



HAL
open science

Mise en forme d'aciers à l'état semi-solide : étude expérimentale et modélisation

Elisabeth Valette- Brives

► To cite this version:

Elisabeth Valette- Brives. Mise en forme d'aciers à l'état semi-solide : étude expérimentale et modélisation. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole nationale Supérieure des mines de Paris; Ecole nationale supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1992. Français. NNT: . tel-01744212

HAL Id: tel-01744212

<https://hal.science/tel-01744212>

Submitted on 27 Mar 2018

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 NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE SAINT - ETIENNE

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE PARIS

N° D'ORDRE : 69 MD

THESE

présentée par

Elisabeth VALETTE - BRIVES

pour obtenir le titre de

DOCTEUR

DE L'ECOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DES MINES DE PARIS

ET DE L'ECOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DES MINES DE SAINT ETIENNE

(Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux)

MISE EN FORME D'ACIERS À L'ÉTAT SEMI-SOLIDE : ÉTUDE EXPÉRIMENTALE ET MODÉLISATION

soutenue à Saint - Etienne le 26 Novembre 1992

composition du jury :

Monsieur	Michel SUERY	Président et Rapporteur
Monsieur	Michel GUTTMANN	Rapporteur
Messieurs	Christophe LEVAILLANT	Examineurs
	Jean LE COZE	
	Franck MONTHEILLET	
	Pascal SECORDEL	

ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE
DES MINES DE SAINT - ETIENNE

ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE
DES MINES DE PARIS

N° D'ORDRE : 69 MD

**ÉCOLE NATIONALE
SUPÉRIEURE DES MINES**
158. cours Fauriel
42023 ST-ÉTIENNE CÉDEX

THESE

présentée par

C.I.D.E.M.

Elisabeth VALETTE - BRIVES

pour obtenir le titre de

DOCTEUR

DE L'ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DES MINES DE PARIS

ET DE L'ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DES MINES DE SAINT ETIENNE

(Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux)

**MISE EN FORME D'ACIERS À L'ÉTAT SEMI-SOLIDE :
ÉTUDE EXPÉRIMENTALE ET MODÉLISATION**

soutenue à Saint - Etienne le 26 Novembre 1992

composition du jury :

Monsieur	Michel SUERY	Président et Rapporteur
Monsieur	Michel GUTTMANN	Rapporteur
Messieurs	Christophe LEVAILLANT	Examineurs
	Jean LE COZE	
	Franck MONTHEILLET	
	Pascal SECORDEL	

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT ETIENNE

Directeur	:	M. Philippe	HIRTZMAN
Directeur de la recherche	:	M. Michel	DARRIEULAT
Directeur de l'enseignement et de la formation	:	M. Jean-Pierre	LOWYS
Secrétaire général	:	M. Jean.Claude	PIATEK

PROFESSEURS DE 1ère CATEGORIE

MM.	BISCONDI	Michel	Matériaux
	COINDE	Alexandre	Economie
	DAVOINE	Philippe	Hydrogéologie
	FORMERY	Philippe	Mathématiques Appliquées
	LALAUZE	René	Génie des procédés
	LE COZE	Jean	Matériaux
	LOWYS	Jean-Pierre	Physique
	MATHON	Albert	Gestion
	PEROCHE	Bernard	Informatique
	PLA	Jean-Marie	Mathématiques
	RIEU	Jean	Matériaux
	SOUSTELLE	Michel	Génie des procédés
	VAUTRIN	Alain	Mécanique et Matériaux
	VERCHERY	Georges	Mécanique et Matériaux

C.I.D.E.M.

PROFESSEUR DE 2ème CATEGORIE

MM.	DI BENEDETTO	Dominique	Génie des procédés
	PRADEL	Jean	Direction des Etudes
	TOUCHARD	Bernard	Physique Industrielle

DIRECTEURS DE RECHERCHE

MM.	DRIVER	Julian	Matériaux
	THEVENOT	François	Génie des Matériaux

MAITRES DE RECHERCHE

MM.	COURNIL	Michel	Chimie
	GIRARDOT	Jean-Jacques	Informatique
	GRAILLOT	Didier	Ingénieur RHEA
	GUILHOT	Bernard	Génie des procédés
	GUY	Bernard	Géologie
	KOBYLANSKI	André	Matériaux
	LANCELOT	Francis	Génie Industriel-Biotechnologie
	MONTHEILLET	Frank	Matériaux
	THOMAS	Gérard	Génie des procédés
	TRAN MINH	Cahn	Génie Industriel-Biotechnologie

PERSONNALITES HABILITEES OU DOCTEURS D'ETAT

MM.	AVVAZZADEH	Sahram	Mécanique et Matériaux
	BIGOT	Jean-Pierre	Génie Industriel-Biotechnologie
	BRODHAG	Christian	Matériaux
	DECHOMETTS	Roland	Stratégie du Développement
Mme.	GOEURIOT	Dominique	Matériaux
MM.	LONDICHE	Henry	Génie Industriel-Biotechnologie
	PIJOLAT	Christophe	Génie des procédés
Mme.	PIJOLAT	Michèle	Génie des procédés

PERSONNALITES EXTERIEURES A L'ECOLE AUTORISEES A ENCADRER DES THESES

MM.	BENHASSAINE	Ali	Génie des procédés (Ecole des mines Ales))
	BOURGOIS	Jacques	Génie Industriel-Biotechnologie (Univ St Etienne)
	MAGNIN	Thierry	Matériaux (Univ Lille)
	VERGNAUD	Jean-Marie	Génie des procédés (Univ St Etienne)

à mes parents,

à Bertrand

Je remercie chaleureusement toutes les personnes qui m'ont aidée pendant ces quatre années pour mener à bien ce travail de thèse :

Monsieur Jean LE COZE, directeur de thèse,

Messieurs André BADARD, Olivier BRANSWYCK, Jean - Luc CARTAL, Michel GUTTMANN, Helmut KLÖCKER, Gérard LABBE, François LEROY, Christophe LEVAILLANT, Franck MONTHEILLET, Michel SUERY,

l'ensemble du personnel du service physique de l'IRSID Unieux,

le personnel du laboratoire d'Usinabilité et de Mise en Forme d'ASCOMETAL,

le personnel du département Matériaux de l'Ecole des Mines de St Etienne,

l'équipe du bureau d'étude de l'IRSID Maizières.

Je tiens à remercier plus particulièrement Pascal SECORDEL pour m'avoir encadrée et soutenue tout au long de cette thèse, depuis la préparation de l'étude jusqu'à la rédaction du mémoire. Grâce à ses conseils j'ai beaucoup appris sur le travail de recherche.

Table des matières

Introduction.....	5
CHAPITRE I : L'ETAT SEMI - SOLIDE.....	9
Partie I . 1 - Structures à l'état semi-solide.....	11
1 Structure semi-solide pendant la solidification.....	13
1-1 Structure dendritique	13
1-1-1 Mécanismes de formation	13
1-1-2 Paramètres d'une structure dendritique	17
a) fraction volumique de phase solide.....	17
b) espacements interdendritiques primaires et secondaires	19
c) perméabilité de la phase solide	21
1-1-3 Evolution structurale d'une structure dendritique dans l'état semi-solide	21
1-1-4 Défauts liés à la solidification	22
1-2 Structure non dendritique obtenue par brassage lors de la solidification.....	25
1-2-1 Mécanismes de formation de la structure non dendritique.....	27
1-2-2 Paramètres de la structure rhéomoulée.....	27
1-2-3 Evolution de la structure avec les paramètres d'élaboration.....	29
2 Etat semi-solide obtenu par refusion partielle.....	37
2-1 Structure dendritique réchauffée	37
2-2 Structure rhéomoulée réchauffée.....	39
2-3 Structure corroyée réchauffée	39
2-4 Structure issue de métallurgie des poudres	39
3 Structure semi-solide pendant la déformation.....	41
Partie I . 2 - Rhéologie des alliages semi - solides.....	43
1 Appareils de mesure de viscosité	45
1-1 viscosimètre de type COUETTE.....	45
1-2 essai de compression entre plateaux parallèles	47
1-3 essai de filage ou d'indentation	51
1-4 conclusions.....	51
2 Viscosité en régime stationnaire	53
2-1 viscosité d'alliages semi-solides à structure globulaire.....	53
a) Cas des fortes vitesses de cisaillement : viscosimètre de COUETTE.....	53
b) Cas des faibles vitesses de cisaillement : viscosimètre à plateaux parallèles.	57
2-2 viscosité d'alliages semi-solides à structure dendritique	61
2-3 rhéologie des aciers à l'état semi-solide.....	67
2-4 conclusions sur les données rhéologiques issues de la bibliographie	67

3 Mesure de la viscosité en régime transitoire : comportement thixotrope	69
4 Conclusions sur les mesures de viscosité	72
Partie I . 3 - Procédés de mise en forme à l'état semi-solide.....	73
1 Procédés dérivant des techniques de fonderie.....	75
1-1 Moulage par gravité.....	75
1-2 Moulage par injection.....	75
1-3 Moulage centrifuge	77
2 Procédés dérivant des techniques de forge	79
2-1 Forgeage	79
2-2 Laminage.....	79
2-3 Filage arrière.....	81
3 Conclusions.....	83
CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE ET INTERPRETATIONS	85
Partie II . 1 - Méthodologie de l'essai.....	86
1 Dispositif expérimental	86
a) dispositif de filage.	86
b) instrumentation.....	86
2 Mode de dépouillement.	87
a) principe des mesures.	87
b) modélisation.....	87
c) constitution des abaques.	88
3 Validation de l'essai rhéologique :.....	95
a) essais sur plasticine.....	95
b) dimensionnement de l'essai	96
Partie II . 2 - Essais réalisés.....	101
1 Matériau étudié.....	101
2 Mode opératoire.....	103
essais de lubrifiants.....	103
3 Récapitulatif des essais.	105
4 Limites de l'essai et perfectionnements à apporter au dispositif.....	105
Partie II . 3 - Résultats.....	111
1 Types d'écoulements.....	111
a) nuance 100C6.....	113
b) acier rapide Z85 WDCV 6 5 4 2 (AISI : M2).....	113

2 Courbes d'effort de filage en fonction du déplacement du piston	115
3 Observations structurales.....	119
a) nuance 100C6.....	119
b) acier rapide Z85 WDCV 6 5 4 2 (acier M2).....	124
4 Diagrammes d'écoulement.	133
a) cas de la filtration (faibles vitesses de piston)	133
b) cas du filage semi-solide (fortes vitesses de piston).....	133
5 Conclusions.....	136
Partie II . 4 - Interprétation des essais de filage.....	139
1 Influence de la vitesse de filage.....	139
2 Influence de la structure	140
3 Influence de la fraction liquide initiale (température d'essai).....	143
4 Influence du taux de déformation	143
Partie II . 5 - Confrontation avec la simulation numérique	145
1 Comparaison des courbes d'effort.....	154
2 Ejection de la phase liquide	155
3 Introduction de la compressibilité du matériau.....	157
4 Conclusions.....	159
CHAPITRE III : MODELISATION MECANIQUE DES ECOULEMENTS... 161	
Partie III . 1 - Comportement mécanique d'un alliage semi - solide.....	163
1 Suspension de particules solides dans un liquide.	164
1-1 solutions diluées.....	164
1-2 solutions concentrées.....	165
1-3 cas des alliages à l'état semi-solide.....	167
2 Milieu solide déformable perméable.	168
2-1 rhéologie de la matrice poreuse	168
2-2 loi d' ERGUN régissant les écoulements du liquide	172
2-3 loi de frottement.....	173
2-4 cas des alliages semi-solides	173
3 Matrice solide continue comprenant des pores liquides.....	174
3-1 cas d'une inclusion dans une matrice à comportement newtonien	174
3-2 application au cas d'une matrice pseudoplastique avec plusieurs inclusions	176
4 Conclusion sur les modèles mécaniques d'alliages à l'état semi-solide.....	179
Partie III . 2 - Modélisation de l'essai de filage d'acier semi-solide.....	181

1 Opération de filage d'un matériau rigide parfaitement plastique : modèle d'AVITZUR..	183
2 Filage d'un matériau pseudoplastique.....	189
2-1 Modèle de BAQUE.	189
2-2 Modèle pseudoplastique.....	195
3 Calcul de la prédensification du métal semi-solide avant filage	207
3-1 Calcul de la pression interstitielle du liquide dans une opération de filtration.....	207
3-2 Calcul de la puissance de compaction de l'agrégat solide	210
3-3 Conclusions.	216
4 Modélisation du filage d'un matériau compressible : Approche par une méthode de petites perturbations	218
4-1 Champ de vitesse d'AVITZUR et tenseur des vitesses de déformation	219
4-2 Calcul de la pression hydrostatique.....	219
4-3 Relation entre la pression hydrostatique et la vitesse de déformation volumique .	225
4-4 Relation entre la vitesse de déformation volumique et la densité locale	228
4-5 Résolution numérique de l'équation différentielle.....	229
5 Conclusions	235
Conclusions / Perspectives	237
Références bibliographiques	243
Annexe 1 : Critère de compressibilité de SHIMA et OYANE,	251
1 Calcul de la vitesse de déformation équivalente dans la phase solide :.....	251
2 Détermination expérimentale des fonctions J et J'	254
Annexe 2 : Modélisation numérique des écoulements par FORGE 2 ®.....	259
1 Principe	259
2 Résultats des simulations.....	264
2-1 Influence de la vitesse du piston	264
2-2 Influence du taux de filage.....	264
2-3 Influence de l'angle du convergent	267
3 Conclusion	269
Annexe 3 : Dimensionnement de l'essai de filage.....	271
Annexe 4 : Différentes formulations de critères de plasticité de matériaux poreux.....	273
Annexe 5 : Calcul des contraintes d'écoulement dans le modèle de BAQUE.....	277

Introduction

Dans l'industrie, la mise en forme de pièces en acier par des techniques classiques de forgeage à chaud est parfois limitée par la capacité des presses utilisées, la complexité ou la précision dimensionnelle des pièces à réaliser. Les techniques de fonderie (moulage, injection...) utilisant l'alliage liquide concurrencent alors directement la forge, avec cependant des problèmes de porosités internes, de retassures et criques sur les pièces formées. Ces défauts sont liés à l'emprisonnement de gaz lors de l'écoulement turbulent du métal liquide et à la contraction lors de la solidification. La mise en forme par forgeage d'alliages semi-solides permet de reculer les limites actuelles du forgeage : diminution des efforts de déformation et réalisation de pièces industrielles de formes plus complexes avec, en particulier, des parois minces et des petits rayons de raccordement.

C'est ainsi que plusieurs laboratoires dans le monde, dont par exemple l'équipe américaine du Professeur FLEMINGS au M.I.T. dès 1970, la société RHEO-TECHNOLOGY au Japon, l'Université de SHEFFIELD en Angleterre et en France les équipes de M. SUERY à l'INPG et de C. LEVAILLANT au CEMEF, travaillent sur les possibilités de mise en forme offertes par l'état semi-solide. Les alliages métalliques étudiés sont pour la plupart des alliages modèles à bas point de fusion ou des alliages d'Aluminium, réchauffés jusqu'à une température comprise entre solidus et liquidus, c'est à dire dans le domaine de température où coexistent les phases solide et liquide.

Industriellement, le développement d'une technique de forgeage de ce type nécessite la maîtrise des écoulements de matière lors de la mise en forme et plus précisément, dans le cas d'alliages semi - solides, des conditions de déformation permettant d'obtenir des écoulements homogènes, sans éjection de la phase liquide. Dans le cas des aciers, très peu de travaux ont été réalisés.

Nous avons donc, dans le cadre de cette thèse, choisi d'étudier la déformabilité d'aciers alliés à l'état semi - solide, en développant notre travail autour de deux axes :

- l'exploitation d'un essai rhéologique spécifique, pour apprécier la déformabilité de ces matériaux et en particulier déterminer les paramètres opératoires permettant d'obtenir un

écoulement homogène de l'ensemble solide plus liquide, c'est à dire sans éjection de la phase liquide.

- la modélisation analytique de cet essai et l'identification expérimentale. En effet, dans l'optique d'une modélisation d'écoulements complexes lors de la fabrication de pièces industrielles, il est nécessaire de connaître le type de loi de comportement des aciers semi-solides et d'identifier les coefficients rhéologiques représentatifs des alliages étudiés.

Le **CHAPITRE I** présente une synthèse bibliographique des connaissances acquises dans le domaine des alliages métalliques à l'état semi-solide, tant sur le plan des mécanismes structuraux mis en jeu (partie I.1) que sur le plan du comportement rhéologique (partie I.2). La partie I.3 permet de recenser les techniques de mise en forme étudiées actuellement en laboratoire et, pour certaines déjà, en milieu industriel. Ces données concernent principalement des alliages modèles à bas point de fusion (alliages Etain - Plomb, Etain - Zinc...) et des alliages légers d'Aluminium ou de Magnésium. Il existe peu de données sur les aciers.

Le **CHAPITRE II** présente les travaux expérimentaux réalisés au cours de cette thèse. Le dispositif de filage mis au point pour réaliser des essais rhéologiques en condition isotherme jusqu'à 1450 °C est décrit dans la partie II.1. Les différents aciers étudiés ainsi que les paramètres opératoires utilisés sont exposés dans la partie II.2. Dans la partie II.3, les résultats obtenus sur plusieurs types d'aciers industriels sont dépouillés. Il s'agit principalement de résultats qualitatifs sur la déformabilité des aciers semi-solides en fonction des paramètres opératoires que sont :

- la température, fixant la proportion de phase liquide,
- la vitesse de filage,
- le rapport de filage.

L'évolution de la structure semi-solide en fonction de la structure initiale de l'acier est aussi clairement mise en évidence.

Les parties II.4 et II.5 permettent d'interpréter ces résultats expérimentaux en s'appuyant respectivement sur des considérations analytiques et sur la modélisation de notre essai par un code de calcul aux éléments finis. Ainsi, la comparaison des efforts de filage expérimentaux avec les efforts théoriques permet d'identifier les paramètres rhéologiques représentatifs du matériau, pour une loi de comportement donnée, introduite dans les calculs.

Le **CHAPITRE III** décrit les différentes lois utilisées pour modéliser le comportement des matériaux semi-solides (partie III.1) et l'usage qui en est fait pour simuler les écoulements réels observés pendant l'opération de filage (partie III.2). En particulier, il a été pris en compte le caractère biphasé propre à l'état semi-solide, en considérant la phase solide comme un milieu poreux perméable et la phase liquide sous forme interstitielle. Ont pu être ainsi modélisés :

- un écoulement de filtration de la phase liquide, avec densification du solide dans le talon de filage,
- un écoulement homogène de filage de l'ensemble solide plus liquide,
- un écoulement intermédiaire de filage avec densification partielle de la phase solide poreuse.

Les calculs effectués permettent de prévoir les différents modes d'écoulement observés en fonction des paramètres opératoires.

Enfin, la conclusion permet de faire la synthèse des nouvelles connaissances acquises dans le domaine des écoulements et du comportement rhéologique des aciers à l'état semi-solide, dans l'optique d'opérations de mise en forme. Ces résultats peuvent apporter aussi un nouvel éclairage sur la connaissance du comportement de la zone pâteuse en coulée continue et en coulée directe de produits minces.

CHAPITRE I : L'ETAT SEMI - SOLIDE

I . 1 - Structures à l'état semi-solide

I . 2 - Rhéologie des alliages semi-solides

I . 3 - Procédés de mise en forme à l'état semi-solide

Partie I - 1 - Structures à l'état semi-solide

L'état semi-solide des alliages métalliques est étudié principalement lors de la solidification (LESOULT [1986], WOLF [1977], LACAZE [1988], EUSTATHOPOULOS [1988], KURTZ [1988]), dans les procédés classiques d'élaboration tels que la coulée de lingots ou la coulée continue. Dans le **paragraphe 1**, nous allons décrire les mécanismes qui interviennent lors de la solidification ainsi que l'évolution des paramètres structuraux pendant le séjour à l'état semi-solide. Deux types de structures de solidification seront examinées :

- les structures dendritiques, typiquement rencontrées dans les procédés classiques d'élaboration (section 1-1),
- les structures globulaires obtenues après brassage du bain en cours de solidification (section 1-2).

L'état semi-solide, par ailleurs, peut être obtenu par refusion partielle d'un alliage solide (**paragraphe 2**). La structure à l'état semi-solide dépend alors principalement de la structure initiale de l'alliage. Nous étudierons les différents cas traités dans la littérature : réchauffage de structures dendritiques (section 2-1), brassées (section 2-2), corroyées (section 2-3) ou issues de métallurgie des poudres (section 2-4).

Dans l'optique d'applications à des opérations de mise en forme, il est important de considérer l'évolution de la structure semi-solide lors de la déformation. De l'homogénéité de l'écoulement solide / liquide dépendent alors l'homogénéité structurale et les propriétés en service des pièces formées. Une synthèse des différents travaux effectués dans ce domaine fait l'objet du **paragraphe 3**.

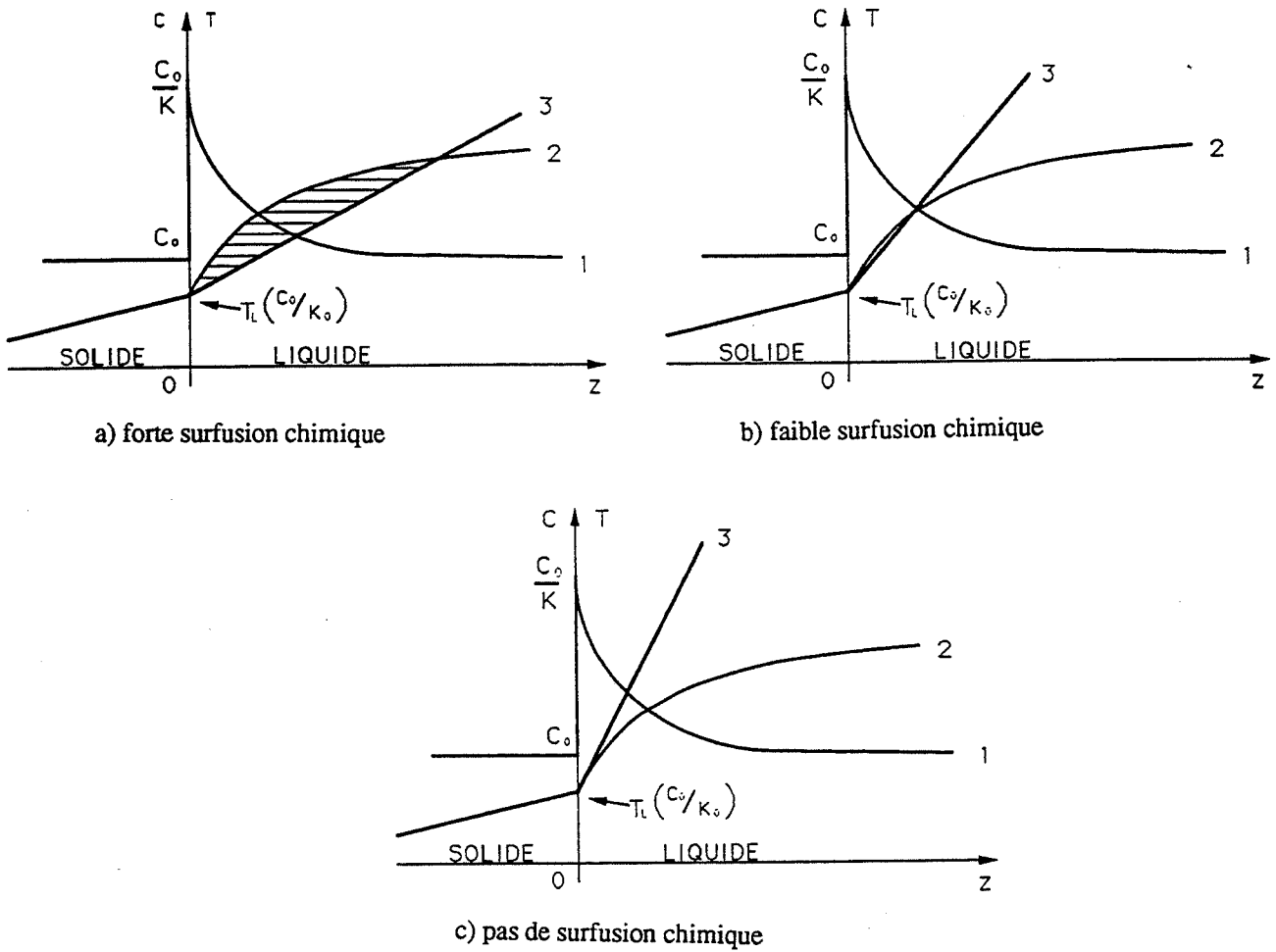


Fig.I.1-1 : Surfusions chimiques au front de solidification (DRIVER [1988])

- 1 profil de concentration du soluté
- 2 température d'équilibre correspondante
- 3 température réelle imposée par les conditions thermiques

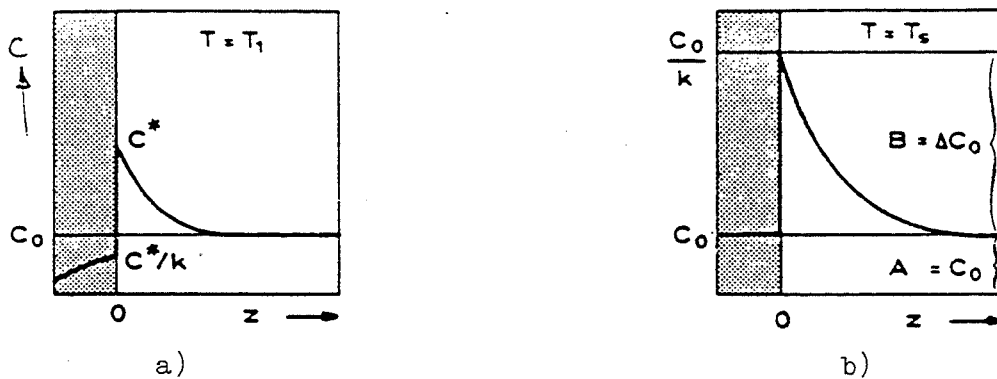


Fig.I.1-2 : Profil de concentration en soluté à l'interface liquide / solide (DRIVER [1988])

- a) avec convection
- b) sans convection, à l'état stationnaire

1 Structure semi-solide pendant la solidification

1-1 Structure dendritique

1-1-1 Mécanismes de formation

La solidification d'un alliage métallique procède par germination de particules solides dans le liquide, puis par croissance de ces germes.

a) germination

La formation d'un germe, ou petit cristallite, dans un bain liquide nécessite une énergie d'activation égale à la variation d'énergie libre ΔG du système. ΔG est fonction de l'entropie de fusion ΔS_f , de la surfusion thermique $T_f - T$ (où T_f est la température de fusion et T la température d'équilibre du germe) et de l'énergie superficielle du germe créé (DRIVER [1988]). En effet, au-dessous de la température de fusion, un germe n'est stable que s'il a une grosseur suffisante de rayon critique r_c . Il est alors susceptible de grossir pour donner un cristal, à condition de lui soustraire des calories. On distingue la germination homogène, dans laquelle les germes solides se forment au sein de la phase liquide, de la germination hétérogène, où les germes solides se forment au contact de la paroi froide de la lingotière ou de particules étrangères baignant dans le liquide (typiquement des oxydes dans le cas des aciers) (POKORNY [1967]).

b) croissance

Lors de la phase de croissance, les cristaux adoptent différentes morphologies suivant les conditions thermiques de la solidification et dans le cas des alliages, suivant la composition du liquide au voisinage de l'interface liquide / solide. Les différentes morphologies rencontrées (équiaxe, cellulaire, dendritique) s'expliquent par les surfusions qui existent à l'interface liquide / solide lors de la croissance de la phase solide. On parle de surfusion chimique (en anglais constitutional undercooling) et de surfusion due aux effets de courbure.

Pour les alliages, la surfusion chimique ΔT_d (LESOULT [1986]) est la différence entre le gradient de température G^* imposé à l'interface solide / liquide par les conditions thermiques et le gradient de température du liquidus dT_L / dz induit par la différence de concentration en soluté du liquide près de l'interface (Fig. I.1-1).

