, les moyens techniques, les dispositifs expérimentaux spécifiquement et les moyens d'analyse et d'observations utilisés durant ces travaux.

Lors de ces travaux et dans un souci de représentativité industrielle, le chauffage par induction des lopins est retenu. Deux essais expérimentaux ont été mis en place afin d'étudier les comportements mécaniques et thermiques durant la mise en forme par thixoforgeage d'un acier.

1. MATERIAUX ETUDIES

L'acier possède de nombreuses qualités par rapport aux autres matériaux. Il a des caractéristiques mécaniques élevées et il peut être facilement mis en œuvre avec un nombre considérable de procédés et sous différentes formes. Cette capacité d'utilisation variée en fait un candidat hors norme au développement et à l'innovation technologique même là où il n'est pas attendu, comme sa capacité de recyclage. Tout le potentiel de pièces légères en acier n'est pas encore utilisé mais le développement innovant des procédés de mise en forme à l'état semi-solide permet d'envisager des pièces plus fines (parois) et globalement plus légères pour des caractéristiques mécaniques élevées. Les nouvelles possibilités qu'offre le thixoforgeage dans la mise en forme entraînera à terme un nouveau mode de conception [1]. De plus l'acier a un prix attractif par rapport à de nombreux alliages.

Le lopin est caractérisé par deux paramètres majeurs : sa géométrie et sa nuance. La hauteur du lopin ne peut pas être trop importante afin d'éviter un effondrement sous son poids propre. Ce dernier dépend bien sûr de la consistance du matériau, donc de sa fraction liquide. Le choix de la nuance d'un acier pour sa mise en forme semi-solide est essentiel. Afin d'augmenter la fenêtre de température de thixoforgeabilité, il faut choisir un acier dont le point de fusion est le moins élevé possible et dont la plage de température entre solidification et fusion est la plus grande possible. Ainsi il est possible d'obtenir une fraction liquide peu sensible à une

variation de température au sein du lopin. Des analyses calorimétriques différentielles, Differential Scanning Calorimetry, permettent d'apprécier ces deux aspects. Des nuances d'aciers peuvent être développées non seulement par rapport à la thixoforgeabilité [2, 3] mais aussi en lien avec le cahier des charges des produits [4].

Il est important de souligner que les analyses DSC sont effectuées à des vitesses de chauffage plus faibles (20 °C/min) que les vitesses de chauffage par induction mises en œuvre classiquement en thixoforgeage (100 °C/min à 900 °C/min). Ainsi, la cinétique de solidification et de fusion est affectée et rend difficile toute corrélation exacte entre la température et la fraction liquide. Ainsi, dans la suite de cette thèse, compte tenu des difficultés actuelles de détermination de la fraction liquide, uniquement la température de chauffage du lopin et sa nuance sont indiquées. Le lecteur pourra rapidement s'apercevoir que la mise en forme est effectuée à une fraction de liquide inférieure à 20%, selon les courbes DSC. Dans le cadre de ces travaux, seuls sont présentés les essais sur des aciers de nuance C38 et 100Cr6, qui ont une fenêtre de thixoforgeabilité réduite. Les lopins ont un diamètre de 30 mm et une hauteur de 45 mm et sont extraits d'une barre extrudée.

1.1. Caractéristiques de l'acier non allié C38

L'acier non allié C38 est un acier dit de « construction », il est utilisé dans de nombreuses constructions mécaniques courantes.

C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ni	Cr	Cu
0,418	0,751	0,010	0,021	0,198	0,021	0,065	0,077	0,144	0,133

Tableau II.1 : Composition chimique de l'acier C38 en pourcentage massique.

1.1.1. Evaluation de la fraction liquide de l'acier C38 à l'état semi-solide

Sur le diagramme d'équilibre, l'acier C38 est situé dans une zone relativement complexe du point de vue des changements de phase en fonction des températures, voir la figure 1 ci-après.

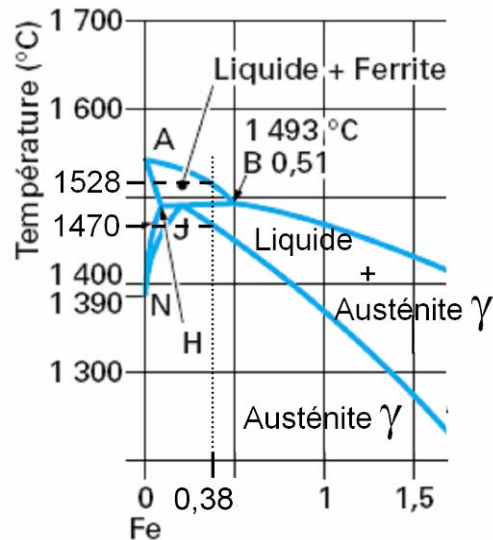


Figure II.1: Diagramme fer-carbone partiel (obtenu avec une vitesse de chauffage très lente de l'ordre de $2^\circ\text{K}/\text{min}$), positionnement du C38 avec les températures de début et de fin de fusion [5].

Les températures de solidification et de fusion de l'acier C38, placées sur le diagramme précédent, ont été déterminées par l'analyse DSC à une vitesse de chauffage lente. Cependant pour des vitesses plus rapide de $20\text{K}/\text{min}$, on obtient un écart de température plus élevé mais ne correspondant toujours pas à une vitesse industrielle au moins dix fois à cinquante fois plus élevée.

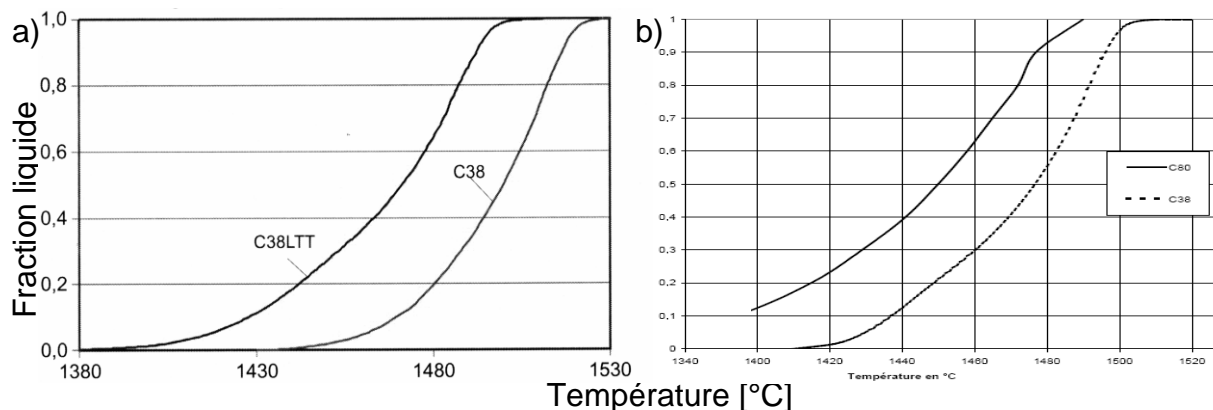


Figure II.2: Deux évaluations proches mais différentes de la fraction liquide en fonction de la température d'un acier C38, obtenue par DSC à une vitesse de chauffage de $20\text{K}/\text{min}$ a) [6, 7] b) [8].

Les figures 2 illustrent la difficulté de donner une valeur exacte de la fraction liquide pour une température. Le départ de fusion peut s'effectuer de 1410°C à 1430°C et la fin de fusion est située de 1510°C à 1520°C .

Dans la suite du document pour éviter toute ambiguïté, seules sont données les températures de chauffe et non pas les fractions liquides correspondantes.

1.1.2. Caractéristiques mécaniques et thermiques de l'acier C38

Limite d'élasticité conventionnelle	Résistance à la rupture	Module d'Young	Allongement	Dureté Vickers	Chaleur spécifique	Conductivité thermique	Coefficient de dilatation
$R_{p0,2}$ [Mpa]	R_m [Mpa]	E [Gpa]	A%	HV [daN/mm ²]	C_p [J/kg.°K]	λ [W/m.°K]	μ [μm/m.°K]
440-490	600-800	200	18-19	~170	~440	~47	12

Tableau II.2 : Caractéristiques mécaniques et thermiques de l'acier C38.

1.2. Caractéristiques de l'acier spécial 100Cr6

L'acier hyper-eutectoïde 100Cr6 auto-tempant est souvent utilisé pour fabriquer des roulements. Le choix de l'étude de cette nuance, historique, est de vérifier si elle est aisément thixoforgeable ce qui représenterait des gains de productivité pour les fabricants de guidage.

C	Mn	P	Mo	Si	Ni	Cr	Cu
0,957	0,335	≤0,030	0,046	0,274	0,155	1,409	0,187

Tableau II.3 : Composition chimique de l'acier 100Cr6 utilisé en pourcentage massique.

1.2.1. Evaluation de la fraction liquide de l'acier 100Cr6 à l'état semi-solide

L'acier 100Cr6 a un pourcentage de carbone plus élevé que l'acier C38, donc la température de départ de fusion est plus basse. Le pourcentage de chrome élevé de 1,5% permet également d'augmenter l'écart de température entre le point de solidification et le point de fusion.

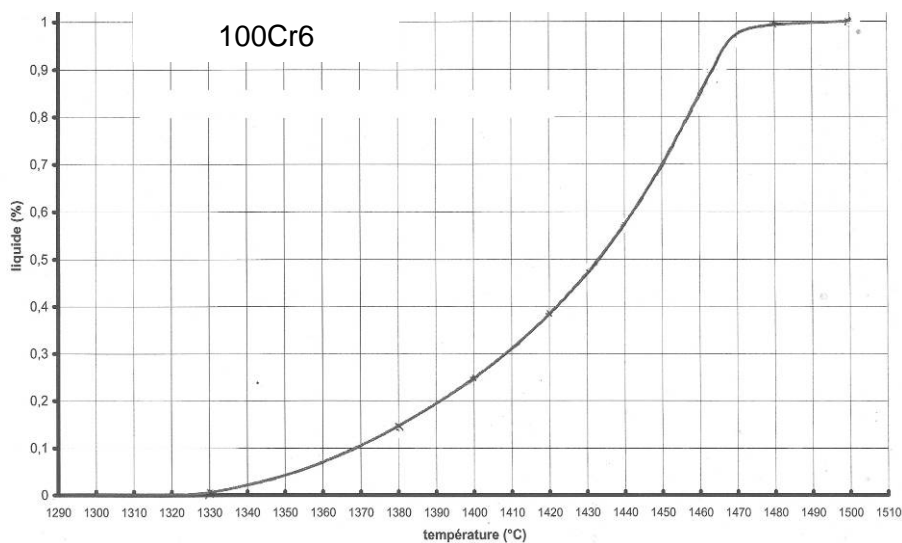


Figure II.3: Evaluation la fraction liquide en fonction de la température d'un acier 100Cr6, obtenue par DSC à une vitesse de chauffage de 20K/min (CREAS).

1.2.2. Caractéristiques mécaniques et thermiques de l'acier 100Cr6

Limite d'élasticité conventionnelle	Résistance à la rupture	Module d'young	Allongement	Dureté Vickers	Chaleur spécifique	Conductivité thermique	Coefficient de dilatation
R _{p0,2} [Mpa]	R _m [Mpa]	E [Gpa]	A%	HV [daN/mm ²]	C _p [J/kg.°K]	λ [W/m.°K]	[μm/m.°K]
410-470	700-880	210	13-27	~230	~480	~45	12

Tableau II.4 : Caractéristiques mécaniques et thermiques de l'acier 100C6.

2. CHAUFFAGE DES LOPINS

Le procédé de chauffage est essentiel à l'obtention d'un matériau semi-solide. Le choix de celui-ci doit répondre à de nombreux critères et sa mise au point doit être rigoureuse car les températures visées dans le cas des aciers sont élevées dans une fenêtre étroite.

2.1. Système de chauffage

Le système de chauffage utilisé doit pouvoir élever très rapidement la température d'un lopin, c'est l'un des critères essentiels pour permettre l'industrialisation du thixoforgeage des aciers. Le mode de chauffage est important pour les caractéristiques d'un semi-solide (chapitre 1). Il doit permettre :

- d'avoir une grande rapidité de chauffe, de 500°K/min à 1000°K/min,
- d'obtenir une température élevée, jusqu'à 1450°C, même pour différentes nuances d'acier et pour des lopins de tailles importantes,
- d'avoir une bonne précision (température précise et uniforme dans le volume),
- d'avoir une bonne répétabilité du cycle de chauffe,
- de limiter la formation de calamine.

Le choix s'est porté sur un système de chauffage par induction [9, 10]. Son principal avantage réside dans la rapidité du chauffage, qui permet d'atteindre en quelques minutes la température visée. Ce système de chauffe est le plus répétable possible, dans la mesure où l'opérateur est capable d'établir un cycle fiable et d'obtenir une bonne répétabilité dans le placement du lopin au centre de l'inducteur. Cependant le chauffage par induction ne donne pas une température

homogène au sein d'un lopin et il faut faire attention au problème de décarburation des aciers.

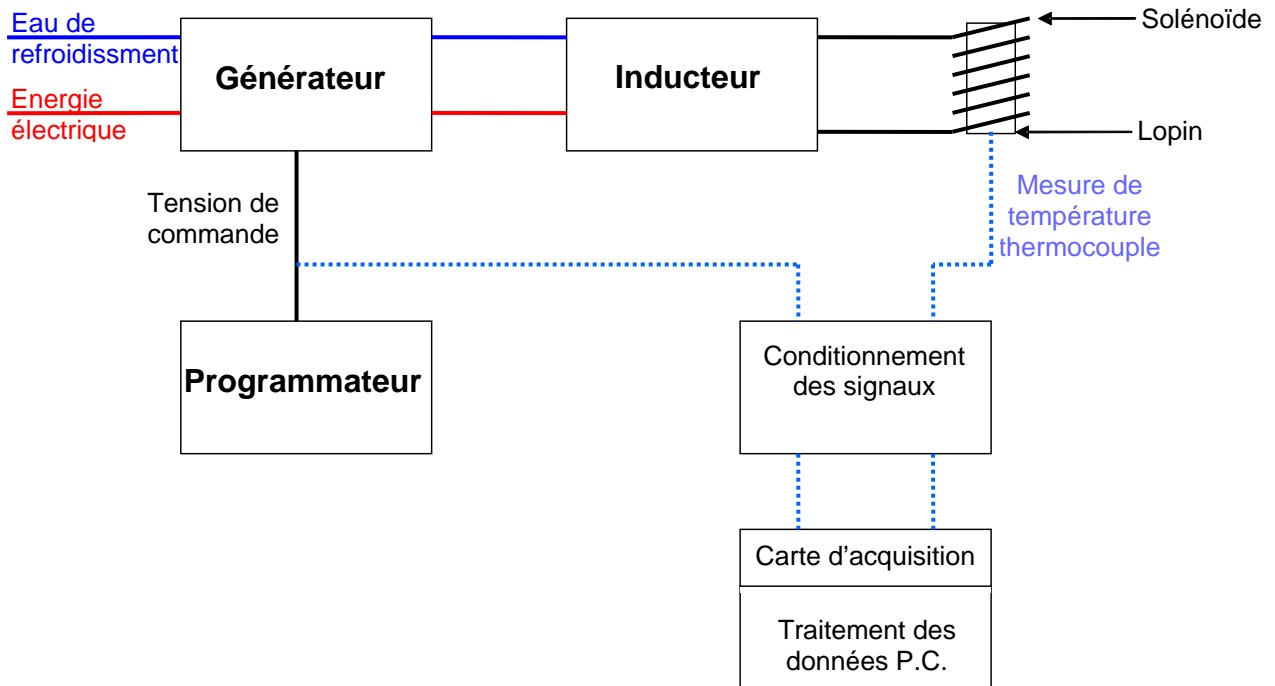


Figure II.4: Schéma général de l'installation de chauffage par induction et de la chaîne de réglage de l'inducteur.

2.1.1. Chauffage inductif de liège

Le générateur de l'université de Liège est de marque SAET S.p.A. (Italie). Le générateur peut fournir une puissance maximale de 150 kW. Le fonctionnement utilisé pour les essais est le mode « programmation ». Le cycle de chauffe a été programmé et ajusté en fonction des résultats de mise en forme.

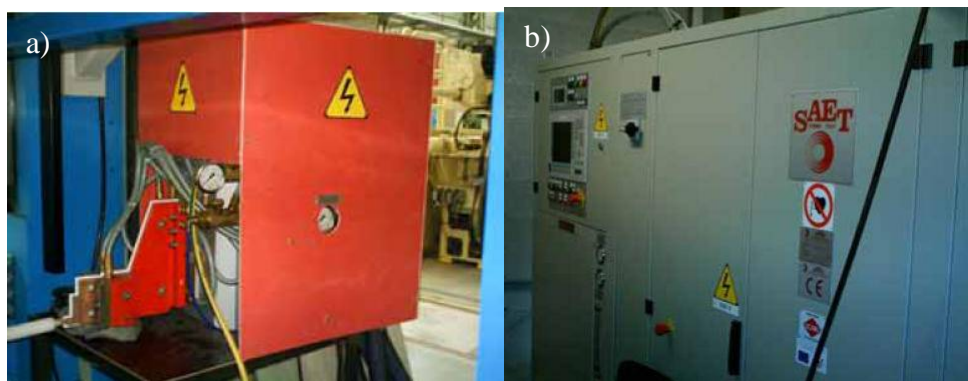


Figure II.5: Chauffage inductif SAET de l'université de Liège a) transformateur b) générateur.

Dans le cadre des essais de filage direct, il faut rechercher le cycle de chauffage qui permet d'atteindre les températures visées, pour des lopins de diamètre 30

mm et de hauteur 45 mm et de nuance C38 ou 100C6. Ce cycle de chauffage doit également être ajusté aux conditions de mise en forme.

Caractéristique technique SAET INDUSTTRANS 1GLF	
Puissance en sortie de générateur	150 kW
Fréquence de fonctionnement accessible	3 à 10 kHz
Fréquence de travail	8 à 10 kHz
Cos φ nominal	0,9
Puissance maximale entrante	182 kVA
Type de convertisseur	Transistor IGBT

Tableau II.5 : Caractéristiques techniques du chauffage SAET de l'Université de Liège.

2.1.2. Chauffage inductif de l'ENSAM Metz

Le générateur, de marque CELES (France) modèle 4HAH, peut fournir une puissance de 25kW pour une fréquence comprise entre 10kHz et 30 kHz.

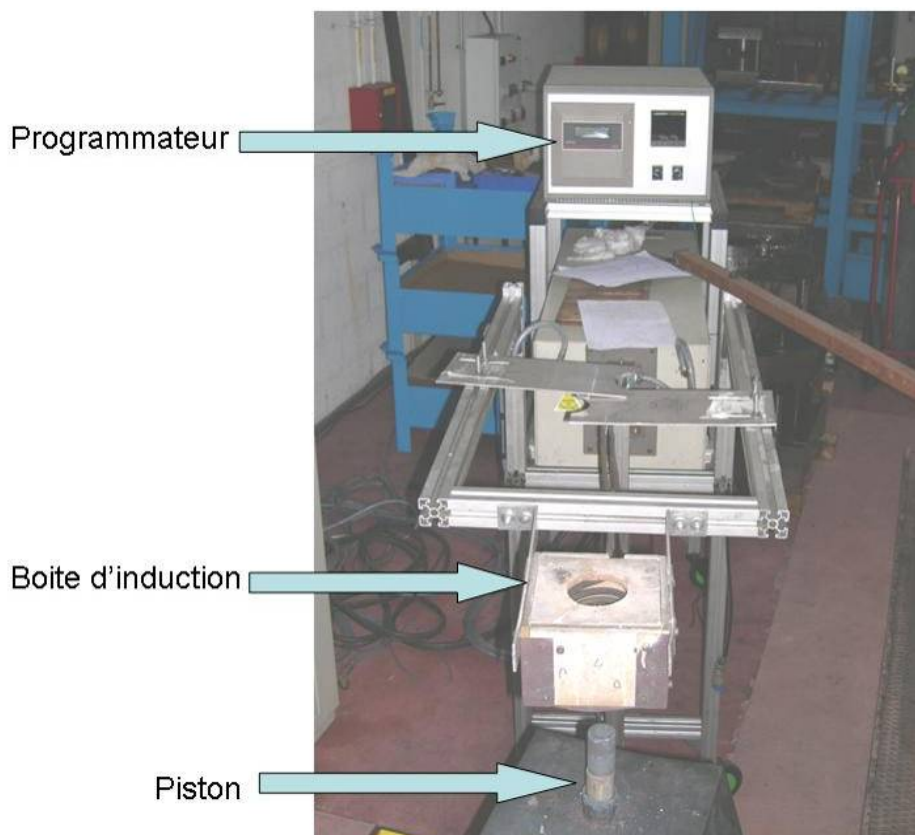


Figure II.6: Transformateur, solénoïde et programmeur du chauffage CELES de L'ENSAM.

Le chauffage par induction est contrôlé à l'aide d'un régulateur que l'on peut utiliser suivant deux configurations:

- **Programmation** : pilotage de la puissance délivrée par le générateur en imposant une tension de commande programmée manuellement. Par exemple, une tension imposée de 5V correspond à 100% de la puissance du générateur.
- **Régulation** : on fixe une consigne à atteindre au niveau de la température de l'éprouvette puis l'inducteur fonctionne en boucle fermée sur la mesure de température, généralement fournie par un pyromètre.

Dans le cadre des essais de compression, il faut rechercher le cycle de chauffage qui permet d'atteindre les températures visées, pour des lopins de diamètre 28 mm et de hauteur 45mm et de nuance C40. Cette programmation constitue un élément important en ce qui concerne la répétabilité des essais.

Caractéristique technique CELES type GMF25AP	
Puissance en sortie de générateur	25 kW
Fréquence de fonctionne accessible	10 – 30 kHz
Courant sortie	36A
Cos φ nominal	0,9
Refroidissement	Eau (70 L/min, perdue)

Tableau II.6 : Caractéristiques techniques du chauffage CELES de l'ENSAM de Metz.

2.2. Inducteurs

Deux inducteurs de dimensions différentes ont été utilisés pour deux types d'essais différents, le filage direct et l'écrasement. Les dimensions des inducteurs dépendent de la nuance de l'acier, de la dimension du lopin mais également des contraintes techniques comme l'encombrement des outils, du piston de compression ou de la filière de filage direct qui doivent pouvoir passer à l'intérieur des solénoïdes.

2.2.1. Inducteur utilisé pour le filage direct

Cet inducteur a été fabriqué par le CREAS Hagondange du groupe ASCOMETAL. Il est adapté à la chauffe de lopin de diamètre 30 et de hauteur 45mm pour des aciers de différentes nuances. Il est intégré dans le dispositif spécifique de filage direct de mise en forme présenté paragraphe 4 et il est utilisé avec le chauffage SAET de l'université de Liège.

Nombre de spires	5
Diamètre intérieur	90 mm
Hauteur	67 mm
Diamètre du tube	9 mm
Épaisseur de cuivre	0,8mm

Tableau II.7 : Caractéristique de l'inducteur utilisé pour le filage direct par thixoforgeage.

2.2.2. Inducteur utilisé pour les essais de compression instrumentés

Cet inducteur n'est pas spécialement adapté à la dimension des lopins utilisés pour les essais de compression. Le solénoïde est intégré dans un dispositif utilisé initialement pour d'autres applications et doit pouvoir laisser passer le piston de compression qui a un diamètre bien supérieur à celui du lopin. Il faut adapter les fréquences et le cycle de chauffe pour compenser le fait que le solénoïde est non optimisé pour cette application.

Nombre de spires	9
Diamètre intérieur	120 mm
Hauteur	120 mm
Diamètre du tube	10 mm
Épaisseur de cuivre	1 mm

Tableau II.8 : Caractéristique de l'inducteur utilisé pour les essais de compression..

2.2.3. Amélioration des inducteurs

Les inducteurs dans les futurs essais devront être améliorés. Les différents points d'amélioration sont :

- le maintien des distances entre les spires,
- la forme du solénoïde,
- la concentration de l'énergie,
- l'atmosphère.

Pendant un cycle de chauffe la puissance varie. Lors de ce changement de puissance, les distances entre les spirales varient, figure 7. Cet événement a pour conséquence un contrôle du cycle de chauffe plus difficile et les températures au sein du lopin risquent de ne plus être homogènes surtout à ses extrémités.

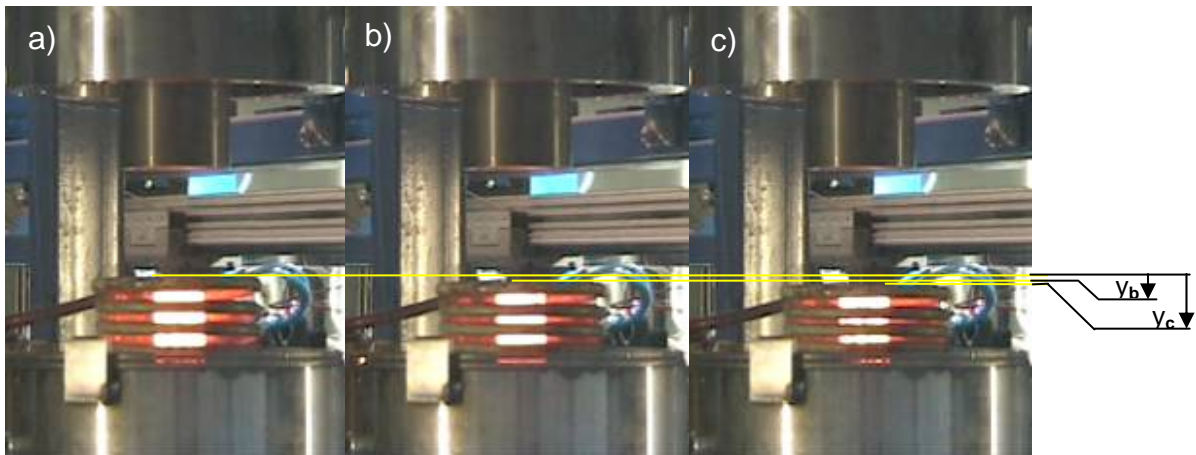


Figure II.7: Tassement des spirales du solénoïde durant le chauffage : a) arrêt de la puissance de chauffe b) puissance intermédiaire c) puissance maximale.

Les spires devraient être diamétralement plus éloignées du centre du lopin (mi-hauteur) et plus proche au extrémité de ce dernier, là où les pertes thermiques sont les plus importantes, afin d'obtenir une température plus homogène au sein du volume. La figure 8 schématise une optimisation de l'inducteur par une évolution de l'entrefer.

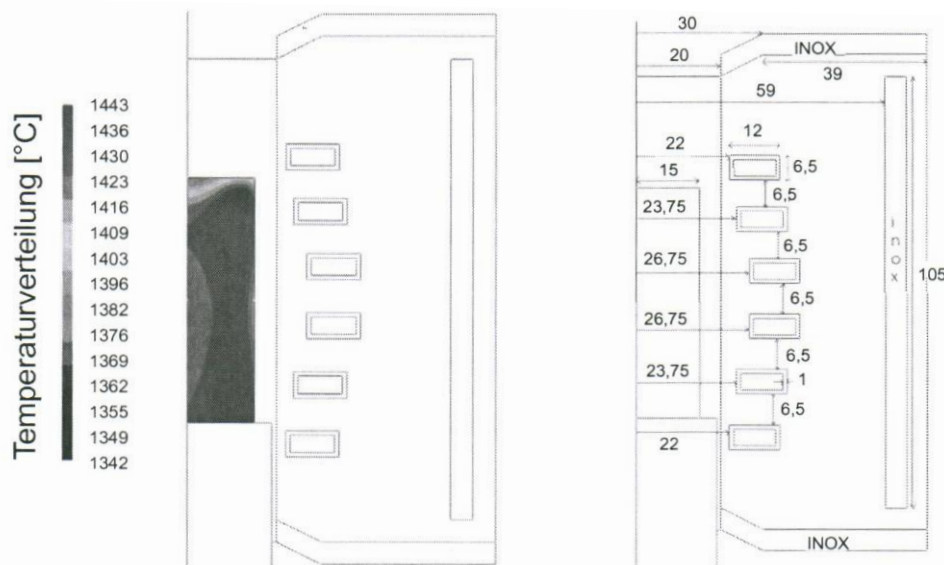


Figure II.8: Simulation de la répartition de la température dans un lopin de C38LTT® à 1440°C avec un solénoïde à 6 spires [10, 11].

L'énergie de chauffage par induction peut être améliorée en canalisant l'énergie de ce dernier à l'aide de matériaux concentrant les champs inductifs vers la zone de chauffe. Ces matériaux réfléchissants peuvent constituer l'ossature extérieure d'un boîtier qui permet de confiner la chaleur produite.

L'utilisation d'un boîtier avec un alésage (zone de chauffe), dans lequel le solénoïde est moulé dans du béton réfractaire, permet de résoudre plusieurs

problèmes : le blocage des spires, le gain d'énergie et le contrôle de l'atmosphère.

2.3. Cycle de chauffe

Les cycles de chauffe sont à adapter au système de chauffage, puissance et fréquence, à l'inducteur, à la nuance d'acier du lopin, aux dimensions de ce dernier, à l'homogénéisation nécessaire des températures et à la température recherchée.

Rappel :

Le chauffage par induction électromagnétique, ne s'appliquant qu'aux matériaux conducteurs de l'électricité, fonctionne comme un circuit électrique R.L.C. L'inducteur est considéré comme l'induit et la résistance, le lopin lui comme la charge du système. Ce circuit est influencé par le boîtier, par le matériau du lopin, par sa température, par l'entrefer, etc. Ce qui veut dire que pour chaque pièce chauffée (géométrie, volume et matériaux) il y a un inducteur, un réglage adéquat des fréquences et des puissances.

2.3.1. Cycles de chauffe : chauffage SAET de l'université de Liège

Deux séries de cycle de chauffage pour un même solénoïde ont été mis au point afin de chauffer des lopins d'acier de diamètre 30mm et de hauteur 45mm utilisés pour des essais de filage direct. Une première série de cycles a été adaptée pour chauffer des lopins d'acier C38, la seconde pour des lopins d'acier 100Cr6.

2.3.1.1. Réglage d'un cycle de chauffe

L'objectif de chacun des cycles de chauffe est de permettre un écoulement homogène de la matière lors du filage direct avec un effort minimisé et une température la plus homogène possible dans le lopin, favorisant des grains plus sphérique et avec une taille plus homogènes [12].

2.3.1.1.a. Homogénéisation de la température.

Lors du chauffage par induction d'un lopin cylindrique en acier, la température instantanée sur le diamètre extérieur est plus élevée. Pour obtenir une température identique ou du moins la plus homogène dans l'ensemble du lopin, la puissance du générateur est augmentée par palier et entre chaque palier un temps d'attente est maintenu. Pendant cet arrêt, les échanges thermiques au sein du lopin permettent d'augmenter la température du cœur par conduction qui absorbe l'énergie cédée par l'extérieur. L'extérieur voit sa température diminuée, cédant de l'énergie au cœur et au milieu ambiant extérieur par radiation

(atmosphère contrôlée ou non). En réglant bien le taux de puissance de chacun des paliers et les temps d'arrêts de la chauffe, il est possible, avec un chauffage à induction et un solénoïde adéquats d'obtenir des températures homogènes pour des lopins de dimension et de nuance différente.

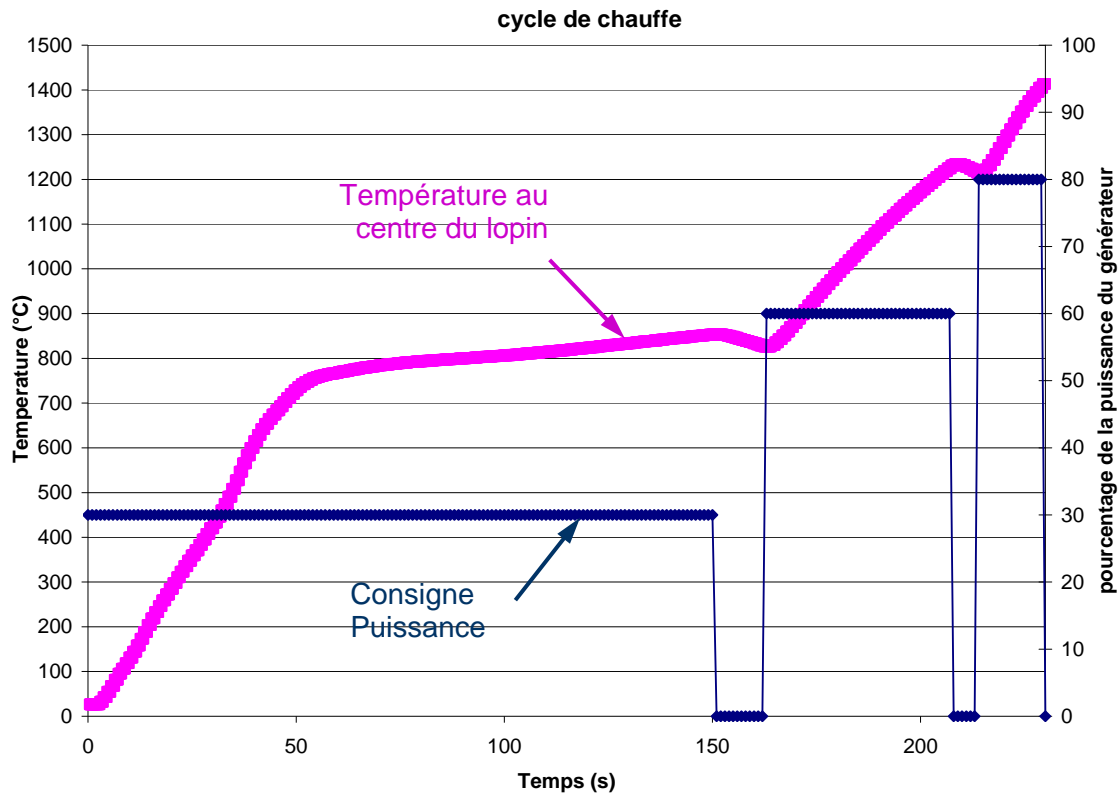


Figure II.9: Exemple d'un cycle de chauffage d'un lopin en acier C38 ($h=45\text{mm}$, $\varnothing=30\text{mm}$) réalisée avec le chauffage inductif SAET de l'université de Liège.

2.3.1.1.b. Réglage de la température ou de l'énergie maximale nécessaire à la mise en forme

La température ou l'énergie recherchée est celle qui permet d'obtenir la pièce la mieux formée avec le moins d'effort de mise en forme. Pour obtenir l'effort de thixoforgeage de la pièce le plus faible possible, il faut augmenter l'énergie de chauffage fournie et donc diminuer la fraction solide dans le semi-solide. Cette augmentation de l'énergie est limitée par le résultat des pièces obtenues : tant que l'écoulement de la pièce est homogène la puissance de chauffage peut être augmentée. Si l'écoulement est hétérogène cela veut dire que l'énergie fournie au lopin a été trop importante, il faut donc la diminuer pour le cycle suivant.



Cycle de chauffage et température maximale	Type d'écoulement	
Court 1437°C	Homogène	
Long 1445°C	Hétérogène avec éjection de liquide	

Tableau II.9 : Illustration d'un écoulement homogène et un hétérogène, de pièces en acier C38 obtenue par thixoforgeage pour des cycles de chauffe différents.

La diminution de l'énergie de chauffage se fait en réduisant la durée de l'un des paliers de puissance. Cette diminution se fait de manière progressive afin d'obtenir un réglage optimal.

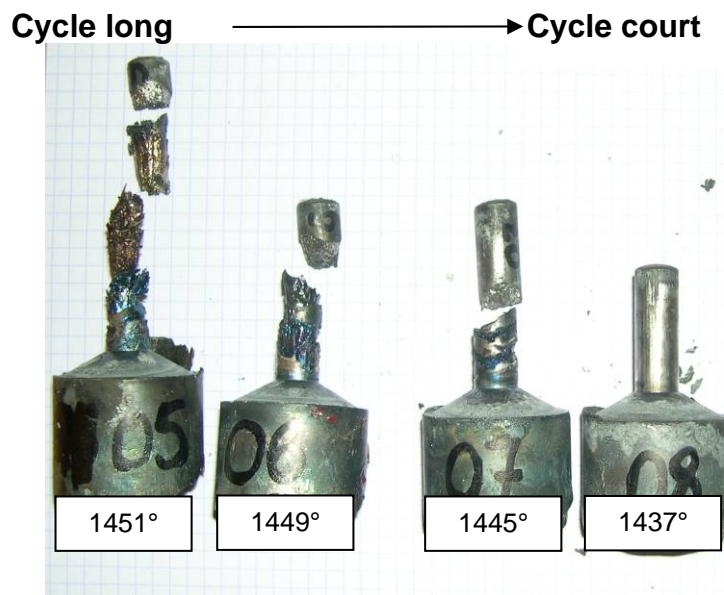


Figure II.10: Pièces obtenues en diminuant le cycle de chauffe.

La figure 10 illustre la stratégie expérimentale. La première étape a consisté à identifier la température optimale pour l'obtention d'un écoulement homogène : dans notre cas 1437 °C (Pièce 8).

Ce réglage est fonction des conditions de mise en forme et doit changer avec la température de l'outil, la vitesse de mise en forme ou le matériau.

2.3.1.2. Mesure des températures du lopin

Lorsqu'un cycle de chauffe répond aux conditions de thixoforgeage, en permettant de donner une pièce bonne, des mesures de températures au sein d'un lopin non mis en forme sont effectuées, figure 11. Cette dernière étape permet de vérifier l'homogénéité des températures au sein du lopin et de valider le cycle de chauffe pour les conditions définies.

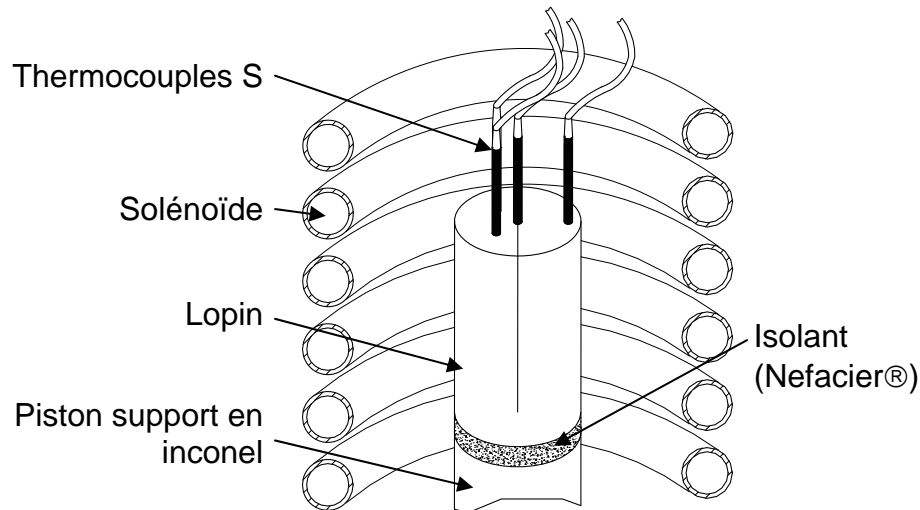


Figure II.11: Illustration de la position du lopin dans le solénoïde de chauffage instrumenté de thermocouples S.

Les températures sont prises à l'aide de thermocouples S (platine/platine rhodiée) de diamètre 1 mm ou 1,5 mm, placés à différentes positions radiales et axiales du lopin, figure 12. Les thermocouples sont de petits diamètres pour minimiser la perturbation des échanges thermiques à l'intérieur du lopin et avoir une bonne sensibilité.

Point	O	A	B	C
Profondeur des perçages [mm]	22,5	22,5	22,5	12
Position radiale des perçages [mm]	0	7,5	12	7,5

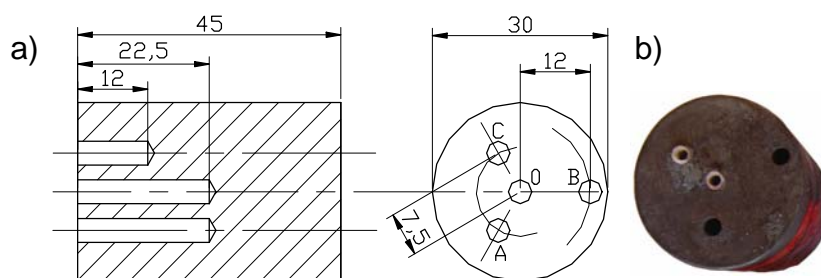


Figure II.12: a) Illustration d'un lopin et des positions des perçages des thermocouples b) Photos du lopin percé / tableau : noms des perçage avec leur position.

Cette disposition des thermocouples permet de faire une cartographie convenable des températures dans le lopin.

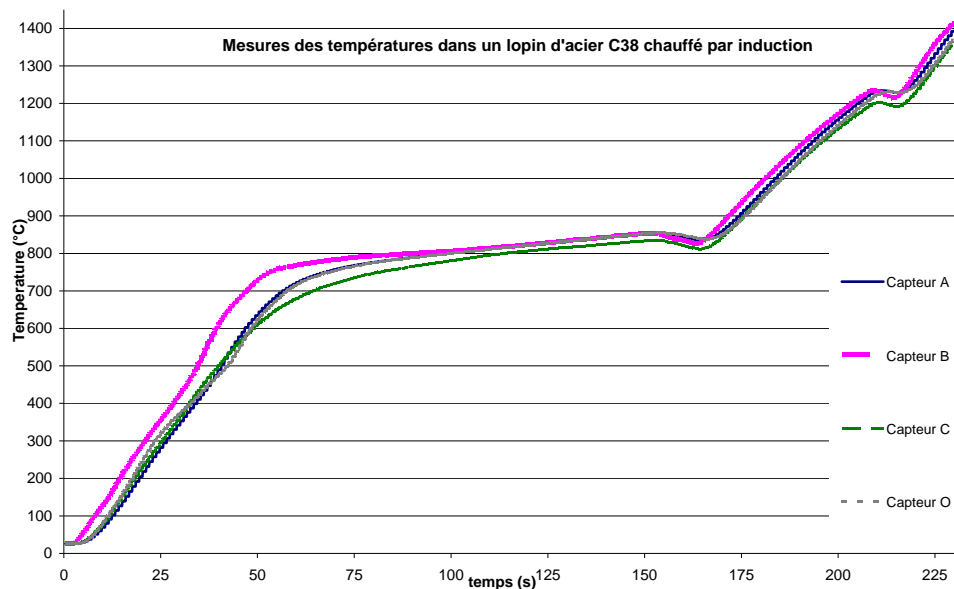


Figure II.13: Exemple de prise de température sur un lopin d'acier C38 ($h=45\text{mm}$, $\varnothing=30\text{mm}$) chauffé par induction (SAET de l'université de Liège).

2.4. Différentes difficultés liées au chauffage

Le chauffage par induction a des défauts qu'il faut connaître, les pertes thermiques non symétriques et la décarburation des faces extérieures d'un lopin.

2.4.1. Pertes thermiques

Lorsqu'un lopin est plongé au sein d'un solénoïde, ses différentes faces ne subissent pas les mêmes pertes thermiques. Sur la figure 11, il est visible que la face qui est en contact avec le piston de soutien ne subit pas les mêmes échanges thermiques que les autres faces qui sont en contact avec l'atmosphère environnante.

2.4.2. Décarburation par oxydation

Un lopin d'acier chauffé par induction s'oxyde au contact de l'air, on parle de décarburation. Lors de cette décarburation une couche de calamine (oxyde de fer) se forme. Cette calamine engendre une usure plus rapide des outils et un effort de mise en forme plus important. De plus ce dépôt modifie les échanges thermiques entre la pièce formée et l'outil.

La décarburation et la formation de calamine peuvent être supprimées si le lopin est plongé pendant la chauffe dans une atmosphère pauvre en oxygène. La solution est de remplacer ou de chasser l'oxygène par un gaz inerte,

généralement de l'argon, ceci de préférence dans une enceinte fermée pour limiter la consommation de gaz et améliorer le résultat.

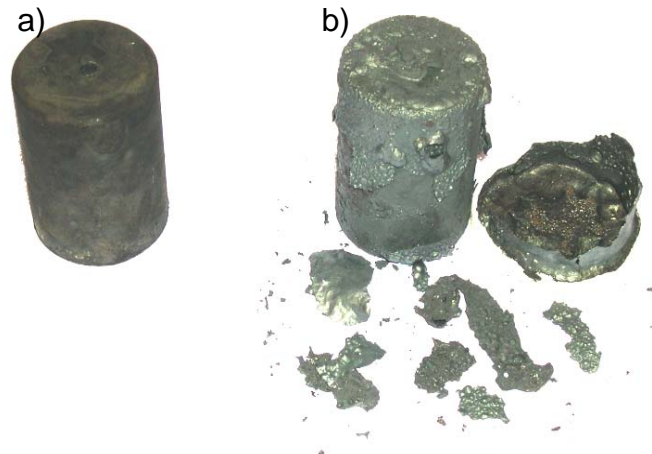


Figure II.14: Lopins d'aciers C38 chauffés par induction a) atmosphère pauvre en oxygène utilisation d'argon b) atmosphère riche en oxygène.

Cependant pour l'ensemble des essais faits pour cette thèse il n'a pas été utilisé d'atmosphère spécifique. Les chauffes étant rapides, l'oxydation a été limitée et donc l'apparition de calamine.

3. PRESSES UTILISEES

Pour les différents essais deux presses hydrauliques ont été utilisées, une à l'université de Liège l'autre à l'ENSAM de Metz. Ces deux presses ont le même principe de fonctionnement, elles se distinguent essentiellement par des vitesses de mise en forme maximales différentes. La vitesse la plus élevée est obtenue par le vérin central supérieur d'emboutissage (tool axis) de la presse AP&T de Liège que ne possède pas la presse de Metz. La presse de Liège est dite à « grande vitesse » pouvant atteindre la valeur de 750mm/s en théorie (250mm/s lors des essais de thixoforgeage).

3.1. Presse hydraulique AP&T de Liège

Cette presse est le modèle LPS 5000-13/10 (Deep draw press) de la marque suédoise AP&T. Elle a été conçue pour réaliser de l'emboutissage profond mais ses caractéristiques conviennent également au thixoforgeage. Elle est à triples actions et possède trois actionneurs, le tas supérieur ou coulisseau, l'actionneur intégré à ce dernier « tool-axis » et l'éjecteur intégré dans le tas inférieur (fixe). Une combinaison des mouvements des différents actionneurs est réalisable ce qui confère à la presse des possibilités uniques.



Figure II.15: Presse hydraulique de l'université de Liège LPS 5000-13/10 de la marque AP&T

3.1.1. Caractéristiques techniques de la presse AP&T

Caractéristiques du coulisseau	
Force maximale	5000 kN
Force de retour maximale	500 kN
Course maximale	1000 mm
Vitesse avance rapide maximale	400 mm/s
Vitesse de travail maximale	50 mm /s
Caractéristiques des injecteurs centraux de la table inférieure et du coulisseau :	
Force maximale	1000 kN
Force de retour maximale	100 kN
Course maximale	350 mm
Vitesse maximale	750 mm/s
Vitesse maximale de retour	400 mm/s
Précision en position	$\pm 0,05$ mm
Puissance de la pompe	90 kW

Tableau II.10 : Caractéristiques principales de la presse hydraulique AP&T de l'Université de Liège.

3.1.2. Précaution d'utilisation de la presse AP&T

Suite aux essais effectués sur la presse, Pierre Cézard a identifié un défaut de la presse qui nuit à l'analyse des résultats de mise en forme. Le thixoforgeage des éprouvettes est réalisé à l'aide du tool axis, vérin rapide intégré au coulisseau

de la presse. Pour des vitesses élevées, les éprouvettes sont mises en forme pendant la phase de décélération du vérin rapide.

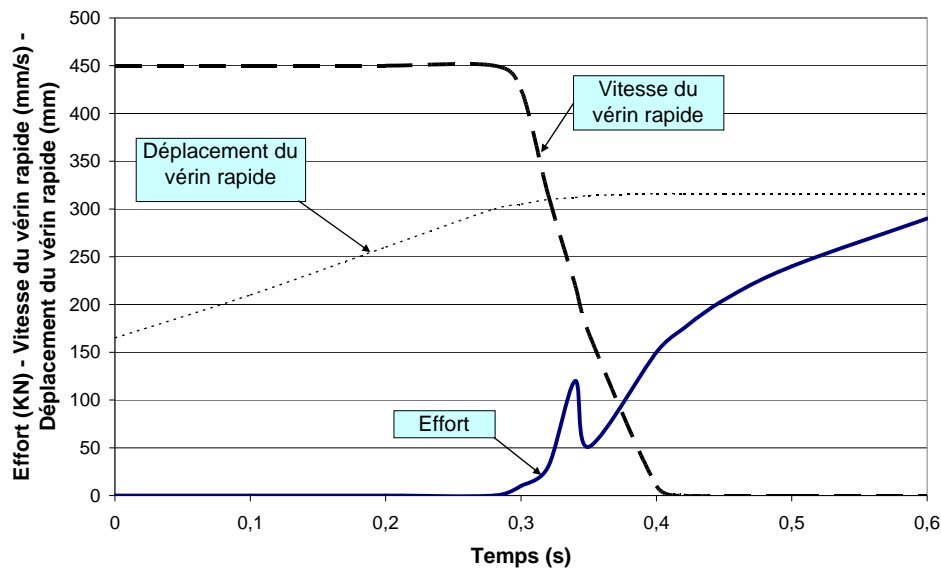


Figure II.16: Effort, déplacement et vitesse du vérin rapide mesurés par la presse au cours d'un essai de filage direct.

La figure précédente illustre bien la mise en forme pendant la phase de décélération, l'effort croît au même moment. Cette mise en forme à vitesse variable pose le problème de l'analyse des résultats, courbes effort/déplacement, échanges thermiques, écoulement et structures.

Afin de limiter voire de supprimer ce problème, nous avons développé un nouvel outillage, présenté au paragraphe 4.

3.2. Presse hydraulique LOIRE de Metz

La presse de marque Loire© située dans les locaux de l'ENSAM de Metz est une presse hydraulique qui développe jusqu'à 6000KN avec son coulisseau pour une vitesse maximale de travail de 40mm/s. Elle dispose d'un système d'éjection basé sur l'utilisation d'un second vérin ayant une force nominale de 3150KN.

Cette presse n'a pas été utilisée pour réaliser les essais de filage direct. Les variations de vitesse et la vitesse maximale sont limitées avec cette presse. Elle ne permet pas de réaliser des études satisfaisantes de l'influence de la vitesse de déformation sur la mise en forme de la pièce, effort, écoulement, échange thermique et structures.

Elle a été utilisée pour réaliser les essais de compression instrumentés qui peuvent dans un premier temps être réalisés à des vitesses inférieures à 40mm/s.



Figure II.17: Presse hydraulique de l'ENSAM de Metz de marque Loire.

3.2.1. Caractéristiques techniques de la presse hydraulique LOIRE

Force nominale coulisseau réglable	6000 kN
Force de rappel max.	1000 kN
Force nominale du coussin	3150 kN
Force d'éjection	300 kN
Course du coulisseau	500mm
Course du coussin	250 mm
Ouverture maximale	1000 mm
Dimensions de la table et du coulisseau	1250*1000 mm
Dimensions du coussin	1000*800 mm
Hauteur de la table au sol	850 mm
Vitesse d'approche du coulisseau	300 mm/s
Vitesse de travail auto régulée	10 à 30 mm/s
Vitesse de rappel auto régulée	50 à 150 mm/s
Vitesse d'éjection du coussin	50 mm/s
Rainures de table	44*24*19 mm
Entre axe des rainures table	250 mm
Entre axe des rainures coulisseau	260 mm
Puissance absorbée par le coulisseau	100 cv
Puissance absorbée par le coussin	25 cv

3.2.2. Précaution d'utilisation de la presse LOIRE

Lors d'essais précédents de filage radial, un dispositif spécifique a été développé utilisant les éjecteurs de la presse. Les éjecteurs sont intégrés au tas inférieur. Ils portent une table intermédiaire qui maintient le piston support du lopin d'acier en position basse pendant la phase de chauffage et en position haute pour la phase d'écrasement. Le déplacement de cette table intermédiaire a été mesuré pendant la phase de mise en forme. Ce déplacement doit être nul mais ce n'est pas le cas, il est de quelques millimètres et dépend de l'effort, voir la figure suivante.

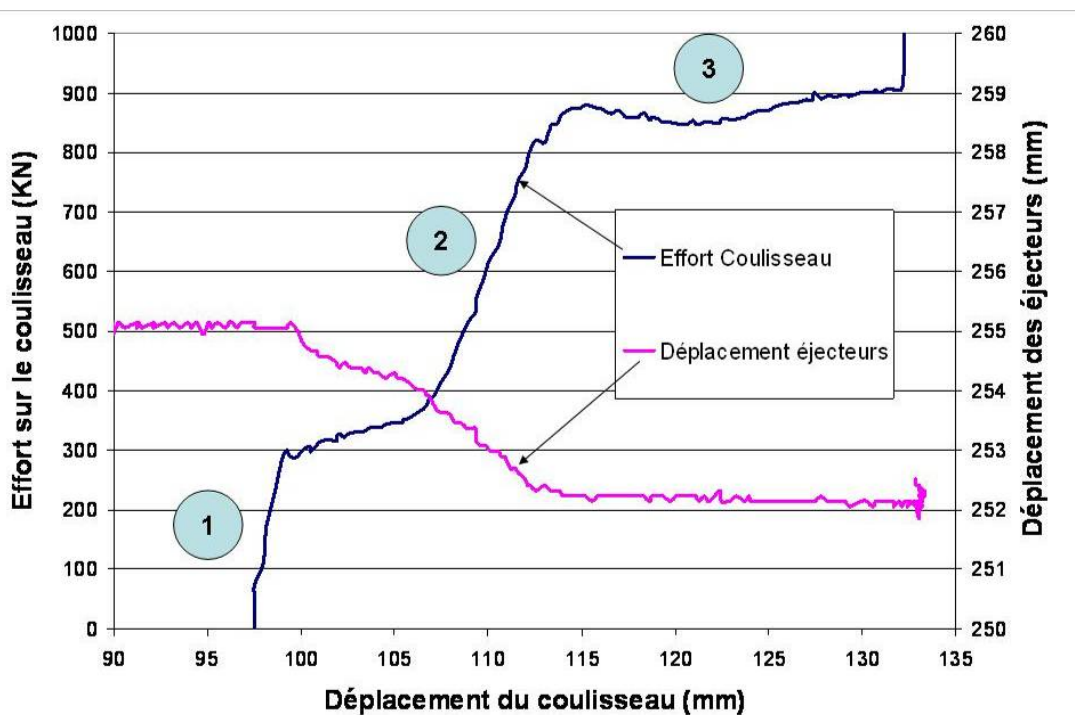


Figure II.18: Effort du coulisseau et déplacement des éjecteurs en fonction du déplacement du coulisseau pour un acier de filage radial sur un acier C38 à l'état semi-solide [13].

Ce déplacement est indésirable, il perturbe l'analyse des résultats. De ce fait pour les essais de compression le tas intermédiaire est instrumenté en déplacement afin de déterminer son mouvement relatif avec le coulisseau. Ce déplacement est faible puisque l'écrasement d'un lopin d'acier semi-solide de petite taille engendre beaucoup moins d'effort (10 fois au moins).

4. OUTILLAGES EXPERIMENTAUX SPECIFIQUES

Des essais expérimentaux de filage direct et de compression par thixoforgeage avec des dispositifs spécifiques ont été développés pour étudier différents points.

Dans le cas du filage direct les points suivants sont étudiés :

- impact des différents paramètres de mise en forme,
- impact des effets thermiques,
- échanges thermiques entre l'outil et la pièce,

Dans le cas des essais de compression les échanges thermiques entre l'outil et la pièce sont étudiés.

4.1. Outil de filage direct spécial

Dans ce travail pour identifier et quantifier les paramètres clefs influençant l'écoulement du semi-solide des essais de filage direct sont mis en œuvre.

4.1.1. Principe de l'essai

Ils consistent à déformer un lopin de diamètre 30mm au diamètre 40 mm et de le réduire aussitôt à 12 mm, voir illustration ci-dessous.

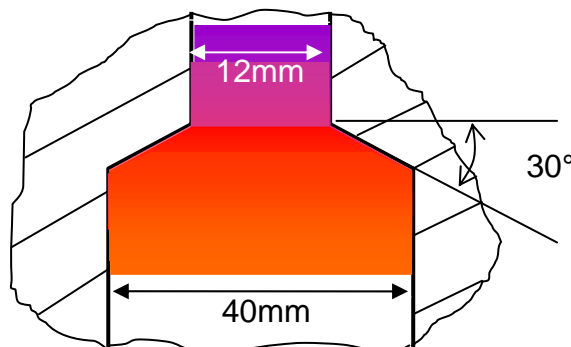


Figure II.19: Dimensions caractéristiques de l'outillage de filage direct

La mise en forme se fait en deux étapes principales, le lopin remplit simultanément le cylindre de diamètre 40mm et le cône du convergent suivi du filage de la matière dans le cylindre de diamètre 12mm (figures 20a et 20b).

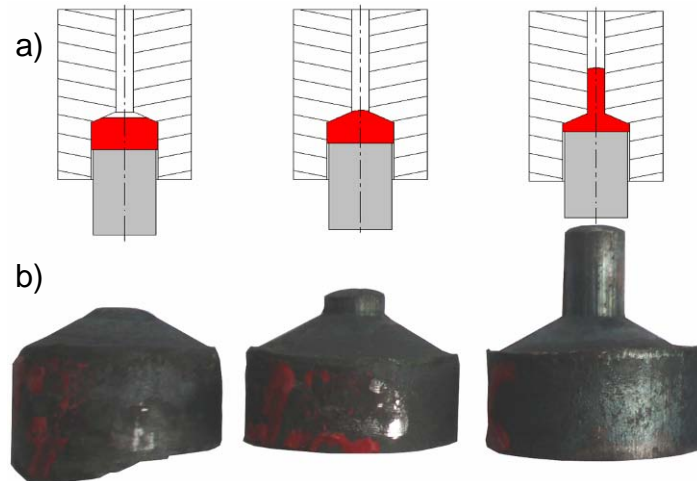


Figure II.20: Pièce à différentes étapes du thixoforgeage par filage direct a) illustration b) essais de thixoforgeage interrompus (200WL76 à 78).

4.1.2. Outillage initial

L'outillage utilisé pour les essais présentés est basé sur le principe des travaux précédents.

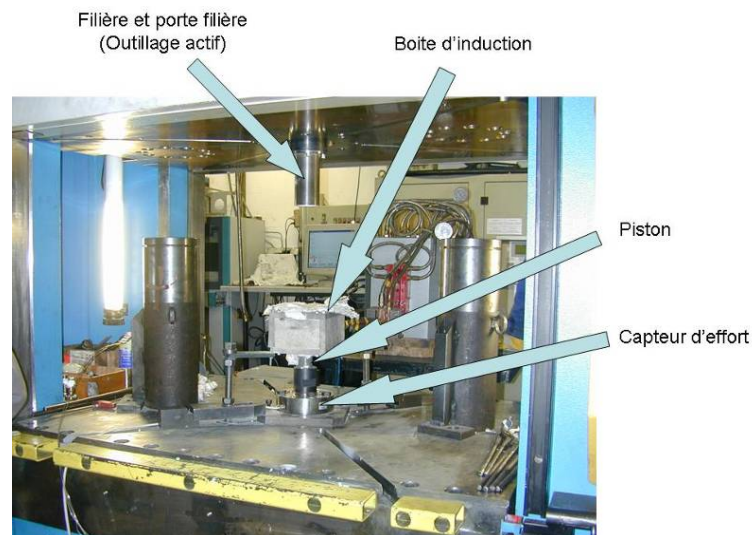


Figure II.21: Photo de l'outillage de filage direct avec chauffage inductif intégré utilisé par Pierre Cézard et Carole Rouff [2].

Ce premier outillage a été conçu de telle façon à ce qu'il n'y ait pas de transfert du lopin de la zone de chauffage vers la zone de mise en forme. L'outillage actif, composé de la filière et du porte filière, passe « à travers » l'inducteur et met en forme le lopin mis en place sur le piston dès la fin du chauffage. Le système de mise en place du lopin est composé du piston et d'une pastille de Nefacier®. Le tout repose sur un capteur d'effort TME (Techniques Modernes d'Extensiométrie) bridé sur la table de la presse. L'outillage actif est fixé sur le coulisseau (Presse ENSAM) ou sur l'injecteur du coulisseau (Presse ULG).

La figure 22 donne la position en début de filage (chauffage du lopin) et celle en fin de filage.

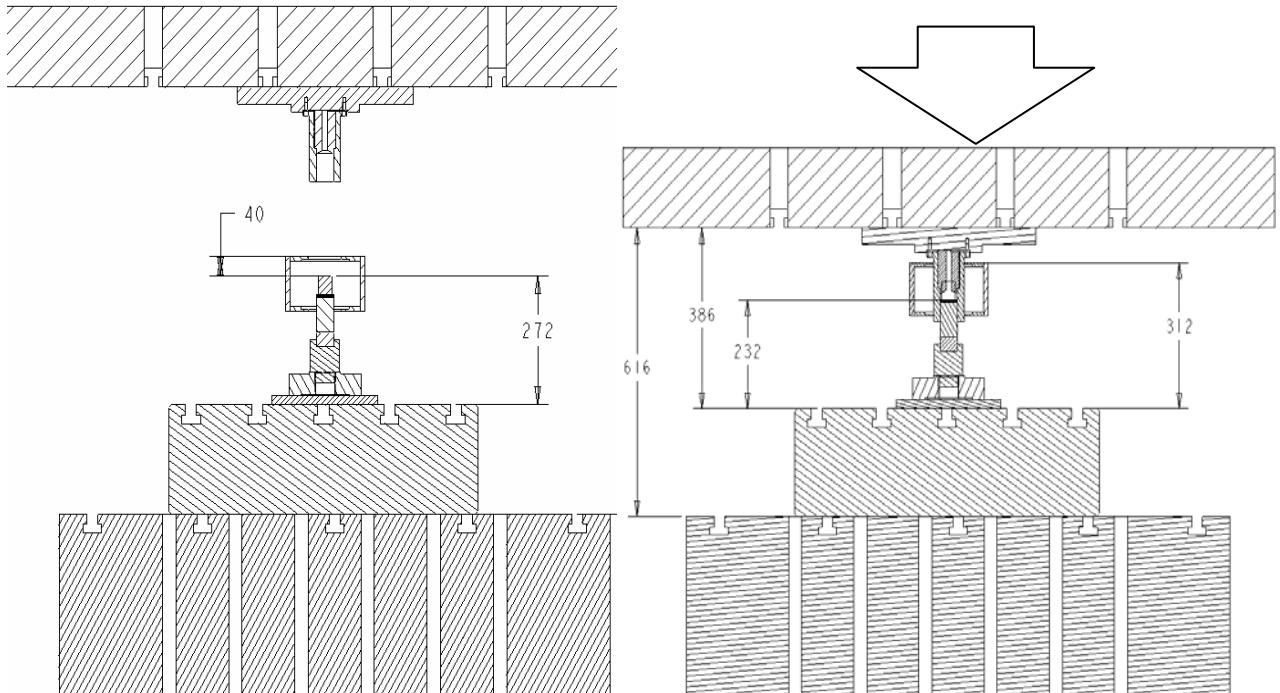


Figure 11.22: Illustration en coupe de l'outillage de filage direct monté sur la presse Loire utilisé par Pierre Cézard et Carole Rouff [2].

L'arrêt de l'injecteur (tool axis) programmé de la presse AP&T (figure 15 page 99, $v_{MAX} = 750\text{mm/s}$), sur lequel la filière est montée, n'est pas instantané. Dans le cas où le piston est monté directement sur le table inférieure comme sur la figure 22, la mise en forme a lieu en fin de course durant la chute de vitesse ce qui ne permet pas une analyse rigoureuse des résultats.

4.1.3. Nouvel outillage

Pour pouvoir continuer à utiliser le potentiel cinématique des presses AP&T, supérieur au 40mm/s de la presse Loire, il faut concevoir un nouvel outillage.

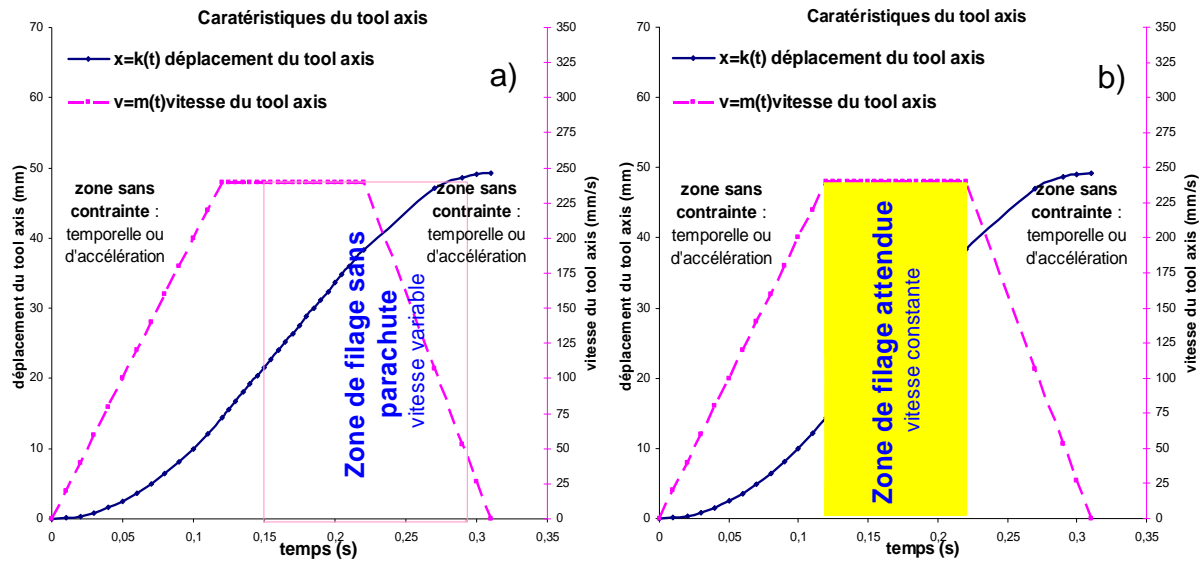


Figure II.23: Illustration de la zone de mise en forme recherchée ; a) sans dispositif spécifique b) avec l'outillage spécifique.

Pour palier au problème de la mise en forme durant la décélération (figure 23a), un système amortissant l'arrêt du poinçon a été développé et intégré aux outillages. Ce système doit permettre de thixoforger pendant la vitesse constante de la filière (figure 23b).

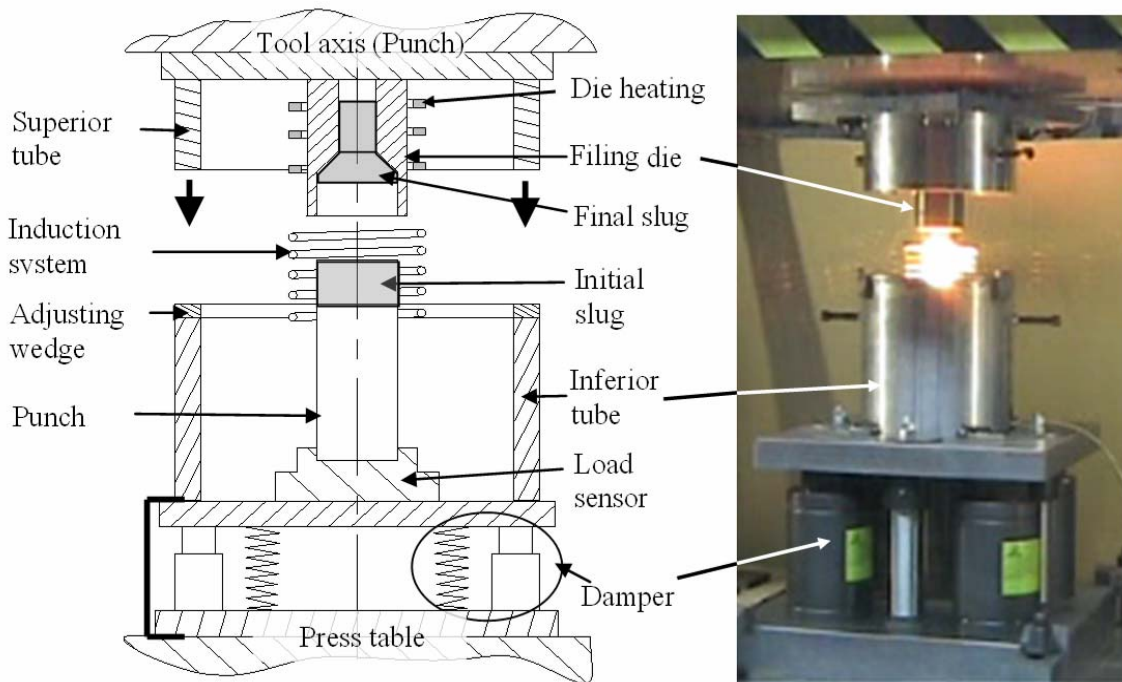


Figure II.24: Dispositif de thixoforgeage par filage direct permettant la mise en forme à vitesse constante sur presse AP&T [14, 15].

Ce dispositif est constitué d'un ensemble d'amortisseurs et de glissières, placé sur la table inférieure de la machine et soutenant le poinçon de filage (figures 24 et 25). Cette partie active de l'outillage est constituée de deux tubes qui vont transmettre l'effort et d'un plateau porté par des vérins à gaz.

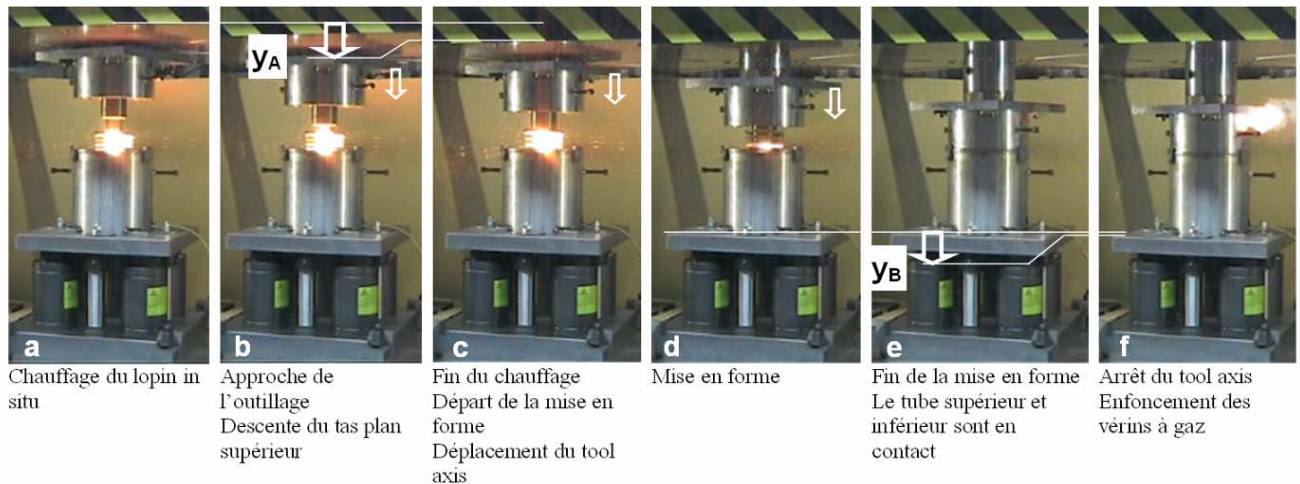


Figure II.25: Différentes étapes du filage direct à vitesse constante avec l'outillage amorti monté dans la presse AP&T (figure agrandie en annexe).

Dès que le tube de l'outil supérieur, déplacé par l'injecteur de la presse (tool axis), entre en contact avec le tube de l'outil inférieur la mise en forme du lopin est terminée (figure 25e). Le déplacement après contact (figure 25e et 25f) correspond à la phase de décélération de la presse, absorbée par les vérins à gaz qui se déplacent de la hauteur y_B (figure 25f).

Cet outil est instrumenté en effort et en déplacement. Le capteur effort est placé sous le piston et ne mesure que la force de filage exercée sur la pièce (figure 20).

4.1.4. Outillage actif

L'outillage est constitué d'une filière, d'un porte filière et d'un piston. Le porte filière permet la fixation de la filière par des vis sur l'injecteur (tool axis) de la presse. La filière est plus longue que son logement dans le porte filière, ce qui lui permet d'être bloquée contre l'injecteur et de ne pas bouger pendant la mise en forme.

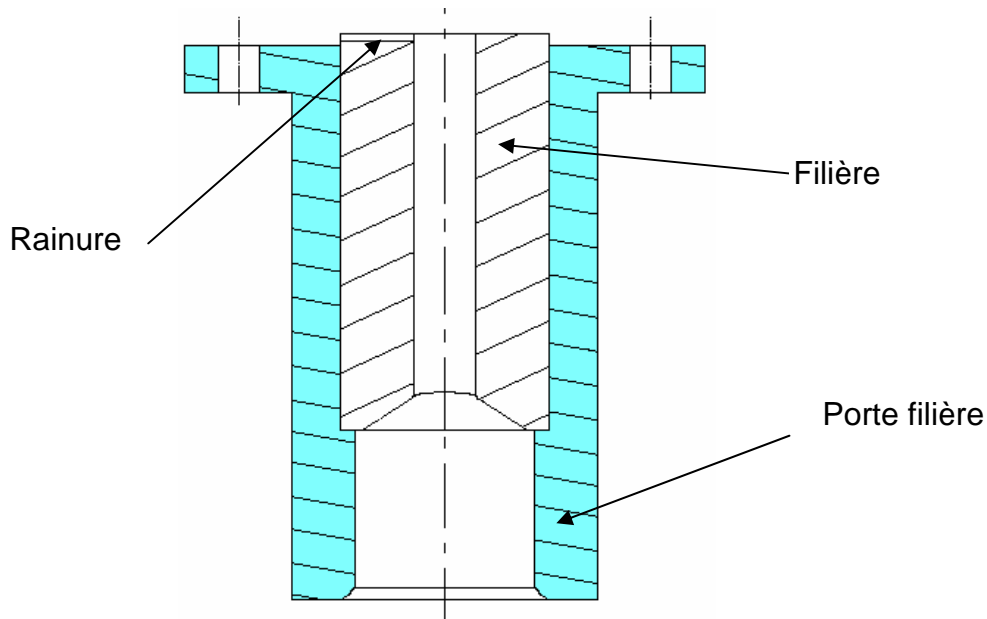


Figure II.26: Vue en coupe de la filière et du porte filière [14].

La filière est réalisée en Inconel et le porte filière en Z38 CDV5. Une partie du porte filière est active, l'alésage dans lequel vient glisser le piston. Cet alésage calibre le lopin au diamètre 40mm sur la pièce finale.

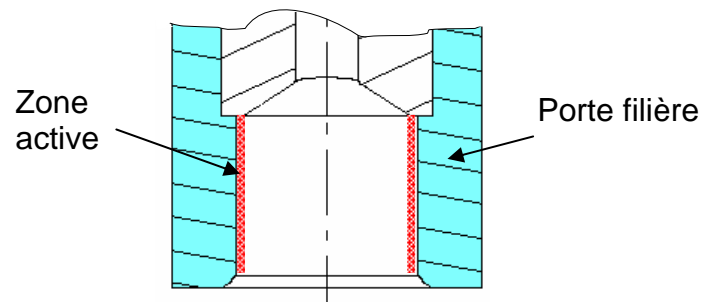


Figure II.27: Représentation de la zone active de la filière.

Le piston maintient le lopin pendant la phase de chauffage et permet de pousser le semi-solide dans la filière. Il doit pouvoir conserver des caractéristiques mécaniques élevées même à une température élevée pour jouer son rôle de piston [16]. Dans un premier temps il a été réalisé en céramique. Trop fragile, elle a été remplacée par de l'inconel 718 protégé thermiquement par une pastille de Nefacier 1500. Ce matériau a également la qualité d'être peu sensible aux champs électromagnétiques, du chauffage inductif [17, 18].

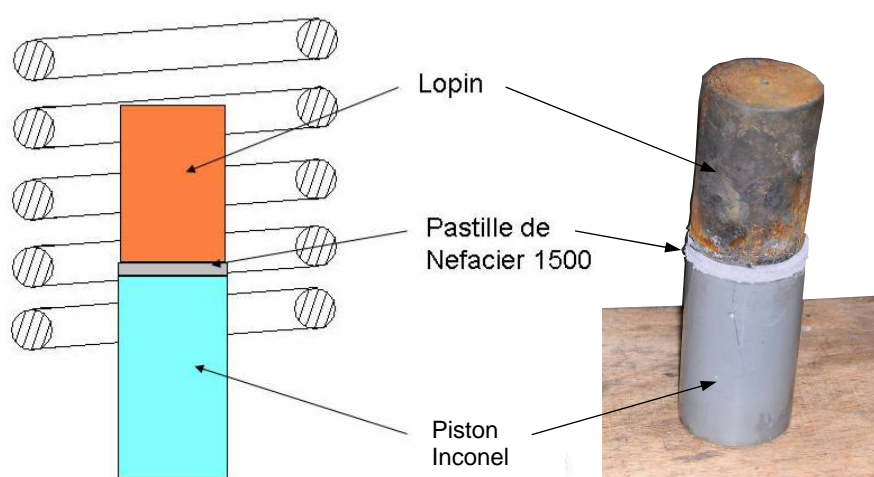


Figure II.28: Piston en inconel.