En effet, pendant la solidification d'un alliage (prenons pour simplifier l'exemple d'un alliage binaire monophasé) il y a un rejet de soluté à l'interface solide / liquide et une redistribution de ce soluté (LESOULT [1986]) (Fig. I.1-2) :

- vers l'interface, siège des réactions chimiques de solidification ;
- vers une couche limite liquide d'épaisseur δ dans laquelle le soluté se déplace par diffusion ;
- vers le reste du liquide où les transports de masse se font par convection ;
- vers la phase solide, par des mécanismes de diffusion.

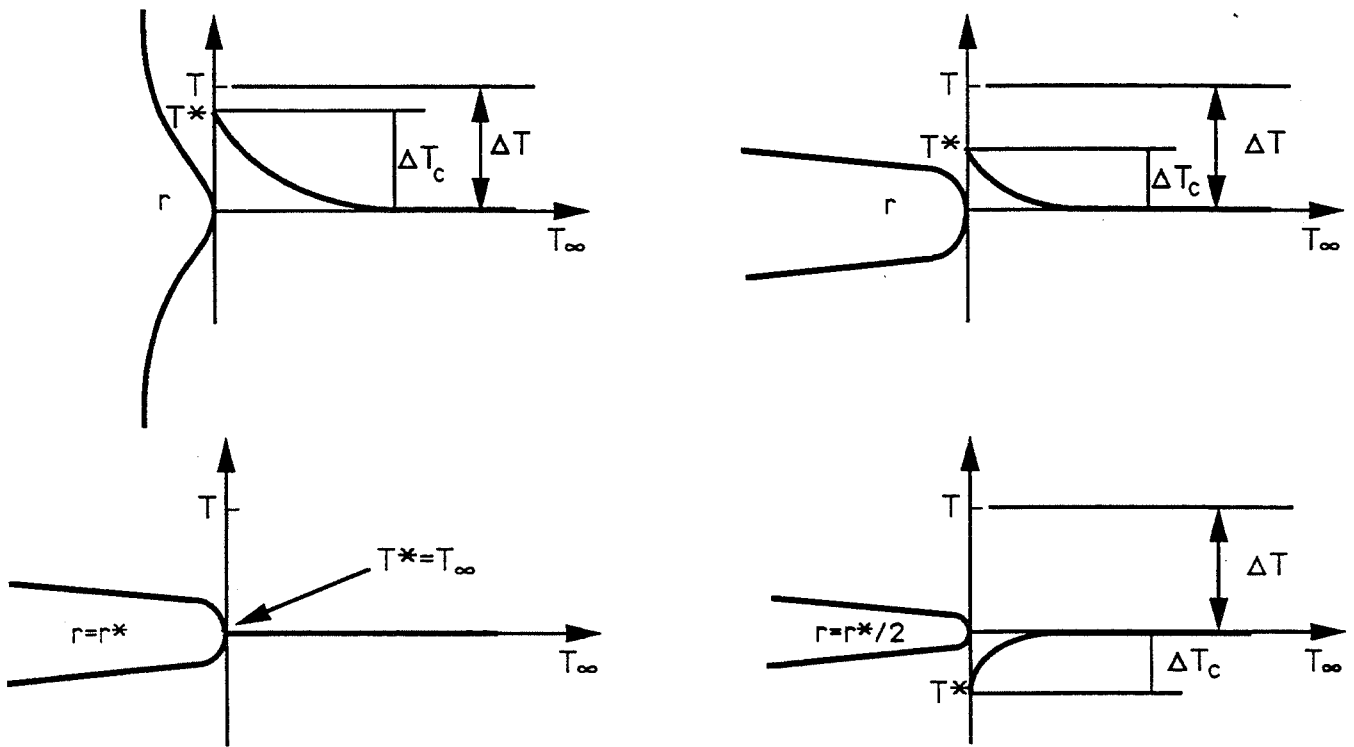


Fig. I.1-3 : Profil de température à l'avant d'une perturbation de l'interface liquide / solide (DRIVER [1988])
 influence du rayon de courbure (r) sur la valeur de la surfusion de courbure ΔT_c

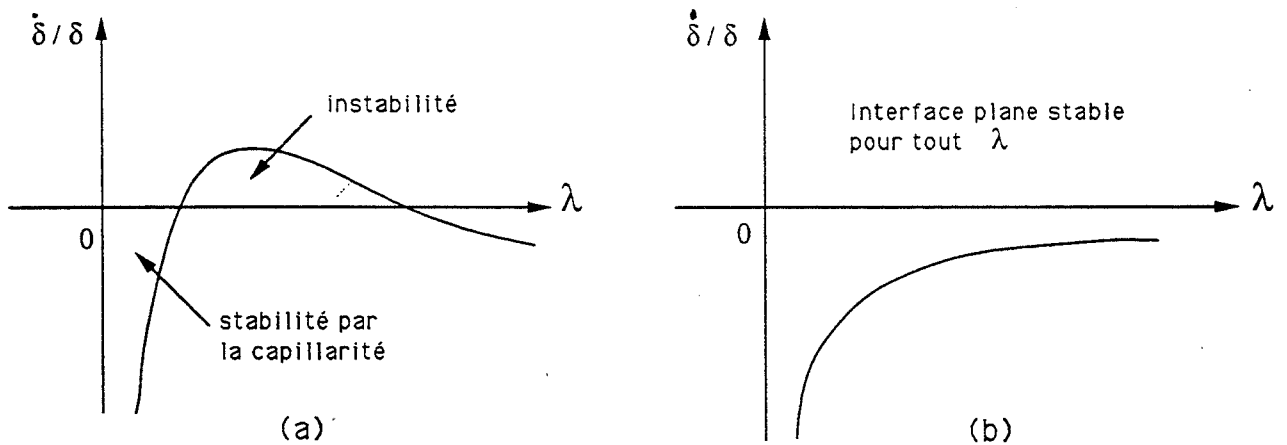


Fig. I.1-4: Vitesse de croissance d'une perturbation sinusoïdale à l'interface solide / liquide en fonction de sa longueur d'onde (DRIVER [1988])

- a) cas d'une forte surfusion chimique, la zone hachuré correspond à un domaine de croissance des perturbations.
- b) cas d'une faible surfusion chimique, l'interface plane est stable pour toute valeur de λ .

Cette redistribution dépend du gradient de température G^* imposé à l'interface, de la vitesse de progression du front liquide / solide V et de deux paramètres du diagramme de phase :

- la pente du liquidus $m = [dT_L / dC^l] (T^*)$
- le coefficient de partage $k_0 = C^{s*} (T^*) / C^{l*} (T^*)$

T^* étant la température d'équilibre de l'interface, C la concentration en soluté, C^* la concentration en soluté à l'interface, T_L la température de liquidus pour une composition donnée, les exposant s et l se rapportant respectivement aux phases solide et liquide.

Remarque : Dans le cas le plus fréquent où il y a une couche liquide limite de diffusion, il est nécessaire de prendre en compte un coefficient de partage effectif k_e :

$$k_e = \frac{c^{s*}}{c^{l\infty}} = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-V \delta / D)}$$

où $c^{l\infty}$ est la concentration en soluté de la phase liquide loin de l'interface et D le coefficient de diffusion du soluté dans la phase liquide.

Il y a une forte surfusion chimique ΔT_d lorsque G^* est inférieur à dT_L / dz (Fig. I.1-1 a). Dans ce cas, un cristal se développant en avant de l'interface plane se trouve dans une zone à forte surfusion. La force motrice de croissance étant localement plus importante, la croissance de ce cristal est favorisée. L'interface solide / liquide est de ce fait instable et la structure de solidification est de type dendritique (EUSTATHOPOULOS [1988], KURTZ [1988]).

Pour G^* peu différent de dT_L / dz , la surfusion est très faible : la solidification sera de type cellulaire (Fig. I.1-1 b).

Pour G^* supérieur à dT_L / dz , il n'y a pas de surfusion : l'interface solide / liquide est stable et l'on a une solidification plane (ADDA [1976])(Fig. I.1-1 c).

Or un cristal, de courbure donnée, se développant à l'interface solide / liquide est associé à une **surfusion de courbure** ΔT_c . Cette surfusion traduit une redistribution du soluté perturbée au voisinage de l'aspérité (ADDA [1976], EUSTATHOPOULOS [1988], KURTZ [1988]). La variation de température à l'avant de la perturbation dépend du rayon de courbure (Fig. I.1-3). Par exemple, pour un corps pur, la surfusion est donnée en fonction de la courbure locale κ par la relation de GIBBS et THOMSON (DRIVER [1988]) :

$$\Delta T_c = T_f - T^* = \Gamma \kappa$$

où T_f est la température de fusion du corps pur

T^* est la température d'équilibre de l'interface

$\Gamma = \gamma^{l/s} / \Delta S_f$ est le paramètre de GIBBS - THOMSON

avec $\gamma^{l/s}$ la tension interfaciale liquide / solide et ΔS_f l'entropie de fusion

Notons que pour les métaux, Γ est de l'ordre de 10^{-7} mK.

La stabilité d'une perturbation sur l'interface solide -liquide plane résulte d'un équilibre entre la surfusion chimique et la surfusion de courbure.

Par exemple, la vitesse de croissance relative $\dot{\delta} / \delta$ de petites perturbations à l'interface, de forme sinusoïdale d'amplitude δ et de longueur d'ondes λ , a été calculée par MULLINS et SEKERKA (EUSTATHOPOULOS [1988], KURTZ [1988]). Les résultats montrent (Fig. I.1-4) que pour une forte surfusion chimique, il existe une gamme de longueur d'ondes privilégiée correspondant à un domaine de croissance des perturbations. On explique ainsi l'apparition des branches de dendrites secondaires, espacées de façon régulière.

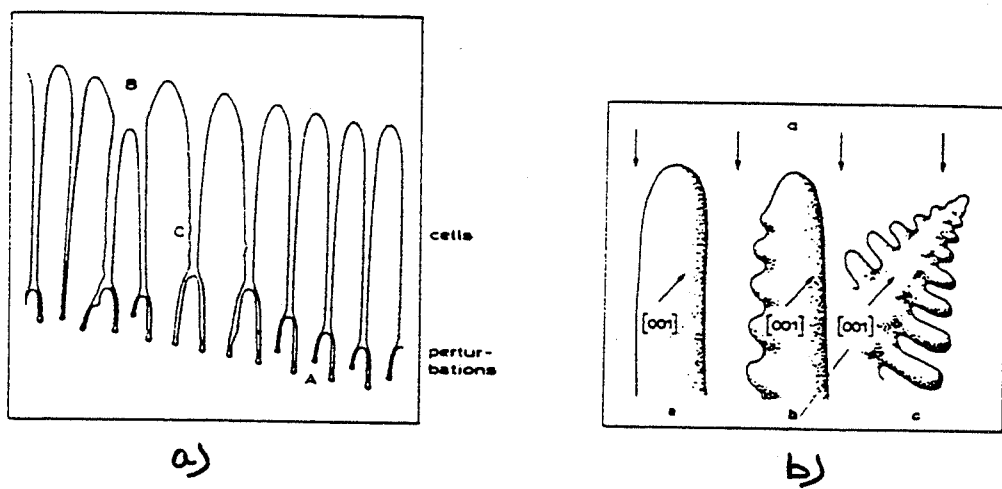


Fig. I.1-5 : Croissance dendritique (DRIVER [1988])

- a) cellules formées à partir des perturbations initiales du front.
- b) dendrites formées à partir des cellules.

1-1-2 Paramètres d'une structure dendritique

Si l'on veut résumer les différents phénomènes qui interviennent au cours d'une solidification dendritique, de type industriel, on peut noter les étapes suivantes (DRIVER [1988]) :

- la germination de petits cristallites dans le bain liquide et sur la paroi de la lingotière ;
- la croissance des germes et le développement des dendrites primaires ;
- l'apparition de perturbations périodiques le long d'une dendrite primaire (Fig. I.1-5) ;
- la croissance de bras secondaires à partir de ces perturbations ;
- l'enrichissement en soluté du liquide interdendritique (entraînant une baisse de la température du liquidus dans ces zones) ;
- le contact avec les branches d'autres dendrites, stoppant la croissance ;
- une période plus ou moins longue d'évolution de la structure dendritique, avant solidification totale, pendant laquelle les branches secondaires restent en contact avec le liquide interdendritique riche en soluté.

La structure dendritique semi-solide sera alors caractérisée par :

- la fraction volumique de phase solide f_s
- l'espacement interdendritique primaire λ_p
- l'espacement interdendritique secondaire λ_s
- la perméabilité du réseau formé par le solide K

a) fraction volumique de phase solide

La fraction volumique de phase solide, encore appelée fraction solide, est fixée à l'équilibre par la température T du bain semi-solide, située entre solidus et liquidus. Elle peut être mesurée expérimentalement par analyse d'image sur des structures semi-solides trempées. Différents modèles de macroségrégation, sous certaines hypothèses de diffusion du soluté dans les phases liquide et solide, permettent de prévoir l'évolution de la fraction solide (f_s) en fonction de la température. Nous décrivons ici les principaux modèles utilisés (LACAZE [1988], SARREAL [1986]).

Dans le cas idéal d'une solidification très lente, permettant une diffusion complète du soluté et donc une homogénéisation dans les phases solide et le liquide, la proportion des phases en présence peut être déterminée par le diagramme d'équilibre. La loi des segments inverses donne alors la relation :

$$f_s = \left(\frac{1}{1-k_0} \right) \left(\frac{T_L - T}{T_f - T} \right)$$

où k_0 est le coefficient de partage du soluté entre la phase solide et la phase liquide,
 T_L est la température de liquidus pour la composition initiale du liquide
 T_f est la température de fusion du solvant pur

Cependant, de manière générale, les conditions de refroidissement de type industriel sont loin de ces conditions d'équilibre. L'approximation classique faite en fonderie (SARREAL [1986]) suppose une diffusion parfaite du soluté dans la phase liquide et nulle dans la phase solide. La proportion des phases est donnée alors par la relation de SHEIL et GULLIVER :

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right) \left(\frac{1}{k_0 - 1} \right)$$

D'autres modèles tels que celui de BRODY et FLEMINGS [1966] prennent en compte une diffusion partielle du soluté dans le solide. Lorsque le front de solidification progresse, une partie du soluté va être redistribuée de manière uniforme dans la phase liquide tandis que l'autre partie va diffuser dans le solide. Les calculs sont faits pour une forme donnée de la vitesse du front de solidification en fonction du temps :

i) Pour une vitesse de progression du front de solidification linéaire en fonction du temps, on trouve la relation :

$$f_s = (1 - \alpha k_0) \left(1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right) \left(\frac{1}{k_0 - 1} \right) \right)$$

$$\alpha = \frac{4 D_s t_f}{\lambda^2}$$

avec :

α est supposée constante

D_s est le coefficient de diffusion du soluté dans la phase solide

t_f est le temps local de solidification

λ est la distance interdendritique

ii) Pour une vitesse du front de solidification de forme parabolique en fonction du temps, plus représentative de la loi de croissance des structures cellulaires ou dendritiques, la relation ci-dessus devient :

$$f_s = \left(\frac{1}{1 - 2 \alpha k_0} \right) \left(1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right) \left(\frac{1 - 2 \alpha k_0}{k_0 - 1} \right) \right)$$

Plus récemment, CLYNE et KURZ [1981] ont présenté une amélioration de ce modèle, permettant de satisfaire les conditions de conservation du soluté et de tendre vers les deux cas extrêmes : équation de SCHEIL (diffusion nulle dans le solide) pour α tendant vers zéro et loi des segments inverses (diffusion totale dans le solide) pour α tendant vers l'infini.

La modification des équations de BRODY et FLEMINGS consiste à remplacer le coefficient α par un coefficient α' . Par exemple, pour une vitesse de progression parabolique de l'interface, α' s'exprime par la relation :

$$\alpha' = \alpha \left\{ 1 - \exp\left(\frac{-1}{\alpha}\right) \right\} - \frac{1}{2} \exp\left(\frac{-1}{2\alpha}\right)$$

b) espacements interdendritiques primaires et secondaires

Expérimentalement ont été établies des corrélations entre les dimensions de la structure dendritique et les conditions de solidification ; la structure est d'autant plus fine que la chaleur est extraite plus rapidement pendant la solidification.

On note ainsi que dans une solidification de type colonnaire, la distance interdendritique primaire λ_p est fonction du gradient thermique à l'interface solide / liquide (LESOULT [1986]). Les résultats sont exprimés le plus souvent sous la forme générale :

$$\lambda_p = M_p G^a V^b$$

où :

G désigne soit le gradient thermique local, soit le gradient de température moyen dans la zone semi-solide entre liquidus et solidus. Il s'exprime en $K \cdot cm^{-1}$.

V est la vitesse de progression du front de solidification.

M_p , a, b, sont des constantes ajustées empiriquement pour chaque alliage.

Par ailleurs, on exprime souvent la distance interdendritique secondaire λ_s en fonction du temps de solidification complète t_{sc} en un point donné (encore appelé temps local) par la relation (LESOULT [1986]) :

$$\lambda_s = M t_{sc}^n$$

où M et n sont des constantes propres à chaque alliage.

Le tableau ci - dessous présente des exemples de valeurs des constantes M_p , a, b, M et n pour des alliages à base Fer.

Composition des alliages	Conditions thermiques			λ_p (μm)			λ_s (μm)	
	G $K \cdot cm^{-1}$	V $cm \cdot s^{-1}$	t_{sc} s	M_p	a	b	M	n
0,59 C - 1,1 Mn	$30 < G < 108$	$8,3 \cdot 10^{-4} < V < 2,1 \cdot 10^{-2}$	0,7 < t_{sc} < 7230	1896	-0,72	-0,26	15,8	0,44
1,48 C - 1,14 Mn	$50 < G < 88$	" "		2741	-0,72	-0,24	7,2	0,50
0,64 C - 27,7 Mn	$13 < G < 148$	$8,3 \cdot 10^{-4} < V < 1,4 \cdot 10^{-2}$		530	-0,39	-0,19	5,8	0,44
0,68 C - 1,1 Si - 28,3 Cr	$9 < G < 171$	" "		280	-0,31	-0,25	5,2	0,39
Maraging 800 (18 Ni - 9 Co - 5 Mo - 0,9 Ti)								5,52

Il n'existe pas actuellement de modèle satisfaisant qui permette de calculer les espacements entre dendrites primaires. Citons simplement le modèle géométrique de KURTZ [1988], donnant un ordre de grandeur de la distance interdendritique primaire pour une solidification de type colonnaire.

Quant aux branches secondaires, amorcées sur les perturbations du front de solidification, elles vont évoluer en cours de croissance. Nous évoquerons dans le paragraphe 1-1-3 le modèle de KATTAMIS [1967] décrivant cette évolution.

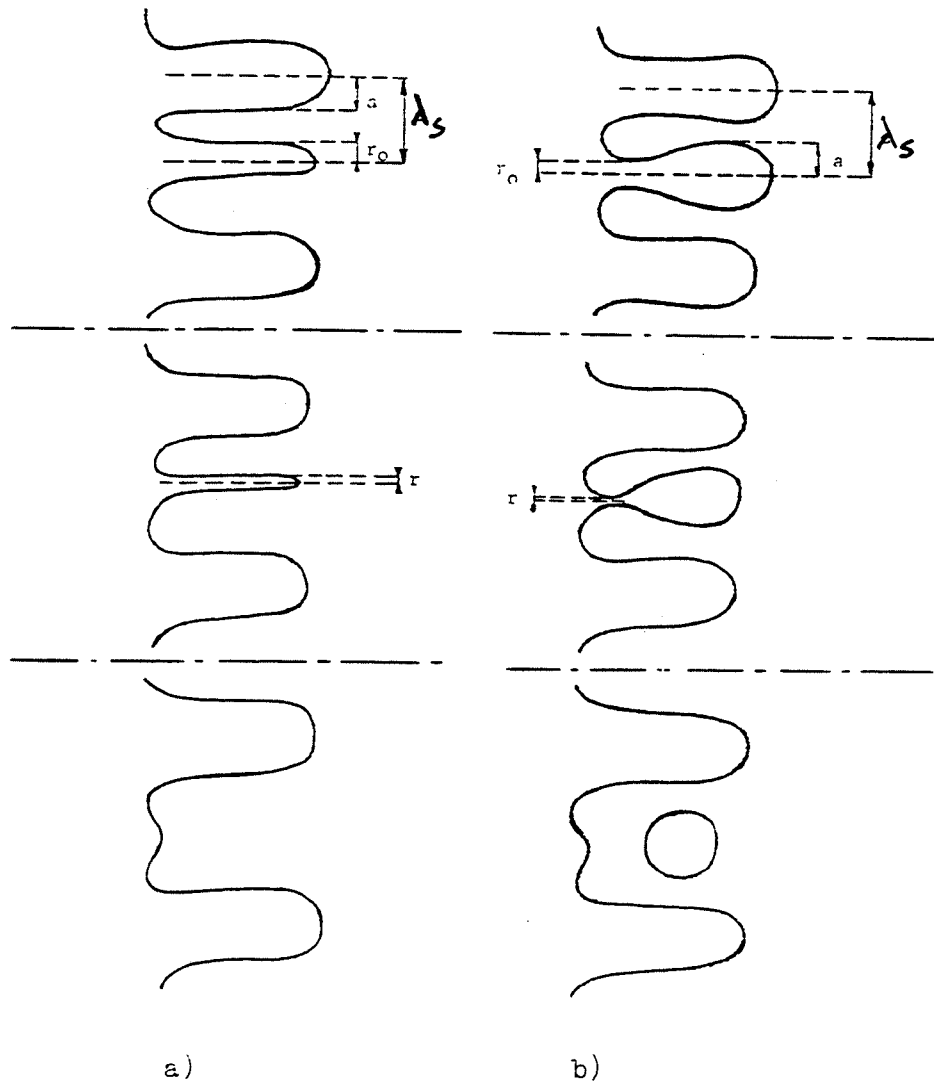


Fig. I.1-6 : Mécanismes de maturation isotherme de KATTAMIS [1967]

- a) refusion des dendrites fines.
- b) dissolution du pied de la dendrite.

c) perméabilité de la phase solide

La **perméabilité** κ est une propriété intrinsèque d'un milieu poreux (dans notre cas, le milieu poreux est la phase solide). Elle correspond à la section moyenne des pores du milieu dans une direction donnée. Sa dimension est une longueur au carré. C'est un paramètre important pour l'étude de l'écoulement du liquide à travers la phase solide poreuse. LI [1989] a recensé les modèles reliant cette perméabilité aux autres paramètres structuraux. Par exemple le modèle de HAGEN-POISEUILLE établit une relation entre κ , λ_p et f_s . Pour une structure dendritique avec une fraction solide comprise entre 0,39 et 0,83 et pour un écoulement de liquide parallèle à l'axe des dendrites primaires, la perméabilité est proportionnelle à $\lambda_p^2 f_s^2$. Lorsque l'écoulement du liquide est perpendiculaire à la direction des dendrites primaires, POIRIER obtient, pour des fractions de phase solide comprises entre 0,34 et 0,81, une relation de proportionnalité entre κ et $(\lambda_p^{0,7} \lambda_s^{2,7} f_s^{3,3})$

D'une manière plus générale, MURAKAMI [1984] propose de relier la perméabilité à la fraction volumique solide et à la surface spécifique de l'interface solide - liquide * S_v par une loi de la forme :

$$\kappa = \frac{(1 - f_s)^3}{f S_v^2}$$

où f est un paramètre dépendant du facteur de forme et de la tortuosité des porosités. Pour une structure dendritique équiaxe, les valeurs expérimentales donnent une valeur du paramètre f égale à 5.

1-1-3 Evolution structurale d'une structure dendritique dans l'état semi-solide

Pendant la solidification et lors d'un maintien à l'état semi-solide, la structure dendritique va évoluer. On observe principalement les mécanismes suivants (KURTZ [1988]) :

- croissance des branches secondaires avec l'augmentation de la fraction solide ;
- disparition des petites dendrites secondaires au profit des grosses.

Ce dernier phénomène, connu sous le nom de **maturation** ou **mûrissement** des branches secondaires, est lié à l'énergie de surface du solide qui est d'autant plus élevée que son rayon de courbure est plus faible.

Le modèle de maturation proposé par KATTAMIS [1967] est basé sur deux hypothèses simplificatrices ; le processus de maturation est isotherme (afin de découpler les effets de croissance des effets de mûrissement) et les interactions (principalement les échanges de soluté par diffusion) ne se font qu'entre branches voisines.

Lors d'un maintien isotherme à 50 % de phase solide, par exemple, KATTAMIS propose deux mécanismes de maturation (Fig. I.1-6) :

- la refusion des dendrites secondaires fines.
- la dissolution du pied de la dendrite secondaire, conduisant à son détachement.

* La surface spécifique de l'interface liquide / solide est définie comme le rapport de la surface de phase solide en contact avec le liquide au volume total du milieu semi-solide. Elle s'exprime en m^{-1} .

Dans les deux cas, KATTAMIS calcule un temps critique t_{crit} de maintien à l'état semi-solide nécessaire à la disparition ou au détachement de la dendrite secondaire. Le calcul est basé sur les équations de diffusion et la minimisation de l'énergie interfaciale liquide - solide. Les deux mécanismes conduisent à des temps critiques du même ordre de grandeur et proportionnels à la quantité :

$$t_{crit} \quad \# \quad \frac{c_1 (1 - k_0) m}{\Gamma D_1} \lambda_s^3$$

dans laquelle :

c_1 est la concentration en soluté du liquide interdendritique, pour la température T

k_0 est le coefficient de partage du soluté entre le liquide et le solide

m est la pente du liquidus

Γ est le paramètre de GIBBS et THOMSON *

D_1 est le coefficient de diffusion du soluté dans le liquide

λ_s est la distance interdendritique secondaire

Avec ce modèle, on peut par exemple calculer le temps t_c au bout duquel l'espacement initial λ_{s0} a doublé :

$$t_c = \frac{c_1 (1 - k_0) m}{\Gamma D_1} \lambda_{s0}^3 F$$

où F est un facteur géométrique ($F \approx 0,1$)

Malgré les hypothèses simplificatrices faites dans le modèle de KATTAMIS, on constate expérimentalement que la loi de grossissement de la structure dendritique en ($t^{1/3}$) est assez bien suivie. La difficulté réside en la détermination du facteur géométrique F pour un alliage donné.

1-1-4 Défauts liés à la solidification

Lors de procédés industriels classiques comportant une phase de solidification de pièces massives (solidification en lingot, coulée continue, refroidissement de grosses pièces de fonderie...), il existe des mouvements importants dans la zone semi-solide (appelée encore **zone pâteuse**) entraînant de nombreux défauts macroscopiques (FLEMINGS [1991], POKORNY [1967], LI [1989], VICENTE [1991]). Ces mouvements sont provoqués par des phénomènes comme la gravité, la convection, le retrait à la solidification... Selon les théories actuellement développées, ces mouvements entraînent localement la fissuration du réseau solide dendritique et l'écoulement du liquide dans les fissures formées. Les défauts qui en résultent sont des **macroségrégations** (ségrégations en V, ségrégations inverses) ou même des porosités (retassures).

On notera de plus que la redistribution des solutés entre les phases liquide et solide lors de la solidification crée une hétérogénéité de composition à l'échelle de la dendrite, appelée **microségrégation**.

* Rappelons que ce paramètre s'exprime en fonction de la chaleur latente de fusion H , de l'énergie d'interface $\gamma^{l/s}$ et la température T par la relation : $\Gamma = \gamma^{l/s} T / H$

Parmi les techniques actuellement employées dans la coulée continue pour maîtriser les ségrégations du produit on peut citer :

- le brassage électromagnétique permettant de diminuer la zone basaltique,
- la mise en compression du cœur semi-solide par une action mécanique sur la peau solidifiée du produit brames ou blooms (réduction douce ou réduction forte),
- la mise en compression du cœur semi-solide par une action thermique sur l'extérieur du produit.