4.1.4.1. Filière chauffée

Il existe également une version chauffante de cet outil. Le fait d'avoir un outil plus ou moins chaud permet de modifier et, dans certaines conditions, d'améliorer le thixoforgeage de l'acier. Une résistance électrique est intégrée dans l'outil, entre la filière et le porte filière, qui peut les chauffer jusqu'à 400°C.

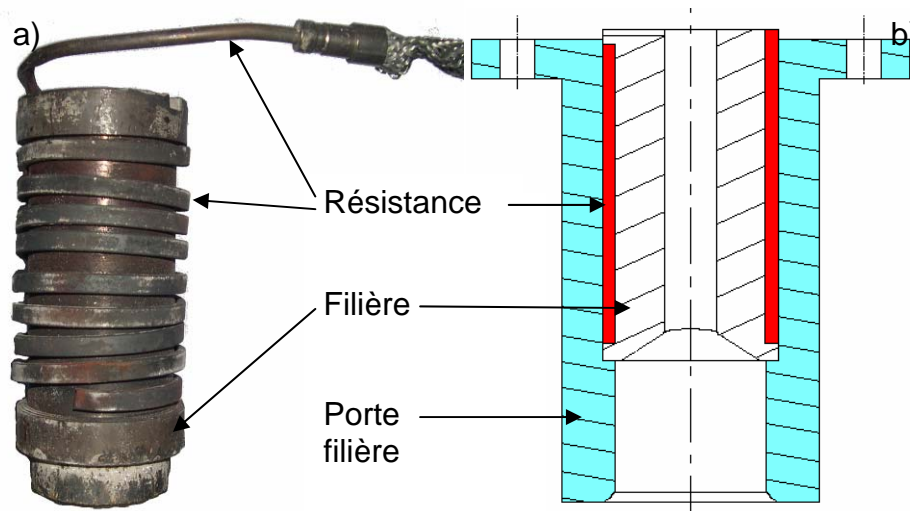


Figure II.29: a) Filière entourée d'une résistance chauffante b) illustration de l'implantation de la résistance entre la filière et le porte filière

4.1.4.2. Filière instrumentée

Une version instrumentée de la filière existe. Elle a été développée pour évaluer les échanges thermiques entre la pièce et l'outil lors de la mise en forme. Cette filière a huit perçages de 1,5 mm de diamètre placés à des points bien définis. Ces perçages ont été placés, dans la mesure des possibilités techniques, le plus perpendiculairement possible au gradient de température. Ils ont un petit diamètre pour éviter au maximum de perturber le champ thermique.

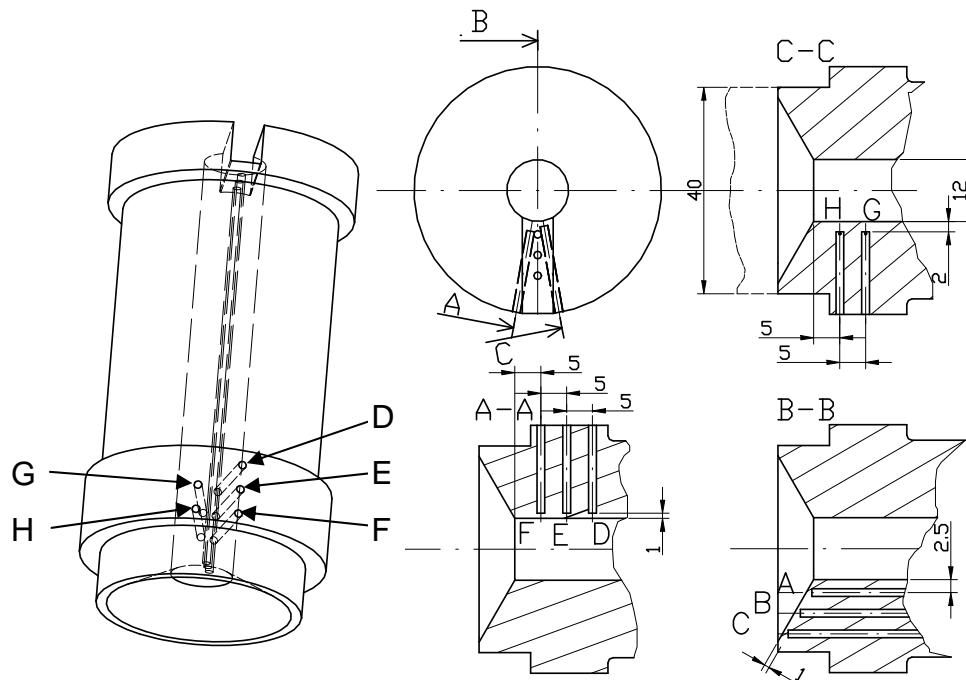


Figure II.30: Coupes et dessins en perspective de la filière instrumentée et identification des points de mesure.

Les différents perçages, correspondant à une position précise dans la filière, sont identifiés par une lettre. Les points A, B et C sont placés le long du convergent à une distance d'environ 1mm de la peau. Les points D, E, et F sont placés le long de l'alésage de 12 mm et à 1 mm de la surface. Les points G et H sont également placés le long de l'alésage de 12 mm mais à une distance de 2 mm de la surface, ils doivent permettre de suivre l'évolution de la température en fonction de l'épaisseur dans l'outil et de déterminer le flux de chaleur.

Ces différents orifices ont été équipés de thermocouple K (Nickel chrome/ Nickel allié (Alumel)) de diamètre 1 mm et scellés. Ils sont obtenus par électroérosion.

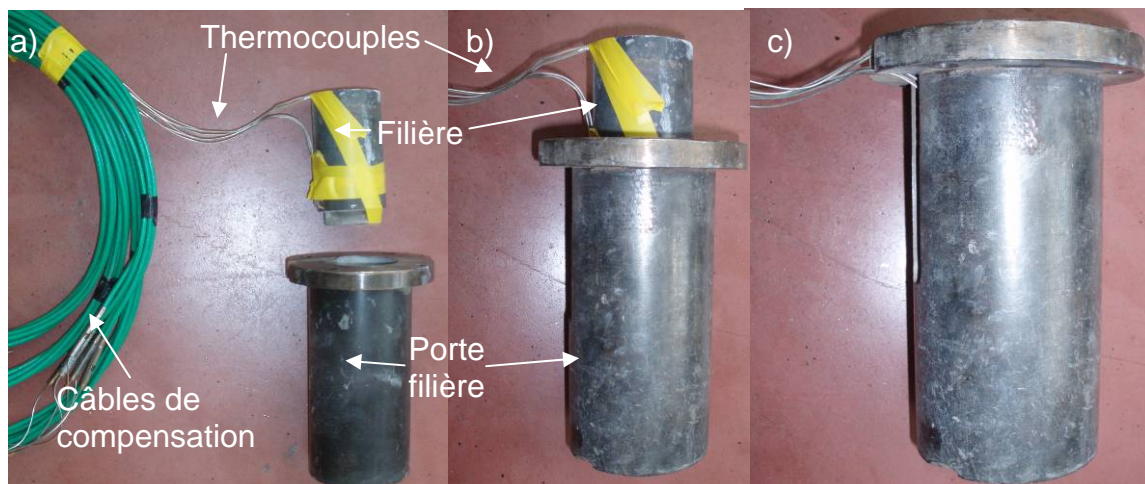


Figure II.31: Photos de la filière percée et équipée des thermocouples K ; a) filière hors du porte filière c) filière assemblée dans le porte filière.

4.1.5. Inducteur de chauffe intégré

Pour maîtriser la température initiale du lopin au début de la mise en forme, le chauffage par induction est intégré à l'outillage, limitant les pertes calorifiques dues au transfert du lopin vers l'outillage. Ces pertes thermiques peuvent changer l'état du semi-solide et modifier les conditions de mise en forme. L'intégration de l'inducteur dans l'outillage de thixoforgeage permet de s'affranchir de ce transfert et des réglages de cycle de chauffe spécifique.

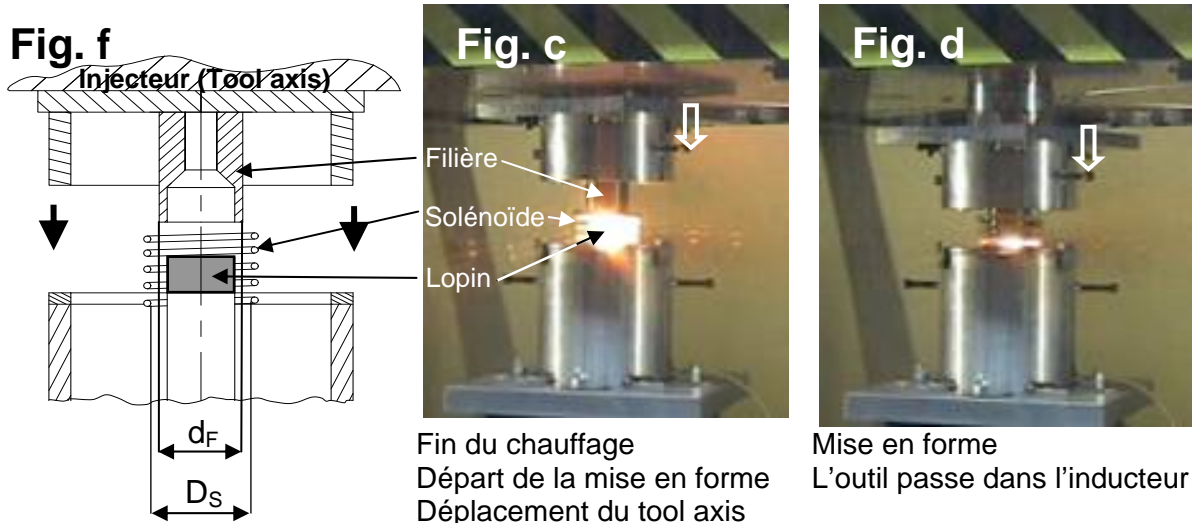


Figure II.32: Solénoïde du chauffage par induction intégré dans l'outillage.

Le diamètre de la filière d_F est inférieur au diamètre intérieur du solénoïde D_S . La figure c correspond à la fin du chauffage par induction du lopin d'acier. Au même moment l'outil est déjà en position et le thixoforgeage débute.

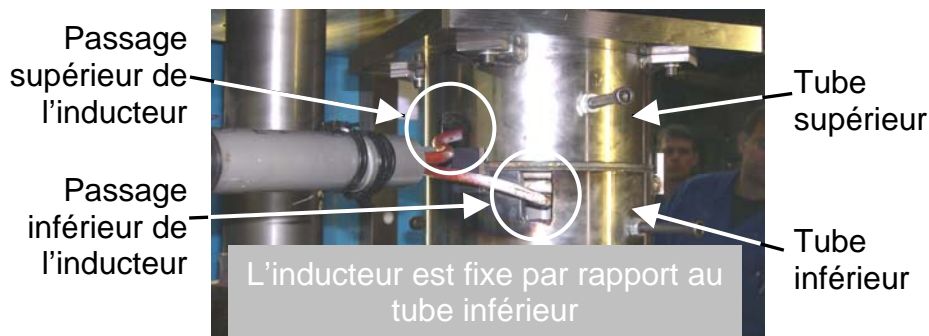


Figure II.33: Photo des orifices de passage de l'inducteur dans le tube supérieur et inférieur.

4.1.6. Réglage de la longueur de filage

La longueur filée des pièces thixoforgées peut être modifiée avec le dispositif développé. Le réglage peut être effectué de deux manières. La première consiste à placer des cales entre les tubes supérieur et inférieur. Plus la cale couronne est épaisse plus la longueur filée est petite.

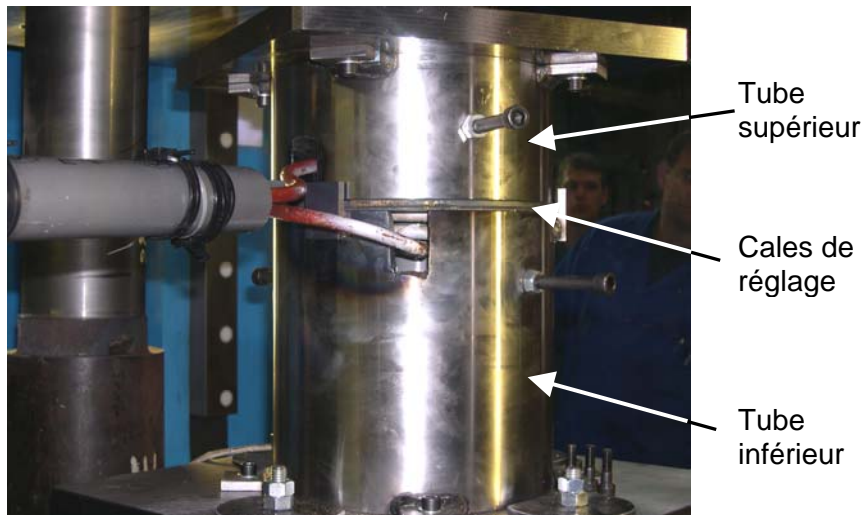


Figure II.34: Système de réglage de la longueur filée des pièces thixoforgées par cales couronnes.

La seconde consiste à changer la hauteur du piston. Cette hauteur est réglable en faisant varier la hauteur de cale sous le piston. Plus la hauteur des cales piston est importante plus la longueur de la pièce thixoforgée est grande.

4.1.7. Evolutions de l'outillage

4.1.7.1. Limitation des transferts thermiques entre l'outil et le lopin ou la pièce

4.1.7.1.a. Limitation des transferts thermiques pendant la mise en forme.

La pulvérisation de Ceraspray®, un isolant fluide à base de céramique, dans l'outillage a permis de réduire les échanges thermiques entre l'outil et la pièce. Pierre Cézard a fait des essais de filage direct montrant que l'utilisation de Ceraspray® diminuait l'effort de thixoforgeage.

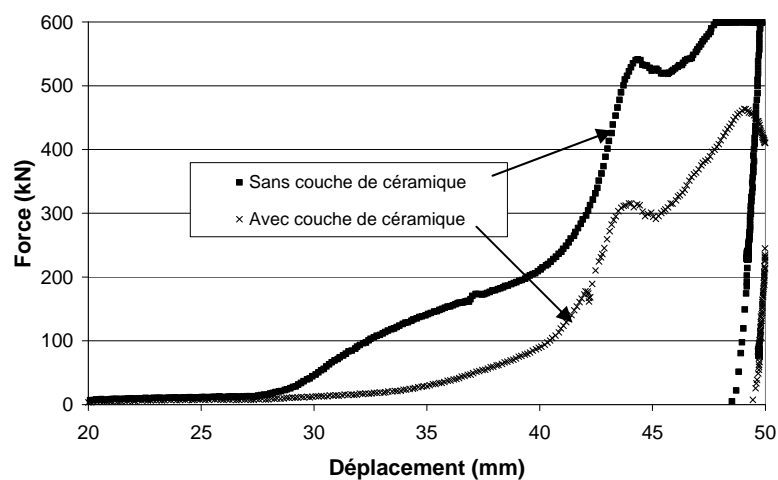


Figure II.35: Essais de filage direct sur un lopin d'acier C38 à 1440°C avec une filière froide (20°C) recouverte ou non d'une couche de CERASPRAY® [2, 19].

Il a également montré que la pulvérisation de Ceraspray© diminuait le frottement du matériau mise en oeuvre avec l'outillage. Pour cela, il a fait des essais d'écrasement d'anneaux.

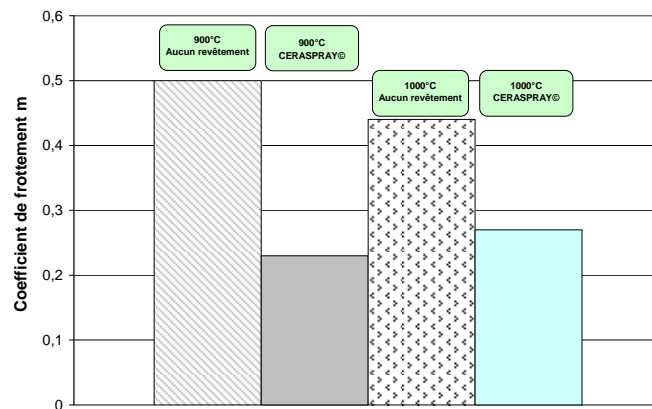


Figure II.36: Compilation des tests de l'anneau effectués à différentes températures, avec et sans Ceraspray© [2, 19].

4.1.7.1.b. Discussion : limitation des transferts thermiques après la mise en forme.

Après la mise en forme des lopins, la pièce reste environ 5 minutes dans la filière avant d'en être extraite manuellement. Le contact prolongé de la pièce avec l'outillage modifie le cycle de refroidissement ou du moins il n'est pas contrôlé. Ce refroidissement non contrôlé a une influence sur la structure de la pièce et sur l'analyse des résultats. Cependant toutes les pièces filées en thixoforgeage ont subi le même traitement à quelques secondes près et donc elles sont comparables. Dans l'avenir il faudra envisager de modifier la filière pour adapter un système d'éjection de la pièce ou pour permettre une extraction plus rapide.

4.1.7.2. Décarburation

Le lopin est chauffé par induction à l'air libre sans contrôle de l'atmosphère. Ce mode de chauffage engendre une décarburation de l'acier et de la calamine. Cela a pour conséquence une modification de l'échange thermique entre la pièce et l'outil et une modification de la structure en surface du lopin. Ces deux phénomènes perturbent l'analyse des résultats thermiques et métallurgiques. Dans l'avenir, il faudra améliorer le chauffage en mettant le solénoïde dans un boîtier où il sera possible d'injecter un gaz inerte pour chasser l'air contenant l'oxygène (figure .37).



Figure II.37: Exemple d'inducteur amélioré (ENSAM Metz).

4.1.7.3. Filage inverse

Le filage inverse correspond à un écoulement de la matière entre les différentes parties ajustées de l'outillage, filière et porte filière, ou piston et filière (figure 38). Le filage inverse est plus important entre le piston et la filière car l'ajustement y est suffisamment grand pour favoriser le mouvement entre ses deux pièces.

Le filage inverse a pour conséquence d'agir sur la longueur finale de la pièce. Plus le filage inverse est important et moins la partie filée est longue puisque une partie du volume de la matière n'est plus utilisée pour remplir la filière. De plus, il y a une conséquence sur l'effort de mise en forme qui augmente.

Il faut limiter ce phénomène en cherchant à diminuer les ajustements entre les pièces tout en préservant le fonctionnement dans les conditions de mise en forme ou changer l'architecture de l'outillage (chicanes, segments, etc.).

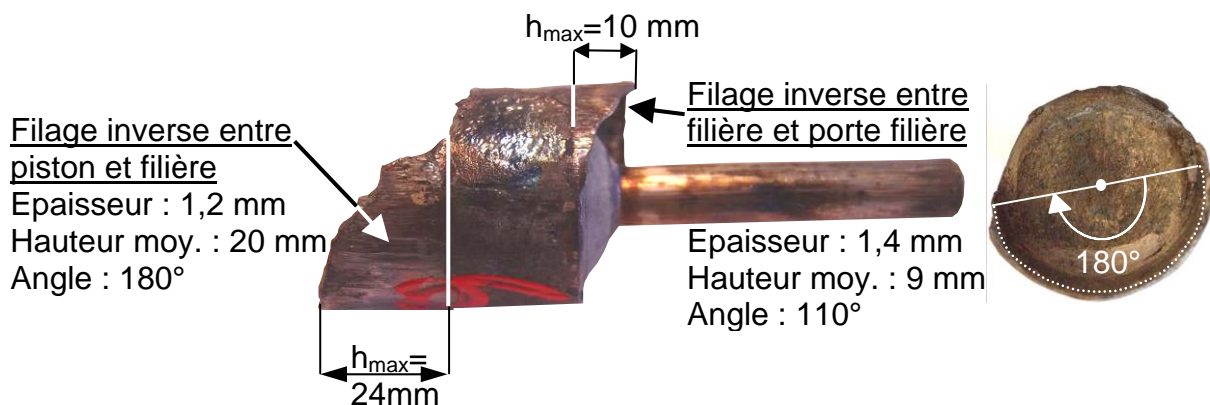


Figure II.38: Filage inverse entre le piston et la filière et entre la filière et le porte filière.

4.2. Tas plan instrumenté

L'objectif de ces essais est d'évaluer les échanges thermiques entre un acier à l'état semi-solide et l'outil sur lequel il se déforme. Ils consistent à écraser un lopin d'acier de nuance C48 de diamètre 55 mm et de hauteur 50 mm contre un tas plan inconel, Z38 CDV5, ou alliage à base de Cobalt plaqué sur du Z38 CDV5. Pour mesurer les températures, ce plan est équipé de thermocouples K placés à différents endroits, diamétralement et axialement.

4.2.1. Outillage

Cet outillage, figure 39, est composé de 2 niveaux ou « tables ». L'outillage actif est constitué d'un plan supérieur relié au coulisseau et d'un piston support de lopin. Le piston a un diamètre de 85 mm nettement supérieur à celui du lopin, il est utilisé comme plan d'écrasement. La table intermédiaire mobile supportant le piston est liée aux éjecteurs de la presse et coulisse via les bagues de guidage sur les colonnes prévues à cet effet. La première étape est le chauffage du lopin dans le solénoïde, la table étant intermédiaire en position basse éjecteurs rentrés. En fin de chauffage, les éjecteurs sortent et soulèvent la table intermédiaire au point haut. A ce moment le coulisseau de la presse est en position basse, la table intermédiaire supportant le piston comprime le lopin contre le tas instrumenté lié au tas supérieur de la presse. Entre le tas instrumenté et celui de la presse est placé le capteur d'effort.

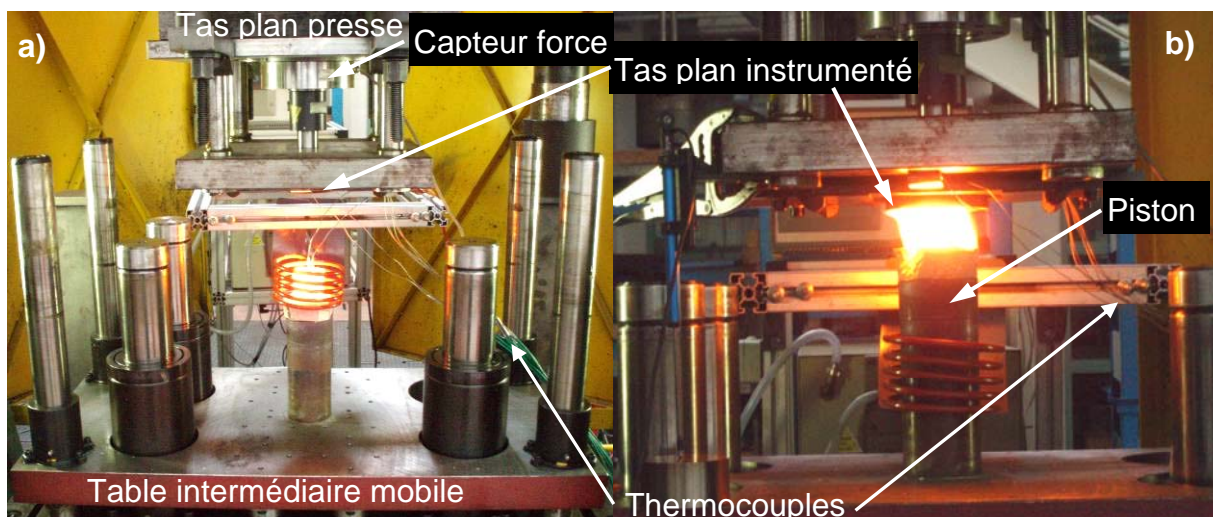


Figure 11.39: Essai d'écrasement : a) chauffe, éjecteur en position basse b) écrasement du lopin, éjecteur en position haute.

4.2.2. Outils actifs

L'outillage actif pour les essais de compression est constitué d'un tas plan instrumenté, figure 40, et d'un piston de grand diamètre. Lors du montage le diamètre 85mm du piston et l'alésage de 86 mm du tas plan permettent de centrer les outils l'un par rapport à l'autre.

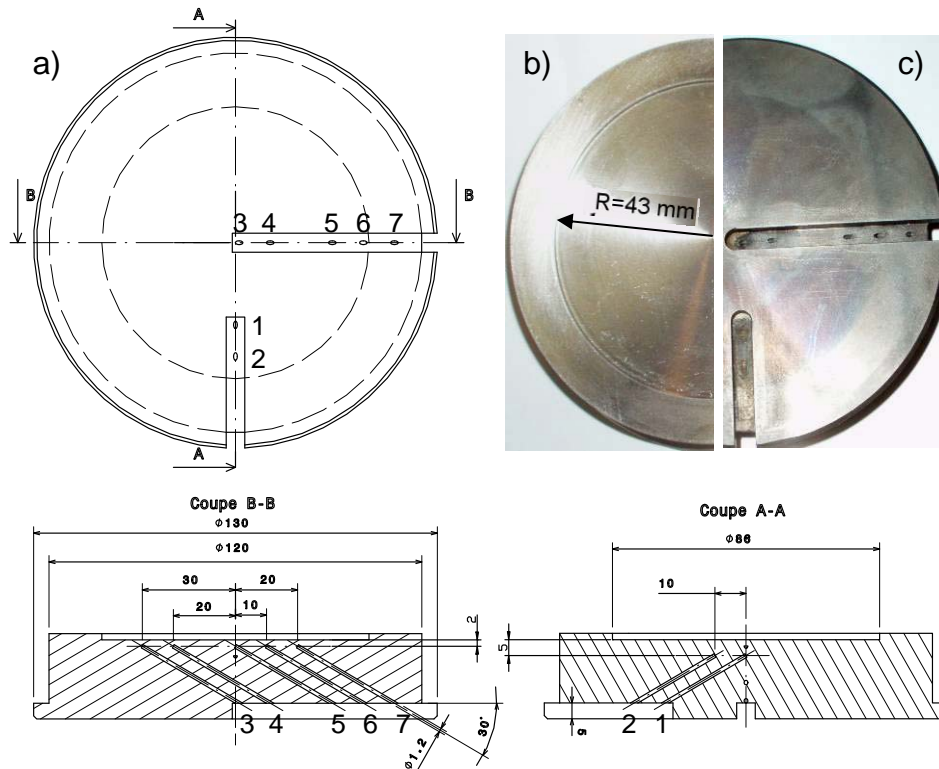


Figure II.40: Les positions des différents thermocouples du tas plan instrumenté en Z38CDV5 : a) dessin de définition b) surface active d'écrasement c) photo des perçages et des passages pour thermocouple.

Le tas plan instrumenté a sept perçages borgnes de 1,2mm prévus pour sept thermocouples K. Les extrémités des perçages, correspondant au point de mesure des thermocouples, sont à des positions axiales variant de 2 mm à 5 mm de la surface et radiales variant de 0 à 30 mm du centre.

Le piston en inconel utilisé, pour écraser le lopin contre le tas plan instrumenté, est de diamètre 85 mm. Il est surmonté d'une brique réfractaire de 40 mm d'épaisseur limitant ainsi son échauffement et la conduction thermique avec le lopin qui peut préserver sa chaleur (diminution du phénomène de pompage).

5. MOYENS D'OBSERVATION ET D'ANALYSE

5.1. Appareils de mesure

5.1.1. Système d'acquisition

Des mesures de déplacement et de force ont été faites pour tous les essais de filage direct et de compression. Les mesures de température ont été réalisées pour certains essais de filage direct outil froid et tous les essais de compression. Pour acquérir ces mesures, un système d'acquisition 8 voies PCI6024E National Instrument piloté ($\pm 0,3\%$ d'erreur en pleine échelle) par une interface logiciel a été utilisé.



Figure II.41: Système d'acquisition PCI6024E 8 voies National Instrument de l'ENSAM

Pour les essais instrumentés de thermocouples si deux capteurs de déplacement et un capteur d'effort sont utilisés, seul cinq thermocouples peuvent être branchés.

5.1.2. Mesure des déplacements

Les mesures de déplacement vertical de l'outillage actif (la filière) et de la table inférieure amortie sont effectuées par rapport au tas de la presse. Cette double mesure permet de déterminer le mouvement relatif de la filière par rapport à la table amortie qui bouge à la fin de l'opération de filage direct. La position des deux capteurs potentiométriques de la marque Penny+Giles (erreur $\pm 0,01\text{mm}$) est illustrée ci-après.

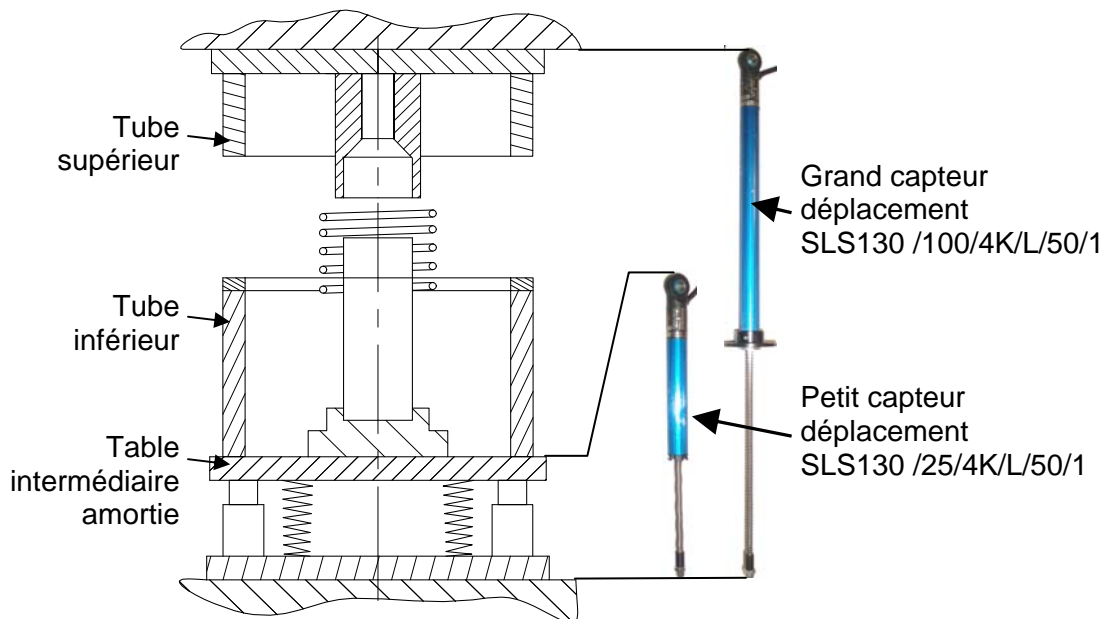


Figure II.42: Disposition des capteurs de déplacement dans l'outillage de filage direct par thixoforgeage.

5.1.3. Mesure des forces

Les efforts de filage sont mesurés à l'aide d'un capteur d'effort SCAIME ML11, pouvant mesurer une force maximale de 60 tonnes (incertitude $\pm 0,1\%$). Ce capteur est placé sur la table intermédiaire amortie et supporte le piston de filage. Cette disposition permet de mesurer les efforts de filages et pas ceux développés après la mise en forme lors de la décélération et de l'enfoncement des amortisseurs.

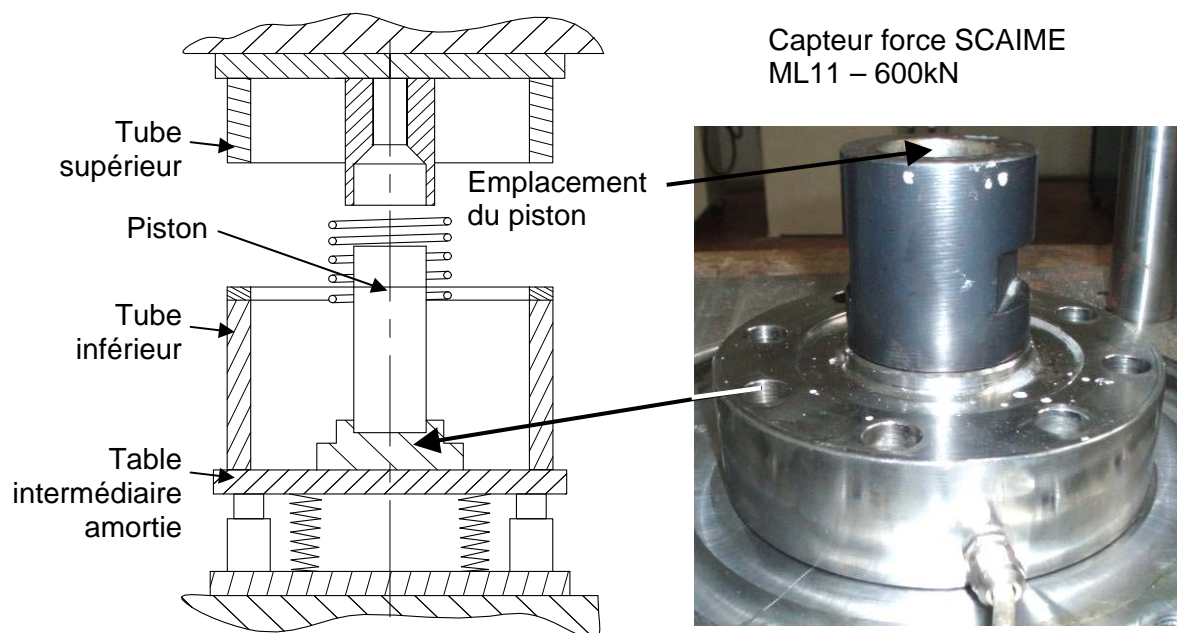


Figure II.43: Disposition du capteur d'effort SCAIME ML11-600kN dans l'outillage de filage direct.

5.1.4. Mesure des températures

Les mesures de températures ont été réalisées à l'aide de thermocouples et du système d'acquisition présenté précédemment. Les mesures de températures des lopins, chauffés à plus de 1200°C, sont réalisées à l'aide de thermocouple S (erreur $\pm 6,5^\circ$), platine et platine-rhodium, protégés par des gaines d'alumine. Les températures au sein de la filière en Inconel sont mesurées à l'aide de thermocouple K (erreur $\pm 7^\circ$), Nickel Chrome et Nickel allié, de diamètre 1mm.

5.2. Identification et moyens d'observation des essais

5.2.1. Identification et repérage des essais de filage direct

5.2.1.1. Identification des essais de filage direct

Chaque essai de filage direct est affecté d'un code d'identification. Cette identification ambitionne une lecture plus rapide, elle permet d'identifier les conditions de mise en forme d'une pièce. Le code d'identification indique dans l'ordre, la vitesse de mise en forme, la zone de température de l'outil, la zone de température du lopin et éventuellement le numéro de l'essai (ordre de l'essai).

40	C	L	79
Vitesse de mise en forme en mm/s	Zone de température de l'outil	Zone de température initiale du lopin	Numéro de l'essai

5.2.1.1.a. *Zone de température de l'outil*

Les températures de l'outil ont été classées en deux catégories ou zones. La première dite froide, 30°C ou **C**old (d'où la lettre C), n'est pas chauffée avant la mise en forme. Les températures d'outil situées dans la zone froide sont comprises entre 20°C (température ambiante) et 130°C température atteinte à la suite des essais successifs. La deuxième catégorie de température d'outil, dite chaude, 400°C ou **W**arm correspond à un outil chauffé par la résistance électrique. Les températures dans ce second cas sont supérieures à 400°C.

5.2.1.1.b. *Zone de température initiale du lopin*

Les températures initiales des lopins, juste avant mise en forme, sont classées dans trois groupes, basse ou **L**ow, moyenne ou **M**edium, et haute ou **H**igh. Ces groupes sont propres aux dimensions du lopin et surtout à leur nuance d'acier.

Pour les lopins de C38, il y a trois groupes ; Low pour une température proche de 1425°C, Medium pour une température proche de 1437°C et High pour une température proche de 1445°C.

Pour les lopins de 100Cr6, il y a trois groupes ; Low pour une température proche de 1245°C, Medium pour une température proche de 1275°C et High pour une température proche 1355°C.

5.2.2. Attaque chimique

Pour l'ensemble des métallographies, micrographies et macrographies, quatre types d'attaque chimique des pièces polies à 1µm sont utilisés, l'attaque nital, l'attaque à l'acide chlorhydrique, l'attaque «Le Chatelier » et l'attaque « Béchet-Beaujard ». Ces attaques sont nécessaires aux différentes observations.

5.2.2.1. Attaque Nital

Cette attaque est employée pour faire des micrographies des différentes pièces, lopins et pièces extrudées, de nuance C38 ou 100Cr6. Le Nital utilisé est composé à 3% d'acide nitrique et le reste d'éthanol. Le temps d'attaque est d'environ 10 secondes pour l'acier C38 et de 2 à 10 secondes pour l'acier 100Cr6 car toute la surface d'étude ne réagit pas avec la même vitesse et les photos doivent être faites à intervalles successifs avec des temps d'attaques différents suivant les zones d'observation.

5.2.2.2. Attaque acide Chlorhydrique

Cette attaque macrographique est employée pour visualiser les fibrages, lignes ou traces de déformation, correspondant à l'écoulement de la matière dans la filière ou du lopin entre les plans parallèle de l'essai de compression. La solution est composée de 50% d'acide chlorhydrique et 50% d'eau distillée. Pour augmenter l'efficacité de la solution, elle est portée à la température de 70°C. Le temps d'attaque est de 15 à 25 minutes.

Pour augmenter le contraste après l'attaque, la surface étudiée est frottée légèrement avec du papier de verre et recouverte de vernis par pulvérisation (laque à cheveux).

5.2.2.3. Attaque Le Chatelier

Cette attaque permet de révéler la structure primaire et la ségrégation, contrairement à l'attaque Nital. Elle est utilisée pour identifier les zones de la pièce restées liquides avant et pendant la mise en forme. La solution est composée de 100ml d'alcool éthylique, de 10ml d'eau distillée, de 1g de chlorure de cuivre, de 0,5g d'acide picrique et de 2ml d'acide chlorhydrique. Les résultats sur l'acier C38 ne sont toutefois pas probants.

5.2.2.4. Attaque Béchet-Beaujard

Cette attaque est utilisée pour révéler la structure primaire comme l'attaque « Le Chatelier » mais pour d'autres nuances d'acier, comme le C38. Cette solution aqueuse est saturée en acide picrique (acide carbo-azotique).

5.2.3. Repérage des points d'observation

La structure métallographique des lopins chauffés, écrasés, ou filés est observée longitudinalement, l'éprouvette est coupée sur toute sa longueur. Les éprouvettes sont de grandes dimensions, il faut donc identifier les zones d'observation avec un repérage bien défini, figure 44..

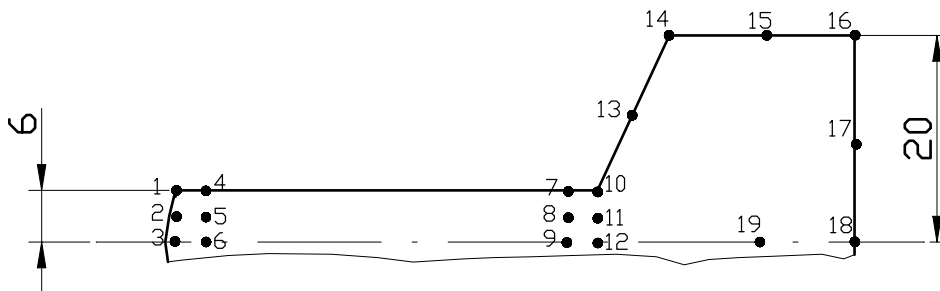


Figure II.44: Position des points d'observation d'une pièce thixoforgée et coupée longitudinalement.

Les positions d'observation des structures pour les lopins uniquement chauffés correspondent à la position approximative des thermocouples, figure 45.

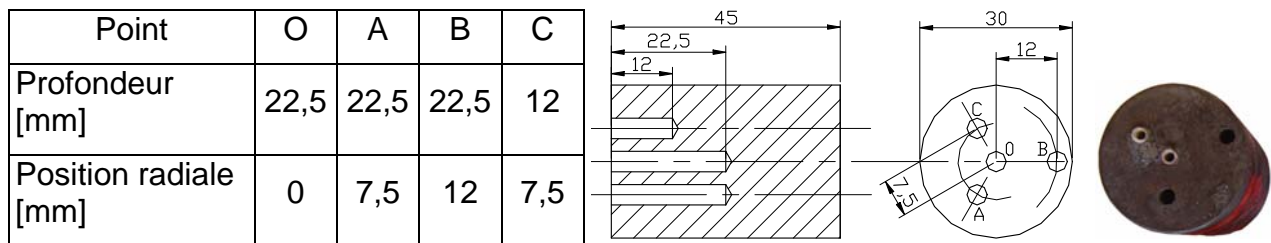


Figure II.45: Positions d'observations des structures des lopins chauffés.

5.2.4. Microscopes

Les microstructures et les macrostructures des différentes pièces étudiées, selon la résolution recherchée, sont observées à l'aide d'un microscope optique ou d'un microscope électronique à balayage. Le microscope optique AX70, de marque Olympus, est utilisé pour réaliser des images agrandies jusqu'à 500 fois pour les microstructures et jusqu'à 250 fois pour les macrostructures. Ces résolutions sont suffisantes pour faire de bonnes analyses des microstructures et des macrostructures.



Figure II.46: Microscope optique Olympus AX70.

Le microscope électronique à balayage, de marque JEOL, permet d'observer de manière plus précise les microstructures et en particulier les zones perlitiques avec un agrandissement maximal utilisé de 1500. Il est également utilisé pour faire des microanalyses de la constitution du matériau sur de petites zones par diffraction des rayons X (sonde EDS).



Figure II.47: Microscope électronique à balayage JEOL JSM-5800LV.

5.3. Essais mécaniques

Des essais mécaniques, de microdureté et de traction, sont réalisés sur plusieurs éprouvettes thixoforgées dans des conditions de mise en forme différentes.

5.3.1. Essai de dureté

Les microduretés sont faites sur une section de pièce coupée longitudinalement et selon les points d'observation micrographique décrits au paragraphe 5.2.3. Elles ont pour but de décrire l'évolution de la dureté dans la pièce en fonction des positions de mesure et des conditions de thixoforgeage et de localiser les points

particuliers. Ces mesures de dureté sont obtenues à l'aide d'une machine de microdureté FV7 de la marque Future-Tech corp.



Figure II.48: Machine de microdureté FV70 Future-Tech corp.

Les essais de dureté sont effectués avec une charge de 3kg et un pénétrateur pyramidal à base carrée. Toutes les mesures sont répétées trois fois pour chaque zone examinée et permettent d'obtenir une dureté moyenne.

5.3.2. Essai de traction

Les essais de traction ont pour but d'étudier :

- la résistance mécanique,
- la robustesse des caractéristiques mécaniques sur 3 ou 4 essais,
- l'influence de la température de l'outillage sur les caractéristiques mécaniques,
- l'influence de la vitesse de mise en forme sur les caractéristiques mécaniques,

pour des aciers C38 et 100C6 thixoforgés dans différentes conditions,

Ces essais de traction ont été réalisés par le CREAS Hagondange avec des éprouvettes normalisées de dilato-traction, de type MDILTO4, de longueur caractéristique l_0 de 10mm et de diamètre caractéristique d_0 de 4 mm.

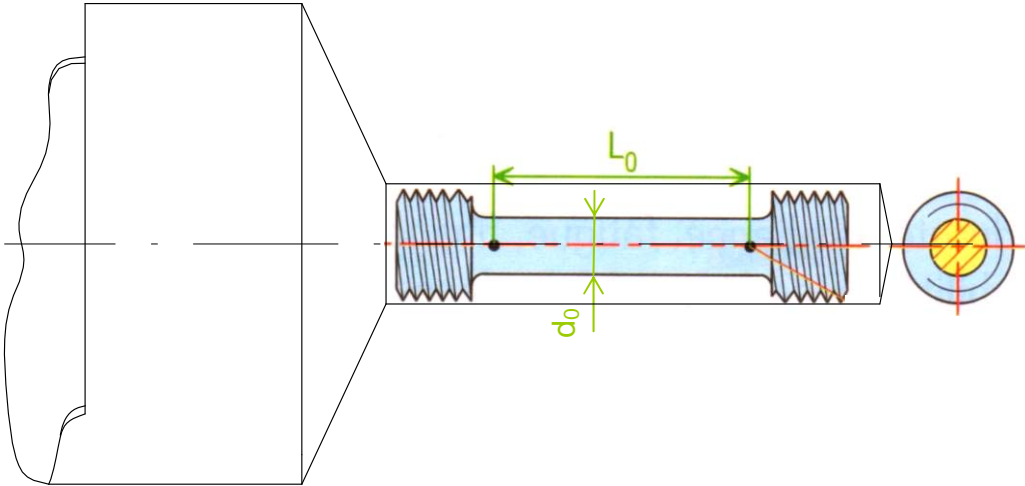


Figure II.49: Illustration d'une éprouvette de traction et de sa zone de prélèvement dans les pièces filées par thixoforgeage.

6. CONCLUSION, DISCUSSION

Les dispositifs expérimentaux de conception nouvelle et innovante utilisés pour les différentes expériences ont répondu avec satisfaction aux premiers objectifs fixés pour chacun d'eux. Ils ont permis de réaliser des essais dans des conditions satisfaisantes et bien contrôlées assurant une répétabilité des résultats.

Des améliorations pour de futures campagnes d'essais sont à apporter, elles concernent :

- le chauffage inductif, en utilisant un inducteur permettant de concentrer davantage les champs inductifs et de contrôler l'atmosphère de la zone de chauffage,
- l'éjection automatique de la pièce en fin de thixoforgeage dans le cas du filage direct,
- la mesure des déplacements, en utilisant un système n'ayant plus d'interface mécanique pour éviter les phénomènes vibratoires ou de rebonds,
- la filière et le piston, qui doivent être reconçus et modifiés pour éviter ou limiter le filage inverse.

Une stratégie d'analyse, observations macroscopiques et microscopiques, a été mise en place afin d'identifier l'influence des paramètres de mise en forme sur la structure.

7. BIBLIOGRAPHIE CHAPITRE 2

1. Hort, N., *Mit leichtigkeit in der Zukunft*. Research Crosses Border, Jahresheft der Helmholtz Gesellschaft, 2005: p. 8-11.
2. Cezard, P., *Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : analyse expérimentale et numérique.*, in ENSAM Metz. 2006.
3. Robelet, M. and ASCOMETAL, *Acier pour construction mécanique, procédé de mise en forme à chaud d'une pièce de cet acier...* 2004: France, Florange.
4. ASCOMETAL, C. and M. Robelet, *Machine construction steel, process for hot forming a piece of this steel and piece obtained by this process*, in EUROPEAN PATENT APPLICATION. 2004: France.
5. Béranger, G., G. Henry, and G. Sanz, *Le livre de l'acier*. Lavoisier, avec le concours de la Sollac ed, ed. T. Documentation. 1994.
6. N.N., A., *Midterm report of the project : Development of adapted steel parts forged under semi-solid conditions for the industrial market*. 2004, funded by the European Commission.
7. Lecomte-Beckers, J., et al., *Study of liquid fraction and thermophysical properties of semi-solid steels and application to the inductive heating for thixoforming*. Advanced Methods in Metal Forming, 2007: p. 321-338.
8. Rouff, C., *Contribution à la caractérisation et à la modélisation du comportement d'un acier à l'état semi-solide. Application au thixoforgeage*. 2003, ENSAM: Metz.
9. Fischer, D., *Entwicklung eines vauautomatisierten Produktionsprozesses für die Herstellung von Stahlbauteilen durch Thixoschmieden*. IFUM Leibniz Universität Hannover ed. 2008, Hannover.
10. Rassili, A., et al., *Simulation of adequate inductive heating parameters and the magneto-thermal coupling involved in the SSM processing of steels*, in *6th Semi-solid Processing of alloys and composites*, G. Chiarmetta and M. Rosso, Editors. 2000, Edimet: Bresmia, Italy. p. 559-564.
11. N.N., A., *Final technical report of the project : Development of adapted steel parts forged under semi-solid conditions for the industrial market*. 2006, funded by the European Commission.
12. Jung, H.K. and C.G. Kang, *Reheating process of cast and wrought aluminium alloys for thixoforging and their globularization mechanism*. Journal of Materials Processing Technology, 2000. **104**: p. 244-253.
13. Cezard, P., *Caractérisation, Modélisation et Simulation du comportement des alliages métalliques semi-solides. Application au thixoforgeage de l'acier.*, in ENSAM Metz. 2006.

14. Cezard, P., et al. *Thixoforming of Steel : New Tools Conception to Analyse Thermal Exchanges and Strain Rate Effects*. in *ESAFORM*. 2007. Zaragossa, Spain: American Institute of Physics.
15. Becker, E., et al., *Steel thixoforging: heat exchange impact on the mechanical and metallurgical features of thixoforged samples*. journal *Solid State Phenomena*, 2008. **141-143**.
16. Murry, G., *Données numériques sur les aciers pour traitements thermiques*,. Techniques de l'ingénieur ed. Vol. M318.
17. Gillet, G., *Séparation magnétique - Théorie et modélisation*. Techniques de l'ingénieur ed.
18. De Novion, C.H. and D. Lesueur. Techniques de l'ingénieur ed. Vol. M40. *L'état métallique - Propriétés électroniques et physiques*.
19. Cezard, P., et al., *Thixoforming of Steel – Influence of thermal parameters*. *Solid State Phenomena*, 2006. **116-117**: p. 721-724.

CHAPITRE 3 : ETUDE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

Les résultats des essais expérimentaux de thixoforgeage, par filage direct et par compression, sont présentés dans ce chapitre.

Les essais de filage direct ont été mis au point pour déterminer l'influence des paramètres de mise en forme sur les efforts de thixoforgeage et sur l'écoulement de la matière afin d'évaluer la thixoforgeabilité d'une nuance d'acier dans différentes conditions. Ces paramètres influencent les échanges thermiques outil-pièce. Ces derniers ont un rôle important de la même façon que les phénomènes dus à la vitesse de mise en forme sur le comportement et la structure de l'acier. Plus de 800 micrographies, dont 750 obtenues au microscope optique et 60 au microscope à balayage électronique, et 60 macrographies permettent de donner des informations complémentaires de l'impact des échanges thermiques et leurs liens avec les conditions de mise en forme.

La compréhension des échanges thermiques dans le processus de mise en forme des aciers à l'état semi-solide est essentielle. Les essais de compression instrumentés ont été mis au point pour quantifier les échanges thermiques entre le tas plan et le lopin semi-solide lors de l'écrasement par mesure de l'évolution des températures dans l'outil. L'intérêt de ce type d'essai expérimental est qu'il est simple à mettre en œuvre et que la nature de l'écoulement ne complique pas l'analyse des résultats.

1. EXPERIENCES DE FILAGE DIRECT

Plus de 140 essais de filage direct sur des aciers de nuance C38 et 100C6 ont été réalisés.

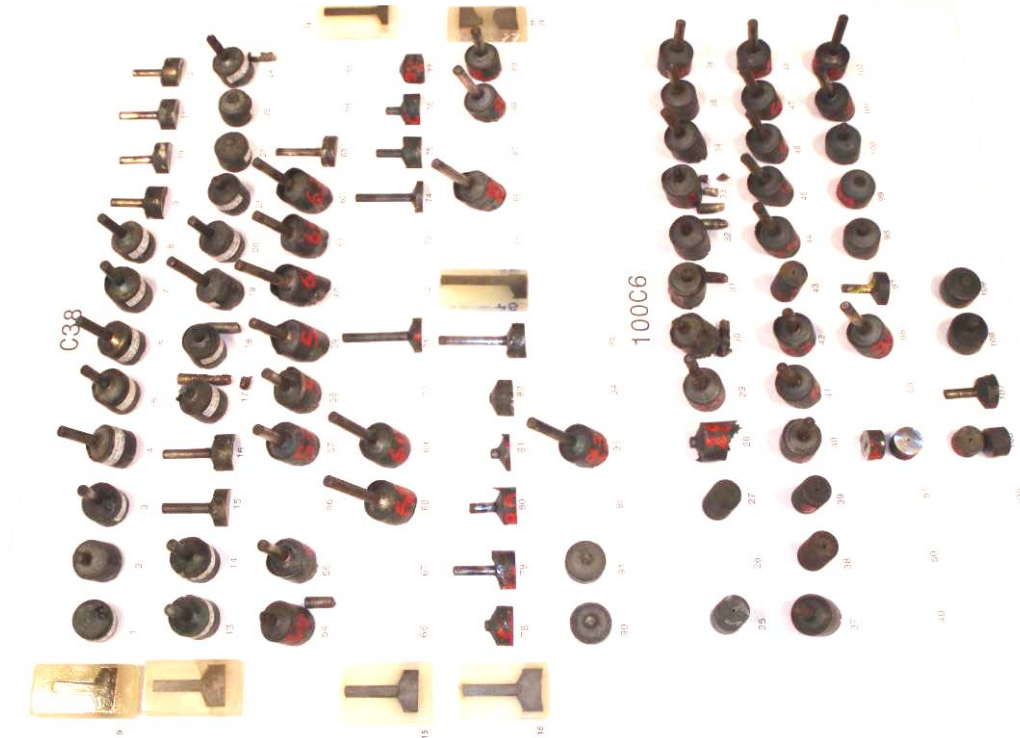


Figure III.1: Présentation partielle des pièces obtenues en filage direct par thixoforgeage.

Ces expériences ont été faites à l'Université de Liège avec le dispositif amorti à chauffage par induction intégré. Les paramètres réglables de la mise en forme sont le cycle de chauffe déterminant la température du lopin, la vitesse de mise en forme et la température de l'outil. La température de l'outil est dite « froide » ou de 30°C (**C**old) si elle est comprise entre 25°C et 130°C, elle est dite « chaude » ou de 400°C (**W**arm) si elle est supérieure à 400°C et obtenue par résistance chauffante. L'intervalle de température initiale de l'outil (Cold[25 ;130], Warm [400,...]) tient compte de l'échauffement progressif de l'outil d'un essai à l'autre.

Le réglage des différents paramètres permet de réaliser un certain nombre de combinaisons de mise en forme répertoriées dans le tableau 1 ci-après. Ces combinaisons ont toutes fait l'objet de plusieurs essais.

Nuance	Vitesse de mise en forme	Température de l'outil	Zone de température du lopin	Code d'identification
C38	50	30	L	50CL
	50	30	M	50CM
	50	30	H	50CH
	50	400	L	50WL
	50	400	M	50WM
	50	400	H	50WH
	200	30	L	200CL
	200	30	M	200CM
	200	30	H	200CH
	200	400	L	200WL
	200	400	M	200WM
100C6	200	30	L	200CL
	200	30	M	200CM
	200	30	H	200CH
	200	400	L	200WL
	200	400	M	200WM
	200	400	H	200WH

Tableau III.1: Différentes combinaisons de paramètres possibles pour les essais de filage direct.

Les essais pour la nuance d'acier 100Cr6 à une vitesse inférieure à 200mm/s ne sont pas réalisables avec le système d'amortissement, la charge de mise en forme dépasse la limite de fonctionnement de 50 tonnes des amortisseurs.

1.1. Evolution de l'écoulement

L'écoulement de la matière durant le thixoforgeage et les différentes phases de remplissage de la filière peuvent être décrites de manière qualitative en étudiant les courbes d'effort. Une première approche comparative avec des essais de filage direct en forgeage à chaud, comportement viscoplastique, peut être faite [1, 2]. Pour ce type d'essai les courbes de l'effort en fonction du déplacement de l'outil, figure 1, sont composées de trois phases durant la mise en forme :

- la première, remplissage du diamètre 40mm par le lopin de diamètre 30mm et engagement dans le cône du convergent,
- la seconde, remplissage du convergent et engagement dans la filière de diamètre 12mm, est celle où l'effort croît le plus rapidement,
- la troisième, le filage, à ce moment l'augmentation de l'effort est plus lente que pour la phase précédente.

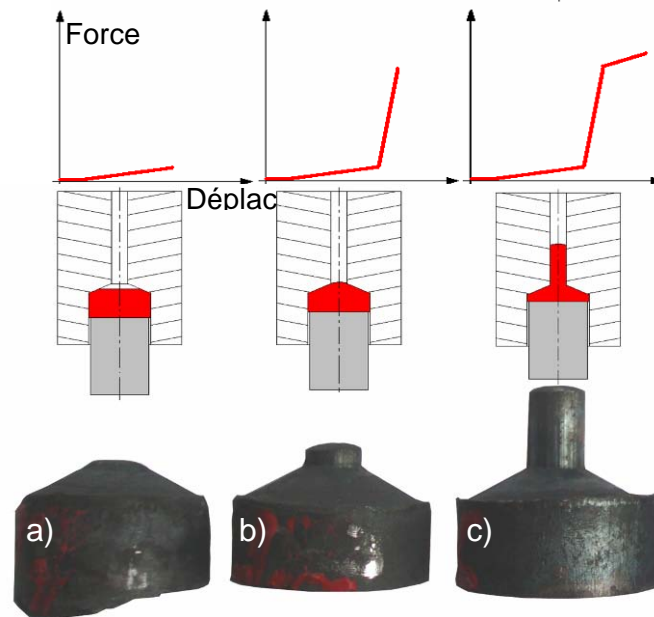


Figure III.2: Illustration de l'évolution de l'effort en fonction de l'écoulement dans le cas d'un filage direct [2].

D'après la littérature la pente de la courbe d'effort durant la troisième phase est dépendante du frottement et de la vitesse de filage [1]. L'augmentation de l'effort est d'autant plus importante que la vitesse d'écoulement est faible. La diminution de la vitesse est associée avec une augmentation du frottement.

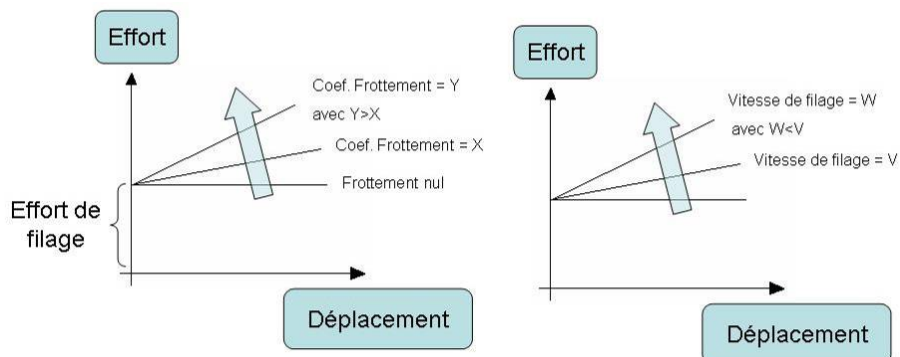


Figure III.3: Effet théorique de la vitesse de filage et du coefficient de frottement sur l'effort de filage direct [1].

L'objectif de ce paragraphe est de montrer l'évolution de la courbe d'effort des essais expérimentaux en fonction des différentes phases de mise en forme. L'évolution de l'effort au cours des différentes phases du filage par thixoforgeage est également étudiée par des essais successifs de filage interrompus.

1.1.1. Analyse des courbes d'effort des essais expérimentaux

L'évolution de l'effort au cours des différentes phases de thixoforgeage dépend des paramètres de mise en forme et de la nuance d'acier. Il y a deux formes

typiques de courbe, celle obtenue pour une vitesse de mise en forme lente proche de 50mm/s (figure 4a) et l'autre pour une vitesse rapide proche de 200mm/s (figure 4b).

Le passage d'une phase à l'autre de la mise en forme sur ces courbes représentatives n'est pas aussi visible que sur la figure 2. Des droites ont été placées sur les courbes pour marquer le passage supposé d'une phase à l'autre.

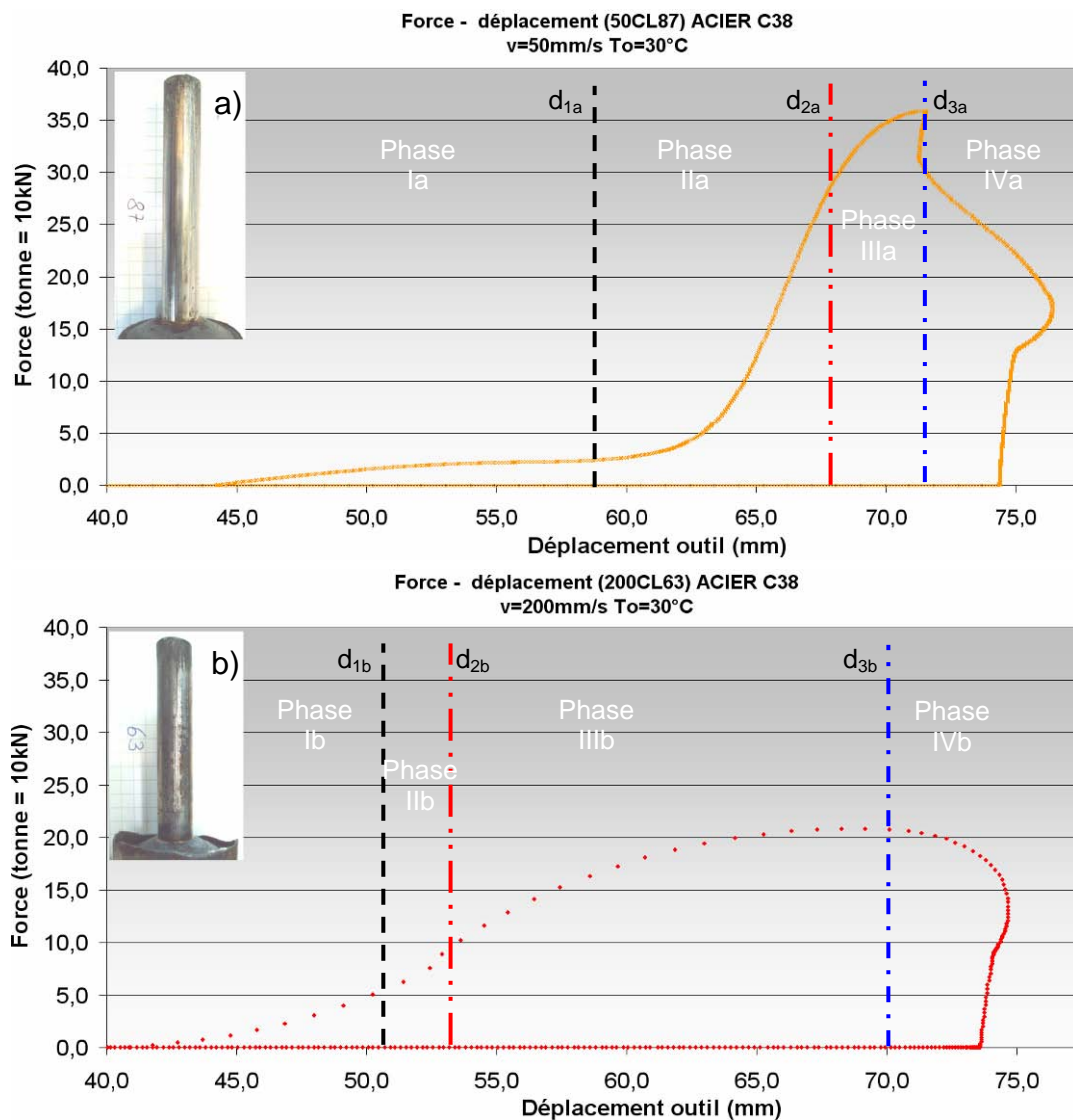


Figure III.4: Comparaison de l'allure des courbes forces en fonction du déplacement pour deux essais identiques sauf la vitesse de mise en forme.

La courbe de la figure 4a est la plus proche de la description faite par la théorie. La pente de la première phase de l'essai à faible vitesse 50CL87 varie au cours du filage en diminuant puis reste constante. Ce résultat est cohérent à la vue des données rhéologiques du chapitre I, page 15 figure 4, puisque la viscosité d'un semi-solide subissant une faible vitesse de déformation décroît au cours du temps dans certaines conditions tandis que pour une vitesse de déformation élevée elle

reste quasiment constante. La deuxième phase de cette courbe est clairement identifiable seules les frontières avec les phases voisines ne sont pas franches. La pente de cette deuxième phase (essai 50CL87) croît beaucoup, il y a plusieurs raisons. D'une part le remplissage du convergent est une zone de rétrécissement entraînant une augmentation de l'effort. C'est un lieu privilégié, aux échanges thermiques avec l'outil et un contact prolongé avec le convergent. Plus la vitesse est lente plus la perte de chaleur de la matière est élevée, entraînant une augmentation de la viscosité et de l'effort. D'autre par le début du filage commence à la fin de cette phase. Le passage de la matière dans cette section réduite crée une augmentation de l'effort d'autant plus important que la vitesse de mise en forme est faible. La section réelle de passage du matériau semi-solide diminue avec la diminution de la vitesse. Cette diminution de section est due à la matière elle-même qui se solidifie davantage en raison de l'augmentation des échanges thermiques au passage du convergent et du petit cylindre. La troisième phase illustre une évolution importante de l'effort de filage qui est non négligeable.

La figure 4b représente l'essai 200CL63 réalisé à grande vitesse. L'évolution de l'effort dans la phase I est régulier et conforme à la description théorique. Cette phase étant courte et la vitesse de déformation suffisamment élevée, il n'y a pas d'effet thixotrope comme pour la phase I de l'essai 50CL87 décrit précédemment. La seconde phase n'est presque plus visible comparée aux courbes théoriques, mais physiquement le remplissage du convergent ne peut pas disparaître. Il faut donner une autre explication. La droite d_{2b} , indiquant la fin de la phase II, doit se situer plus à droite. En effet le remplissage du volume du convergent correspond à une course donnée de l'outillage.

Les courbures des courbes des phase IIb et IIIb doivent être très proches et le point d'inflexion entre ces dernières n'est pas visible. L'évolution de l'effort de la phase II pour remplir le convergent et démarrer le filage a énormément diminué. La croissance de cet effort est du même ordre de grandeur que celle de la troisième phase. Les pentes de la courbe pour les phases II et III sont très proches. Il est difficile de repérer la frontière. La diminution de la croissance de l'effort est due à un plus grand volume de matière resté semi-solide pendant la mise en forme. L'échange thermique outil-pièce est plus court d'où un refroidissement de la matière pendant le thixoforgeage moins grand et un

matériau avec une viscosité globale moins grande. La diminution de la viscosité est également due à des vitesses de déformation plus élevées entraînant le mécanisme de désagglomération.

Pour identifier l'évolution de l'effort de thixoforgeage en fonction de l'écoulement de la matière dans l'outil (différentes phases du remplissage), des essais interrompus ont été réalisés.

Remarque :

Il faut remarquer une quatrième phase, quelle que soit la vitesse de mise en forme, après la droite d_{3a} ou d_{3b} . Nous n'avons pas d'explication quant à sa forme.

1.1.2. Analyse des efforts des essais interrompus

Pour identifier et vérifier les différentes phases de l'écoulement du semi-solide pendant le filage direct par thixoforgeage, des essais interrompus ont été réalisés. Ces essais consistent à réduire progressivement la longueur filée des pièces et à comparer les courbes effort –déplacement les unes par rapport aux autres. Le réglage de la longueur est réalisé en modifiant la hauteur de cale entre les tubes de l'outillage ou sous le piston (voir chapitre II & 4.1.6).

La figure 5, ci-dessous, présente cinq essais thixoforgés à la vitesse de 50mm/s, avec une filière froide et un lopin d'acier à la température de 1420°C mais filés à des longueurs différentes.

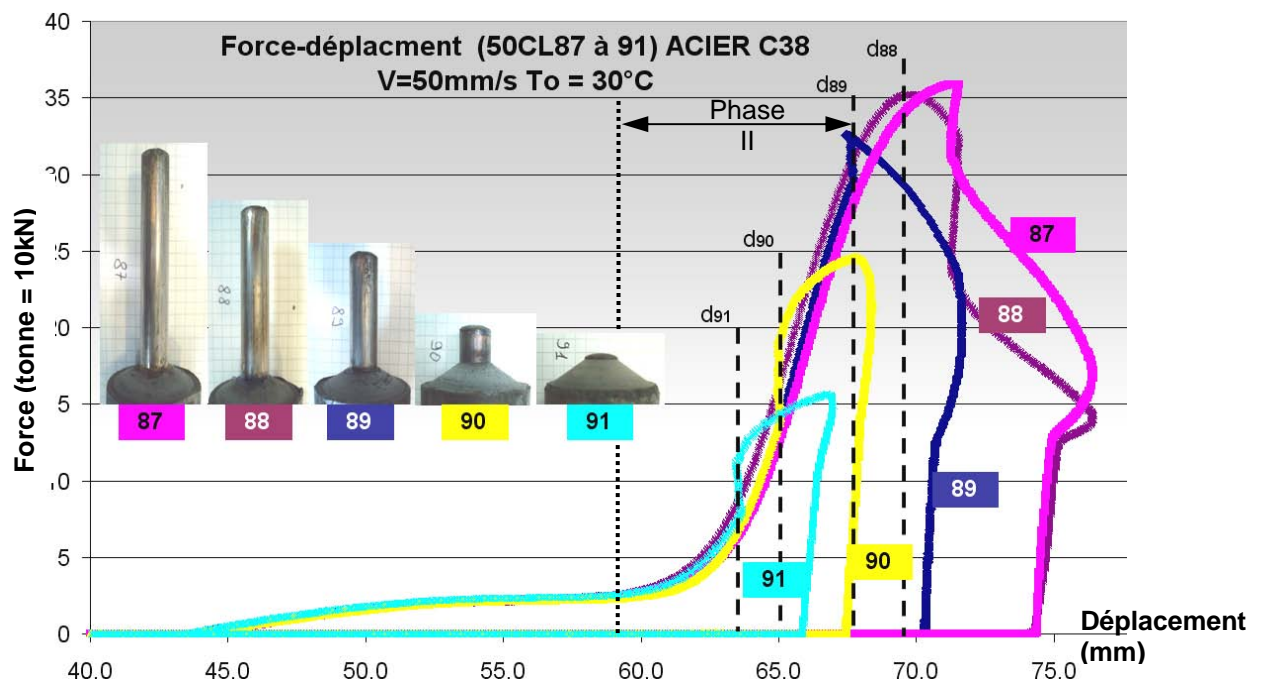


Figure III.5: Courbes effort –déplacement d'essais interrompus thixoforgés à 50mm/s.

La partie correspondant à la phase II de filage change brutalement de pente pour toutes les courbes sauf l'essai 88. Les courbes semblent se superposer jusqu'aux changements de courbure dans la phase II. Tous ces changements de pente ont été marqués par une droite correspondant à chacune des courbes concernées. Chacune de ces droites indique à quelle distance du filage a lieu le changement de pente. Ce changement n'est pas expliqué. Lorsque le tracé des courbes est arrêté par la droite associée, voir la figure 6, ci-après, il est remarquable que la différence de déplacement correspondant à l'écart de deux droites consécutives et est égale à la différence de réglage de la longueur filée de deux essais consécutifs.

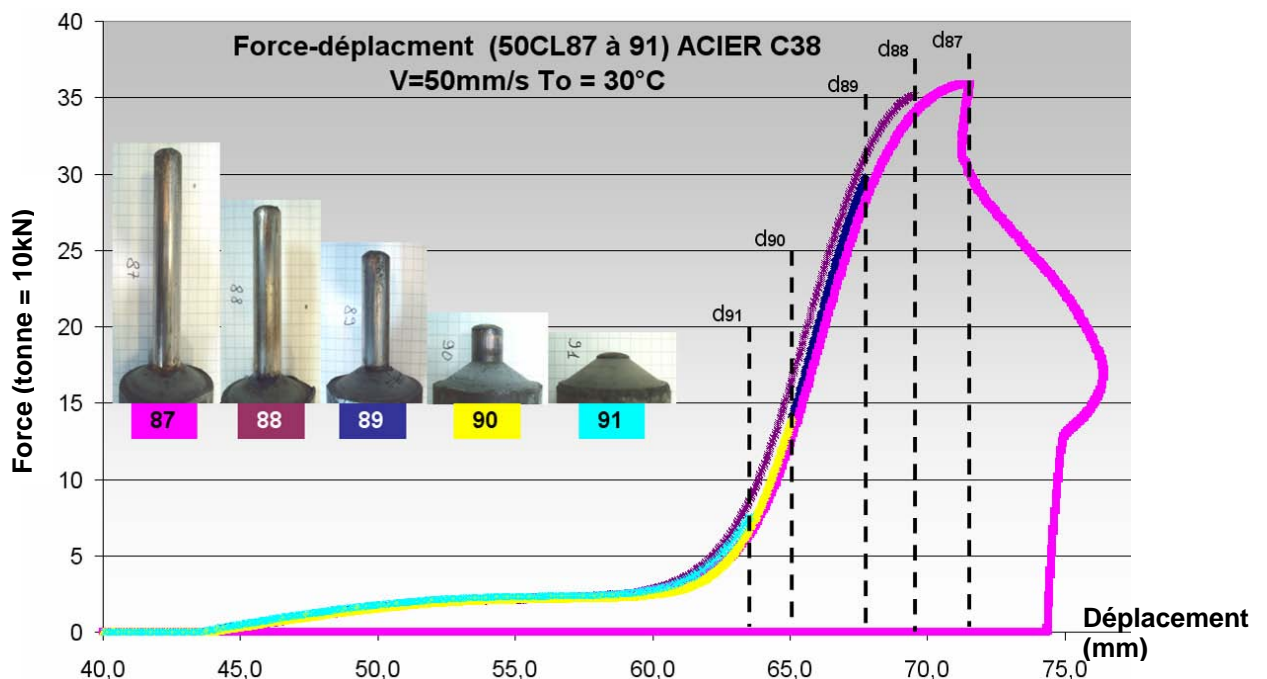


Figure III.6: Courbes partielles effort –déplacement d'essais interrompus thixoforgés à 50mm/s.

Essais comparés	Différence de déplacement mesuré entre leur droite [mm]	Différence de réglage entre ces essais en mm de cale [mm]
87 - 88	2	2
88 - 89	1,8	2
90 - 89	2,6	2,5
91 - 90	1,5	1,5

Tableau III.2: Différence de déplacement de l'outil par rapport aux différences de réglage entre des essais à 50mm/s, interrompus.

La figure 6 illustre bien l'évolution de l'effort en fonction de l'écoulement (du remplissage) du semi-solide dans la filière de thixoforgeage. Il reste cependant à expliquer les courbes après les droites. L'augmentation de charge peut être expliquée par les dilatations de la pièce confinée dans l'outillage mais aucune explication pour la poursuite des mesures de déplacement après ces droites. Des pistes sont envisagées comme des phénomènes liés à la dynamique de la machine, de l'outillage ou du capteur.

Des essais interrompus réalisés à la vitesse de 200mm/s ont été réalisés, le tracé de leur courbe effort -déplacement est donné ci-dessous avec la figure 7. La démarche est identique à celle présentée auparavant.

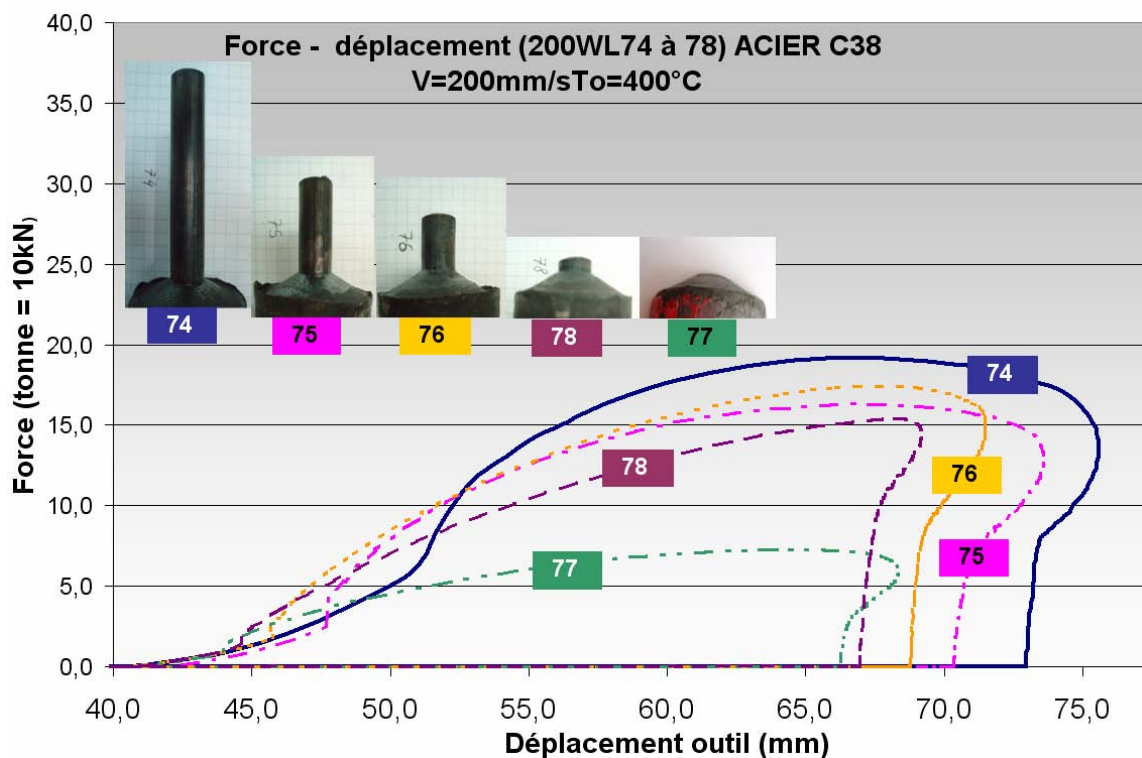


Figure III.7: Courbes effort -déplacement d'essais interrompus thixoforgés à 200mm/s

Les courbes ne paraissent pas se superposer. Il faut agrandir la figure dans la zone de déplacement située entre 40 et 53mm. La figure 8 correspond à cet agrandissement. Ici aussi, il est possible de placer des droites marquant une variation brusque de la pente des différentes courbes et de vérifier que l'écart en déplacement de deux droites correspond à la différence de réglage entre les deux essais consécutifs. Là aussi il faut expliquer à quoi correspond l'allure des courbes après les droites, et là non plus il n'y a pas de réponse satisfaisante. De plus, il a été remarqué que le déplacement entre le début de la courbe (40mm) et la dernière droite (d_{74}) est petit, 11mm. Ceci ne correspond pas à la course

nécessaire au filage complet de la pièce. La variation brusque de pente a lieu au cours de la mise en forme.