Cette dernière technique est en cours de développement.

L'affinement du grain de solidification permet de la même façon de limiter les macro ségrégations et d'obtenir une meilleure homogénéité de la structure depuis la peau jusqu'au cœur du produit industriel. Pour ce faire, plusieurs techniques ont été expérimentées.

Des vibrations ultra-sonores introduites dans le bain liquide, par exemple, provoquent la fragmentation des cristallites et augmentent donc le nombre de germes. La structure finale est alors plus fine.

La coulée à faible surchauffe, voire même à surchauffe nulle (Brevets : ALUMINIUM SUISSE [1977], D'HAeyer [1988], ECONOMOPOULOS [1987], NIPPON KOKAN [1987], VOGEL [1979], WILMOTTE [1987]), produit de la même façon des grains fins et équiaxes. Dans ce cas, la convection est importante dès le début de la solidification (alors que pour des coulées classiques à forte surchauffe, le flux de chaleur important imposé par les parois de la lingotière en début de coulée est utilisé pour refroidir le liquide avant même que la solidification ne commence).

Enfin, si l'on introduit en début de solidification une convection forcée, par un brassage mécanique (Brevets : FLEMINGS [1978], MEHRABIAN [1976], ICHIKAWA [1987]) ou électromagnétique (Brevet : WINTER [1980], ILEGBUSI [1990]) du bain liquide, on favorise la fragmentation des bras de dendrites qui ensemencent le bain. Il en résulte la formation de grains fins et équiaxes.

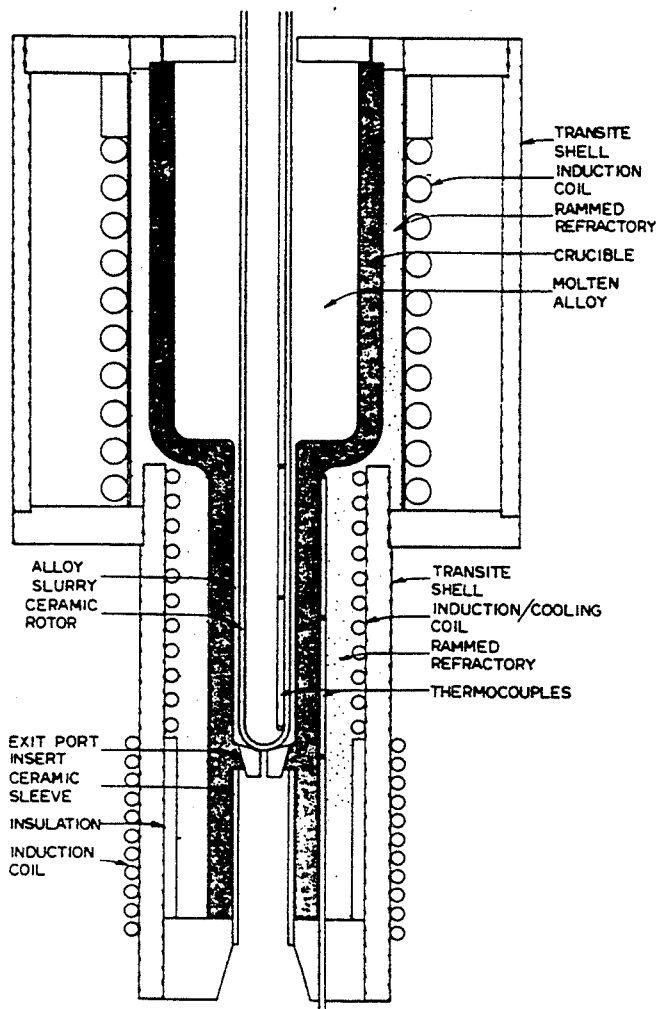


Fig. I.1-7 :
Schéma du rheocaster
de FLEMINGS
(YOUNG [1976])

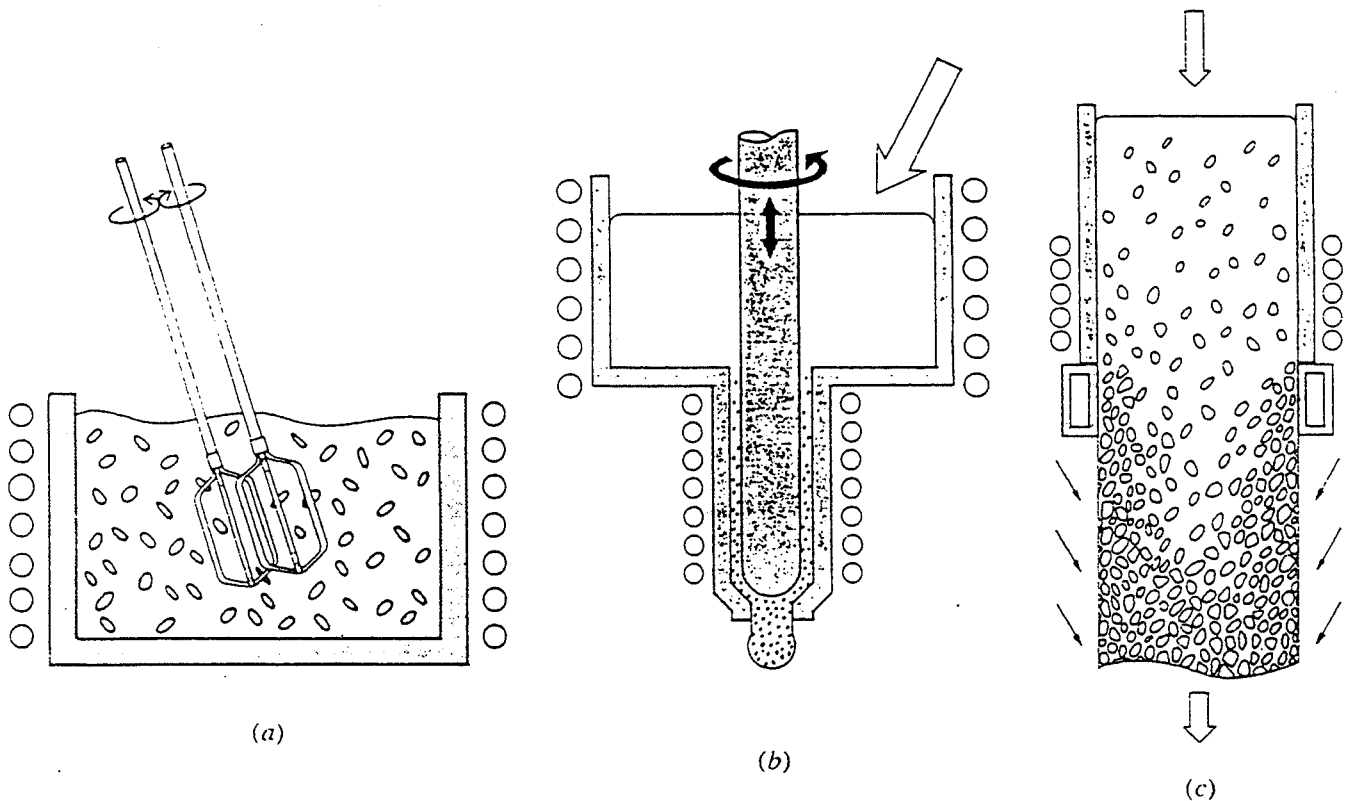


Fig. I.1-8 : Méthodes de production de structures semi-solides non dendritiques
(FLEMINGS [1991])

- (a) brassage mécanique d'une charge à température contrôlée
- (b) cisaillement en continu de l'alliage en cours de solidification
- (c) brassage électromagnétique en continu au cours de la solidification

1-2 Structure non dendritique obtenue par brassage lors de la solidification

Ainsi, depuis les années 70, l'équipe de FLEMINGS [1975] [1976] [1977] [1978] [1991] au MIT a montré qu'en imposant un cisaillement intense de l'alliage lors de la solidification, on obtenait une phase solide non dendritique, répartie de façon homogène dans la phase liquide. Cette structure à l'état semi-solide a la propriété de s'écouler sous faible charge même pour des fractions de phase solide pouvant atteindre 50 %. Elle est donc intéressante pour des aspects de mise en forme directe à l'état semi-solide.

Le dispositif mis au point pour obtenir ces nouvelles structures (Brevets : FLEMINGS [1978], MEHRABIAN [1976]), appelé **rheocaster**, s'inspire du viscosimètre de COUETTE (*Fig. I.1-7*) : l'alliage liquide est soumis à un cisaillement entre deux cylindres coaxiaux en rotation et simultanément à un refroidissement contrôlé. La technique consistant à couler en continu l'alliage ainsi obtenu, avec une fraction de phase solide donnée, est le **rheocasting** ou **rhéomoulage**. L'alliage brassé à l'état semi-solide est appelé souvent **gelée** (*slurry*). Une fois solidifié, cet alliage est dit **rhéomoulé** (*rheocast alloy*).

D'autres dispositifs ont été mis au point pour brasser l'alliage mi-solide mi-liquide et obtenir des structures globulaires. Le brassage peut être mécanique mais aussi électromagnétique (Brevet : WINTER [1980]), en continu ou sur une charge donnée de métal (*Fig. I.1-8*). Lorsqu'on atteint une température fixée de l'intervalle de solidification, c'est à dire pour une fraction de phase solide donnée, la gelée semi-solide peut être brassée en condition isotherme pendant un certain temps (typiquement de 0 à 40 mn) puis coulée dans un moule ou refroidie dans le creuset d'élaboration.

On trouve donc dans ce procédé quatre paramètres opératoires indépendants qui sont :

- la vitesse de refroidissement \dot{r}
- la vitesse de cisaillement de l'alliage lors du brassage $\dot{\gamma}$
- la température T de fin de brassage ou de brassage isotherme, fixant la fraction de phase solide avant coulée
- le temps de brassage t .

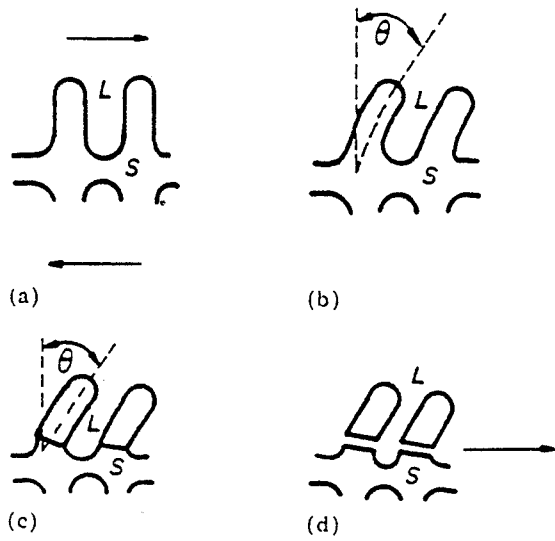


Fig. I.1-9 :
Mécanisme de fragmentation
des bras de dendrites
(DOHERTY [1984])
 (a) dendrite initiale, soumise à du cisaillement
 (b) flexion de la dendrite
 (c) formation de joints de grains de forte désorientation
 (d) dissolution de ces joints

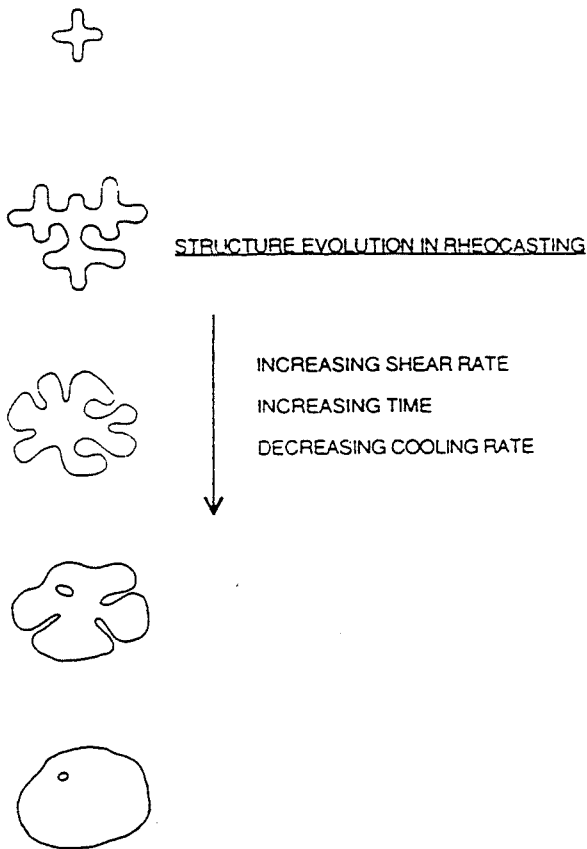


Fig. I.1-10 :
Evolution de la structure lors de
la solidification avec brassage
intense
(FLEMINGS [1991])

1-2-1 Mécanismes de formation de la structure non dendritique

D'après DOHERTY [1984], la structure non dendritique est obtenue par fragmentation des branches de dendrites qui naissent au cours de la solidification puis par ensemencement du bain. Cette fragmentation est provoquée par des contraintes mécaniques et des phénomènes de dissolution des joints de grains, selon le schéma suivant (*Fig. I.1-9*) :

- Lors de mouvements du fluide, les branches dendritiques sont soumises à des contraintes de cisaillement et donc à des mouvements de flexion.
- Cette déformation localisée entre les dendrites primaires et secondaires entraîne une recristallisation et la formation de joints de grains de forte désorientation.
- Pour des énergies de joints de grains supérieures à deux fois l'énergie d'interface liquide / solide (typiquement pour des désorientations supérieures à 20 °) il se produit une dissolution du joint de grain par le liquide. La dendrite secondaire se détache alors du bras primaire.

A ces effets d'origine mécanique s'ajoutent des phénomènes classiques de refusion à la racine des bras dendritiques (FLEMINGS [1991]) : phénomènes classiques de maturation décrits ci-dessus par KATTAMIS, pouvant être accélérés par la convection forcée due au brassage et donc par un transport facilité du soluté (MOLENAAR [1985], [1986]).

1-2-2 Paramètres de la structure rhéomoulée

La structure solidifiée se compose de grains solides non dendritiques et de dendrites grossières correspondant à la solidification lente de la phase liquide après brassage. Les deux phases ne peuvent être parfaitement identifiées que sur des échantillons prélevés dans le bain semi-solide et trempés ou sur des lopins solidifiés, refondus jusqu'à la température de fin de brassage puis trempés (FLEMINGS [1991]). Sur ces structures trempées, la phase solide se présente sous forme de rosettes ou de grains partiellement globulaires, plus ou moins agglomérés (*Fig. I.1-10*). Ces grains ou amas de grains sont entourés par la phase liquide trempée qui forme des dendrites fines.

De manière générale, la microstructure de ces gelées semi-solides peut être caractérisée par quatre paramètres :

- la fraction volumique de phase solide primaire (c'est à dire présente en fin de brassage), f_s ,
- la taille des particules solides élémentaires, d ,
- la morphologie de ces particules,
- leur degré d'agglomération.

Ces caractéristiques sont directement liées aux conditions d'élaboration et aux paramètres opératoires listés précédemment.

La fraction volumique de phase solide primaire (f_s) est reliée à la température de coulée. Dans les conditions d'équilibre, elle peut être déterminée comme dans le cas des structures dendritiques par la loi des segments inverses sur le diagramme d'équilibre ou par les modèles de microségrégation.

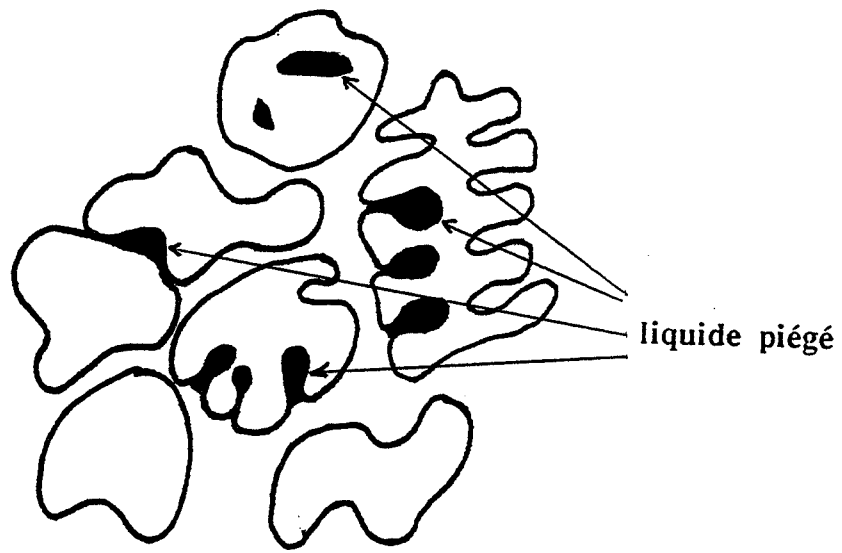


Fig. I.1-11 :
Illustration du liquide piégé

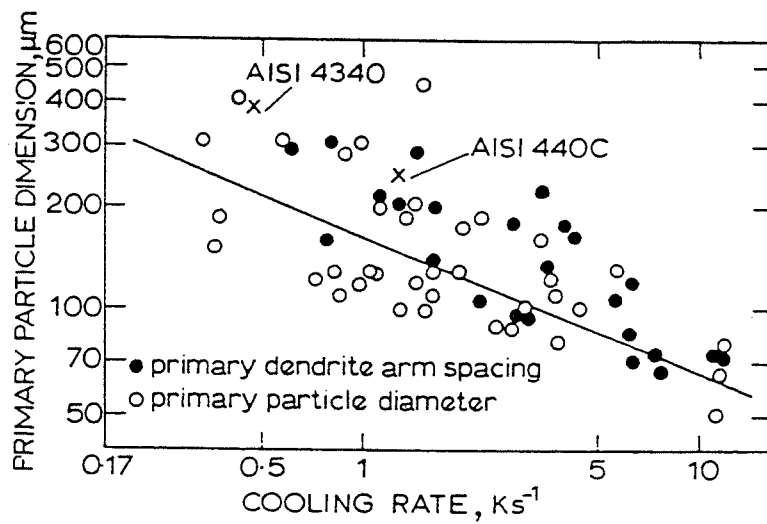


Fig. I.1-12 : **Distances interdendritiques et diamètres de particules, en fonction de la vitesse de refroidissement.**

Des valeurs expérimentales peuvent être obtenues en observant les microstructures de matériaux semi-solides trempés. On peut alors quantifier la fraction solide, facilement discernable, par planimétrie ou analyse d'image. Plusieurs techniques stéréologiques ont à ce sujet été présentées par SECONDE [1984]. Elles sont basées sur le théorème de ROSIWAL exprimant que la fraction linéaire de tout constituant d'un agrégat mesurée sur une section plane représentative est égale à sa fraction volumique.

La taille moyenne des grains de solide primaire, mais aussi la distribution de la taille des particules autour de cette taille moyenne, sont des paramètres importants vis à vis de la rhéologie et de la déformabilité de l'alliage semi-solide.

La morphologie des particules solides primaires peut se présenter sous différentes formes et évolue au cours du brassage (*Fig. I.1-10*). On distingue la forme dendritique, la forme en rosette, qui est une sorte de dendrite dégénérée et les formes globulaires.

Le **degré d'agglomération** indique la tendance de ces particules solides à former des amas. Il peut s'exprimer, par exemple, par la surface moyenne des agglomérats (ASSAR [1982], LÉHUY [1985]). On peut noter que le degré d'agglomération mesuré sur une coupe est souvent sous-estimé par rapport aux connections réelles de la phase solide dans les trois dimensions. Ce paramètre est très important vis à vis des propriétés de thixotropie des alliages semi-solides globulaires. Ce point sera développé dans la partie I.2 -3.

Enfin, la **fraction de liquide emprisonné** par les particules primaires, (f_{le}), est la quantité de phase liquide qui se trouve piégée, soit à l'intérieur d'une particule solide, soit entre deux particules d'un amas (*Fig. I.1-11*). Ce liquide ne participe donc ni à l'écoulement global ni aux mouvements de rotation et de glissement des grains solides dans la phase liquide. C'est une grandeur liée à la fois au degré d'agglomération et à la morphologie de la phase solide primaire. Ce paramètre est important du point de vue du comportement mécanique. En effet il convient de ne prendre en compte, pour modéliser les écoulements, que la fraction de phase liquide effective, c'est à dire participant réellement aux glissements et aux réarrangements des grains au cours de la déformation. Cette fraction liquide effective est égale à la fraction liquide fixée par la température à laquelle on retranche la fraction de liquide emprisonné.

1-2-3 Evolution de la structure avec les paramètres d'élaboration.

* Le brassage en cours de solidification va modifier la **fraction volumique de phase solide**, pour une température donnée, par rapport à une solidification dendritique. En effet, le brassage introduit dans le bain semi-solide une forte convection et donc une homogénéisation plus importante du soluté dans le bain liquide. De plus, le maintien prolongé à l'état semi-solide permet une diffusion importante dans la phase solide. Globalement, les concentrations à l'intérieur de chacune des deux phases sont plus homogènes et se rapprochent de l'état d'équilibre. La fraction de phase liquide mesurée, pour une structure brassée, sera en général plus faible à une température donnée que pour le même alliage à structure dendritique.

Fig. I.1-13 :

Influence de la vitesse de cisaillement sur la taille des particules solides (JOLY [1976])

mesures faites sur des alliages Plomb - Etain pour deux vitesses de solidification ($0,4 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ et $5 \cdot 10^{-3} \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$)

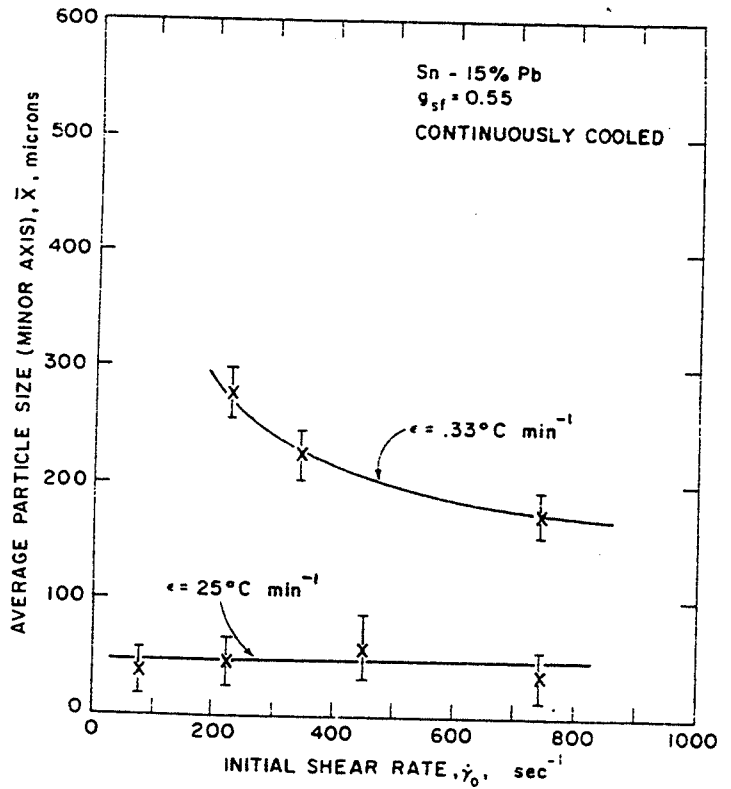
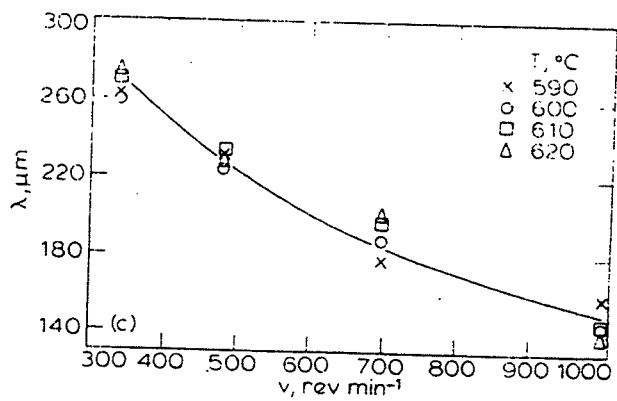


Fig. I.1-14 :

Influence de la vitesse du brasseur et de la température sur la taille des particules solides (ASSAR [1982])

mesures faites sur des alliages Aluminium - Cuivre pour une vitesse de solidification de $3 \cdot 10^{-2} \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$



* La taille moyenne des grains solides est liée à la vitesse de refroidissement primaire, à la vitesse de cisaillement, à la température et au temps de brassage :

influence de la vitesse de refroidissement :

La taille des particules solides diminue lorsque la vitesse de refroidissement primaire augmente ; on trouve dans la littérature des essais réalisés avec des vitesses de refroidissement variant entre 0.02 et 15 °C / s (ICHIKAWA [1987]). La *Figure I.1-12* regroupe des mesures effectuées au MIT sur des alliages Sn - Pb à structure dendritique ou globulaire, ainsi que des résultats de YOUNG [1979] sur des aciers.

Nous pouvons voir que pour une vitesse de refroidissement donnée, les distances interdendritiques primaires sont du même ordre de grandeur que la taille des particules globulaires. La relation reliant la taille des particules primaires, d , à la vitesse de refroidissement, \dot{r} , peut être décrite par une loi du type :

$$d = a (\dot{r})^{-b}$$

dans laquelle les paramètres a et b dépendent de l'alliage considéré, mais aussi de la vitesse de cisaillement et de la fraction solide.

influence de la vitesse de cisaillement :

Sur la *Figure I.1-13*, JOLY [1976] présente le cas d'un alliage Sn - 15%Pb, élaboré en refroidissement continu, avec des vitesses de cisaillement comprises entre 115 et 750 s⁻¹. La fraction solide considérée dans ces mesures est celle de fin de brassage, égale dans ce cas à 0,55. Elle montre que pour les faibles vitesses de refroidissement (5,5 10⁻³ K / s), l'accroissement de la vitesse de cisaillement $\dot{\gamma}$ diminue la taille des particules primaires. De même pour un alliage Al - 4,5 Cu refroidi lentement avec une fraction solide comprise entre 0,2 et 0,55, ASSAR [1982] observe l'influence de la vitesse de brassage sur la taille des particules (*Fig. I.1-14*) : la taille des particules solides est indépendante de la fraction solide et vaut 260 et 140 μm pour une vitesse de brassage de respectivement 300 et 1000 tours / mn.

Par contre, il semble que pour les fortes vitesses de refroidissement (0,5 K / s), la vitesse de cisaillement n'ait aucune influence sur la taille des particules solides primaires (ICHIKAWA [1987], JOLY [1976]) (*Fig. I.1-13*).

influence de la température :

L'effet de la température de fin de brassage sur la taille des particules primaires a été étudié par LEHUY [1985] sur un alliage commercial ZA 27 (*Fig. I.1-15*). Le diamètre des particules est relativement constant jusqu'à une fraction solide de 0,35, l'accroissement de la fraction solide se faisant alors par nucléation de nouvelles particules. Pour une fraction solide supérieure à 0,35, les particules élémentaires grossissent. Leur taille, par exemple, double pour une fraction solide passant de 35 à 60 %. De même, les essais réalisés sur les alliages Sn - 15%Pb par JOLY [1976] montrent clairement, pour des vitesses de refroidissement de l'ordre de 0,5 °C / s, que la taille des particules primaires solides est doublée lorsque la fraction solide passe de 20 à 50%.

influence du temps de brassage:

La structure grossit d'autant plus que le temps total de brassage dans l'état semi-solide est plus long, c'est à dire que la vitesse de refroidissement est plus faible ou que l'on a un maintien isotherme prolongé. Certains auteurs comme DOHERTY [1984] rapportent que le rayon de courbure de l'interface solide / liquide augmente au cours d'un maintien dans l'état semi-solide. Ces observations laissent à penser que le grossissement du grain solide dans la phase liquide est régi par l'énergie d'interface et les mécanismes classiques de maturation et de diffusion (GANG [1990]), accélérés par le transport des solutés lors du brassage.

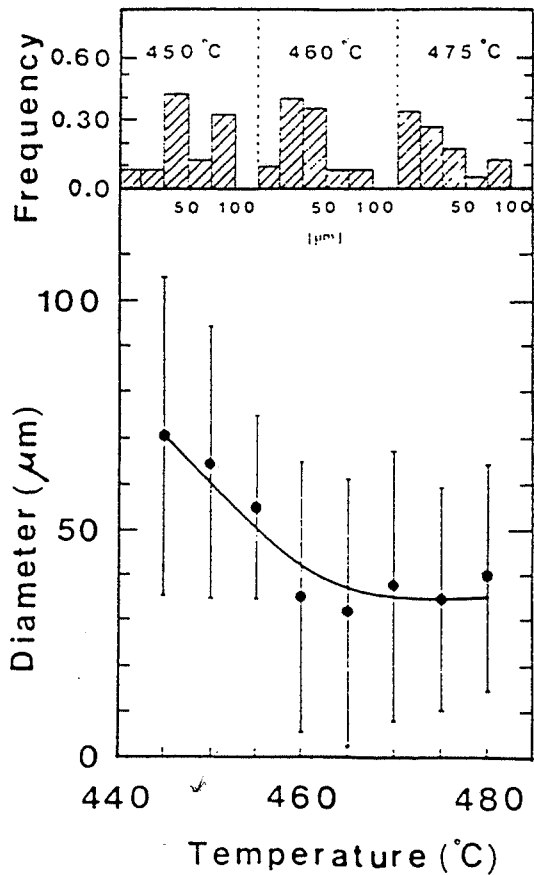


Fig. I.1-15 :
Influence de la Température de coulée (fin de brassage) sur la taille des particules solides (LEHUY [1985])
 mesures faites sur des alliages Zinc - Aluminium

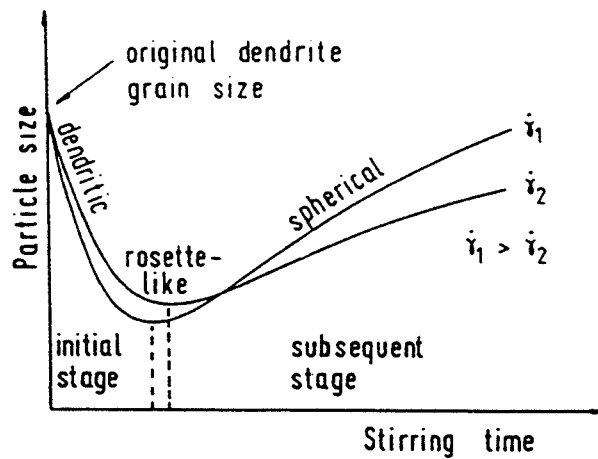


Fig. I.1-16 : **Evolution de la taille des particules solides et de leur morphologie en fonction du temps de brassage (WAN [1990])**
 évolution au cours d'un brassage isotherme, pour deux vitesses de cisaillement

* La **morphologie** de la phase solide évolue avec l'augmentation du temps de brassage et de la vitesse de cisaillement. Elle passe d'une forme dendritique dégénérée (ou rosette) vers une forme plus sphéroïdale (*Fig. I.1-16*) (GANG [1990]). A un moindre niveau, un brassage à forte fraction solide produit un cisaillement intense des dendrites dégénérées et donc des grains plus globulaires (CHENG [1986]).

* Le **degré d'agglomération** dépend principalement de $\dot{\gamma}$ mais aussi de \dot{r} et de T (ou f_s). Il diminue lorsque $\dot{\gamma}$, \dot{r} ou T augmentent. CHENG [1986] montre en effet qu'une augmentation de la fraction solide, c'est à dire une diminution de la température, entraîne d'une part un grossissement des particules, comme nous l'avons vu ci-dessus et d'autre part une agglomération plus importante de ces particules.

Signalons les mesures de PAI et JONES [1983] sur le degré d'agglomération des particules solides lors d'un maintien isotherme après arrêt du brassage. Pour un alliage Sn - Pb, la fraction de particules solides indépendantes passe de 30 à 0 % après un repos de 10 mn. Cet aspect sera développé dans la partie I.2 -3 consacrée aux propriétés de thixotropie.

* La **fraction de liquide emprisonné** évolue, dans le sens opposé au degré d'agglomération, avec \dot{r} , $\dot{\gamma}$ et T. Elle diminue lorsque la morphologie de la phase solide devient plus globulaire.

Par exemple, JOLY et MEHRABIAN [1976] ont mesuré la fraction volumique de liquide piégé sur des échantillons Pb - Sn brassés, avec une fraction de phase solide finale de 0,55. Les résultats sont reportés en fonction de la vitesse de cisaillement et de la vitesse de refroidissement dans le tableau ci-dessous.

\dot{r} (K/s)	$\dot{\gamma}$ (s^{-1})	230	750
$5,5 \cdot 10^{-3}$		0,02	-
0,4		0,13	0,08

Fraction volumique de liquide piégé en fonction des paramètres d'élaboration :

\dot{r} vitesse de solidification

$\dot{\gamma}$ vitesse de cisaillement.

Nous voyons donc que la fraction volumique de liquide piégé est d'autant plus faible que la vitesse de refroidissement est plus faible ou que la vitesse de cisaillement est plus élevée. Il semble cependant que la vitesse de refroidissement ne joue un rôle sur la proportion de liquide piégé que par l'intermédiaire du temps de brassage qui est plus long dans le cas d'un refroidissement lent.

L'influence des différents paramètres d'élaboration sur la taille, la morphologie et le degré d'agglomération des particules solides peut être synthétisée dans le tableau suivant :

paramètres d'élaboration				particules primaires		
vitesse refroidissement	vitesse de cisaillement	temps de brassage	température de brassage	taille	morphologie	d° d'agglomération
\dot{T}	$\dot{\gamma}$	t	T	d	sphéricité	
↑	-	-	-	↓	?	?
-	↑	-	-	↓	↑	↓
-	-	↑	-	↑	↑	↓
-	-	-	↓	↑	↑	↑

↑ : accroissement de la valeur ↓ : diminution de la valeur - : valeur constante ? : effet ignoré

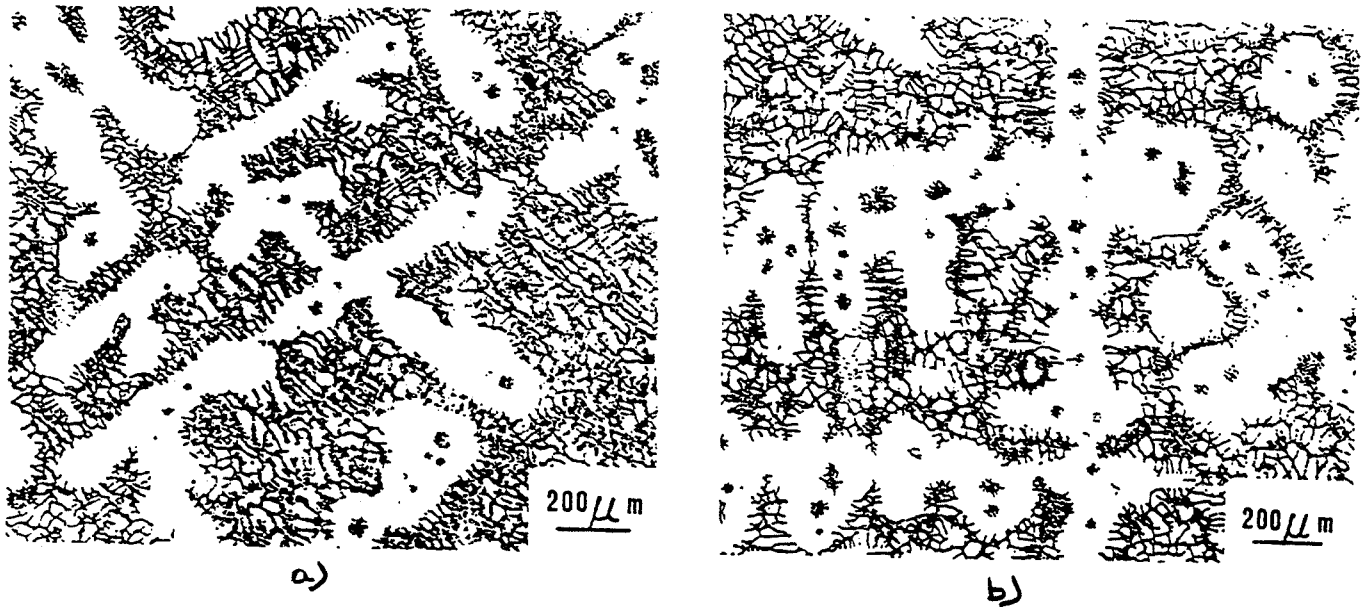


Fig.I.1-17 : Microstructure d'un superalliage dendritique refondu (CHEN [1979])

- a) maintien isotherme de 5 mn à température correspondant à une fraction solide de 0,35
- b) maintien isotherme de 20 mn

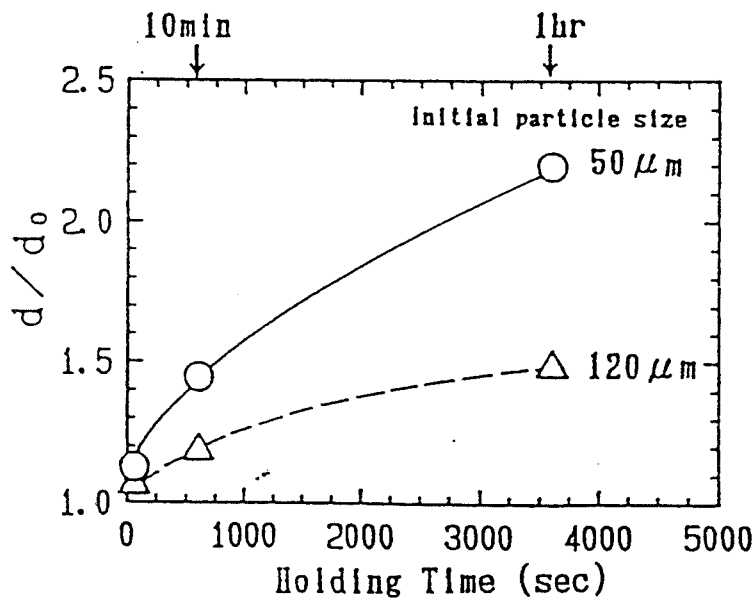


Fig.I.1-18 : Grossissement d'une structure rhéomoulée réchauffée à l'état semi-solide, avec le temps de maintien (KIJIMA [1990])

maintien isotherme sur des alliages Aluminium - Cuivre pour une fraction solide de 0,5
 d_0 : diamètre initial des particules solides, d : diamètre après maintien à température

2 Etat semi-solide obtenu par refusion partielle

Les structures semi-solides obtenues par réchauffage (refusion partielle) dépendent des paramètres suivants (SUERY [1990]) :

- la composition de l'alliage
- les conditions de solidification initiales (jouant sur la taille et la morphologie de la structure avant refusion)
- les traitements thermomécaniques subis à l'état solide avant refusion (vieillessement, recuit, écrouissage...)
- la vitesse de réchauffage
- la température atteinte lors de la refusion
- le temps de maintien à l'état semi-solide

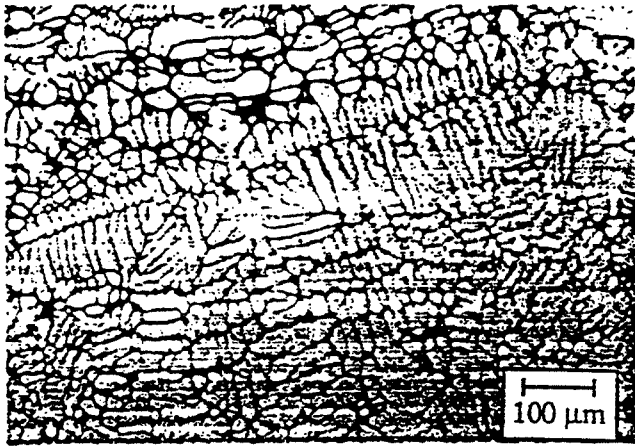
Plusieurs types de structures initiales ont été plus particulièrement étudiés :

- les structures dendritiques.
- les structures obtenues par brassage lors de la solidification, puis solidifiées (alliages rhéomoulés).
- les structures ayant subi un corroyage à l'état solide avant refusion.
- les structures issues de la métallurgie des poudres.

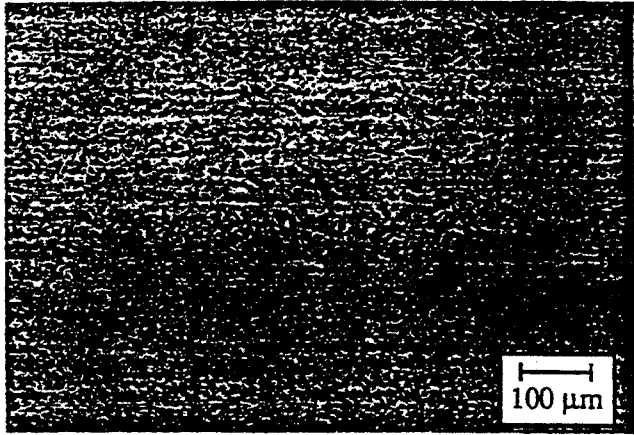
2-1 Structure dendritique réchauffée

Au cours du réchauffage, les zones riches en solutés et donc en particulier les zones interdendritiques fondent les premières. On retrouve, pendant un maintien à l'état semi-solide, une configuration semblable à celle obtenue à la solidification : une phase solide dendritique et un liquide interdendritique riche en soluté. Se produisent ensuite les mêmes phénomènes de maturation de la structure semi - solide que lors de la solidification (voir paragraphe 1-1-3). Il faut cependant remarquer qu'un processus d'homogénéisation par diffusion du soluté depuis les zones interdendritiques ségréguées peut avoir lieu pendant la solidification initiale puis le réchauffage.

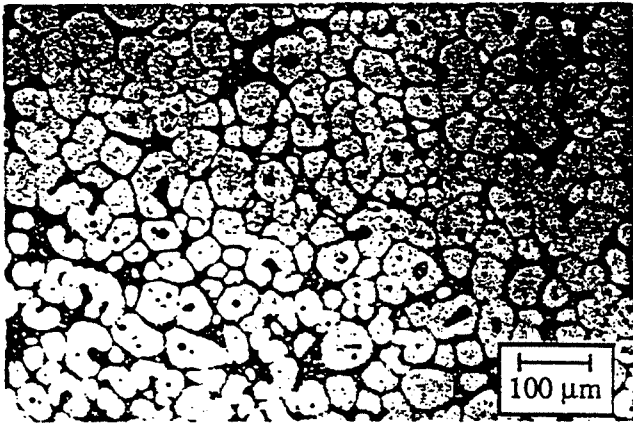
La structure grossit au cours d'un maintien à l'état semi-solide (CHENG [1986], APELIAN [1974]) (*Fig. I.1-17*) et évolue vers une phase solide plus globulaire suivant des mécanismes de maturation.



(a)



(b)



(c)

Fig. I.1-19 :

Production d'un alliage semi-solide globulaire par le procédé SIMA. tiré de (FLEMINGS [1991])

- a) structure dendritique initiale
- b) structure corroyée
- c) structure corroyée refondue partiellement

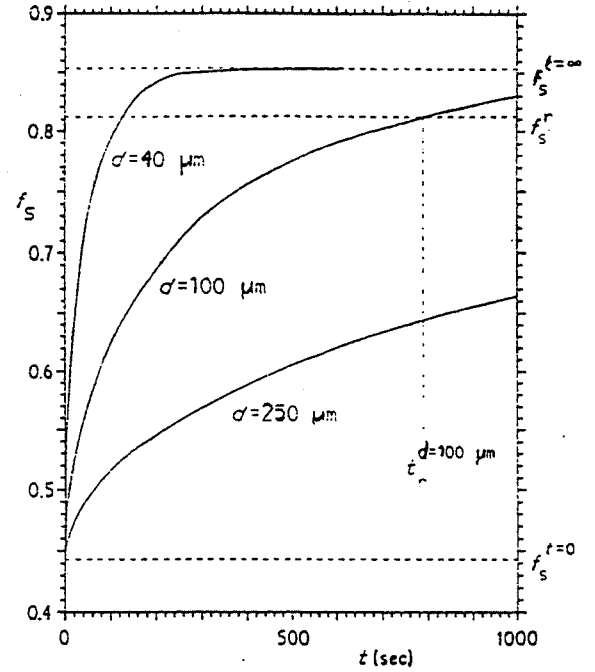


Fig. I.1-20 :

Evolution de la fraction solide de poudres refondues en fonction du temps de maintien isotherme (YOUNG [1986])

phénomène de diffusion entre les phases formées par des poudres de composition différente

2-2 Structure rhéomoulée réchauffée

Lors d'une refusion partielle depuis l'état solide, les alliages rhéomoulés retrouvent leur structure initiale de fin de brassage, c'est à dire des grains de phase solide, plus ou moins globulaires et agglomérés, entourés par la phase liquide (CHENG [1986]).

KIJIMA [1990] a étudié sur des alliages Al-Cu le grossissement de ces particules solides lors d'un maintien à l'état semi-solide, c'est à dire pour une température fixée. Le grossissement est plus rapide lorsque la taille des grains solides est initialement plus fine (*Fig. I.1-18*). Les données de KIJIMA, sont en accord avec les modèles classiques de mûrissement à l'état semi-solide dans lesquels la minimisation de l'énergie de surface provoque la disparition des zones à forte courbure (mécanismes pouvant s'apparenter au mûrissement d'OSTWALD, en anglais OSTWALD Ripening) (KURTZ [1988], GANG [1990]).

2-3 Structure corroyée réchauffée

YOUNG [1976], [1979], [1986], [1990], propose une méthode originale pour obtenir des alliages semi-solides à phase solide globulaire : le procédé S.I.M.A. (Stress Induced Melt Activated) consistant à corroyer un alliage avant de le refondre partiellement jusqu'à l'état semi-solide.

On observe dans ce cas un comportement à la refusion très différent de celui d'une structure dendritique non corroyée : la structure refondue partiellement présente une phase solide globulaire très fine et homogène (*Fig. I.1-19*).

En effet, le corroyage d'une structure solide dendritique déforme les zones ségréguées de solidification (allongement des dendrites dans le sens de l'écoulement jusqu'à former, pour des taux de corroyage élevés, un assemblage de fibres parallèles (POKORNY [1967])). Les zones ségréguées sont réparties plus finement dans l'alliage et produisent donc au réchauffage des points de fusion bien dispersés. L'écrouissage par ailleurs entraîne des phénomènes de recristallisation et de dissolution des joint de grains pendant le réchauffage.

2-4 Structure issue de métallurgie des poudres

Les techniques de métallurgie des poudres permettent, par mélange et compaction de différentes poudres d'obtenir des demi-produits susceptibles d'être refondus partiellement. Les structures semi-solides correspondantes peuvent être très variées et dépendent de la composition, de la taille et de la morphologie des poudres initiales. Le frittage avec phase liquide est une application de cette technique.

YOUNG [1986] rapporte des essais réalisés sur un mélange de poudres d'Aluminium pur et de poudres Al - 50 % Mg. Au réchauffage, la poudre d'Aluminium reste sous forme de grains solides entourés par la poudre enrichie qui a fondu. Les mécanismes de diffusion de solutés entre les deux phases vont faire évoluer la structure semi-solide vers un état d'équilibre thermochimique. En particulier, la fraction volumique de phase solide tend vers la valeur fixée par le diagramme d'équilibre. Elle évolue en fonction du temps de maintien en température et du diamètre initial des grains solides (*Fig. I.1-20*).

Notons que la métallurgie des poudres permet d'obtenir une structure semi-solide avec des tailles de particules contrôlées, de l'ordre de 10 à 40 μm , en général plus faibles que celles obtenues par brassage.

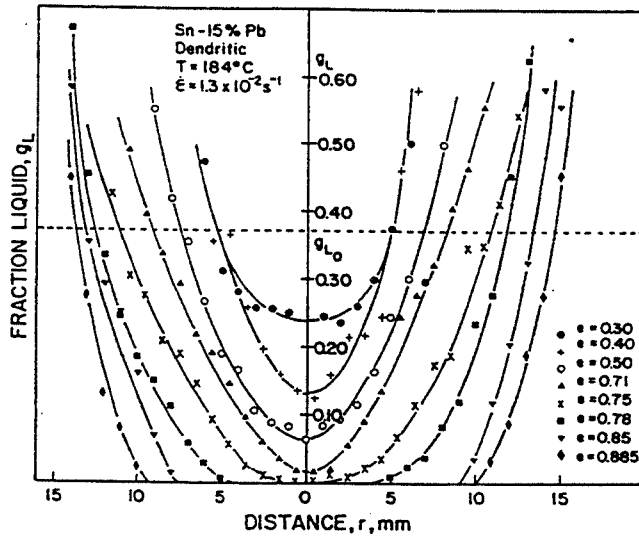


Fig. I.1-21 : Mesure de l'éjection de la phase liquide le long d'un rayon d'une éprouvette cylindrique comprimée entre plateaux parallèles, en fonction du taux de déformation final (ϵ) (SUERY [1982])

alliage Plomb - Etain ; vitesses de déformation $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

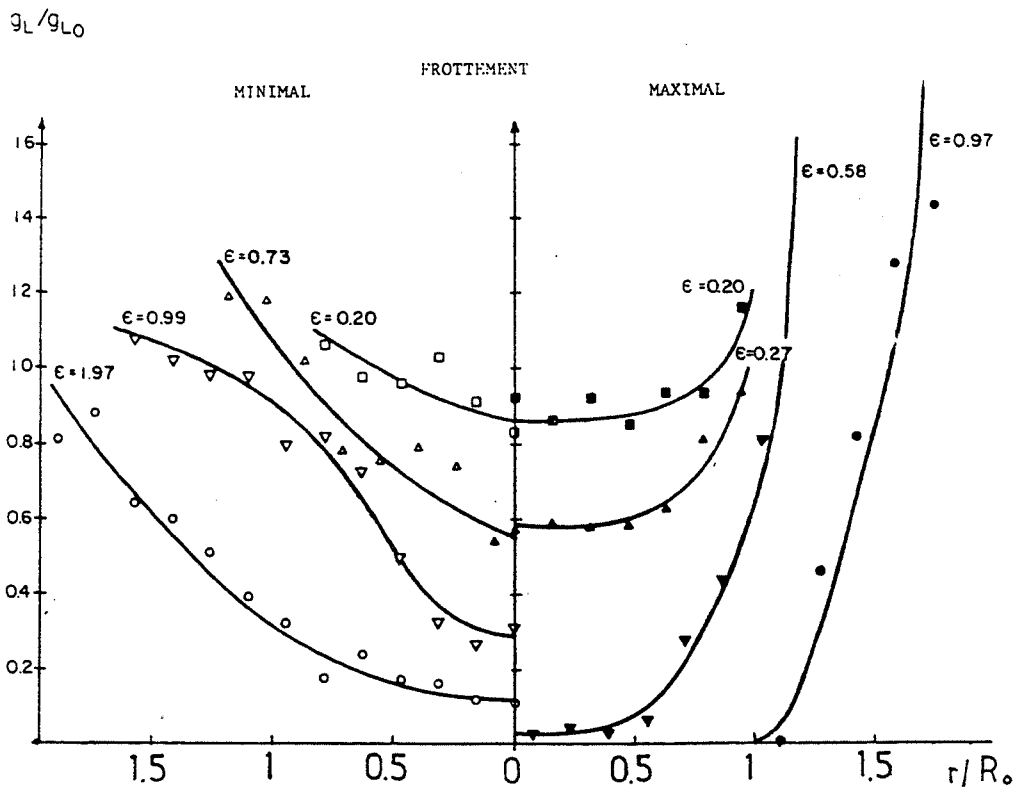


Fig. I.1-22: Mesure de l'éjection de la phase liquide le long d'un rayon d'une éprouvette cylindrique comprimée entre plateaux parallèles, en fonction du niveau de frottement (CHARREYRON [1983])

alliage Plomb - Etain ; vitesses de déformation $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; ϵ est la déformation généralisée

3 Structure semi-solide pendant la déformation

Lors de la déformation des alliages à l'état semi-solide, on observe dans de nombreux cas un écoulement non homogène des phases solide et liquide : la phase liquide riche en solutés s'écoule préférentiellement dans certaines zones qui se retrouvent, après solidification complète, fortement ségréguées. L'évolution de la microstructure semi-solide lors de la déformation est donc un phénomène important pour la mise en forme de pièces industrielles pour lesquelles on recherche la meilleure homogénéité possible.

Les diverses études (SUERY [1982], CHARREYRON [1983], SECONDE [1984]) sur l'écoulement de la phase liquide (ou encore **éjection** de la phase liquide) lors d'une déformation montrent l'influence du régime d'écoulement (vitesse de déformation, taux de déformation, frottement), de la taille et de la morphologie de la phase solide et de la fraction volumique de phase solide.

influence de la vitesse de déformation :

Lors d'essais d'écrasement d'une structure dendritique semi-solide, SUERY [1982] mesure après déformation à faible vitesse, typiquement 10^{-3} à 10^{-1} s⁻¹, une forte éjection du liquide vers l'extérieur de l'échantillon (*Fig. I.1-21*). A forte vitesse (60 et 1200 s⁻¹) l'écoulement du mélange liquide / solide est homogène.

influence du frottement :

CHARREYRON [1983] montre qu'un frottement fort de l'alliage semi-solide contre l'outillage favorise l'écoulement du liquide hors du réseau solide (*Fig. I.1-22*).

influence de la morphologie et de la taille de la structure :

L'éjection de la phase liquide se produit lorsque la phase solide est interconnectée et forme un réseau. La déformation de ce "squelette" entraîne une variation volumique des pores remplis de liquide et introduit donc un gradient de pression dans la phase liquide. Celle-ci se trouve alors éjectée vers les zones à faibles pressions (mécanisme de l'éponge). Ce mécanisme s'observe par exemple lors d'une opération de filage dans laquelle apparaît une étape initiale de filtration du liquide (PINSKY [1984]).

On constate cependant que même pour des structures globulaires non connectées la phase liquide est parfois éjectée. Ce phénomène est observé par exemple dans une opération de laminage direct d'une gelée semi-solide (KIUCHI [1990]) (*Fig. I.1-23*).

En résumé, le phénomène d'éjection de la phase liquide se produit chaque fois que le solide ne peut s'écouler aussi rapidement que le liquide, soit parce qu'il est sous forme de squelette avec une rigidité plus importante que celle d'un fluide, soit parce que son déplacement est limité par du frottement, soit encore parce qu'il est coincé dans l'outillage. On peut supposer que lorsque le rapport de la taille des globules solides à la taille de l'outillage est supérieur à une certaine limite, typiquement 1 pour 20 (LAROCHE [1990]), les particules solides se trouvent coincées et s'accumulent devant les passages étroits de l'outillage.

Les modèles mécaniques décrivant ces phénomènes sont développés dans le chapitre III.