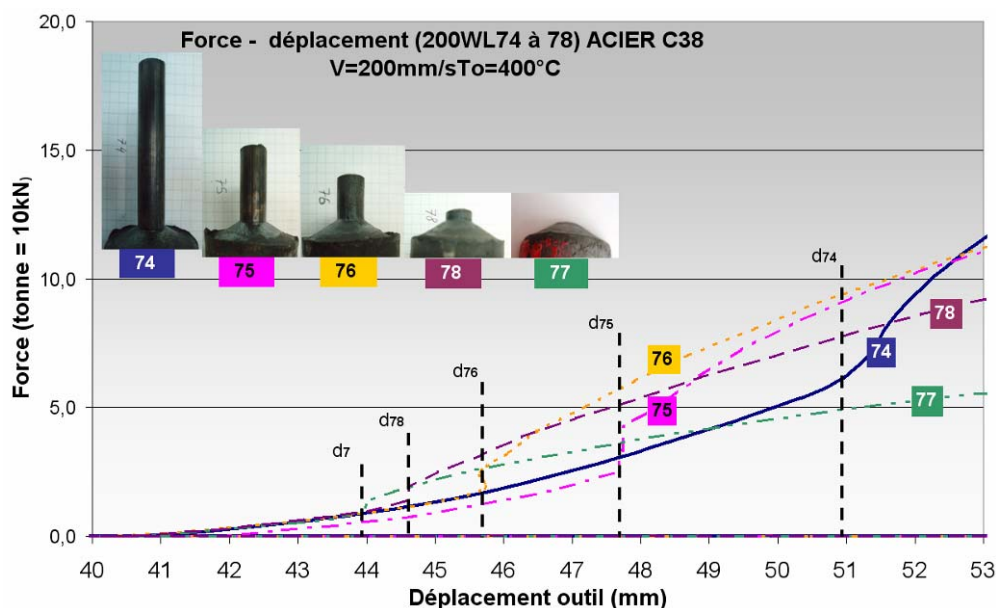


Figure III.8: Courbes partielles effort –déplacement d'essais interrompus thixoforgés à 200mm/s

Essais comparés	Différence de déplacement mesuré entre leur droite [mm]	Différence de réglage entre ces essais en mm de cale [mm]
74 - 75	3,1	3
75 - 76	1,9	2
76 - 78	1,1	1,5
78 - 77	0,6	1

Tableau III.3: Différence de déplacement de l'outil par rapport aux différences de réglage entre des essais à 200mm/s, interrompus.

1.2. Influence des paramètres de mise en forme sur le thixoforgeage

Le but de ce paragraphe est d'évaluer l'influence des paramètres de mise en forme sur l'évolution des efforts de thixoforgeage et de leur valeur maximale et sur la nature de l'écoulement.

1.2.1. Influence de la vitesse de l'outil

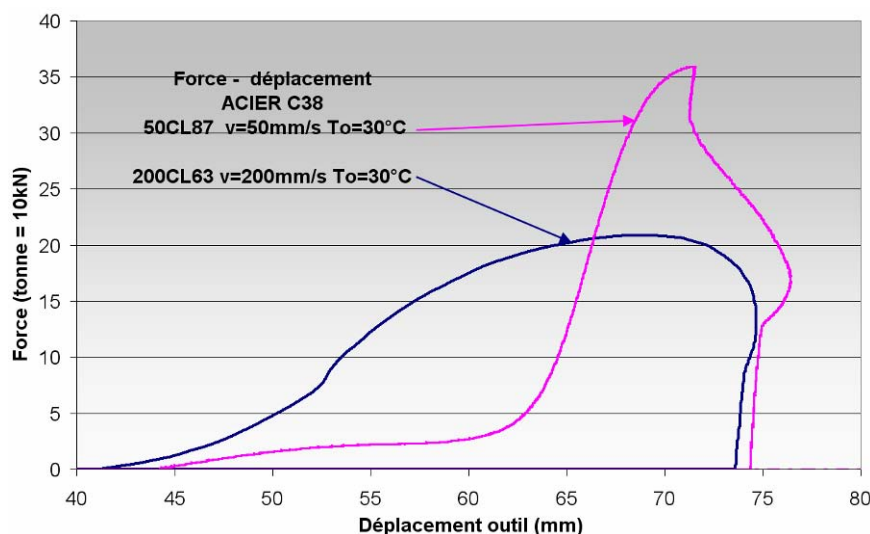


Figure III.9: Influence de la vitesse de mise en forme sur la courbe force –déplacement de pièces thixoforgées en acier C38.

La figure 9, ci-dessus, présente deux courbes, effort de mise en forme en fonction du déplacement de la filière, de deux pièces filées par thixoforgeage dans des conditions identiques hormis la vitesse de l'outil. Les courbes montrent que l'effort de mise en forme diminue de manière significative, d'environ 35%, avec l'augmentation de la vitesse de l'outil. Ces essais montrent aussi que la variation de la vitesse de l'outil influence la rhéologie du matériau. Ceci est remarquable à la différence d'allure des courbes. Il y a des zones de similitude mais les pentes de celles-ci sont toujours différentes. L'effort augmente rapidement au début du thixoforgeage pour les essais à la vitesse de 200mm/s jusqu'au déplacement de 50mm alors qu'il augmente lentement jusqu'à 60mm de déplacement pour la vitesse de 50mm/s. Puis au-delà de 60mm de déplacement, l'effort augmente brutalement pour la petite vitesse alors qu'il augmente beaucoup moins vite pour la grande vitesse, la pente des courbes s'est inversée. La vitesse influence toutes les phases de l'écoulement du matériau dans la filière, si elle augmente :

- la pente de la première phase augmente ; phénomène rhéologique,
- la pente des phases deux et trois chute énormément ; phénomène de désagglomération due au cisaillement des pontages entre les structures solides.

D'après l'allure des courbes précédentes il a été déduit que la vitesse de mise en forme influence l'écoulement du matériau. Dans la suite du paragraphe il est montré dans quelle mesure la nature de l'écoulement est modifiée.

Lors des mises au point, une première série d'essais de l'acier C38 est réalisée avec quatre vitesses différentes, de 40mm/s à 215mm/s. La température initiale des lopins est de 1450°C (H) et celle de l'outil est froide (C). L'effort maximal des expériences est représenté sur la figure 10, ci-dessous.

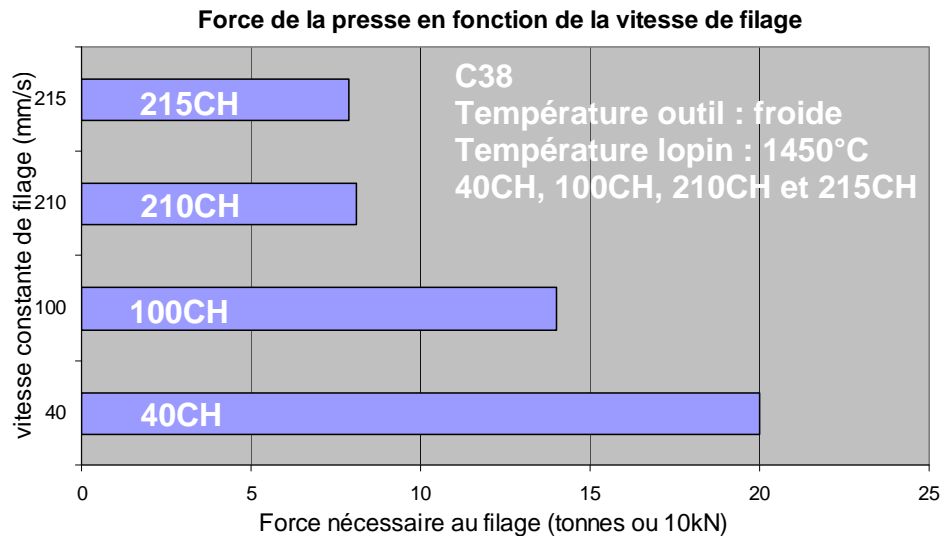


Figure III.10: Effort de mise en forme en fonction de différentes vitesses de l'injecteur de la presse.

L'effort de filage diminue avec l'augmentation de la vitesse du coulisseau, comme attendu. Une chute de près de 60% de l'effort maximal est observée entre l'essai à 40mm/s et celui à 215mm/s.

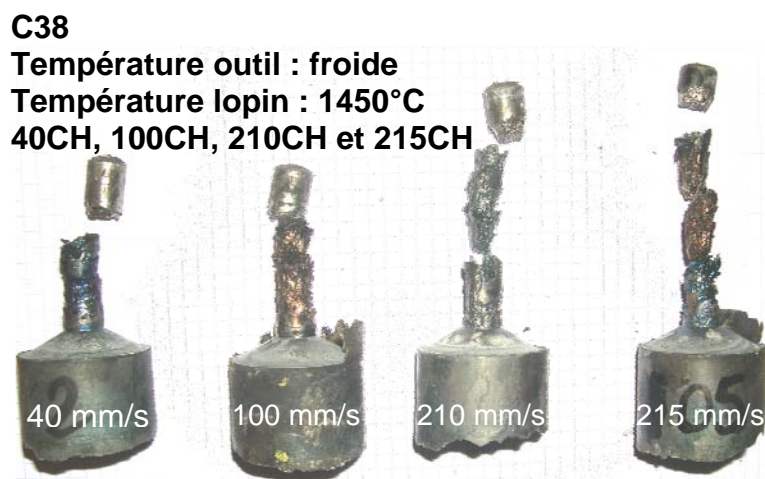


Figure III.11: Pièces thixoforgées en C38 à des vitesses différentes de l'injecteur de la presse.

Les géométries obtenues sont similaires et classiques d'un filage où la fraction de liquide est trop élevée [2]. Des phénomènes importants d'éjection et de solidification aux parois sont observables (Figure 11). Pour des vitesses faibles,

l'écoulement est légèrement plus homogène. Ces essais montrent donc une influence claire de la vitesse de l'injecteur. Physiquement, cette vitesse va influencer la désagglomération du squelette du semi-solide [3-5] mais également les échanges thermiques en modifiant le temps de mise en forme [2].

Des essais avec une température initiale du lopin plus faible sont également réalisés. Cette diminution de la température permet d'obtenir des pièces bonnes (non-hétérogènes)

1.2.2. Influence de la température de la filière

Dans le cas de deux vitesses de mise en forme différentes, figures 12 et 13, l'influence de la température initiale de la filière est réduite sur l'évolution de l'effort. L'augmentation de la température de l'outil permet essentiellement de diminuer la pente de la dernière phase du filage et dans une moindre mesure celle de la deuxième phase, visible sur la figure 12. Cette diminution de la charge pendant la phase de remplissage de la filière (phase III) s'explique par le fait que le matériau semi-solide échange moins de calories avec l'outil chaud à son contact. Ce matériau provenant du cœur de la pièce préserve une plus grande quantité de semi-solide plus longtemps. La viscosité et la consistance de ce dernier restent réduites et l'effort est diminué en fin de thixoforgeage. L'augmentation de la température de l'outil diminue les échanges thermiques avec la pièce.

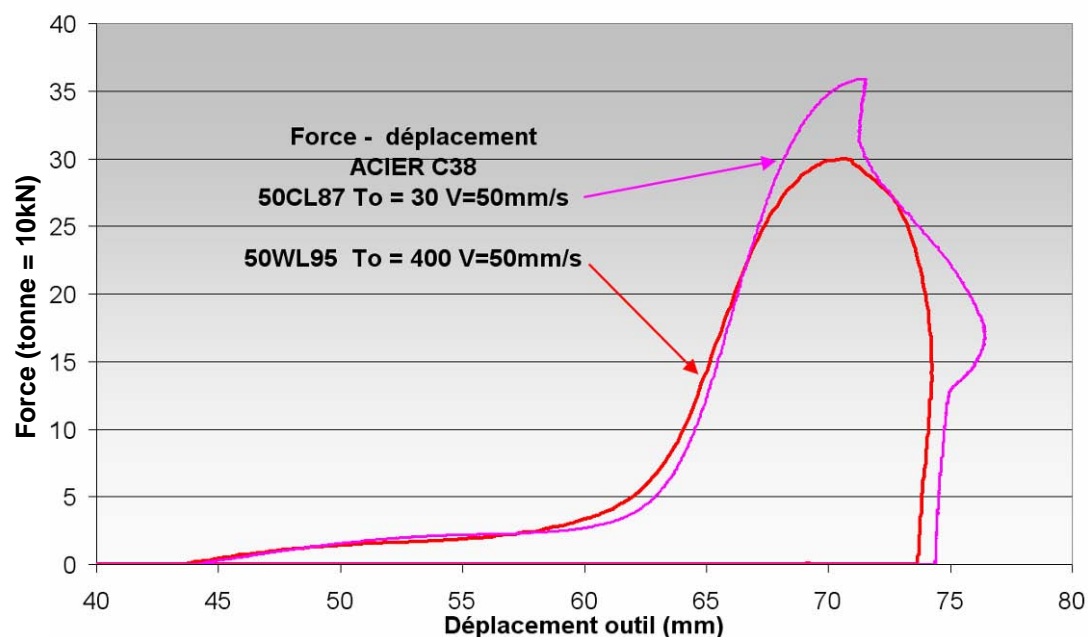


Figure III.12: Influence de la température de l'outil sur la courbe force –déplacement de pièces en acier C38 thixoforgées à la vitesse de 50 mm/s.

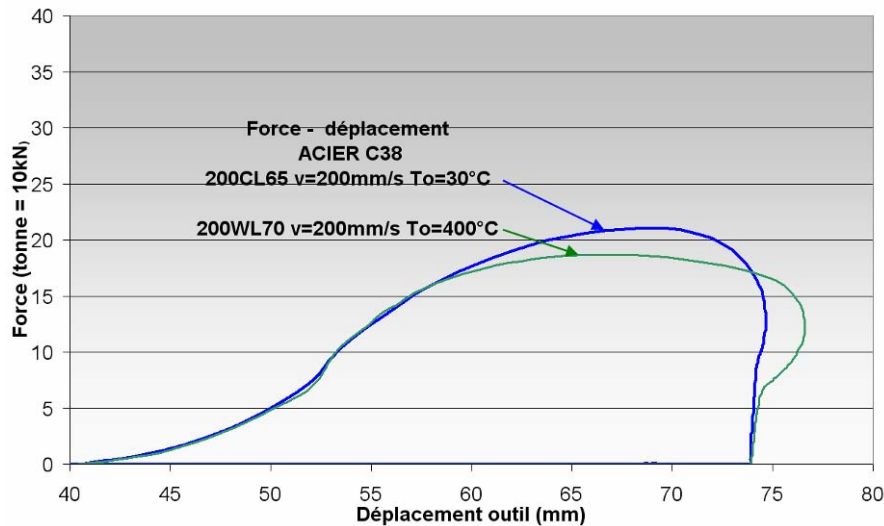


Figure III.13: Influence de la température de l’outil sur la courbe force –déplacement de pièces en acier C38 thixoforgées à la vitesse de 200 mm/s.

Par contre la température de l’outil influence de manière importante l’écoulement de la matière dans la filière. Une température élevée permet de diminuer considérablement les hétérogénéités. La figure 14 montre deux essais réalisés dans des conditions identiques hormis la température de l’outil.

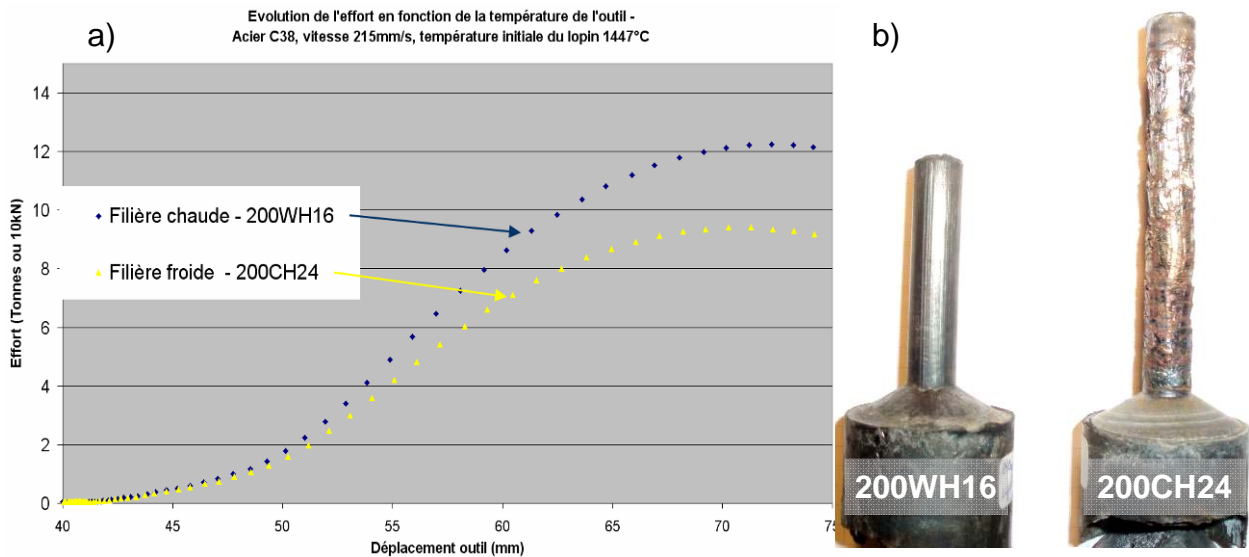


Figure III.14: Evolution de l’effort et de l’écoulement de la matière en fonction de la température d’outil.

L’essai réalisé avec la filière chaude (400°C) a un écoulement homogène malgré une température initiale du lopin élevée. Le même essai avec une filière froide (200CH24) donne des hétérogénéités avec des départs d’éjection de matière et des interruptions régulières de l’écoulement.

L’effort moins élevé dans le cas de la filière froide est dû à l’écoulement hétérogène, phénomènes successifs d’éjection et de solidification.

Cette comparaison révèle tout particulièrement l'importance des échanges thermiques entre l'outil et la pièce pendant le thixoforgeage.

1.2.3. Influence de la température du lopin

La figure 15 montre deux essais où seule la température du lopin varie d'environ 10°C.

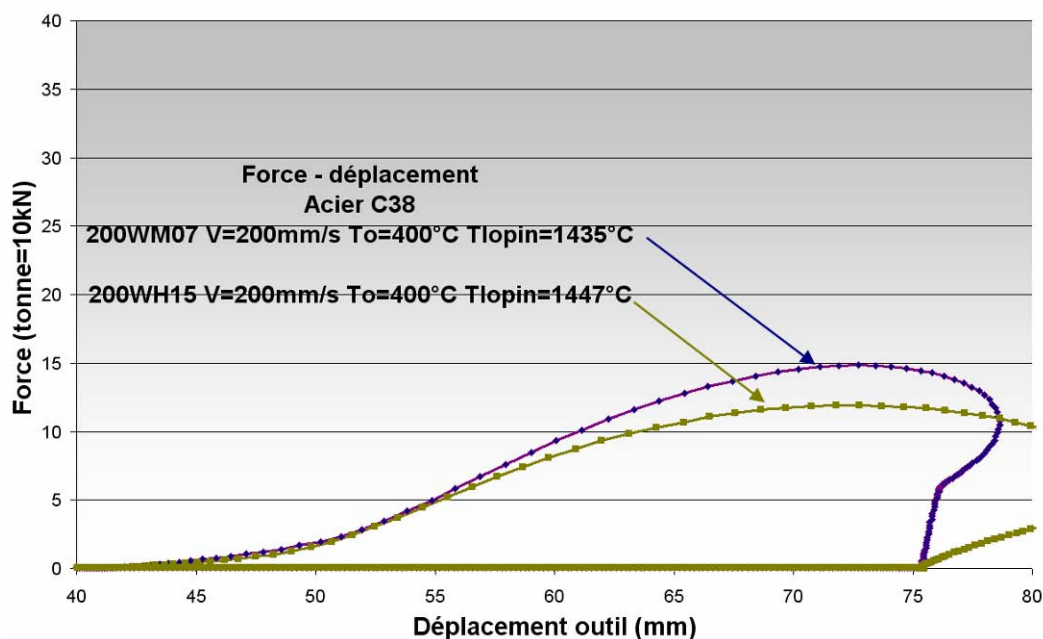


Figure III.15: Influence de la température du lopin sur la courbe force –déplacement de pièces en acier C38 thixoforgées à la vitesse de 200 mm/s.

Une augmentation de 10 degrés de la température du lopin permet d'obtenir quasiment la même diminution de l'effort que lorsque l'outil est chauffé à 400°C. Cette légère augmentation a une influence non négligeable sur l'effort. La pente de l'évolution de l'effort diminue dans la troisième phase de l'écoulement, au moment du filage. Cette élévation de la température du lopin a peu d'importance en début de la mise forme où la différence de température de l'outil et du lopin est encore très grande.

Les essais de la figure 16 consistent, dans une première étape, à déterminer l'effet du cycle de chauffe sur la nature de l'écoulement par diminution progressive de sa durée. Les conditions de mise en forme communes retenues sont la vitesse de 215mm/s et la température « froide » de l'outil.

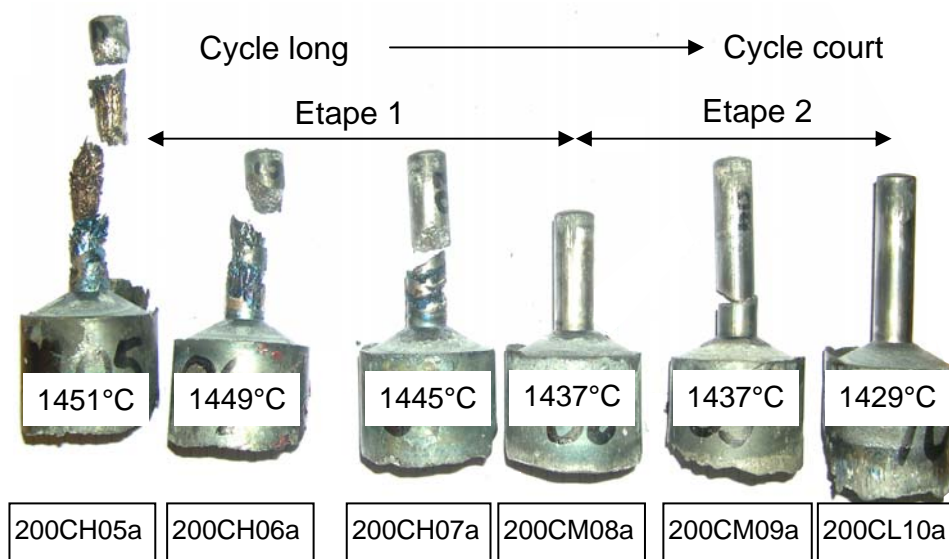


Figure III. 16: Pièces obtenues en diminuant le cycle de chauffe puis augmentation de la longueur filée.

La figure 16 illustre la stratégie expérimentale de mise au point. La première étape consiste à identifier la température optimale pour l'obtention d'un écoulement homogène : dans ce cas 1437 °C (pièce 200CM8a). La seconde étape a permis l'augmentation de la longueur filée par ajout de cale entre les deux tubes de l'outillage ou par retrait de cale sous le piston (pièce 200CM09a, cassée lors de son éjection). La dernière pièce (1429°C ou 200CL10a) a permis la poursuite de la diminution du temps du cycle de chauffe pour une longueur importante.

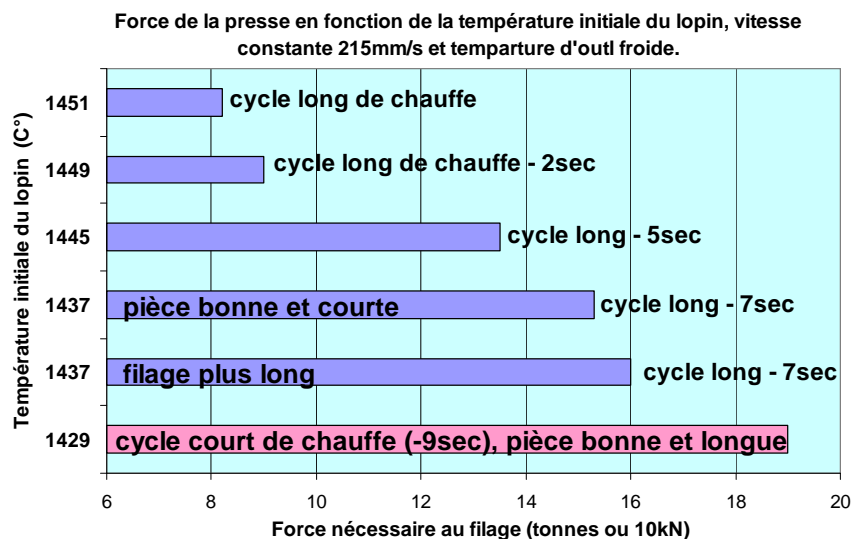


Figure III. 17: Effort maximal de thixoforgeage mesuré en fonction du cycle de chauffe pour un acier C38 (outil froid et vitesse de 215m/s).

L'effort augmente avec la diminution de la température du lopin. Ceci s'explique par le fait que la fraction de liquide globale diminue avec la température

et génère un effort résultant plus important. Cependant on constate que pour le cycle final (1429°C) l'effort est d'un peu moins de 19 tonnes ce qui est inférieur à l'effort obtenu à 1451°C avec une vitesse de coulisseau de 40mm/s comme le montre la figure 18a.

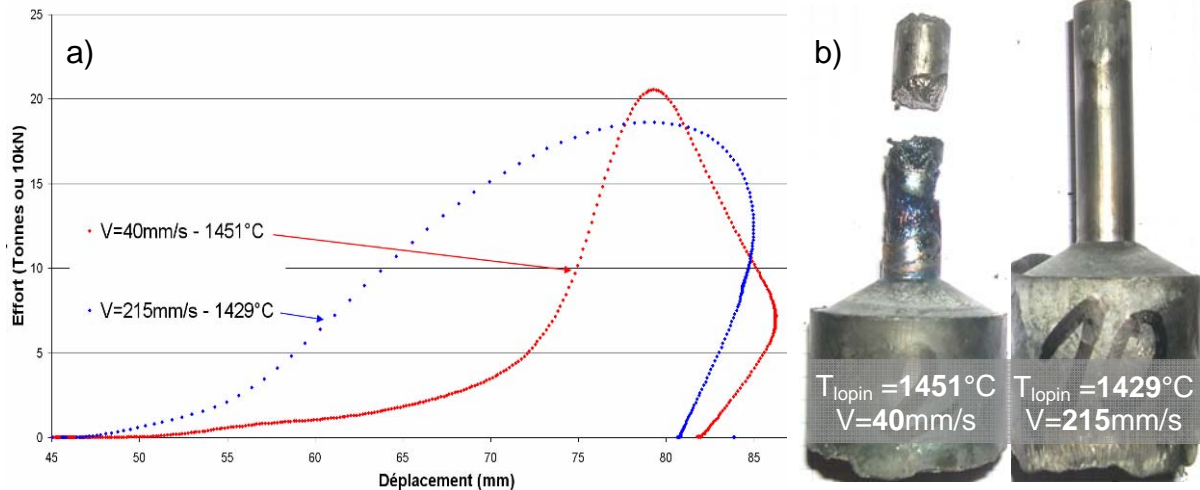


Figure III.18: Comparaison des résultats de deux pièces thixoforgées, 40CH et 200CL, obtenues pour un effort équivalent.

Or pour ces deux essais les géométries des pièces sont très différentes (figure 18b). Il faut donc noter qu'il est possible d'obtenir une pièce bonne avec le même effort en choisissant correctement ses paramètres de vitesse et de température initiale de lopin.

1.2.4. Synthèse

L'effort de mise en forme est diminué en agissant essentiellement sur l'augmentation de la vitesse de déformation et sur l'augmentation de la température initiale du lopin.

La qualité de l'écoulement est nettement améliorée avec l'augmentation de la température de l'outil surtout dans le cas d'une température de lopin élevée. Ce qui permet de dire que les transferts thermiques entre l'outil et la pièce ont un rôle capital dans la maîtrise du procédé de thixoforgeage des aciers.

En conclusion, pour obtenir une pièce de qualité avec un effort de mise en forme minimisé, il faut thixoforger de préférence à vitesse élevée et outil chauffé, tout en adaptant la température du lopin pour éviter le phénomène d'éjection.


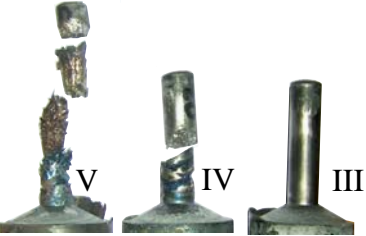

	Vitesse outil [mm/s]	Temp. Outil [°C]	Temp. lopin [°C]	Effort max. [kN]	Nature écoulement	
Vitesse différentes	40	Froid	1429	320	I homogène	
	200			190	II homogène	
Temp. de lopin différentes	200	Froid	1429	190	III homogène	
			1445	135	IV hétérogène	
			1450	85	V hétérogène	
Temp. d'outil différentes	200	Froid	1447	90	VI hétérogène	
		chaud		120	VII homogène	

Tableau III.4: Récapitulatif de l'influence de la vitesse de mise en forme, de la température initiale du lopin et de la température de l'outil.

1.2.5. Remarque

Pour vérifier la stabilité des expériences, des essais réalisés dans différentes conditions ont été répétés plusieurs fois. Les différentes courbes de la figure 19 sont proches comme celles de la figure 20. Il y a une bonne répétabilité des différents essais, et les écarts maximaux entre les courbes issues d'essais réalisés dans les mêmes conditions sont de 10%.

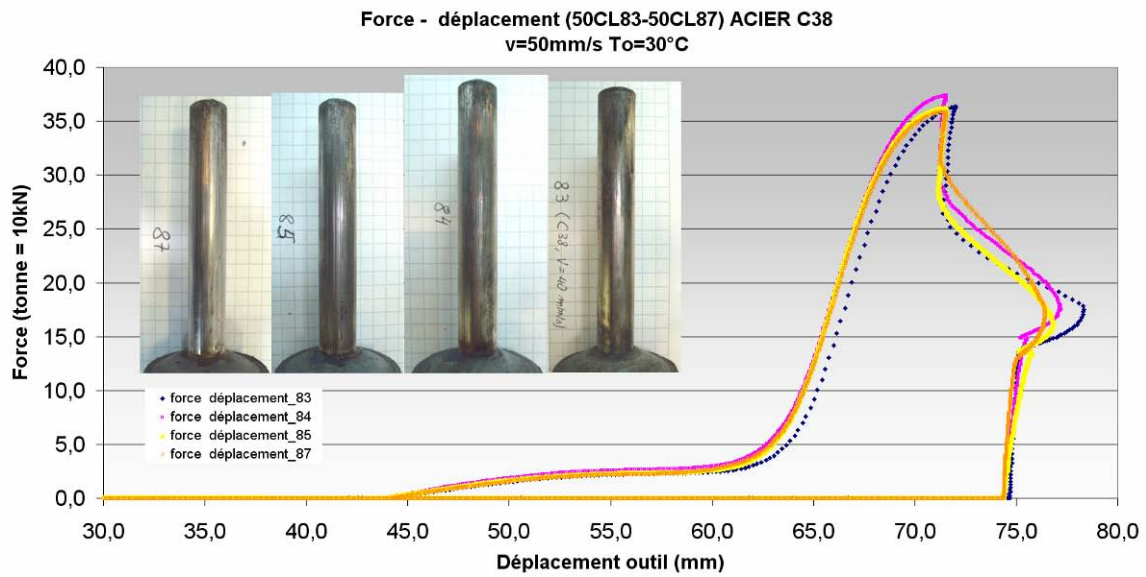


Figure III.19: Pièces d'acier C38 thixoforgée à la vitesse de 50mm/s

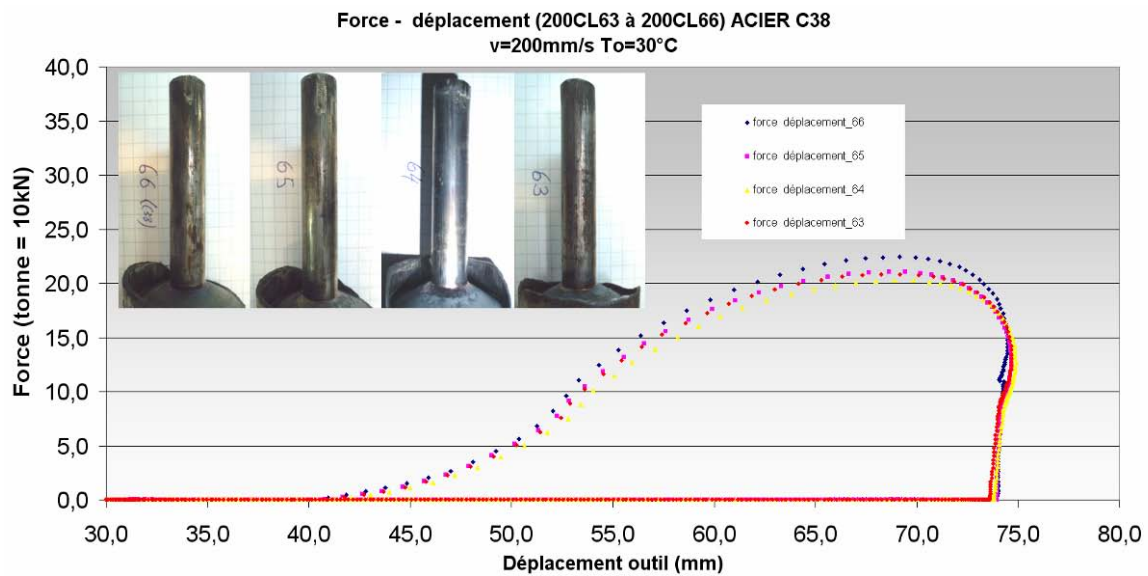


Figure III.20: Pièces d'acier C38 thixoforgée à la vitesse de 200mm/s

1.3. Comparaison des microstructures

Ce paragraphe a pour but de donner des points de repère à l'analyse des microstructures pour l'acier C38. Il s'agit de comparer les structures d'une part du lopin brut laminé et étiré, d'autre part du lopin chauffé et refoidi dans différentes conditions et enfin du lopin chauffé et thixoforgé.

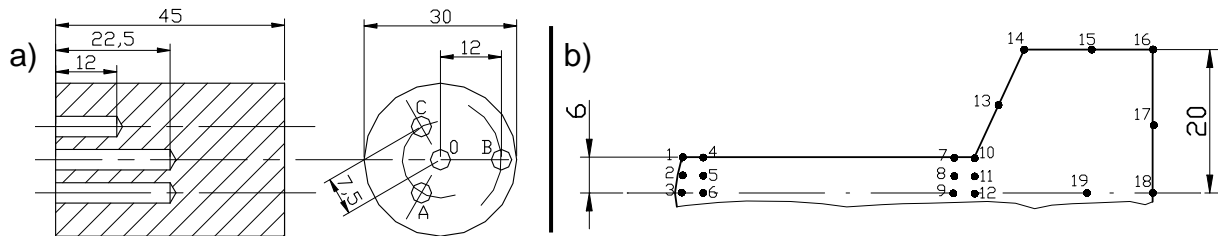


Figure III.21: Position de points d'observation des microstructures : a) des lopins laminés brut et chauffés b) d'une pièce filée par thixoforgeage (demi-coupe longitudinale).

Lopin laminé brut	Point	O	A	B	Echelle valable pour l'ensemble des photos 200 μm
Lopin chauffé par induction à 1420°C	Point	O	A	B	C
	Refroidi à l'air				
	Refroidi à l'eau				
Lopin chauffé et thixoforgé	Point d'obs.	1- 4 Extrémité de l'éprouvette	13 Milieu du cône, en surface	14 Début du cône	19 Centre du cylindre de diamètre 40mm
	40CM				
	200WL				
	200WM				

Tableau III.5: Microstructures d'un lopin laminé étiré, d'un lopin chauffé à 1420°C par induction et d'un lopin thixoforgées dans différentes conditions d'essais (acier C38).

Le lopin d'acier C38, laminé et étiré, utilisé pour réaliser les pièces thixoforgées a une microstructure fine, régulière et homogène dans l'ensemble du volume. Cette structure est constituée de perlite et de ferrite.

Le lopin chauffé est porté à la température de 1420°C à l'aide du chauffage par induction et avec un des cycles utilisé pour le thixoforgeage. La microstructure dans l'ensemble du lopin chauffé et refroidi à l'air est relativement régulière sauf au niveau du bord où il y a une zone décarburée due à l'oxydation et des grains légèrement plus petits du fait d'un refroidissement plus rapide au contact de l'atmosphère. Cette microstructure régulière est l'image d'une température uniforme au sein du lopin avant refroidissement. La mesure de la température par thermocouple le confirme.

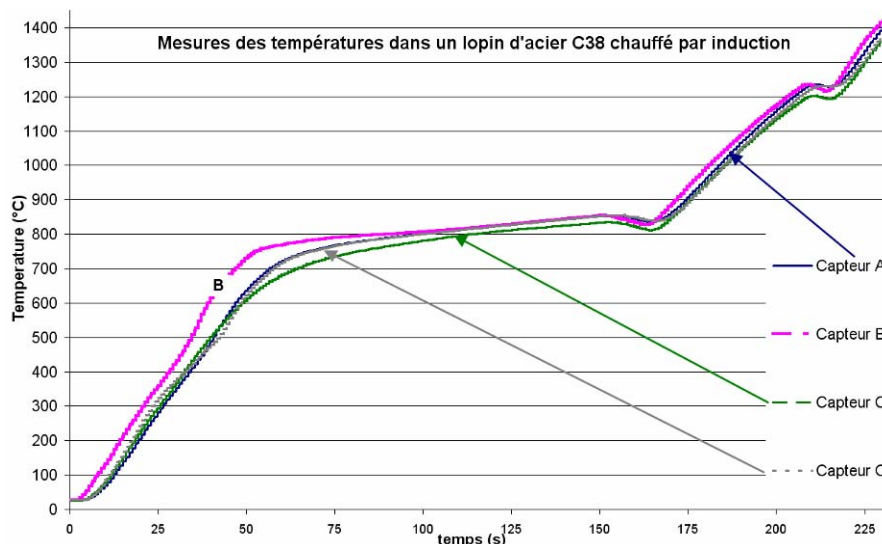


Figure III.22: Températures à différents points d'un lopin d'acier C38 chauffé par induction à 1420°C.

Le lopin chauffé et refroidi à l'air a une structure formée de grands grains de perlite et de ferrite aciculaire.

Le lopin chauffé et trempé à l'eau a une structure martensitique courte et très fine. Cette structure indique un refroidissement très rapide, plus de 1000°C/min. dans notre cas.

Quelles que soient les conditions de mise en forme, toutes les pièces thixoforgées ont une structure à base de perlite et de ferrite. La taille des grains perlitiques et des joints ferritiques dépend de leur position dans la pièce. Plus la matière est éloignée des bords plus les grains sont grands. La taille des grains au point d'observation 19, loin des bords correspond à celle du lopin chauffé et refroidi à l'air. Ceci indique qu'au point 19 la matière subit un refroidissement plus lent.

Lorsque la matière filée est proche des bords, les grains ont une petite taille presque identique à celle de la matière brute utilisée pour le thixoforgeage. Au point d'observation 13 et dans une moindre mesure au point 14, il y a davantage de ferrite correspondant très certainement aux zones décarburées du lopin chauffé avant mise en forme, point d'observation B.

La germination des grains dans les pièces thixoforgées est cohérente et il n'y a pas de point aberrant. L'évolution de la structure est intimement liée aux échanges thermiques, elle est détaillée davantage dans le paragraphe suivant.

Remarque :

De petits porosités ont été remarquées dans certaines pièces thixoforgées, figure 23. Des analyses au microscope électronique des lopins uniquement chauffés avant mise en forme ont également montrées des porosités de petites tailles, figure 24, qui ne sont pas la conséquence du thixoforgeage.

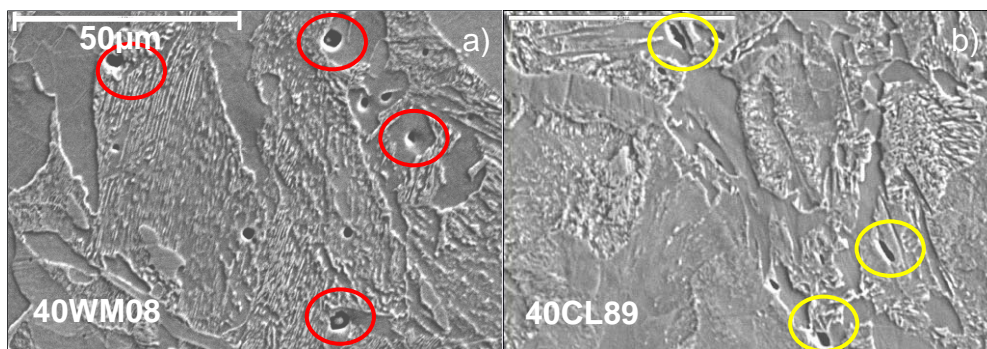


Figure III.23: Microtrous dans les pièces d'acier C38 thixoforgées dans des conditions différentes ; a) $V=40\text{mm/s}$, $T_{\text{ouit}}=400^\circ\text{C}$, $T_{\text{ini. lopin}}=1437^\circ\text{C}$ b) $V=40\text{mm/s}$, $T_{\text{ouit}}=30^\circ\text{C}$, $T_{\text{ini. lopin}}=1420^\circ\text{C}$.

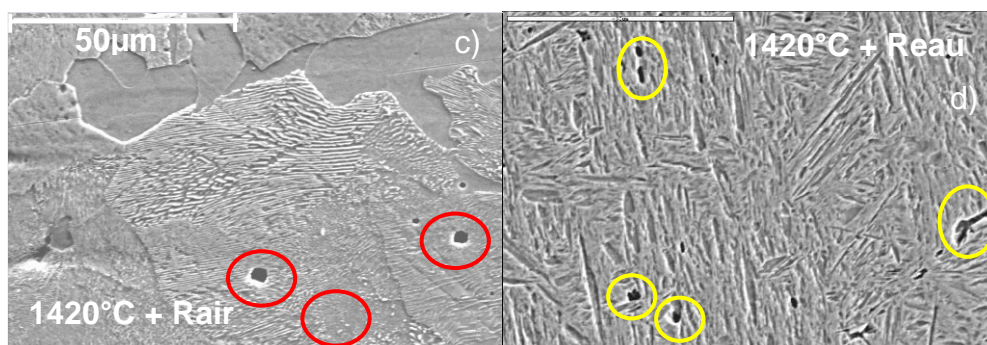


Figure III.24: Microtrous dans des lopins d'acier C38 chauffés à 1420°C et refroidis dans différentes conditions ; c) refroidissement à l'air d) refroidissement à l'eau.

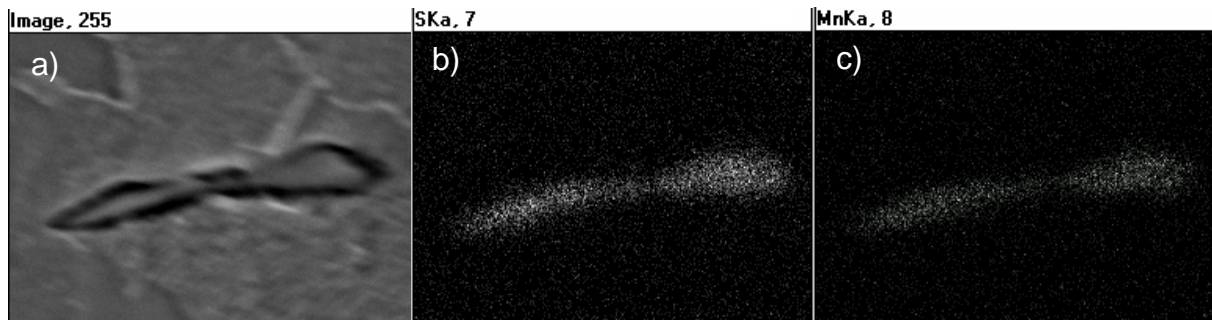


Figure III.25: Microanalyse X, sur MEB, d'un microtrou d'un lopin d'acier C38 chauffé à 1420°C ; b) image des traces de soufre, c) image des traces de magnésium.

Une microanalyse X à l'aide du microscope électronique à balayage a révélé que ses orifices sont dus à des inclusions de sulfure de manganèse. La figure 25a montre une petite porosité dans un lopin chauffé d'acier C38. La microanalyse de cette cavité donne les images 25b et 25c correspondant respectivement à des traces importantes de sulfure de manganèse. Cette cavité contenait donc une inclusion qui a été arrachée par le polissage de l'éprouvette.

1.4. Impacts thermiques

Les études antérieures de l'influence des paramètres de mise en forme sur le thixoforgeage ont révélé l'importance des échanges thermiques entre l'outil et la pièce pendant le forgeage.

Ce paragraphe présente une investigation de l'impact des échanges thermiques obtenus dans différentes conditions de mise en forme par analyses macroscopiques et microscopiques des pièces produites et par mesure des températures dans l'outillage. Ces analyses sont corrélées à des caractéristiques mécaniques (microdureté, traction) afin d'identifier l'écoulement durant la mise en forme.

1.4.1. Première illustration du transfert thermique par approche numérique

Les simulations numériques, figure 26, sont réalisées à l'aide du logiciel Forge 2005® avec la loi de comportement rhéologique de Norton Hoff, la loi de frottement de Tresca ($m=0,45$), un coefficient de transfert homogène sur toute la surface de l'outillage de $20\text{kW/m}^2\cdot\text{K}$, une température initiale de 1450°C pour le lopin et de 20°C pour les outils, seules les vitesses de la presse sont différentes l'une à 40mm/s et l'autre à 215mm/s .

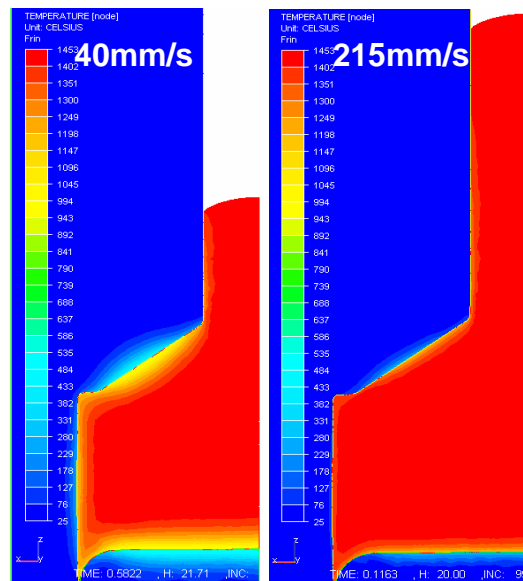


Figure III.26: Champs des températures pour deux pièces réalisées à des vitesses différentes (coefficient d'échange thermique 20kW/m).

Pour une vitesse de mise en forme faible, l'échange thermique entre l'outil et la pièce est naturellement plus important surtout au niveau du convergent où le temps de contact est le plus long. Ces simulations ont pour unique ambition de renforcer la méthodologie expérimentale développée durant ce travail et de préparer de futurs travaux en exploitant la loi de comportement micro-macro [6].

1.4.2. Analyse macroscopique des zones affectées thermiquement

Sur plus de 60 macrographies réalisées sur des pièces en acier C38 sont extraites les figures 27. Elles montrent des macrographies, obtenues par attaque HCl, de deux échantillons réalisés dans des conditions différentes, vitesses minimale/maximale, température initiale du lopin, température de l'outillage. On peut observer 3 zones distinctes pour chaque éprouvette.

Le tableau 6 présente les macrographies obtenues dans différentes zones des éprouvettes mises en forme dans des conditions différentes.

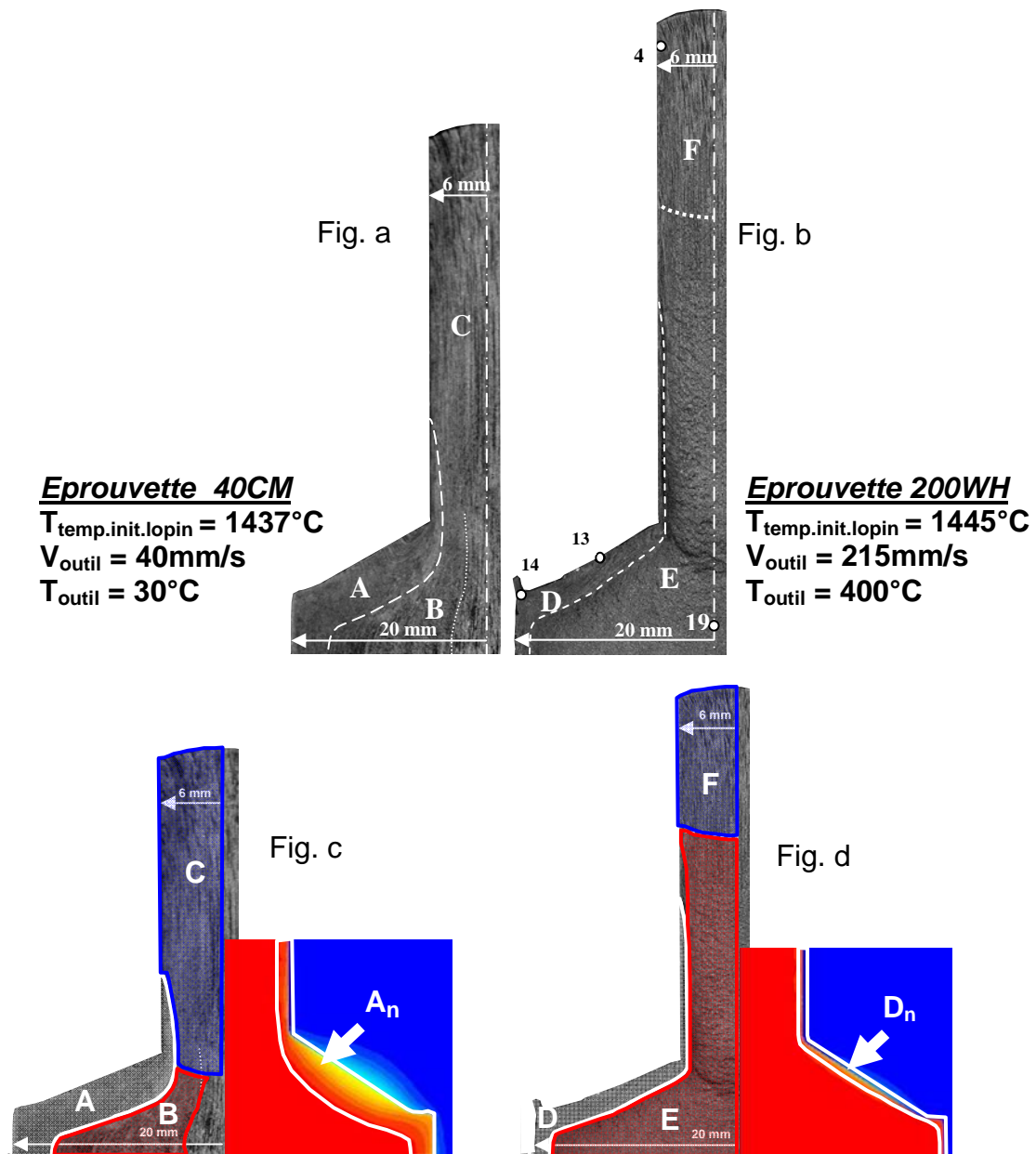


Figure III.27: Macrographies illustrant l'influence des conditions de mise en forme sur les échanges thermiques entre la pièce et l'outil.

Pour l'éprouvette 40CM filée, figure 27a et c, dans des conditions d'échanges thermiques forts, la zone A présente un écoulement faible, la matière reste au contact de l'outil et se refroidit rapidement (40CM point 13 tableau 6). Une partie se déforme (40CM point13 tableau 6) et entre ainsi dans le convergent. La zone B, lors de la mise en forme, contient le matériau à l'état semi-solide servant de réservoir d'alimentation à l'écoulement du lopin (40WM point 19 tableau 6). La zone C montre un écoulement axial du matériau (points 4, 6 et 9 tableau 6).

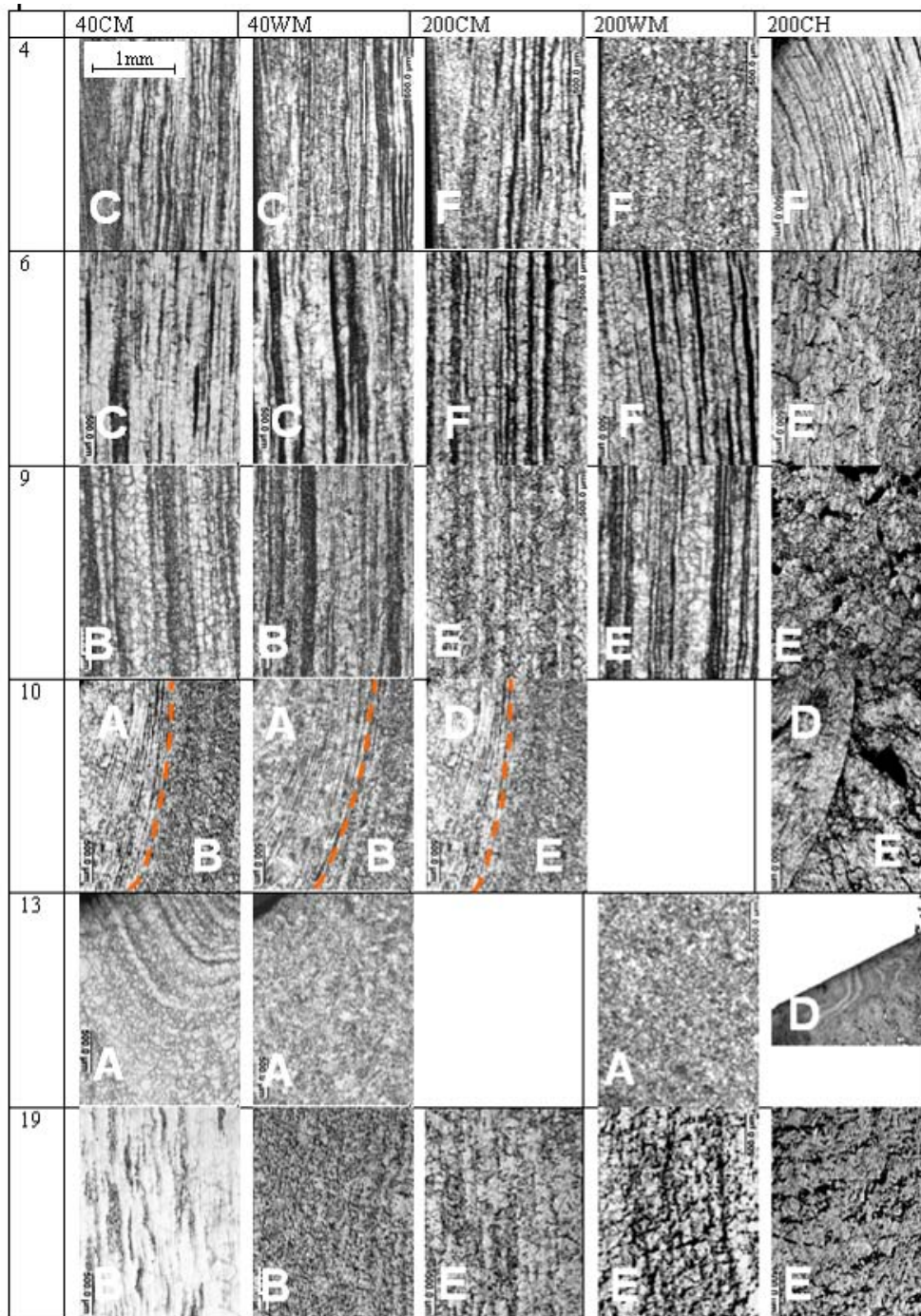


Tableau III.6: Macrographies à différentes positions de pièces en C38 dans différentes conditions de thixoforgeage (attaque Béchet-Beaujard)

Pour l'éprouvette filée dans des conditions d'échanges thermiques faibles (200WH), la zone D est identique à la zone A, seule son épaisseur plus faible la différencie confirmant les observations issues des simulations numériques. La zone E s'écoule en formant des ondulations, la matière contenue est semi-solide durant toute la mise en forme. La zone F illustre un écoulement axial sur une partie de la zone filée.

La différence d'épaisseur entre la zone A et D correspond à une solidification plus importante et plus profonde due à un échange thermique outil- pièce plus important, également visible sur les figures 26 et 27. Des échanges thermiques importants se produisent aussi sur la zone F et à l'extrémité de la zone C, d'où un écoulement axial typique du forgeage. Ainsi un gradient de température élevé existe entre l'intérieur et l'extérieur de la pièce conduisant à la présence d'un cœur semi-solide pendant toute la mise en forme (points 19 tableau 6). La zone E possède des propriétés semi-solides, entourée d'un matériau ayant un comportement de type solide dû aux échanges thermiques.

Les macrographies du tableau 6, obtenues à l'aide d'une attaque Béchet-Beaujard, confirment la présence de ces 3 zones pour l'ensemble des éprouvettes. Les photos des points 4, 6 et 9, situés dans la zone C ou F, confirment une mise en forme identique à celle du forgeage classique. La zone F de l'essai 200CH est nettement plus petite et ne va que jusqu'au point 6, au-delà se trouve une zone dans laquelle l'acier conservait du liquide pendant la mise en forme.

Toutes les macrographies au point 10 montrent une limite entre les deux zones A et B ou D et E. La première zone s'est solidifiée très rapidement au contact de l'outil froid mais aussi parce qu'elle provient de la partie la moins chaude du lopin. La zone B ou E ne forme pas de ligne de courant mais plutôt des ondulations, celles-ci correspondent à un matériau semi-solide avec un comportement fluide. La ligne séparant les zone A et B ou D et E est située plus proche de la surface de la pièce lorsque les échanges thermiques sont faibles, cas de l'essai 200WH obtenu pour une vitesse de 200 mm/s avec un outillage chauffé.

Toutes les macrographies au point 13 indiquent que le mouvement du matériau dans cette zone a été faible et que la solidification a été rapide due au contact avec l'outil froid et la température initiale moins élevée de la matière dans cette zone. Pour les essais avec outil froid, 40CM et 200CH, on peut observer des lignes correspondant à l'orientation des structures du lopin laminé avant thixoforgeage. Celles-ci sont déformées par l'écoulement de la zone semi-solide B qui les courbe vers la réduction de diamètre.

Remarque :

Ces résultats macrographiques peuvent être comparés à d'autres résultats d'un projet commun à l'Université de Hanovre, l'institut Fraunhofer et la société

Ascometal. Le projet était de réaliser un connecteur d'air secondaire SKL par thixoforgeage d'un acier C38LTT [7].

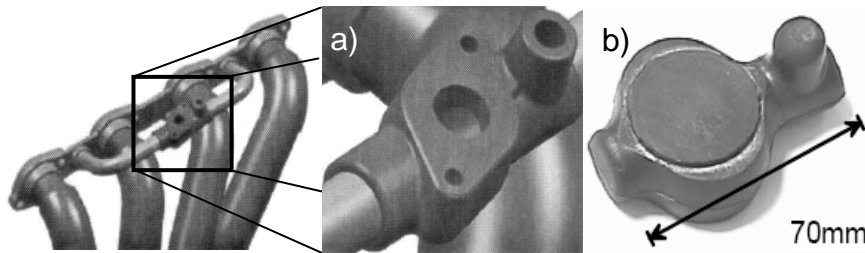


Figure III.28: a) représentation du connecteur SKL b) brut de la pièce SKL thixoforgé.

Les différentes macrographies longitudinales de cette pièce en acier C38 thixoforgée ont également révélé plusieurs zones distinctes identiques ou très proches de celles montrées précédemment.

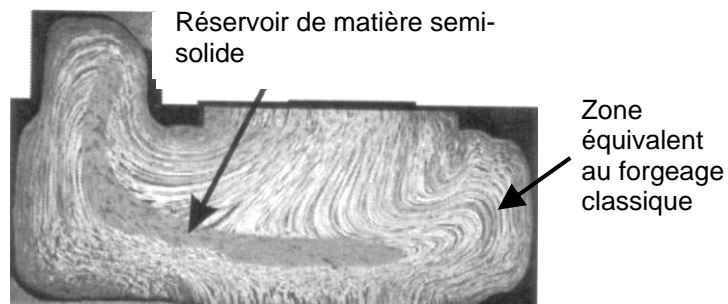


Figure III.29: Macrographie de la pièce SKL thixoforgée ; attaque Béchet-Beaujard (photo CREAS)

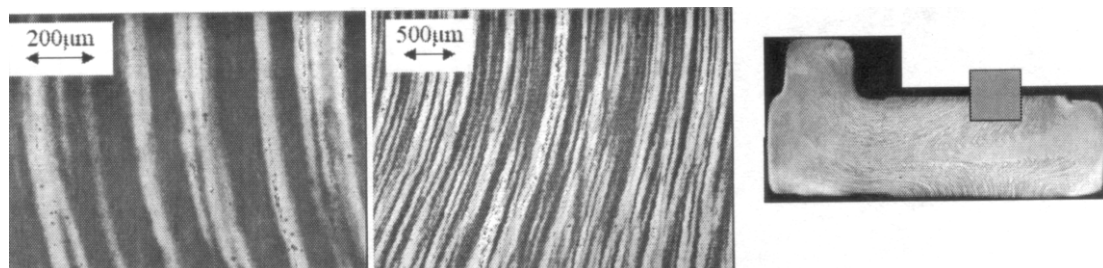


Figure III.30: Agrandissement de la zone type forgeage classique d'une macrographie de la pièce SKL thixoforgée ; attaque Le Chatelier.

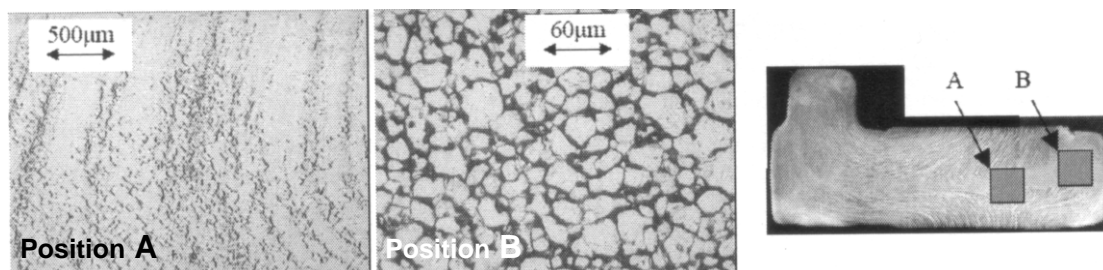


Figure III.31: Agrandissement de la zone type semi-solide d'une macrographie de la pièce SKL thixoforgée ; attaque Béchet-Beaujard.

1.4.3. Impacts thermiques sur la microstructure

La vitesse de mise en forme et la température de l'outil agissent sur la structure métallurgique de la pièce. Les structures micrographiques aux différents points des éprouvettes sont illustrées dans le tableau 7 et 8. Elles sont révélées par une attaque nital (3% acide nitrique).

Taille des grains :

La taille des grains dépend essentiellement de la position dans la pièce et de la température de l'outil. Plus les structures sont proches des zones restées chaudes (le long de l'axe de symétrie et dans la zone A ou D) pendant la mise en forme plus les grains sont grands. Les zones refroidissant moins rapidement favorisent la croissance de grands grains. De même les outils chauffés limitent les échanges thermiques entre la pièce et l'outil, et donc privilégient la formation des grains dans la zone de contact.

La température initiale du lopin n'a pas une grande influence sur la taille de grains, peu de différences sont observées, les grains semblent être légèrement plus importants pour une température plus élevée.

Type de structure :

Dans la zone A ou D, point 13 et 14, et à l'extrémité de la zone C ou F, il y a davantage de ferrite. Ceci correspond à une décarburation. Lors de la chauffe, l'extérieur du lopin subit une décarburation au contact de l'atmosphère. Celle-ci est d'autant plus importante que la température de chauffe est élevée. Les zones A, D, C ou F sont alimentées par ces zones extérieures et décarburées du lopin.

Une analyse plus précise par microscope à balayage électronique (tableau 8), montre que les zones perlitiques (points 19) sont également composées de bainite. Le refroidissement a donc été très rapide et l'austénite a été partiellement transformée en bainite et perlite [8, 9].

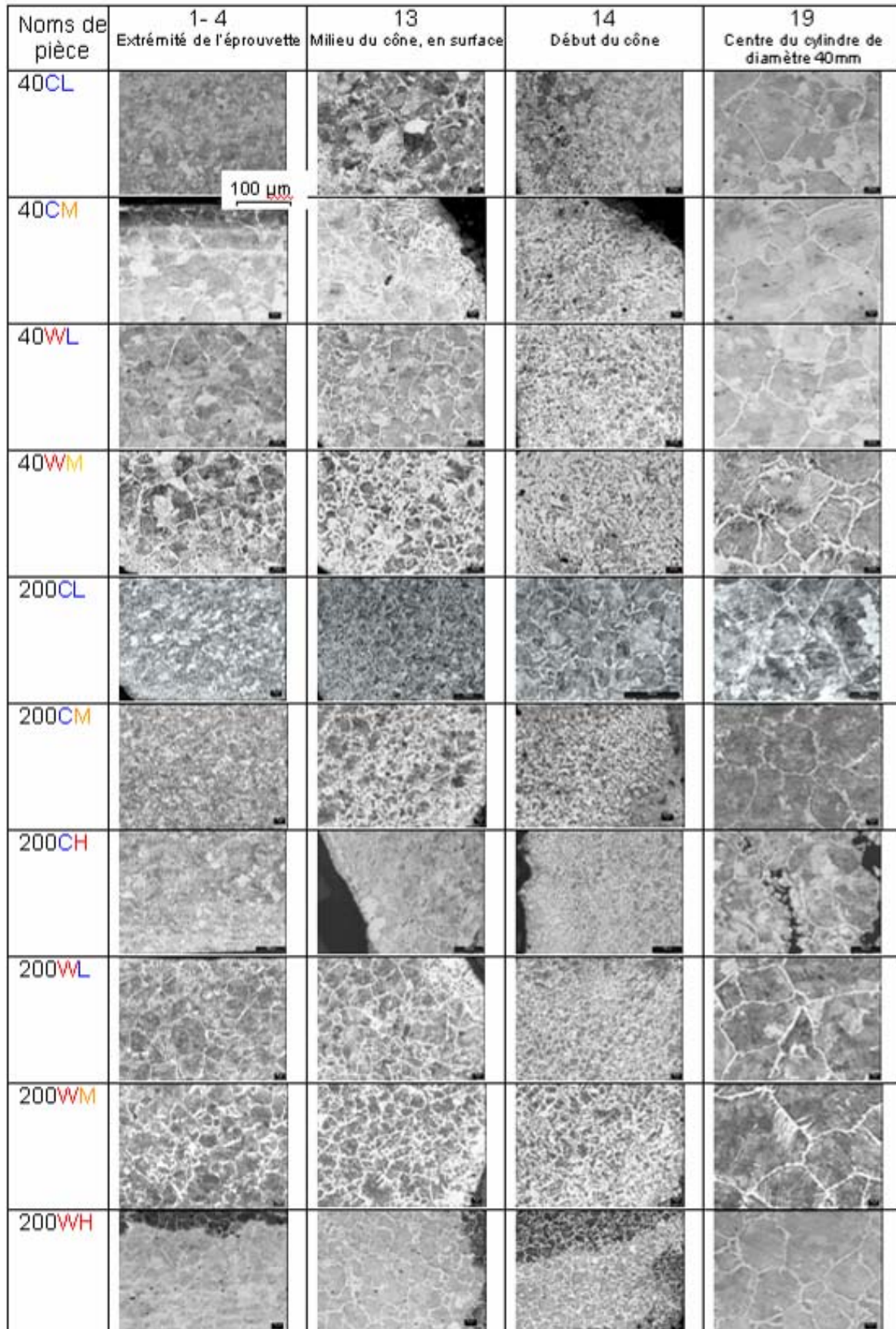


Tableau III.7: Photos illustrant l'impact des conditions de thixoforgeage sur les microstructures des pièces en acier C38.

	40CL	40WM
02		
10		
13		
19		

Tableau III.8: Micrographies réalisées sur MEB de différents points de deux pièces en C38 obtenues dans les mêmes conditions mise à part la température de l'outil, chaude (W ou 400°C) et froide (C ou 30°C°).

1.4.4. Influence des paramètres de mise en forme et des échanges thermiques sur les caractéristiques mécaniques

1.4.4.1. La dureté

La dureté des pièces filées est analysée par des essais de dureté Vickers sous une charge de 3kg. Les mesures de dureté ont été réalisées sur 15 éprouvettes obtenues pour différentes conditions de thixoforgeage, à raison d'environ 24 relevés à différents points pour chacune. Les figures 32 et 33 représentent une synthèse significative des résultats expérimentaux de dureté. Le tableau 7 montre les micrographies des éprouvettes, obtenues par attaque nital et en particulier les éprouvettes repérées 40CM, 40WM et 200CM associées aux figures 32 et 33.

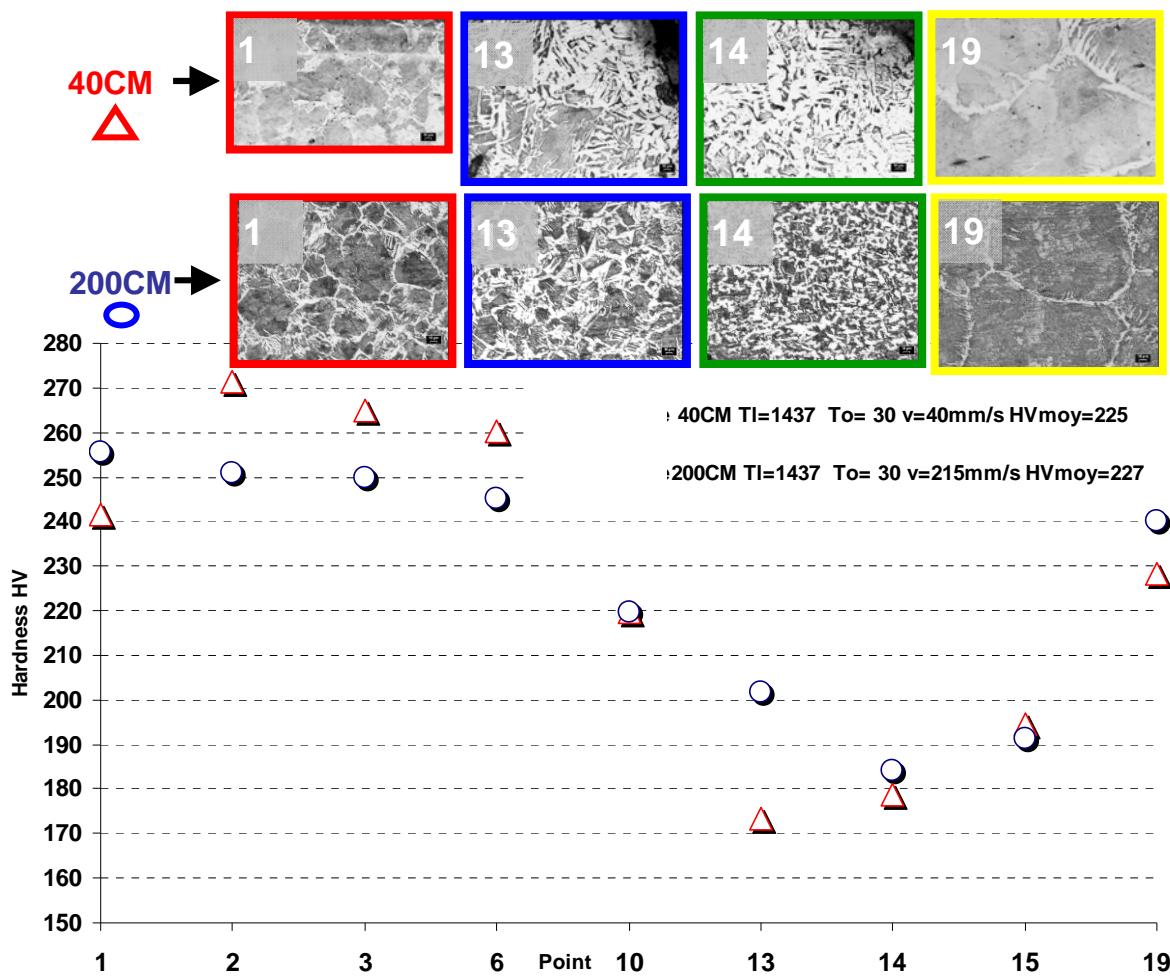


Figure III.32: Dureté Vickers à plusieurs points de deux éprouvettes filées par thixoforgeage à des vitesses différentes.

La chute de dureté Vickers aux points 13 et 14 illustre soit une vitesse de refroidissement faible après mise en forme (le refroidissement de la pièce se fait dans l'outillage) soit un gradient de composition chimique du lopin. Les micrographies confirment une présence élevée en ferrite, donc peu sensible à la

vitesse de refroidissement. La variation de dureté Vickers est moins importante dans le cas d'une vitesse de mise en forme élevée 200 mm/s que dans le cas d'une vitesse de 40 mm/s (figure 32).

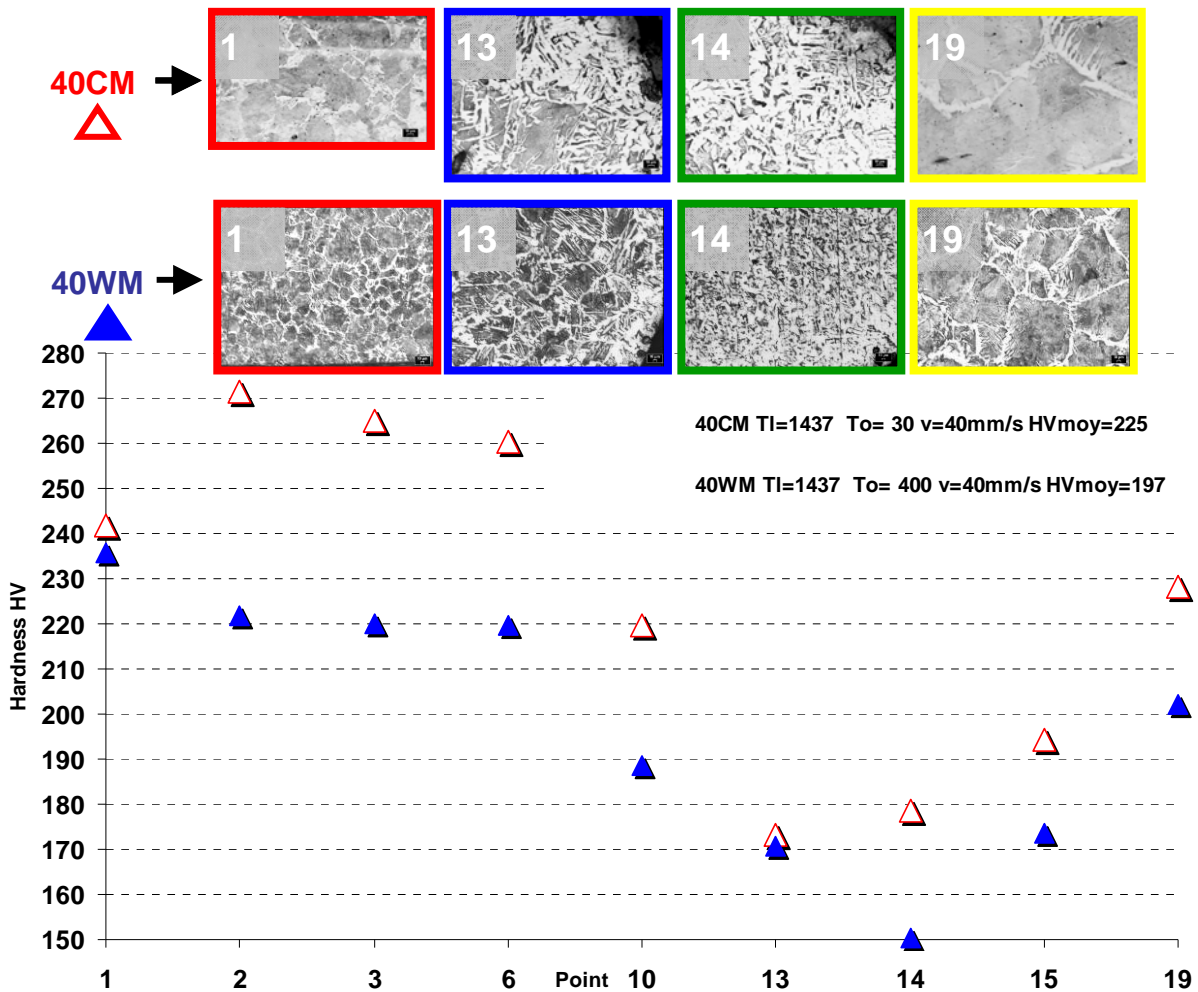


Figure III.33: Dureté Vickers à plusieurs points de deux éprouvettes filées par thixoforgeage à des températures d'outil différentes.