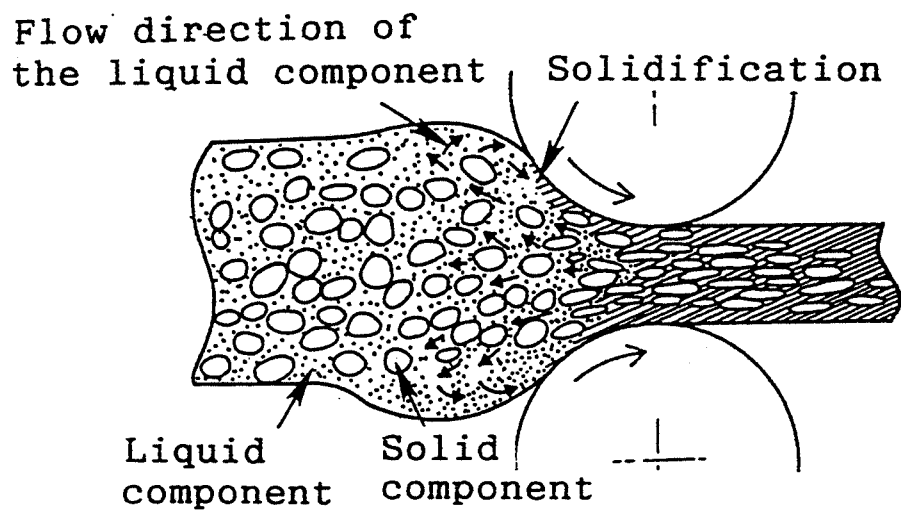


Fig. I.1-23 : Ejection de la phase liquide dans une opération de laminage à l'état semi-solide (KIUCHI [1990])

Partie I - 2 - Rhéologie des alliages semi - solides

D'une manière générale les modèles rhéologiques considèrent les alliages semi-solides comme des matériaux homogènes incompressibles. La loi rhéologique classiquement trouvée est alors de la forme (LEVAILLANT [1990]) :

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\dot{\epsilon}, t)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente (MPa)
 $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation généralisée (s^{-1})
 t est le temps (s)

Cette loi devient, pour des sollicitations en cisaillement simple :

$$\tau = \tau(\dot{\gamma}, t)$$

avec τ et $\dot{\gamma}$ respectivement la contrainte et la vitesse de cisaillement.

Par analogie avec le cas d'un fluide newtonien* , on pose la relation :

$$\tau = \eta_a \dot{\gamma}$$

dans laquelle η_a est la **viscosité apparente** de l'alliage semi-solide. Cette viscosité apparente dépend dans la plupart des cas de la fraction de phase solide et de la vitesse de cisaillement. Elle s'exprime en Poiseuille (1 Pl = 1 Pa . s) ou en Poise (1 P = 0,1 Pl).

* un fluide est dit newtonien lorsque sa viscosité η définie par $\tau = \eta \dot{\gamma}$ est constante, pour une pression et une température données.

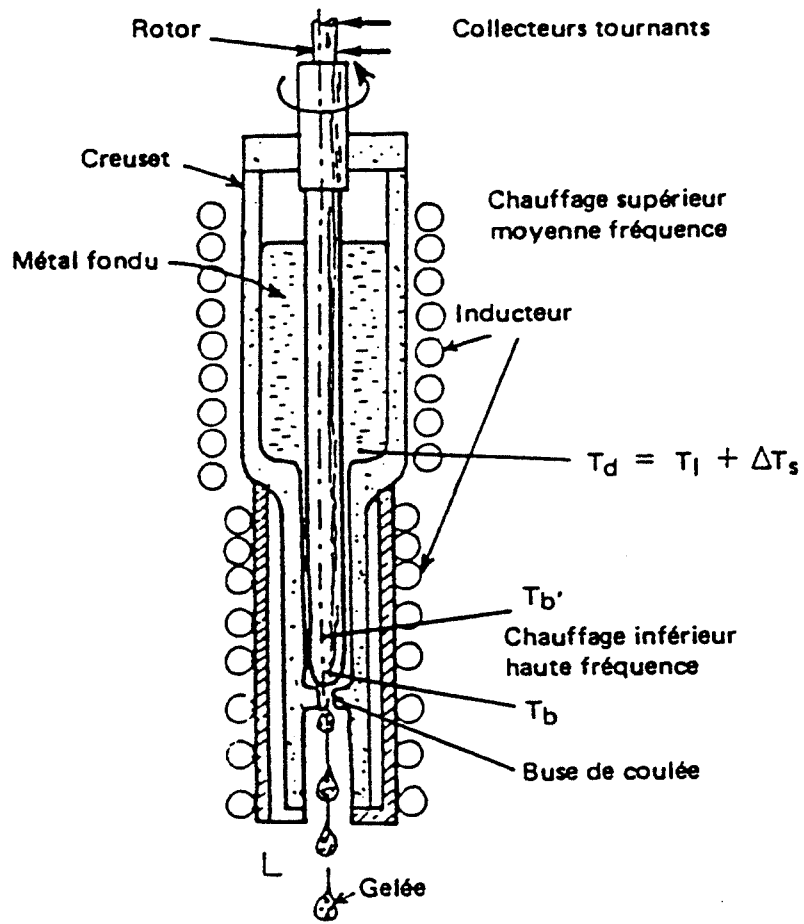


Fig.1.2-1 : Viscosimètre de type COUETTE (COLLOT [1985])

Différents dispositifs de mesure de viscosité ou essais rhéologiques sont utilisés (**section 1**) :

- essais en viscosimètre de COUETTE
- essais de compression entre plateaux parallèles
- essais de filage, ou essai d'indentation

Nous exposerons dans la **section 2** l'ensemble des données rhéologiques obtenues en régime stationnaire. Ces résultats concernent principalement des alliages modèles (alliages Pb - Sn, Zn - Sn, Al - Cu...) ou des alliages légers (alliages d'Aluminium ou de Magnésium). Le paragraphe 2-3 sera consacré aux quelques résultats obtenus sur les aciers.

Le régime transitoire peut faire apparaître une propriété importante pour les applications industrielles : la thixotropie, propre à certains alliages semi-solides présentant une structure globulaire. Les différentes techniques de mesure de cette grandeur, ainsi que les paramètres influents sont décrits dans la **section 3**.

1 Appareils de mesure de viscosité

1-1 viscosimètre de type COUETTE

Les mesures de viscosités dans ce type de dispositif (*Fig.I.2-1*) sont effectuées pendant la solidification de l'alliage (essai en refroidissement continu) ou lors d'un palier isotherme au cours du refroidissement (essai isotherme à fraction de phase liquide constante). Le métal est soumis simultanément à un refroidissement depuis l'état liquide et à un cisaillement entre deux cylindres coaxiaux. Les structures formées dans ce dispositif sont des structures brassées, à phase solide globulaire, appelées gelées ou **alliages rhéomoulés** (voir la section I.1 -1-2).

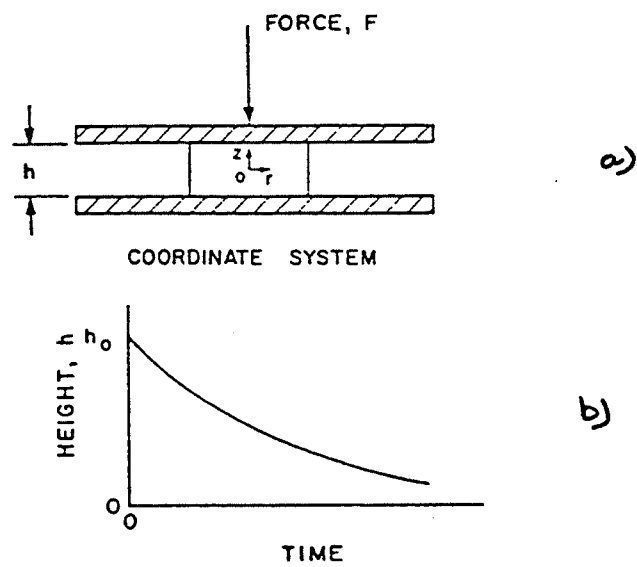


Fig. I.2-2 : Essai de compression entre plateaux parallèles

- a) géométrie de l'essai
- b) enregistrement de la hauteur h en fonction du temps

Le plus souvent, le cylindre intérieur tourne à vitesse constante. La modélisation de l'écoulement à l'intérieur du viscosimètre est obtenue, dans le cas d'un fluide newtonien incompressible de viscosité η , par la résolution des équations de NAVIER STOKES (AGASSANT [1986]). Si l'on néglige les forces d'inertie et de gravité (hypothèses raisonnables dans la plupart des cas), on déduit directement la viscosité η en fonction de la géométrie du dispositif, de la vitesse de rotation et de la mesure du couple résistant exercé par l'alliage cisailé :

$$\eta = \frac{T (1 - \kappa^2)}{4 \pi h R^2 \Omega \kappa^2} \quad [I.2-1]$$

où T est le couple résistant exercé par le fluide sur le stator (N.m)
 κ est le rapport des diamètres cylindre intérieur sur cylindre extérieur
 Ω est la vitesse angulaire du rotor (s^{-1})
h est la hauteur de fluide cisailé (m)
R est le rayon extérieur du viscosimètre (m)

La vitesse de cisaillement dans le viscosimètre est donnée par la relation :

$$\dot{\gamma} = \frac{2 \Omega \kappa}{1 - \kappa^2} \quad [I.2-2]$$

Notons que dans le cas des alliages semi-solides, l'équation [I.2-1] sert à calculer une viscosité apparente η_a pouvant dépendre par exemple de la vitesse ou du taux de cisaillement. En toute rigueur, c'est le système complet des équations de l'équilibre dynamique (AGASSANT [1986]) qu'il conviendrait de résoudre et non les équations simplifiées de NAVIER STOKES établies pour un fluide à viscosité constante. Nous supposons tout de même que les erreurs introduites sont négligeables et que l'utilisation qui est faite des équations [I.2-1] et [I.2-2] dans le cas d'un fluide non newtonien reste valable.

Les vitesses de cisaillement atteintes dans ce type de viscosimètres sont élevées, comprises en général entre 10 et 1000 s^{-1} .

1-2 essai de compression entre plateaux parallèles

Ce type d'essai rhéologique (*Fig. I.2-2*) permet d'étudier, contrairement au viscosimètre de COUETTE, des matériaux refondus partiellement depuis l'état solide. La morphologie de la phase solide après réchauffage dépend de la structure initiale du matériau. Elle peut de ce fait être globulaire ou dendritique (SUERY [1982], LAXMANAN [1980]).

L'essai de compression consiste à appliquer une charge constante F sur un lopin cylindrique de hauteur et diamètre initiaux h_0 et d_0 . h et R sont respectivement la hauteur et le rayon de l'échantillon au cours de la déformation.

Pour établir le système d'équations qui régit l'écoulement, les différents auteurs (SUERY [1982], LAXMANAN [1980]) introduisent dans le modèle une loi de comportement du matériau :

- * La loi la plus simple est celle d'un fluide newtonien avec, par définition, une viscosité η constante.
- * Plus généralement, on choisit une loi de type **pseudoplastique**, où la viscosité apparente η_a du matériau dépend de la vitesse de cisaillement par la relation puissance :

$$\eta_a = K \dot{\gamma}^{m-1} \quad [I.2-3]$$

K et m sont les paramètres de la loi de comportement.

L'essai peut se présenter sous deux configurations possibles :

- le cas où les plateaux sont larges par rapport au diamètre de l'échantillon. Le volume de matière écrasé reste alors constant pendant la déformation.
- le cas où le diamètre des plateaux est égal au diamètre initial de l'échantillon. C'est la configuration classique du **viscosimètre à plateaux parallèles**. Pendant la déformation, le matériau comprimé s'écoule donc en continu hors du viscosimètre et la surface de contact entre l'échantillon et les plateaux reste constante.

Nous ne donnerons ici que les résultats de la modélisation introduisant une loi de comportement pseudoplastique, plus largement employée dans le cas des alliages semi-solides.

Dans le cas de plateaux larges par rapport au diamètre du lopin, les calculs ont été faits par LAXMANAN [1990]. La modélisation se fait dans le cas particulier où $h \ll R$ (c'est à dire pour une configuration très plate). La vitesse axiale v_z est alors négligeable devant la vitesse radiale v_r et la déformation est réduite à un cisaillement simple. Avec ces hypothèses, l'équation donnant la hauteur de l'échantillon h en fonction du temps t , s'exprime par :

$$\frac{h_0}{h} = \left\{ 1 + \left(\frac{3m+5}{2m} \right) h_0^{(m+1)/m} y t \right\}^{2m/(3m+5)} \quad [I.2-4]$$

où y est donné par la relation :

$$y = \left\{ \left(\frac{2m}{2m+1} \right)^m (m+3) \frac{4F/K}{\pi d_0^{m+3}} \right\}^{1/m} \quad [I.2-5]$$

Rappelons que F est la charge constante appliquée, d_0 le diamètre initial de l'échantillon, K et m les paramètres de la loi de comportement pseudoplastique.

La vitesse de cisaillement est donnée en tout point $M(r, \theta, z)$ de l'échantillon par la relation :

$$\dot{\gamma} = - \frac{\partial v_r}{\partial z} = - \frac{2}{h^2} \frac{dh}{dt} \left(\frac{2m+1}{2m} \right) \left(\frac{z}{h/2} \right)^{1/m} r$$

Ainsi, l'enregistrement de la hauteur instantanée du lopin permet-elle, grâce à l'équation [I.2-4], de déterminer les paramètres K et m de la loi rhéologique. En pratique, on utilise plutôt les relations équivalentes à [I.2-4] :

$$-\frac{dh}{dt} = y h_0^{-(m+3)/2m} h^{5(m+1)/2m}$$

ou encore :

$$\log\left(-\frac{dh}{dt}\right) = \log\left(y h_0^{-(m+3)/2m}\right) + \frac{5(m+1)}{2m} \log(h)$$

Pour un viscosimètre classique à plateaux parallèles (diamètre initial du lopin égal au diamètre des plateaux), la modélisation de SCOTT [1932] donne la relation suivante :

$$\frac{h_0}{h} = \left\{ 1 + \left(\frac{m+1}{m}\right) h_0^{(m+1)/m} y t \right\}^{m/(m+1)}$$

la valeur de y étant donnée par la relation [I.2-5].

Les vitesses de déformation atteintes dans ce type de viscosimètre sont généralement faibles, de l'ordre de 10^{-5} à 10^{-2} s^{-1} . Quelques essais à plus grande vitesse (30 , 60 et 1200 s^{-1}) ont été réalisés par SUERY en utilisant des machines de compression rapides.

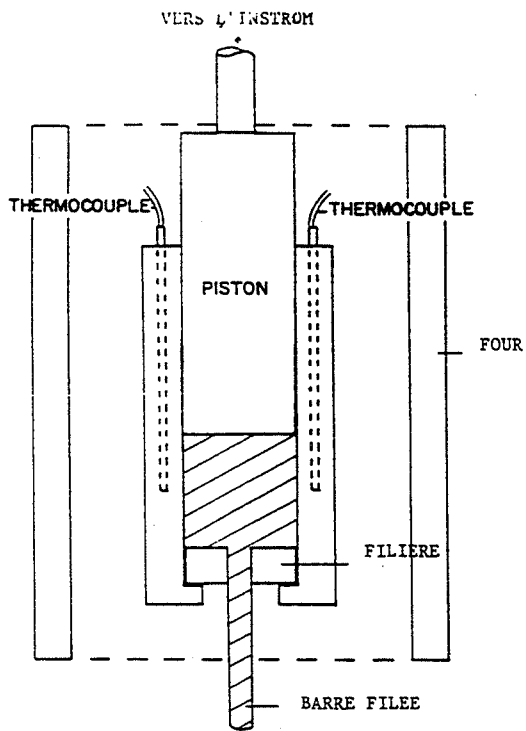


Fig. I.2-3 :
Essai de filage (CHARREYRON [1983])

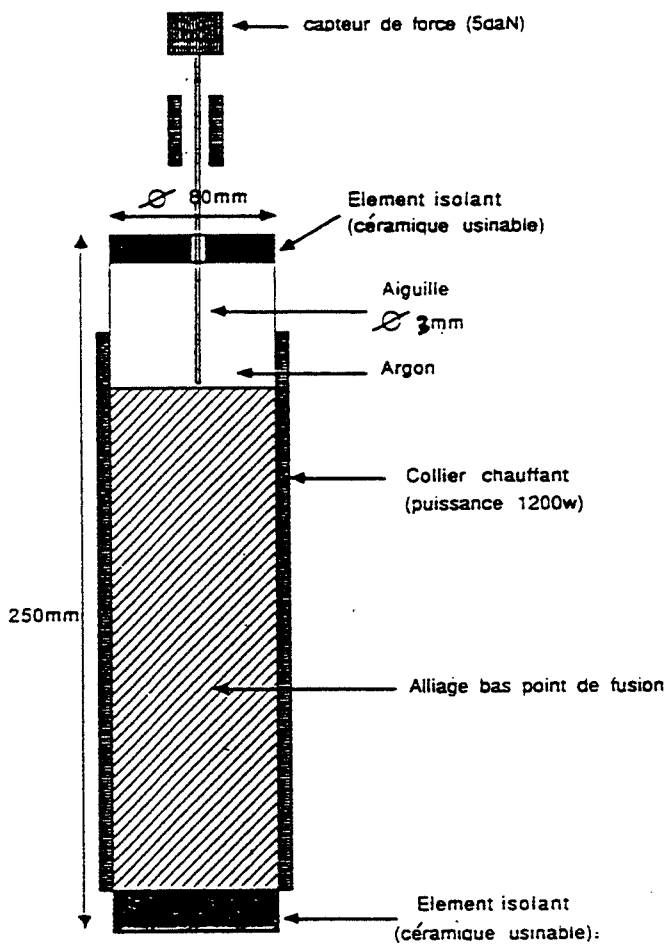


Fig. I.2-4 :
Essai d'indentation (VICENTE [1991])

1-3 essai de filage ou d'indentation

La modélisation des deux essais précédents (viscosimètre de COUETTE et essai de compression entre plateaux parallèles) suppose des déformations homogènes de cisaillement dans l'ensemble du matériau.

Des essais rhéologiques mettant en œuvre des écoulements plus complexes, comme le filage (CHARREYRON [1983]) (Fig. I.2-3) ou l'indentation (VICENTE [1991]) (Fig. I.2-4) ont été utilisés par ailleurs.

Dans ce cas, les écoulements sont modélisés de façon analytique (CHARREYRON [1983]) ou numérique (VICENTE [1991]) en introduisant dans le calcul une loi de comportement donnée (comportement newtonien ou pseudoplastique, par exemple).

Le résultat des calculs permet de prévoir l'évolution de l'effort de filage ou d'indentation en fonction du déplacement du poinçon. La comparaison des courbes calculées avec les courbes mesurées expérimentalement permet d'ajuster les paramètres de la loi de comportement introduite dans le modèle. Les paramètres rhéologiques trouvés sont alors représentatifs du matériau semi-solide.

Signalons que l'essai d'indentation mis au point par VICENTE [1991] permet de déterminer une loi de comportement de l'alliage à structure dendritique en cours de solidification. Le comportement rhéologique de la structure dendritique ne peut être déterminé, dans les autres dispositifs (compression entre plateaux parallèles, filage), que lors d'un réchauffage.

Dans ce type d'essai, la vitesse de déformation n'est pas homogène dans l'ensemble du matériau (FENOT [1979], VICENTE [1991], BAQUE [1972] [1974]). La vitesse moyenne est comprise, suivant le type d'essais et la vitesse du poinçon, entre 10^{-2} et 100 s^{-1} .

1-4 conclusions

Dans les viscosimètres classiques (COUETTE ou plateaux parallèles) ou dans les essais plus proches d'opérations de mise en forme (filage, indentation), le comportement du matériau semi-solide est considéré comme homogène incompressible. Les paramètres rhéologiques représentatifs du matériau réel sont obtenus par ajustement de la loi de comportement introduite dans le calcul pour modéliser au mieux la courbe expérimentale d'évolution de l'effort en fonction du déplacement de l'outil.

Le caractère biphasé du matériau et en particulier, l'écoulement différentiel liquide / solide, n'est en général pas introduit. Quelques modèles analytiques pourtant ont été proposés par CHARREYRON [1983] puis SECONDE [1984]. La phase solide y est représentée comme un corps poreux et le liquide est sous forme interstitiel. Ces modèles sont présentés dans la partie III.1.

Les vitesses de déformation dans les dispositifs de mesure rhéologique décrits ci-dessus sont très différentes : fortes vitesses dans le viscosimètre de COUETTE, faibles vitesses dans le viscosimètre à plateaux parallèles, vitesses intermédiaires pour l'essai de filage ou d'indentation.

2 Viscosité en régime stationnaire

Pour les alliages à structure globulaire (**section 2-1**), nous avons distingué les mesures de viscosités à l'état semi-solide faites dans un viscosimètre de COUETTE au moment de l'élaboration de la gelée (fortes vitesses de cisaillement), des mesures faites dans un viscosimètre à plateaux parallèles sur des échantillons rhéomoulés puis partiellement refondus (faibles vitesses de cisaillement).

Pour les alliages semi-solides dendritiques (**section 2-2**), nous avons comparé les mesures faites à faibles vitesses de déformation après réchauffage et en cours de solidification.

2-1 viscosité d'alliages semi-solides à structure globulaire

a) Cas des fortes vitesses de cisaillement : mesures en viscosimètre de COUETTE.

Une étude complète de la viscosité apparente d'alliages Sn - 15% Pb brassés a été réalisée par JOLY avec un viscosimètre de type COUETTE. Les essais consistent à cisailier l'alliage pendant la solidification, avec une vitesse de cisaillement initiale $\dot{\gamma}_0$ constante et une vitesse de refroidissement imposée. La fraction de phase solide augmente donc au cours de l'essai jusqu'à une valeur donnée (c'est à dire pour une température fixée). L'essai peut alors :

- être arrêté. Le métal est trempé. On dit que l'on a un essai en "refroidissement continu".
- continuer par un brassage à la température fixée jusqu'à atteindre un "régime stationnaire isotherme".
- se poursuivre à température constante par un cycle de vitesse de cisaillement comprenant une décroissance progressive de la vitesse, un temps d'arrêt, une remontée en vitesse puis un maintien à une vitesse de cisaillement finale $\dot{\gamma}$.

Ces travaux mettent en évidence l'influence, sur la viscosité apparente, de trois paramètres principaux :

- . la fraction de phase solide,
- . le temps de brassage à l'état semi-solide,
- . les vitesses de cisaillement initiale et finale.

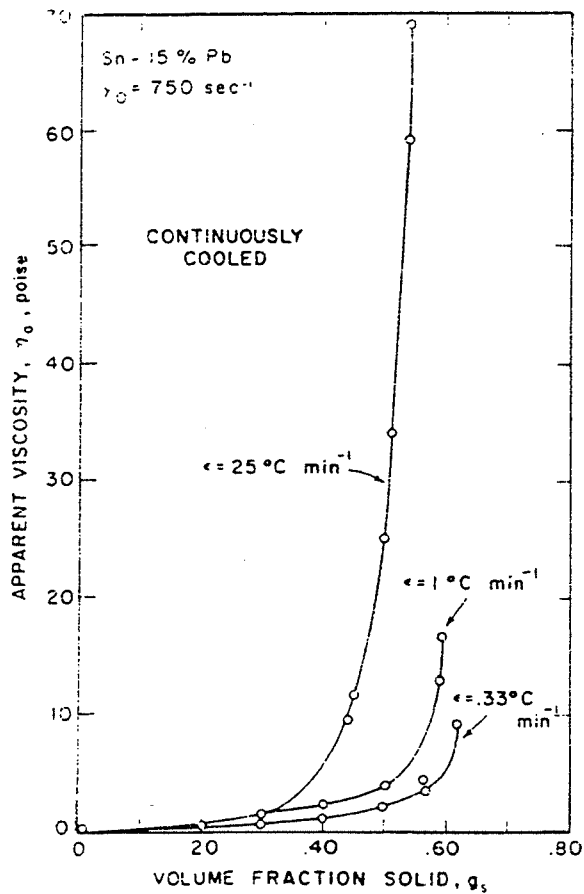


Fig. I.2-5 :
 Viscosité apparente en fonction de la fraction de phase solide (JOLY [1976])

fraction de phase solide enregistrée sur un alliage Plomb - Etain brassé à 750 s^{-1} pendant un refroidissement continu, pour différentes vitesses de solidification \dot{r} .

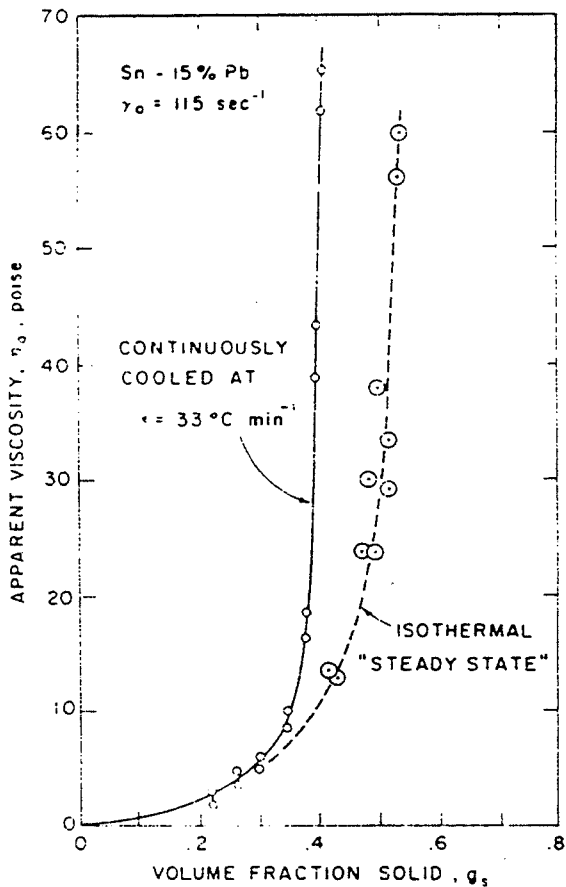


Fig. I.2-6 :
 Comparaison de la viscosité apparente mesurée pendant un refroidissement continu et lors d'un maintien isotherme, en fonction de la fraction de phase solide (JOLY [1976])

alliage Plomb - Etain brassé à 115 s^{-1}

* Influence de la fraction solide :

Sur la *figure I.2-5*, JOLY [1976] présente l'évolution de la viscosité apparente en fonction de la fraction volumique de phase solide au cours d'un essai en refroidissement continu. Nous constatons que pour les faibles fractions solides, typiquement en-dessous de 0,4, la viscosité reste faible, égale à quelques Poises. Par contre, au-dessus de 0,4, la viscosité croît rapidement pour atteindre des valeurs de l'ordre de 10 à 70 Poises. Les essais n'ont pu être poursuivis au-delà d'une fraction solide de 0,6. L'influence de la fraction de phase solide f_s sur la viscosité peut être représentée par l'équation :

$$\eta_a = A \exp(B f_s)$$

avec $A = 0,005$ $B = 17,58$ pour une vitesse de refroidissement de $0,4 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$
 $A = 0,07$ $B = 7,36$ pour une vitesse de refroidissement de $5,5 \cdot 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$

Cette expression peut être comparée au dernier terme de l'équation de THOMAS [1965] décrivant la viscosité d'une suspension de particules solides interactives (c'est à dire pouvant réagir entre elles) dans un liquide. Ce modèle sera présenté dans la partie III.1.

* Influence du temps de brassage :

Nous constatons (*Fig. I.2-5*) que la viscosité décroît lorsque la vitesse de solidification diminue c'est à dire lorsque le temps de brassage à l'état semi-solide augmente. Cette viscosité atteint une valeur minimale lorsque le brassage est poursuivi en conditions isothermes jusqu'au régime stationnaire (*Fig. I.2-6*). Le temps total de brassage peut atteindre alors plusieurs heures. Il est donc démontré expérimentalement que le temps de brassage influe sur la viscosité de l'alliage à l'état semi-solide. Le mécanisme retenu pour interpréter ces observations est d'ordre structural ; le temps de brassage joue sur la morphologie et le degré d'agglomération de la phase solide (PAI [1983], GANG [1990]). Par conséquent, il contribue à la diminution du volume de liquide emprisonné par les particules, comme nous l'avons décrit dans la partie I.1 1-2. La viscosité, liée principalement à la fraction liquide effective et aux interactions entre particules solides ne dépend donc pas directement de la vitesse de solidification dans le viscosimètre mais bien du temps de brassage associé à cette vitesse.

Nous pensons que les effets de la vitesse de solidification sur les paramètres structuraux, principalement l'évolution de la taille des particules (ICHIKAWA [1990], YOUNG [1976]), ont une influence du deuxième ordre sur la viscosité.

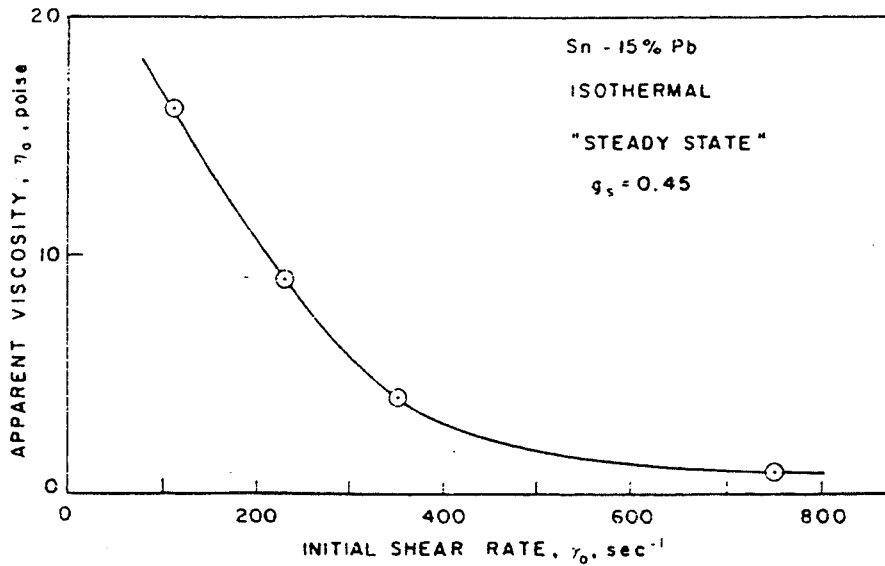


Fig.1.2-7 : Viscosité apparente en régime stationnaire en fonction de la vitesse de cisaillement (JOLY [1976])

alliage Plomb - Etain , fraction de phase solide constante égale à 0,45

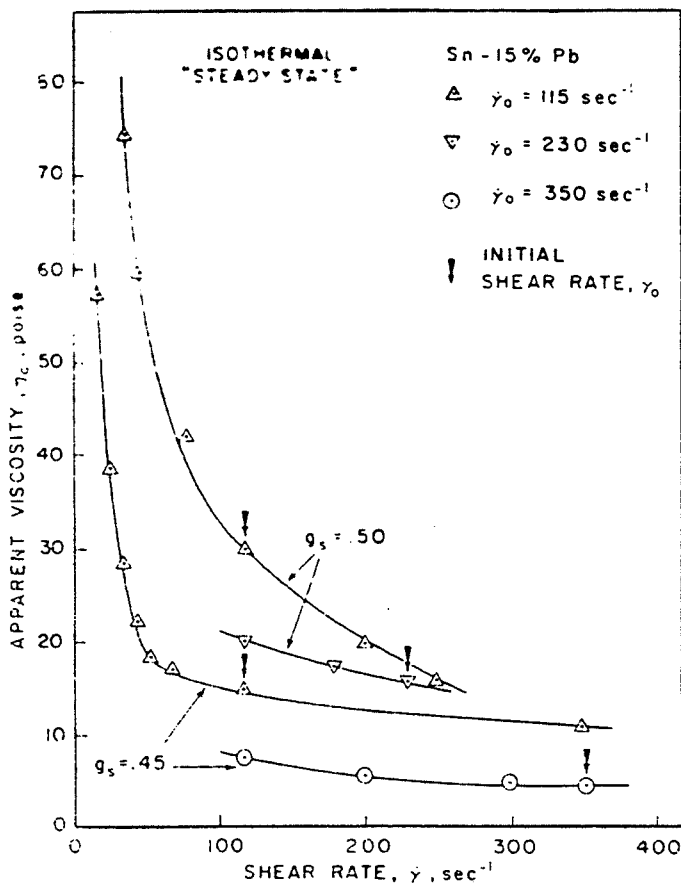


Fig.1.2-8 : Viscosité apparente en régime stationnaire en fonction de la vitesse de cisaillement finale, pour différentes vitesses de cisaillement initiales (JOLY [1976])

alliage Plomb - Etain , fraction de phase solide constante égale à 0,45 ou 0,5

* Influence de la vitesse de cisaillement :

Nous constatons (*Fig. I.2-7*) que la viscosité apparente pendant le régime stationnaire décroît lorsque la vitesse de cisaillement initiale augmente.

La *figure I.2-8* montre une évolution semblable de la viscosité apparente en fonction de la vitesse de cisaillement finale. Cette évolution obéit à une loi en puissance ou loi pseudoplastique :

$$\eta_a = K \dot{\gamma}^{m-1}$$

Les coefficients rhéologiques K et m dépendent de la fraction de phase solide lors du maintien isotherme, de la vitesse de cisaillement initiale et de la gamme de vitesses de cisaillement finales. Les valeurs de K et m sont calculées par JOLY [1976] à partir des données expérimentales et sont données dans le tableau suivant :

fraction solide fs	0.45			0.5	
	vitesse cisaillement initiale (s-1)	115	115	350	115
vitesse cisaillement finale(s-1)	10 - 40	40 - 400	100 - 400	30 - 300	100 - 200
K (Pa,s)	38	6,3	5,5	83	10
m	0,18	0,7	0,56	0,3	0,66

coefficients rheologiques d'un alliage Sn - Pb brassé à l'état semi-solide

On remarque donc que la viscosité décroît lorsque la vitesse de cisaillement initiale est élevée (*Fig. I.2-8*). Cette propriété est liée à la thixotropie des alliages semi-solides globulaires et sera discutée dans la partie I.2 -3.

b) Cas des faibles vitesses de cisaillement : mesure en viscosimètre à plateaux parallèles.

LAXMANAN et FLEMINGS [1980] ont fait des essais d'écrasement entre plateaux parallèles sous charge constante, d'un alliage Pb - Sn rhéomoulé puis refondu partiellement jusqu'à l'état semi-solide. Les vitesses de cisaillement sont comprises entre 10^{-5} et 10^{-1} s⁻¹.

Le dépouillement expérimental est fait à partir de l'enregistrement du taux de déformation

$$e = 1 - \frac{h}{h_0}$$

au cours du temps, lors d'essais sous différentes charges (*Fig. I.2-9*).

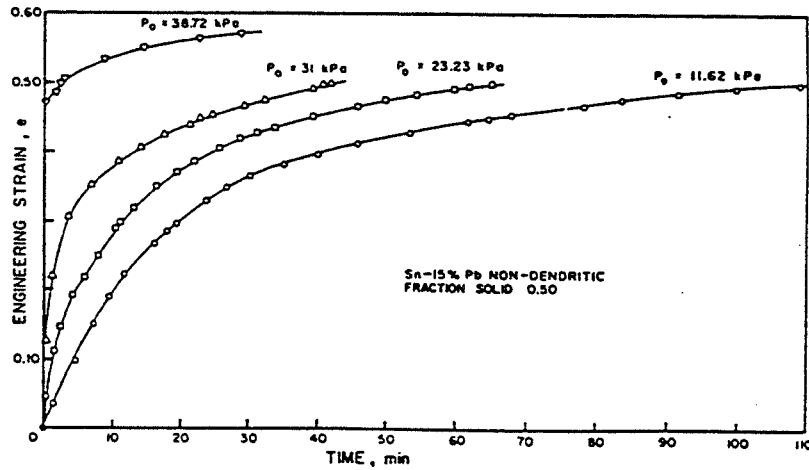


Fig.1.2-9 : Déformation en fonction du temps pour un essai d'écrasement entre plateaux parallèles, à l'état semi-solide (LAXMANAN [1980])

alliage Plomb - Etain rhéomoulé puis refondu, fraction de phase solide égale à 0,5, pour différentes charges initiales P₀.

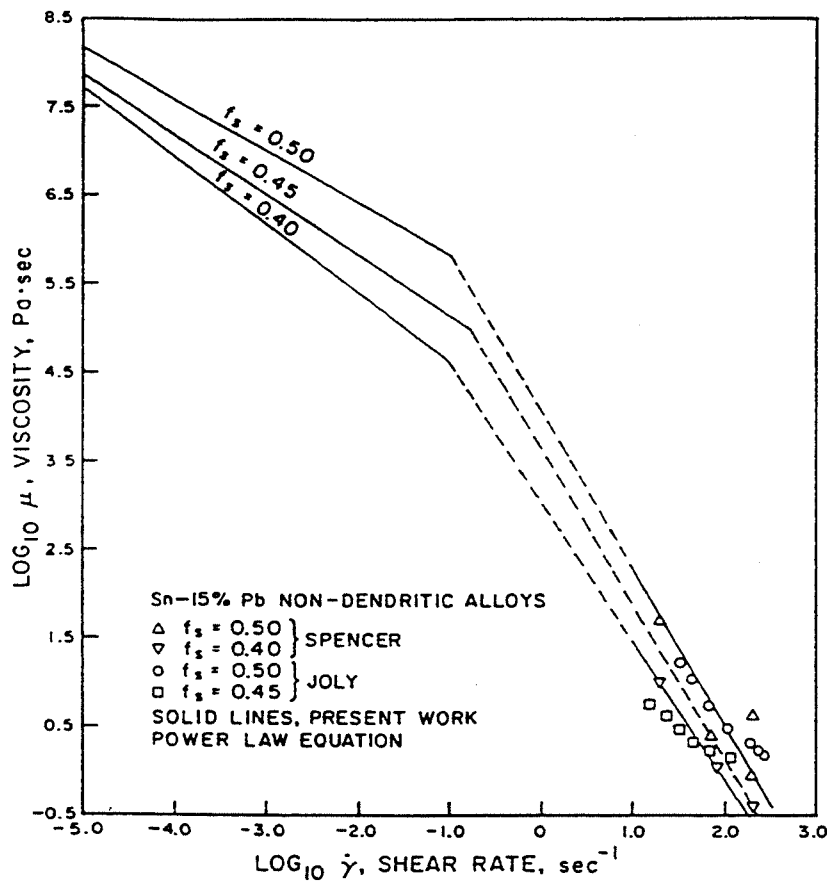


Fig.1.2-10 : Viscosité apparente en fonction de la vitesse de cisaillement (JOLY [1976])

alliage Plomb - Etain , fraction de phase solide de 0,4 à 0,5
 - les essais à forte vitesse de cisaillement sont réalisés dans un viscosimètre de COUETTE sur des alliages en cours de refroidissement.
 - les essais à faible vitesse sont réalisés par compression entre plateaux parallèles sur alliages rhéomoulés refondus.

On constate que des écoulements homogènes, c'est à dire sans éjection de la phase liquide ni fissuration, sont possibles jusqu'à des taux de déformation ($\dot{\epsilon}$) de l'ordre de 0,8. Au - dessus, le matériau se fissure et les hypothèses de la modélisation ne sont plus vérifiées. C'est donc pour des taux de déformation inférieurs à 0,8 que LAXMANAN détermine la loi de comportement de cet alliage. Il trouve que la viscosité apparente η_a de l'alliage semi-solide à grains solides globulaires dépend principalement de la vitesse de cisaillement selon la loi pseudoplastique :

$$\eta_a = K \dot{\gamma}^{m-1}$$

Les coefficients rhéologiques K et m sont des fonctions de la fraction volumique de phase solide f_s , suivant les relations :

$$K = 10,5 \exp(20,6 f_s) \quad \text{pour } 0,15 < f_s < 0,6$$

$$m = - 0,39 + 1,78 f_s \quad \text{pour } 0,3 < f_s < 0,6$$

Ce qui donne, par exemple les valeurs suivantes :

fraction solide f_s	0,45	0,5
K (Pa, s)	$1,1 \cdot 10^5$	$3 \cdot 10^5$
m	0,4	0,5

Remarque :

Si l'on porte sur un même diagramme l'ensemble des mesures de viscosités en fonction de la vitesse de cisaillement, effectuées sur les alliages rhéomoulés Pb - Sn à l'état semi-solide (*Fig. I.2-10*), on constate que la viscosité mesurée aux fortes vitesses (viscosimètre de COUETTE) ne peut pas être extrapolée à partir des données de viscosités obtenues aux faibles vitesses (écrasement entre plateaux parallèles). Ce phénomène est probablement lié à la différence des types de viscosimètres employés et au fait que l'on fait les mesures dans un cas sur une structure en cours de refroidissement et dans l'autre cas sur une structure après réchauffage .

On constate donc que dans le domaine des vitesses de cisaillement intermédiaires (10^{-1} à 10 s^{-1}) le comportement de l'alliage semi-solide est mal défini. Ce domaine correspond aux vitesses de déformation rencontrées dans les techniques de mise en forme de type forgeage.

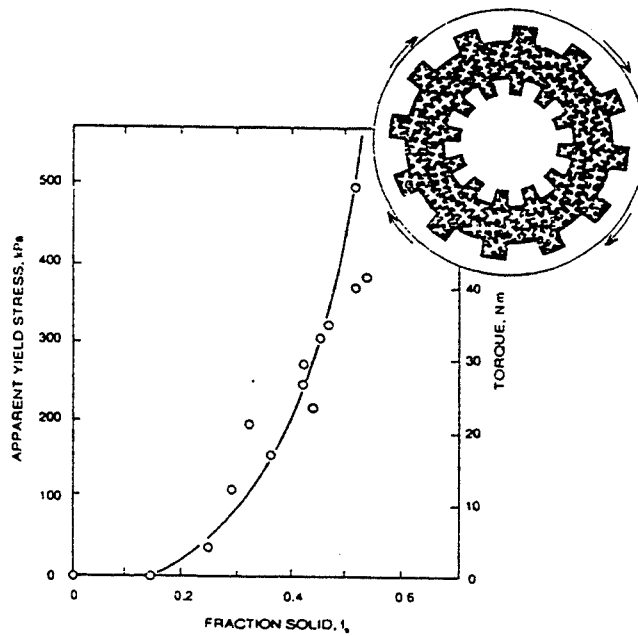


Fig.1.2-11 : Contrainte de cisaillement maxi mesurée sur un alliage semi-solide dendritique, en fonction de la fraction de phase solide (SPENCER [1972])

cisaillement entre cylindres coaxiaux d'alliage Plomb - Etain , vitesse de cisaillement de $0,16 \text{ s}^{-1}$

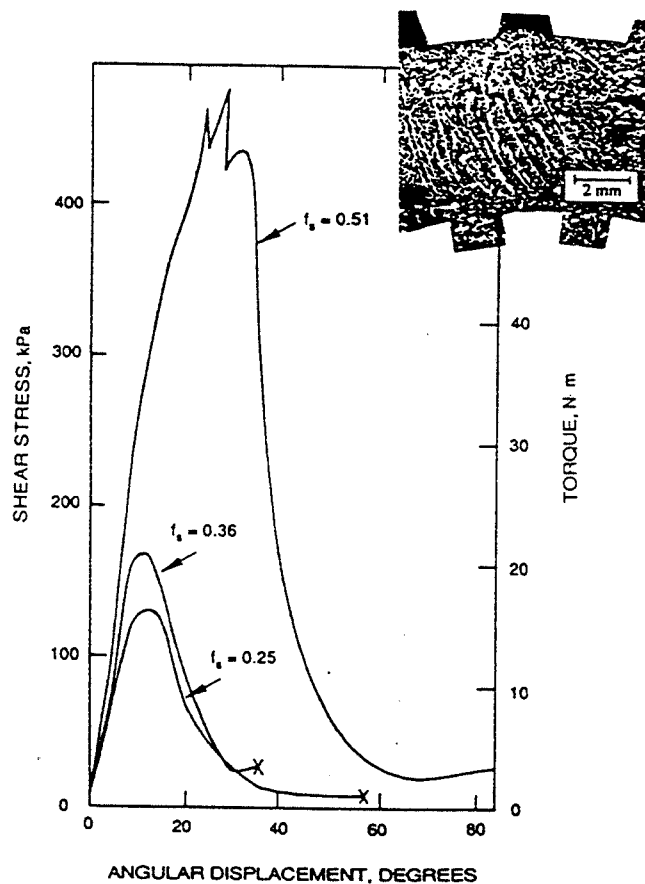


Fig.1.2-12 : Contrainte de cisaillement pour un alliage semi-solide dendritique, en fonction du déplacement angulaire (SPENCER [1972])

essai isotherme de cisaillement entre cylindres coaxiaux, alliage Plomb - Etain , vitesse de cisaillement de $0,16 \text{ s}^{-1}$

2-2 viscosité d'alliages semi-solides à structure dendritique

Pour les alliages semi-solides à squelette dendritique, on met en évidence (FLEMINGS [1991], VICENTE [1991]) une fraction de phase solide limite, de l'ordre de 0,2, au dessus de laquelle les grains solides peuvent former une structure interconnectée capable de transmettre des efforts de cisaillement. Pour des fractions solides inférieures, les particules se déplacent librement et le comportement global de l'alliage est celui d'un liquide newtonien (liquide comportant une dispersion de grains solides en faible concentration). Cette fraction solide limite dépend de la taille et de la morphologie des grains solides. Elle est par exemple de l'ordre de 0,4 pour des particules solides très fines et globulaires. La température de l'intervalle de solidification correspondant à cette fraction solide limite est appelée **température de cohérence**.

Différents essais ont été effectués sur des alliages semi-solides à structure dendritique ($70 < \lambda_s < 100 \mu\text{m}$), pour des vitesses de déformation faibles, comprises entre 10^{-3} et 10^{-1} s^{-1} : essais de cisaillement de petits cubes d'alliage d'aluminium (METZ [1969] [1970]), essais de cisaillement entre deux cylindres coaxiaux (SPENCER [1972]) ou essais d'écrasement entre plateaux parallèles sur alliages Pb-Sn (LAXMANAN [1980], SUERY [1982]). Tous ces essais montrent une même dépendance de la contrainte de cisaillement en fonction de la fraction de phase solide et de la déformation :

- D'une part, pour une température inférieure à la température de cohérence (correspondant à une fraction solide supérieure à 0,2), la contrainte de cisaillement augmente avec la fraction de phase solide, comme dans le cas des alliages à structure globulaire (*Fig. I.2-11*). La contrainte augmente également, dans une certaine mesure, avec la vitesse de déformation et la taille de la structure.

- D'autre part, la courbe donnant la contrainte de cisaillement en fonction de la déformation présente une allure caractéristique (*Fig. I.2-12*) : elle croît en début de déformation, atteint une valeur maximale pour une déformation de l'ordre de 0,3 puis chute.

La forme de ces courbes contrainte / déformation s'explique par des considérations mécaniques simples (SPENCER [1972]) :

- En début de déformation, les interactions entre les particules solides se multiplient, augmentant le nombre de points de contact et diminuant la mobilité de la phase solide.
- La contrainte de cisaillement augmente jusqu'à atteindre la limite de rupture de la structure formée par la phase solide.
- Des fissures apparaissent, faisant chuter la contrainte. Elles sont aussitôt remplies par du liquide (*Fig. I.2-13*).
- Pour une faible fraction de phase liquide (inférieure à 0,1), les déformations sont accommodées par le glissement aux joints de grains, avec distorsions des dendrites. Lorsque les décohésions (fissures) entre dendrites apparaissent, il n'y a pas suffisamment de liquide pour remplir les fissures et l'on obtient des porosités.

Remarque :

Ce type de mécanismes est avancé pour expliquer les défauts qui apparaissent sur produits industriels (lingots, produits issus de coulée continue, grosses pièces moulées...). Ces défauts sont par exemple les macroségrégations, les veines ségréguées ou les criques à chaud (VICENTE [1991], LI [1989]).

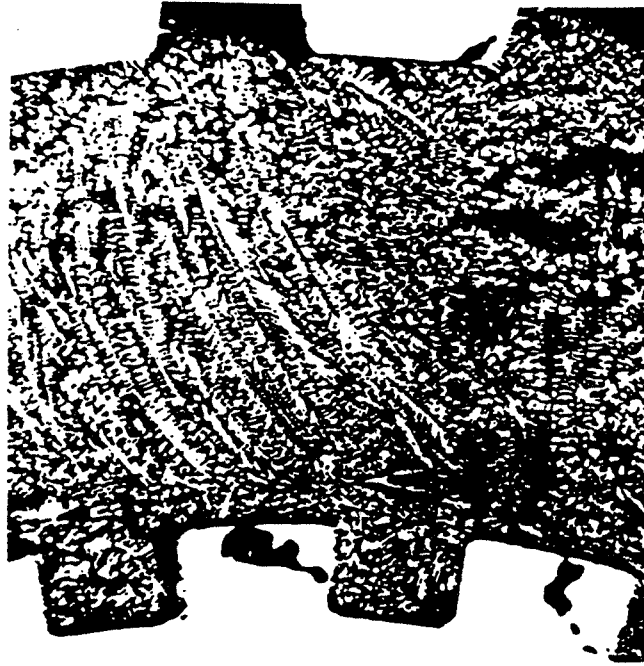


Fig.1.2-13 : Microstructure d'un échantillon semi-solide dendritique trempé après cisaillement entre cylindres coaxiaux (SPENCER [1972])

alliage Plomb - Etain, fraction solide égale à 0,36 avant cisaillement.
flexion des dendrites et apparition de fissures.

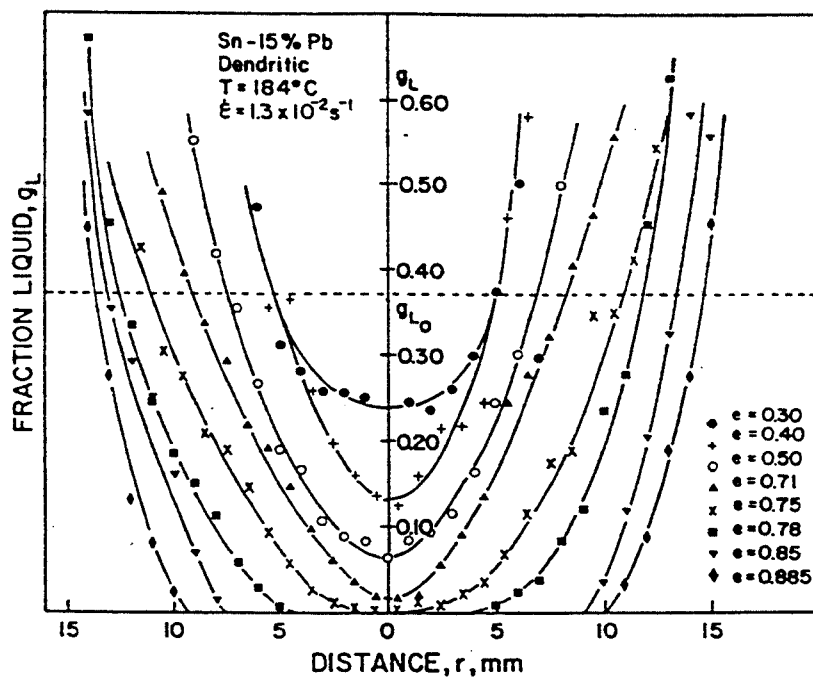


Fig.1.2-14 : Mesure de l'éjection de la phase liquide le long d'un rayon d'une éprouvette cylindrique comprimée entre plateaux parallèles, en fonction du taux de déformation final (ϵ) (SUERY [1982])

alliage Plomb - Etain ; vitesses de déformation $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

SUERY [1982] et SECONDE [1984] observent au cours de la déformation une évolution de la structure dendritique vers une configuration plus équiaxe. Lors d'un essai de compression, la déformation s'accompagne d'une éjection partielle de la phase liquide du centre de l'échantillon vers les bords. Par exemple (Fig. I.2-14), pour un taux de déformation $\dot{\epsilon} = 0,3$, la fraction liquide est de 0,24 au centre de l'échantillon et de 0,5 sur les bords. Pour $\dot{\epsilon} = 0,9$, l'éjection du liquide est totale au centre de l'échantillon.

Les seules données rhéologiques chiffrées que l'on connaisse sur les alliages semi-solides à structure dendritique sont dûes à SUERY [1982] et à VICENTE [1991]. Les structures sont dans les deux cas comparables, avec une distance interdendritique secondaire de l'ordre de 100 μm .

Dans l'essai de compression entre plateaux parallèles, pour une gamme de vitesses de déformation comprises entre 10^{-3} et 10^{-1} s^{-1} et pour une déformation généralisée $\bar{\epsilon}$ inférieure à 0,3, SUERY a calculé les coefficients rhéologiques pour des alliages Pb - Sn refondus partiellement. Pour ces faibles déformations, la structure dendritique ne présente pas d'endommagement. Les fractions de phase liquide étudiées se situent entre 0,04 et 0,37.

Les essais d'indentation de VICENTE [1991] sur un alliage Zn - 15 % Sn en cours de solidification, se situent dans la même gamme de déformation généralisée ($\bar{\epsilon} < 0,1$), pour des vitesses de déformation légèrement supérieures ($10^{-2} < \dot{\epsilon} < 1 \text{ s}^{-1}$) et pour des fractions liquides de 0,285 à 0,5.

Dans les deux essais, le comportement de l'alliage peut être modélisé par une loi pseudoplastique. Les valeurs des coefficients rhéologiques m et K trouvées par VICENTE et SUERY sont comparées dans le tableau suivant :

Conditions opératoires :	essais de compression (SUERY) alliage Sn - Pb $\bar{\epsilon} < 0,3$ $0,04 < f_l < 0,37$ $\dot{\bar{\epsilon}} = 1,3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	essais d'indentation (VICENTE) alliage Zn - Sn $\bar{\epsilon} < 0,1$ $0,285 < f_l < 0,5$ $10^{-2} < \dot{\bar{\epsilon}} < 1 \text{ s}^{-1}$
Loi de comportement : m	0,23	0,2
K (MPa, s)	$3,8 \cdot 10^5 \exp(4,2 [1-f_l])$	$5,34 \cdot 10^{-12} \exp\left(\frac{34,5 \cdot 10^3}{1,99 T}\right)$
exemples de valeurs de K (MPa,s)	7,6 ($f_l = 0,285$) 5,8 ($f_l = 0,350$)	7 ($T = 623 \text{ K}$ $f_l = 0,285$) 4,4 ($T = 633 \text{ K}$ $f_l = 0,350$)

Il est intéressant de remarquer que les valeurs trouvées sont très proches, bien qu'obtenues par des méthodes différentes, sur deux types d'alliages (Sn - 15% Pb et Zn - 15% Sn) et dans le cas soit de structures refondues soit de structures en cours de solidification.

Dans les deux cas, il semble qu'il y ait une éjection de la phase liquide au cours de la déformation. Ce phénomène peut être observé a posteriori dans l'essai de compression, sur les échantillons trempés mais n'a pu être vérifié dans l'essai d'indentation. Les valeurs des coefficients rhéologiques ne peuvent donc pas être extrapolées hors de la gamme de déformation testée. En effet, dans le cas seulement où $\bar{\epsilon} < 0,3$ l'hypothèse générale des modèles, considérant un matériau homogène incompressible, reste valable.