La figure 33 compare les duretés obtenues avec un outillage chauffé à 400°C et un outillage à 30°C. Les duretés Vickers moyennes sont plus faibles dans le cas de l'outillage chauffé, ceci s'explique par un échange thermique outil/pièce moins élevé. Les duretés minimales sont observables aux points 13 et 14 ; les microstructures confirment une zone décarburrée déjà observée précédemment. Le point 19, au cœur de l'échantillon, présente quelle soit la température de l'outillage une importante taille de grain. Ceci s'explique par une température élevée avec un temps de maintien important lors de la mise en forme.

La dureté dépend essentiellement de la position de mesure dans l'éprouvette confirmant l'importance du champ de température et des vitesses de

refroidissement pour chaque point. Lors du refroidissement les pièces à gradient de température et de son évolution faible (cas des éprouvettes filées à grande vitesse et/ou outil chauffé) ont généralement des duretés plus faibles et des écarts de valeur entre points moins grands. Cette étude de la dureté confirme également que les conditions de mise en forme ont bien une influence sur les échanges thermiques pilotant en partie le résultat des pièces formées d'un point de vue microscopique ou macroscopique.

1.4.4.2. Limite d'élasticité et la résistance à la rupture

La limite d'élasticité et la résistance à la rupture sont déterminées par des essais de traction. Le tableau 9 représente une synthèse des résultats effectués sur des groupes de trois éprouvettes prélevées dans les pièces thixoforgées. La limite élastique et la résistance mécanique varient peu avec la variation de vitesse (max. 6% pour Rp et max. 2,3% pour Rm), par contre elles diminuent de manière significative avec l'augmentation de la température de l'outil (min. 10% pour Rp et min. 4,4% pour Rm) ce qui est normal pour une variation importante de l'écart de température (outil-pièce) lors de la mise en forme et pour un maintien à température élevée avec les outils chauffés. Les caractéristiques obtenues sont comparables à celles de l'acier à son état sidérurgique.

Vitesse [mm/s]	T° _{outil} /T° _{lopin} [°C]	Rp0,2 [N/mm ²]	Rm [N/mm ²]	Rp/Rm	A%	Z%
50	30/1420	537	818	0,66	18,9	37,1
50	400/1429	457	756	0,60	21,0	33,2
200	30/1420	504	800	0,63	20,7	38,7
200	400/1429	458	765	0,60	16,0	25,0
Caractéristique en sorti de laminage de l'acier C38		≥ 430	650 to 800		≥ 16	

Tableau III.9: Influence des différents paramètres de thixoforgeage d'un acier C38 sur ses caractéristiques mécaniques.

1.4.5. Mesure des températures

Des mesures de températures au sein de la filière sont faites à l'aide de thermocouples placés à différents points (voir paragraphe 4.1.4.2 chapitre II). Les mesures sont réalisées avec l'outil non chauffé puisque la filière équipée de la résistance chauffante n'a pas de perçages destinés à positionner les thermocouples. Les objectifs de ces mesures sont de définir les zones où se situent les flux thermiques pièce/outil les plus importants lors du thixoforgeage et

de relever les informations nécessaires à l'évaluation du coefficient d'échange thermique entre la pièce et l'outil.

Dans un premier temps un modèle thermique simplifié du filage a été mis en place. Il sert à évaluer l'influence des paramètres de thixoforgeage et de la résistance thermique de contact sur la quantité de chaleur échangée entre la pièce et l'outil. Les hypothèses de ce modèle sont :

- la température est uniforme dans une section de filage,
- la matière ne refroidit qu'à partir de l'entrée du convergent,
- il n'y a pas de transfert de chaleur axial,
- le coefficient d'échange thermique est supposé uniforme.

La figure 34, ci-dessous, illustre la quantité de chaleur échangée entre l'outil et un volume élémentaire (disque d'épaisseur dx) de la pièce situé à l'abscisse x . Cette quantité de chaleur échangée instantanément dépend de la différence de température et du coefficient d'échange thermique H .

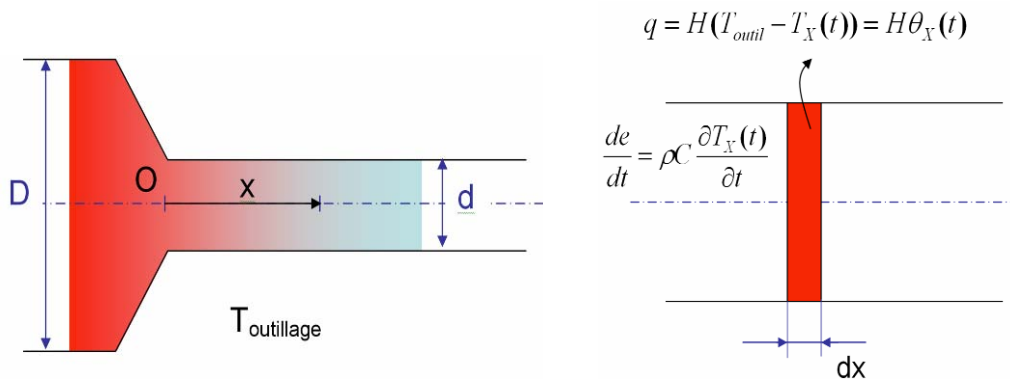


Figure III.34: Représentation élémentaire instantanée des échanges thermiques entre la filière et la pièce.

q : flux surfacique de chaleur échangé entre la matière et l'outil

H : coefficient d'échange thermique outil/matière

T_{outil} : température initiale de l'outil considérée constante

$T_x(t)$: température à l'instant t de la matière qui finira le filage en X

$\theta_x(t)$: différence de température entre l'outil et la pièce

θ_0 : différence de température initiale entre la pièce et la filière

e : densité volumique de chaleur contenue dans la matière

ρ : masse volumique

C : capacité calorifique massique

Conservation de l'énergie appliquée au disque de matière filée d'épaisseur dx

$$\rho C \pi \frac{d^2}{4} \frac{d\theta_x(x,t)}{dt} dx + H \pi d \theta_x(x,t) dx = 0$$

$$\theta_x(t) = \theta_0 \exp\left(-\frac{4H}{d\rho C} t\right)$$

En fin de filage:

$$\theta_x(t_{\text{findefilage}}) = \theta_0 \exp\left(-\frac{4H}{d\rho C} t_{\text{findefilage}}\right) = \theta_0 \exp\left(-\frac{4H}{d\rho C} \frac{X}{v_{\text{piston}}} \frac{d^2}{D^2}\right)$$

Pour un point donné de la pièce finale situé à l'abscisse X, le refroidissement augmente si:

- H augmente,
- ρC diminue,
- v_{piston} diminue,
- la température de l'outil diminue.

Ces résultats vont permettre de comprendre certaines tendances sur l'évolution des températures constatées expérimentalement.

Ci-dessous les figures 35 et 36 donnent l'évolution de l'effort et des températures à différents points de la filière en fonction du temps, pour deux essais de nuance et de vitesse de mise en forme différentes. L'allure des courbes est identique et l'ordre de celles-ci en fonction des capteurs également. Seule la courbe de température E de l'essai 50CL85 est différente.

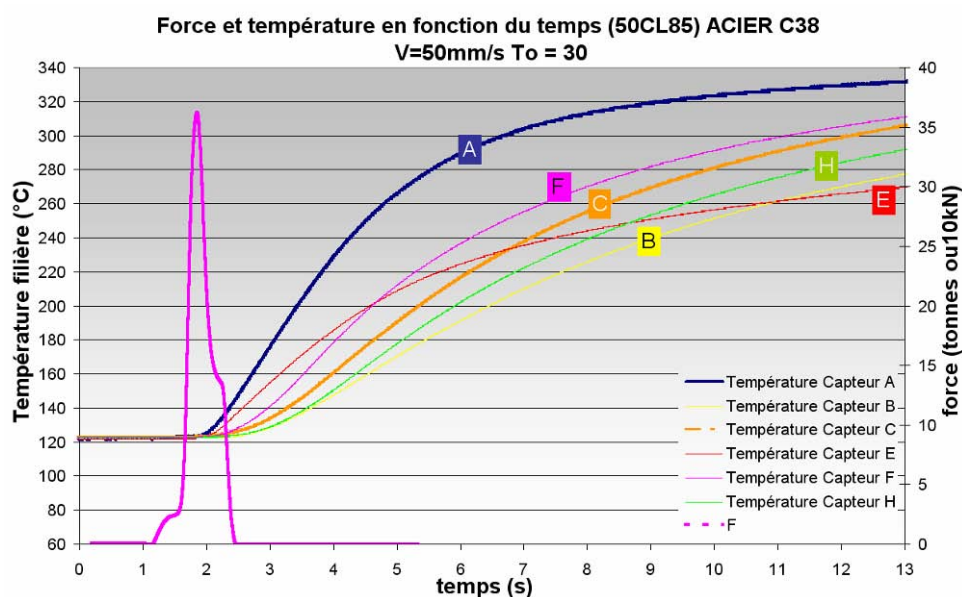


Figure III.35: Températures dans la filière à différents points ; pièce en acier C38 thixoforgée à la vitesse de 50 mm/s et outil froid.

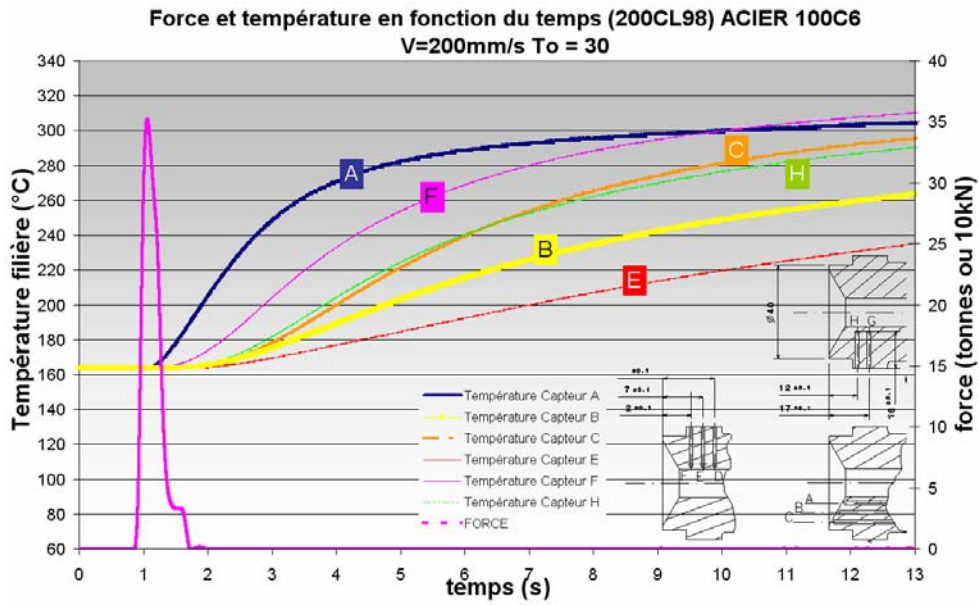


Figure III.36: Températures dans la filière à différents points ; pièce en acier 100C6 thixoforgée à la vitesse de 200 mm/s et outil froid.

Les points proches de l'extrémité du convergent et de l'entrée de la filière, A et F, subissent les températures les plus élevées.

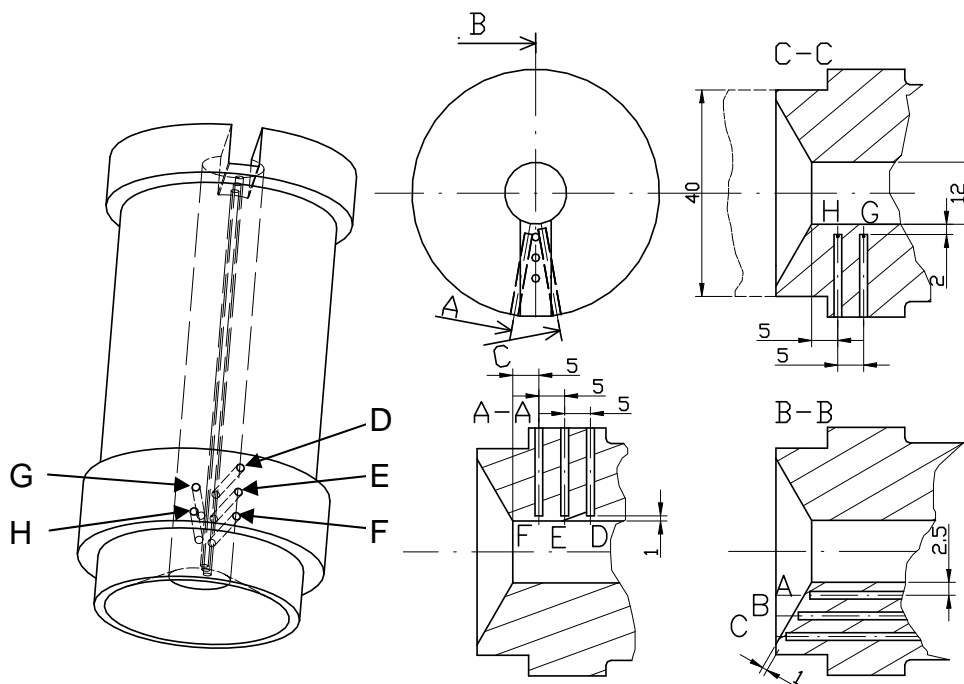


Figure III.37: Position des thermocouples dans la filière.

Dans cette zone, A et F, plusieurs explications peuvent être avancées pour justifier que les températures sont plus élevées :

- un apport de chaleur régulier pendant le filage de la matière semi-solide provenant du cœur du lopin (voir figure 27 page 153).

- une surface d'échange thermique outil/pièce importante avec en contrepartie une évacuation plus difficile de la chaleur par conduction dans la filière (effet coin),
- l'énergie de frottement et de déformation dissipée dans cette zone est plus importante.

La température dans la zone de mesure du point B, au milieu du convergent, est moins élevée pour les raisons suivantes :

- la conduction dans la filière est plus facile en raison d'un volume de matière outil plus grand,
- la dissipation thermique par les frottements et par déformation plastique est très faible puisqu'au regard des macrographies (voir macrographie figure 27 page 153) des éprouvettes presque aucun écoulement de matière n'est observé dans cette zone.
- L'absence d'écoulement empêche un apport de chaleur par renouvellement de la matière en contact, (voir macrographie figure 27 page 153).

La position relative des courbes de température des points F et H s'explique facilement. Ces deux points sont situés dans la même section perpendiculaire à l'axe de la filière, H étant placé 1 mm plus loin de la surface. On retrouve une température en H plus faible et une montée en température se produisant avec un retard.

L'évolution de la température indiquée par les capteurs dans le cas de l'essai 200CL98 (figure 36) semble logique. Dans le cas de l'essai 50CL85 (figure 35), l'évolution de la température du capteur A au départ est plus rapide que celle indiquée par le capteur F. Après 5 secondes l'évolution diminue de manière conséquente pour devenir plus faible que celle du capteur F au point que les courbes se croisent, cela plusieurs possibilités :

- la pression de contact dans la zone A, due à la particularité de l'écoulement, est plus grande. Ceci va dans le sens d'une résistance thermique de contact plus faible [10].
- L'écoulement de la matière en A est tel qu'il y a peu de renouvellement de la matière en contact.

La première explication permet de justifier la montée en température plus rapide en A. La seconde explique une température plus élevée atteinte en F en fin de thixoforgeage

L'ensemble des évolutions de température est logique pour les différents matériaux et les différentes conditions de thixoforgeage. Des essais complémentaires sont réalisés pour vérifier la répétabilité des mesures de température. Ces essais sont réalisés avec des conditions de mise en forme identiques, hormis la dérive de la température initiale de l'outil au fur et à mesure des mises en forme.

1.4.5.1. Essais répétés

Afin de vérifier la validité des mesures de température plusieurs essais identiques sont faits.

Les essais 50CL84, 85 et 87 sont réalisés les uns après les autres et la température de l'outil augmente après chaque essai. L'écart de température de l'outil au départ de la mise en forme entre les essais 84 et 85 est de 66°C et 19°C entre les essais 85 et 87.

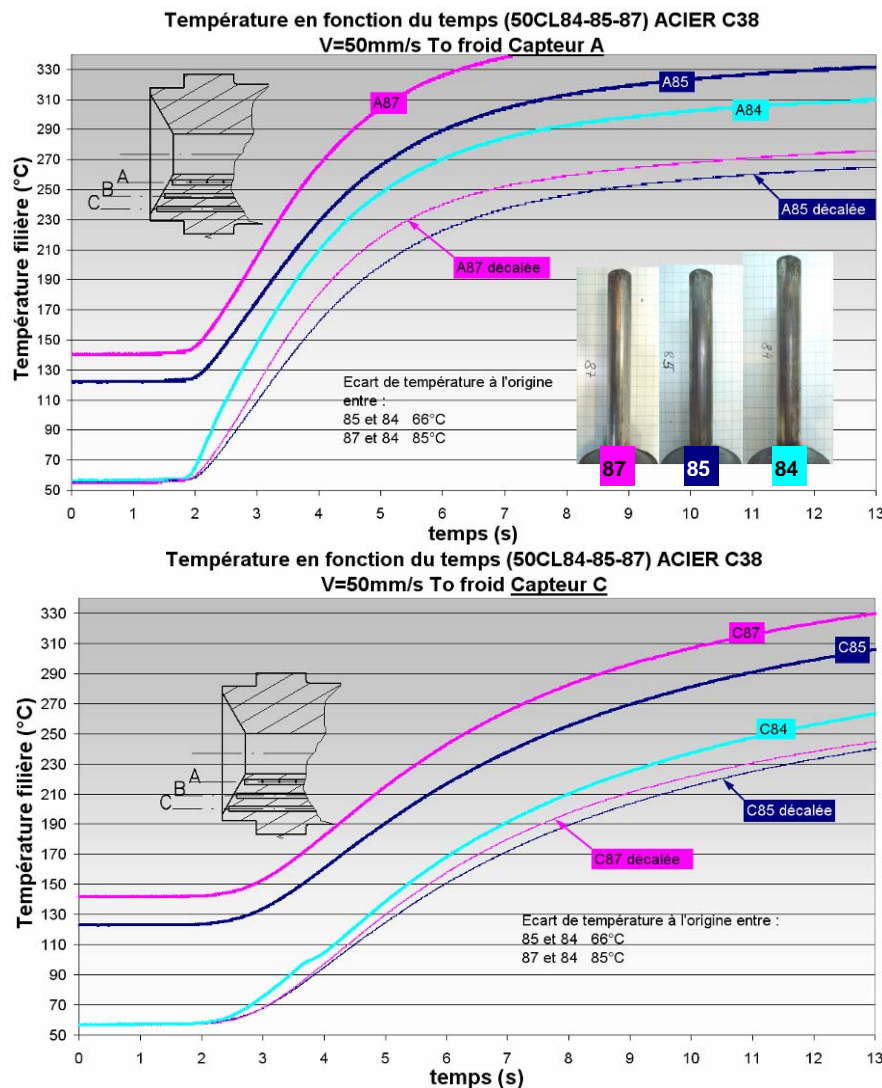


Figure III.38: *Décalage des courbes évolution des températures outil pour des essais identiques et successifs.*

Les courbes des essais 85 et 87 ont été recalées en température pour bien mettre en évidence les différences de pente.

Les mesures de température sont fiables. Elles sont reproductibles pour des essais réalisés dans des conditions identiques si la différence de la température de l'outil initiale n'est pas trop grande, proche de 20°C. Les dispersions proviennent, outre la température initiale de l'outil, de la variation de la taille initiale du lopin, du chauffage du lopin, de la position du lopin sur le piston...

1.4.5.2. Influence de la vitesse de la filière sur l'évolution de la température de l'outil

Des mesures de température de l'outil sont réalisées pour des pièces thixoforgées dans des conditions identiques hormis la vitesse de l'outil. Ces essais comparés doivent permettre de décrire l'influence de la vitesse de filage

sur l'évolution de température de la filière. Pour rendre la comparaison plus facile et lisible seules les courbes de température des thermocouples A, C et E sont représentées.

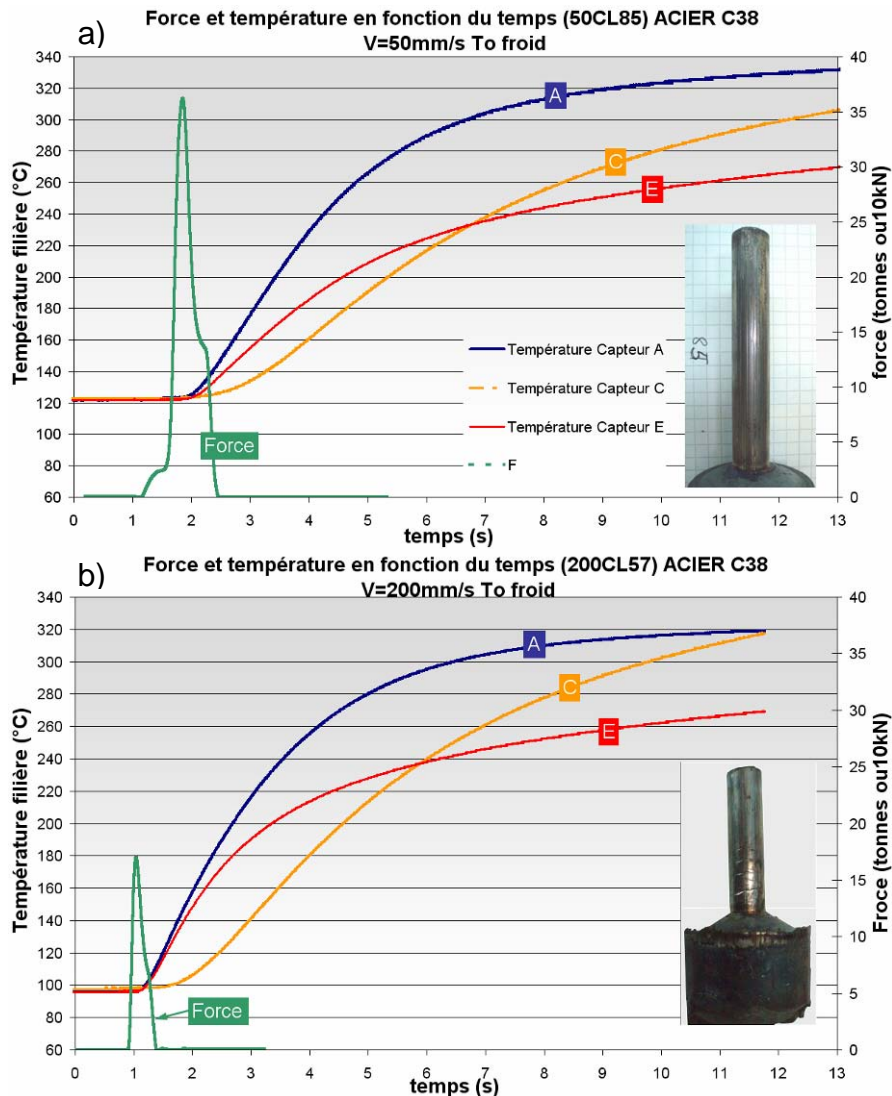


Figure III.39: Influence de la vitesse de l'outil sur son évolution de température

Il y a très peu de différence entre les courbes d'un même capteur. Les courbes de l'essai 200CL57, réalisé à la vitesse de 200mm/s, ont leur première pente légèrement plus grande. Ce résultat peut être dû à une différence de résistance thermique de contact du fait des conditions d'écoulement et de température différentes. Cela vient sans doute également de la différence de temps de contact outil/pièce qui se traduit notamment par une diminution de la taille de la zone A pour les grandes vitesses de déformation.

1.4.5.3. Essais interrompus

Certains essais interrompus à différentes longueurs de filage sont réalisés à l'aide de la filière instrumentée en thermocouples.

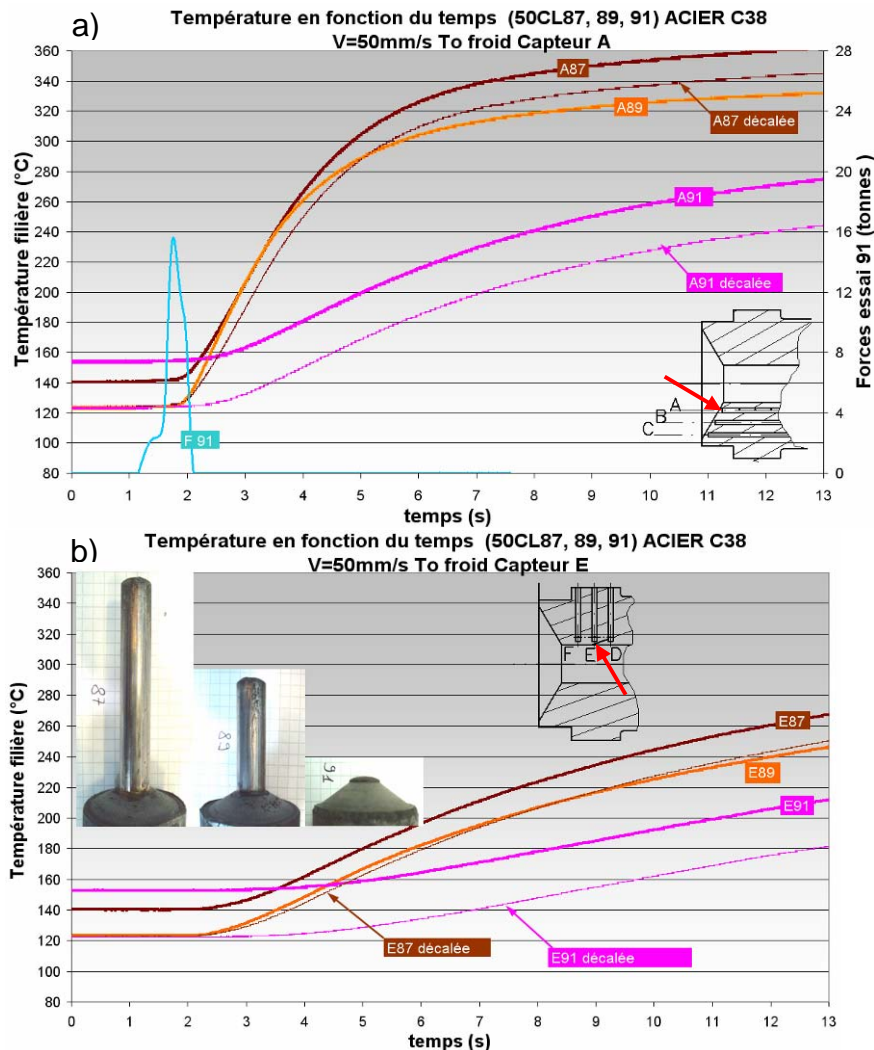


Figure III.40: Evolution de la température pour de différentes pièces interrompues thixoforgées dans des conditions identiques.

Ces essais sont faits pour vérifier l'importance des longueurs filées sur les échanges thermiques entre l'outil et la pièce.

L'écart de température initiale de l'outil entre les essais 89 et 87 est de 17°C et 30°C entre les essais 89 et 91. Les courbes des essais 87 et 91 ont été recalées en température sur celle de l'essai 89 pour faciliter l'analyse.

Pour le capteur A, la différence entre l'essai 91 et les essais 87 et 89 met en évidence l'importance du phénomène « coin » décrit & 1.4.5 page 166. En effet pour l'essai 91 pour lequel il n'y a pas de filage la température est plus basse.

Pour le capteur E, la différence est plus importante encore du fait qu'il n'y a pas de matière filée à son niveau.

1.5. autres résultats

1.5.1. Écoulement particulier

L'écoulement au sein des pièces d'essai est révélé par différents types de macrographies longitudinales. Celles-ci montrent trois zones distinctes d'écoulement :

- Une zone où le matériau reste semi-solide,
- Une zone de très faible écoulement,
- Une zone où le matériau est solide correspondant au forgeage classique,

Les dimensions de ces zones dépendent essentiellement de la vitesse de thixoforgeage et de la température de l'outil. La taille de la zone semi-solide croît avec l'augmentation de la vitesse et de la température de l'outil et ceci au détriment des deux autres zones.

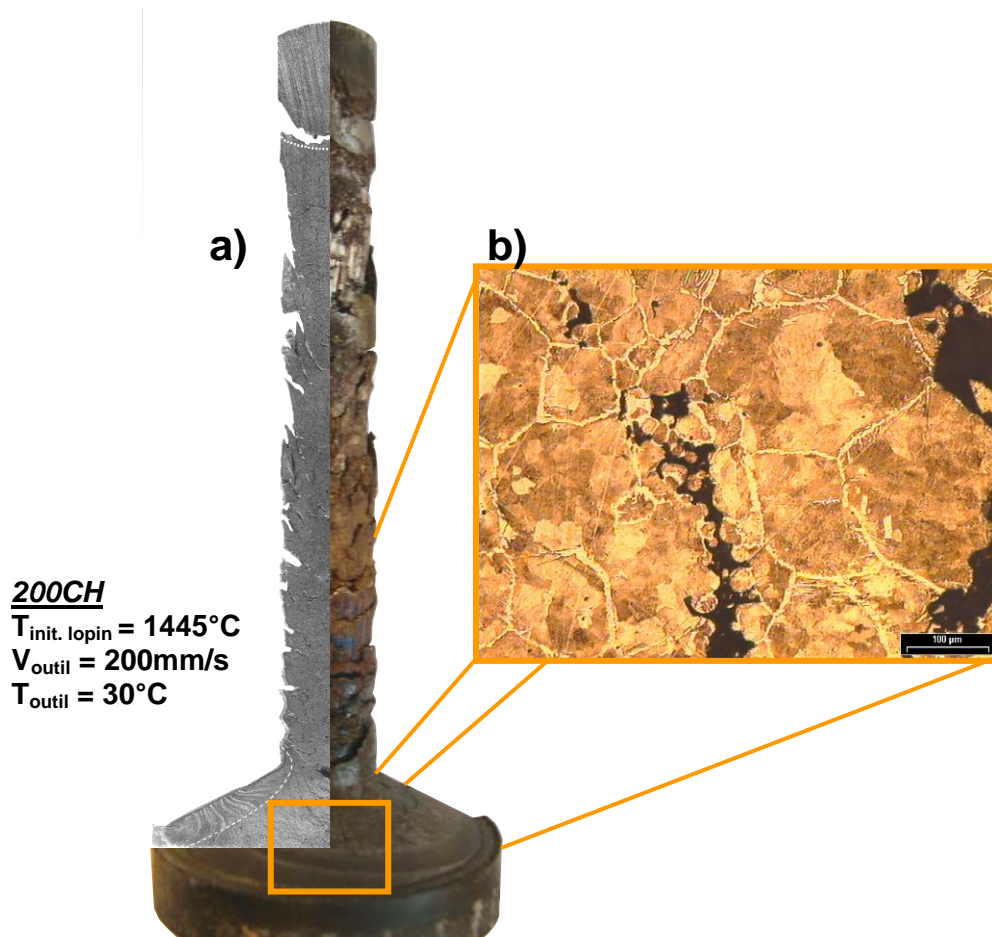


Figure III.41: Écoulement hétérogène d'une pièce thixoforgée dans des conditions extrêmes.

Lorsque la température de l'outil et la vitesse de mise en forme sont suffisamment élevées, pièce hétérogène ou à la limite, l'écoulement de la zone semi-solide est

très complexe. On observe des lignes ou des défauts localisés en surface de la partie filée, débouchants (figure 41) ou non-débouchants (figure 42). Les analyses macrographiques et micrographiques montrent que ces défauts sont coniques faisant un angle d'environ 45° par rapport à la direction du filage. Dans certaines conditions de mise en forme, il est possible de voir des défauts apparaître en surface des pièces, figure 42; ces défauts peuvent être extrêmes conduisant à une pièce composée de multitude de morceaux figure 41a. L'analyse micrographique au centre des échantillons semi-solides, figure 41b, illustre l'existence d'un défaut intergranulaire lié à la solidification de l'acier. Une investigation en limite de peau des pièces filées, figures 42a et 42b, confirme l'existence de cette fissure intergranulaire mais non débouchante.

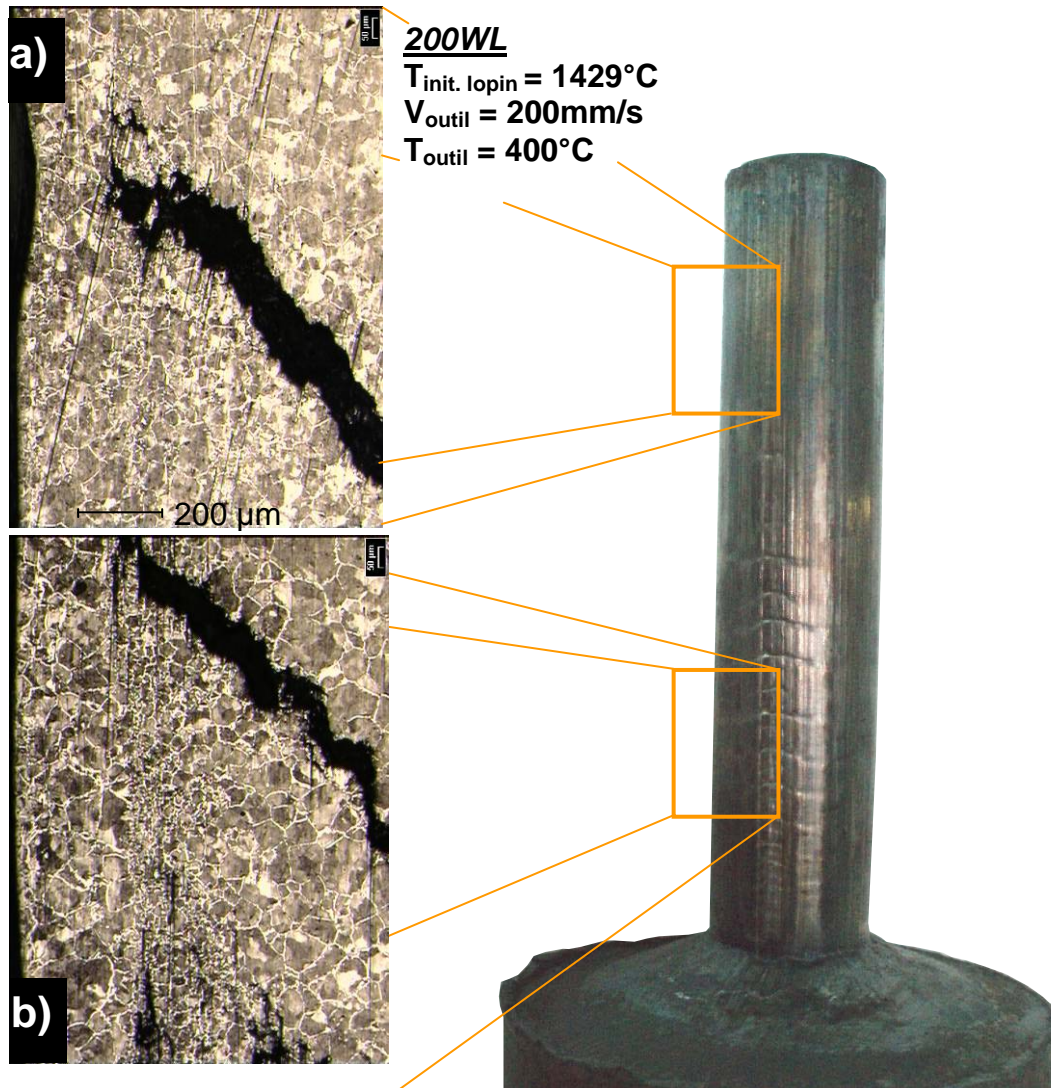


Figure III.42: *Écoulement interne hétérogène d'une pièce thixoforgée dans des conditions extrêmes.*

Ce type de défaut rappelle le défaut en « tronc de palmier » observé en filage classique [11, 12]. Ce dernier est associé à une perte de ductilité et à des contraintes de traction en peau. Dans notre cas des contraintes de traction en peau associées au retrait de solidification de l'acier peuvent conduire à la formation de fissures intergranulaires.

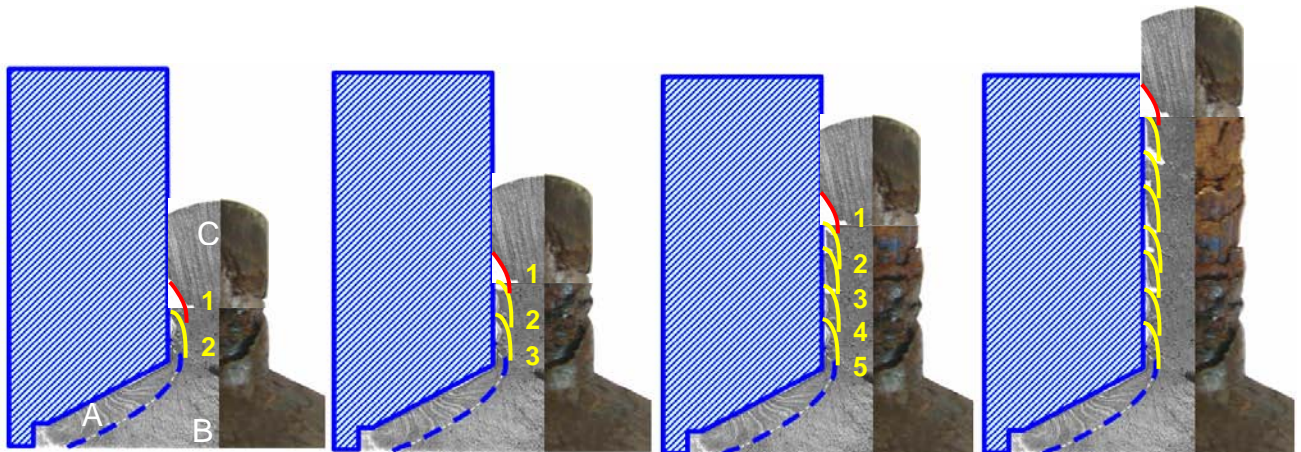


Figure III.43: Photos montage, illustrant l'évolution de l'écoulement dans la filière dans un cas extrême.

La nature même de l'écoulement peut également être à l'origine de ce défaut. Comme illustré sur les figure 41a et 43, la zone A affecte géométriquement l'entrée de la filière en diminuant le diamètre d'entrée et introduisant une « contre-dépouille ». La figure 43 montre la progression de la matière semi-solide dans la filière entre le « bouchon » solide C et l'entrée modifiée de la filière. Du fait du rétrécissement de l'entrée de la filière, l'écoulement de la matière semi-solide a une composante radiale pour se plaquer sur les parois de l'outil. A la surface du cylindre ceci se traduit par un écoulement discontinu.

1.5.2. Conséquences de la différence de dimension des lopins et du filage inverse

Les longueurs filées de pièces réalisées dans des conditions de mise en forme identiques ne sont pas toujours égales comme le montre la figure 44.

Cette variation de longueur peut être la cause de :

- la différence de hauteur initiale des lopins,
- le filage inverse plus ou moins important,
- la précision de la presse.

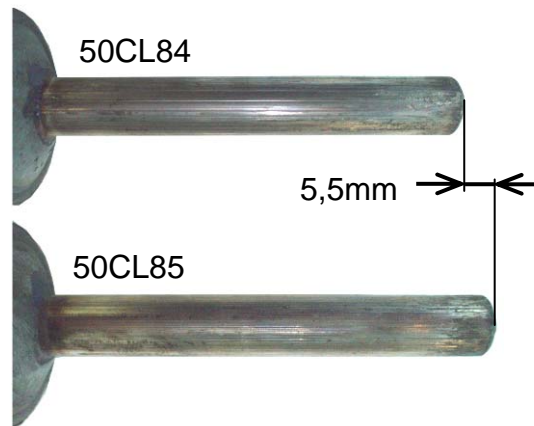


Figure III.44: Différence de la longueur filée de deux pièces réalisées dans des conditions identiques de mise en forme.

1.5.2.1. Impact de la hauteur du lopin sur la longueur filée

Une dispersion de 0,5 mm sur la longueur initiale des lopins conduit à une variation de 3,1 mm de longueur filée.

Cette différence de dimension des lopins est généralement caractérisée en forge par leur poids. Les lopins ont un poids maximal de 253 grammes et minimal de 245 grammes, soit une différence de 3,2%. Cette différence de poids pour des conditions identiques de filage correspond à une longueur filée d'environ 8,9mm.

1.5.2.2. Impact du filage inverse sur la longueur filée

Le filage inverse a lieu entre le piston et la filière et entre la filière et le porte filière. Ces filages inverses, figure 45, ont un impact sur la longueur filée. Un anneau de diamètre intérieur 19mm, d'épaisseur 1mm et de hauteur 2,5mm, correspondant à un filage inverse moyen, entraîne une diminution de 2,7mm de la longueur filée.

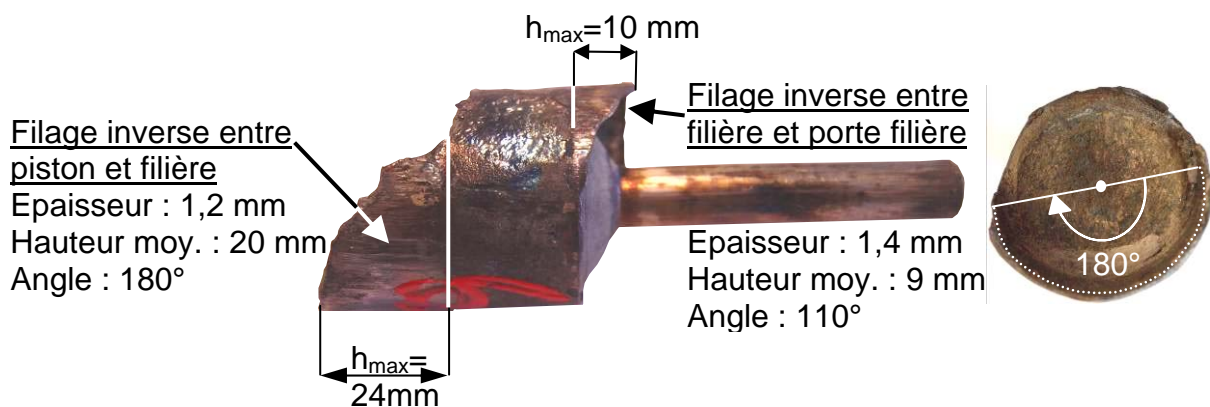


Figure III.45: Dimensions caractéristiques du filage inverse d'une pièce filée par thixoforgeage.

1.5.2.3. Impact de la course du piston sur la longueur filée

La précision de la presse en déplacement est de 0,1mm. Ce déplacement très faible engendre une longueur filée de 1,1mm. Cette différence de déplacement possible entre les essais peut être liée à la précision du pilotage de la presse ou à la précision des épaisseurs des cales utilisées pour régler la longueur de filage.

1.5.2.4. Discussion de la précision de la longueur filée

Les différentes causes affectant la précision de la longueur filée des essais réalisés dans des conditions identiques peuvent se cumuler. Ce cumul d'imprécision peut donner des différences de longueurs de l'ordre de la dizaine de millimètres voir plus. Ces différences de longueurs affectent partiellement la lecture des résultats, effort de mise en forme et échange thermique.

Il faut dans un premier temps pour diminuer ces variations de longueur incontrôlées débiter les lopins avec une plus grande précision et limiter le filage inverse en concevant un nouvel outillage. L'ajustement entre le piston et la filière doit être suffisant pour conserver la cinématique malgré les dilatations thermiques. Le contrôle du déplacement de la presse avec une plus grande précision n'est pas envisageable.

2. ESSAIS DE COMPRESSION

Des essais de compression sur des lopins en acier C48 sont réalisés dans différentes conditions afin de relever les efforts de mise en forme et les évolutions de température dans le tas plan instrumenté. Ces informations doivent permettre de comparer les paramètres de simulation sous Forge 2007® du modèle micro-macro et de déterminer le coefficient d'échange thermique entre l'outil et la pièce.

Trois types d'essai de compression sont réalisés dans des conditions de mise en forme différentes :

- une première série, avec une température de lopin de 1250°C, non semi-solide,
- une seconde série, avec une température de lopin de 1420°C, semi-solide,
- une troisième série, avec une température de lopin de 1420°C, et la surface du tas plan protégée par la pulvérisation de Ceraspray©, un isolant fluide à base de céramique.

Ces trois séries d'essais doivent mettre en évidence la différence des échanges thermiques suivant les conditions expérimentales.

Les températures dans le tas plan instrumenté sont mesurées par des thermocouples placés aux différentes positions indiquées sur la figure 46.

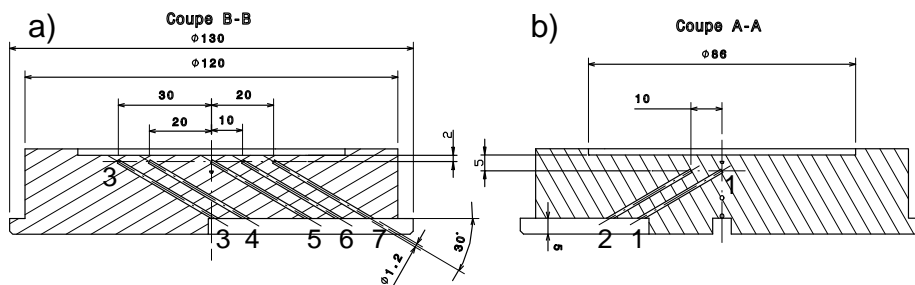


Figure III.46: Position des thermocouples dans le tas plan instrumenté.

2.1. Evolution de la température dans le tas plan instrumenté

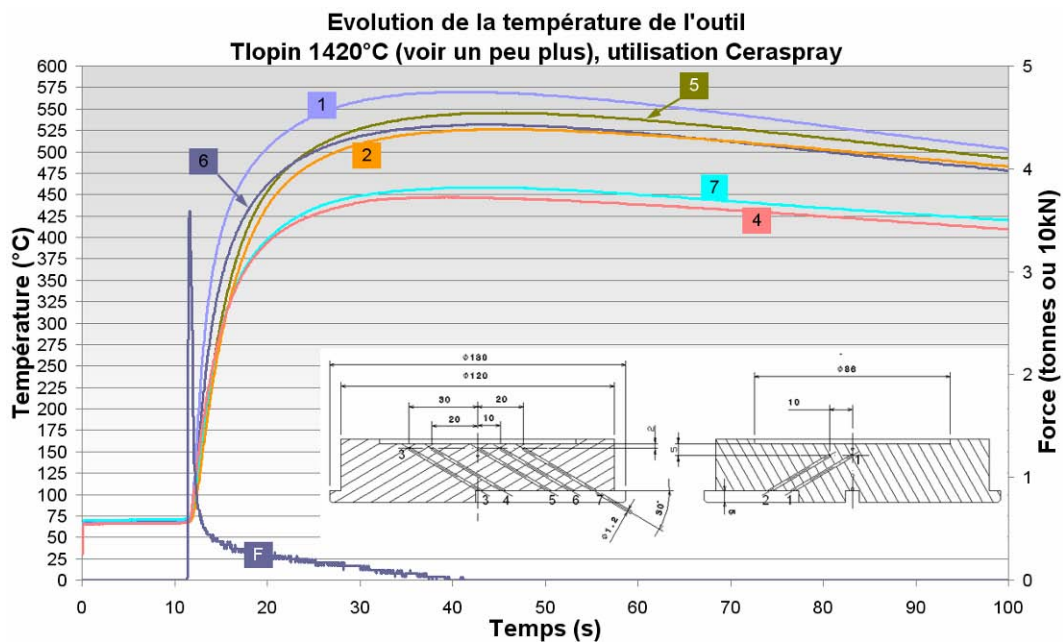


Figure III.47: Evolution des températures des thermocouples du tas plan instrumenté pulvérisé de Ceraspray® pour un écrasement d'un lopin semi-solide chauffé à 1420°C.

La figure 47 présente l'évolution des températures dans le tas plan instrumenté (préalablement pulvérisé de Ceraspray® dans ce cas) pour un lopin chauffé à plus de 1420°C.

La température indiquée par le thermocouple 1 est toujours supérieure à celle du thermocouple 5. Ces deux thermocouples ont la même position radiale mais le thermocouple 1 est axialement 3mm plus profond que le numéro 5. Il devrait donc indiquer une température inférieure. Cette anomalie se reproduit sur tous les essais, le thermocouple 1 n'a pas la position attendue. Il y a deux raisons possibles, soit le thermocouple n'est pas placé au fond du trou, soit le trou est trop profond. La position du thermocouple dans le trou a été validée. Il reste à vérifier par ultra son ou rayon X, la profondeur réelle du perçage.

Le thermocouple 6 a la même position radiale que le thermocouple 2 mais il est plus proche de la surface de 3mm. Les cinquante premières secondes, il indique toujours une température supérieure. Au-delà de ce temps les deux thermocouples indiquent la même température. Les résultats indiqués par ces deux thermocouples sont logiques, celui qui est le plus éloigné du lopin mesure une température moins élevée. De plus, ils mesurent des températures moins

élevées que les thermocouples 1 et 5 ce qui est cohérent vue leur position excentrée.

Les thermocouples 4 et 7 ont la même position radiale, la même position axiale décalée angulairement. Ils doivent indiquer les mêmes températures ce qui est le cas à une erreur près due à la position radiale du lopin sur le piston.

Toutes les mesures obtenues avec le tas plan instrumenté sont cohérentes sauf celle indiquée par le thermocouple 1.

Les thermocouples 2 et 6 sont utilisés pour la suite de la présentation des résultats des essais de compression.

2.2. Influence des conditions d'écrasement sur l'évolution de la température

Les deux figures suivantes, 48 et 49, présentent l'évolution des températures mesurées par les thermocouples 2 et 6 dans les différentes conditions d'écrasement citées précédemment, température du lopin 1250°C, 1420°C et 1420°C avec pulvérisation de Céraspray® sur la surface d'écrasement du tas plan.

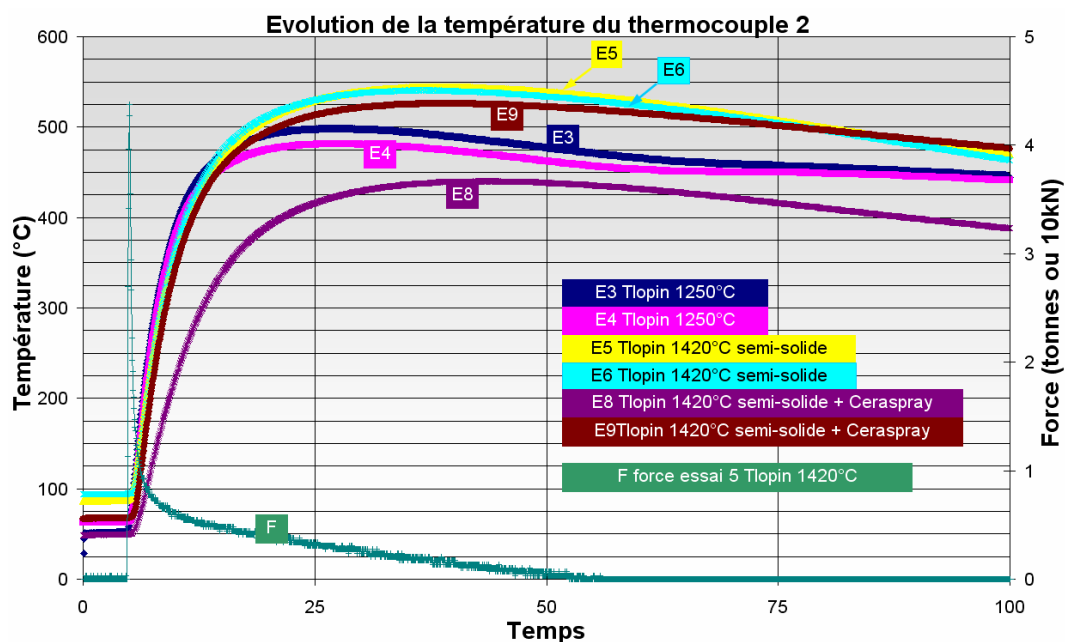


Figure III.48: Evolution des températures du thermocouple 2 (position : prof. 2mm radial 10mm) pour différentes conditions d'écrasement.

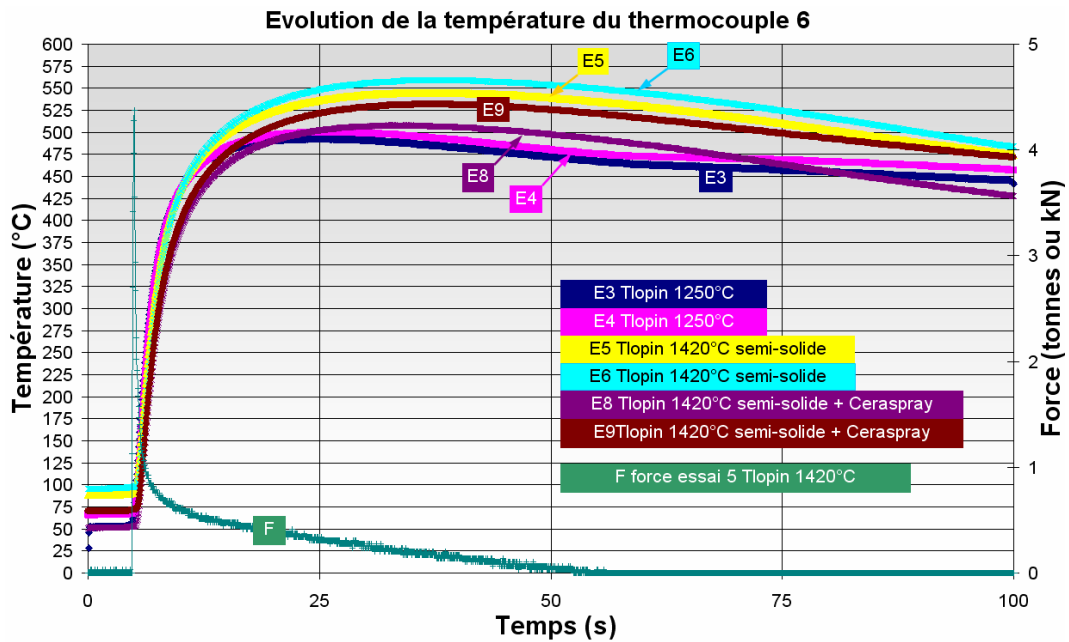


Figure III.49: Evolution des températures du thermocouple 2 (position : prof. 5mm radial 10mm) pour différentes conditions d'écrasement.

Les figures 46 et 47 montrent que les essais E3 et E4, lopin à 1250°C, comme les essais E5 et E6, lopin à 1420°C, ont une répétabilité correcte. La répétabilité n'est pas vérifiée pour les essais E8 et E9, lopin à 1420°C et tas plan pulvérisé de Céraspray®, l'allure de ces courbes sont relativement éloignées l'une de l'autre (pour un même thermocouple). Les conditions de mise en forme ne sont pas identiques comme le montrent également les photos de lopin écrasé du tableau 10, ce qui explique la différence de résultat.

Température du lopin : 1250° C	E3 h écrasement = 8,06mm	E4 h écrasement = 4,09mm
Température du lopin : 1420° C	E5 h écrasement = 10,14mm	E6 h écrasement = 10,58mm
Température du lopin : 1420° C Tas plan pulvérisé de Céraspray®	E8 h écrasement = 3mm	E9 h écrasement = 16mm

Tableau III.10: Photos des lopins écrasés dans les différentes conditions.

L'essai E9 est le plus correct, la hauteur d'écrasement est plus conforme. Les mesures de température permettent également de mettre en évidence cette

erreur expérimentale. L'essai E8, moins écrasé, a toujours une évolution de la température inférieure à l'essai E9 quel que soit le thermocouple considéré. Les photos montrent également qu'il y a éjection de matière dans le cas de l'essai E9 contrairement de l'essai E8.

Les figures 46 et 47 montrent l'influence de la température du lopin et l'impact de l'utilisation de Céraspray® dans l'évolution de la température dans le tas plan instrumenté. Plus la température du lopin est importante et plus les températures mesurées dans le tas plan sont élevées ce qui est cohérent. L'utilisation de Céraspray® doit permettre de limiter les échanges thermiques entre le lopin et le tas plan. L'évolution des températures dans le tas plan est moins rapide et leur maximum atteint est plus faible dans le cas de l'essai E9 que dans le cas des essais E5 et E6, ceci pour une température initiale de lopin identique. L'effet d'écran thermique du Céraspray® est bien vérifié.

2.3. Discussion concernant les essais de compression

L'influence de la température et de la céramique pulvérisée sur le tas plan est démontrée. Les résultats obtenus pour les essais de compression sont cohérents sauf les températures mesurées par thermocouple 1 qui n'est pas à la position nominale définie par le cahier des charges.

Dans l'avenir il faut multiplier les essais de compression en modifiant le matériau du tas plan, du piston ou du lopin. Le lubrifiant devra également faire l'objet d'une étude. Il faut aussi mieux contrôler les conditions de mise en forme en prenant soin d'être le plus répétitif possible, notamment sur le positionnement du lopin et de son chauffage.

3. CONCLUSION DE L'ETUDE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

L'influence des paramètres de mise en forme par thixoforgeage a été étudiée dans le cas d'un filage direct et d'un essai de compression.

Plusieurs campagnes d'essais ont permis d'identifier les paramètres principaux influençant la qualité métallurgique et géométrique des pièces produites ainsi que les écoulements et les efforts de mise en forme. Ces campagnes ont également permis une caractérisation des échanges thermiques outil/pièce. Les principaux paramètres de conduite des procédés de thixoforgeage des aciers sont :

- la vitesse de mise en forme,
- la température initiale de l'outil,
- la température initiale de l'acier semi-solide,

Les résultats expérimentaux obtenus sont convenables mais des défauts surfaciques sont observés si la vitesse de forme est trop élevée et la température de l'outil trop basse. L'effort de mise en forme est principalement fonction de la vitesse de mise en forme et de la température initiale du lopin. Il décroît quand la vitesse et la température augmentent.

Les essais de filage ont montré que la nature de l'écoulement de la matière n'est pas uniforme. Trois zones différentes ont été observées :

- une zone solide formée par refroidissement au contact du convergent,
- une zone solide formée par refroidissement en début de filage, appelé « bouchon »,
- une zone qui demeure semi-solide lors de la mise forme située entre les deux autres zones.

La première zone modifie la forme « active » de la filière et perturbe l'écoulement de la matière semi-solide provenant de la troisième zone. La taille de ces zones est fortement dépendante de la température de l'outil et de la vitesse de mise en forme.

Ces résultats mettent en lumière l'importance des échanges thermiques entre l'outil et la pièce. En effet, une diminution faible de quelques degrés de la matière semi-solide peut être associée à un changement de comportement important. La quantité de chaleur échangée entre l'outil et la pièce est fonction du temps de contact, de la différence de température et du coefficient d'échange thermique entre l'outil et la pièce. Le temps de contact est essentiellement fonction de la vitesse de mise en

forme. La différence de température entre l'outil et la pièce est surtout pilotée par la température initiale de l'outil dans la mesure où la fenêtre de température de mise en forme semi-solide du lopin est réduite.

L'influence de la vitesse sur l'effort de mise en forme a deux origines, locale et globale :

- localement par la désagglomération du squelette semi-solide et l'effet rhéofluidisant associé,
- globalement par la diminution de la perte de chaleur de la pièce produite au cours de la mise en forme par échange thermique avec l'outil.

Les essais instrumentés ont permis de vérifier l'impact des échanges thermiques entre l'outil et la pièce et de les quantifier. Les mesures de températures ont confirmé l'influence de la vitesse de mise en forme sur les échanges thermiques. Les essais de compression ont permis de mettre en évidence l'effet d'un revêtement isolant sur le comportement thermique de l'outillage.

Pour mieux comprendre le comportement thermomécanique d'un d'acier semi-solide lors de la mise en forme d'une pièce, des simulations doivent être mises en place. Ces simulations seront confrontées aux résultats de ce chapitre, ce qui servira de base au recalage et à la validation du modèle multi-échelle.

4. BIBLIOGRAPHIE CHAPITRE 3

1. Pernot, M. *Filage de l'acier et des métaux difficiles à déformer.*
2. Cezard, P., *Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : analyse expérimentale et numérique.*, in *ENSAM Metz*. 2006.
3. Modigell, M. and J. Koke, *Time-dependent rheological properties of semi-solid metal alloys.* Mechanics Time-Dependent Materials, 1999. **3**(Dordrecht, Netherlands): p. 15-30.
4. Koke, J. and M. Modigell, *Flow behaviour of semi-solid metal alloys.* Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, 2003. **112**(2-3): p. 141-160.
5. Rouff, C., *Contribution à la caractérisation et à la modélisation du comportement d'un acier à l'état semi-solide. Application au thixoforgeage.* 2003, ENSAM: Metz.
6. Cezard, P., et al., *Simulation of semi-solid thixoforging using a micro-macro constitutive equation.* Computational Materials Science, 2005. **32**: p. 323-328.
7. Fischer, D., *Entwicklung eines vollautomatisierten Produktionsprozesses für die Herstellung von Stahlbauteilen durch Thixoschmieden.* IFUM Leibniz Universität Hannover ed. 2008, Hannover.
8. Uhlenhaut, D.I., et al., *Structure and properties of a hypoeutectic chromium steel processed in the semi-solid state.* Acta Materialia, 2006. **54**(10): p. 2727-2734.
9. Li, J.-Y., S. Sugiyama, and J. Yanagimoto, *Microstructural evolution and flow stress of semi-solid type 304 stainless steel.* Journal of Materials Processing Technology, 2005. **161**(3): p. 396-406.
10. Boutonnet, A.-S., *Etude de la résistance thermique de contact à l'interface de solides déformables en frottement : application aux procédés de forgeage.* 1998, CETHIL: Lyon. p. 241.
11. Baqué, P. and E. de LEPINEAU, *Filage à chaud non lubrifié. Etude des écoulements par une méthode énergétique,* in *Revue Métallurgique.* 1973. p. 475-496.
12. Felder, E., *Effet thermique de la mise en forme "théorie et phénomènes volumiques".* Techniques de l'ingénieur ed. 24.

CHAPITRE 4 : SIMULATIONS NUMERIQUES

Un des objectifs des travaux expérimentaux menés sur la mise en forme des aciers à l'état semi-solide est l'amélioration du paramétrage du modèle multi échelle « micro-macro » implémenté sous Forge2007® permettant de simuler le thixoforgeage. La figure 1 présente les entrées, les sorties et les variables de contrôle des simulations du thixoforgeage à l'aide de Forge 2007®.

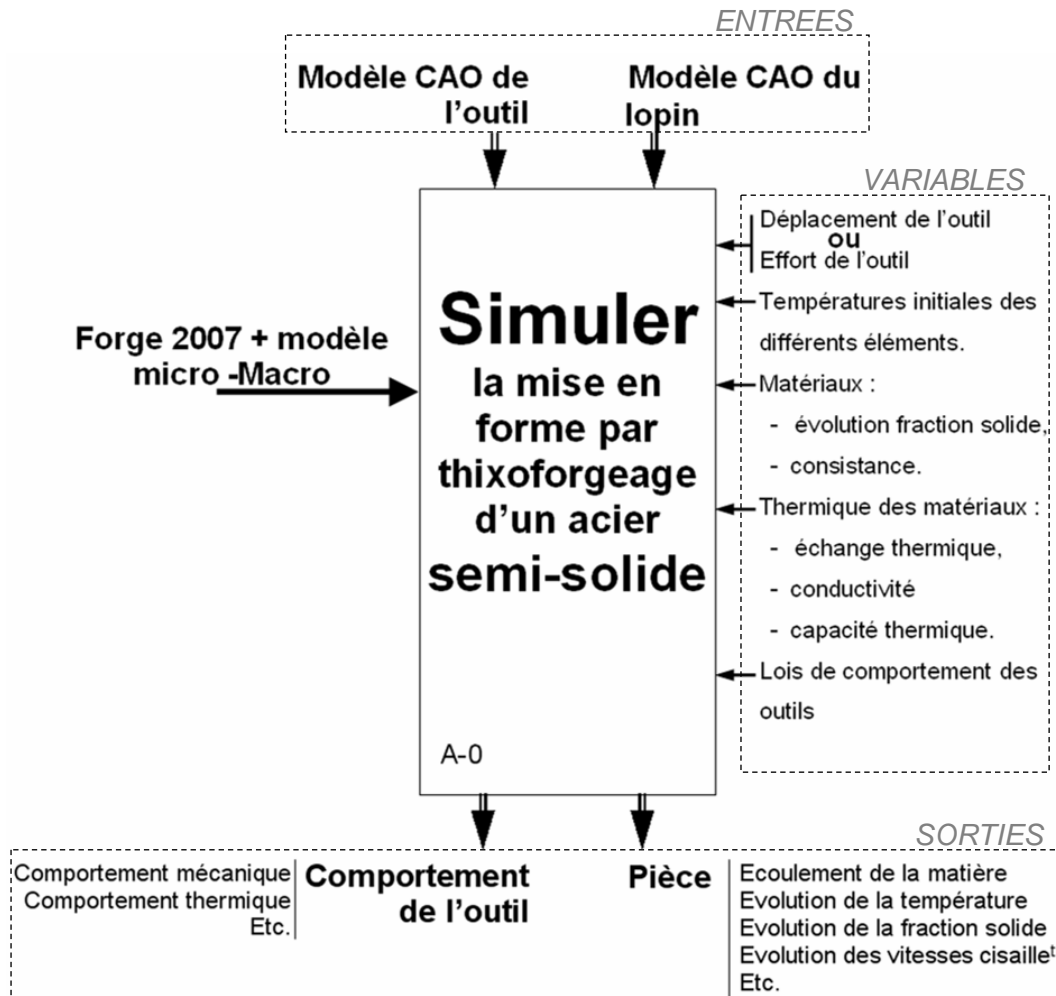


Figure IV.1: Représentation schématique des simulations du thixoforgeage.

Il s'agit :

- de comparer les données expérimentales à celles obtenues par simulation,
- d'étudier la sensibilité des résultats numériques aux différentes évolutions des variables d'ajustement,
- d'identifier les paramètres des lois de comportement et des conditions limites afin de rendre le modèle prédictif.

A terme cette démarche doit permettre de modifier ou/et d'adapter le modèle pour qu'il simule au mieux la mise en forme d'un semi-solide, plus particulièrement d'un acier, avec des paramètres de contrôle bien définis.

Les essais de compression et de filage direct des aciers semi-solides sont simulés. Les simulations des essais de compression sont toutes réalisées avec le modèle micro-macro. Les essais de filage direct sont simulés avec les modèles de Norton-Hoff et micro-macro.

1. SIMULATION DE COMPRESSION

La figure 2, ci-dessous, représente les entrées, les sorties et les variables des simulations des essais de compression, d'un lopin d'acier à l'état semi-solide. Ces simulations utilisent Forge2007® implémenté avec la loi de comportement multi-échelle micro-macro et des différentes variables la pilotant.

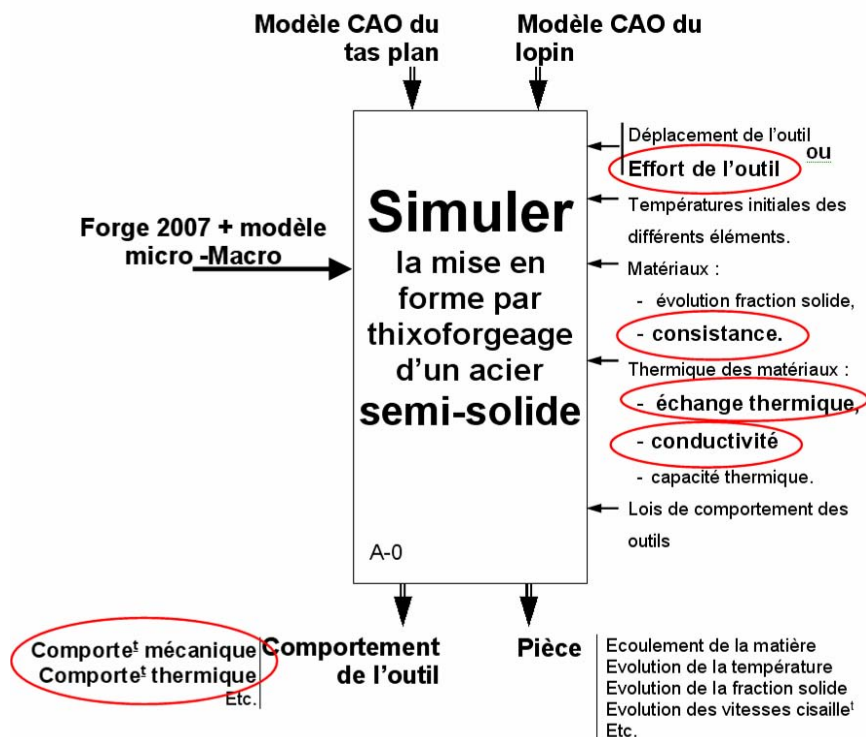


Figure IV.2: Représentation schématique des simulations de compression d'un acier solide avec la loi micro-macro.

La figure 3 illustre les principaux paramètres thermiques de la simulation numérique et leur localisation auxquels il faut ajouter les paramètres de la loi de comportement multi-échelle. Les paramètres étudiés sont : la consistance des pontages solides K_p , la conductivité thermique du lopin et les coefficients

d'échanges thermiques H_0 et H_1 entre l'outil instrumenté et le porte outil d'une part et entre le lopin et l'outil d'autre part.

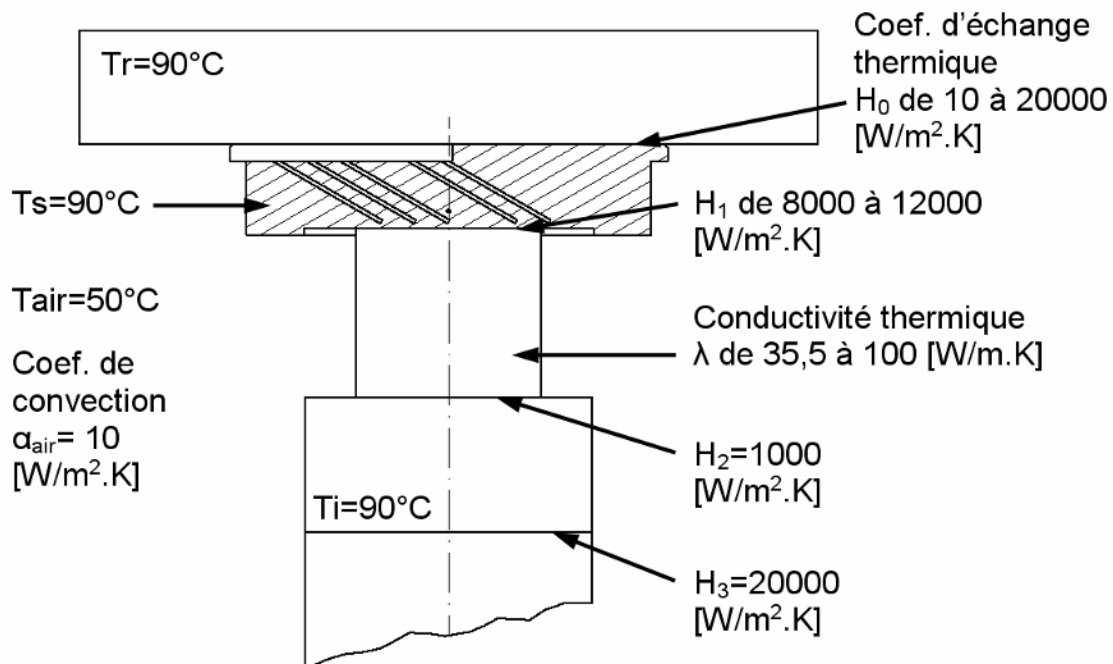


Figure IV.3: Localisation des paramètres thermiques de l'ensemble du système de compression.

1.1. Conditions de mise en donnée

Les simulations de compression ont des conditions de mise en données spécifiques concernant :

- la loi de comportement micro-macro,
- les simulations de compression pilotées par la courbe effort (fonction du temps) de l'essai expérimental E5 (température maximale initiale du lopin 1420°C).
- la température du lopin non uniforme avant le début de la mise en forme.

1.1.1. Données de la loi de comportement micro-macro

Des premières simulations utilisant la loi de comportement micro-macro sous Forge2007® ont permis d'identifier les paramètres de références, tableau 1. Certains de ces paramètres sont modifiés dans les différentes simulations pour voir leur influence, comme les consistances K_0 et K_p . Il a été choisi de faire évoluer les consistances de manière proportionnelle dans les différentes simulations pour ne pas compliquer la compréhension de leur influence. Le tableau 1 donne les paramètres essentiels de la loi de comportement micro-macro.

Paramètres associés au comportement solide							
Calcul de la consistance du solide				Coef. sensibilité. à $\dot{\epsilon}$			
K_0	n	Beta	m				
9 MPa.s	0,08	700	0,3				
Paramètres associés au comportement des pontages							
Motif morphologique		Agglomération		Désaggloméra ⁰	Lois locales		
f_A	f_A^s initiale	K_T	b	K_d	K_p	m_p	K_l
0,025	0,4	1	1	0,1	1 MPa.s	0,17	$1,81 \cdot 10^{-9}$ MPa.s

Tableau IV.1: Valeurs des paramètres utilisées pour la loi de comportement micro-macro pour les premières simulations.

1.1.2. L'effort de mise en forme des simulations de compression

L'évolution de l'effort au cours du temps des simulations de compression est calquée sur celle de l'essai expérimentale E5. Cette évolution est programmée dans Forge2007®. Elle est représentée ci-dessous par la figure 4.

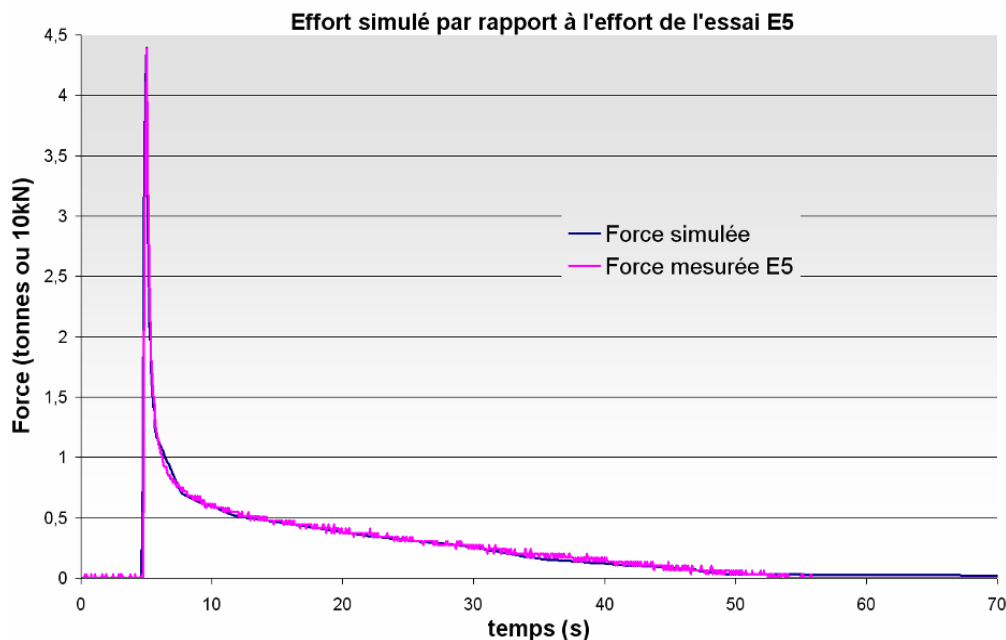


Figure IV.4: Courbe de l'effort simulé sous Forge2007® pour les essais de compression.

Les 5 premières secondes, sans effort et sans contact, sont utilisées pour obtenir la température de lopin désirée. Cette condition sur la température du lopin est décrite dans le paragraphe suivant.

1.1.3. La température du lopin des simulations de compression

En réalité, la température du lopin n'est pas uniforme dans l'ensemble du volume comme le montre la figure 5. Pour simuler au mieux cette répartition des températures dans le lopin, un gradient de température a été programmé sous Forge2007®. Un gradient de température concentrique est appliqué au lopin avec la température la plus élevée de 1420°C sur le diamètre extérieur et de 1400°C au centre comme le montre la figure 5a. Ensuite, ce lopin est maintenu en position 4,5 secondes sans mise en forme pour permettre des échanges thermiques entre l'extérieur et l'intérieur du lopin dont la température augmente et entre le milieu ambiant et l'extérieur du lopin qui refroidit. Cette simulation du gradient de température dans le lopin permet de commencer la mise en forme avec une répartition des températures et de la fraction solide un peu plus réaliste, figure 5d.

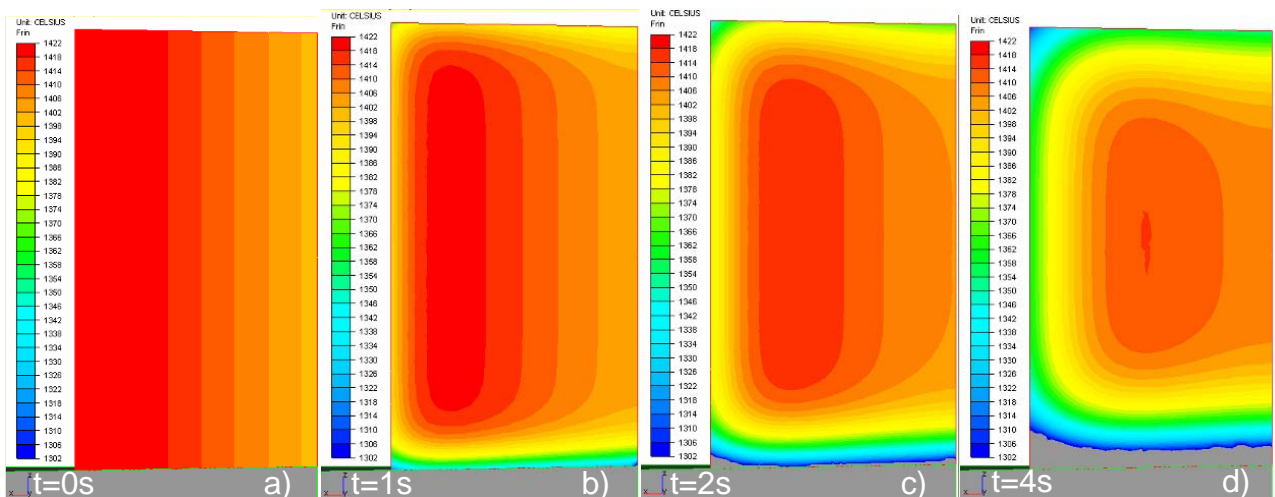
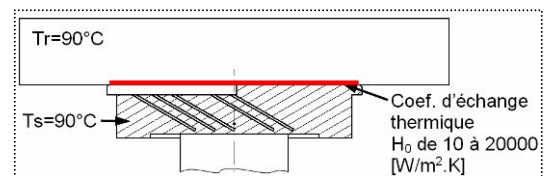


Figure IV.5: Gradient de température dans le lopin simulé sous Forge2007® avant la mise en forme.

1.2. Influence du coefficient d'échange thermique H_0

Le coefficient d'échange thermique H_0 est situé entre le tas plan instrumenté et le dispositif contenant le capteur d'effort, voir la représentation ci-contre.



L'influence de l'échange thermique H_0 sur l'évolution des températures dans le tas plan instrumenté est illustrée par les figures 6 et 7. Les températures, aux points 2 et 6 du tas plan, mesurées et simulées avec des H_0 différents sont comparées.

Les températures simulées au point 2 sont toujours inférieures à celle mesurées à la même position quelle que soit la valeur de H_0 , figure 6. La courbe simulée la plus proche correspond à celle obtenue avec le coefficient d'échange thermique H_0 le plus faible, c'est-à-dire égal à $10 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$ (simulation 05). Plusieurs lectures de ce résultat peuvent être faites. La première indique que le thermocouple expérimental est plus proche du lopin, axialement ou/et radialement (par rapport au centre) ce qui explique que la température mesurée est toujours plus grande. Mais lorsque l'on compare la pente du refroidissement, qui dans le cas de l'essai est plus faible, l'erreur de position de la mesure n'est pas la seule explication. La deuxième lecture permet de dire qu'effectivement l'échange thermique entre l'outil et son support est faible, inférieur à $10000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$ mais supérieur à $1000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$ ordre de grandeur du coefficient d'échange thermique entre une céramique et un acier.

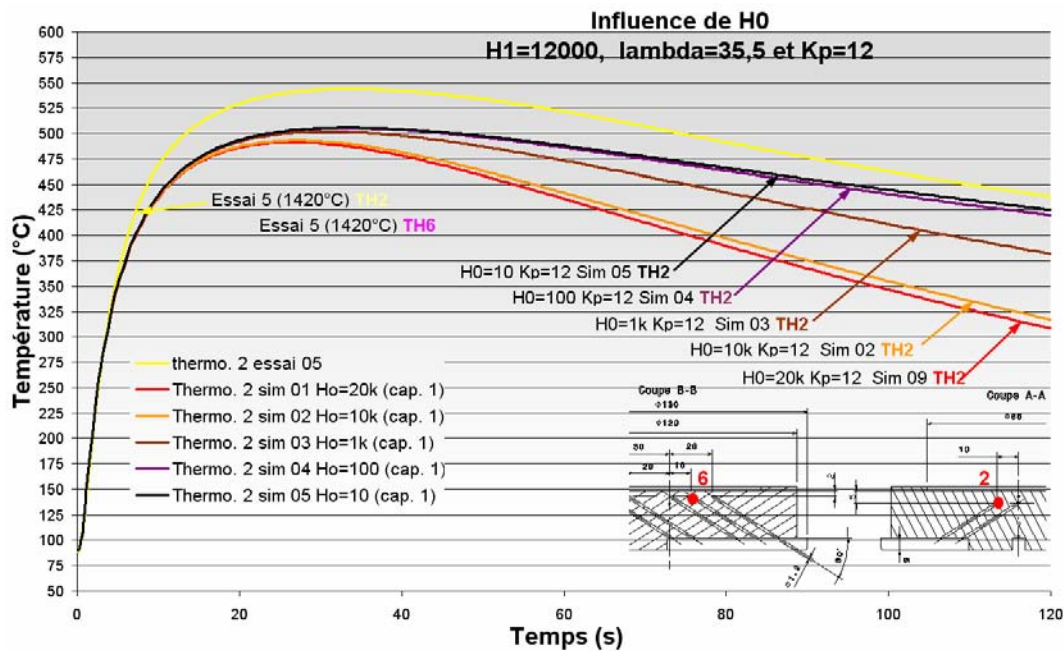


Figure IV.6: Influence du coefficient de transfert thermique H_0 entre le tas plan instrumenté et le tas de la presse, évolution de la température mesurée par le thermocouple 2.

Les températures simulées au point 6 sont toujours supérieures les 50 premières secondes à celle mesurée puis elles sont inférieures ou égales selon la valeur de H_0 , figure 7.

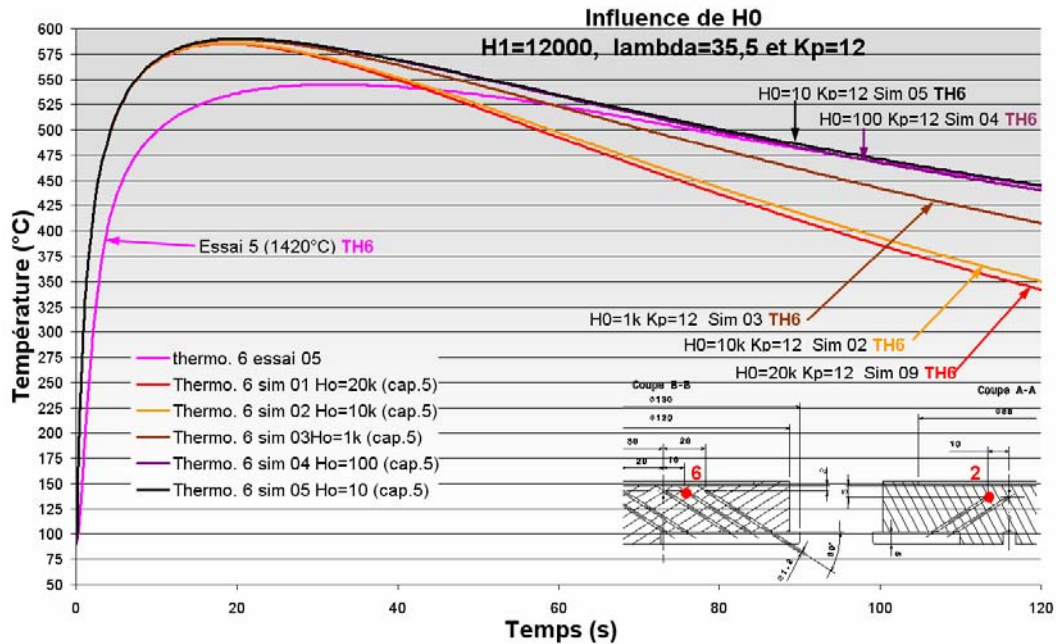


Figure IV.7: Influence du coefficient de transfert thermique H_0 , évolution de la température mesurée par le thermocouple 6.

La première partie des courbes simulées correspondant au dépassement de la température dans le cas de la position 6 est toujours présente et elle est peu variable quelle que soit la valeur du coefficient d'échange thermique. Le coefficient d'échange thermique H_0 agit essentiellement sur la seconde partie des courbes de températures simulées : la phase de refroidissement. Lorsque le coefficient diminue la pente des courbes diminue. Pour une valeur de H_0 comprise entre 10 et 100 $W/m^2.K$, la seconde partie des courbes simulées se superpose à la courbe de l'essai.

Quel que soit le thermocouple étudié, le coefficient d'échange thermique H_0 n'influence pas la phase de montée de la température dans le tas plan instrumenté mais il agit sur la phase d'évacuation de la chaleur. Cette évacuation est d'autant plus faible que le coefficient est petit. Ce coefficient « d'évacuation de la chaleur » pour les simulations doit être faible pour que les résultats thermiques s'approchent des mesures expérimentales.

La différence entre les résultats numériques et expérimentaux constatée sur la première partie des courbes peut provenir d'un défaut de position des points de mesure, à la fois numérique et expérimentaux. En effet il serait nécessaire de vérifier l'influence de la position du capteur numérique sur l'allure des courbes.

1.3. Influence du coefficient d'échange thermique H_1

Comme au paragraphe précédent les courbes de température simulées sont par rapport aux courbes expérimentales en dessous pour le thermocouple 2 et au dessus pour le thermocouple 6, figures 8 et 9.

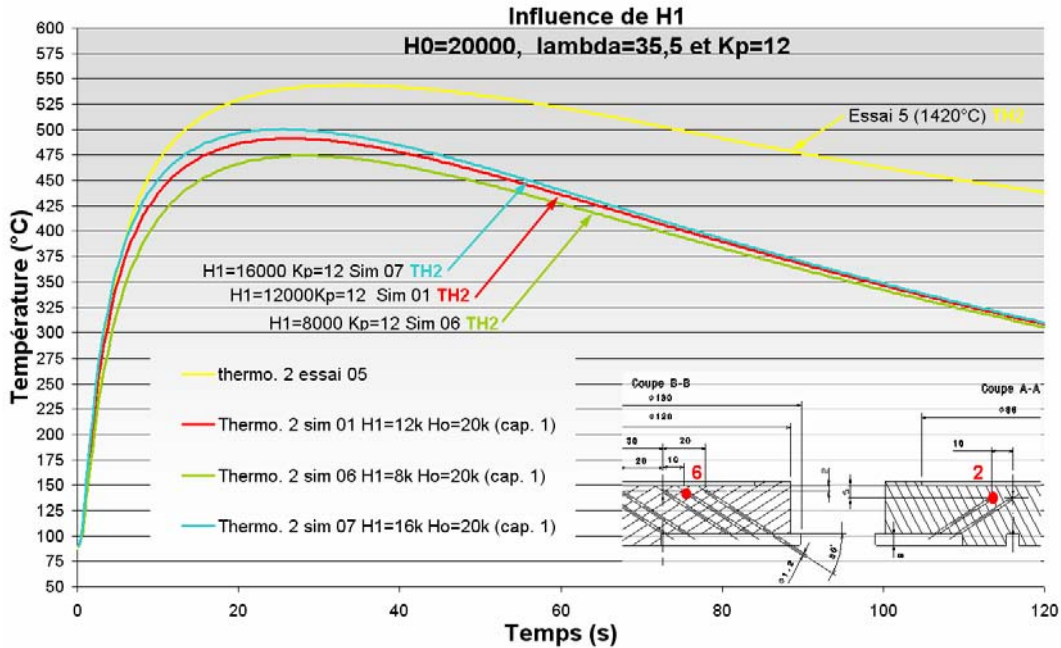
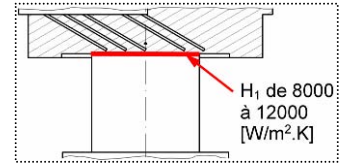


Figure IV.8: Influence du coefficient de transfert thermique H_1 entre le lopin et le tas plan, évolution de la température mesurée par le thermocouple 2

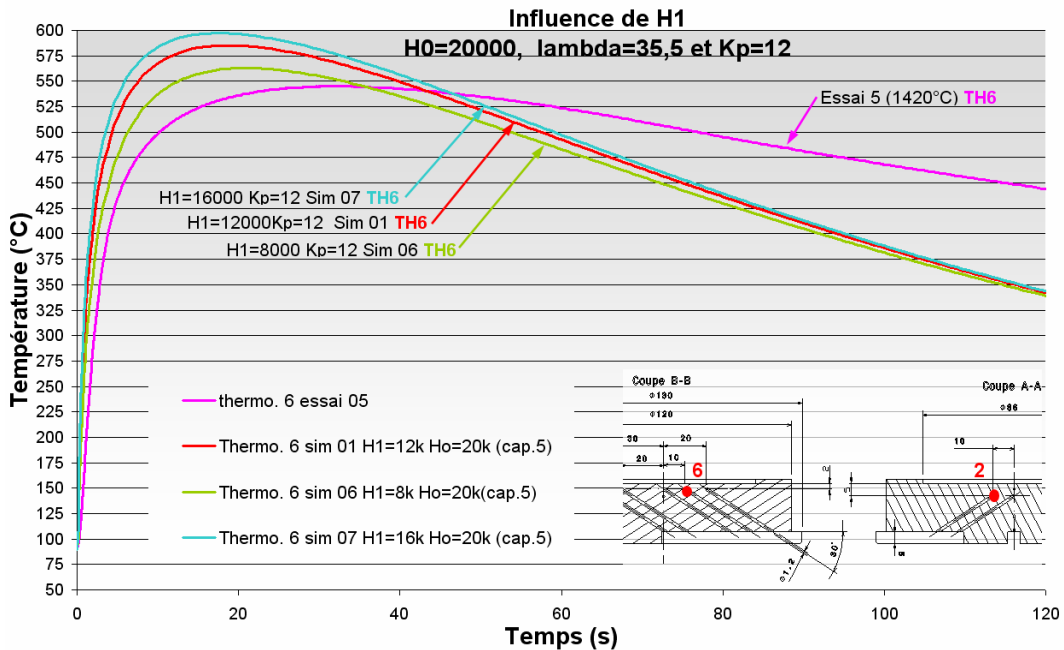


Figure IV.9: Influence du coefficient de transfert thermique H_1 entre le lopin et le tas plan, évolution de la température mesurée par le thermocouple 6

A la différence du coefficient d'échange thermique H_0 , H_1 influence la première partie des courbes de températures. Cette tendance est logique puisque H_1 détermine le flux de chaleur apporté au tas plan par le lopin. Lorsque H_1 est grand, la température maximale est plus grande et plus vite atteinte. Cette augmentation de H_1 est favorable à la température simulée au point 2 puisque la courbure s'approche davantage de la courbe expérimentale. Par contre, elle n'est pas favorable dans le cas de la température simulée au point 6.

1.4. Influence de la consistance des pontages solides K_p du lopin semi-solide

La consistance du matériau déformé n'a pas beaucoup d'influence sur le résultat de l'évolution de la température simulée dans le tas plan comme le montre la figure 10. Par contre comme attendu, elle influence la hauteur d'écrasement du lopin pour un effort de mise en forme donné (figure 4 page 188). Plus elle est importante et plus l'écrasement du lopin semi-solide est faible, figure 11. Il faut avoir une consistance K_p supérieure à 15 MPa.s pour s'approcher de la hauteur d'écrasement mesurée.

Quelle que soit la valeur de K_p , la hauteur d'écrasement simulée n'est pas aussi vite atteinte que celle obtenue expérimentalement.

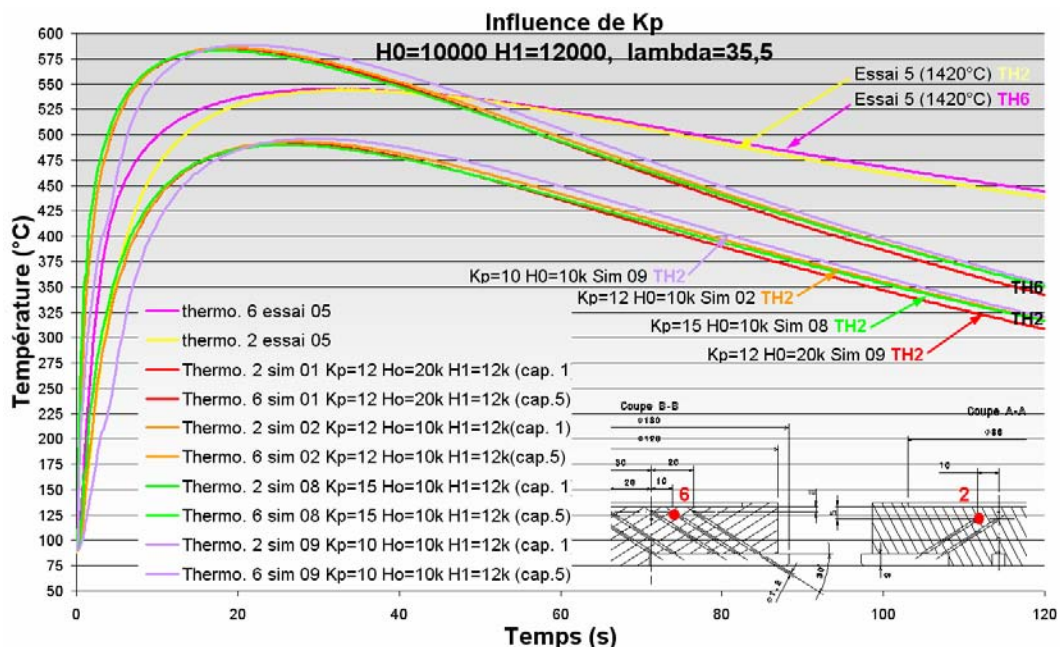


Figure IV.10: Influence du coefficient K_p , évolution de la température mesurée par le thermocouple 2

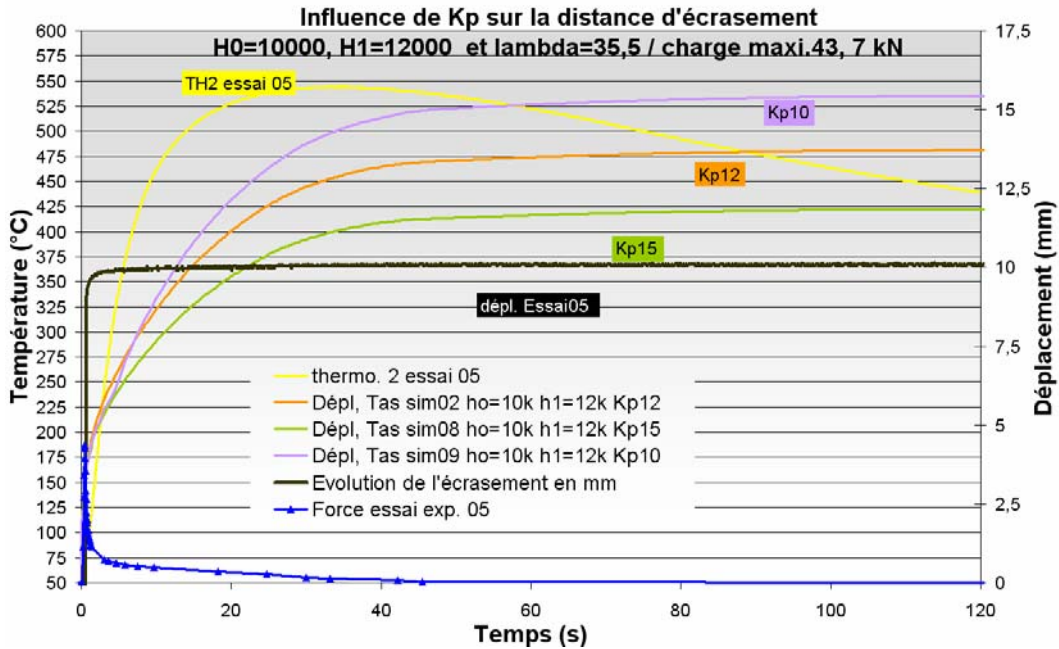


Figure IV.11: Influence du coefficient K_p , évolution de l'écrasement du lopin.

1.5. Influence de la conductivité thermique λ du lopin

La conductivité thermique du semi-solide influence le transfert de chaleur du lopin vers le tas plan instrumenté. Plus elle est grande et moins les températures mesurées dans le tas plan sont grandes, figure 12. Dans ces conditions les échanges thermiques au sein du lopin et avec l'air ambiant sont accrus alors que le flux de chaleur entre le lopin et le tas diminue.

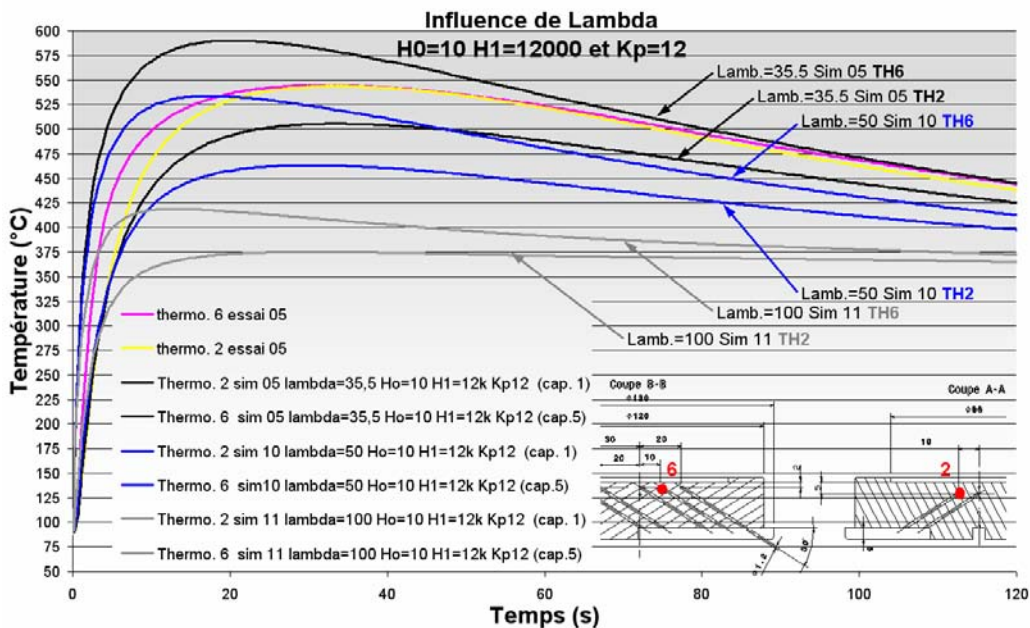
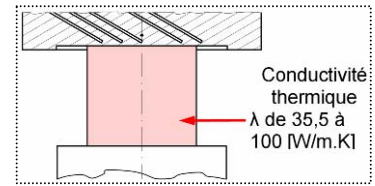


Figure IV.12: Influence de la conductivité thermique du lopin λ , évolution de la température mesurée par les thermocouples 2 et 6

1.6. Illustrations de l'évolution de certains paramètres pendant la compression simulée

Ce paragraphe montre une simulation de compression (sim04, $H_0=100$, $H_1=12000$, $\lambda=35,5$ et $K_p=12$). Ces figures illustrent l'évolution de la consistance, de la fraction solide, de la viscosité et de la température lors de la mise en forme.

1.6.1. Evolution de la consistance K_S en fonction de la température

Le tableau 2 montre l'évolution simultanée de la consistance du matériau K_S avec l'évolution de la température. Comme attendu, la consistance des globules solides K_S augmente avec la diminution de la température. Au cours de la compression, l'évolution du gradient de la consistance est équivalente à l'évolution du gradient de la température conformément au modèle multi-échelle implémenté.

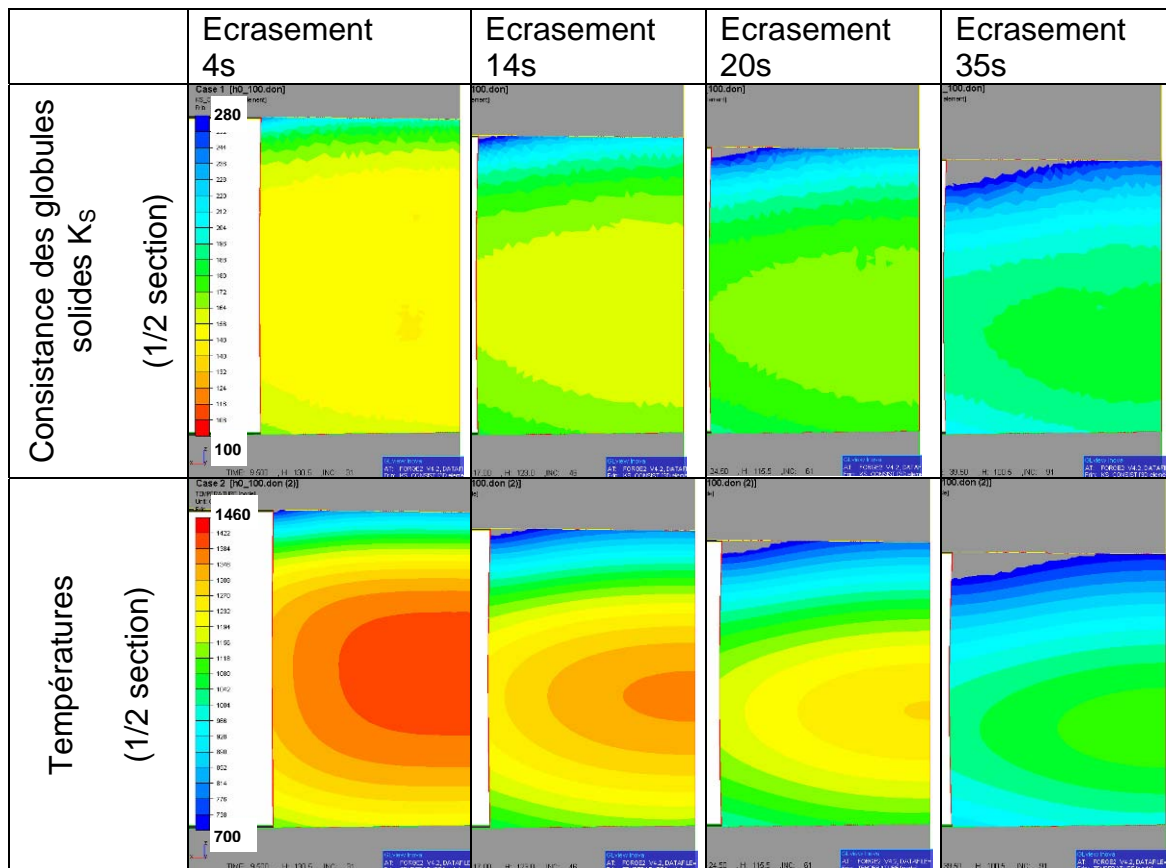


Tableau IV.2: Evolution de la consistance simulée avec la loi micro-macro pour un essai d'écrasement d'un lopin semi-solide

1.6.2. Evolution de la viscosité et de la fraction solide dans la zone active en fonction de la température

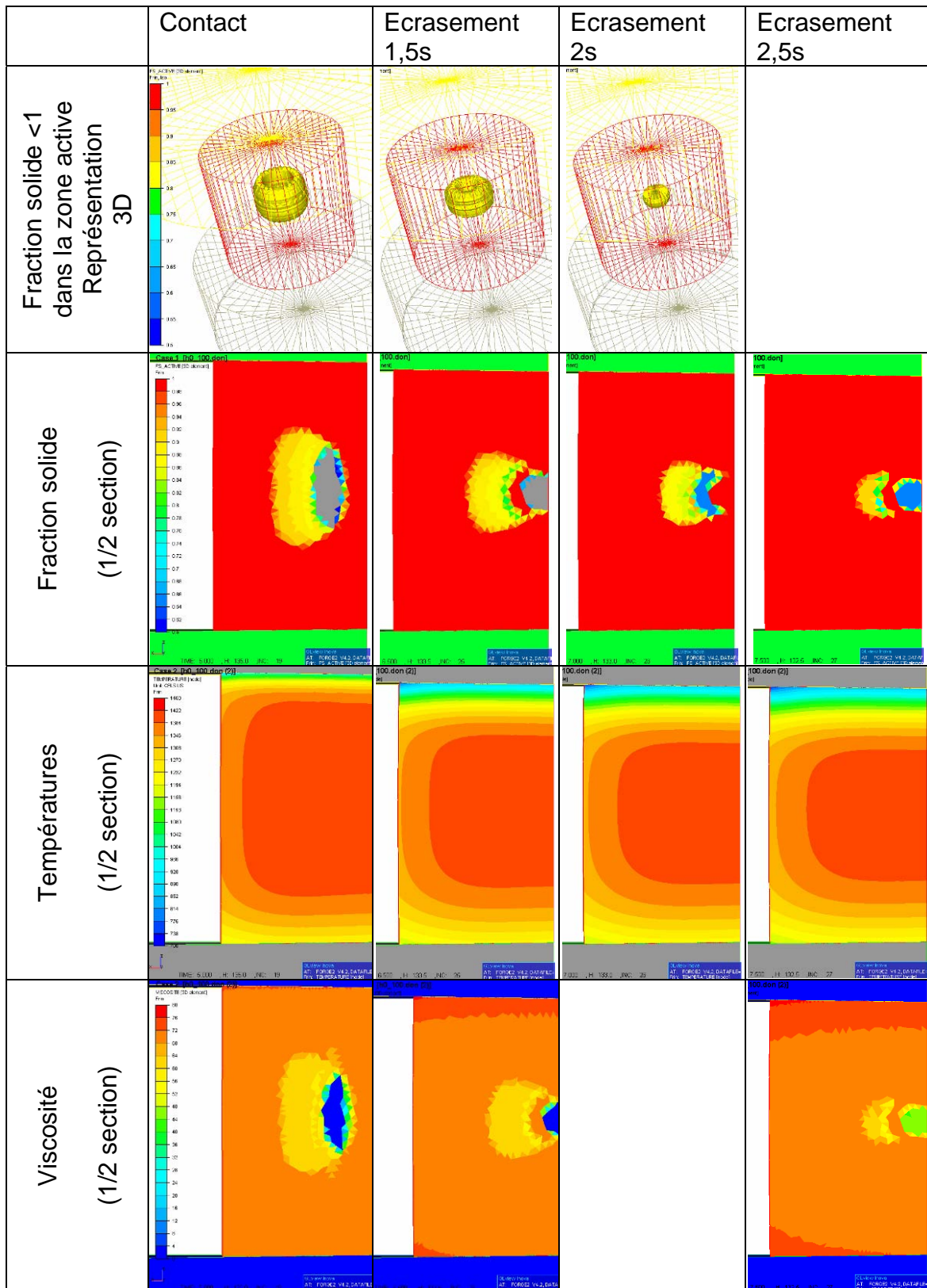


Tableau IV.3: Evolution de la fraction solide et de la viscosité simulées avec la loi micro-macro pour un essai d'écrasement d'un lopin semi-solide.

Le tableau 3 présente l'évolution de la fraction solide dans la zone active, de la viscosité et de la température lors d'une simulation de l'essai de compression.

Comme attendu, l'évolution de la viscosité est liée de très près à l'évolution de la fraction solide. Les figures de la 2^{ème} ligne, évolution de la fraction solide dans la zone active, ressemblent beaucoup aux figures de la 4^{ème} ligne correspondant à l'évolution de la viscosité. En début de compression, la zone avec la fraction solide de valeur basse n'est pas située au cœur de la pièce mais forme un anneau. Ce résultat s'explique par le champ de température (voir figure 5 de au bout de 5s) résultant d'un chauffage concentré en surface (induction) suivi d'un temps d'attente (transfert). D'autre part, nous avons vérifié que ce profil correspond à celui de la vitesse de déformation équivalente. Ainsi la fraction de solide dans la zone active, autrement dit l'état de désagglomération suit l'évolution des deux champs : le champ de température et le champ des vitesses de déformation.

1.7. Discussion concernant les simulations de compression

Les résultats obtenus avec la simulation des essais de compression à l'aide de Forge2007® implémenté avec la loi de comportement micro-macro sont convenables et encourageants.

Il faut affiner la valeur des paramètres de la loi micro-macro dans un premier temps et éventuellement, dans un second temps, modifier la loi. Mais, avant tout, une vérification de la validité des essais expérimentaux est nécessaire. Notamment, les positions des thermocouples doivent être contrôlées. Une expertise est en cours.

2. SIMULATION DU FILAGE DIRECT

Les simulations du filage direct sont réalisées en deux étapes. La première consiste à évaluer l'influence de certains paramètres (coefficients d'échange thermique, frottement, maillage...) sur l'effort de filage et les températures dans l'outil en utilisant la loi de comportement de Norton-Hoff. Ce travail préliminaire doit permettre d'identifier et de choisir les valeurs de ces paramètres pour la deuxième série de simulations utilisant la loi micro-macro. La seconde étape est la simulation du filage direct avec la loi micro-macro. Ces simulations réalisées avec des variations de paramètres sont comparées aux simulations avec la loi de Norton-Hoff et aux essais expérimentaux similaires en terme de conditions de mise en forme. Ce travail doit permettre de donner une première estimation des valeurs des différents paramètres d'ajustement de la loi micro-macro, des coefficients d'échange thermique.

2.1. Conditions de simulation : 1^{ère} étape

Une première étape consiste à établir la mise en donnée des simulations pour s'approcher et identifier les grandeurs des différents paramètres utilisés par la loi de Norton-Hoff pour les simulations.

2.1.1. Essai expérimental de référence

Les simulations sont comparées à un essai de thixoforgeage d'un lopin d'acier C38 chauffé à 1420°C, filé dans un outil froid à la vitesse de 50mm/s. Les efforts et les déplacements de l'outil et l'évolution de sa température lors de la mise en forme sont illustrés par les figures 13 et 14.

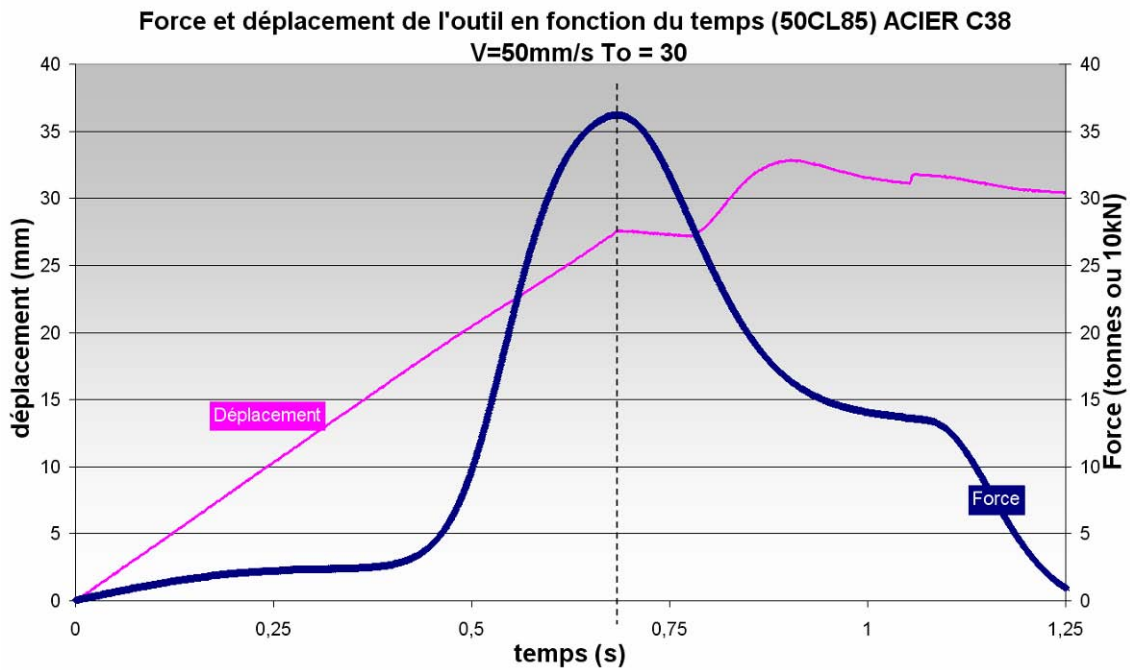


Figure IV.13: Courbes effort et déplacement de l'essai comparé aux simulations.

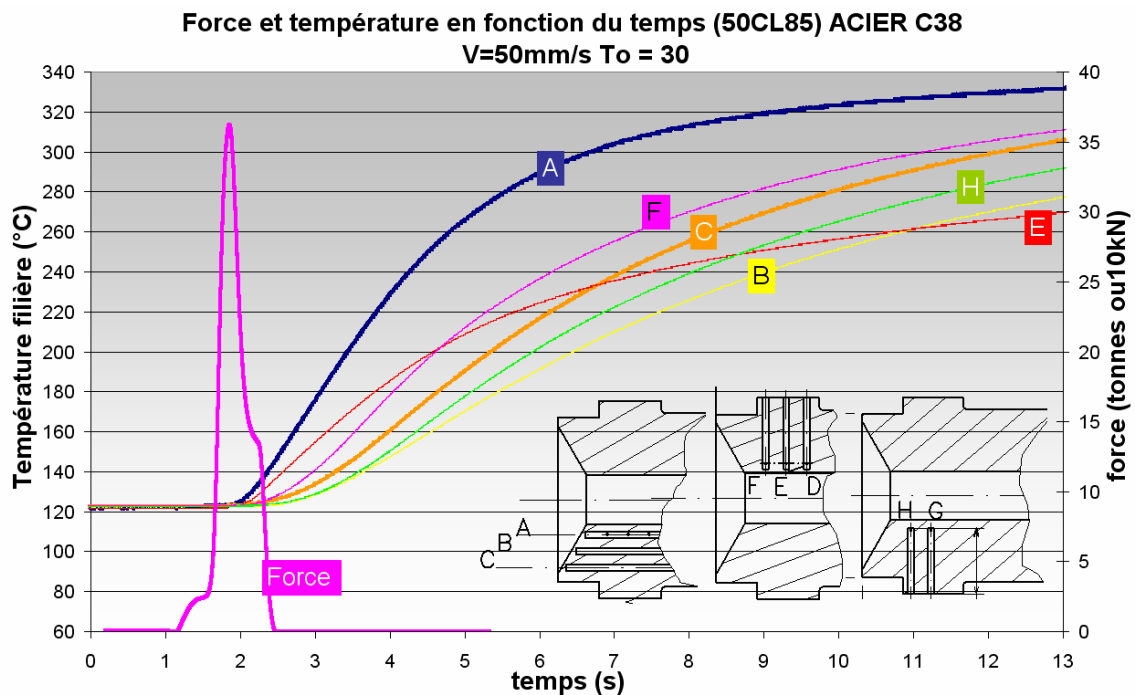


Figure IV.14: Courbes effort et évolution de la température dans l'outillage de l'essai comparées aux simulations.

2.1.2. Déplacement de l'outil imposé dans la partie simulation

Le logiciel Forge 2007® autorise la programmation du déplacement de l'outil suivant une fonction. Pour les simulations présentées, le déplacement de l'outil, calqué partiellement sur la courbe déplacement de l'essai expérimental, est imposé. Ce déplacement programmé est illustré sur la figure 15.

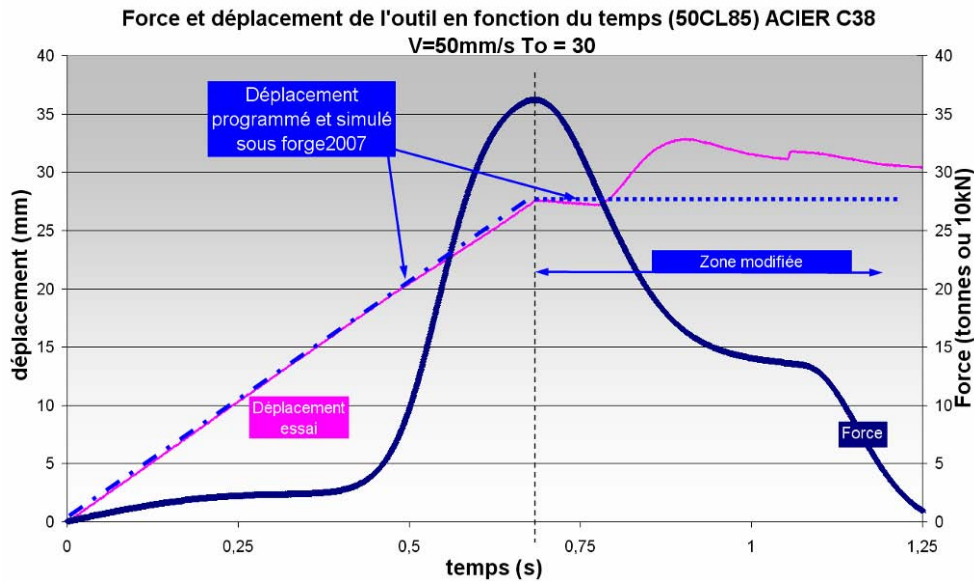


Figure IV.15: Déplacement de l'outil simulé à l'aide de forge 2007®.

Dans le but de simplifier les simulations, toute la courbe de déplacement de l'essai n'a pas été programmée sous forge2007®. La zone correspondant au déplacement actif, c'est-à-dire à la mise en forme et au maximum de l'effort de l'outil, a été conservée. Au-delà, la courbe déplacement de l'essai a été remplacée par un maintien en position.

2.1.3. Forme de l'outil actif simulé

L'ensemble de l'outillage, la filière et le piston, a une géométrie de révolution. La représentation, sous Forge2007®, peut être simplifiée et se limiter à une demi section axiale.

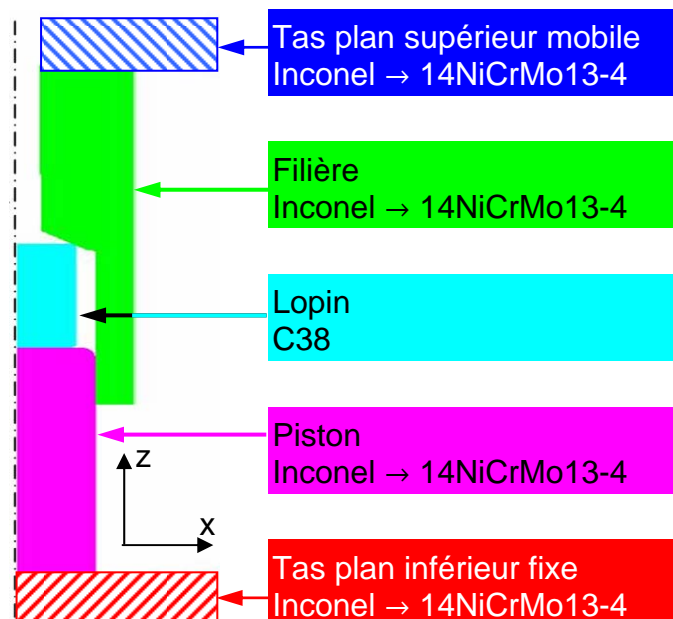


Figure IV.16: Représentation sous forge2007® de la demi section axiale de l'outillage de filage direct.

Lors des premières simulations, il a été constaté que la température de la filière dans le diamètre 12 mm n'augmentait pas alors que les mesures indiquent une forte augmentation. Le problème est qu'il n'y a pas de contact dans cette zone de la filière avec la matière comme il est observable sur la figure 17. Le maillage de la filière ne touche pas celui du lopin.

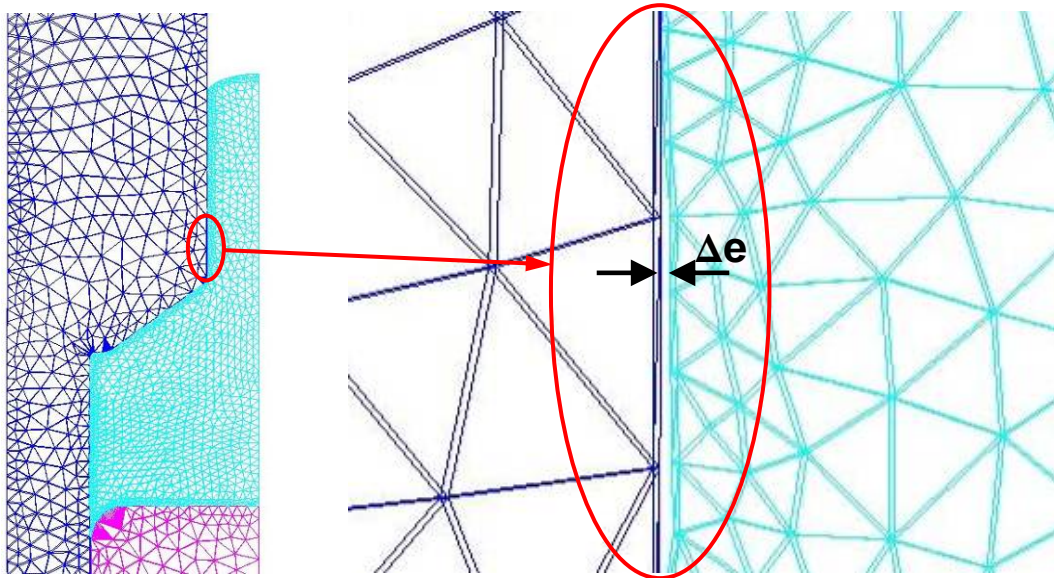


Figure IV.17: Filière d'après les plans de l'outillage d'essai : le maillage de la matière ne touche pas le maillage de la filière.

Pour corriger ce problème, la géométrie de la filière est modifiée. La paroi du cylindre de diamètre 12 mm devient un cône avec un demi angle au sommet de $0,4^\circ$. Cette modification d'angle permet au maillage de la matière de coller à la paroi de la filière et de simuler les transferts thermiques de l'un vers l'autre.

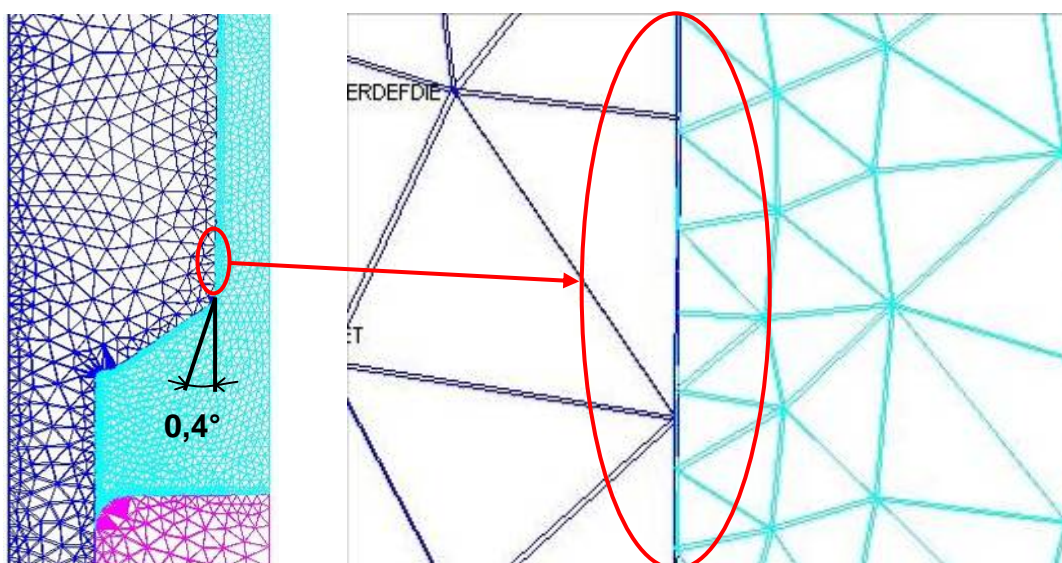


Figure IV.18: L'angle du diamètre 12 mm de la filière modifiée est de $0,4^\circ$: le maillage de la matière touche celui de la filière.

La valeur de l'angle a été choisie pour assurer le contact outil matière et éviter une augmentation importante de l'effort de filage. L'impact de cette modification sur l'évolution de la température de l'outil et de l'effort de mise en forme est étudié par la suite.

2.1.4. Résultats simulés avec la loi de Norton-Hoff

Les essais sont simulés en premier lieu avec la loi de comportement de Norton-Hoff ce qui permet de donner des ordres de grandeur. Cette loi a des paramètres d'évolution en commun avec la loi de comportement micro-macro développée pour caractériser le comportement d'un alliage semi-solide. La loi de comportement des globules solides et celles des pontages solides, fraction active, utilisée dans la loi micro-macro est similaire à la loi de Norton-Hoff. La différence notable est que pour décrire le comportement d'un semi-solide, la fraction de solide active est évolutive au cours de la mise en forme.

Les différents paramètres identifiés lors de ces premières simulations sont utilisés dans la seconde série de simulations utilisant la loi micro-macro.

Le diagramme SADT, ci-dessous, des simulations utilisant la loi Norton-Hoff présente les différentes variables avec lesquelles sont modifiées les mises en données.

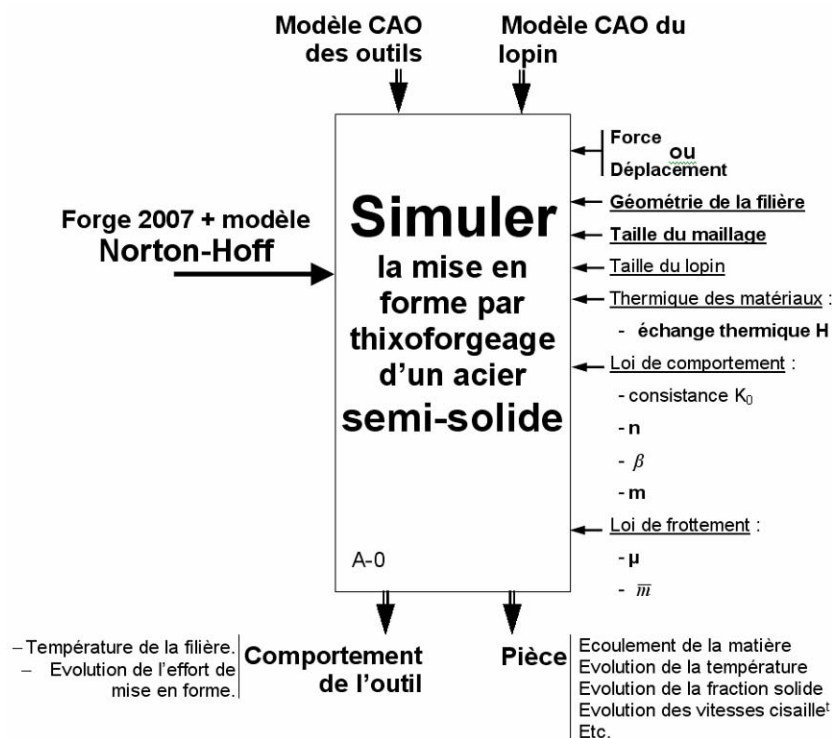


Figure IV.19: Représentation schématique des simulations de filage direct avec la loi de Norton-Hoff.

La loi de comportement de Norton-Hoff est fonction de la vitesse de déformation et d'une consistance K évoluant de manière exponentielle selon la température de la matière semi-solide.

$$s = 2 * K(T, \bar{\varepsilon}) (\sqrt{3} \dot{\varepsilon})^{m-1} \dot{\varepsilon} \quad \text{et} \quad K(T, \bar{\varepsilon}) = K_0 * (\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)^n * e^{\frac{\beta}{T}}$$

- K_0 , consistance initiale,
- n , coefficient de sensibilité à l'écroutissage,
- β , le terme de température,
- m , coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation,

Ces différents coefficients de la loi de Norton-Hoff sont choisis dans un premier temps d'après les simulations de compression et de filage direct effectuées par Pierre Cézard [1] et une identification basée sur des simulations comparées à un essai expérimental (50CL85) fait à la vitesse de mise en forme de 50mm/s, avec un outil froid et un lopin chauffé à 1420°C. Ce travail préliminaire a permis de déterminer les coefficients de mise en données du tableau 4.

Calcul de la consistance du solide			Echanges avec l'outillage		
K_0	n	Beta	m	Frottement (Coulomb)	Transfert thermique
9 MPa.s	0,08	700	0,3	Mu=0,15	H=10000°K ⁻¹

Tableau IV.4: Valeur des différentes variables de loi Norton-Hoff utilisées pour les premières simulations.

Les courbes expérimentales et simulées, effort de mise en forme et température de l'outil en fonction du temps, figures 20 et 21, sont comparées et ceci pour deux géométries de filière, cylindrique et légèrement conique (0,4°).

Les courbes d'efforts simulées ne correspondent pas à celles de l'essai expérimental. Les phases I et II de remplissage du cylindre de diamètre 40mm et du convergent sont identiques dans le cas des deux simulations ce qui est logique et confirme que la différence de géométrie du diamètre 12mm n'intervient pas encore. Les deux premières phases des courbes d'effort simulées sont différentes de celle de l'essai expérimental. Dans le cas des simulations, la phase de remplissage du convergent commence plus tard, dure moins longtemps et se termine plus tard que pour l'essai expérimental. Le départ décalé du remplissage du convergent s'explique par une différence de volume de lopin entre la dimension nominale, utilisée pour les simulations, et réelle tenant compte notamment de la dilatation thermique du

matériau. L'effet de la dilatation dans le décalage temporelle des courbes effort simulé est abordé au paragraphe 2.1.4.2 page 207.

Le temps de remplissage du convergent plus court peut être expliqué par le fait que le filage inverse n'est pas simulé. Ce volume de matière non utilisé a pour effet de retarder le remplissage du convergent d'où une phase plus longue dans le cas expérimental. La pente de l'effort simulé dans la phase de remplissage du convergent est plus forte que dans le cas expérimental et la valeur maximale de la force à la fin de la phase est plus grande. Ces deux différences peuvent être expliquées par une consistance légèrement trop grande, un coefficient d'écoulement trop fort et un coefficient à la sensibilité des vitesses de déformation trop grand, voir paragraphe 2.1.4.5 page 212.

Dans le cas de la filière cylindrique, la troisième phase le remplissage de la filière n'est pas correcte, il manque les effets du frottement de la matière sur l'outil. Dans le cas de la filière conique les frottements ainsi que la déformation nécessaire à la progression de la matière dans la filière engendrent une augmentation de l'effort. L'évolution des efforts simulés dans cette dernière phase est plus linéaire que celle observée pour l'expérience. L'ordre de grandeur des efforts est toutefois obtenu (différence entre force minimale et maximale).

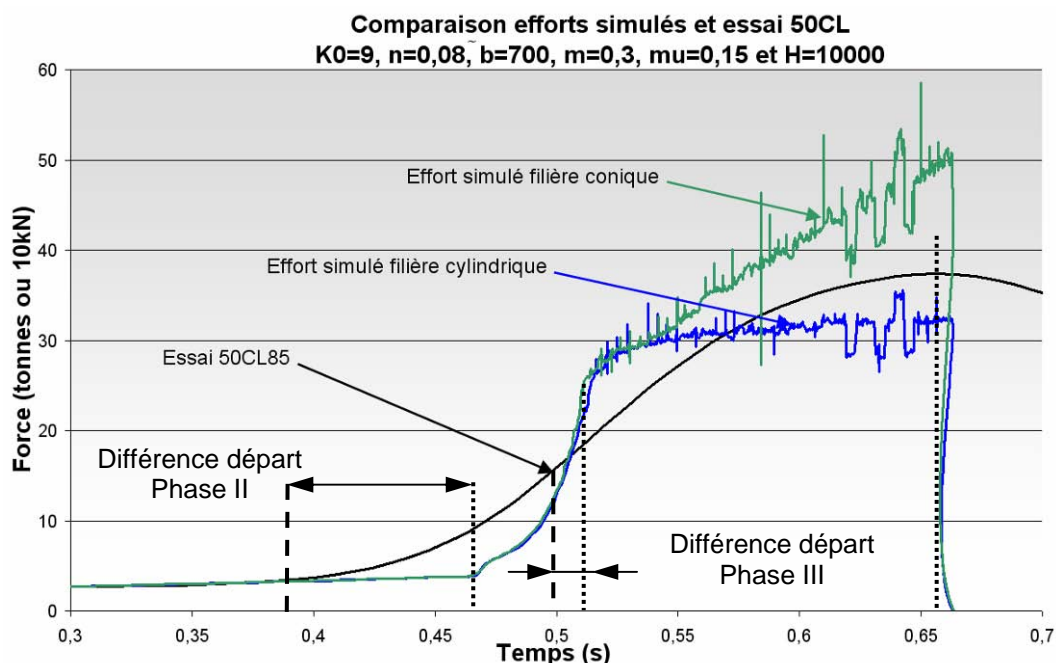


Figure IV.20: Comparaison de l'évolution de l'effort mesuré expérimentalement aux efforts simulés (Norton-Hoff) avec des filières cylindrique et conique.

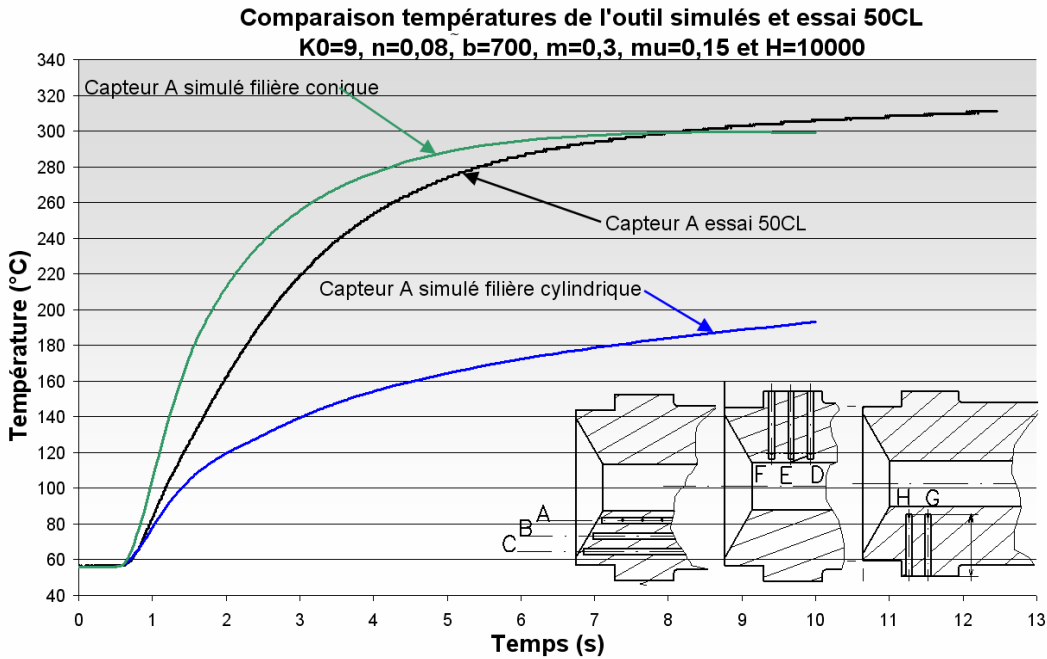


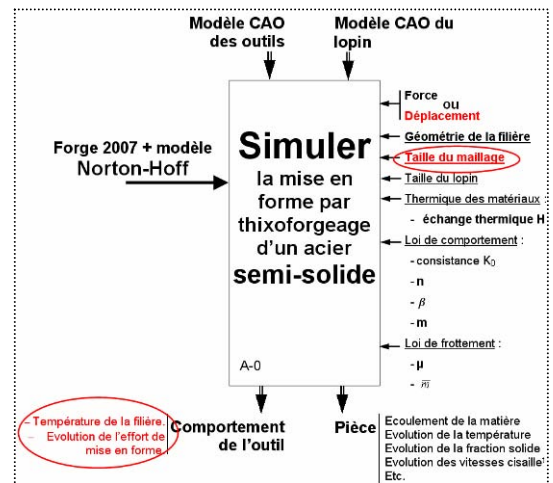
Figure IV.21: Comparaison de l'évolution de la température mesurée expérimentalement aux températures simulées (Norton-Hoff) avec des filières cylindrique et conique.

2.1.4.1. Influence de la taille du maillage des simulations

Des simulations identiques avec des maillages du lopin différents ont été réalisées. Plus le maillage est faible, moins le bruit de la courbe effort est important, figure 22.

Lors des premières secondes pour un petit maillage, on remarque la température simulée dans le tas plan progresse plus rapidement et que la courbure de l'évolution est plus faible, figure 23.

Le résultat de cette étude montre qu'une taille de maillage de 1mm est un bon compromis entre le temps de calcul et la convergence des simulations, la différence de résultat avec un maillage de 0,7mm n'étant pas significative.



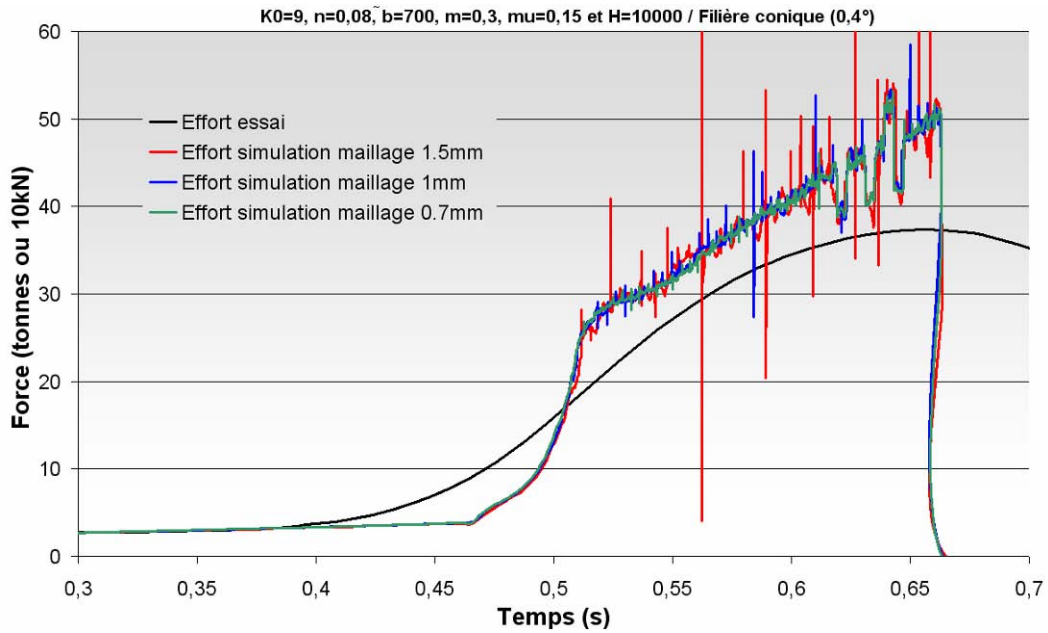


Figure IV.22: Influence du maillage du lopin sur la courbe effort simulée.

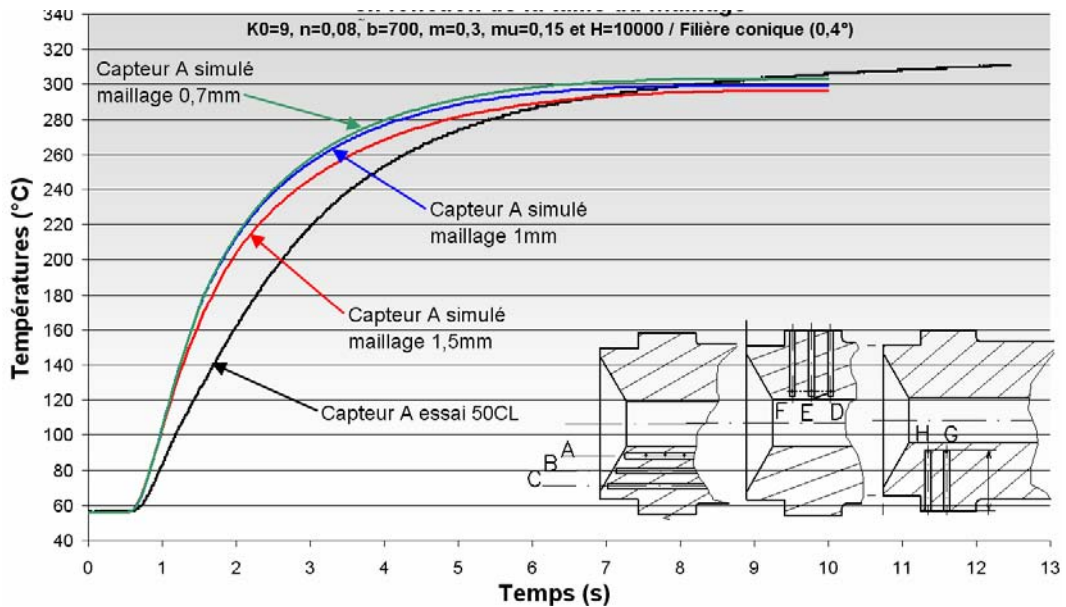


Figure IV.23: Influence du maillage du lopin sur l'évolution de la température simulée du tas plan.

2.1.4.2. Influence de la dilatation ou du volume du lopin

Dans le paragraphe 2.1.4 page 204, il a été constaté un décalage temporel des courbes d'effort simulées lors de la phase de remplissage du convergent. La raison est une différence de volume du lopin lors de la mise en forme. Quand ce volume est plus grand la phase de remplissage du convergent commence plus tôt. Pour vérifier l'influence du volume initial du lopin, une simulation tenant compte de la dilatation de celui-ci est comparée à une simulation identique ne faisant pas intervenir ce facteur, figure 24. Le résultat confirme bien un remplissage du convergent plus tôt lorsque le volume du lopin augmente.

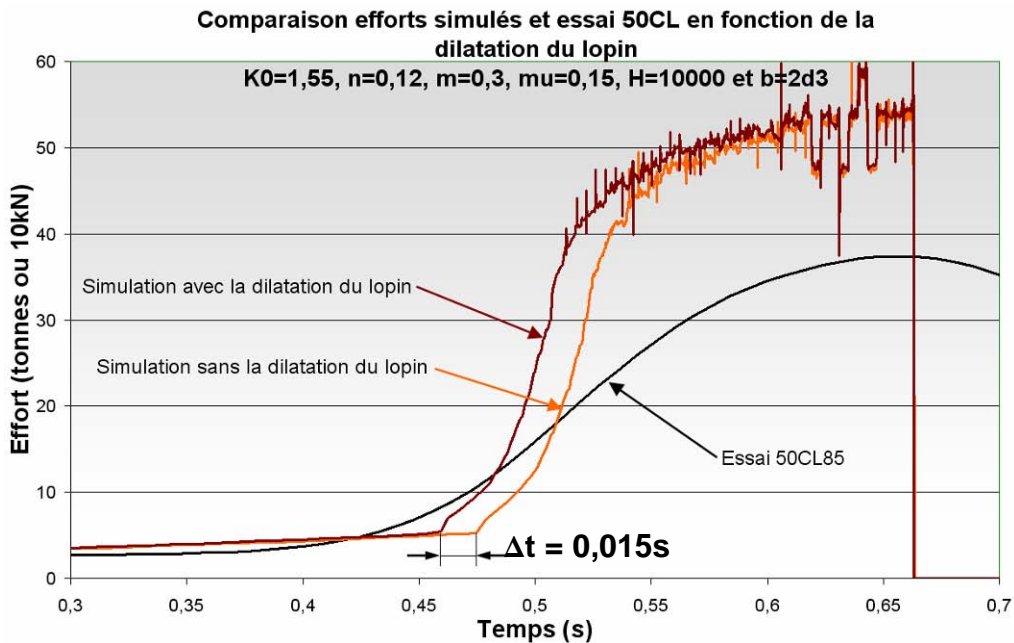
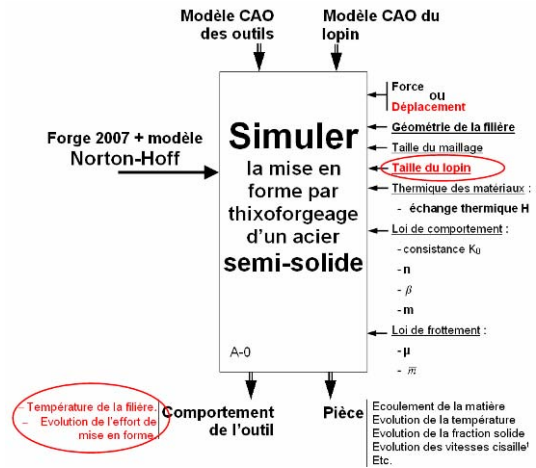


Figure IV.24: Influence du volume du lopin sur le départ de la phase remplissage du convergent de la filière.

Connaissant la vitesse de mise en forme, un calcul élémentaire de la dilatation permet de calculer cette variation temporelle.

La variation de hauteur de 45mm du lopin due à la dilatation pour une variation de 1400°C est égale à : $\Delta h = \alpha \cdot \Delta T \cdot h = 1,2 \cdot 10^{-5} \cdot 1400 \cdot 45 = 0,756 [mm]$

Le temps mis par l'outil se déplaçant à la vitesse constante de 50mm/s pour

$$\text{parcourir cette distance est : } t = \frac{\Delta h}{V} = \frac{0,756}{50} = 0,015 \text{ [s]}$$

Le décalage temporel dû à la dilatation thermique des courbes d'efforts simulées est vérifié par calcul.

2.1.4.3. Influence du frottement

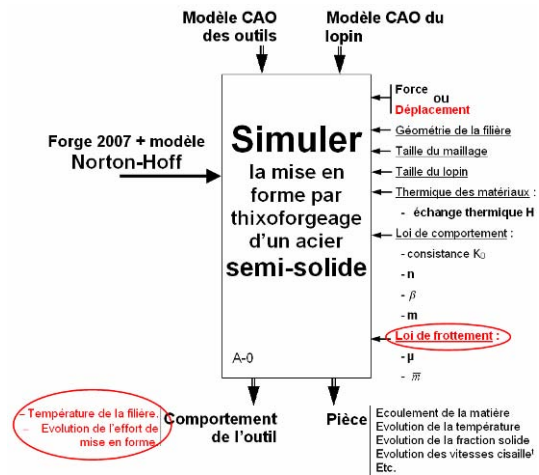
Il est important de connaître l'influence et l'impact du frottement sur les résultats de simulations. Pour cette étude les frottements sont modélisés par une loi de Coulomb limité Tresca :

$$\tau = \mu \sigma_n \text{ si } \mu \sigma_n < \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

$$\text{et } \tau = \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \text{ si } \mu \sigma_n > \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

La figure 25 montre que le coefficient μ influence peu l'évolution de l'effort, lorsqu'il est plus grand le bruit de la courbe est plus important. Par contre \bar{m} influence davantage la courbe effort. S'il augmente, l'effort croît de manière significative. Dans ce cas d'étude il est préférable qu'il reste faible si l'on veut s'approcher des résultats expérimentaux.

Le frottement influence l'évolution des températures dans la filière, figure 26. Plus il est élevé, plus l'échange thermique entre le lopin et la filière augmente, les températures maximales sont plus grandes et atteintes plus rapidement. Ceci peut être due à l'énergie dissipée par frottement au contact outil pièce. Cependant quel que soit le frottement simulé, les températures obtenues dépassent toujours celles mesurées.



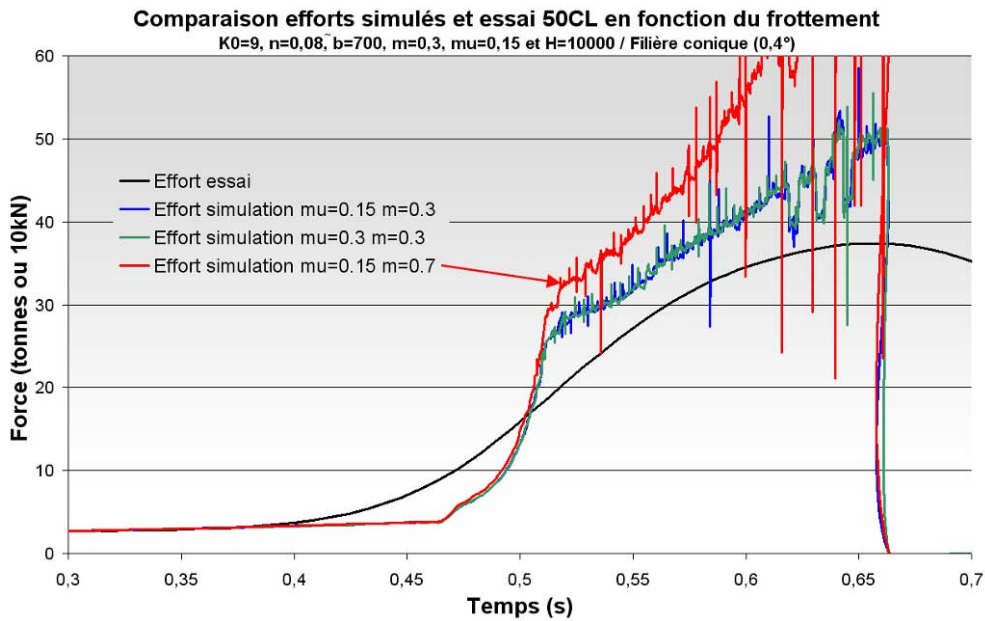


Figure IV.25: Influence du frottement sur l'évolution de l'effort simulé.

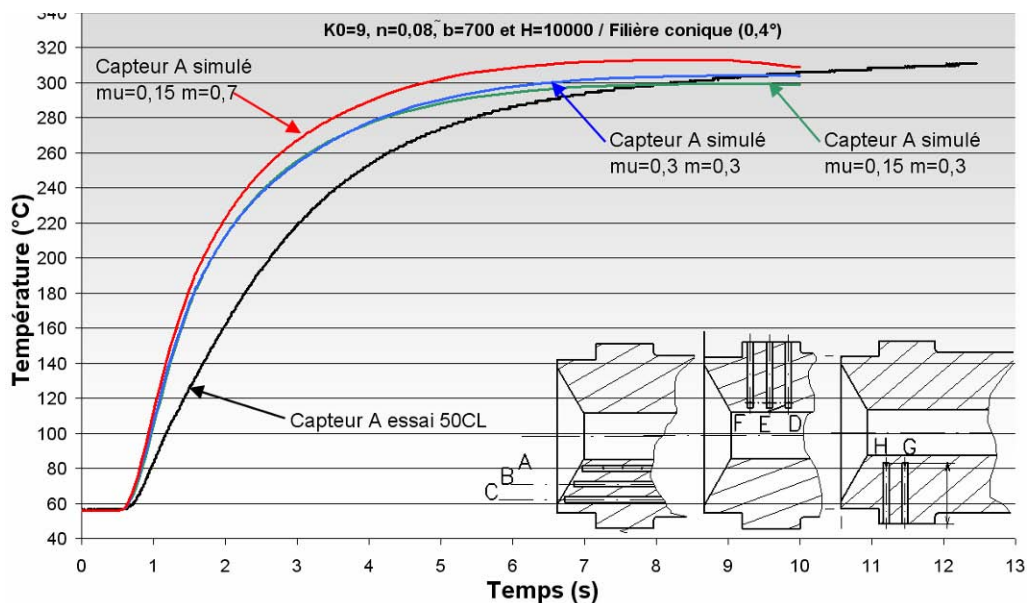


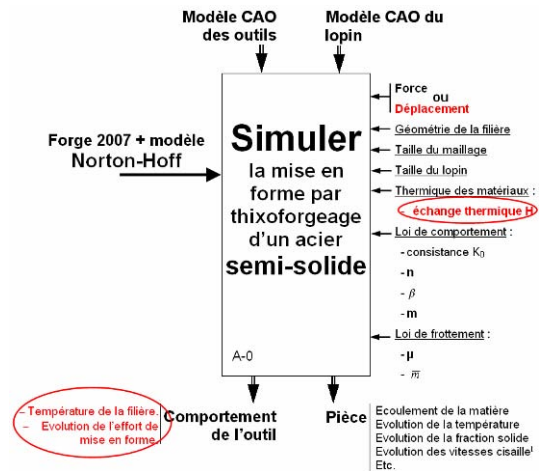
Figure IV.26: Influence du frottement sur l'évolution des températures simulées dans le tas plan.