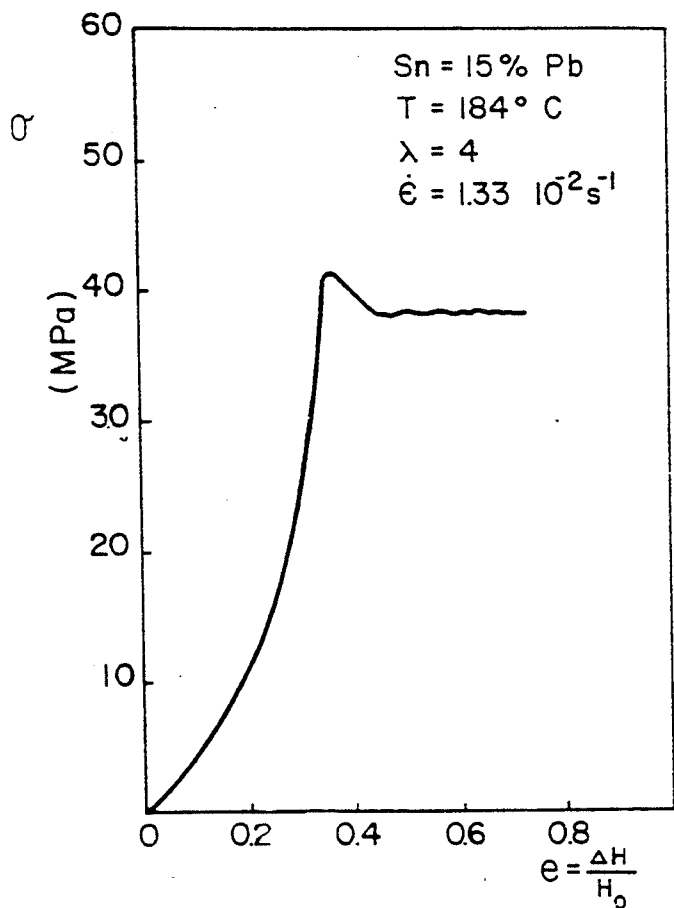


Fig. I.2-15 :
 Pression de filage en fonction du
 déplacement du piston $\Delta H / H_0$
 (CHARREYRON [1983])

alliage Plomb - Etain ; vitesses de déformation
 $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; rapport de filage de 5 ;
 fraction solide de 0,63

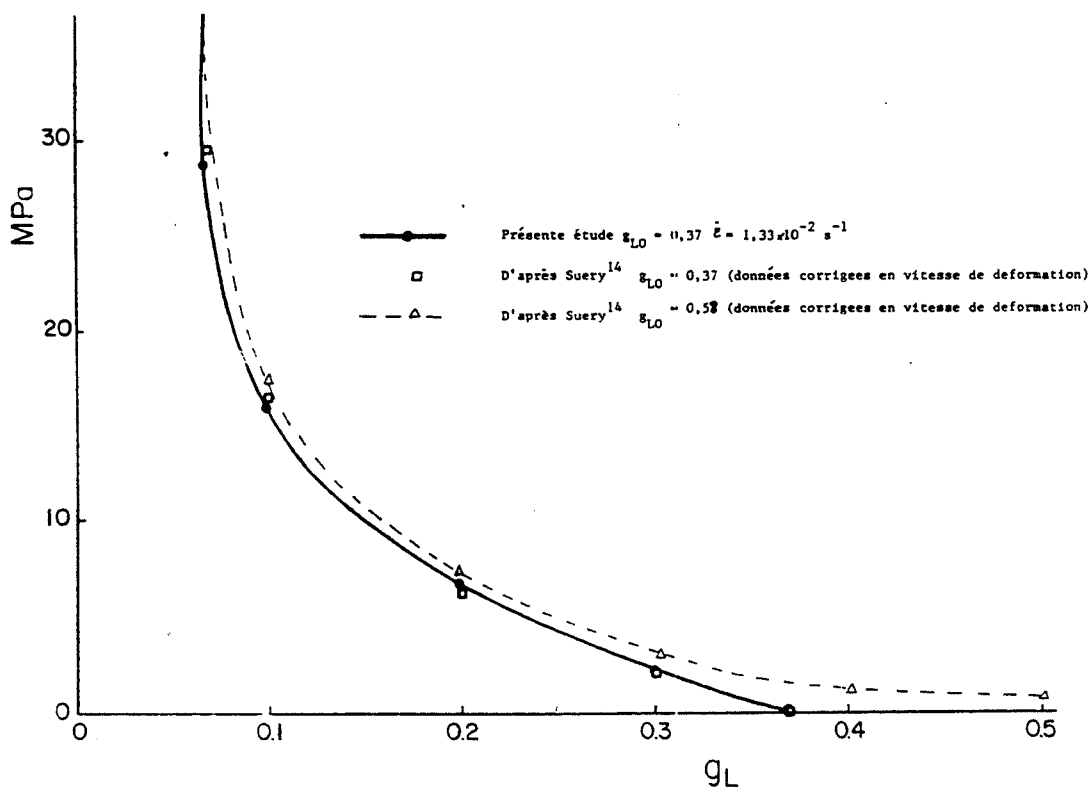


Fig. I.2-16 : Pression en fonction de la fraction de phase liquide dans une
 opération de filtration (CHARREYRON [1983])

alliage Plomb - Etain ; vitesses de déformation $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; fraction solide initiale de 0,63 et
 0,42.

Nous pouvons remarquer aussi que la valeur du coefficient de sensibilité à la vitesse m est voisin de 0,2, valeur généralement admise pour le comportement d'un métal à chaud. On peut alors supposer que pour des structures dendritiques avec des fractions liquides comprises entre 0 et 0,4 et des taux de déformation inférieurs à 0,3, la déformation est contrôlée par la phase solide.

PINSKY et CHARREYRON [1984] ont utilisé un essai de filage direct en condition isotherme pour mesurer les paramètres rhéologiques d'un alliage Pb-Sn semi-solide à structure dendritique. Les courbes d'effort enregistrées pendant le filage (*Fig. I.2-15*) révèlent une étape transitoire pendant laquelle la majorité du liquide est expulsée, suivie d'un filage en régime stationnaire de la phase solide "densifiée". Si l'on compare les niveaux d'efforts développés avec ceux d'un essai de filtration pure effectué sur le même alliage (*Fig. I.2-16*), on peut supposer que la fraction de phase liquide restant dans l'alliage est de l'ordre de 0,05. La loi de comportement trouvée est donc uniquement relative au métal "densifié", c'est à dire avec une fraction liquide de 0,05. Les auteurs l'exprime par une relation empirique de filage couplée à une loi pseudoplastique :

$$\sigma_{\text{exp}} = (A + B \ln \lambda) (\dot{\epsilon}_{\text{moy}})^m$$

avec

$$\dot{\epsilon}_{\text{moy}} = \dot{\epsilon}_0 \ln \lambda = \frac{V}{L} \ln \lambda$$

λ , rapport de filage égal au rapport des

sections d'entrée et de sortie de la filière

V , vitesse de filage

L , longueur caractéristique de la filière

$$m = 0,23$$

$$A = 32,2 \text{ (MPa,s)}$$

$$B = 45,3 \text{ (MPa,s)}$$

$$8,5 \cdot 10^{-5} < V < 8,5 \cdot 10^{-4} \text{ m/s}$$

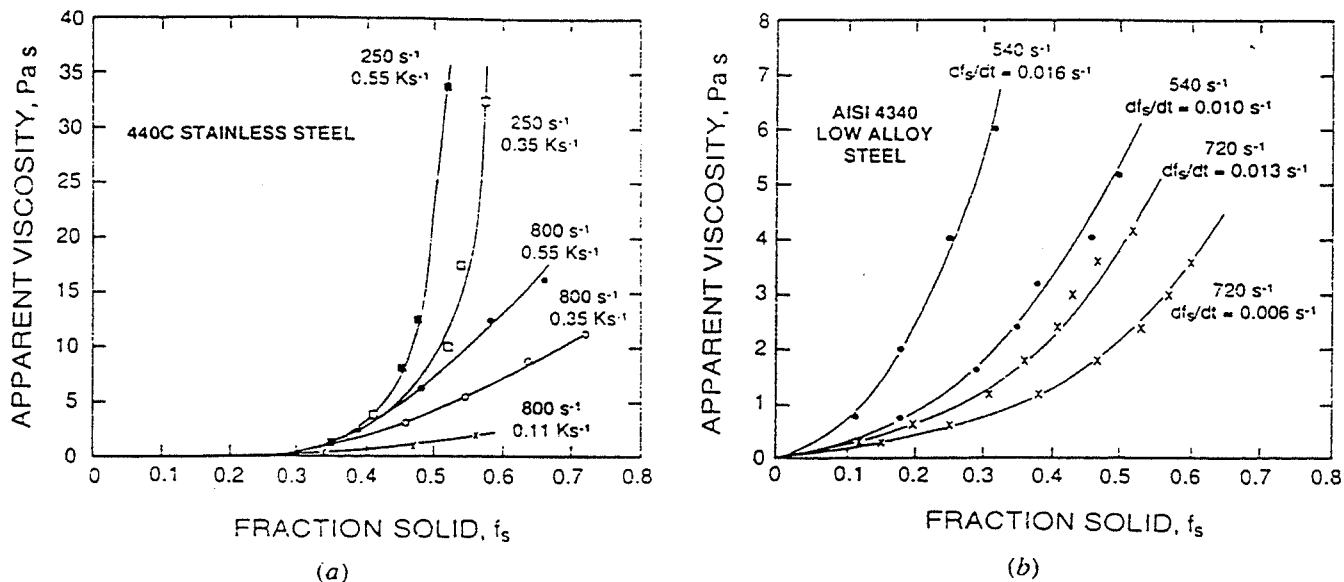


Fig. I.2-17 : Viscosité d'aciers semi-solides en fonction de la fraction solide (FLEMINGS [1977])

(a) viscosité d'un acier inoxydable, mesurée dans un viscosimètre de COUETTE en refroidissement continu, pour différentes vitesses de cisaillement (250 et 800 s^{-1}) et différentes vitesses de refroidissement ($0,11$; $0,35$ et $0,55 \text{ K.s}^{-1}$)

(b) viscosité d'un acier faiblement allié, mesurée dans un viscosimètre de COUETTE en refroidissement continu, pour différentes vitesses de cisaillement et différentes vitesses de refroidissement

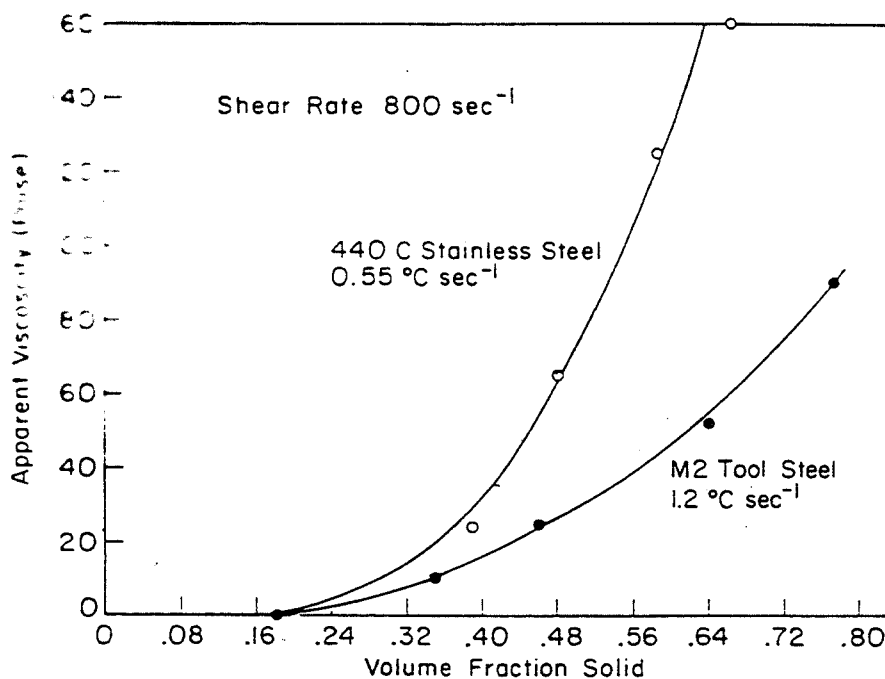


Fig. I.2-18 : Comparaison des viscosités apparentes de deux aciers en fonction de la fraction solide (FLEMINGS [1977])

Acier inoxydable (AISI 440C)
Acier à outil (AISI M2)

2-3 rhéologie des aciers à l'état semi-solide

Il existe peu de données rhéologiques concernant les aciers et plus généralement les alliages dont le domaine de solidification se situe à haute température.

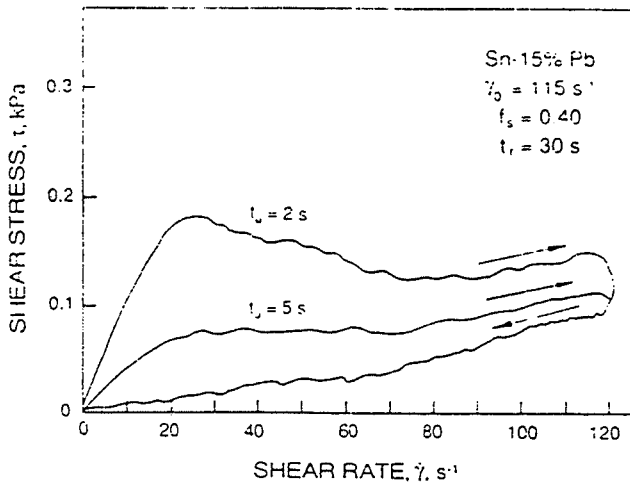
Des mesures ont cependant été faites dans un viscosimètre de COUETTE sur des aciers rhéomoulés (FLEMINGS [1977], YOUNG [1979]). Les courbes viscosité / fraction solide sont similaires à celles obtenues sur les alliages légers (Fig. I.2-17). La viscosité des aciers dépend de la même façon que pour les alliages légers de la vitesse de cisaillement et du temps de brassage. On remarque de plus que la viscosité est fonction de la nuance d'acier considérée (Fig. I.2-18). A la suite de ces essais, pourtant, aucune loi de comportement n'a été déterminée.

2-4 conclusions sur les données rhéologiques issues de la bibliographie

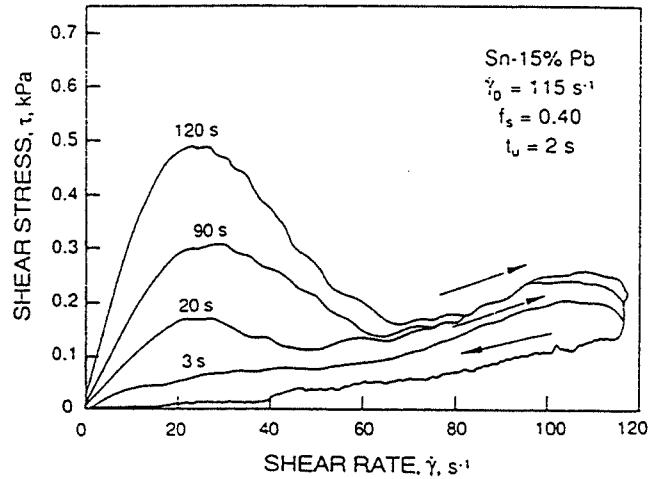
Nous avons effectué dans le tableau suivant la synthèse des essais de compression entre plateaux parallèles sur un alliage Sn - 15 % Pb semi-solide à structure dendritique ou globulaire. Nous avons reporté sur ce même tableau les essais en viscosimètre de COUETTE.

type d'essai	alliage	cond. exp.	coefficients	
COUETTE	Sn - 15 Pb à phase solide globulaire	$f_s = 0,45 - 0,5$ $10 < \dot{\gamma} < 350 \text{ s}^{-1}$	$5 < K < 83 \text{ (Pa,s)}$ $0,18 < m < 0,7$ $0,5 < \eta_a < 7 \text{ Pa.s}$	JOLY [1976]
Plateaux parallèles	Sn - 15 Pb à phase solide globulaire	$0,15 < f_s < 0,6$ $10^{-5} < \dot{\gamma} < 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ pour $f_s = 0,45 \rightarrow$ pour $\dot{\gamma} = 0,1 \text{ s}^{-1} \rightarrow$	$K = 10,5 \exp(20,6 f_s)$ $m = -0,39 + 1,78 f_s$ $K = 10^5 \text{ (Pa,s)}$ $m = 0,4$ $\eta_a \approx 4 \cdot 10^5 \text{ Pa.s}$	LAXMAN-AN [1980]
Plateaux parallèles	Sn - 15 Pb à phase solide dendritique	$0,63 < f_s < 0,96$ $10^{-3} < \dot{\gamma} < 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ $\bar{\epsilon} < 0,3$ pour $f_s = 0,45 \rightarrow$ pour $\dot{\gamma} = 0,1 \text{ s}^{-1} \rightarrow$	$K = 3,8 \cdot 10^5 \exp(4,2 f_s)$ $m = 0,23$ $K = 7,2 \cdot 10^6 \text{ (Pa,s)}$ $m = 0,23$ $\eta_a \approx 400 \cdot 10^5 \text{ Pa.s}$	SUERY [1982]

Pour un alliage semi-solide à structure globulaire, la viscosité apparente à faible vitesse de déformation est de plusieurs ordres de grandeur supérieure à celle mesurée à forte vitesse. La viscosité apparente aux faibles vitesses de déformation, pour un alliage semi-solide à structure dendritique, est environ 100 fois plus importante que celle de l'alliage à structure globulaire.



(a)



(b)

Fig. I.2-19 : Mesure du degré de thixotropie par des boucles d'hystérésis sur le diagramme (contrainte de cisaillement / vitesse de cisaillement) (JOLY [1976])

mesures effectuées sur un alliage Plomb - Etain, pour une fraction de phase solide de 0,4 et une vitesse de cisaillement initiale de 115 s^{-1}

- (a) influence du temps de montée en vitesse
- (b) influence du temps de repos avant le cycle

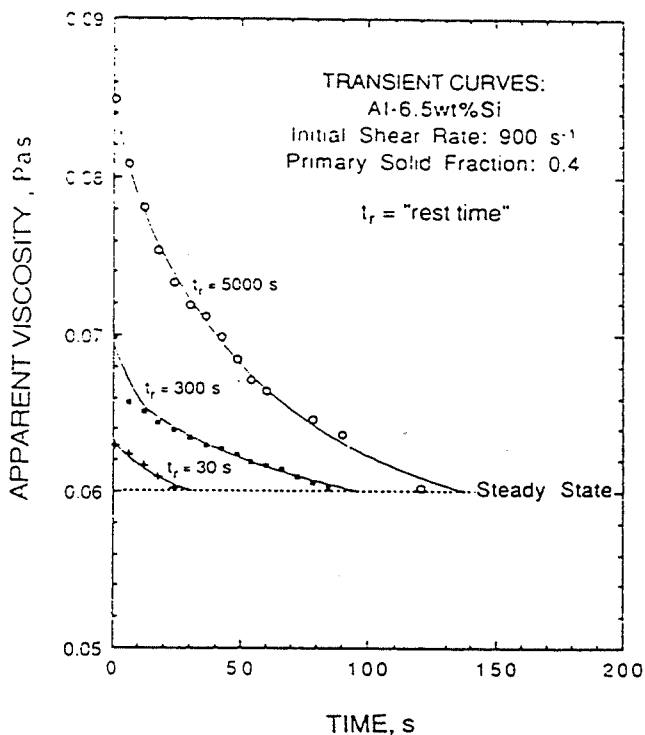


Fig. I.2-20 : Mesure du degré de thixotropie par mesure de la viscosité instantanée et du temps de retour au régime stationnaire, d'après FLEMINGS [1991].

Alliage Aluminium - Silicium cisailé à 900 s^{-1} après un temps de repos t_r
influence du temps de repos t_r

3 Mesure de la viscosité en régime transitoire : comportement thixotrope

Les gelées semi-solides en cours de brassage ont un comportement transitoire thixotrope* avant d'atteindre un régime permanent. Par exemple, après une période de repos ou un saut de vitesse de déformation, la viscosité instantanée est supérieure à la viscosité atteinte en régime stationnaire.

Cette propriété de thixotropie des "gelées" semi-solides est à la base des procédés industriels de mise en forme, qui utilisent le matériau après solidification complète puis réchauffage. En effet, une gelée semi-solide obtenue par réchauffage d'alliage rhéomoulé aura une viscosité supérieure de plusieurs ordres de grandeurs à la viscosité d'origine de l'alliage brassé. De telles viscosités permettent de manipuler l'alliage comme un solide, même pour des fractions de phase liquide importantes. Lors de l'opération de mise en forme, sous forte sollicitation, l'alliage retrouve sa viscosité initiale de fluide et s'écoule sous faible charge.

Ce comportement transitoire a été étudié dans les viscosimètres de COUETTE, par des essais de brassage avec variation de vitesses.

Des boucles d'hystérésis sur le diagramme $\dot{\gamma} - \tau$ ont ainsi été mises en évidence par JOLY [1976]. Le degré de thixotropie peut être représenté par l'aire d'une boucle (Fig. I.2-19). On peut également apprécier l'effet thixotrope en mesurant la viscosité instantanée après un temps de repos (Fig. I.2-20) (FLEMINGS [1991]). La durée du régime transitoire et la viscosité instantanée augmentent avec le temps de repos. Ainsi, lors du cisaillement d'un alliage Al-6,5

Si semi-solide ($f_s = 0,4$; $\dot{\gamma} = 900 \text{ s}^{-1}$) interrompu pendant 30 et 5000 s, la viscosité instantanée après reprise du brassage est - elle respectivement de 0,063 et 0,085 Pa.s et la durée du régime transitoire de 30 et 140 s.

Ces essais montrent l'importance d'un temps de repos avant brassage entre deux cycles, sur le degré de thixotropie.

Les mécanismes généralement avancés pour expliquer la thixotropie sont des effets d'agglomérations entre les particules, lors d'une période de repos ou de sollicitations moins intenses (DOHERTY [1984]). Lorsque deux particules viennent en contact et que leur désorientation est faible (typiquement $< 20^\circ$) l'énergie du joint de grain γ_{gb} susceptible de se former sera inférieure à deux fois l'énergie d'interface liquide/solide γ_{sl} . Il y aura alors frittage des deux particules. Ce mécanisme est l'effet inverse de la formation de la structure globulaire (partie I.1 1-2) lors du brassage de l'alliage semi-solide.

Les mécanismes proposés semblent être étayés par des mesures de profils de concentration de soluté faisant apparaître deux types de joints de grains sur une structure rhéomoulée (CHENG [1986]) :

- les joints de grains présentant un enrichissement localisé correspondent à l'effet d'agglomération ou de frittage,
- les joints de grains ne comportant pas d'enrichissement en soluté correspondent à une seule particule solide initiale.

* La thixotropie décrit le comportement d'un fluide dont la résistance aux sollicitations est diminuée par une agitation mécanique et qui retourne progressivement à l'état initial après repos, ce retour s'effectuant avec hystérésis.

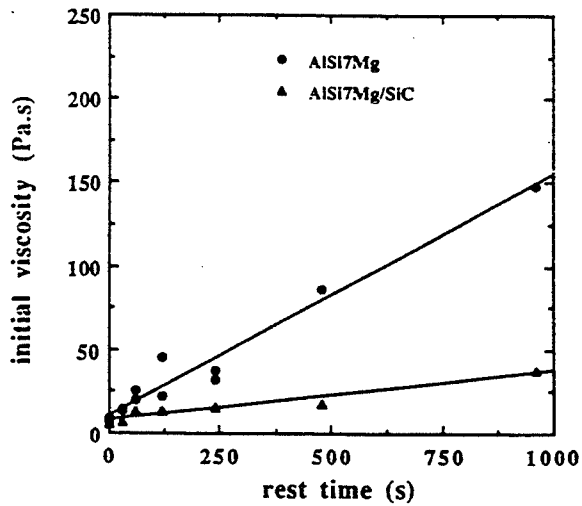


Fig. I.2-21 : Influence de l'addition de particules sur la viscosité instantanée (LOUE [1990])

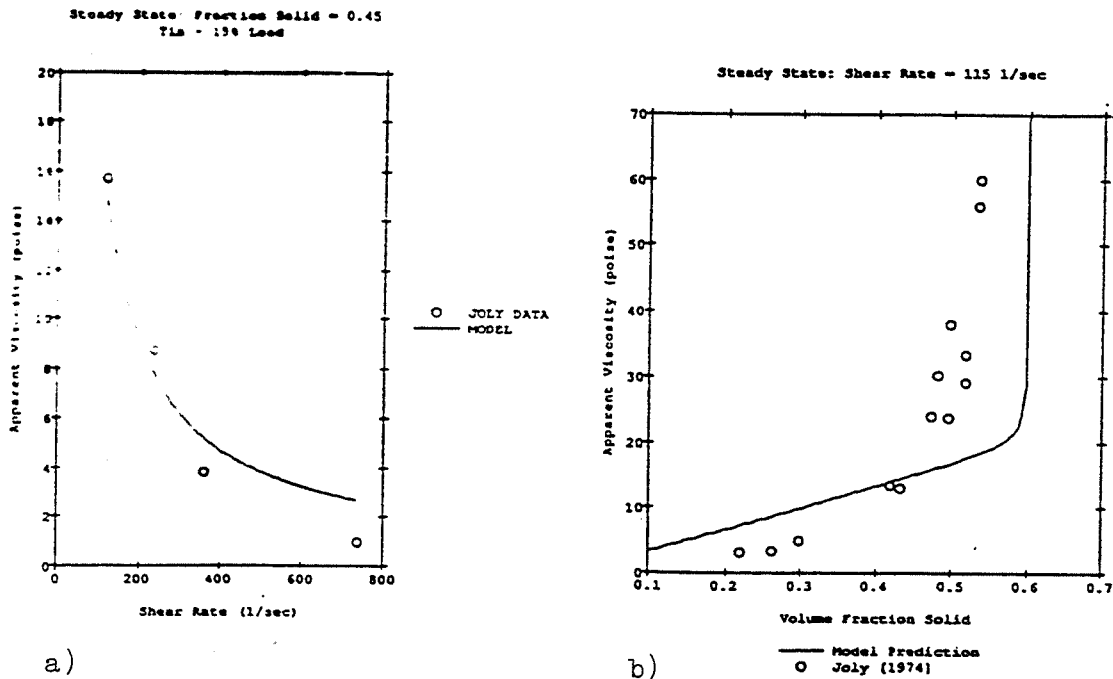


Fig. I.2-22: Influence de la vitesse de cisaillement et de la fraction volumique de phase solide sur la viscosité apparente en régime stationnaire : modèle de BROWN [1990]

○ données expérimentales de JOLY [1976] — prédiction du modèle

a) alliage Etain - Plomb ; fraction solide de 0,45

b) alliage Etain - Plomb ; vitesse de cisaillement de 115 s⁻¹

Les essais de LOUE [1991] tentent de démontrer aussi ce mécanisme d'agglomération : le degré de thixotropie, mesuré par la viscosité instantanée après une période de repos (*Fig. I.2-21*), est considérablement diminué lorsque l'on ajoute des particules de Si C dans un alliage Al Si 7 Mg à l'état semi-solide. LOUE suppose que ces particules, présentes entre les grains de phase solide, inhibent la formation d'amas entre les globules pendant la période de repos et diminuent de ce fait la thixotropie.

La modélisation de la thixotropie n'a été faite que récemment par BROWN [1990] pour des écoulements en cisaillement simple. Elle prend en compte les mécanismes structuraux décrits ci-dessus en introduisant la variable interne s , qui représente le degré d'agglomération des particules. La variable s est comprise entre les valeurs 0 et 1, soit respectivement l'état où les particules solides sont parfaitement individualisées et l'état où les particules sont toutes agglomérées.

L'évolution de la variable s en fonction du temps est donnée par l'équation :

$$\frac{ds}{dt} = H(\dot{\gamma}, f_l, T, R_p, \eta_l) (1-s) - B(T, \eta_l, m) s \dot{\gamma}^m$$

La fonction H est une "fonction de durcissement statique", dépendant de la vitesse de cisaillement macroscopique $\dot{\gamma}$, de la fraction de phase liquide f_l , de la température T , du rayon des particules solides R_p et de la viscosité de la phase liquide η_l .

La fonction B est une "fonction d'adoucissement dynamique" dépendant de la température, de la viscosité du liquide et du coefficient rhéologique m de sensibilité à la vitesse de cisaillement.

Cette équation souligne l'importance de la vitesse de cisaillement $\dot{\gamma}$ pour l'obtention d'un alliage à particules solides individualisées.

La loi de comportement d'une gelée semi-solide de viscosité apparente η_a se présente alors sous la forme :

$$\frac{\eta_a}{\eta_l} = A + D f_s \dot{\gamma}^{m-1} s$$

où A et D sont deux fonctions dépendant du matériau.

L'utilisation de ces équations avec des données expérimentales, permet de bien modéliser la courbe de viscosité en fonction de la vitesse de cisaillement (comportement pseudoplastique) et en fonction de la fraction volumique de phase solide (*Fig. I.2-22*).

4 Conclusions sur les mesures de viscosité :

En résumé, nous pouvons dire que le comportement général trouvé dans la littérature pour un alliage semi-solide est du type **homogène incompressible pseudoplastique**, c'est à dire que la contrainte d'écoulement dépend de la vitesse de déformation selon une loi puissance. On mesure alors la viscosité "apparente" dans différents types de viscosimètres où la déformation imposée est, dans la plupart des cas, un cisaillement simple.