Pour s'approcher des résultats expérimentaux, au regard de la figure 26 et sans tenir compte de l'influence de tous les autres paramètres, le frottement doit être faible.

2.1.4.4. Influence des échanges thermiques

Les échanges thermiques entre la filière et le lopin influencent très peu l'évolution des efforts simulés, figure 27.

Comme attendu, l'évolution de la température simulée dans la filière est fonction de l'échange thermique, figure 28. La simulation donnant un résultat proche des résultats expérimentaux utilise un échange thermique de $10000 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$.



L'ordre de grandeur de l'échange thermique entre le lopin semi-solide et la filière en Inconel est défini. Il est certainement supérieur à $10000 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ puisque la courbe de température simulée $h=10000$ croise la courbe expérimentale au bout de 8 secondes pour passer en dessous. Le problème à résoudre sur les courbes de températures simulées est de diminuer la vitesse de montée en température. Cette augmentation trop rapide de la température est très certainement liée aux autres conditions de mise en donnée comme l'illustre la figure 21 page 205 avec la géométrie de la filière. Il faut refaire des simulations avec une inclinaison inférieure à $0,4^\circ$, les températures maximales simulées diminueront et ne seront pas si vite atteintes.

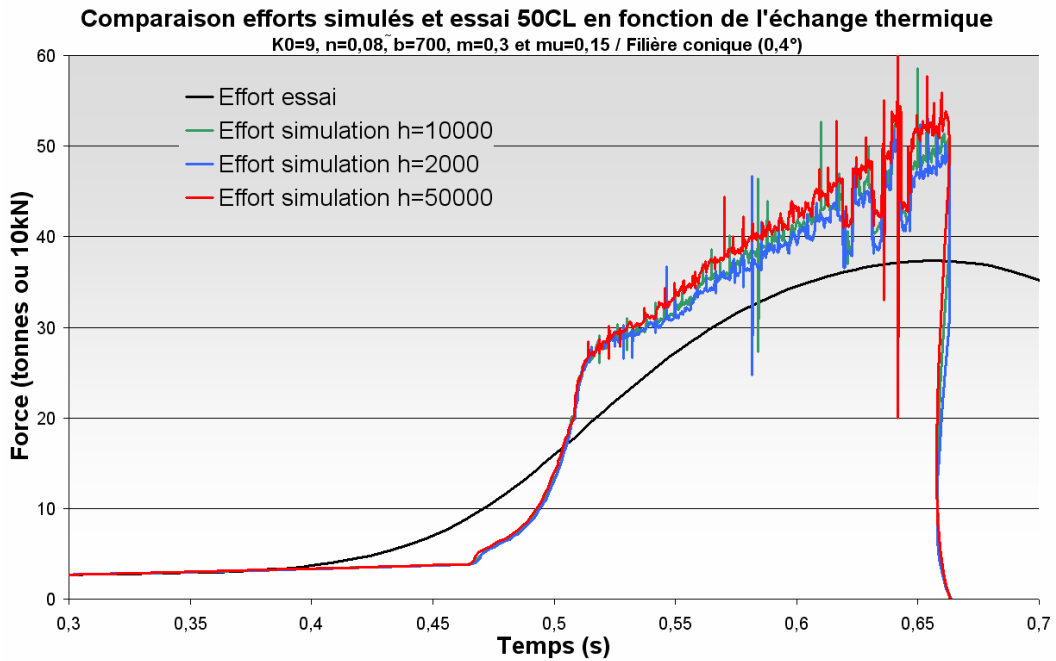


Figure IV.27: Influence de l'échange thermique entre le lopin et la filière sur l'évolution de l'effort simulé.

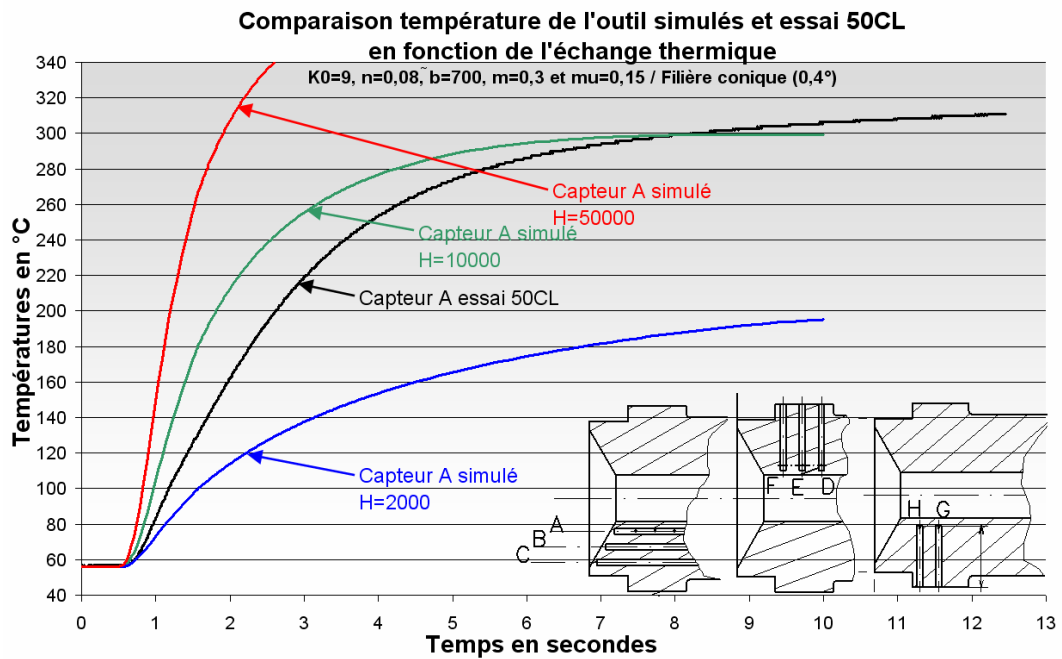


Figure IV.28: Influence de l'échange thermique entre le lopin et la filière sur l'évolution de l'effort simulé.

2.1.4.5. Influence des différents paramètres de la loi de Norton-Hoff

Dans ce paragraphe l'influence de la consistance et du coefficient de sensibilité à l'écoulement de la loi de comportement de Norton-Hoff sont étudiés et illustrés par la figure 29.

La consistance K_0 influence les pentes des courbes d'efforts et surtout la pente de la phase II associée au remplissage du convergent. Plus elle est grande et plus la pente de la phase de remplissage du convergent est importante. Cette évolution de l'effort est logique.

Le coefficient de sensibilité de l'écoulement n agit sur la pente et la courbure de la phase III correspondant au remplissage de la filière. Plus il est petit et plus la pente et la courbure sont faibles.

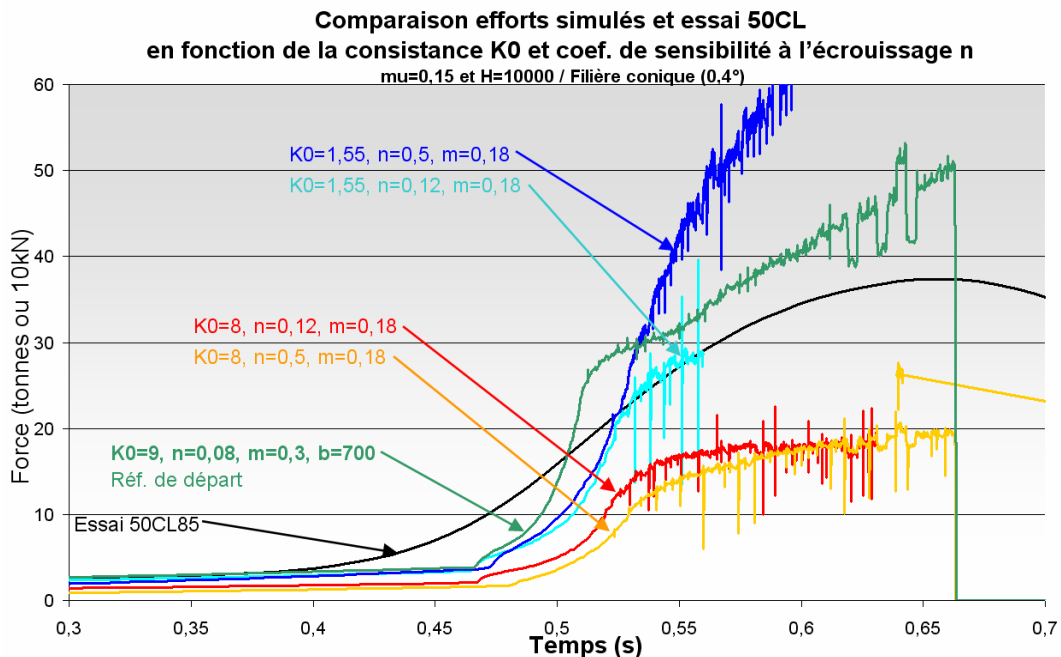
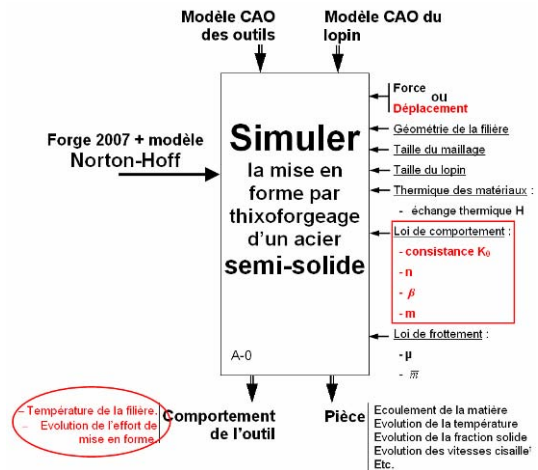


Figure IV.29: Influence des différents paramètres de la loi de comportement Norton-Hoff sur l'évolution de l'effort de mise en forme simulée.

Le cas de figure favorable est celui qui a une consistance K_0 proche de 2 MPa.s et un coefficient de sensibilité à l'écoulement n proche de 0,12.

2.2. Résultats simulés avec la loi de comportement micro-macro : 2nd étape

2.2.1. Conditions de mise en données propres au modèle micro-macro

Les paramètres propres au modèle micro- macro sont ajoutés à ceux utilisés dans le paragraphe précédent pour les simulations fonctionnant avec la loi de comportement de Norton-Hoff. Ces paramètres sont décrits dans le tableau 1 de la page 188.

La température initiale du lopin, en début de simulation, est uniforme dans l'ensemble du volume.

2.2.2. Comparaison du modèle micro-macro au modèle de Norton Hoff

L'évolution de l'effort simulé avec la loi de comportement micro-macro est presque identique à celle obtenue avec la loi de Norton-Hoff, figure 30. La phase de remplissage commence plus tard, la pente de la phase de filage est légèrement plus importante ce qui engendre un effort maximal de 10% supérieur.

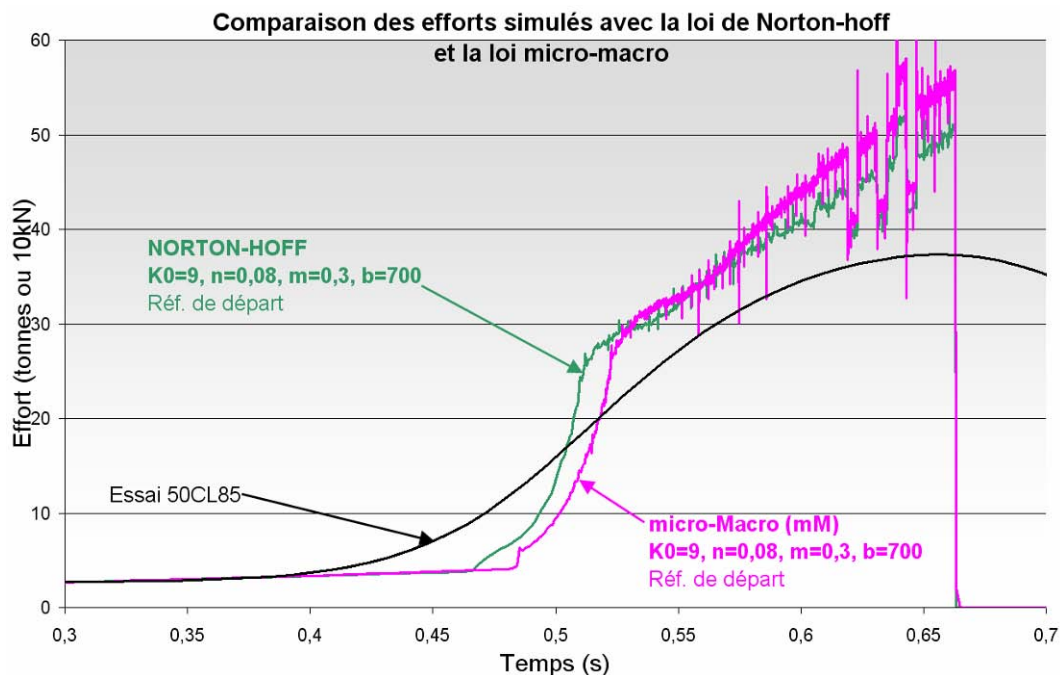


Figure IV.30: Comparaison de l'évolution de l'effort simulé avec la loi de Norton-Hoff et la loi micro-macro pour un essai de filage (filière conique)

Cette observation sur l'évolution de l'effort n'est pas en faveur de l'essai simulé avec la loi micro-macro, il faut adapter les paramètres afin d'améliorer cet aspect prédictif.

Cependant l'évolution de la température simulée avec la loi micro-macro, dans la filière au point A, donne un résultat plus proche des mesures, figure 31.

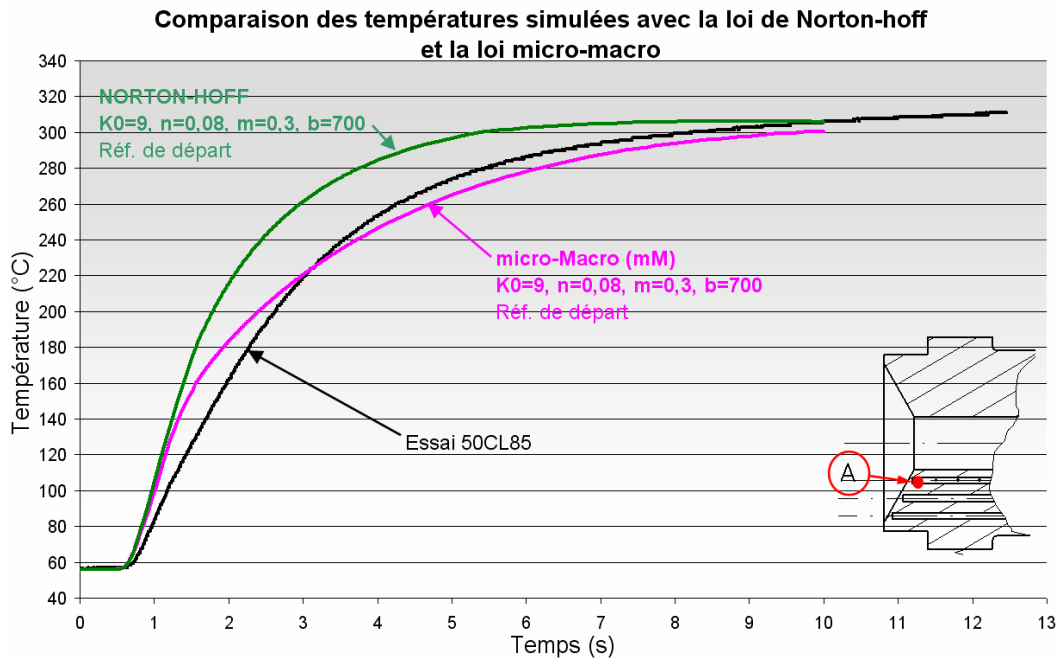


Figure IV.31: Comparaison de l'évolution de la température simulée dans la filière avec les lois de comportement de Norton –Hoff et micro-macro.

Cette différence n'est pas clairement expliquée. Cependant, elle peut être liée à l'écoulement de la matière et à la reproduction numérique du phénomène de formation de la zone A décrite au chapitre III paragraphe 1.4.2

2.2.3. Evaluation de la consistance K_p

Comme il a été montré dans le paragraphe précédent, l'effort simulé avec la loi de comportement micro-macro croît trop vite dans la phase de filage. Les simulations faites avec Norton-Hoff sur l'influence des paramètres de la loi, paragraphe 2.1.4.5 page 212, a permis de montrer que la consistance modifie la pente de la courbe d'effort. Cependant, il s'agit de la consistance du solide K_0 commune aux deux lois d'où le choix de vérifier l'influence de la consistance des pontages solides K_p propre à la loi micro-macro. Sur la figure 32 sont tracées les courbes d'effort obtenues pour des consistances de pontages différentes. Lorsque que la consistance de pontage K_p diminue, tout logiquement, les pentes de la courbe d'effort diminuent et plus particulièrement celle correspondant à la phase de filage.

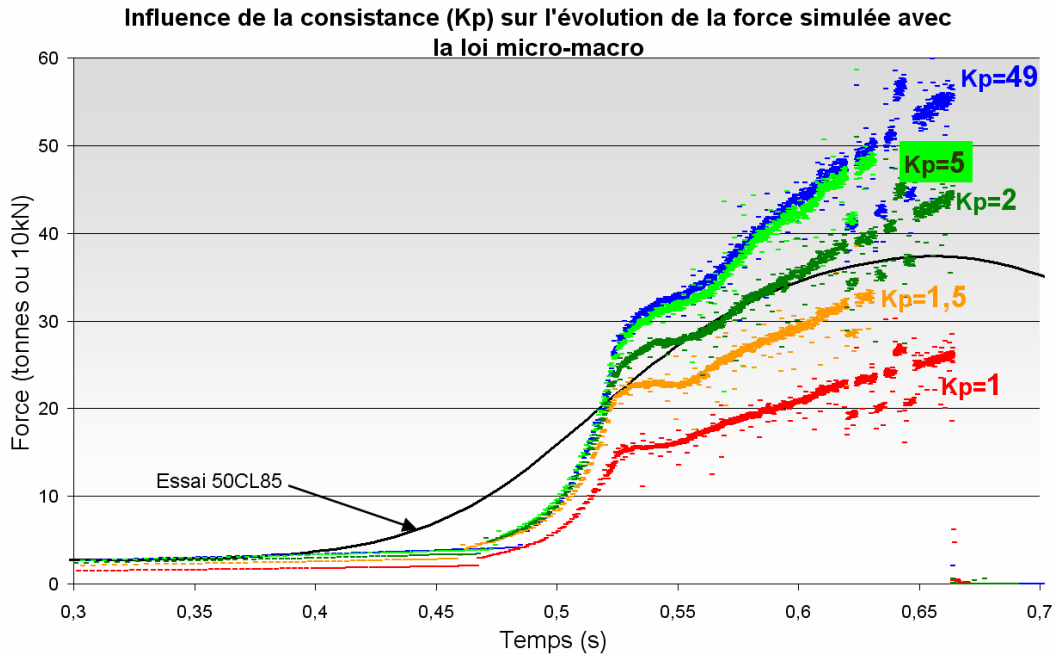


Figure IV.32: Influence de la consistance des pontages solides K_p sur l'évolution de l'effort de thixoforgeage simulé avec la loi de comportement micro-macro.

La consistance de pontage d'une valeur de 2 MPa.s donne le résultat le plus proche des mesures.

2.2.4. Influence de la dissipation plastique interne

Toutes les simulations précédentes ne faisaient pas intervenir la dissipation plastique interne du lopin lors de la mise en forme. Ce paragraphe présente l'influence de la dissipation plastique interne en comparant des simulations avec et sans ce paramètre.

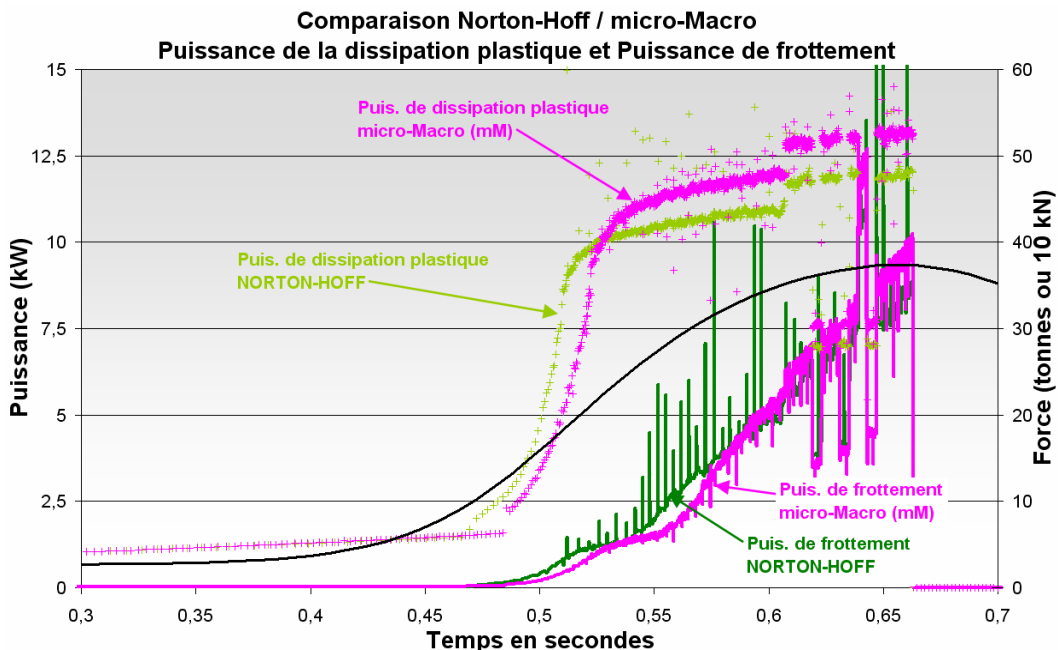


Figure IV.33: Puissance développée par la dissipation plastique interne.

La puissance dissipée est du même ordre de grandeur que la puissance de frottement. On s'attend donc à ce que celle-ci impacte la microstructure, la viscosité et l'écoulement du semi-solide.

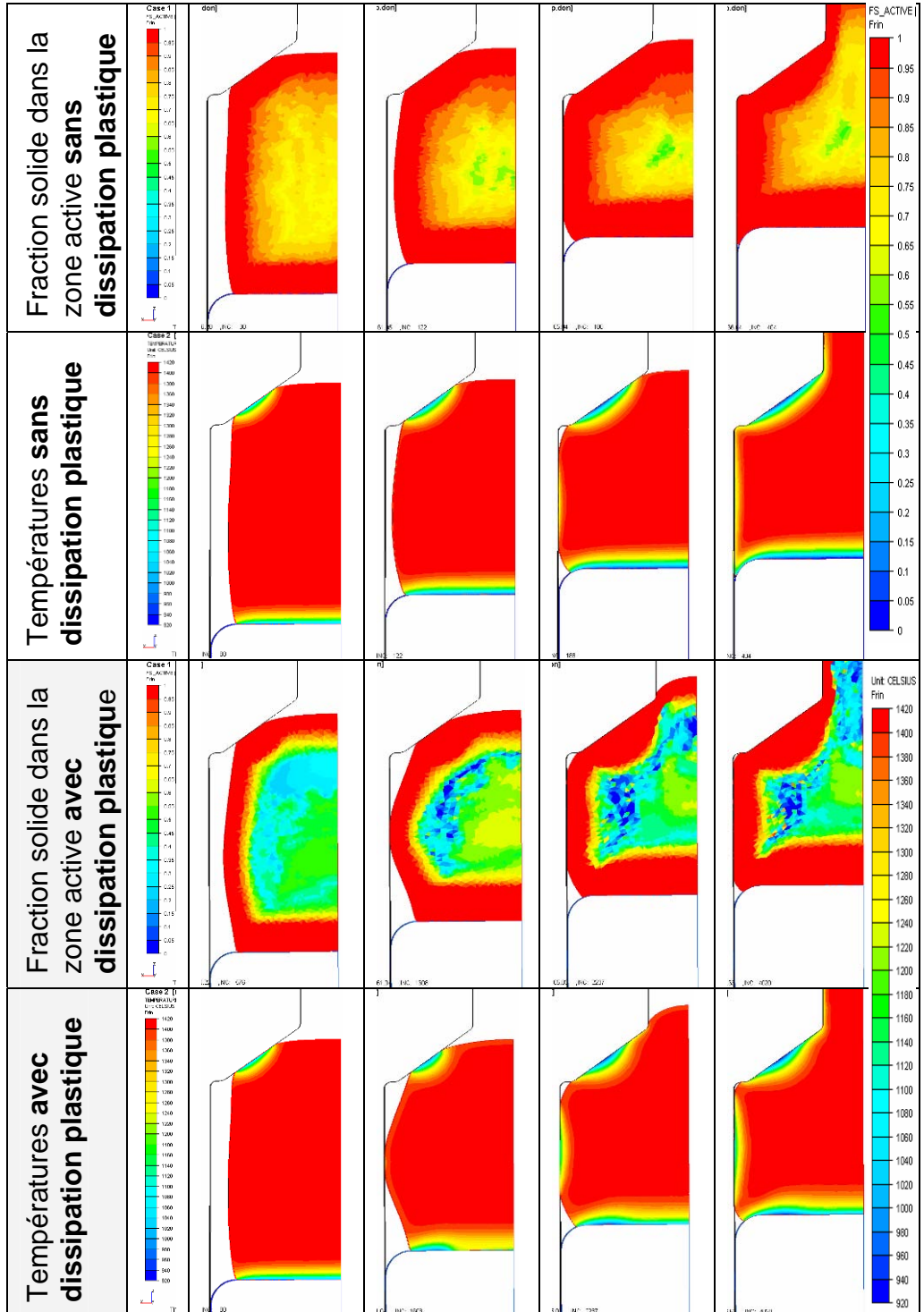


Tableau IV.5: Illustration de l'effet de la dissipation thermique sur l'évolution de la fraction solide dans le cas de simulations identiques utilisant la loi micro-macro.

Le tableau 5 montre que la dissipation interne joue un rôle important lors de la mise en forme d'un matériau à l'état semi-solide. En comparant les lignes 1 et 3 du tableau, on peut voir que le matériau se déforme de manière différente et que la fraction de solide dans la zone active atteint 0 lorsque la dissipation thermique est prise en compte. L'évolution de la fraction de solide dans la zone active est définie par l'équation suivante [1] :

$$\dot{f}_A^S = -K_T |\dot{T}|^b \text{signe}(\dot{T}) - K_D (1 - f^S) f_A^S (\sqrt{3} \dot{\epsilon}_A^S)^n$$

Cette équation montre que la fraction de solide dans la zone active est sensible aux variations de températures. La variation de températures due à la dissipation plastique interne, même minime, entraîne une variation de la fraction de solide dans la zone active, voir les lignes 3 et 4 du tableau 5. La ligne 4 montre une cartographie légèrement différente de l'évolution de la température.

2.2.5. Illustrations de l'évolution de certains paramètres pendant le filage simulé

Le tableau 6 montre l'évolution de la fraction solide, de la consistance K_0 , de la vitesse du matériau et de la température lors de la mise en forme par thixoforgeage d'un acier simulé avec Forge2007® implémenté avec la loi de comportement micro-macro.

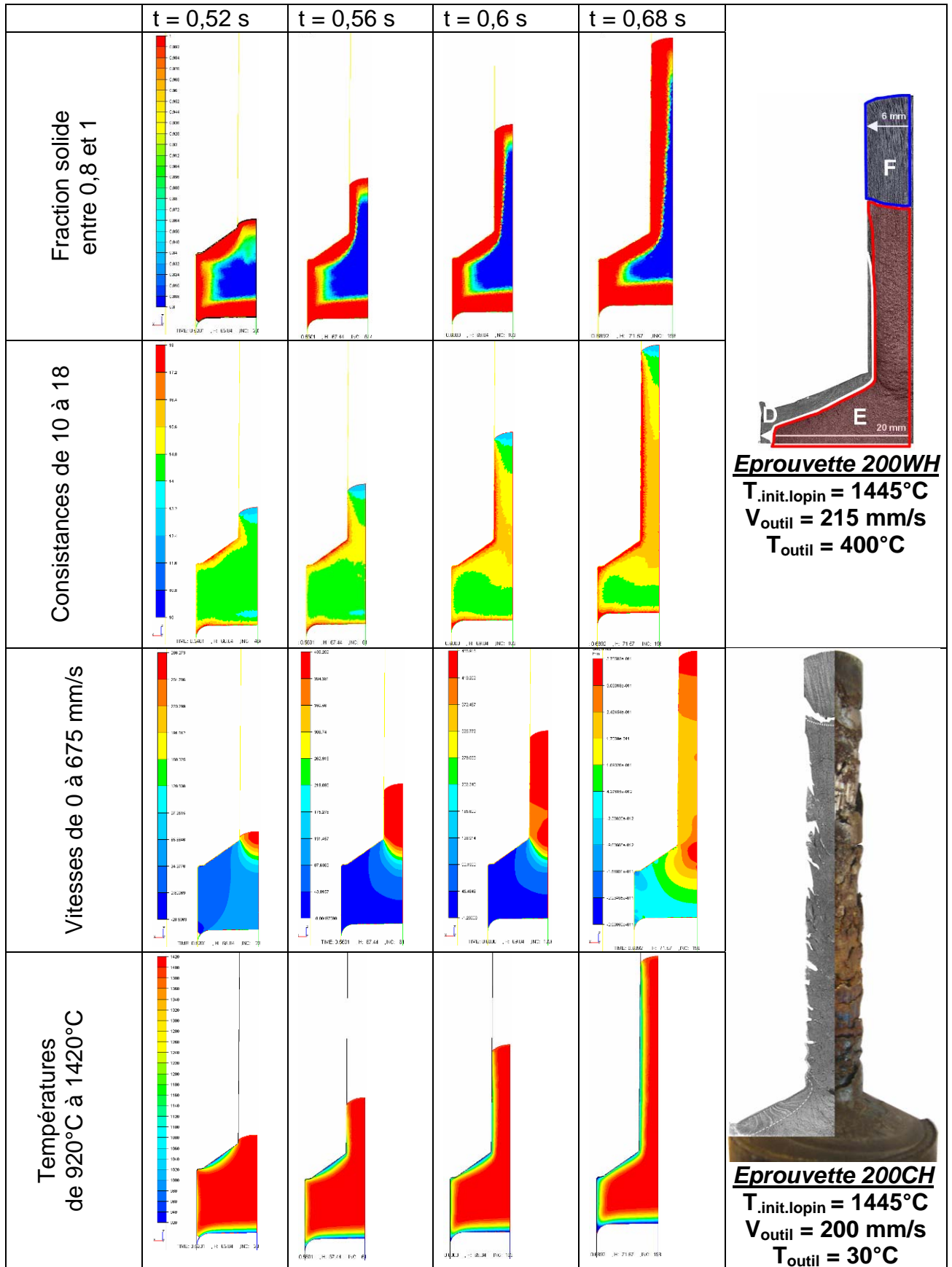


Tableau IV.6: Evolution de différents paramètres de simulation de filage direct.

3. APPLICATION : SIMULATION D'UNE PIÈCE THIXOFORMÉE

Ce paragraphe montre les simulations obtenues à l'aide de Forge2007® et de la loi de comportement micro-macro du thixoforgeage de l'ébauche d'un piston en acier.

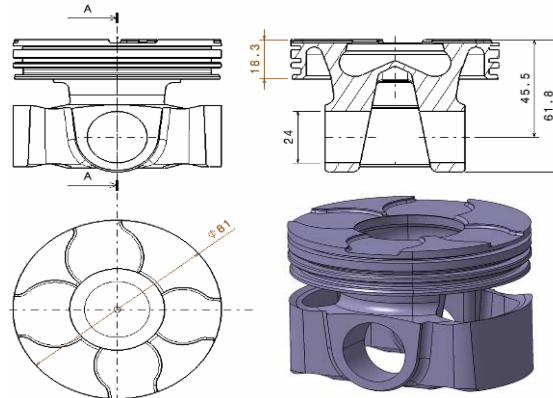


Figure IV.34: Exemple de piston commercialisé.

La figure 34 présente la géométrie du piston fini obtenue essentiellement par usinage. La figure 35b montre en couleur claire les différentes surfaces à usiner. L'intérêt du thixoforgeage est de diminuer le nombre d'opérations de forgeage et d'obtenir des formes plus complexes et précises limitant ainsi l'usinage. Nous avons proposé un brut de thixoforgeage, figure 35a, qui permet d'atteindre ces objectifs.

Forge2007® implémenté de la loi de comportement a permis de simuler le thixoforgeage de l'acier et d'estimer l'évolution de différents paramètres, exemple tableau 7 et 8.

Le tableau 8 illustre l'évolution de la fraction solide du thixoforgeage et montre qu'il y a du semi-solide durant toute la mise en forme malgré une vitesse de 30mm/s.

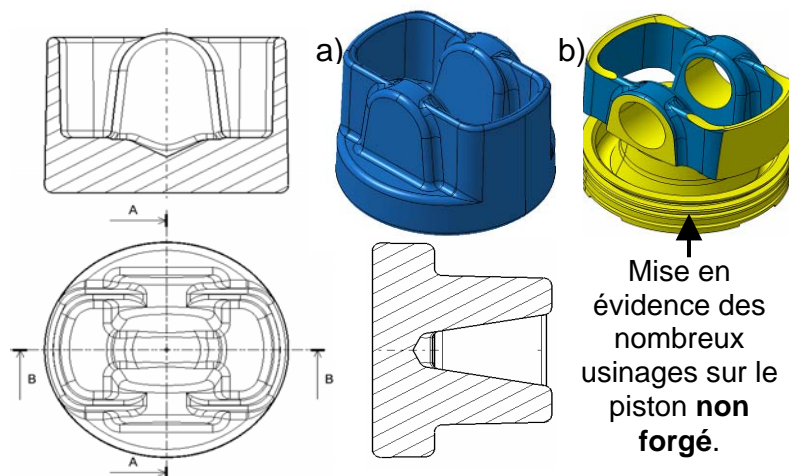


Figure IV.35: a) Ebauche de piston en acier thixoforgé (conçu par Antoine Brahy) b) mise en évidence des usinages du piston commercialisé.

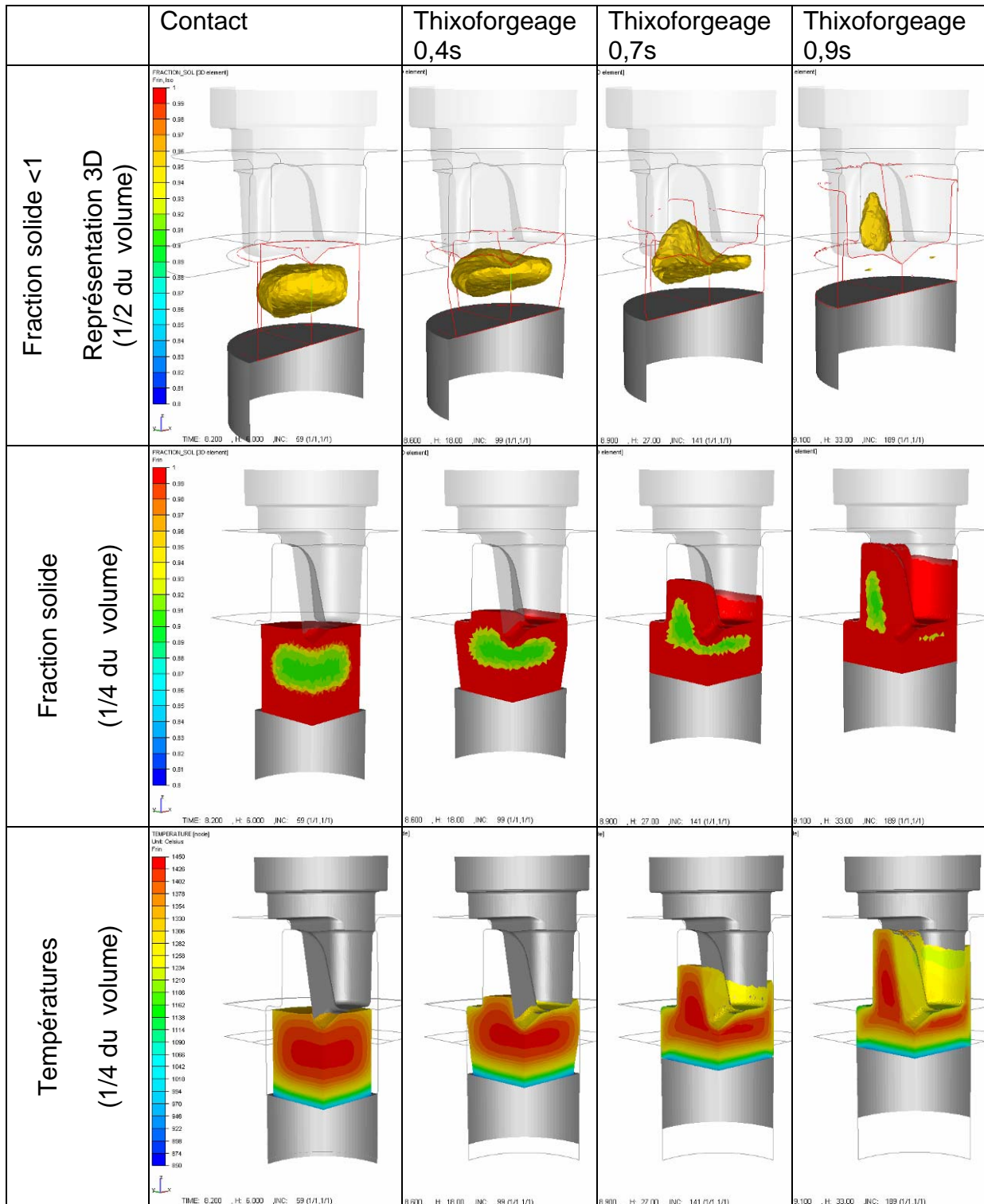


Tableau IV.7: Evolution de la fraction solide pendant le thixoforgeage du piston simulé sur Forge2007® avec la loi de comportement micro-macro.

La consistance au cœur du matériau reste relativement faible et ceci durant presque toute la mise en forme. Cette consistance de valeur faible permet d'avoir des efforts de thixoforgeage réduits.

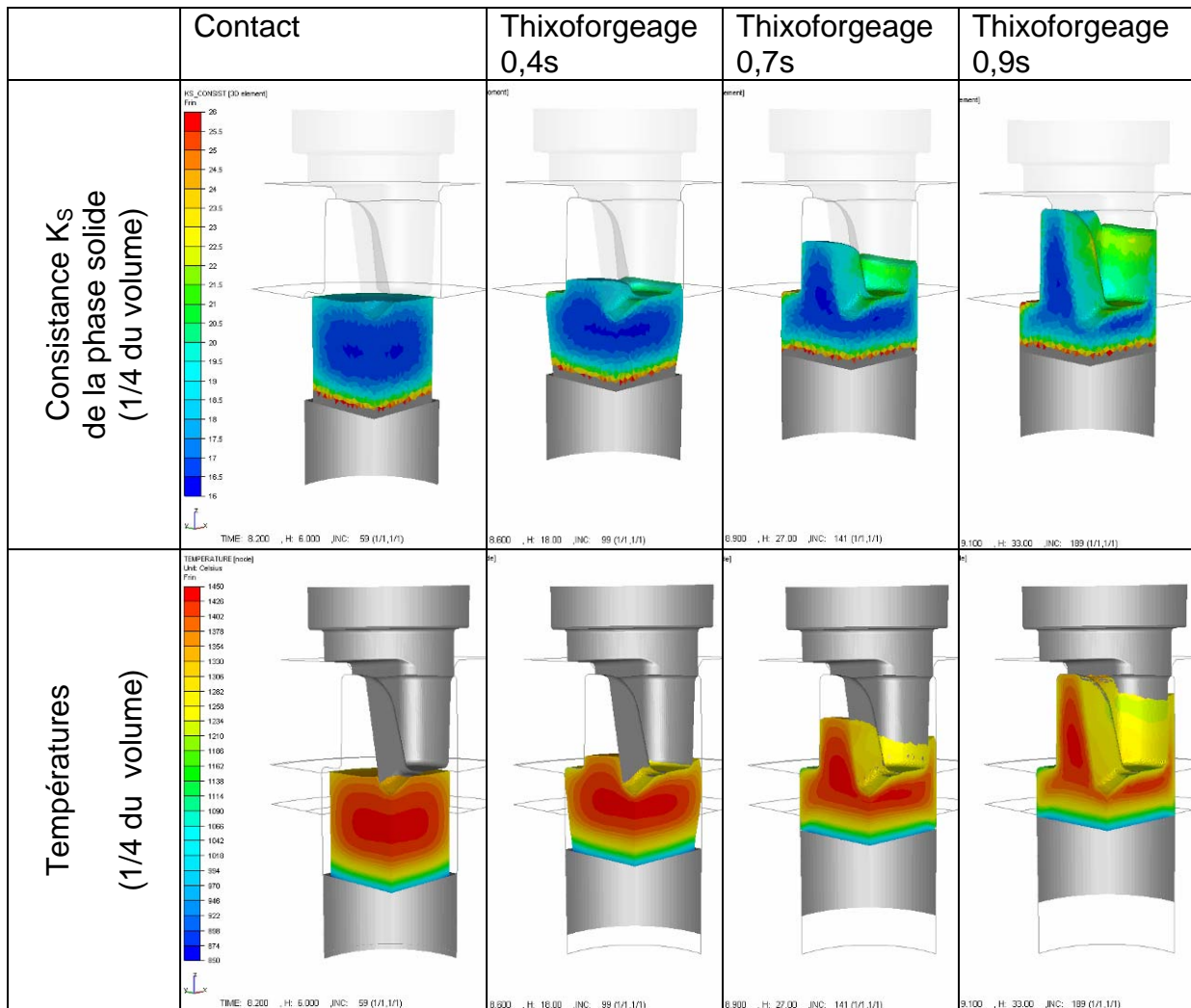


Tableau IV.8: Evolution de la consistance du lopin d'acier semi-solide pendant le thixoforgeage du piston simulé sur Forge2007® avec la loi de comportement micro-macro.



Figure IV.36: Validation de l'outillage à l'ENSAM de Metz.

4. CONCLUSION DU CHAPITRE 4

Les essais de compression et de filage direct ont été simulés avec le logiciel Forge2007® implémenté avec la loi de comportement multi-échelle micro-macro.

La simulation des essais de compression a permis d'estimer un ordre de grandeur le coefficient d'échange thermique entre la matière et l'outil, grandeur dont on a montré l'importance au chapitre III. La valeur du coefficient thermique obtenue est $10000\text{W/m}^2\cdot\text{K}$ proche de celle couramment utilisée en forgeage à chaud de l'acier.

La simulation numérique des essais de filage direct a été réalisée dans un premier temps avec la loi de comportement de Norton-hoff considérant le matériau semi-solide comme solide. Cette première approche a permis d'identifier l'importance du frottement et des échanges thermiques.

L'implémentation de la loi de comportement multi-échelle micro-macro confirme les valeurs issues du modèle de Norton-hoff.

Ces travaux numériques soulignent l'impact de la thermique sur les écoulements et par conséquent sur les structures après mise en forme. Reliée par la modélisation, la fraction solide est visualisée en fonction des gradients de température et des vitesses de déformations. L'étude de sensibilité montre l'importance de l'ensemble des paramètres, en particulier la dissipation d'énergie.

Exploité dans le cadre d'une conception d'outillage complexe, le modèle micro-macro a permis d'identifier les zones de déformation lors de l'opération de mise en forme. Cette application souligne également la difficulté, comme en forgeage, de l'identification des paramètres thermiques sur des géométries complexes. Ce chapitre permet de conclure que la démarche d'identification à l'aide du modèle micro-macro est identique aux démarches de forgeage.

5. BIBLIOGRAPHIE

1. Cezard, P., *Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : analyse expérimentale et numérique.*, in *ENSAM Metz*. 2006.

CONCLUSION GENERALE

Identifié comme un procédé prometteur, la mise en forme à l'état semi-solide recouvre un nombre important de procédés en partie industrialisés pour les alliages à bas point de fusion. Ces travaux portent sur le thixoforgeage des alliages à haut point de fusion dont l'état semi-solide est obtenu par re-fusion partielle à l'aide d'un chauffage par induction. Le premier objectif de ces travaux est d'étudier le comportement de l'acier lors du thixoforgeage d'une pièce et d'identifier les paramètres clé de ce procédé. Le deuxième objectif est d'étudier la modélisation et la simulation du thixoforgeage d'une pièce en acier.

Des essais de filage direct et des essais de compression ont été menés pour atteindre ces objectifs. Ces essais ont été conçus afin de maîtriser les paramètres de mise en forme (vitesse de l'outil, températures du lopin et des outils) et de mesurer les efforts de mise en forme et les températures dans l'outillage.

Les essais de filage direct ont permis de révéler la nature complexe des écoulements d'un acier semi-solide lors de sa mise en forme. Trois zones spécifiques ont été identifiées, leur dimension dépendant des paramètres de mise en forme. Les zones en contact direct avec l'outillage sont refroidies et perdent leur caractère semi-solide. Le cœur de la pièce demeure semi-solide et sert de « réservoir » au filage. La partie refroidie au niveau du convergent modifie localement la forme de la filière en créant un étranglement à l'entrée et perturbe l'écoulement de la matière semi-solide. La forme et la taille des zones d'écoulement sont intimement liées aux échanges thermiques entre l'outil et la pièce. Ces derniers sont dépendants des conditions de mise en forme et influencent également la géométrie finale de la pièce. De façon générale, pour thixoforger une pièce en acier dans des conditions optimales, il est nécessaire de chauffer l'outillage et de former à vitesse élevée. La température du lopin est essentiellement un paramètre d'ajustement. Le chauffage de l'outillage permet de diminuer les échanges thermiques outil-pièce permettant ainsi de conserver plus longtemps pendant la mise en forme le caractère semi-solide du matériau. De la même façon, une vitesse élevée de mise en forme limite le temps de contact outil-pièce. La vitesse agit également sur la consistance du matériau par son effet rhéofluidisant et diminue l'effort de mise en forme. Les macrostructures et les microstructures métallurgiques

révèlent également la présence des trois zones d'écoulement et l'impact des conditions de mise en forme sur celles-ci. Elles rendent compte notamment de l'impact des effets thermiques outil-pièce. Les essais de compression instrumentés ont été développés pour quantifier les échanges thermiques entre l'outil et la pièce. Les résultats obtenus montrent que le coefficient d'échange thermique est proche de celui obtenu en forgeage à chaud de l'acier.

Les simulations numériques ont été conduites et comparées aux résultats expérimentaux. L'objectif de ce travail est de vérifier la capacité à simuler le thixoforgeage d'une pièce en acier à l'aide de la loi de comportement multiéchelle micro-macro implémenté dans le logiciel Forge2007®. Les résultats obtenus soulignent l'importance des phénomènes thermiques comme ce que l'on a observé expérimentalement. Notamment, toutes les sources de chaleur comme la dissipation par la déformation doivent être prises en considération afin d'avoir un caractère prédictif de l'écoulement. De la même manière, les échanges thermiques outils/pièces doivent être parfaitement décrits. Les simulations montrent également l'importance de la dépendance du comportement du matériau vis-à-vis de la vitesse de déformation sur l'écoulement.

L'ensemble des résultats expérimentaux et numériques conduisent à conclure que :

- il est nécessaire de chauffer l'outillage pour limiter les transferts thermiques entre l'outil et la pièce. Cette diminution de la perte de chaleur par la pièce permet de maintenir un volume semi-solide plus grand et plus longtemps et d'obtenir ainsi un écoulement plus régulier,
- il est utile de former à grande vitesse pour entretenir le phénomène de désagglomération compensant la solidification du semi-solide due aux échanges thermiques avec l'extérieur. Ceci permet également d'avoir un écoulement plus fluide et de limiter les efforts de mise en forme.

Ce travail montre que le thixoforgeage des aciers est accessible. Il s'agit désormais de confronter le thixoforgeage aux procédés connus (forgeage et fonderie) pour un cahier des charges identiques. Cette démarche doit pouvoir déterminer les bénéfices et les améliorations à apporter au procédé de thixoforgeage.

Les travaux futurs concernent :

- la modification de la géométrie pour être mieux adaptée à l'écoulement d'un semi-solide,
- l'ajustement de la nuance de l'acier pour améliorer sa thixoforgeabilité tout en conservant les caractéristiques mécaniques nécessaires.

En effet, les travaux expérimentaux ont été menés jusqu'à aujourd'hui sur un faible nombre de nuances d'acier ne permettent pas de couvrir l'ensemble des applications. Ainsi le rôle des éléments d'addition pour le thixoforgeage doit être affiné afin de quantifier l'impact de la ségrégation éventuelle sur les propriétés finales. De même le nombre des essais réalisés avec un même outillage reste malgré tout trop faible pour conclure sur la durée de vie des outillages dans le cas d'une cadence de production industrielle.

La technologie des outillages doit être approfondie en particulier sur les points suivants :

- le choix des matériaux et des revêtements,
- identification des zones à chauffer et les moyens à associer,
- les moyens de régulation en température de l'outillage,
- maîtrise de la lubrification.

Le thixoforgeage des aciers a des possibilités et des avantages indéniables mais son domaine d'application reste à définir. Son intérêt doit être défini globalement en considérant sa place dans le schéma d'intégration produit-procédé-matériau-processus. Il est alors nécessaire d'étendre la terminologie de thixoforgeabilité d'un matériau à la gamme de fabrication associée à un produit afin de définir la thixoforgeabilité d'un produit. Cette approche permettra de positionner ce procédé innovant par rapport aux solutions connexes telles que la forge ou la fonderie.

ANNEXE A

***DIFFERENTS REPERES D'OBSERVATION DES
EPROUVETTES FILEES***

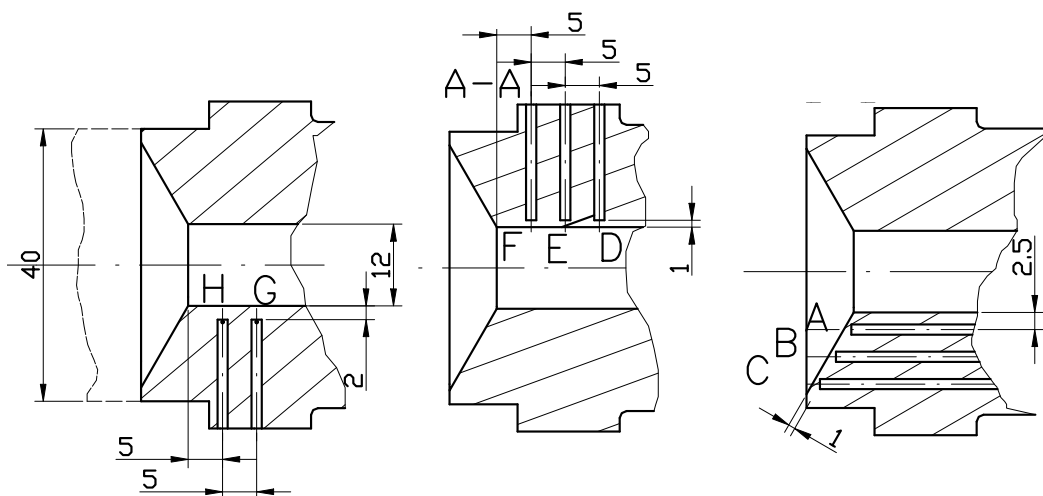


Figure II.30 : Positions des thermocouples dans la filière instrumentée.

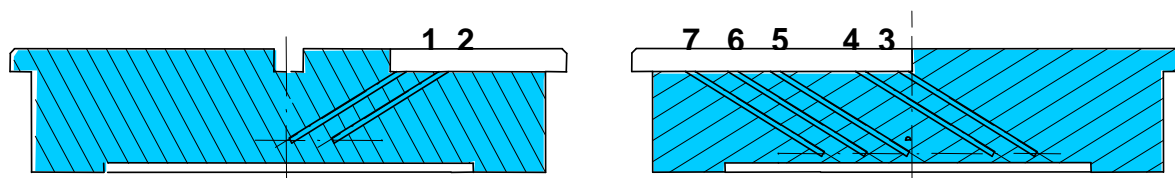


Figure II.40 : Positions des thermocouples dans le tas plan instrumenté.

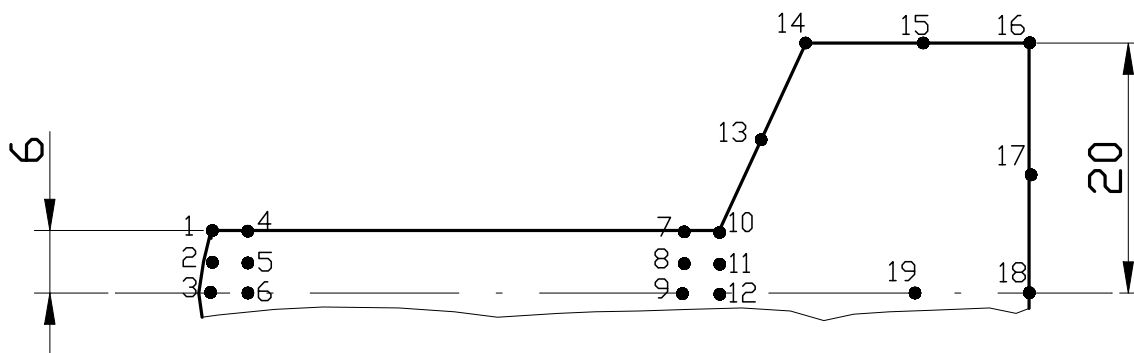


Figure II.44 : Position des points d'observation d'une pièce thixoforgée et coupée longitudinalement.

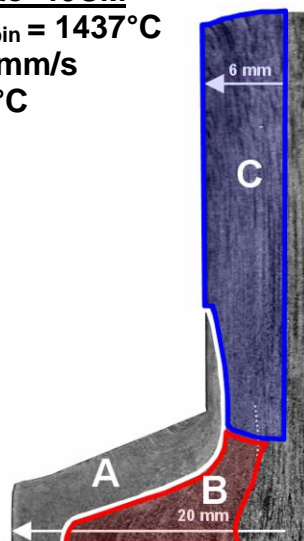
Eprouvette 40CM $T_{\text{temp.init.lopin}} = 1437^{\circ}\text{C}$ $V_{\text{outil}} = 40\text{mm/s}$ $T_{\text{outil}} = 30^{\circ}\text{C}$ 

Fig. c

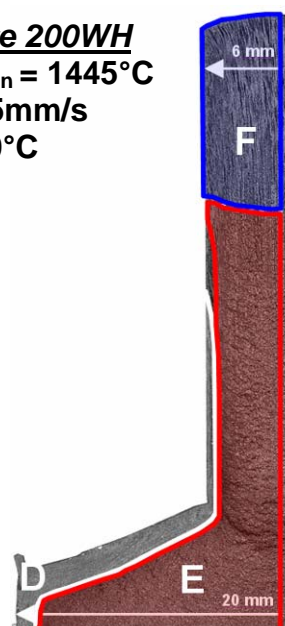
Eprouvette 200WH $T_{\text{temp.init.lopin}} = 1445^{\circ}\text{C}$ $V_{\text{outil}} = 215\text{mm/s}$ $T_{\text{outil}} = 400^{\circ}\text{C}$ 

Fig. d

Figure III.27 : Différentes zones d'écoulement dans une pièce filée.

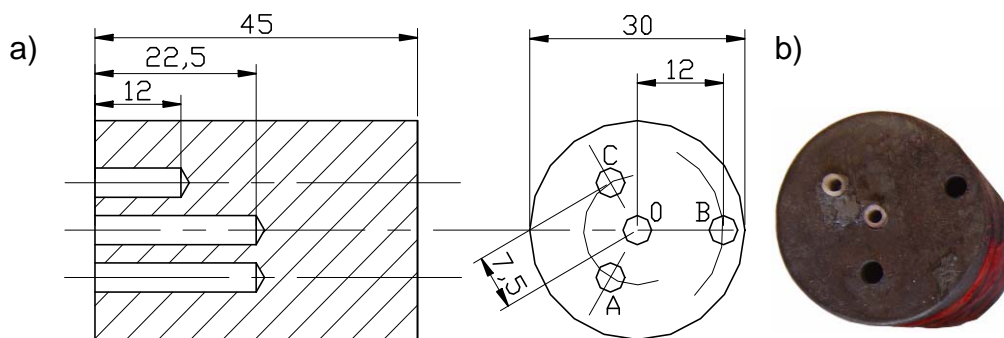


Figure II.45 : a) Illustration d'un lopin et des positions des perçages des thermocouples b) Photos du lopin percé.

ANNEXE B

Module thermique dans Forge2007®

ANNEXE B : MODULE THERMIQUE DANS FORGE2007®

Par défaut, les calculs de simulation sont effectués en isotherme dans Forge2007®. Seule la présence de ce module thermique active une simulation thermomécanique couplée. Ce module thermique est spécifique : il rassemble des caractéristiques physiques concernant des phénomènes thermiques qui agissent parfois fortement sur la simulation mécanique. Le traitement des équations thermiques classiques est dans Forge2007®, particulier à la mise en forme des matériaux.

L'évolution de température à l'intérieur de n'importe quel système physique est le résultat de la compétition entre les phénomènes de conduction interne de la chaleur et de dissipation interne, sous les contraintes définies sur la frontière du domaine en terme d'échange (rayonnement, conduction, convection, ...) ou en terme de température imposée.

Ceci est représenté par l'équation de la chaleur écrite sous la forme suivante associée à un certain nombre de conditions aux limites.

$$\underbrace{\rho.c. \frac{\partial T}{\partial t}}_{\text{Evolution de température}} = \underbrace{\text{div}(k.\text{grad}(T))}_{\text{Conduction interne}} + \underbrace{\dot{W}}_{\text{Dissipation interne}}$$

Le phénomène de dissipation interne pour les systèmes qui nous occupent est typiquement engendré par la déformation plastique qui dissipe sous forme de chaleur une puissance \dot{W} s'écrivant dans le cas d'un matériau suivant la loi de Norton-Hoff :

$$\dot{W} = \eta.\sigma_{ij}.\dot{\epsilon}_{ij} = \eta.K.\sqrt{3}.\dot{\epsilon}^{m+1}$$

η représente ici l'efficacité de la déformation.

Les conditions aux limites pouvant contraindre les frontières du domaine sont les suivantes :

- Le rayonnement qui intervient sur la frontière du domaine sous la forme d'un flux d'échange Φ_r , qui s'écrit :

$$\Phi_r = \sigma.\epsilon.(T^4 - (T_0)^4)$$

où ε est l'émissivité du matériau dans les conditions dans lesquelles il se trouve (ambiance, température, ...); σ est la constante de Stéfán ; T_0 est la température du milieu extérieur et T la température locale de la frontière du domaine.

- La conduction comme la convection interviennent sur la frontière du domaine sous la forme de flux d'échanges Φ_c qui s'écrivent :

$$\Phi_c = h.(T - T_0)$$

- Les échanges au niveau de la frontière peuvent également provenir de flux constants Φ_{cst} ou de processus dissipatifs type frottement Φ_{fr} . La puissance dissipée à l'interface par de tels phénomènes est « partagée » entre les deux corps en présence sous forme de flux relativement à leurs effusivités respectives (b_1 est l'effusivité du corps 1 dans lequel on procède au bilan thermique, et b_2 l'effusivité du corps 2) :

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

Ces effusivités sont calculées avec l'équation suivante :

$$b = \sqrt{k.p.c}$$

Le schéma suivant résume les phénomènes thermiques dans un domaine ayant une partie de sa frontière thermiquement régulée (condition en température imposée) et une partie avec des échanges sous forme de flux de chaleur. De plus ce corps est soumis à une déformation plastique :

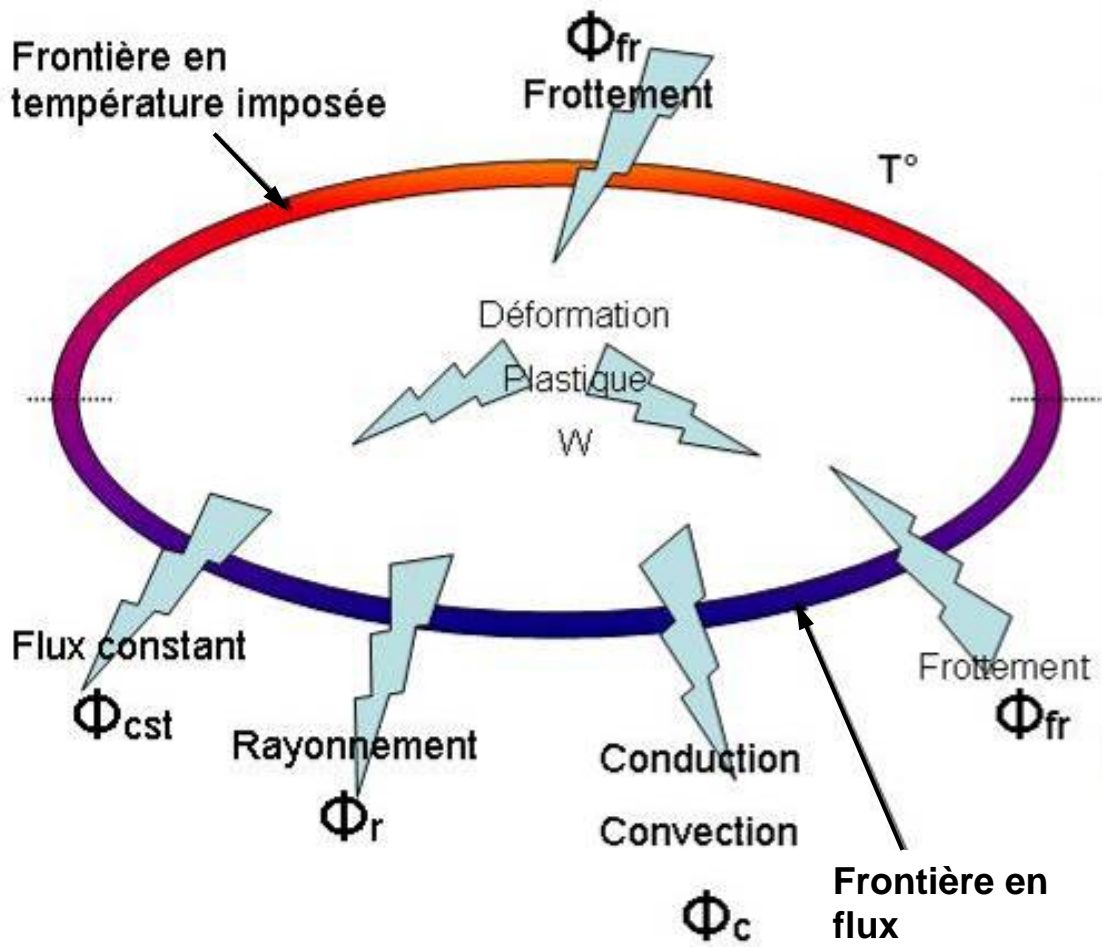
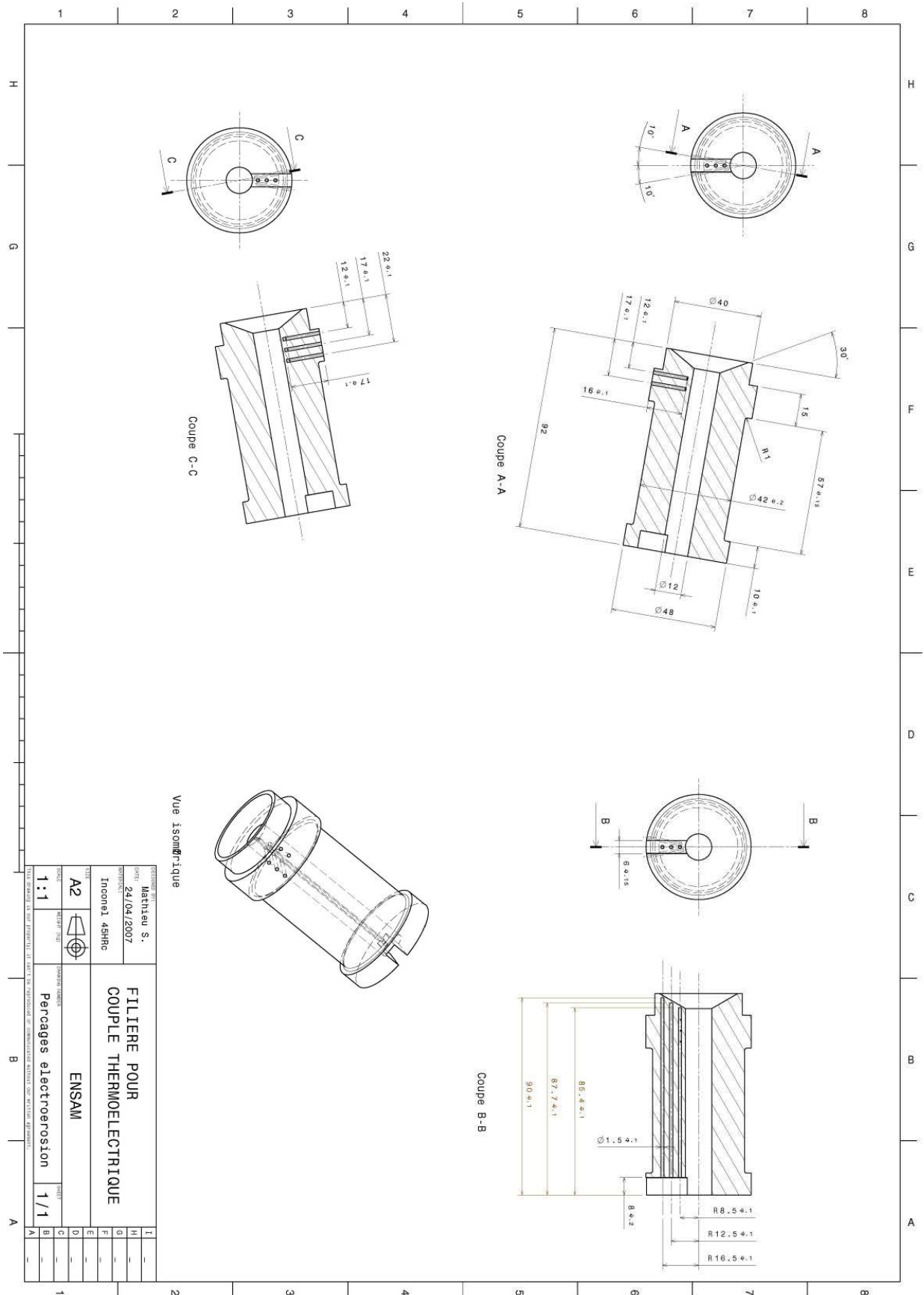


Figure annexe 1: Schéma représentatif du couplage thermomécanique dans Forge2007®

ANNEXE C

DESSINS DES DIFFERENTS OUTILS

Dessin de la filière instrumenté



ENTREPRISE Mathieu S.		PROJET FILIERE POUR	
DATE 24/04/2007		OBJET COUPLE THERMOELECTRIQUE	
REFERENCE Inoone1_45Hrc		TYPE ENSAM	
PROJETANT 1:1		PROJETANT Percages electroerosion	
PROJETANT 1/1		PROJETANT 1/1	
1	1	1	1
2	2	2	2
3	3	3	3
4	4	4	4
5	5	5	5
6	6	6	6
7	7	7	7
8	8	8	8

ANNEXE D

***DIFFERENTS DOCUMENTS DES ESSAIS DE FILAGE
DIRECT***

Liste des essais sur l'acier 100C6 et les informations concernant la mise en forme.

Campagne d'essai de filage à l'université de Liège sur la presse hydraulique AP&T du 5 au 13 juin 2007																					
Essai N°	Nom / Remarques / Essai	LOCALISATION EPROUVETTE	E-Provette préparée C ou pas	Posée P ou pas	Durcis	Microstructures	Macrostructure	Essai méca Traction	Masse	T° filière (°C)	Vitesse nominale du cycle (mm/s)	T° lopin (°C)	Durée cycle de chauffe lopin (s)	Mise en route presse (h:m:s)	Cale couronne (mm)	Cale piston (mm)	Filière	matière lopin et dimensions	date	heure	description
25	001chauffe100C6												1372	234			100C6, D30, h4	05-juin	16h00	essai de chauffe sur 100C6/ pièce refroidie à l'air en sortie de four hauteur cale de tool axis 13 mm (43 mm) de plus que les essais d'oct. 2006 fichier "filage-ensam-050607"	
26	002chauffec38												1437	234			C38, D30, h45	05-juin		essai de chauffe sur C38 repeatabilité vérifiée par rapport octobre/6/ pièce trempé en sortie de four hauteur cale de tool axis 13 mm (43 mm) de plus que les essais d'oct. 2006	
27	essai_27							255,9	30				234	3min44	10	35	100C6, D30, h4	06-juin		essai de chauffe puis trempe	
28	essai_28							257,9	30	138,5			234	3min44	10	35	100C6, D30, h4	06-juin		vitesse à modifier, le max de 215 mm/s pas atteinte, solution remonter le tool axis de 33mm. hauteur suplé, nouvel. cale de tool axis 13 mm (43 mm) de plus que les essais d'oct. 2006	
29	essai_29							258,2	30				234	3min44	10	40	100C6, D30, h4	06-juin		éjection matière, filage jusqu'au bout de la filière, essai mesure non valide supprimé, presse decalage de temps, descente du tas sup. trop lent	
30	essai_30							259	30	223			234	3min45	10	39	100C6, D30, h4	06-juin		cale tool axis 30 mm, changement prog. presse "filage direct 06060701", pièce hétéro. 3 morceaux chauff idem C38	
31	essai_31							257,8	30	204,5	17700		232	3min43	10	39	100C6, D30, h4	06-juin		Diminution du cycle de chauffe, pièce hétéro. 2 morceaux utilisation de l'ancien tool axis de	
32	essai_32							258,5	30	200			230	3min41	10	39	100C6, D30, h4	06-juin			
33	essai_33							259,4	30	200			228	3min39	10	39	100C6, D30, h4	07-juin		...-2s sur le cycle de chauffe mais pris sur le 2eme palier chauffe 5 morceaux pièce hétérogène	
34	essai_34							258,6	30	200			224	3min35	10	39	100C6, D30, h4	07-juin		...-4s pièce hétérogène	
35	essai_35							257,3	30	200			222	3min33	10	39	100C6, D30, h4	07-juin		...-2s pièce hétérogène	
36	essai_36							259,5	30	200			220	3min31	10	39	100C6, D30, h4	07-juin		...-2s pièce hétérogène	
37	essai_37							257,9	30	200			218	3min29	10	39	100C6, D30, h4	07-juin		...-2s pièce bonne toujours enlevée sur le 2eme palier fichier "filage-ensam-05060708"	
38	essai_38							255,2	30			1256	218	3min38	10	39	100C6, D30, h4	07-juin		Mesure de température hors liquides il faut changer la T° pas de chauffe homol/ trempe de la piece à l'eau en sortie direct de la chauff	
39	essai_39											1336	194	3min14			100C6, D30, h4	07-juin	16h00	l'éprouvette 38 a été inversée avec 39 à vérifier avec les micro/ trempe de la piece à l'eau en sortie direct de la chauff	
40	essai_40							259,6	30	200			194	3min05	10	39	100C6, D30, h4	07-juin		mise en forme d'après T° essai 39	
41	essai_41							259,4	30	200			194	3min05	10	39	100C6, D30, h4	07-juin	15h15	mise en forme d'après T° essai 39, 55% (au lieu 60) sur le 2eme pente . 75% (au lieu 80) sur 3eme pente, fichier "filage-ensam-050607-100C6-02" pièce homogène	
42	essai_42							256,6	30	200			194	3min05	10	39	100C6, D30, h4	07-juin	15h30	mise en forme d'après T° essai 39, 50% (au lieu 60) sur le 2eme pente . 75% (au lieu 80) sur 3eme pente, fichier "filage-ensam-050607-100C6-03" pièce hétérogène 1 morceau	
43	essai_43							251,1	30			1373	194	3min14	10	39	100C6, D30, h4	07-juin	15h15	prise de température T° essai 39, 55% (au lieu 60) sur le 2eme pente . 75% (au lieu 80) sur 3eme pente, fichier "filage-ensam-050607-100C6-02"	
44	essai_44							260	30	200		1373	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	16,39	mise en forme pour essai méca, couronne -2 mm, cycle de chauff idem essai_42 (43) pièce hétérogène	
45	essai_45							258,8	30	200			194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	16h50	mise en forme d'après T° essai 39, 55% (au lieu 60) sur le 2eme pente . 70% (au lieu 80) sur 3eme pente, fichier "filage-ensam-050607-100C6-04" pièce légèrement hétérogène	
46	essai_46							259,8	30	200			194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	17h05	mise en forme d'après T° essai 39, 55% (au lieu 60) sur le 2eme pente . 67% (au lieu 80) sur 3eme pente, fichier "filage-ensam-050607-100C6-05" pièce bonne mais petites fissures	
47	essai_47							258,6	30	200		1240	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	17h15	mise en forme d'après T° essai 39, 55% (au lieu 60) sur le 2eme pente . 65% (au lieu 80) sur 3eme pente, fichier "filage-ensam-050607-100C6-06" pièce bonne mais petites fissures 50Tonnnes piece decalée dans la	
48	essai_48							258,3	30	200		1240	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	17h40	idem 47 pièce bonne	
49	essai_49	CREAS					X	259	30	200		1240	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	18h00	idem 47	
50	essai_50	CREAS					X	257,6	30	200		1240	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	18h10	idem 47	
51	essai_51	CREAS					X	259,4	30	200		1240	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	18h30	idem 47	
52	essai_52	PARIS					X	257,7	30			1240	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	07-juin	18h30	essai chauffe cycle essai_47 / perçage à 22,5 mm	
53	essai_53							257	30			1240	194	3min05	8	39	100C6, D30, h4	08-juin	9h30	essai chauffe cycle essai_47 / perçage à 22,5 mm sans refroidissement dans l'eau	
96	essai_96							258,9	30	200		1240	194	3min05	7	39	100C6, D30, h4	12-juin	15h05	cycle chauffe idem essai=47, fichier "filage-ensam-050607-100C6-06", filiere thermocouples, vitesse 210mm/s, pièce bonne	
97	essai_97		C P					256,1	30	200		1240	194	3min05	9	39	100C6, D30, h4	12-juin	15h22	cycle chauffe idem essai=47, fichier "filage-ensam-050607-100C6-06", filiere thermocouples pas branchée, vitesse 210mm/s	
98	essai_98							256,4	30	200		1240	194	3min05	11,5	39	100C6, D30, h4	12-juin	15h35	cycle chauffe idem essai=47, fichier "filage-ensam-050607-100C6-06", pièce bonne mais plus courte	
99	essai_99							257	30	200		1240	194	3min05	13,0	39	100C6, D30, h4	12-juin	15h50	cycle chauffe idem essai=47, fichier "filage-ensam-050607-100C6-06", pièce bonne mais plus courte	
100	essai_100							256,7	400	200			196	3min07	6,0	39	100C6, D30, h4	12-juin	16h05	cycle chauffe idem essai_47 +2s sur la 3eme pente à 65% de la puissance, fichier "filage-ensam-050607-100C6-07", pièce trop courte plusieurs raisons	
101	essai_101							257,9	400	200			198	3min09	7,0	39	100C6, D30, h4	12-juin	16h20	cycle de chauffe plus 2s, fichier "filage-ensam-050607-100C6-08, cale couronne +1mm	
102	essai_102							258,7	400	200		1276	200	3min11	7,0	39	100C6, D30, h4	12-juin	16h35	cycle de chauffe plus 2s, fichier "filage-ensam-050607-100C6-09, force 30T, pièce bonne, ce cycle devient ref.	
103	essai_103	CREAS						256,2	400	200		1276	200	3min11	7,0	39	100C6, D30, h4	12-juin	17h25	cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09, force plus importante la piece était mal centrée	
104	essai_104	CREAS						256,9	400	200		1276	200	3min11	7,0	39	100C6, D30, h4	12-juin	17h40	cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09,	
105	essai_105	CREAS						256,1	400	200		1276	200	3min11	7,0	39	100C6, D30, h4	12-juin	17h55	cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09,	
106	essai_106	PARIS	C					257,1	400			1276	200	3min11			100C6, D30, h4	12-juin	11h15	essai chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09,	
107	essai_107		C P					257,6	400	200			200	3min11	9,0	39	100C6, D30, h4	13-juin	8h00	cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09, 1ere piece de ref essai_102	
108	essai_108							258,1	400	200			200	3min11	11,5	39	100C6, D30, h4	13-juin	8h30	cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09	
109	essai_109							257,4	400	200			200	3min11	13,0	39	100C6, D30, h4	13-juin	8h45	cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09	
110	chauf_100C6_eau110												194			100C6, D30, h4	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-06", refroidissement eau		
111	chauf_100C6_eau111												194			100C6, D30, h4	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-06", refroidissement eau		
112	100C6_112_chau_06_air												194			100C6, D30, h4	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-06", refroidissement air		
113	100C6_113_chau_06_eau												200			100C6, D30, h4	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09", refroidissement eau		
114	100C6_114_chau_06_eau												200			100C6, D30, h4	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-100C6-09", refroidissement eau		
115	100C6_115_chau_06_air												200			100C6, D30, h4	07-févr		Cycle de chauffe raté surchauffe du chauffage par induction fichier "filage-ensam-050607-100C6-09", refroidissement air		
116	C38_116_chau_04_eau	D				10MI							1420	229			C38, D30, h45	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-C38-04", refroidissement eau	
117	C38_117_chau_04_eau												1420	229			C38, D30, h45	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-C38-04", refroidissement eau	
118	C38_118_chau_04_air	D				8 MI							1420	229			C38, D30, h45	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-C38-04", refroidissement air	
119	C38_119_chau_07_eau					6 MI							1429	232			C38, D30, h45	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-C38-07", refroidissement eau	
120	C38_120_chau_07_eau												1429	232			C38, D30, h45	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-C38-07", refroidissement eau	
121	C38_121_chau_07_air					8 MI							1429	232			C38, D30, h45	07-févr		Cycle de chauffe fichier "filage-ensam-050607-C38-07", refroidissement air	
122	C38_122 LOPIN BRUT	D				5 MI											C38, D30, h45			LOPIN BRUT AUCUNE CHAUFFE UNIQUEMENT MICRO ET DURETE	

100C6

Cycles chauffe

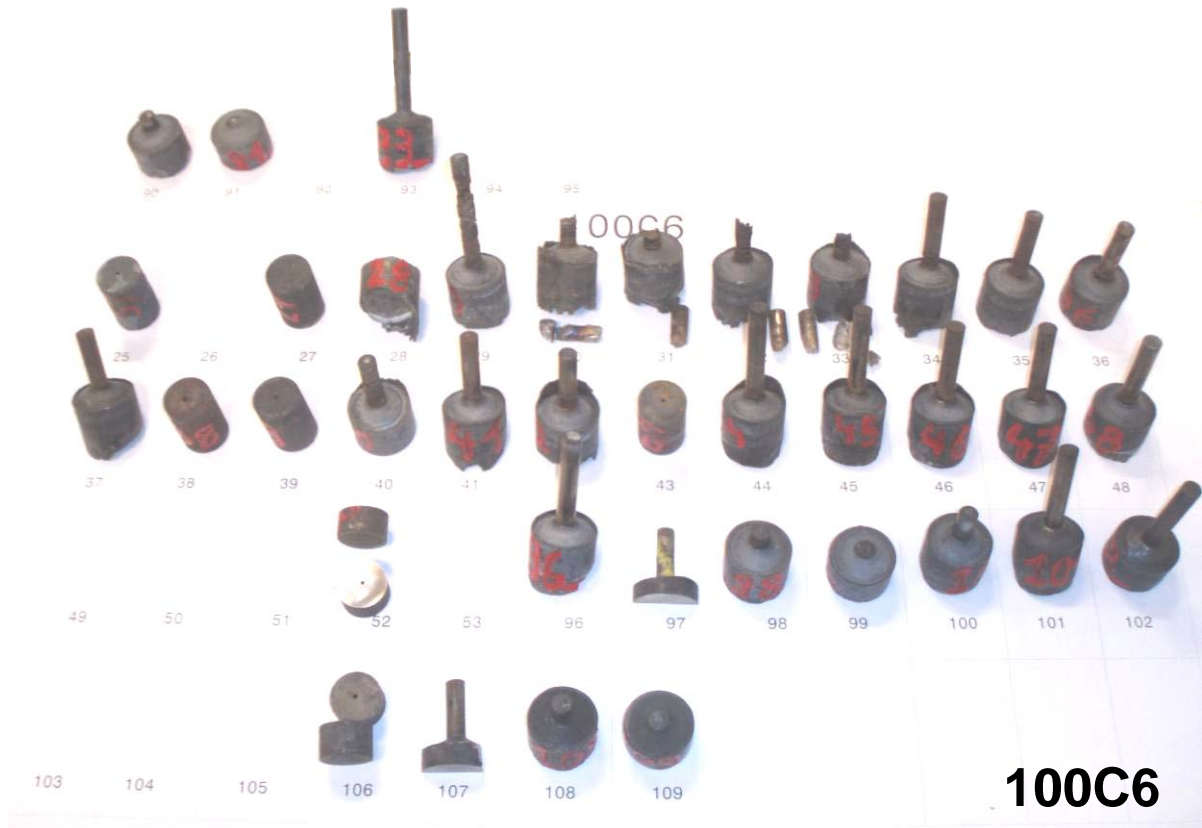
Refilage du cycle de chauffe et du thixotropage pour l'acier de nuance 100C6

Essais intermittents 100C6 filiere froide à la vitesse de 200mm/s












Essai Chauff. Essais intermittents 100C6 filiere chaude à la vitesse de 200mm/s





CARAC. Méca 100C6 filiere chaude à la vitesse de 200mm/s












2. PHOTOS DES PIÈCES FILEES



Photos des pièces thixoforgées en acier C38.

			
C38 25	C38 25	C38 54	C38 55
			
C38 55	C38 56	C38 56	C38 56
			
C38 56	C38 56	C38 56	C38 56

			
C38 61	C38 62	C38 62	C38 63
			
C38 64	C38 65	C38 66	C38 68
			
C38 69	C38 70	C38 71	C38 73
			
C38 74	C38 75	C38 76	C38 74 à 77

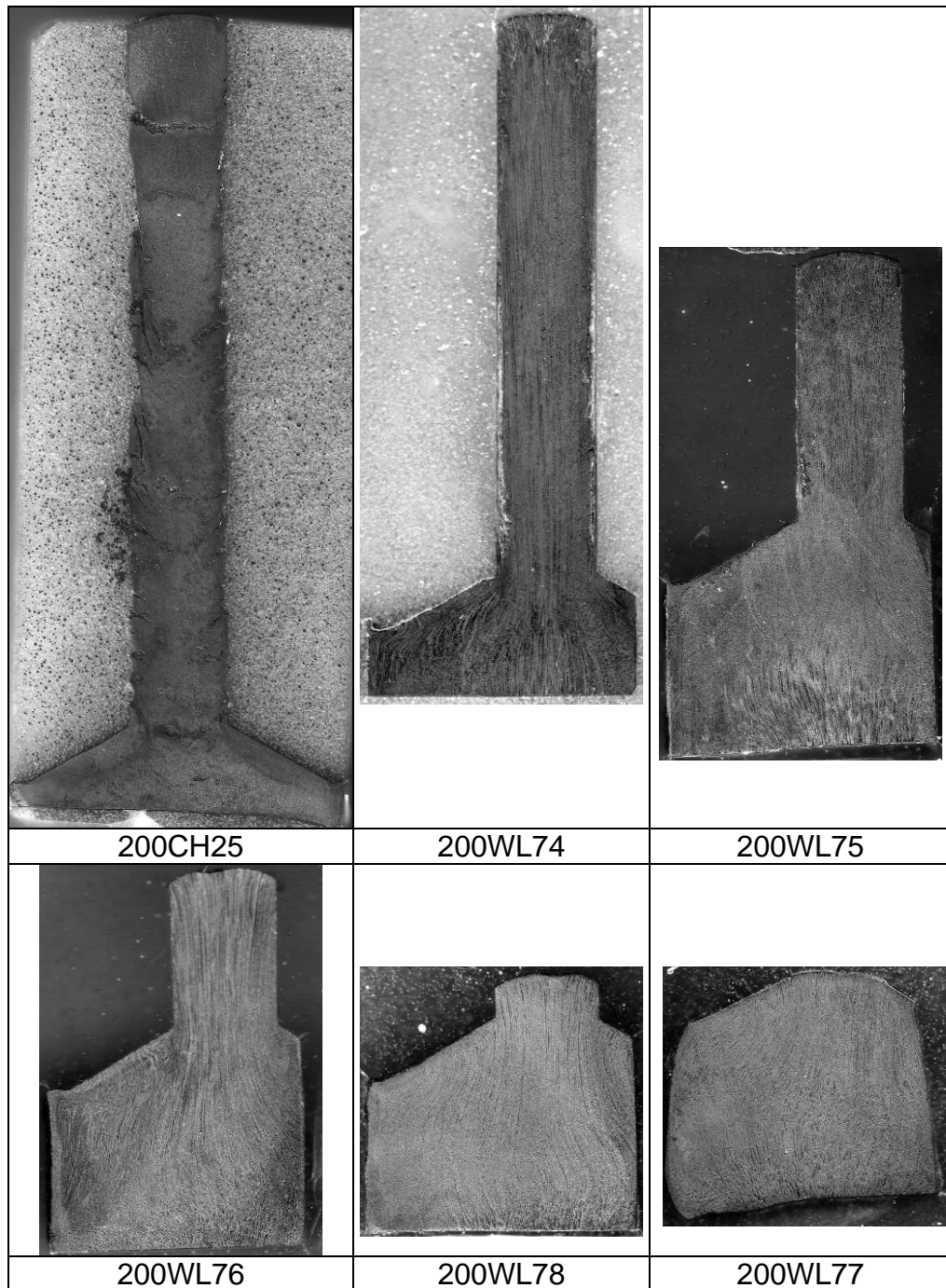
			
<p>C38 74 à 78</p>	<p>C38 77</p>	<p>C38 78</p>	<p>C38 81</p>
			
<p>C38 89</p>	<p>C38 92</p>	<p>C38 79 à 82</p>	<p>C38 83</p>
			
<p>C38 84</p>	<p>C38 85</p>	<p>C38 87</p>	<p>C38 88</p>
			
<p>C38 79</p>	<p>C38 90</p>	<p>C38 91</p>	<p>C38 80</p>

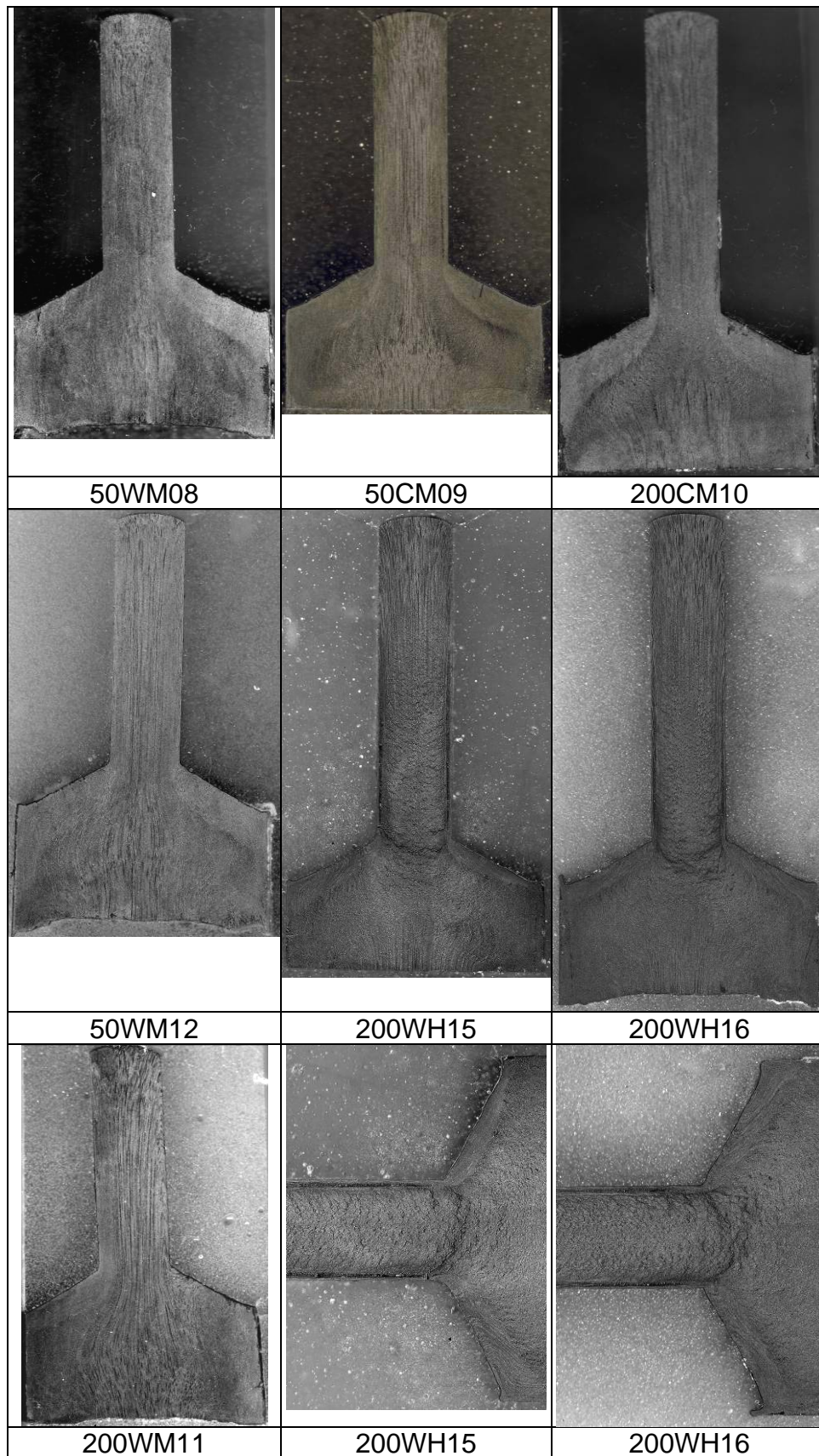
Photos des pièces thixoforgées en acier 100C6

			
100C6 29	100C6 30	100C6 31	100C6 33
			
100C6 34	100C6 35	100C6 36	100C6 37
			
100C6 40	100C6 41	100C6 42	100C6 44

			
100C6 45	100C6 46	100C6 47	100C6 47
			
100C6 48	100C6 49	100C6 96	100C6 97
			
100C6 98	100C6 99	100C6 101	100C6 103
			
100C6 104	100C6 105	100C6 107	100C6 108

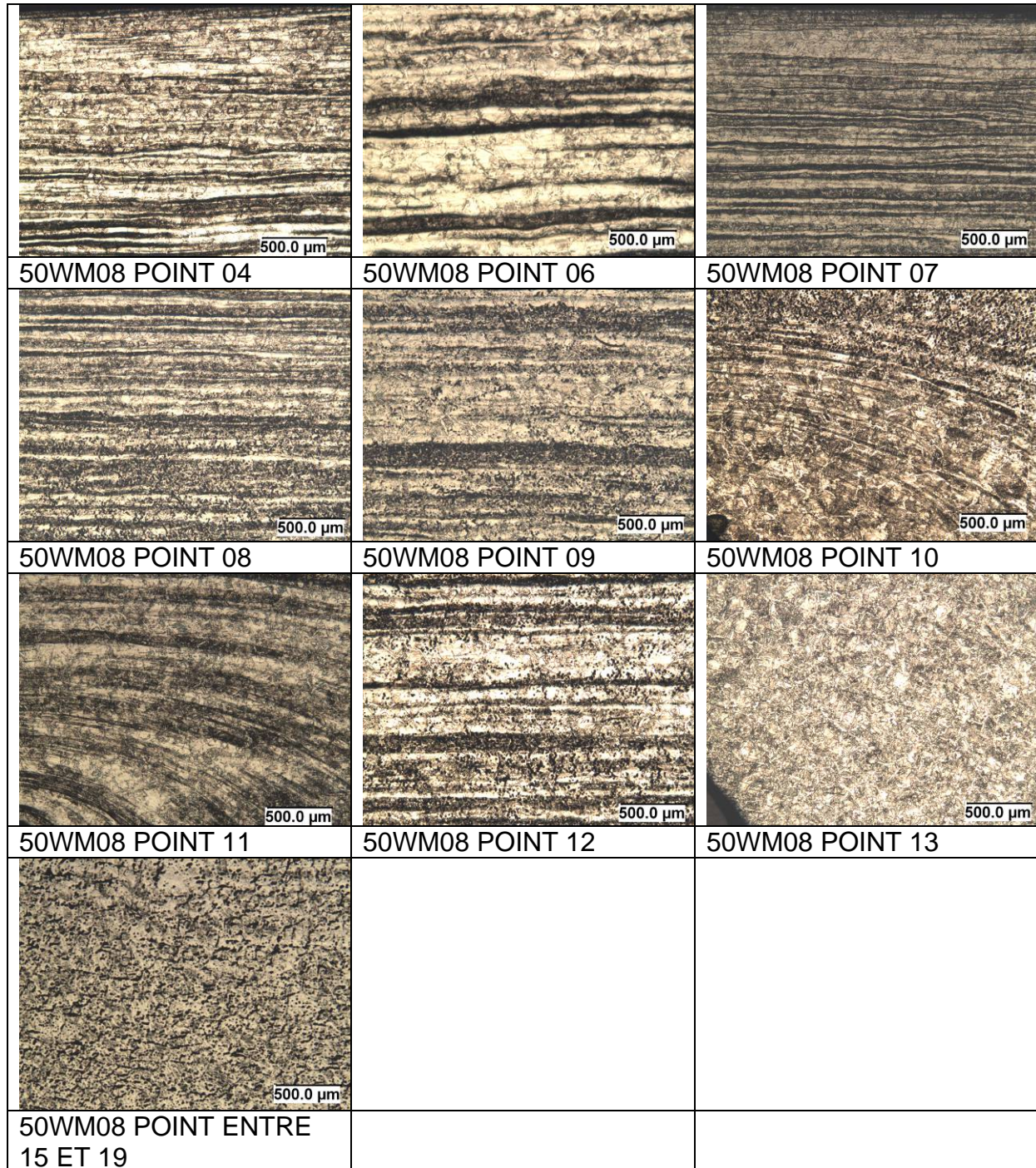
3. MACROGRAPHIES ATTAQUE ACIDE CHLORIDRIQUE D'ESSAIS DE FILAGE



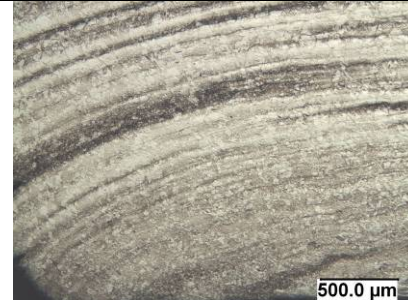
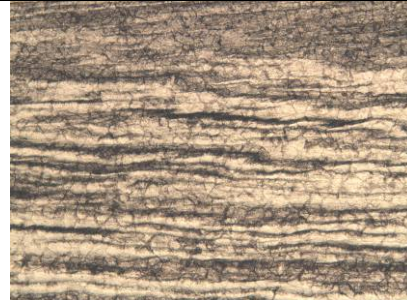
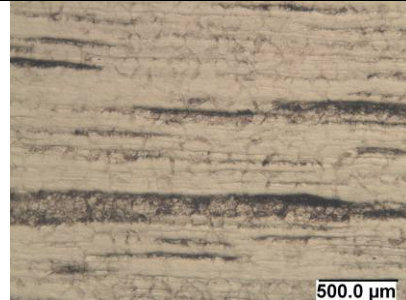
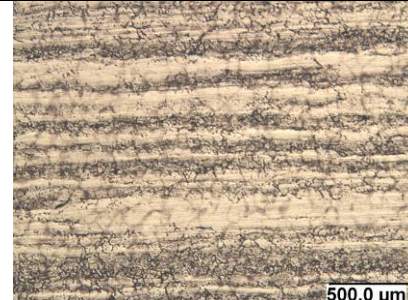
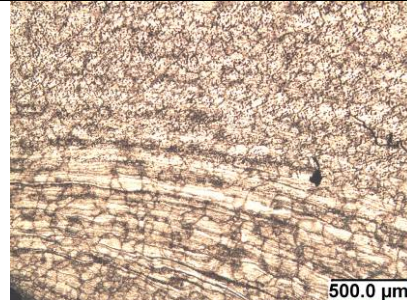
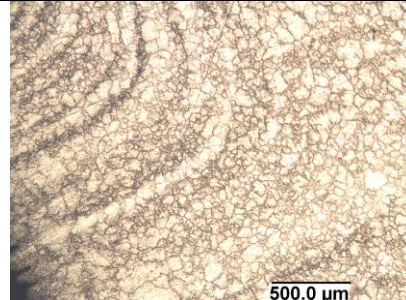
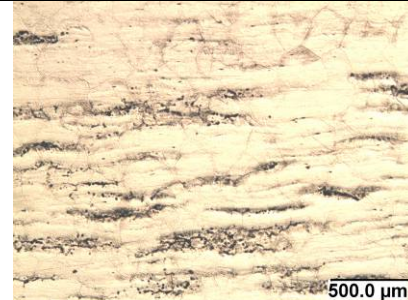


4. MACROGRAPHIES ATTAQUE BECHET BEAUJARD D'ESSAIS DE FILAGE

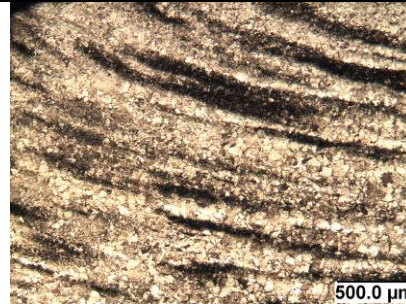
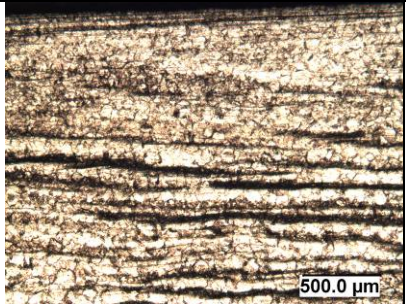
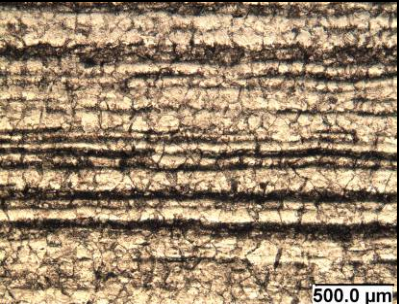
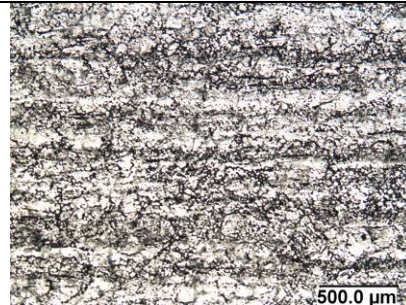
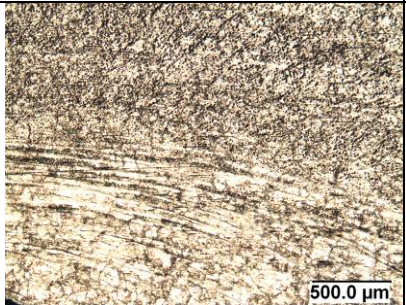
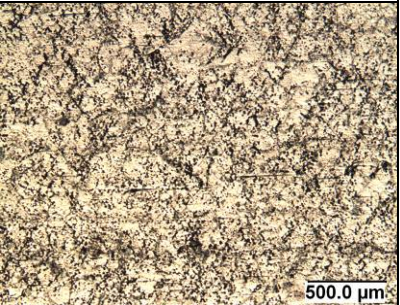
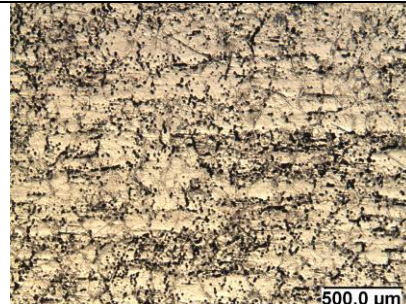
ESSAI 50WM08 ACIER C38




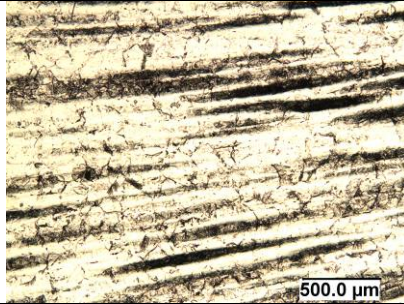
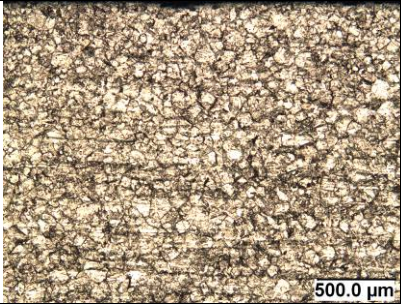
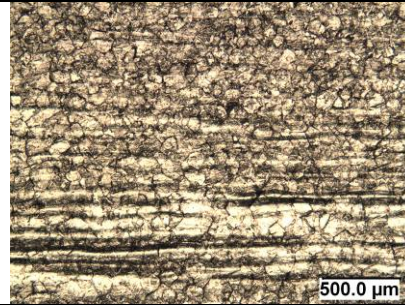
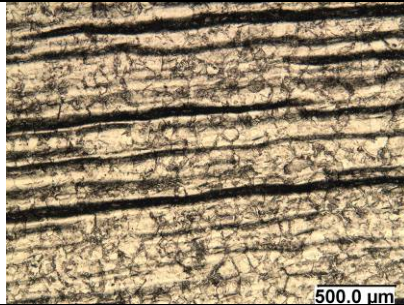
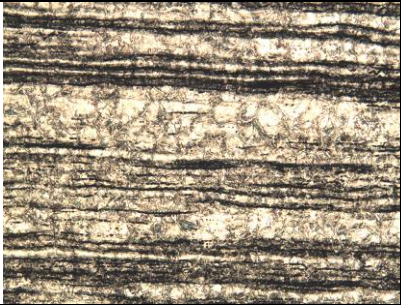
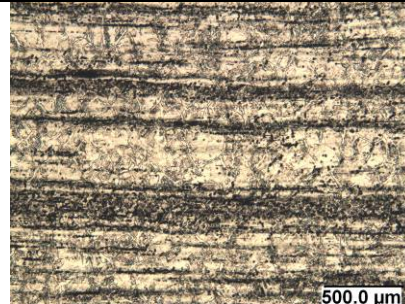
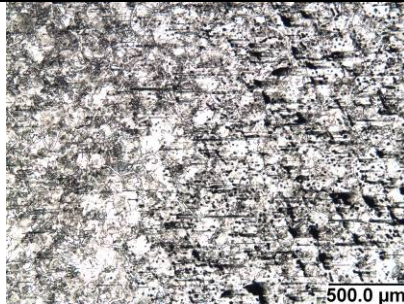
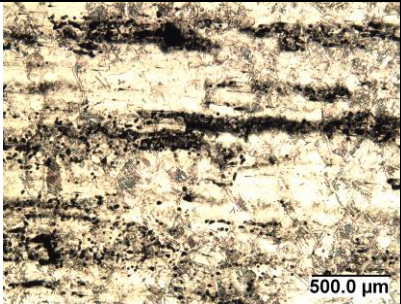
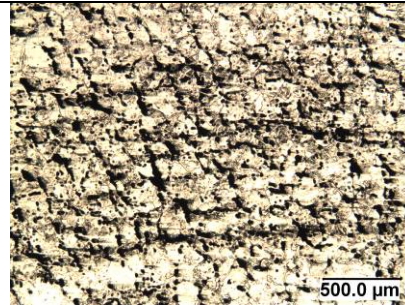
ESSAI 50CM09 ACIER C38

		
<p>50CM09 POINT 01</p>	<p>50CM09 POINT 04</p>	<p>50CM09 POINT 06</p>
		
<p>50CM09 POINT 09</p>	<p>50CM09 POINT 10</p>	<p>50CM09 POINT 13</p>
		
<p>50CM09 POINT 19</p>		

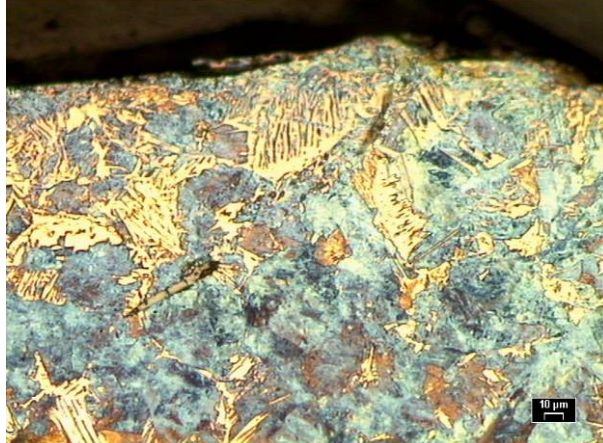

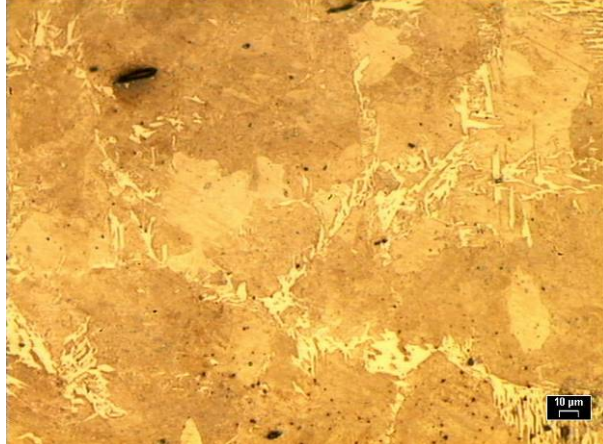

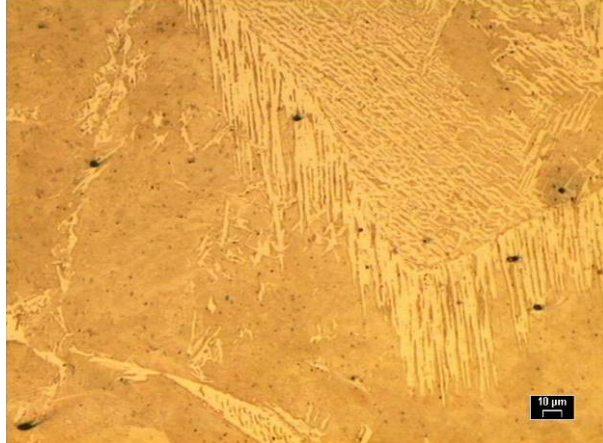

ESSAI 200CM10 ACIER C38



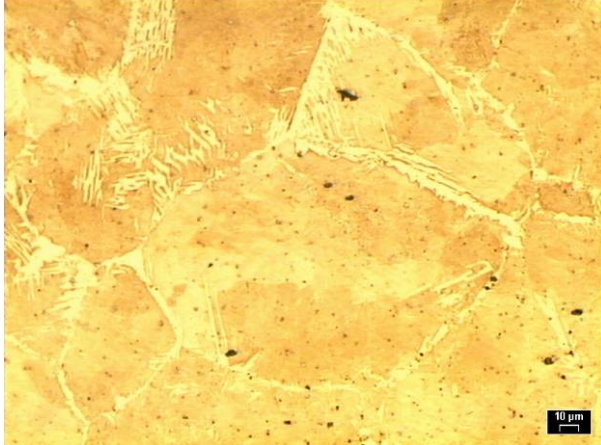

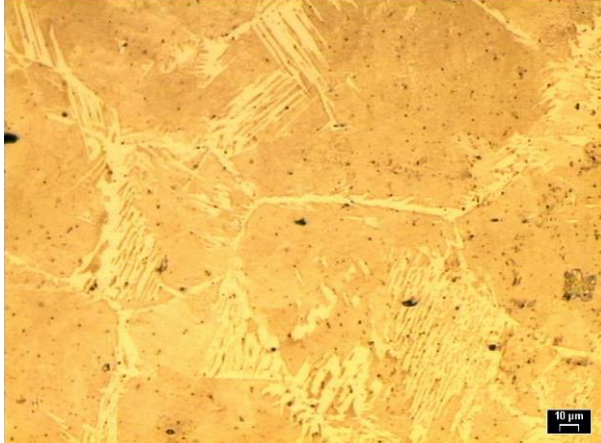

		
200CM10 POINT01	200CM10 POINT04	200CM10 POINT06
		
200CM10 POINT09	200CM10 POINT10	200CM10 POINT12
		
200CM10 POINT19		

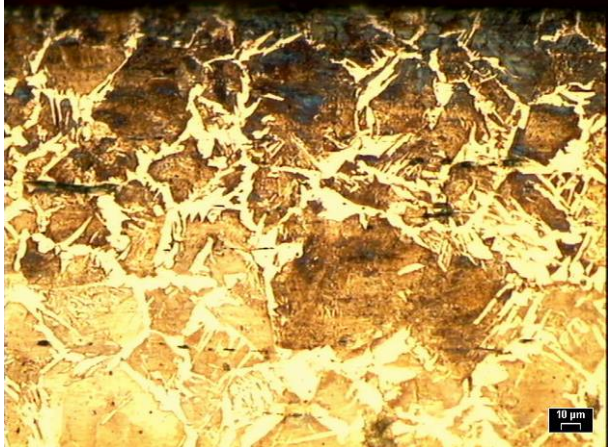

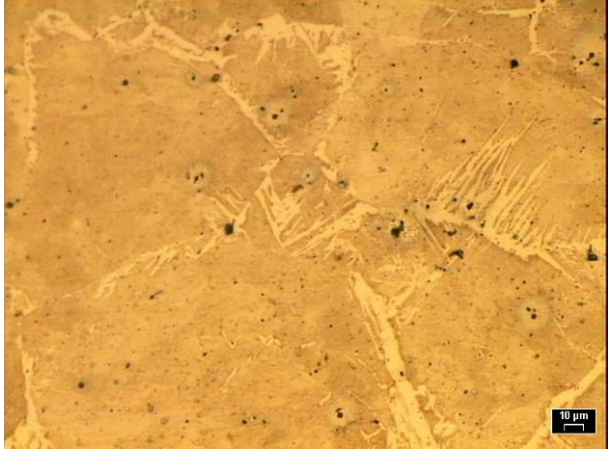

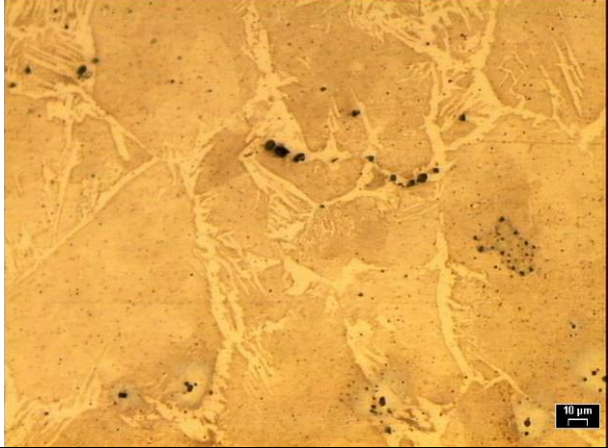
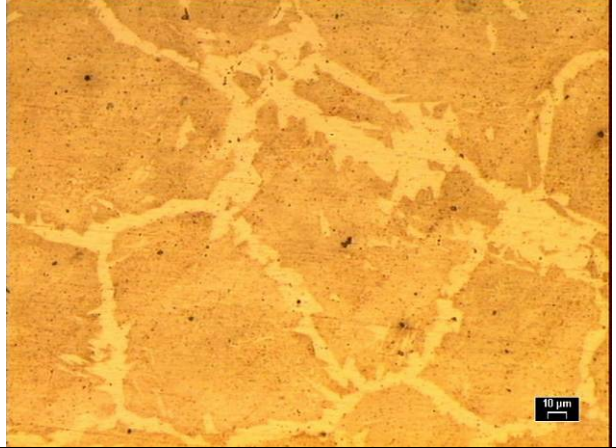
ESSAI 200WM11 ACIER C38

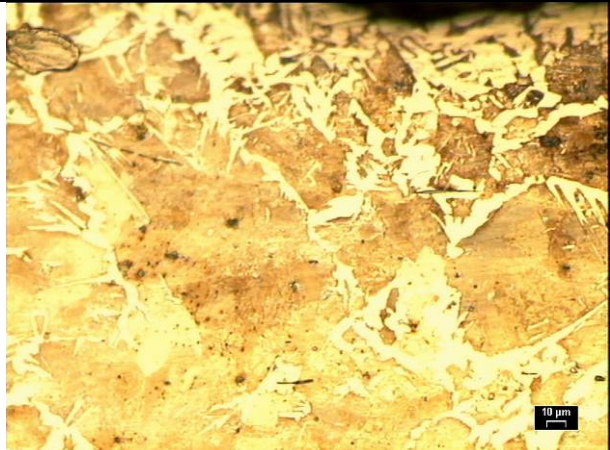

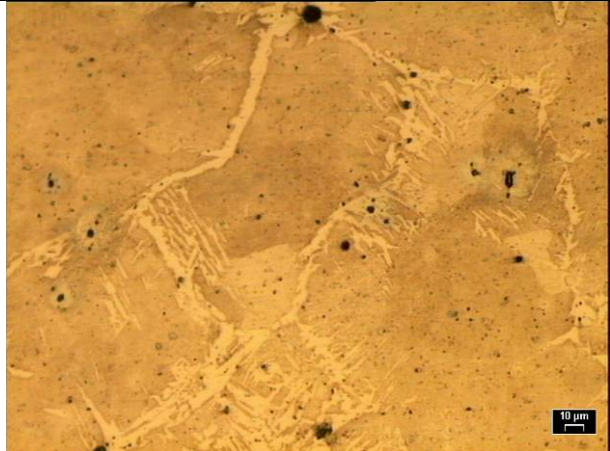
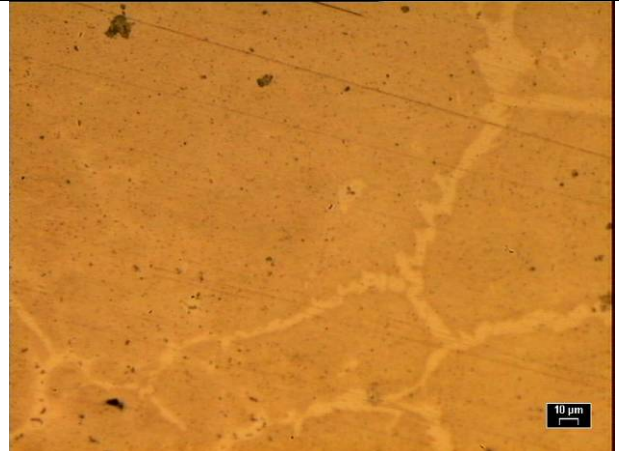
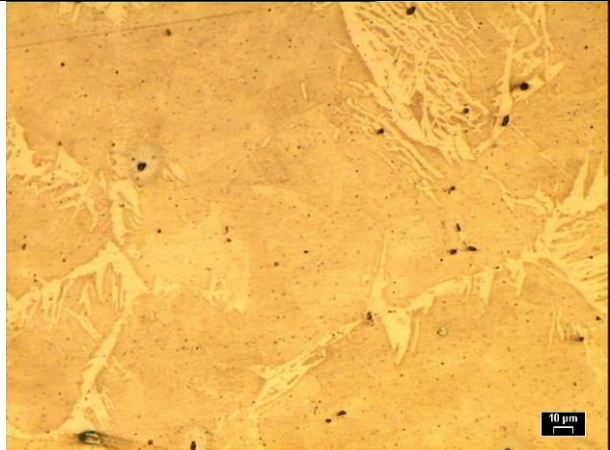
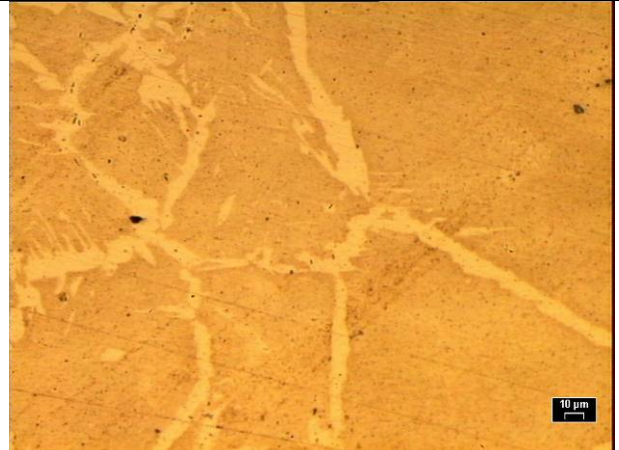
		
200WM11 POINT 01	200WM11 POINT 03	200WM11 POINT 04
		
200WM11 POINT 05	200WM11 POINT 06	200WM11 POINT 09
		
200WM11 POINT 12	200WM11 POINT 13	200WM11 POINT 19
		
200WM11 POINT ENTRE 14 ET 19		

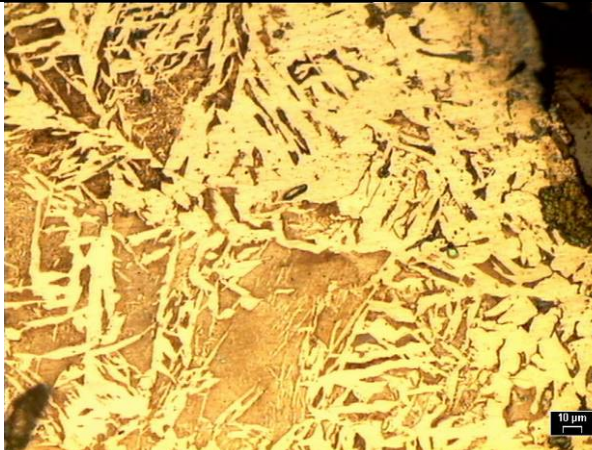
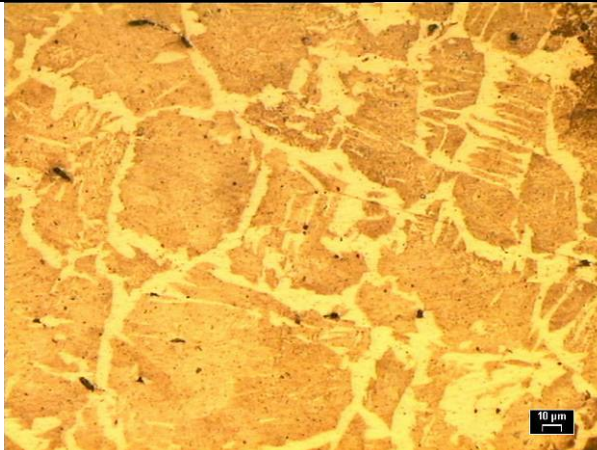
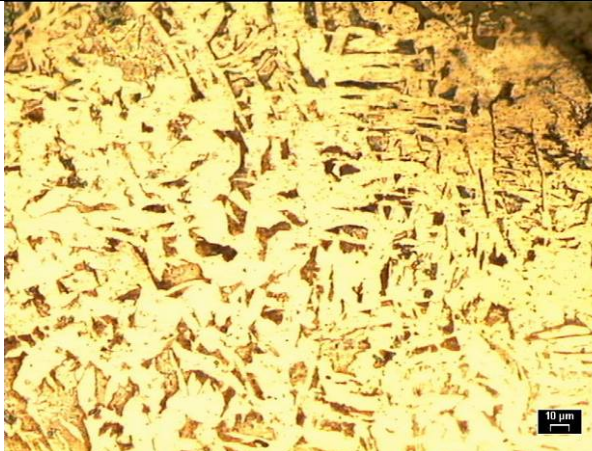
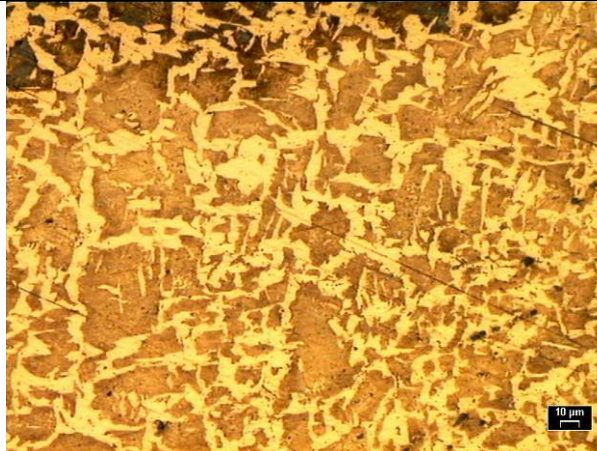

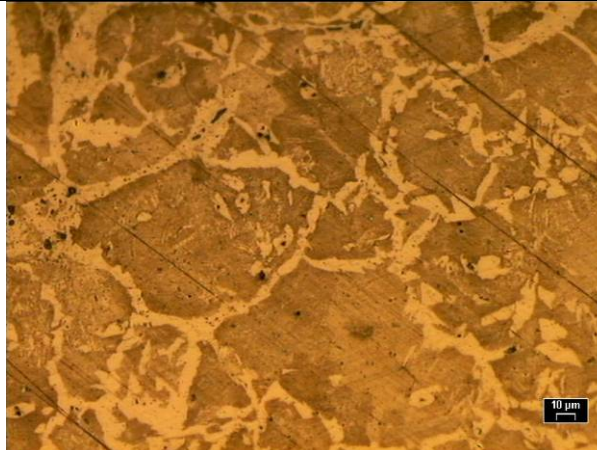
5. MICROGRAPHIES ATTAQUE NITAL D'ESSAIS DE FILAGE

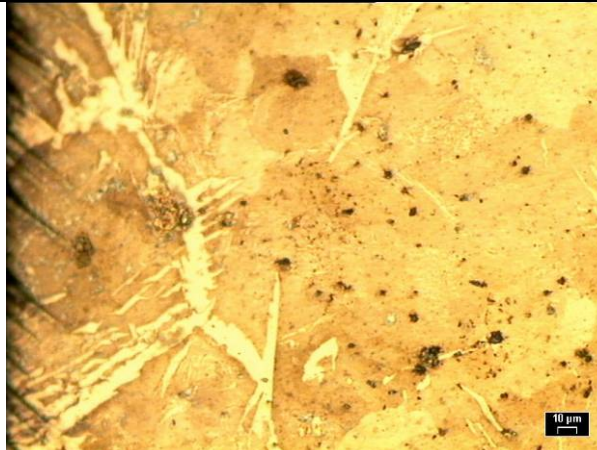
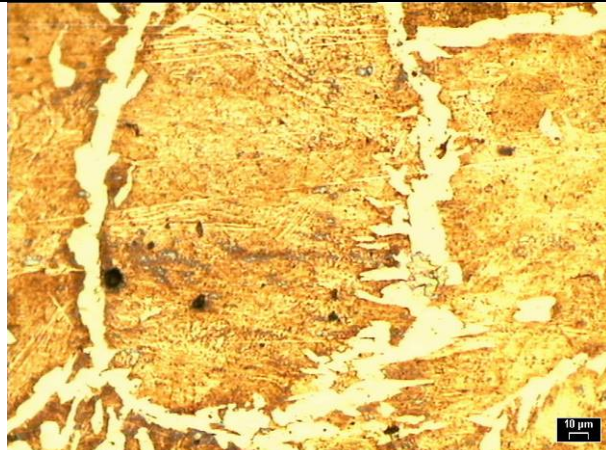

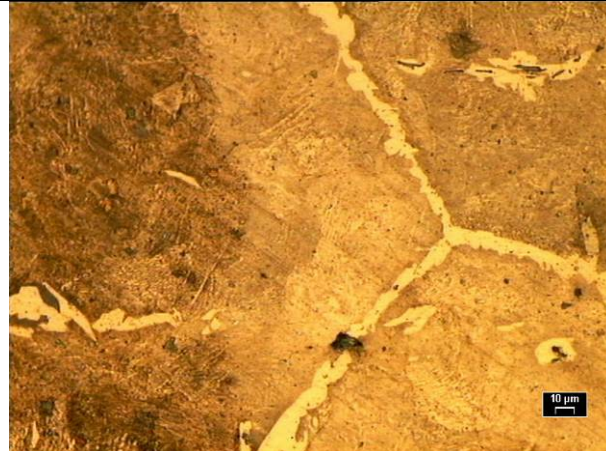
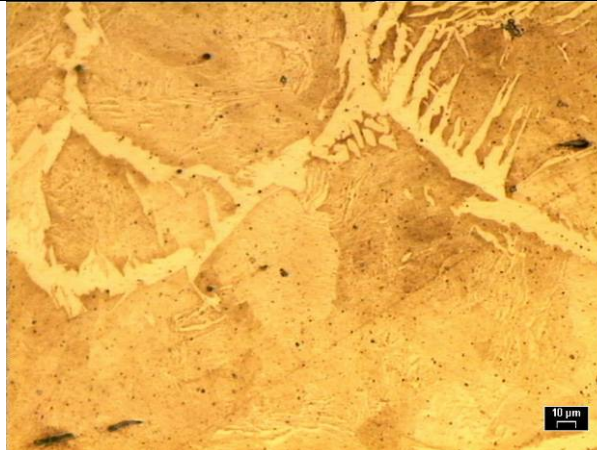
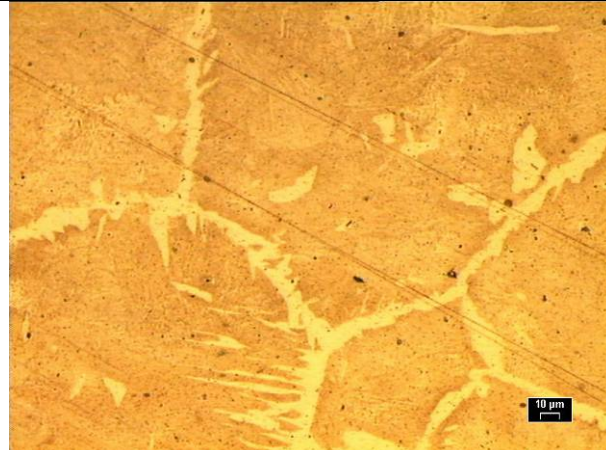
<p>EPROUVETTE 50CM09 ACIER C38 C38, V=40mm/s, $T_{\text{lopin}}=1437^{\circ}\text{C}$ Austénite γ, $T_{\text{outil}}=30^{\circ}\text{C}$</p>	<p>EPROUVETTE 200WH16 ACIER C38 C38, V=215mm/s, $T_{\text{lopin}}=1445^{\circ}\text{C}$ Austénite γ (+liquidus), $T_{\text{outil}}=400^{\circ}\text{C}$</p>
	
<p>Point 1/ X200 HV =241,7 (charge 3kg)</p>	<p>HV=230 (charge 3kg)</p>
	
<p>Point 2/ X200 HV =271,3 (charge 3kg)</p>	<p>HV=237 (charge 3kg)</p>
	
<p>Point 3/ X200 HV =256,5 (charge 3kg)</p>	<p>HV=240 (charge 3kg)</p>

EPROUVETTE 50CM09 V=40mm/s $T_{\text{lopin}}=1437^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{outil}}=30^{\circ}\text{C}$	EPROUVETTE 200WH16 V=215mm/s $T_{\text{lopin}}=1445^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{outil}}=400^{\circ}\text{C}$
 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 50CM09 at Point 4. The image displays a complex network of bright, fibrous structures against a darker matrix, characteristic of a metal matrix composite. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 200WH16 at Point 4. The image displays a network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>
Point 4/ X200 HV =236,7 (charge 3kg)	HV=233,6 (charge 3kg)
 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 50CM09 at Point 5. The image displays a network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 200WH16 at Point 5. The image displays a network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>
Point 5/ X200 HV =254 (charge 3kg)	HV=217,4 (charge 3kg)
 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 50CM09 at Point 6. The image displays a network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 200WH16 at Point 6. The image displays a network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>
Point 6/ X200 HV =260,4 (charge 3kg)	HV=221,3 (charge 3kg)

EPROUVETTE 50CM09 V=40mm/s T _{lopin} =1437°C T _{outil} =30°C	EPROUVETTE 200WH16 V=215mm/s T _{lopin} =1445°C T _{outil} =400°C
	
Point 7/ X200 HV =220,2 (charge 3kg)	HV=215,3 (charge 3kg)
	
Point 8/ X200 HV =242,7 (charge 3kg)	HV=215,4 (charge 3kg)
	
Point 9/ X200 HV =241,1 (charge 3kg)	HV=221 (charge 3kg)

EPROUVETTE 50CM09 V=40mm/s T _{lopin} =1437°C T _{outil} =30°C	EPROUVETTE 200WH16 V=215mm/s T _{lopin} =1445°C T _{outil} =400°C
	
Point 10/ X200 HV =219,6 (charge 3kg)	HV=222,9 (charge 3kg)
	
Point 11/ X200 HV =235,6 (charge 3kg)	HV=211,2 (charge 3kg)
	
Point 12/ X200 HV =231,7 (charge 3kg)	HV=212,8 (charge 3kg)

EPROUVETTE 50CM09 V=40mm/s $T_{\text{lopin}}=1437^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{outil}}=30^{\circ}\text{C}$	EPROUVETTE 200WH16 V=215mm/s $T_{\text{lopin}}=1445^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{outil}}=400^{\circ}\text{C}$
	
Point 13/ X200 HV =173,2 (charge 3kg)	HV=212,7 (charge 3kg)
	
Point 14/ X200 HV =178,7 (charge 3kg)	HV=187,9 (charge 3kg)
	
Point 15/ X200 HV =194,4 (charge 3kg)	HV=199,3 (charge 3kg)

EPROUVETTE 50CM09 V=40mm/s $T_{\text{lopin}}=1437^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{outil}}=30^{\circ}\text{C}$	EPROUVETTE 200WH16 V=215mm/s $T_{\text{lopin}}=1445^{\circ}\text{C}$ $T_{\text{outil}}=400^{\circ}\text{C}$
 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 50CM09 at Point 17. The image displays a complex network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 200WH16 at Point 17. The image displays a complex network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>
Point 17/ X200 HV =213,1 (charge 3kg)	HV=212,4 (charge 3kg)
 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 50CM09 at Point 18. The image displays a complex network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 200WH16 at Point 18. The image displays a complex network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>
Point 18/ X200 HV =208,8 (charge 3kg)	HV=213,2 (charge 3kg)
 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 50CM09 at Point 19. The image displays a complex network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>	 <p>Micrograph showing the microstructure of EPROUVETTE 200WH16 at Point 19. The image displays a complex network of bright, fibrous structures against a darker matrix. A 10 µm scale bar is visible in the bottom right corner.</p>
Point 19/ X200 HV =221,8 (charge 3kg)	HV=203,6 (charge 3kg)

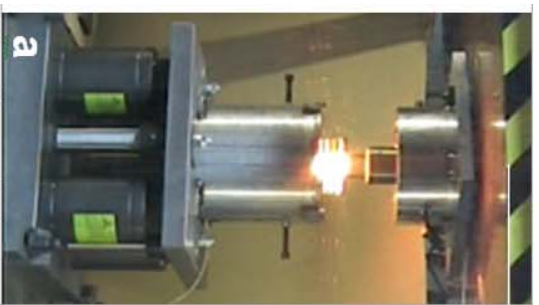
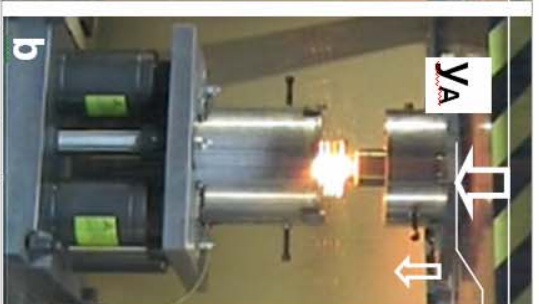
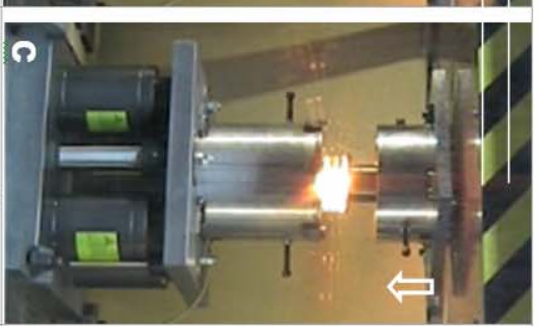
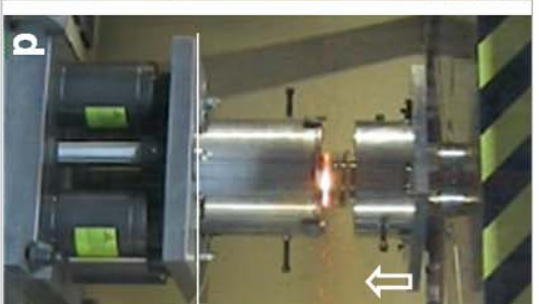
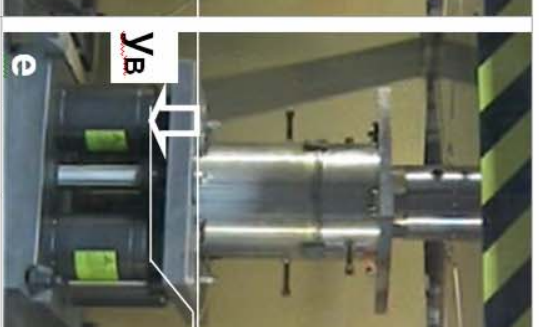
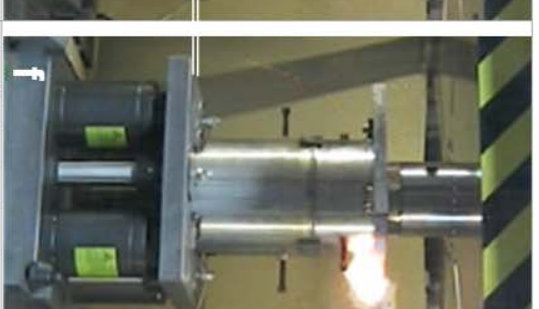
6. DIFFERENTES SEQUENCES DE LA VIDEO DES ESSAIS DE FILAGE DIRECT

Le tableau, ci-dessous, présente les différentes séquences du film fait à Liège au pôle PiMW lors de la campagne d'essais de filage direct en octobre 2006

Temps		Remarques
de	à	
0	1min30	Réglages et mise au point
1	1min52	Mise en position du lopin dans l'inducteur
1min52	5min23	Essai de chauffe
5min23	12min42	Préparation des essais, nettoyage du panneau de protection, mise au point des avances de la presse
12min42	15min24	Démontage de la filière chauffée (Stéphane)
15min24	17min46	Essai 04
17min46	18min15	Démontage essai 04 (J.C. et Grégory)
18min15	22min06	Essai 05 et son démontage
22min06	25min04	Essai06, relevé de température (ext.) de l'outil chauffé,
25min04	29min14	Essai
29min14	34min 37	Essai réalisé à la vitesse de 50mm/s et outil chauffé, démontage
34min 37	36min10	Mesure de T° de l'outil
36min10	39min15	Essai 13, vitesse 200mm/s étincelles, démontage (séquence bonne)
39min15	40min13	Essai 14 (fin)
40min13	41min42	Essai 15 (fin)
41min42	42min12	Essai 16 (fin)
42min12	43min46	Essai 17 (fin) Flamme
43min46	45min05	Essai 18 (fin) Flamme
45min05	fin	Essai 19

Film Thixoforgeage Liège octobre 2006, différents participants Eric BECKER, Pierre CEZARD, Stéphane MATHIEU, Jean Christophe PIERRET et Grégory VANEETVELD

Les photos, de la page suivantes, montrent le filage direct de l'acier par thixoforgeage à l'aide du dispositif d'amortissement. Elles proviennent du film et correspondent à l'essai 19 (200CL19).

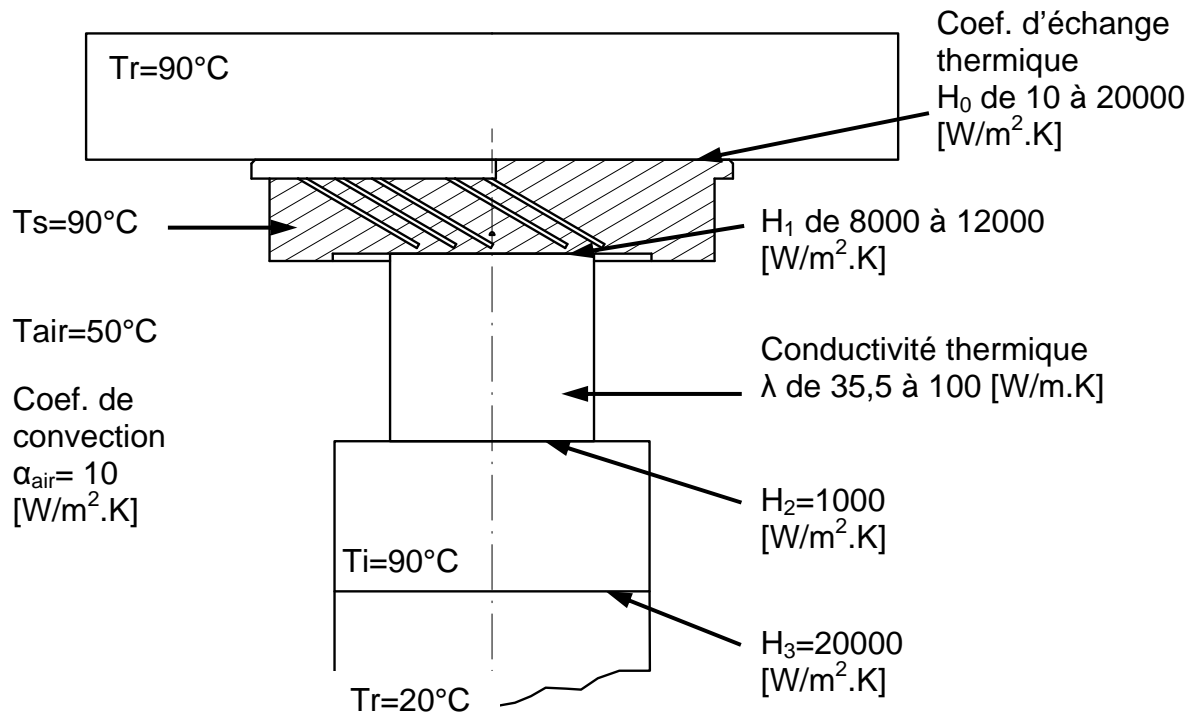
<p>Chauffage du lopin in situ</p>	
<p>Approche de l'outillage Descente du tas plan supérieur</p>	
<p>Fin du chauffage Départ de la mise en forme Déplacement du tool axis</p>	
<p>Mise en forme</p>	
<p>Fin de la mise en forme Le tube supérieur et inférieur sont en contact</p>	
<p>Arrêt du tool axis Enfoncement des vérins à gaz</p>	

ANNEXE E

TABLEAU RECAPITULATIF DES SIMULATIONS DE COMPRESSION

ANNEXE E : TABLEAU RECAPITULATIF DES SIMULATIONS DE COMPRESSION

Nom abrégé	Noms simulations	simulation père	Param. Comparable				H0	H1	H2	H3	λ	Ts	Tl	Tr	Tair	pilotage	Kp	K0
			H0	Kp	λ	H1												
Sim A	apres transfert 's 1é fois cons h 12000						20000	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim B	essai_integration_refroi dissement_effort		X		X		20000	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim C	HO 10000	essai_integration_refroi rodissement_effort	X	X			10000	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim D	K15	HO 10000		X			10000	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	15	135
Sim E	HO 1000	HO 10000	X				1000	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim F	H1 8000	essai_integration_refroi rodissement_effort			X		20000	8000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim G	H1 16000	essai_integration_refroi rodissement_effort			X		20000	16000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim H	K10	essai_integration_refroi rodissement_effort					20000	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	10	90
Sim I	K10bis	K10		X			10000	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	10	90
Sim J	HO 100	HO 10000	X				100	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim K	HO 10	HO 100	X		X		10	12000	1000	20000	10	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim L	Conductivité_50	essai_integration_refroi rodissement_effort	X	X	X		20000	12000	1000	20000	50	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim M	Conduc_50_H010	HO 10	X		X		10	12000	1000	20000	50	90	90	20	50	avant charge	12	108
Sim N	Conduc_100_H010	Conduc_50_H010	X		X		10	12000	1000	20000	50	90	90	20	50	avant charge	12	108



ANNEXE F

ARTICLES

Cézard, P., Bigot, R., **Becker, E.**, Mathieu, S., Pierret, J.C., Rassili, A. (2007). *Thixoforming of Steel : New Tools Conception to Analyse Thermal Exchanges and Strain Rate Effects*. ESAFORM, Zaragossa, Spain, American Institute of Physics. pp 1155-1160.

Becker, E., Bigot, R., Langlois, L., Cézard, P., Favier, V. (2007). *Influence de la vitesse de mise en forme et du cycle de chauffe sur le thixoforgeage des aciers*. 1st International Conference HSIMP High Speed Industrial Manufacturing Processes, Senlis, France.

Becker, E., Cézard, P., Bigot, R., Langlois, L., Favier, V., Pierret, J.C. (2008). *Steel Thixoforging : Heat Exchange Impact on the Mechanical and Metallurgical Features of Thixoforged Samples*. 10th International Conference S2P Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Liège, Belgique and Aachen, Germany, Trans Tech Publications, Switzerland.

Thixoforming of Steel: New Tools Conception to Analyse Thermal Exchanges and Strain Rate Effects

P.Cezard¹, R.Bigot¹, E.Becker¹, S.Mathieu¹, J.C.Pierret² and A.Rassili²

¹ LGIPM – ENSAM – 4, Rue Augustin Fresnel, 57070 Metz Technopôle – France
e-mail: regis.bigot@metz.ensam.fr

² ULG - place du 20-Août – 9 à B- 4000 Liège - Belgique

Abstract. Through different papers [1,2], authors shown that the influence of thermal exchanges was a first order parameter on the semi-solid steel behaviour, and certainly for every semi-solid metallic materials. These thermal exchanges hide other parameters effect like, for example, the strain rate influence. This paper tries to determine the influence of these two parameters by using a new extrusion device on a hydraulic press. This new tools conception annihilated the influence of the decrease of the punch speed before stopping and permitted to have a constant speed during the experiment. This work also deals with the homogeneous flow during thixoforming of steel and shows the importance to couple initial temperature of the slug with punch speed. This paper presents different conditions which permitted to have a homogeneous flow by keeping a low load.

Keywords: Thixoforming of steel, Thermal effects, Strain rate, Tools conception, Semi-solid flow

PACS: 83.50.Uv

INTRODUCTION

The focus of semi-solid researches is nowadays on thixoforging of high melting alloys like steel. Different ways are used to study this subject [4,5,6,7]. For few years, we developed experimental devices which permitted to study the behaviour of semi-solid steel through rheological tests. Several parameters, like strain rate, had been studied with these experiments. These works shown that the influence of thermal exchanges was a first order parameter on the steel semi-solid behaviour [1,2,3].

During these works, collaborations had been developed with different laboratories and particularly with the University of Liege (ULG). An important campaign of experimental tests has been realized on their hydraulic press. To perform these experiments, a new extrusion tool has been designed. The aim of this campaign was to study the influence of two parameters: initial temperature of the slug, and punch speed. The load need to extrude the part and the geometry of the final part were used

CP907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming, edited by E. Cueto and F. Chinesta
© 2007 American Institute of Physics 978-0-7354-0414-4/07/\$23.00

to compare the experiments. The goal was to have a correct geometry of the part (without cracks for example) with the lower load.

This paper presents the tools design and the experiments facilities. It also shows the principal results and discussed about the necessity to couple parameters together.

EXPERIMENTAL DEVICES

This part presents the conditions used to realised the experiments, the semi-solid material, the extrusion principle, and the tools conception including a damping system.

Semi-Solid Material

A classical C38 low alloy steel grade was used for this campaign. The slugs are obtained by cutting of rolling bars. Their dimensions are 30mm diameter and 45mm high. Table 1. shows the chemical composition (by mass) of this steel grade.

TABLE 1. C38 chemical composition ($10^{-3}\%$).

C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ni	Cr	Cu
418	751	10	21	198	21	65	77	144	133

The semi-solid domain determined by differential scanning calorimetry (DSC) is presented on figure 1. The liquid fraction versus temperature of the slug is obtained with a heating speed of 20°C per minute, which is slower than the experimental heating speed.

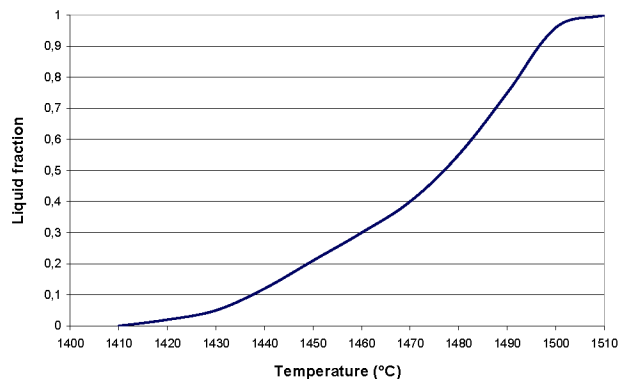


Figure 1. Liquid fraction versus temperature obtained by DSC.

This result should be take into account with precautions. The real liquid fraction in the slug could be different due to the higher heating speed and the particular conditions of a different scanning calorimetry test (size of the sample, etc).

Extrusion Test

The extrusion test consists to push the slug through a funnel to reduce its diameter. The figure 2 shows the principle of the test. For this campaign, slugs were 30mm diameter and 45 mm high. The dimensions of the filling die were 40mm diameter at the start and 12mm diameter at the end. This geometry was choose to complete precedent works [2,4,8].

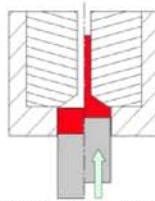


Figure 2. Principle of an extrusion test.

Conception of the Tools

It is important to notice that the heating device is integrate to the tools. An induction heating device is used and the filling dies are design to pass through the inductor (Figure 3). This conception allowed to avoid a transfer of the slug from the heating device to the forming tools. The extrusion test takes place at the end of the heating without time out. Materials used are tool steel (X38CrMoV5) for the filling die and ceramic alloys for the piston.

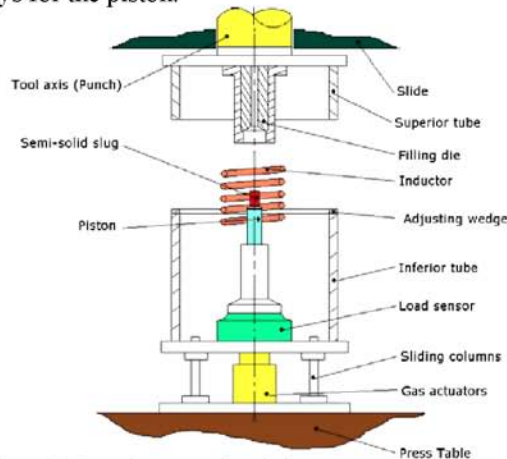


Figure 3. Complete extrusion device mounted on the press.

A damping system is also integrated in the tool set-up. Indeed, the tool axis of the press stopped with a decreasing speed. To keep a constant forming speed it is important to "absorb" this decreasing phase without deformation of the slug. A damping device is placed under active tools to move when the superior tube arrive in contact with the inferior tube. It is composed by four gas actuators, and four sliding columns.

EXPERIMENTAL RESULTS

This part gives the principal results of the experimental campaign. The influence of each parameter is described through load curves or maximum load, and geometry.

Influence of the Tool Axis Speed

The first parameter studied was the influence of the tool axis speed. A heating cycle giving a temperature of the slug of 1451°C (approximately 0,3 liquid fraction) has been used for each experiment. The filling die is cold and cooling after each experiment. The die surface is ground and a ceramic based lubricant is pulverised on it. Three speeds were studied: 40mm/s, 100mm/s, 215mm/s. The figure 4 shows the load results obtained during this campaign. The maximum loads to do the part for each speed are compared.

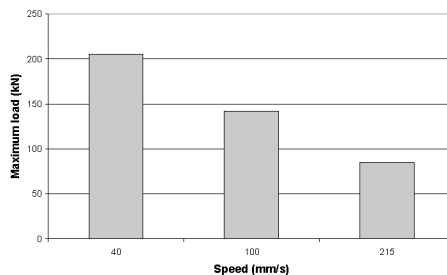


Figure 4. Maximum load to obtain the part for each speed.

An important decrease of the load is recorded when the speed increase. The maximum load when the speed is 215mm/s is less than half value of the load when the speed is 40mm/s. Concerning the geometries, there are not many differences between experiments. The flow is very heterogeneous with liquid ejection and surface solidification.

Changing the punch speed modify two things. First, it changes the strain rate during deformation. According to literature [9,10,11], the strain rate controls a part of the disagglomeration of the solid skeleton formed by solid particles. Increase the punch speed could permit to accelerate disagglomeration of the semi-solid microstructure and decrease the viscosity. But, modify the tool axis speed change also the forming time and by that way, the thermal exchanges. When the forming is faster, the slug temperature stay hotter and the liquid fraction higher. The viscosity should be lower due to these effects and that also goes in the results ways.

Influence of the Initial Temperature of the Slug

The second parameter studied was the initial temperature of the slug. The tool axis speed used was 215mm/s to minimize the load (see firsts results). The filling die is cooling between each experiment. Five temperatures between 1429°C to 1451°C were

used for the slugs (approximately between 0,1 and 0,3 liquid fraction). The figure 4 shows the part obtained with these temperatures.



Figure 4. Parts obtained by decreasing the initial temperature of the slug.

The figure 4 shows that the lower the temperature is, the better the flow is. These results show that it exists a limit which gives a good flow. The figure 5 presents the maximum load recorded for each temperature.

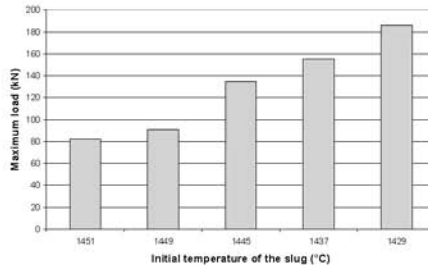


Figure 5. Maximum load to obtained part by changing initial temperature of the slug

Figure 5 shows that the load increases when the temperature decreases but the load stays acceptable.

When the temperature is higher, the liquid fraction is also higher, so the consistency of the semi-solid should be lower. This effect explains these results. Moreover, when the liquid fraction decreases, the solid skeleton should be more connected, and the liquid ejection doesn't happen. That could explain the limit temperature which is certainly a liquid fraction limit.

DISCUSSION

These results show the importance of the punch speed and the initial temperature. Through these two parameters took place complex phenomena, like the evolution of liquid fraction or the evolution of the solid skeleton with disagglomeration or solidification/agglomeration phenomena.

An important result is presented on figure 6, where two different flows are obtained for the same load (~200kN) by changing initial temperature and punch speed.



Figure 6. Two parts obtained with the same force (200kN)

This result shows that it is possible to obtain a homogeneous flow without increasing the load by choosing an appropriate punch speed. It is certainly possible to go further in that way by limiting thermal exchanges with the tools. For example, other paper shows that the heating of the tools allowed lower load forming [1,2].

CONCLUSIONS

These results show the importance to couple different parameters to optimize the thixoforming process. To obtain a low load and a homogeneous flow, it is possible to choose adequate temperature and punch speed. For the speed parameter, the difficulty is to evaluate the influence of the thermal exchanges compare to the influence of disagglomeration of the solid skeleton due to a higher strain rate. Numerical simulations should help to identify the role of each effect. Finally, this campaign reinforced the last results on the influence of thermal effect, and confirm the necessary works on this subject for high fusion point materials like steel.

REFERENCES

1. R. Bigot, V. Favier and C. Rouff, "Characterisation of semi-solid material mechanical behaviour by indentation test", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 160, Issue 1, 2005, pp. 43-53
2. P. Cezard, R. Bigot, V. Favier, M. Robelet, "Thixoforming of Steel – Influence of thermal parameters", *Solid State Phenomena*, Vol. 116-117, 2006, pp. 721-724
3. Lugscheider E., Hornig Th., Neuschütz D., Kyrilov O., Prange R., Telle R., Schmidt R., "Material-Concepts for Dies for SSM-forming of steel", Proc. of the 6th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, ISBN 88-86259-18-2, pp. 587-592
4. M.Z. Omar, E.J. Palmiere, A.A. Howe, H.V. Atkinson, P. Kapranos, "Thixoforming of a high performance HP9/4/30 steel", *Mat. Sci. and Eng. A*, 395, Issues 1-2, pp.53-61
5. A. Rassili, M. Robelet, D. Fischer, "Series production of thixoformed steel parts", *Proc. of the 9th ESAFORM Conf. on material forming*, Glasgow, United kingdom, 2006, pp.819-822
6. H. Shimahara, R. Kopp, "Investigations of basic data for the semi-solid forging of steels", *Proc. of the 8th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Limassol, Cyprus, 2004
7. M. Modigell, L. Pape, M. Hufschmidt, "Rheological properties of semi-solid metallic alloys", *Proc. of the 8th ESAFORM Conf. on material forming*, Cluj Napoca, Romania, 2005, 2, pp.1111-1114
8. P. Cezard, "Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : Analyses expérimentale et numérique », Ph.D. Thesis, ENSAM, 2006.
9. Z. Fan, "Semisolid metal processing", *Int. Mat. Rev.*, 47-2, 2002, pp. 49-85
10. P. Kumar, C. Martin, S.B. Brown, "Shear rate thickening behavior of semisolid slurries", *Metall. Trans. A*, 24, 1993, pp.1107-1116
11. D.H. Kirkwood, "Semisolid metal processing", *Int. Mat. Rev.*, 39, 1994, pp.173-189

Influence de la vitesse de mise en forme et du cycle de chauffe sur le thixoforgeage des aciers

Eric BECKER¹, Régis BIGOT¹, Laurent LANGLOIS¹, Pierre CEZARD^{1,3},

Véronique FAVIER²

1 : Laboratoire de Génie Industriel et de Production Mécanique (LGIPM) – ENSAM – 4, Rue Augustin Fresnel, 57070 Metz Technopôle – France

2 : Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM) – ENSAM – 4, Rue Augustin Fresnel, 57070 Metz Technopôle – France

3 : ASCOMETAL CREAS - avenue France 57300 Hagondange – France

Résumé :

Le thixoforgeage de l'acier permet de réaliser des pièces de forme complexe ayant des propriétés mécaniques élevées. Ce procédé de mise en forme, alliant les avantages du moulage et du forgeage, est en voie d'industrialisation.

Après une présentation des particularités du thixoforgeage, ce papier illustre l'influence de trois paramètres essentiels : l'obtention du lopin semi-solide, la température de l'outillage et la vitesse de déformation. Leur influence sur le comportement de l'acier semi-solide est évaluée sur une presse hydraulique en mise en forme par filage direct. Ce travail conclut sur les architectures d'outillage et la conception de pièce.

Abstract:

Steel thixoforging process combines the advantages of highly complex shapes and excellent mechanical properties. This process is on the way of industrial development between casting and forging process.

After a brief presentation about steel thixoforging particularities, this paper analyses the influence of three key-parameters: obtaining of semi-solid slug, tool temperature and raw speed. Their influence on semi-solid steel alloy behaviour is estimated by thixoeextrusion tests on hydraulic press. Finally, this paper shows some indications about dies conception and part design.

Mots clefs :

Thixoforgeage; Matériaux à haut point de fusion ; Vitesse de mise en forme ; Cycle de chauffe ; Echanges thermiques.

1 Introduction

Le moulage en utilisant les propriétés de fluidité des alliages métalliques fondus permet d'obtenir des pièces brutes de forme complexe en une seule étape. Les pièces obtenues contiennent malheureusement des porosités et par conséquent présentent de faibles propriétés mécaniques. Au contraire, le forgeage fournit des pièces aux caractéristiques mécaniques élevées mais requiert un nombre important d'étapes pour obtenir la pièce finale.

Pour obtenir des pièces de forme complexe aux qualités mécaniques élevées en minimisant les phases du procédé de fabrication (figure 1) deux procédés nouveaux de mise en forme, le thixoforgeage et le rhéoforgeage, se sont développés.



Figure 1 : Comparaisons des étapes de mise en forme entre forgeage et thixoforgeage [1]

Tous deux utilisent l'état semi-solide du matériau. Le semi-solide est obtenu en rhéoforgeage par solidification du métal en fusion et en thixoforgeage par fusion partielle du solide [2, 3]. Le thixoforgeage et le rhéoforgeage des aluminiums sont déjà utilisés en production [4-7]. L'enjeu actuel est le développement de ces procédés pour des matériaux à haut point de fusion, comme l'acier.

Ce document présente l'état des études de la mise en forme de certains aciers par thixoforgeage menées à l'ENSAM de Metz. Les challenges à relever sont nombreux : le compromis résistance thermique et mécanique des outillages, le choix des aciers thixoforgeables, le chauffage du lopin, le comportement du matériau en fonction des paramètres des vitesses de mise en forme, du transfert de chaleur [8], du frottement, ...

Une première partie présente les différentes spécificités du thixoforgeage de l'acier et les paramètres influençant la mise en forme. La deuxième partie analyse l'impact des échanges thermiques sur l'écoulement en cours de mise en forme et sur les pièces finales obtenues.

2 Thixoforgeage de l'acier

La difficulté de mise en forme des aciers est due essentiellement à la température élevée (supérieure à 1400°C) de mise en forme et donc à la mise au point d'outillage. La température initiale du lopin, la vitesse de mise en forme, les transferts thermiques influencent la rhéologie du matériau et sont donc des paramètres clés du thixoforgeage.

Les travaux développés à l'ENSAM de Metz, ont concerné la modélisation du comportement des aciers à l'état semi-solide par une approche micro-macro originale [3, 9, 10] et le comportement lors de la mise en forme des aciers semi-solide [1, 11-13].

Les travaux en cours sur l'architecture des outillages, l'obtention de l'état semi-solide du lopin sont présentés. Les résultats de l'impact des paramètres clés sur le thixoforgeage sont ensuite développés.

2.1 Outillage

Différentes architectures d'outillages peuvent être utilisées en thixoforgeage comme illustré par Kopp et Kallweit (figure 2). Dans cette étude, afin de confiner et maintenir l'écoulement du matériau, les outillages à matrices fermées sont utilisés.

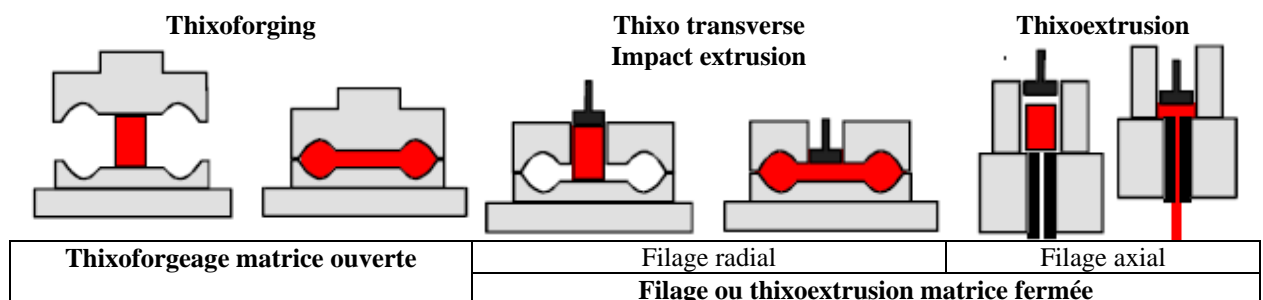


Figure 2 : illustration des différents types d'outillage utilisés en thixoforgeage [14]

Les surfaces des outillages en contact avec la matière travaillent à une température élevée, environ 1450°C. Les céramiques sont alors mises en œuvre mais leur résistance mécanique est limitée pour des opérations de forgeage. Les matrices de forgeage en acier présentent une résistance réduite aux hautes températures, nécessitant un refroidissement lors d'opérations soutenues. En effet le transfert de chaleur outil-pièce n'est pas négligeable malgré des vitesses de mise en forme élevées.

Pour limiter le flux de chaleur, l'outillage peut être maintenue à une température autour de 500°C.

Dans ce travail pour identifier et quantifier les paramètres clés influençant l'écoulement du semi-solide des essais de filage direct sont utilisés, ils consistent à réduire le diamètre initial du lopin, de 40 mm à 12 mm (figure 3). Les outils sont soit à température ambiante soit chauffés à 400°C. Pour maîtriser les conditions d'essai, un chauffage par induction est intégré à l'outillage, limitant les pertes calorifiques dues au transfert du lopin vers l'outillage.

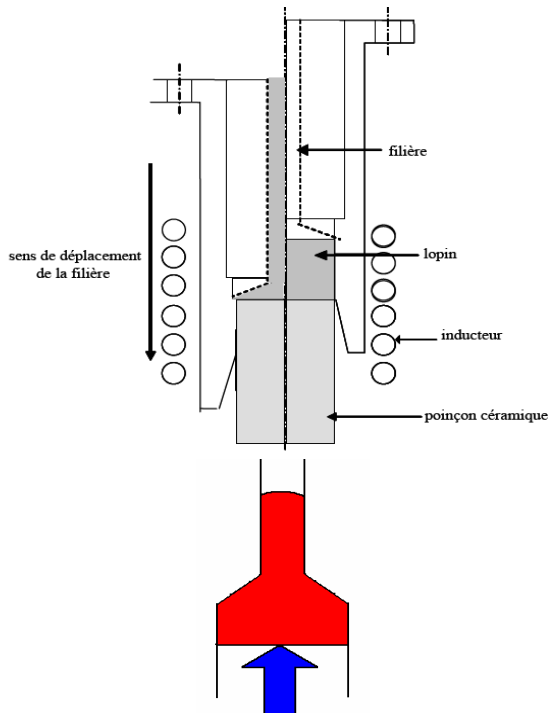


Figure 3 : représentation du principe de l'essai de filage direct

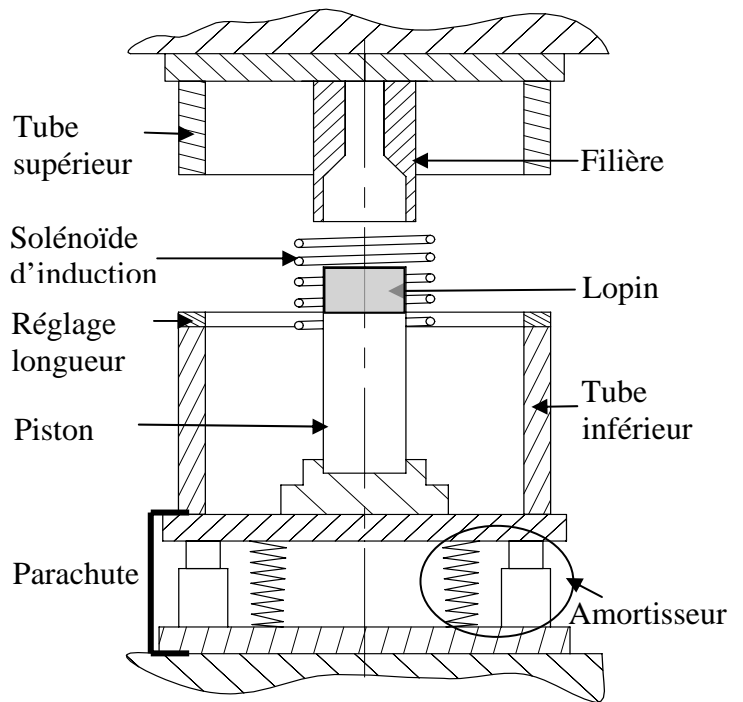


Figure 4 : Schéma du dispositif expérimental complet [15, 16]

Travaillant à des vitesses de coulisseau pouvant atteindre 1 m/s sous presse hydraulique, l'arrêt du coulisseau n'est pas immédiat et la mise en forme a lieu en fin de course durant la chute de vitesse. Pour palier ce problème, un système amortissant l'arrêt du poinçon (parachute) a été développé et intégré dans les outillages. La figure 4 présente le principe mise en œuvre dans le cadre des essais de filage. Cet outil est instrumenté en effort et en déplacement.

2.2 Lopin et mode de chauffage

Les lopins d'acier utilisés pour la mise en forme peuvent être obtenues par laminage, frittage, étirage. De nombreux auteurs préconisent des traitements thermiques sur les lopins pour qu'ils aient des structures globulaires favorisant l'écoulement lors de la mise en forme. Ces traitements thermiques de globulisation sont longs et difficilement intégrables dans des procédés industriels. Les travaux de Carole Rouff [9] et de Pierre Cézard [1] montrent que le chauffage d'un acier laminé permet sa mise en forme par thixoforgeage. Dans le cadre de ces travaux, seuls sont présentés les essais sur un acier de type C38.

C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ni	Cr	Cu
418	751	10	21	198	21	65	77	144	133

Tableau 1 : Composition chimique de l'acier C38 (10-3%)

Le choix de la nuance d'un acier pour sa mise en forme semi-solide est essentiel. En effet il détermine non seulement les températures de chauffage nécessaires pour atteindre l'état semi-solide mais surtout la thixoforgeabilité d'un acier, c'est-à-dire la capacité d'être forgé à l'état semi-solide. Afin d'augmenter la fenêtre de température de thixoforgeabilité, il faut choisir un acier dont le point de fusion est le moins élevé possible et dont la plage de température entre solidification et fusion est la plus grande possible. Ainsi il est possible d'obtenir une fraction liquide peu sensible à une variation de température au sein du lopin. Des analyses calorimétriques différentielles, Differential Scanning Calorimetry, permettent d'apprécier ces deux aspects. La figure 5 illustre en particulier la diminution du point de fusion des aciers en fonction de l'augmentation du

pourcentage de carbone mais aussi des éléments d'addition associés. Ceux-ci influencent également l'intervalle liquidus-solidus et donnent la possibilité d'augmenter la robustesse du processus de thixoforgeage. Des nuances d'aciers sont développées dans ce sens [1, 17].

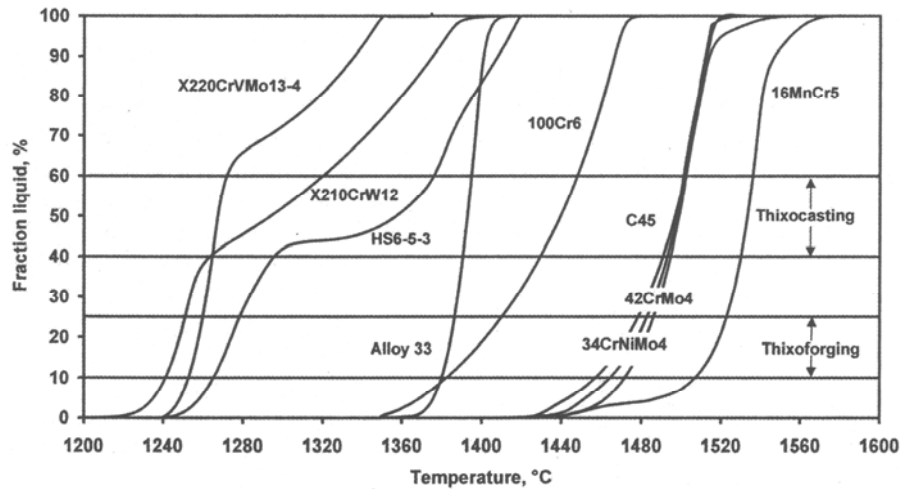


Figure 5 : fraction liquide en fonction de la température obtenue par DSC [18]

Néanmoins les analyses DSC sont effectuées dans des conditions où la vitesse de chauffage est plus faible (20 °C/min) que la vitesse de chauffage par induction mise en œuvre classiquement en thixoforgeage (100 °C/min à 900 °C/min). La cinétique de solidification et de fusion est donc affectée et conduit à une prise de précaution des données obtenues à vitesse de chauffe faible.

Dans la suite de cet article, compte tenu des difficultés de détermination de la fraction liquide, uniquement la température de chauffage du lopin et sa nuance sont indiquées.

2.3 Mise en forme

Les essais de filage direct sont analysés selon trois approches : morphologie de la pièce, influence de la vitesse de coulisseau et de la température du lopin sur cette morphologie et les efforts de mise en forme.

2.3.1 Type d'écoulement

Les écoulements de la matière lors du thixoforgeage sont de deux types, homogènes ou hétérogènes.

L'écoulement homogène (figure 7b) est caractérisé par une surface lisse, des diamètres de cylindres constants et réguliers dans la partie filée de l'éprouvette. L'écoulement hétérogène est caractérisé par une variation très significative du diamètre et peut conduire à une pièce en plusieurs morceaux. Ce type d'écoulement caractérise une éjection de liquide lors de la mise en forme (figure 7a).



Figure 7 : Ecoulement hétérogène (a) ; Ecoulement homogène (b) [15, 16]

2.3.2 Influence de la vitesse de mise en forme

L'effort maximal de filage direct (figure 8) est relevé pour des essais effectués à trois vitesses de mise en forme différentes, situées entre 40 mm/s et 215 mm/s, pour un lopin à la température initiale de 1450°C.

La figure 8 montre clairement que l'effort maximal de filage diminue avec l'augmentation de la vitesse du coulisseau. Une chute de près de 60% de l'effort maximal est observée entre l'essai à 40mm/s et celui à 215 mm/s. Les géométries obtenues sont similaires et classiques d'un filage où la fraction de liquide est trop élevée [1].

Des phénomènes importants d'éjection et de solidification aux parois sont observables (figure 9). Pour des faibles vitesses, l'écoulement est légèrement plus homogène.

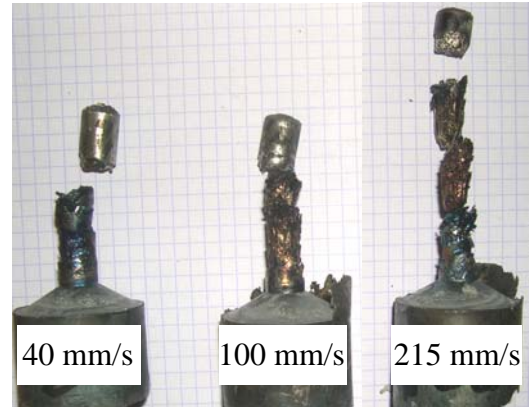
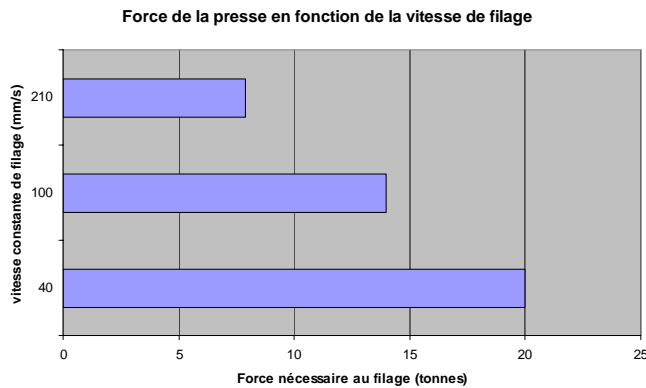


Figure 8 : Effort obtenu en fonction de la vitesse du coulisseau

Figure 9 : Pièces obtenues en fonction de la vitesse du coulisseau

2.3.3 Influence de la température initiale du lopin

L'étape suivante consiste à déterminer l'effet du cycle de chauffage par diminution progressive de sa durée et donc de la température initiale du lopin. La vitesse de filage retenue est de 215mm/s car les efforts sont moins élevés.

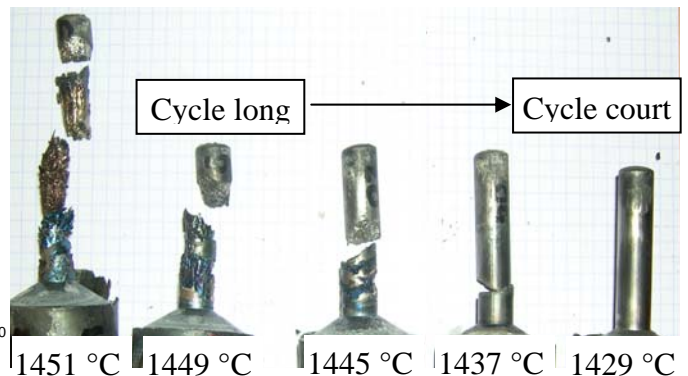
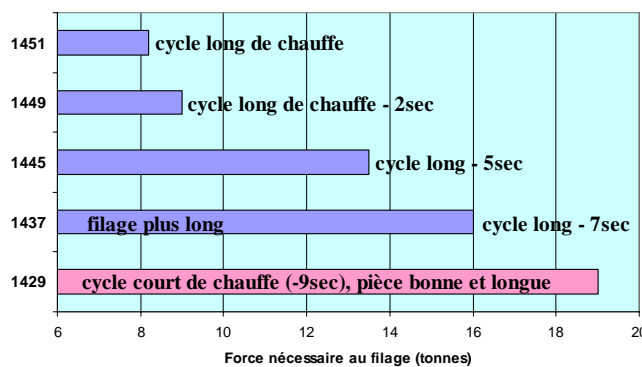


Figure 10 : Effort mesuré en fonction du cycle de chauffe (vitesse constante 215 mm/s)

Figure 11 : Pièces obtenues en diminuant le cycle de chauffe

Comme attendu, l'effort augmente avec la diminution de la température de lopin (figure 10). En effet une diminution de la température entraîne en diminution de la fraction de liquide globale et donc génère un effort résultant plus important. La figure 11 illustre les géométries des pièces obtenues. On peut alors identifier la température optimale pour l'obtention d'un écoulement homogène à la vitesse de mise en forme de 215mm/s, dans notre cas en dessous de 1437 C°.

3 Impact des échanges thermiques

Les essais de filage peuvent être analysés par une approche croisée combinant valeur d'effort de mise en forme, dureté Vickers, macroscopie, microscopie sur les pièces finales.

3.1 Analyse effort-écoulement

Les efforts développés pour le filage effectué à la vitesse de 215 mm/s et à la température initiale de lopin de 1429°C sont comparés à ceux réalisés à la vitesse de 40mm/s et à la température de 1451 °C. On constate qu'ils sont quasi identiques (Figure 12a) alors que les pièces finales ne présentent pas la même qualité géométrique (figure 12b). En effet, la pièce obtenue avec un lopin à fraction de liquide faible et une vitesse de filage élevée respecte parfaitement la géométrie de la filière et présente un bon état de surface présument d'un écoulement homogène (figure 12b). Au contraire dans le cas de la pièce obtenue à partir d'une fraction de liquide initiale élevée et une faible vitesse de thixoforgeage, on observe un mauvais état de surface et la rupture de la zone filée indiquant un écoulement hétérogène. Dans le cas d'un filage rapide, la fraction solide (ou liquide) évolue moins rapidement puisque la perte de calories est moins élevée pendant la mise en forme que dans le cas d'un filage à faible vitesse de coulisseau. L'association d'une fraction liquide élevée à une vitesse faible de filage, correspondant à une perte de calories élevées, favorise une solidification rapide des petits volumes de matière éjectés. Cette solidification génère un écoulement hétérogène.

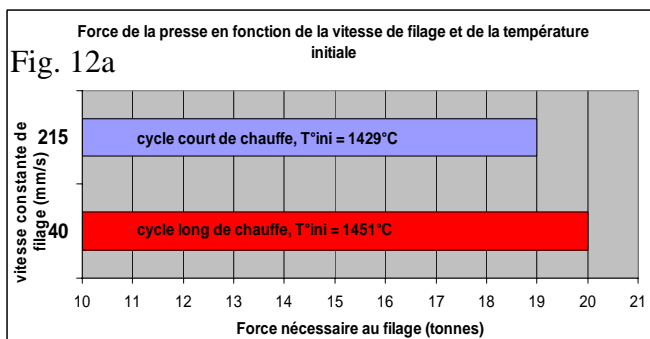
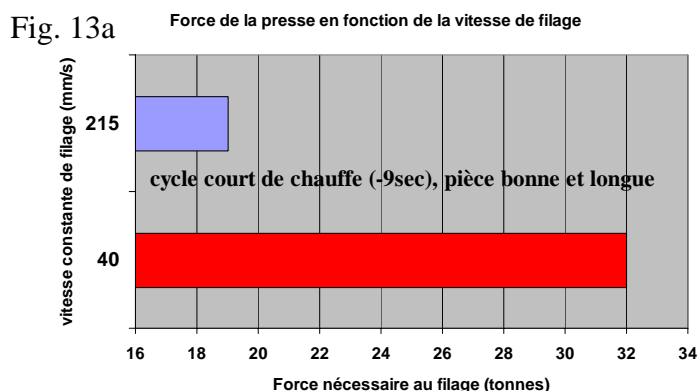


Figure 12 – Comparaison des efforts de filage (a) et des écoulements (b) pour deux cycles de chauffe différents et vitesses différentes

Des essais, dont la partie filée est plus longue, ont également été réalisés à la vitesse de 40mm/s et à la température de 1429°C. Ils ont été comparés aux essais de filage de 215mm/s à la même température. La fraction solide étant plus faible, il n'y a plus de phénomène d'essorage même à la vitesse de 40mm/s (figure 13b).

L'influence de la vitesse de filage est observable sur la figure 13a. L'effort de mise en forme diminue lorsque la vitesse de filage augmente.

Cet effet est attribué à : (1) une baisse globale de température et donc de fraction de liquide, plus faible dans le cas de l'essai à vitesse élevée à cause d'échanges thermiques plus courts que ceux se produisant lors des essais à faible vitesse, (2) une désagglomération du réseau solide plus importante dans le cas des essais à vitesse élevée car la vitesse de cisaillement favorise la rupture des pontages solides et donc diminue la viscosité du matériau.



$T_{init} = 1429\text{ °C}$, $V = 215\text{ mm/s}$; $T_{init} = 1429\text{ °C}$, $V = 40\text{ mm/s}$

Figure 13 – Efforts mesurés (a) et pièces obtenues (b) pour des essais à 1429°C et à 40mm/s et 250mm/s

3.2 Illustration du transfert thermique par approche numérique

Pour mieux appréhender les échanges thermiques mis en jeu lors de la mise en forme, des calculs thermiques ont été effectués. A titre d'exemple, la figure 14 illustre l'influence de la vitesse de filage sur l'échange thermique, tous autres paramètres restant constants, obtenue grâce à des simulations numériques sous le logiciel Forge 2005®.

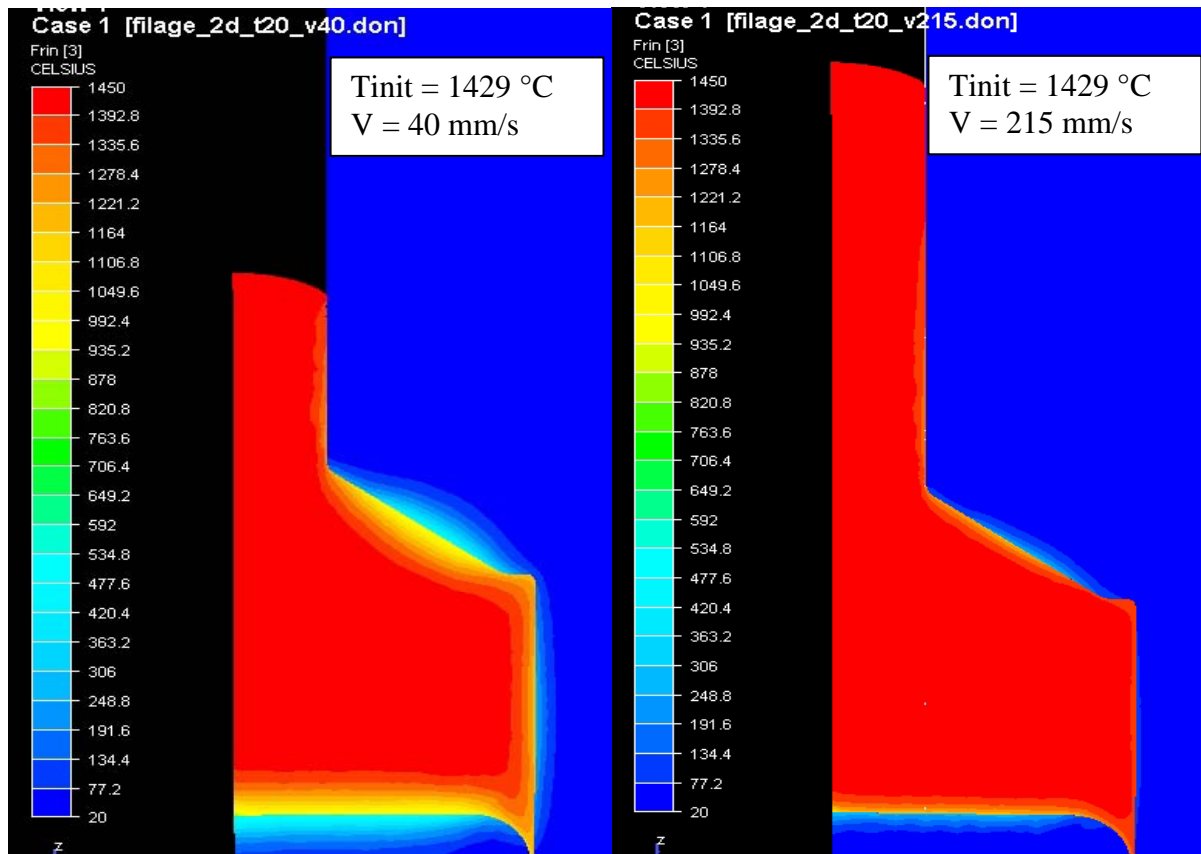


Figure 14 – Influence de la vitesse du coulisseau sur le gradient de température (coéf. De conduction thermique 20kW/m2.K)

L'échange de chaleur entre la pièce et l'outil de filage se fait essentiellement au niveau du cône de convergence, lié à la surface de contact élevée et à la vitesse de glissement relatif.

3.3 Analyse macroscopique de la zone affectée thermiquement

La figure 15 illustre les macrographies de deux échantillons obtenus dans des conditions extrêmes (vitesses minimale/maximale, température initiale du lopin, température de l'outillage) et donc d'échange thermique. On peut distinguer trois zones sur chaque éprouvette.

Pour l'éprouvette filée dans des conditions d'échanges thermiques forts, la Zone A illustre un écoulement faible, la matière reste au contact de l'outil et se refroidit rapidement. Une partie se déforme sous l'action des zones B et C du lopin et entre ainsi dans le convergeant. La zone B, lors la mise en forme, contient le matériau à l'état semi-solide servant de réservoir d'alimentation à l'écoulement du lopin. La zone C illustre l'écoulement axial du matériau.

Pour l'éprouvette filée dans des conditions d'échanges thermiques faible, la zone D est identique à la zone A, seule son épaisseur plus faible la différencie. La zone E s'écoule en formant des ondulations, la matière contenue est semi-solide durant toute la mise en forme. La zone F illustre un écoulement axial sur une partie de la zone filée.

La différence d'épaisseur entre la zone A et D correspond à une solidification plus importante et plus profonde due à un échange thermique outil- pièce plus important, également visible sur la figure 14. Des échanges thermiques importants se produisent aussi sur la zone F et à l'extrémité de la zone C, d'où cet écoulement axial typique du forgeage. Ainsi un gradient de température élevé existe entre l'intérieur et l'extérieur de la pièce conduisant à la présence d'un cœur semi-solide pendant toute la mise en forme. La zone E garde ses propriétés semi-solides protégées par les zones D et F, boucliers thermiques, limitant le flux de chaleur avec l'outil.

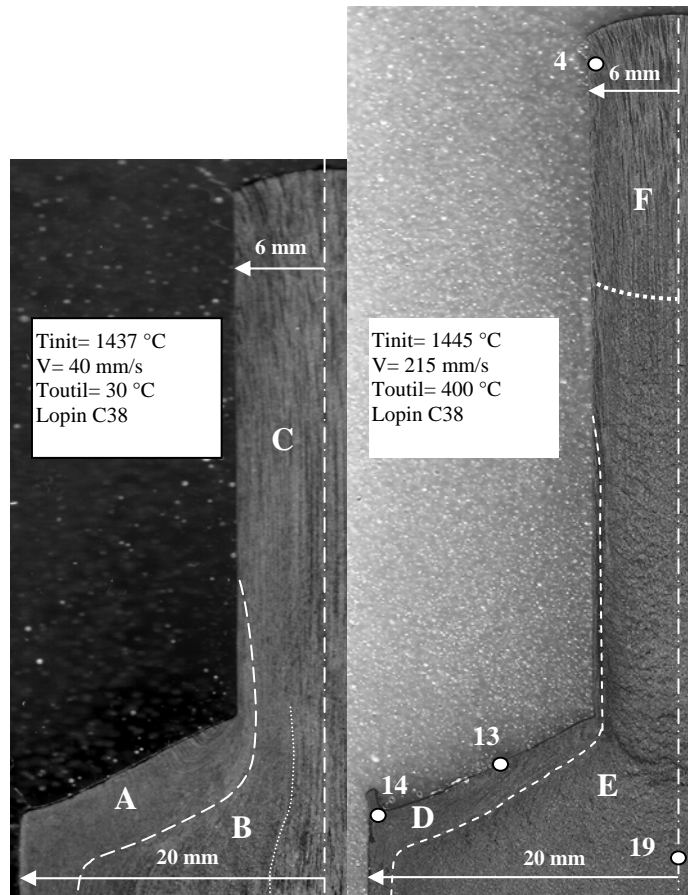


Figure 15 – Macroscopie : visualisation de l'effet du flux de chaleur entre l'outil et pièce sur l'écoulement de l'acier.

3.4 Impact des échanges thermiques sur les propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques des pièces filées sont analysées par des essais de dureté Vickers sous une charge de 3kg. La figure 16 représente une synthèse significative des résultats expérimentaux de dureté. La figure 17 illustre les micrographies associées à la figure 16.

La chute de dureté Vickers aux points 13 et 14 illustre une vitesse de refroidissement faible après mise en forme (le refroidissement de la pièce se fait dans l'outillage) ou un gradient de composition chimique du lopin. Les micrographies confirment par une teneur élevée en ferrite d'une zone décarburée, donc peu sensible à la vitesse de refroidissement.

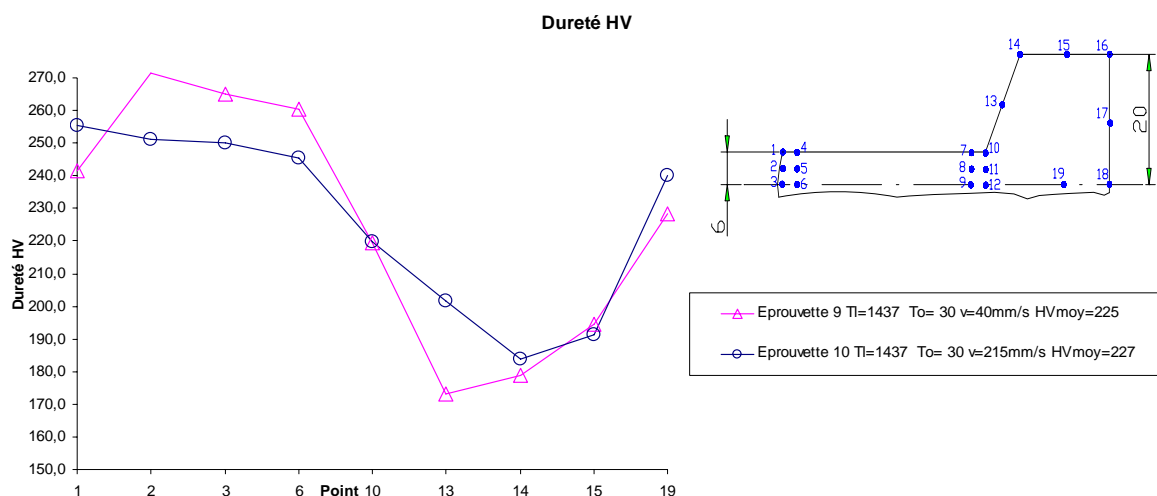


Figure 16 : Dureté Vickers (masse 3 kg, Acier C38, Tlopin = 1437 °C)


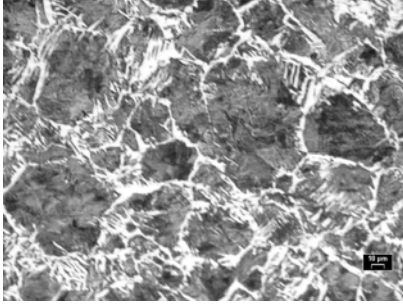

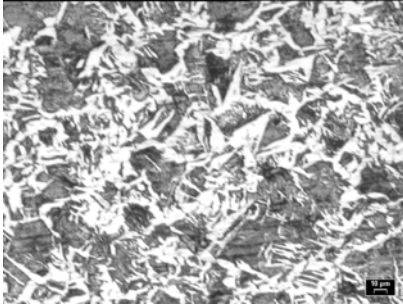
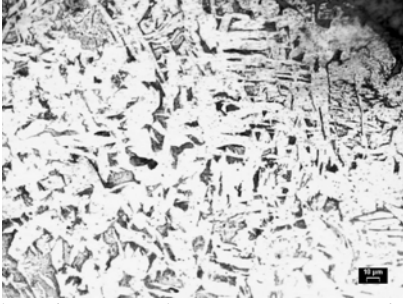
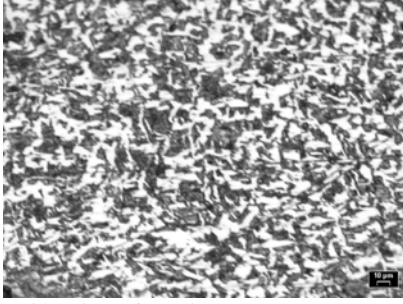
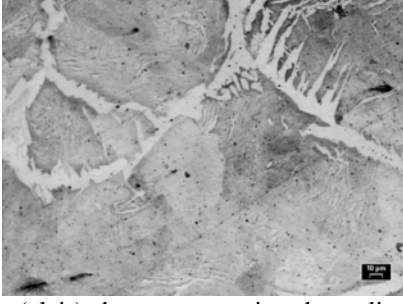
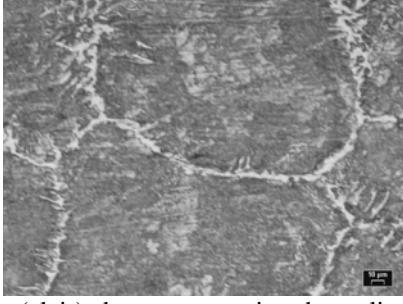
Points	Eprouvette 9, $T_{\text{lopin}}= 1437^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{outil}}= 30^{\circ}\text{C}$ $V= 40\text{mm/s}$	Eprouvette 10, $T_{\text{lopin}}= 1437^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{outil}}= 30^{\circ}\text{C}$ $V= 215\text{mm/s}$
1-4 Extrémité du filage	 <p>Structure constituée de perlite (gris) et de joint de ferrite (clair), en surface structure en forme d'aiguille certainement de la bainite supérieure ([19] fig. 132 page 188). HV=237</p>	 <p>Ferrite (clair) dans une matrice de perlite (gris) ([19] fig. 19 page 213) HV=255</p>
13 Milieu du cône de convergence	 <p>Décarburation, la structure est constituée de ferrite (clair) et d'une matrice en perlite ([19] fig. 18 page 213) HV=173</p>	 <p>Ferrite (clair) dans une matrice de perlite (gris) ([19] fig. 19 page 213) HV=201</p>
14 Extrémité du cône de convergence	 <p>Décarburation nette, la structure est constituée de ferrite (clair) et d'une matrice en perlite ([19] fig. 18 page 213) HV=179</p>	 <p>Légère décarburation, la structure est constituée de ferrite (clair) et d'une matrice en perlite ([19] fig. 17 page 213) HV=184</p>
19 Parti central du cylindre de diamètre 40 mm	 <p>Ferrite (clair) dans une matrice de perlite (gris) ([19] fig. 20 page 213)</p>	 <p>Ferrite (clair) dans une matrice de perlite (gris) ([19] fig. 20 page 213)</p>

Figure 17 : Microstructures montrant l'impact de la vitesse de mise en forme

La variation de dureté Vickers est moins importante dans le cas d'une vitesse de mise en forme élevée. La figure 18 compare les duretés obtenues avec un outil chauffé à 400 °C (To). Les Duretés Vickers moyennes sont plus faibles dans le cas de l'outillage chauffé, ceci s'explique par un échange thermique outil-pièce moins élevé. Les duretés minimales sont observables aux points 13 et 14 ; les microstructures confirment une zone décarburée déjà observée précédemment. Le point 19, au cœur de l'échantillon, présente quelque soit la température de l'outillage une importante taille de grain. Ceci s'explique par une température élevée avec un temps de maintien important lors de la mise en forme.

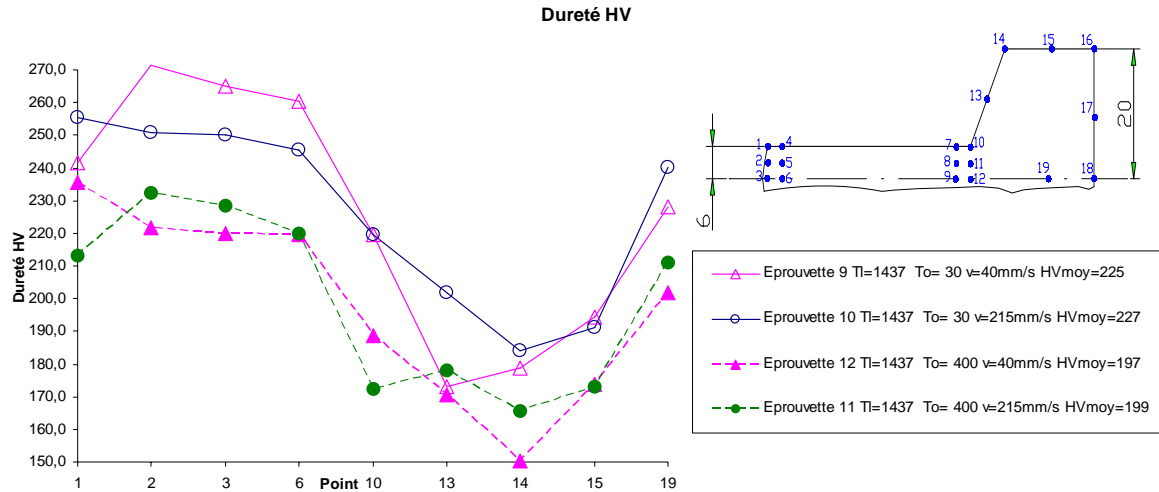


Figure 18 : Dureté Vickers (masse 3 kg, Acier C38, Tlopin = 1437 °C)

4 Conclusion

Ces résultats illustrent l'impact important de la température initiale du lopin, de la vitesse de filage et de la température de l'outil sur les échanges thermiques durant une opération de mise en forme à l'état semi-solide d'un acier de type C38. Ces paramètres ont aussi un impact sur la morphologie de la pièce mise en forme. Les échanges thermiques doivent être limités et maîtrisés pour conserver une fraction de liquide constante et homogène lors de la mise en forme. Un compromis entre *vitesse* et *température de mise en forme* peut être déterminé pour avoir un écoulement homogène et un effort faible, on définit alors un domaine de thixoforgeabilité par nuance.

Lors d'une opération de thixoforgeage, la vitesse de mise en forme agit sur la désagglomération du réseau solide, phénomène mis en évidence dans un grand nombre d'études, mais également sur ces échanges thermiques [20].

Ces travaux associés aux recherches antérieures confirment la conception d'outillage en matrices fermées pour le thixoforgeage proche d'outillage de forgeage de précision. La figure 19 illustre l'architecture d'un outillage mis en œuvre pour le thixoforgeage de pièce de démonstration. Cette approche se renforce par la conception spécifique d'outillage à très hautes températures.

D'un point de vue produit forgé, les résultats expérimentaux conduisent à une nécessité de (re-)conception de pièce à partir d'un cahier des charges fonctionnel. La figure 20 montre l'obtention d'un piston en acier obtenu par thixoforgeage. Ce produit remplit les mêmes fonctionnalités qu'un piston en aluminium et ceci pour une masse identique. Cette approche de (re-)conception s'appuie sur des outils prédictifs tels que des lois de comportement développés et implémentés dans les logiciels métiers tel que Forge2005® [1, 21].



Figure 19



Figure 20

Remerciements

Les auteurs souhaitent remercier M. RASSILI, président de l'action COST 541, pour avoir permis la réalisation d'essais complémentaire sur le site de l'ULg à Liège (Belgique), mais aussi Sylvio DEPAOLIS et Stéphane MATHIEU pour le soutien technique.

5 Références

- [1] P. Cezard, Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : analyse expérimentale et numérique., *Thesis*, 2006
- [2] M. Suery (2002) Mise en forme des alliages métalliques à l'état semi-solide. Lavoisier, Hermes Sciences Traité MIM
- [3] H. V. Atkinson (2005) Modelling the semisolid processing of metallic alloys. *Progress in Materials Science* 50 3 341-412
- [4] R. Kopp, D. Neudenberger, M. Wimmer, and G. Winning (1998) Thixoforging-Basic Experiment and optimized tool design. *Proceedings of the 5th International Conference on Semi-solid Processing of alloys and composites, Colorado, USA* 165-172
- [5] G. Chiarmetta (1996) Thixofforming of automobile components. *Proceeding of the 4th international conference on semi-solid processing of alloys and composites, Sheffield* 204-207
- [6] G. Chiarmetta (2000) Thixofmage et gain de poids : application industrielle du formage à l'état semi-solide. *Hommes et Fonderie* 302 29-34
- [7] G. Chiarmetta and L. Zanardi (1994) Production of structural components by thixofforming aluminium alloys. *Proceeding of the 3rd international conference on semi-solid processing of alloys and composites* 235-244
- [8] P. Cezard, R. Bigot, E. Becker, S. Mathieu, J. C. Pierret, and A. Rassili, "Thixofforming of Steel: New tools conception to analyse thermal exchanges and strain rate effects," *ESAFORM 2007, Zaragose, Spain* pp 2007, April 17th-20th.
- [9] C. Rouff, Contribution à la caractérisation et à la modélisation du comportement d'un acier à l'état semi-solide. Application au thixoforgeage, *Thesis, ENSAM, Metz*, 2003
- [10] V. Favier, C. Rouff, R. Bigot, and M. Berveiller (2004) Micro-macro modelling of the isothermal steady-state behaviour of semi-solids. *International Journal of Forming Processes* 7 177-194
- [11] R. Bigot, V. Favier, and C. Rouff (2005) Characterization of semi-solid material mechanical behavior by indentation test. *Journal of Materials Processing Technology* 160 43-53
- [12] R. Bigot and V. Favier, "Identification des paramètres rhéologiques par essais d'indentation," 14^{ème} Congrès Français de Mécanique, AUM-AFM, Toulouse, 30 août - 3 septembre pp 1999.
- [13] P. Cezard, R. Bigot, V. Favier, and M. Robelet (2006) Thixofforming of Steel – Influence of thermal parameters. *Solid State Phenomena* 116-117 721-724
- [14] R. Kopp and J. Kallweit, "Thixofforming - Formgebung im teilerstarten Zustand," *Proc of Thermprocess Symposium, Düsseldorf, Allemagne* pp 1999.
- [15] P. Cezard, R. Bigot, E. Becker, S. Mathieu, and J. C. Pierret, "Thixofforming of Steel : New Tools Conception to Analyse Thermal Exchanges and Strain Rate Effects," *ESAFORM, Zaragossa, Spain* pp 1155-1160, 2007.
- [16] E. Becker, P. Cezard, S. Mathieu, R. Bigot, and L. Langlois, "Influence de la vitesse de mise en forme et du cycle de chauffe sur le thixoforgeage des aciers," *CFMpp* 2007.
- [17] M. Robelet and ASCOMETAL, "Acier pour construction mécanique, procédé de mise en forme à chaud d'une pièce de cet acier..." France, Florange, 2004.
- [18] W. Puttgen, W. Bleck, I. Seidl, R. Kopp, and C. Bertrand (2005) Thixoforged damper brackets made of the steel grades HS6-5-3 and 100Cr6. *Advanced Engineering Materials* 7 8 726-735
- [19] A. Handbook, *Metallography and Microstructures*, vol. 9, 1998.
- [20] P. Cezard, V. Favier, R. Bigot, M. Berveiller, and M. Robelet, "Micro-macro modelling of the steady-state semi-solid behaviour and finite element simulation," *8th Semi-solid Processing of alloys and composites, Chypre* pp 2004, September.
- [21] P. Cezard, V. Favier, R. Bigot, T. Balan, and M. Berveiller (2005) Simulation of semi-solid thixoforging using a micro-macro constitutive equation. *Computational Materials Science* 32 323-328

Steel thixoforging: heat exchange impact on the mechanical and metallurgical features of thixoforged samples

Eric BECKER^{1,a}, Pierre CEZARD^{3,b}, Régis BIGOT^{1,c}, Laurent LANGLOIS^{1,d},
Véronique FAVIER^{2,e}, Jean Christophe PIERRET^{4,f}

¹ Laboratoire de Génie Industriel et de Production Mécanique (LGIPM) -ENSAM - 4, rue Augustin Fresnel - F57070 Metz Technopôle - France

² LIM UMR 8006- ENSAM - 151, boulevard de l'Hôpital - F75013 Paris - France

³ ASCOMETAL CREAS - avenue France - F57300 Hagondange - France

⁴ ULG - PiMW (B56), University of Liège Boulevard de Colonster, 4 - B4000 Liège - Belgique

^aeric.becker@metz.ensam.fr, ^bp.cezard@ascometal.lucchini.com, ^cregis.bigot@metz.ensam.fr,
^dlaurent.langlois@metz.ensam.fr, ^everonique.favier@metz.ensam.fr, ^fjc.pierret@ulg.ac.be

Keywords: thermal exchanges, mechanical behaviour, microstructure, steel thixoforging, semi-solid.

Abstract. Steel thixoforging process combines the advantages of performing parts having highly complex shapes and good mechanical properties. These advantages result from the shear thinning flow behaviour of semi-solids due to microstructure changes during the material deformation. Many parameters such as steel grade, ram speed, slug temperature, tool temperature influence the steel thixoforging process. In this work, we are interested in analysing the influence of thermal conditions as well as ram speed on the flow behaviour and the microstructure of the final parts. To do so, thixo-extrusion tests on a high speed hydraulic press were performed on C38 steels using different ram speeds and different temperatures for the tools. The temperature is measured in the die close to the tool-material interface during the whole process. Correlations between the temperature measurements, the flow profile and the microstructure are discussed. Using the Finite Element code Forge2005, these thixo-extrusion tests are simulated. Using an inverse method, some parameters used in the thermal exchange modelling are identified by successive comparisons between calculated and measured temperatures within the die.

INTRODUCTION

The moulding using the properties of fluidity of molten metal alloys makes it possible to obtain parts with complex shapes in only one step. These parts contain unwanted porosities and consequently present weak mechanical properties. On the contrary, forging provides parts with high mechanical characteristics but can require several steps to obtain the final part. Thixoforging and rheoforging are two forming processes lately developed. They enable the forging of parts with complex shapes and give high mechanical properties [1, 2]. The aim is to get a mix of casting and forging strong points. Both thixoforging and rheoforging are based on the semi-solid state, the first using the melting of the metal, the second one using the solidification of the melted steel [3, 4]. Former studies show the impact of heat exchange within the processes of thixoforging [5, 6]. This document shows the progress of studies dealing with the forming of C38 steel by thixoforging and particularly impact of heat exchanges. The first part deals with steel thixoforging specificities and parameters affecting the forming process. The second part shows the analysis of the thermal exchange impact on the flow during the forming and on different aspects of the final part.

STEEL THIXOFORGING

The difficulty of steel forming is mainly due the high level of temperature (1400°C) and then to the die design. Studies developed dealt with the modelling of semi-solid steel behaviour with an original micro-macro approach [4, 7, 8].

Studies about the die design and the semi-solid state of slug are shown. Results about impact of some key parameters on thixoforging are then developed.

Dies

Direct extrusion test is used in order to identify key parameters concerning the flow of semi-solid steel. It consists in a diameter reduction from 40mm to 12mm. (figure 1).

Dies are either at room temperature or heated at 400°C with an induction heater integrated into the tool, in order to control the tests conditions and to avoid high thermal losses.

Some tools used at room temperature are equipped with thermocouples; the position of those in the tools is illustrated below (figure 2).

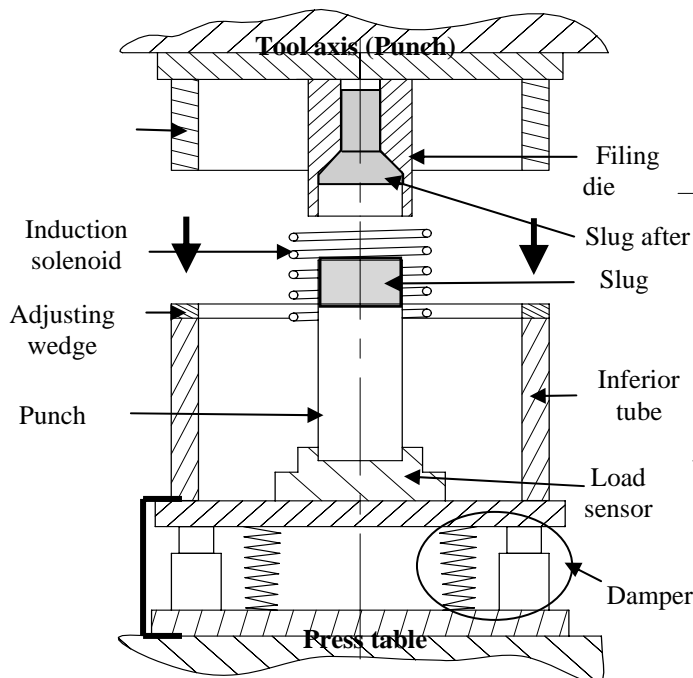


Fig.1. Complete extrusion device mounted on the press

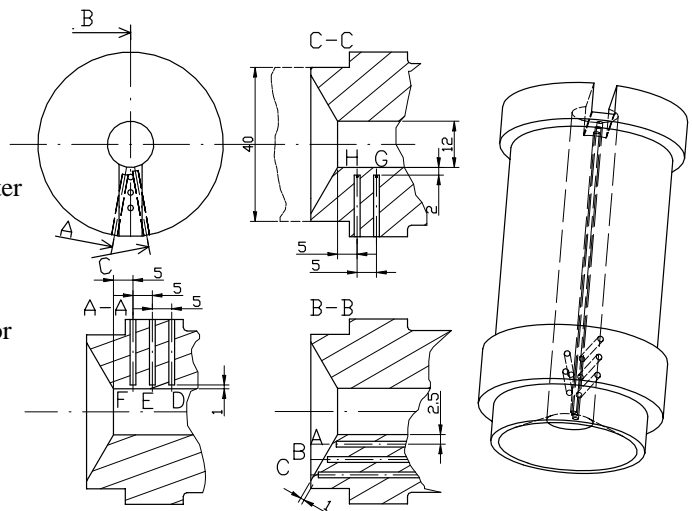


Fig. 2. Thermal sensors positions

The upper die stop is not instantaneous because of the inertia, then the metal is still being deformed while the speed decreases ($v_{MAX} = 1\text{m/s}$). In order to avoid this phenomenon, a shock absorption system (damper) has been placed into the tool. The figure 2 shows the setting used during the tests. This tool is instrumented with load and displacement sensors.

Slug and heating process

Only works about C38 steel (table 1) are discussed in this study. Works of Carole Rouff [7] and Pierre Cézard [9] show that the induction heating of rolled steels allows its forming by thixoforging.

Table1. Chemical composition from C38 (10-3%) Steel

C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ni	Cr	Cu
418	751	10	21	198	21	65	77	144	133

The choice of a steel grade for its semi-solid forming is essential. Indeed, it determines the temperature of forming and its ability to be formed at semi-solid state.

Parameters affecting the forming process

A number of tests have been done on C38 steel, the results show that the forming speed, the slug temperature and the die temperature have a major influence on the flow type of steel and the load. Table 2 illustrates the influence of these parameters [6, 10].

Table2. Influence of speed, slug temperature and die temperature on steel thixoforging characteristics

	Die speed. [mm/s]	Die Temp. [°C]	Slug Temp [°C]	Load [kN]	Flow
Speed	40	Cold	1429	320	1 Good
	200			190	2 Good
slug temperature	200	Cold	1450	85	3 Bad
			1445	135	4 Bad
			1429	190	5 Good
die temperature	200	Cold	1447	120	6 Bad
		Hot		90	7 Good



IMPACTS OF THERMAL EXCHANGE

Heat exchange between the piece and the tools are strongly dependent on the parameters of the process, thus the distribution of the temperatures is variable. Moreover forging time and the speed of deformation affect the change of the temperature within the piece during the forming. These temperature variations generate an evolution of viscosity, disagglomeration, effort of working and consequently of the flow of material and final properties of the part.

Illustration of thermal exchange by a numerical approach

For instance, figure 3 illustrates the influence of extrusion speed on the thermal exchange from numerical simulations with FORGE 2005® software, the other parameters being constant.

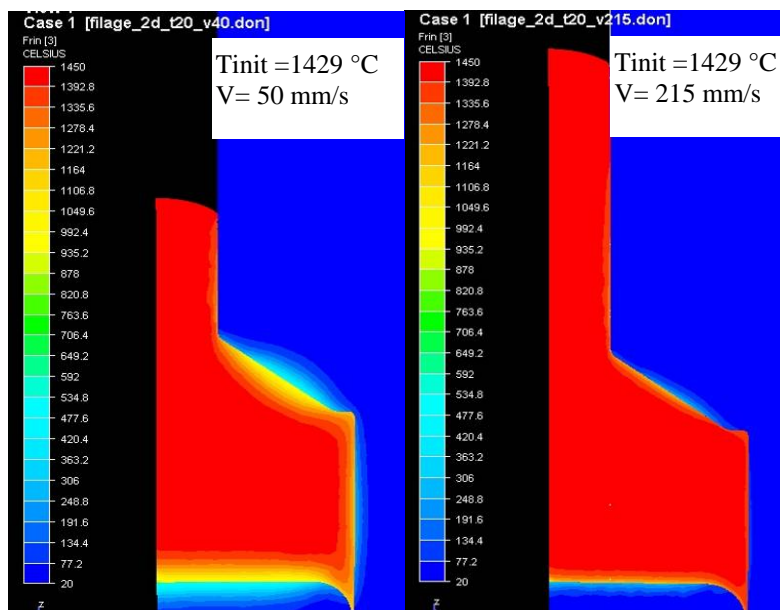


Fig. 3. Temperature distribution in test for two speed (thermal exchange coefficient 20kW/m)

Thermal analysis with experimental approach

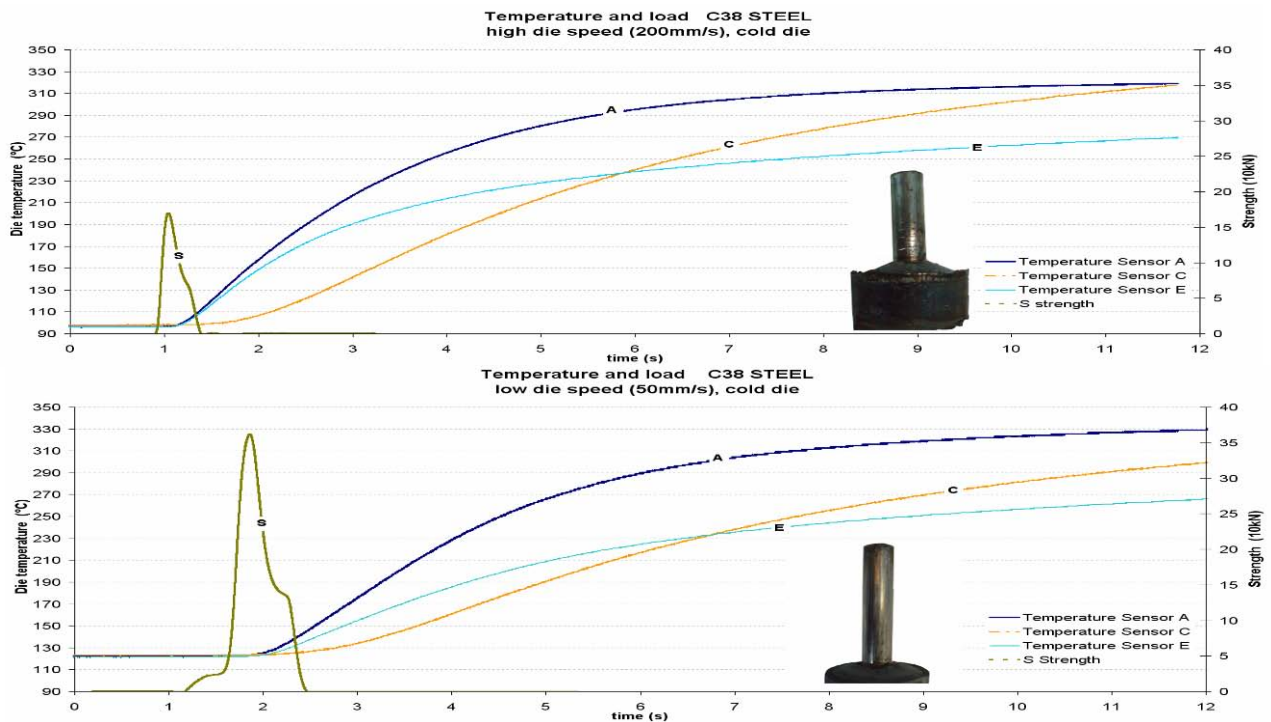


Fig. 4. Shows thermal evolution during thixoforging process versus time

Only three curves representing the change of the temperature in the tool are represented, those of the thermocouples A, E and C. An additional curve represents the load evolution during the process. Global evolution is quite the same for the two tests.

In the case of high speed forming, the temperature are higher. The temperature indicated, after 12 seconds, is lower for the sensor E than for sensor A. This fact confirms the impact of thermal inertia. Heat thermal exchange is very important at points A and E, so material solidification can happen in the front of the part during extrusion test.

Macroscopic analysis of the thermal affected zone.

Macrographs 8 and 9 of figure 5 are obtained with extreme conditions (minimal or maximal speed, initial slug temperature, die temperature) in order to get different thermal exchanges. It's possible to distinguish three areas on each sample.

For the extrusion specimen 8 in high thermal exchange conditions, area A illustrates a weak flow rate; the material stays in contact with the dies and is cooled quickly. A part of the metal is wrapped by the area B and C of the slug and enter then in the cone. During the forming process, area B contains a amount of semi-solid metal that is useful to feed the whole shape. Area C illustrates the axial flow, similar to traditional forging process.

For the extrusion specimen 9 in low thermal exchange conditions, area D is identical to area A, except its thickness is lower. Metal from area E forms waves during the yield, material is semi-solid during the whole forming process. Area F illustrates an axial flow on a part of the extruded area.

The different thickness, of sample 8 and 9, between area A and D corresponds to a much more important and deeper solidification due to a high level of thermal exchange between die and slug, also visible on figure 2. Some high thermal exchanges exist too in area F and at the end of area C, they explain this typical forging yield. Then, a high gradient is created between the inside and outside of the part, leading to a semi-solid heart during the whole forming process. Area E keeps its semi-solid properties thanks to the areas D and F, being the thermal shields by limiting the heat transfer with the die.

Sample 10 has three zones of distinct flows. Zone I illustrates a flow similar to the zones F and C.

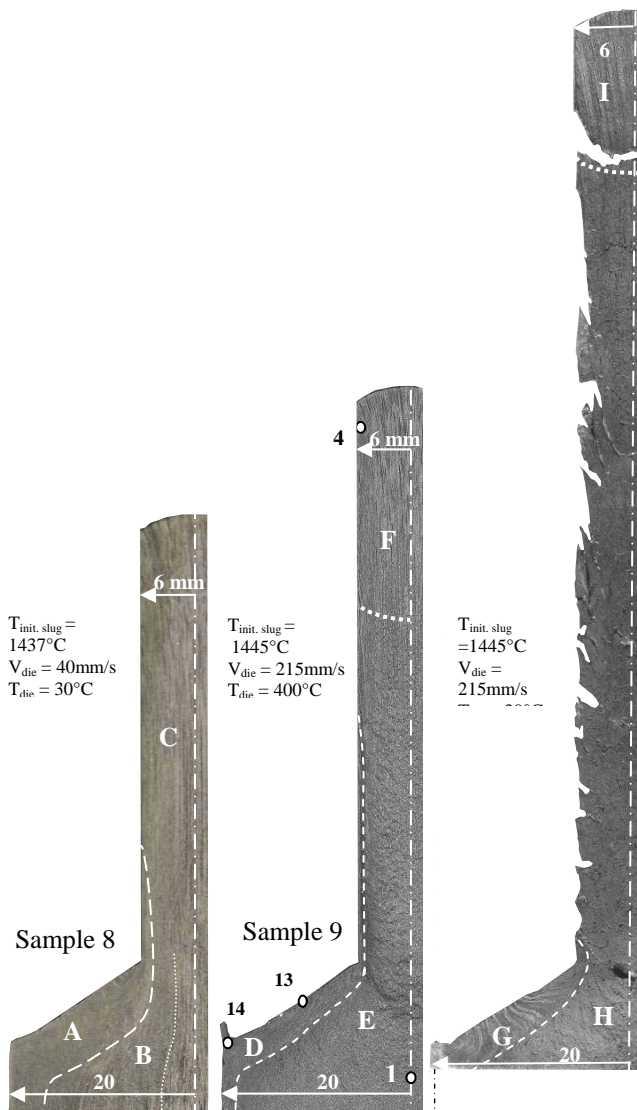
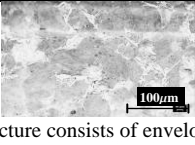
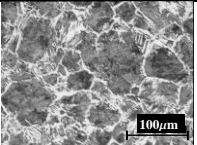
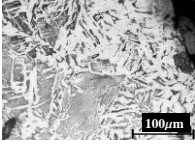
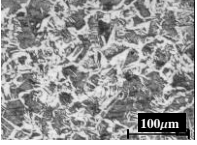
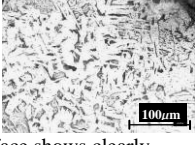
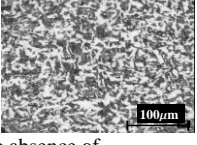
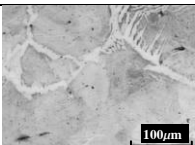
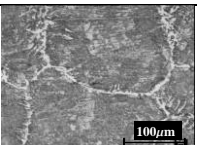


Fig. 5. Macrostructures displaying the flow of semi-solid C38 steel for different heat flux conditions between the die and the material

Table 3. Microstructures show the impact from forming speed

Points	Testpiece 9 $T_{die} = 30^{\circ}\text{C}$ $T_{slug} = 1437^{\circ}\text{C}$ $V_{die} = 40\text{mm/s}$	Testpiece 10 $T_{die} = 30^{\circ}\text{C}$ $T_{slug} = 1437^{\circ}\text{C}$ $V_{die} = 215\text{mm/s}$
1-4 End from extrusion	 Structure consists of envelopes of proeutectoid ferrite (light) with emerging spines of ferrite, in a matrix of pearlite (grey) ([11] fig. 132 page 188). HV=237	 Ferrite (light) at prior austenite grain boundaries and plates within grains in a matrix of pearlite (grey) ([11] fig. 19 page 213) HV=255
13 Middle from convergence cone	 Surface shows decarburization. The light areas near bottom of micrograph are ferrite; the matrix is pearlite (grey) ([11] fig. 18 page 213) HV=173	 Ferrite (light) at prior austenite grain boundaries and plates within grains in a matrix of pearlite (grey) ([11] fig. 19 page 213) HV=201
14 End from convergence cone	 Surface shows clearly decarburization. The light areas near bottom of micrograph are ferrite; the matrix is pearlite ([11] fig. 18 page 213) HV=179	 Note absence of decarburization. Ferrite at grain boundaries and as plates in pearlite grains ([11] fig. 17 page 213) HV=184
19 Middle from 40 mm diameter cylinder	 Ferrite (light) within in a matrix of pearlite (grey) ([11] fig. 20 page 213)	 Ferrite (light) within in a matrix of pearlite (grey) ([11] fig. 20 page 213)

Impact of thermal exchanges on local mechanical properties

1. Hardness and micrographs

Extruded part hardness is analysed by Vickers hardness tests under a 3kg load. Figure 6 shows a summary of experimental hardness results. Table 3 illustrates micrographs associated with specimens 9 and 10 of figure 6. We used the Handbook reference [11] to analyse these micrographs. Indeed, the micrographs are very similar despite the fact that the experimental conditions used to obtain our micrographs are different from the conditions used in [11].

The Vickers hardness reduction at the points 13 and 14 illustrates a low cooling speed after the forming (the cooling is made into the dies) or a chemical gradient of the slug. Micrographs confirm by high ferrite grade of decarburized area, that it is not very sensitive to the cooling speed.

The variation of the Vickers hardness is less important when the forming speed is higher. Figure 6 compares hardness of parts forged with heated dies (400°C) and those with room temperature dies. Vickers hardness is less important when the dies are heated; there is thus less thermal exchange between slug and die. Points 13 and 14 have the lowest hardness, microstructures show a decarburized area already observed before. Point 19, at the heart of the sample, has an important grain size, independent from the tool temperature. This point is maintained at high temperature for a long time during the forming process.

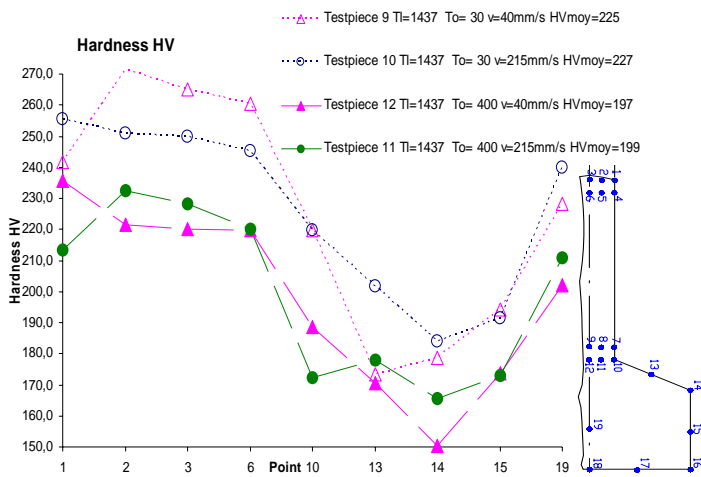


Fig. 6. Vickers Hardness (weight 3kg, steel C38, $T_{slug}=1437^{\circ}\text{C}$)

2. Elasticity, strength and elongation

Elasticity limit, strength and elongation are determined by tensile tests. Table 4 shows a synthesis of the results obtained on groups of three specimens sampled among thixoforged extruded parts in different conditions of speed, die temperature and slug temperature.

Elasticity limit and strength are quite constant while forming speed varies (max. 6% for Rp and max. 2,3% for Rm), though they decrease when die temperature increases (min. 10% for Rp and min. 4,4% for Rm), which is normal for a high variation of the thermal gradient (die – part) during the forming process and for high temperature level for heated dies.

Elongation increases when Rm and Rp decrease, which is normal too except for the last values ($v=200\text{mm/s}$ and $T_o=400^{\circ}\text{C}$). Characteristics are the same as the native state of the steel.

CONCLUSIONS

This work confirms the existence of a complex flow during forming of steel in a semi-solid state. Important heat exchanges are at the origin of a partial solidification (traditional forging) visualized on each macrograph. This heterogeneity leads naturally to heterogeneity of microstructures and Vickers pyramid hardness towards the axis of samples.

This work combined with the previous researches confirms that tool design with closed dies for thixoforging is quite similar to net-shape forging. From a forged product point of view, experimental results lead to a new design of parts from functional specifications. This design approach is based on predictive tools such as behaviour laws developed and implemented with dedicated software such as Forge2005® [9, 12].

REFERENCES

- Chiarmetta, G., *Thixoforgage et gain de poids : application industrielle du forgage à l'état semi-solide*. Hommes et Fonderie, 2000(302): p. 29-34.
- Chiarmetta, G., *Thixoforging of automobile components*. Proceeding of the 4th international conference on semi-solid processing of alloys and composites, Sheffield, 1996: p. 204-207.
- Suery, M., *Mise en forme des alliages métalliques à l'état semi-solide*. Lavoisier, Hermes Sciences, 2002. **Traité MIM**.
- Atkinson, H.V., *Modelling the semisolid processing of metallic alloys*. Progress in Materials Science, 2005. **50**(3): p. 341-412.
- Bigot, R., V. Favier, and C. Rouff, *Characterization of semi-solid material mechanical behavior by indentation test*. Journal of Materials Processing Technology, 2005. **160**: p. 43-53.
- Cezard, P., et al. *Thixoforging of Steel: New tools conception to analyse thermal exchanges and strain rate effects*. in *ESAFORM 2007*. 2007, April 18th-20th. Saragossa, Spain.
- Rouff, C., *Contribution à la caractérisation et à la modélisation du comportement d'un acier à l'état semi-solide. Application au thixoforgage*. 2003, ENSAM: Metz.
- Favier, V., et al., *Micro-macro modelling of the isothermal steady-state behaviour of semi-solids*. International Journal of Forming Processes, 2004. **7**: p. 177-194.
- Cezard, P., *Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : analyse expérimentale et numérique*, Ph.D. thesis in ENSAM Metz, 2006.
- Becker, E., et al. *Influence de la vitesse de mise en forme et du cycle sur le thixoforgage des aciers*. in *HSIMP*. 2007, November 13th-14th. Senlis, France.
- Handbook, A., *Metallography and Microstructures*, ed. M.H. Formerly Ninth Edition. Vol. 9. 1998.
- Cezard, P., et al., *Simulation of semi-solid thixoforging using a micro-macro constitutive equation*. Computational Materials Science, 2005. **32**: p. 323-328.

Table4. Influence of different thixoforging parameters on C38 steel mechanical characteristic

Speed [mm/s]	$T_{die}^{\circ}/T_{sl}^{\circ}$ ug [°C]	Rp0,2* [N/mm ²]	Rm* [N/mm ²]	Rp/Rm	A%
50	30/1420	537	818	0,66	18,9
50	400/1429	457	756	0,60	21,0
200	30/1420	504	800	0,63	20,7
200	400/1429	458	765	0,60	16,0
Steel data from C38		≥ 430	650 to 800		≥ 16

Investigations expérimentales et numériques pour l'identification des paramètres clefs du procédé de thixoforgeage de l'acier sur le produit mis en forme

RESUME: L'industrie cherche en permanence à minimiser le temps et les coûts, à simplifier leur processus de fabrication tout en maximisant la qualité de leurs produits. Cette démarche s'applique pour l'industrie de la mise en forme des métaux. Dans ce contexte, un procédé innovant de mise en forme, le thixoforgeage, s'est développé, permettant d'obtenir des pièces de formes complexes aux qualités mécaniques élevées en minimisant le nombre de phases du processus de fabrication. Ce procédé utilise les propriétés de l'état semi-solide des alliages métalliques, cet état étant obtenu par fusion partielle du solide. Dans le cadre de la mise en forme de l'acier à l'état semi-solide, les difficultés liées à la température de travail et la méconnaissance du comportement mécanique et thermomécanique du matériau rendent difficile le développement industriel du procédé.

Cette thèse a l'ambition d'améliorer la compréhension du comportement de l'acier lors de sa mise en forme par thixoforgeage. L'objectif est également de développer l'exploitation du modèle original deux phases multi-échelle « micro-macro », et son implémentation dans les solveurs 2D et 3D de Forge 2007®. Pour atteindre cet objectif, des essais expérimentaux avec des dispositifs spécifiques et innovants ont été réalisés. Une étude paramétrique de l'opération de thixoforgeage a été mise en place. Les principaux paramètres de conduite du procédé ont été identifiés. Ces paramètres sont la vitesse de mise en forme, la température initiale de l'acier et la température initiale de l'outil. Pour chaque essai, l'évolution des efforts de mise en forme, la nature de l'écoulement et la qualité des pièces produites au travers de l'observation macrographiques et micrographiques de leur structure métallurgique et d'essais mécaniques, ont été étudiées. Des essais avec des outillages instrumentés ont également permis une caractérisation des échanges thermiques entre l'outil et la pièce lors de la mise en forme. Ce nombre important d'essais a permis de décrire l'influence et de montrer l'importance de ces paramètres dans la mise en forme par thixoforgeage. Ces essais ont également servi de base au recalage du modèle multi-échelle « micro-macro » et des coefficients d'échange thermique entre l'outil et la pièce. Les essais et les simulations ont été comparés afin de déterminer et améliorer la capacité prédictive du modèle implémenté dans le logiciel Forge2007®.

Mots-clés: *Thixoforgeage, acier, semi-solide, conditions de mise en forme, écoulement, macrographies, micrographies, modèle micro-macro, échange thermique outil/pièce.*

Experimental and numerical investigations for the key parameters identification of the steel thixoforging of a part

ABSTRACT: Industry is permanently looking for minimizing production time and cost, simplifying their manufacturing process while maximizing the quality of their products. This is applied by the metal forming industry. In this context, an innovative forming process, the thixoforging, is developed, making it possible to manufacture complex parts with elevated mechanical properties. Moreover the thixoforging permit to minimize the number of phases of the manufacturing process. This process uses the semi-solid state properties of metal alloys, this state being obtained by partial fusion of the solid. For steel thixoforging, the difficulties related to the work temperature and the lack of knowledge of the mechanical and thermomechanical behavior of the material. These make the industrial process development difficult.

This thesis contributes to improve comprehension of the steel behaviour during thixoforging. The objective is also to develop the exploitation of the original multi-scale model "micro-macro", and its implementation in the 2D and 3D Forge2007®.software. To achieve this goal, experimental testing with a specific and innovative device was carried out. The main thixoforging parameters were identified and studied. These parameters are the forming speed, the initial steel temperature and the initial tool temperature. For each test, the evolution of the forming load, the nature of the plastic flow and the quality of the thixoforged parts characterised by the macrographic and micrographic observations of their metallurgical structure and mechanical tests, were studied. Tests with instrumented tools also allowed a characterization of heat exchange between the tool and the part during forming. This big number of tests made it possible to describe the influence and to show the importance of the forming speed, the initial temperature of the steel and the initial temperature of the tool during thixoforging of a part. These tests were also used as a basis for calibration of the "micro-macro" model multi-scale and the heat exchange coefficients between the tool and the part. The tests and simulations were compared in order to determine and improve the predictive model capacity implemented in Forge2007® software.

Keywords: *Thixoforging, steel, semi-solid, forming conditions, material flow, macrographies, micrographies, micro-macro model, tool/part heat exchange.*