Pour un alliage semi-solide présentant une phase solide globulaire, la viscosité mesurée pour des vitesses de cisaillement élevées est inférieure de plusieurs ordres de grandeur à celle obtenue à faibles vitesses (par exemple, la viscosité d'un alliage Sn - Pb à phase solide globulaire est égale à 10 Pa.s à 100 s^{-1} contre 10^7 Pa.s à 10^{-3} s^{-1}). Ces alliages globulaires présentent un caractère thixotrope : après solidification complète puis réchauffage jusqu'à l'état semi-solide, leur comportement est celui d'un solide. Ils retrouvent un comportement de fluide après un cisaillement intense, par exemple lors d'une opération de mise en forme.

Pour les faibles vitesses de déformation, un phénomène d'éjection préférentielle de la phase liquide apparaît pendant l'écoulement pour des taux de déformation supérieurs à 0,8. Dans ce cas, l'hypothèse d'homogénéité et d'incompressibilité du matériau n'est plus vérifiée.

La viscosité apparente d'un alliage semi-solide à phase solide dendritique a pu être mesurée à faible vitesse de déformation malgré un écoulement important du liquide dès le début de la déformation. Elle est environ 100 fois plus importante que celle d'un alliage globulaire dans les mêmes conditions. On peut cependant s'interroger sur la validité des paramètres rhéologiques trouvés lorsque l'éjection de la phase liquide n'est pas prise en compte dans les modèles.

Partie I - 3 - Procédés de mise en forme à l'état semi-solide

Dans cette partie, nous allons recenser l'ensemble des techniques de mise en forme d'alliages métalliques à l'état semi-solide développées dans les laboratoires et sur sites industriels. Ces procédés exploitent les propriétés rhéologiques particulières de l'état semi-solide : faible viscosité, thixotropie...

On peut distinguer deux types de procédés se rattachant, l'un aux techniques de fonderie, l'autre aux techniques de forge. L'utilisation de l'état semi-solide en fonderie permet de limiter les problèmes de solidification rencontrés avec les alliages liquides (porosités, retassures, fissurations liées au retrait du métal) et les sollicitations thermiques de l'outillage. Le forgeage à l'état semi-solide diminue les puissances mécaniques mises en jeu et permet de ce fait de fabriquer des pièces plus complexes (toiles minces, petits rayons de raccordement...).

Les essais de mise en forme à l'état semi-solide ont été réalisés principalement sur des alliages modèles (Sn - Pb, Zn - Sn, Al - Cu) et des alliages légers. On note cependant des essais réalisés sur des bronzes (COLLOT [1984] [1985], YOUNG [1976]), des fonte (SECORDEL [1982]) et des aciers (FLEMINGS [1977]).

Définitions

On parle de **rhéomoulage** ou **rhéoformage** (rheocasting) lorsque l'alliage semi-solide est mis en forme directement après élaboration.

Lorsque l'alliage de départ est obtenu par refusion partielle à partir de l'état solide, la technique de mise en forme s'appelle **thixoformage**, allusion au caractère thixotrope des gelées métalliques.

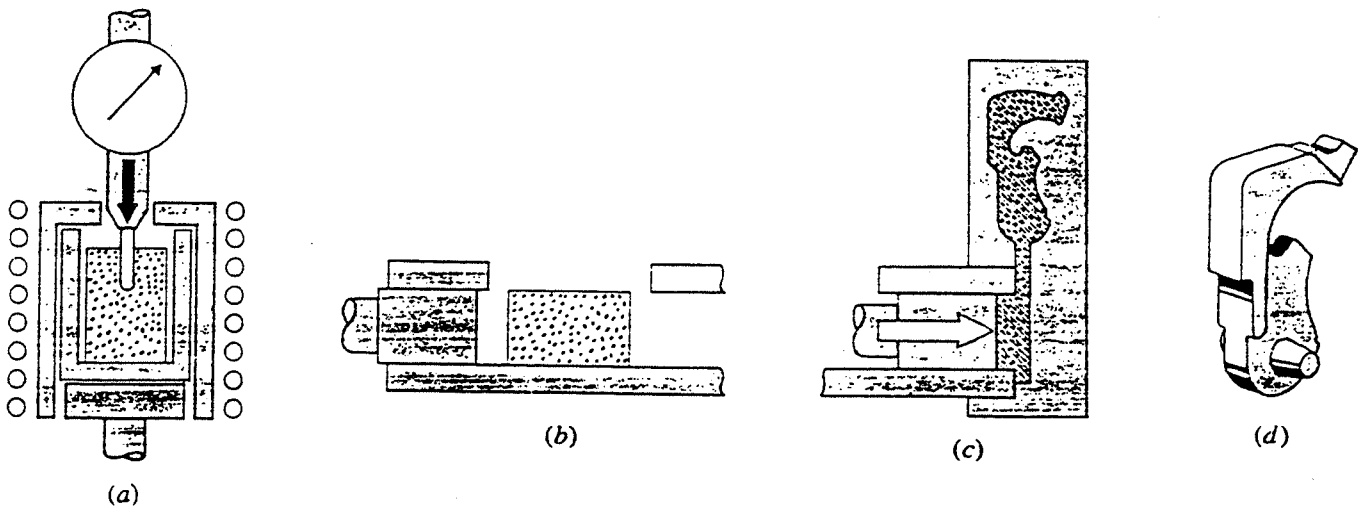


Fig. I.3-1: Opération d'injection d'alliage semi-solide - FLEMINGS [1975]

(a) réchauffage (b) transfert (c) injection (d) pièce finie

1 Procédés dérivant des techniques de fonderie

1-1 Moulage par gravité

Expérimentalement, il a été constaté que des alliages métalliques brassés en cours de solidification jusqu'à une fraction solide de l'ordre de 0,4 ou plus, ne pouvaient pas être coulés sous simple gravité ; les lingots obtenus de cette façon sont en général poreux (COLLOT [1984] [1985]) et l'utilisation de creusets vibrants ne permet pas d'en améliorer la santé interne.

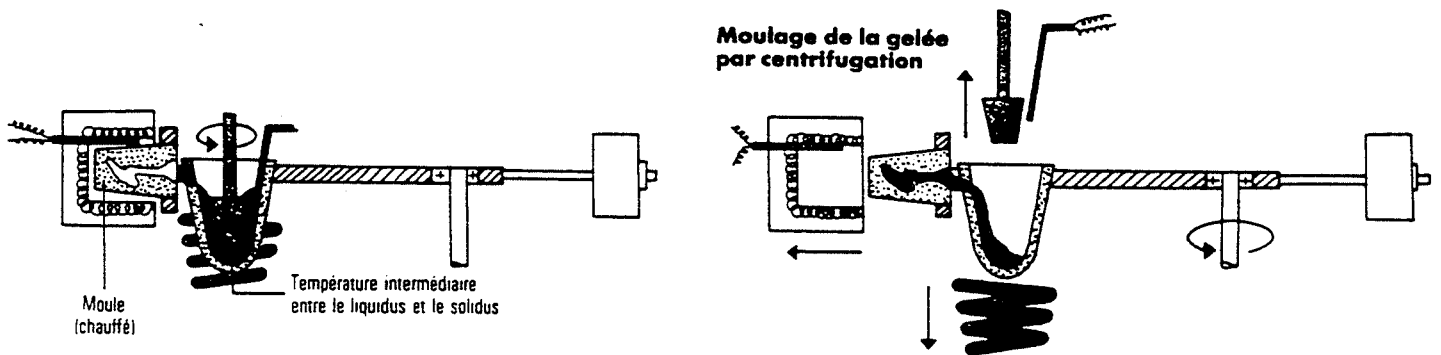
1-2 Moulage par injection

(Fig. I.3-1)

YOUNG et CLYNE [1986] ont fait des expériences d'injection à l'état pâteux d'un alliage Al - Mg. Les lopins de départ sont obtenus à partir de poudres frittées sous pression avec présence d'une phase liquide. L'alliage est constitué d'une phase solide globulaire, de granulométrie bien contrôlée, dispersée dans une phase liquide. Les lopins réchauffés sont injectés dans une matrice métallique préchauffée. La vitesse de déformation à l'entrée du moule est de l'ordre de 10^3 s^{-1} , sous une pression de 30 MPa. Les principaux résultats obtenus concernent la qualité des pièces injectées :

- Il y a éjection de liquide vers les surfaces des pièces. On peut expliquer ce phénomène par l'expulsion du liquide depuis le squelette formé de globules immobilisés en fin de remplissage. On peut aussi penser que le liquide ségrège en périphérie pour accommoder le gradient de contraintes de cisaillement perpendiculaire aux surfaces.
- L'éjection de la phase liquide vers les surfaces des pièces est atténuée si la taille des poudres diminue.
- La fraction solide, donc la température, a une nette influence sur la santé interne des pièces moulées : dans les conditions d'essais, la santé interne est améliorée lorsque la fraction solide augmente.
- La forme du moule est très importante pour les fronts d'écoulement et en particulier les zones de soudure qui sont différentes de celles d'un alliage liquide.

Sur un alliage Cu-10%Sn rhéomoulé injecté sous 105 MPa, FLEMINGS [1975] constate aussi que la santé interne des pièces, contrôlée par radiographie, est d'autant meilleure que la fraction solide est élevée. De même, il trouve sur les pièces moulées une distribution homogène des particules solides primaires au centre, entourée d'une fine peau dendritique de phase liquide solidifiée.



(a) fabrication de la gelée métallique par brassage mécanique

(b) centrifugation

Fig. I.3-2: Procédé GIRCAST[®] (COLLOT [1985])

Sur ce même alliage Cu-11%Sn, COLLOT [1984] [1985] montre que pour des conditions d'injection fixées (fraction solide de 0,43, pression de 100 MPa, vitesse d'injection de 1 à 2 m/s, moule préchauffé) les pièces obtenues à partir de lingots d'alliages rhéomoulés présentent une bien meilleure santé interne et en peau que lorsque le matériau de départ est dendritique.

YOUNG [1976] a fait des essais concluants (bonne santé interne et de surface) sur un bronze 905 avec une pression d'injection de 47MPa, une vitesse d'entrée de 21 m/s, pour une fraction solide de 0,6 et dans un moule en acier AISI H13 préchauffé à 350°C.

Sur des aciers inoxydables (AISI - 304 et 440C), les essais menés par FLEMINGS et YOUNG [1977] montrent l'intérêt du moulage par injection à l'état semi-solide pour la durée de vie de l'outillage. Les gammes de vitesses d'entrée du métal sont de 3 à 30 m/s avec des pressions d'injection de 50 à 70 MPa. Les paramètres optimaux d'injection fixés pour la fabrication de petites pièces de 45 g sont : une fraction solide de 0,5, une vitesse d'entrée de 21 m/s et une pression finale d'injection de 56 MPa.

Pour une meilleure tenue de l'outillage, les chocs thermiques ont été diminués ;

- par une augmentation de la fraction solide du métal, c'est à dire un abaissement de la température du métal,
- par le choix d'un matériau d'outillage à plus forte conductivité thermique (Cu- 0,8% Cr dont la conductivité est 10 fois supérieure à celle de l'acier AISI H13 précédemment employé)
- par la réduction du temps de contact de la pièce avec le moule.

De ce fait, le nombre d'injections avant apparition de la première fissure dans l'outillage a été multiplié par 5, passant de 100 à 500.

La santé interne des pièces obtenues est très bonne ainsi que la qualité de la surface.

1-3 Moulage centrifuge

Le moulage centrifuge utilisé par les prothésistes dentaires a été adapté par COLLOT [1984] pour élaborer des "gelées" métalliques semi - solides et les couler directement dans un moule en sable par centrifugation. Une fronde a été conçue et commercialisée sous le nom de GIRCAST (Fig. 1.3-2)

En effet, les études rhéologiques sur les alliages Cu- 11 % Sn rhéomoulés montrent la faible viscosité de ces alliages à l'état semi-solide. D'où l'idée de faire de la déformation sous très faible contrainte (129 Pa avec une vitesse de fronde de 400 tr/mn). Le procédé GIRCAST permet de plus de mettre en forme l'alliage directement après brassage mécanique à l'état semi-solide sans passer par la solidification puis le réchauffage du matériau.

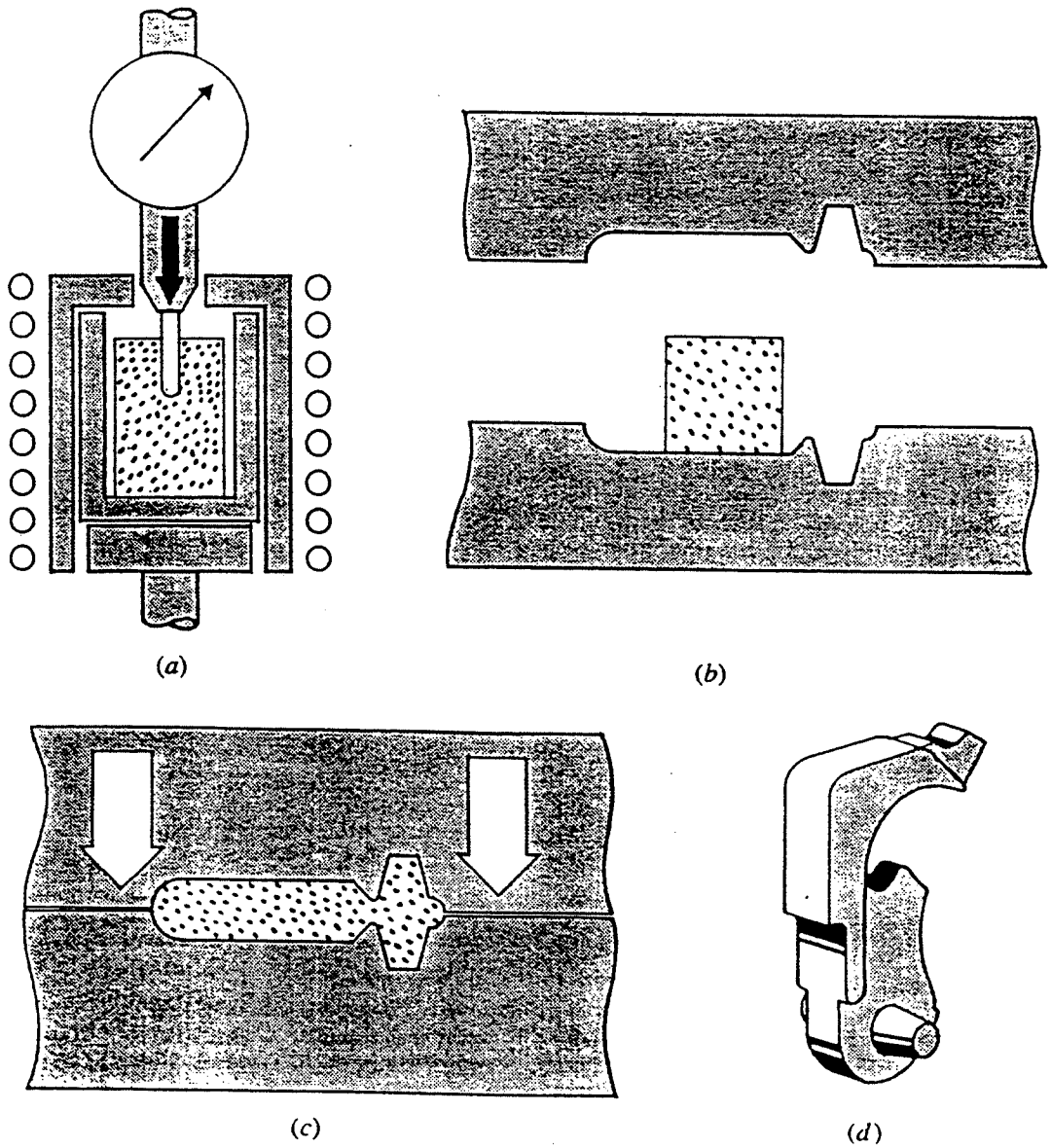


Fig. I.3-3: Opération de forgeage d'alliage semi-solide - FLEMINGS [1975]

(a) réchauffage (b) transfert (c) forgeage (d) pièce finie

2 Procédés dérivant des techniques de forge

2-1 Forgeage

Les techniques de forge à l'état semi-solide s'apparentent au **squeeze casting** ou moulage -forgeage développé par les fondeurs, dans lequel l'alliage liquide est mis en forme et solidifié sous pression (*Fig. I.3-3*).

Au AMAX Research & Development Center, KENNEY [1987] a mis au point la production de pièces en Aluminium par forgeage à l'état pâteux. Il apparaît essentiel de contrôler précisément la vitesse et la pression de mise en forme. Les vitesses varient, selon les pièces, de quelques dizaines de mm / s à 1270 mm / s et la pression dans le moule de quelques MPa à 140 MPa.

Le plus grand soin est apporté au dessin et à la fabrication des outillages. Les matrices fermées pour produire les pièces en Aluminium sont faites en acier à outil AISI H13 durci entre 45 et 48 HRC. L'empreinte est généralement polie pour améliorer l'écoulement du métal et faciliter l'éjection de la pièce.

Le matériau utilisé est un alliage rhéomoulé réchauffé. La température doit être homogène dans tout le lopin de départ et comprise dans un intervalle de tolérance de $\pm 1\%$.

La séquence de forgeage ne dure que quelques dixièmes de seconde. Au moment de l'impact du pilon, la gelée commence à s'écouler. Elle est soumise à un cisaillement intense et sa nature thixotrope lui permet de remplir le moule sous très faible pression. En fin de formage, la pression augmente et l'on a densification complète de la pièce. Le temps pendant lequel le moule reste sous pression dépend de l'alliage et des dimensions de la pièce. Il n'est que de quelques secondes car le transfert de chaleur à la matrice est accéléré par la pression de contact. Le moule est alors ouvert et la pièce éjectée.

Le système de forgeage à l'état pâteux est entièrement automatisé. Les pièces formées pèsent de 20 g à 13,6 kg. La cadence de production est respectivement de 360 et 120 pièces à l'heure.

Des essais non concluants de forgeage au marteau - pilon (énergie de 3523 J) ont été réalisés par COLLOT sur un alliage Cu 11 % Sn [1984]. Les pièces obtenues étaient poreuses.

2-2 Laminage

MATSUMIYA [1981] a fait des expériences de laminage en continu d'un ruban de gelée semi-solide en sortie de rhéocouleur (sur un alliage modèle Sn-15 % Pb) (*Fig. I.3-4*). L'alliage à l'état de gelée tombe en continu du rhéocaster sur une courroie en silicone et se trouve déformé entre cette courroie et un cylindre principal. La pression de déformation est contrôlée par la tension de la courroie et par un cylindre presseur.

Les différents paramètres du procédé sont:

- la fraction solide
- la force et le taux de déformation imposés
- la vitesse de rotor du rhéocouleur (induisant la vitesse de cisaillement)
- la vitesse de défilement de la courroie

L'influence de ces paramètres expérimentaux sur la structure, l'homogénéité de composition, la qualité de surface, la formation de fissures et la forme finale de la tôle a été étudiée.

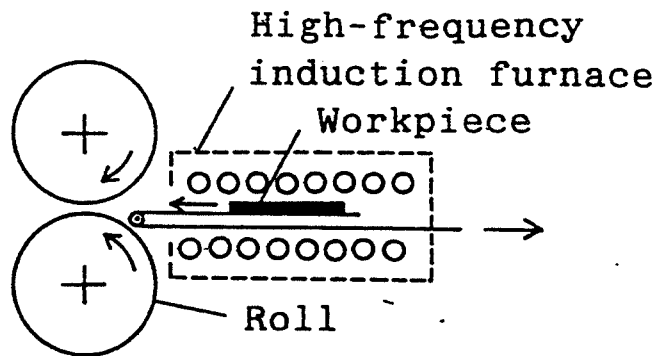


Fig. I.3-4: Laminage d'alliage semi-solide - KIUCHI [1990]

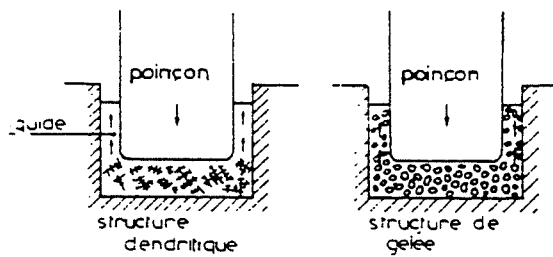


Fig. I.3-5: Comparaison du filage arriere de structures semi-solides dendritiques et globulaires - COLLOT [1984]

Les meilleurs résultats (déformation de plus de 50 %, homogène et sans apparition de fissures) ont été obtenus pour une fraction solide comprise entre 0,5 et 0,7 et un effort de déformation inférieur à 4 daN, la vitesse de courroie étant de 10 cm/s.

Les mêmes conditions ont été reproduites sur un alliage semi-solide dendritique. Dans ce cas, il y a éjection de la phase eutectique liquide vers la surface et apparition de nombreuses fissures interdendritiques ou intergranulaires.

Les expériences ont montré les avantages à utiliser une gelée semi-solide plutôt qu'un alliage entièrement liquide ou qu'un alliage à structure dendritique : la courroie ne se détériore pas, le liquide n'est pas éjecté et l'on ne détecte pas de fissure interdendritique.

L'opération de laminage a été modélisée, permettant de tracer des courbes isothermes sur une section de la tôle au cours de la déformation et de calculer les efforts mis en jeu.

On peut citer les travaux de KIUCHI [1991] portant sur le laminage d'alliages industriels (alliages d'Aluminium et fontes). La dimension maximale des tôles formées a été de 5 par 50 par 300 mm.

2-3 Filage arrière

COLLOT [1985] a réalisé des essais de filage arrière (*Fig. I.3-5*) sur alliage Cu - 11% Sn semi-solide sous une pression de 26 bars (2,6 MPa).

Les filants de la pièce (épaisseur de 0,68 mm) obtenus à partir d'un alliage à structure dendritique sont composés uniquement de liquide éjecté.

Par contre, lorsque l'on part d'une structure rhéomoulée, la gelée semi-solide s'écoule en conservant son homogénéité.

Cet essai de déformation semble donc être très sélectif vis à vis de la structure de départ.

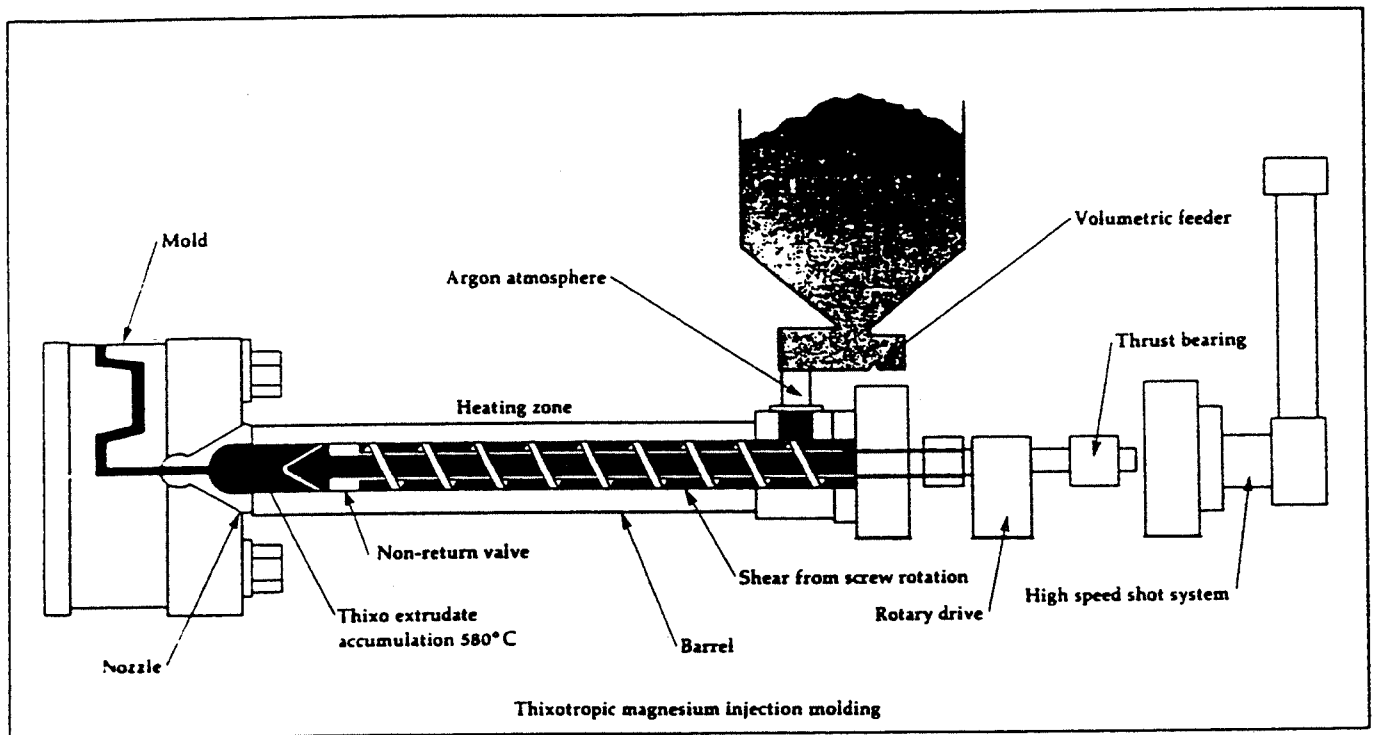


Fig. I.3-6: Machine d'injection d'alliages semi-solides à structure globulaire (DECKER - Thixomat [1990])

3 Conclusions

De toutes les techniques de mise en forme présentées, seules quelques-unes ont fait l'objet de développements industriels :

Le forgeage semi-solide en matrice fermée ou moulage - forgeage a été appliqué à des alliages d'Aluminium. Le matériau de départ était refondu partiellement à partir de l'état solide. Il provenait soit de lingots rhéomoulés, obtenus par coulée d'un alliage brassé en cours de solidification, soit de produits fortement écrouis (procédé S.I.M.A.).

On peut citer à titre d'exemples

- la fabrication de pièces pour l'automobile ou l'aéronautique (maitres cylindres) par la compagnie AMAX (YOUNG [1990]) aux Etats Unis,
- le développement de pièces de direction pour l'automobile par le centre de recherche de FIAT (BERNARD [1989])
- la production de connecteurs électriques par la firme ITT CANNON en Angleterre (WILLCOX [1990]).

Une machine d'injection d'alliages de Magnésium à l'état semi-solide est commercialisée par la firme Thixomat Inc aux Etats - Unis. (DECKER [1990]). Le principe de la machine est basé sur celui des extrudeuses de matières plastiques (*Fig. I.3-6*) : l'alliage de départ se présente sous forme de copeaux, refondus partiellement et mallaxés par une vis extrudeuse. L'alliage semi-solide est accumulé devant le nez de la vis puis injecté dans un moule.

L'injection d'alliages d'Aluminium est développé par FULMER (BROOK [1990]).

Quelques travaux expérimentaux ont été effectués sur des aciers : injection de pièces de 45 g en acier inoxydable (FLEMINGS [1975] [1978]).

CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE ET INTERPRETATIONS

II . 1 - Méthodologie de l'essai

II . 2 - Essais réalisés

II . 3 - Résultats

II . 4 - Interprétations

II . 5 - Confrontation avec la simulation numérique

Ce chapitre décrit l'étude expérimentale du comportement rhéologique d'aciers à l'état semi-solide.

Le dispositif rhéologique utilisé est un essai de filage direct, qui permet de travailler sur des échantillons d'aciers refondus depuis l'état solide jusqu'à des températures de l'ordre de 1450 °C.

La **partie II.1** décrit le dispositif et la méthodologie adoptés pour l'essai.

La **partie II.2** présente les nuances d'aciers étudiés et l'ensemble des essais réalisés.

La **partie II.3** décrit les résultats bruts des essais :

- observations structurales des pièces filées,
- enregistrements des courbes effort / course du piston.

Enfin, les **parties II.4 et II.5** tentent de donner des interprétations réalistes de ces résultats, à partir de considérations mécaniques simples et de la simulation numérique des écoulements.

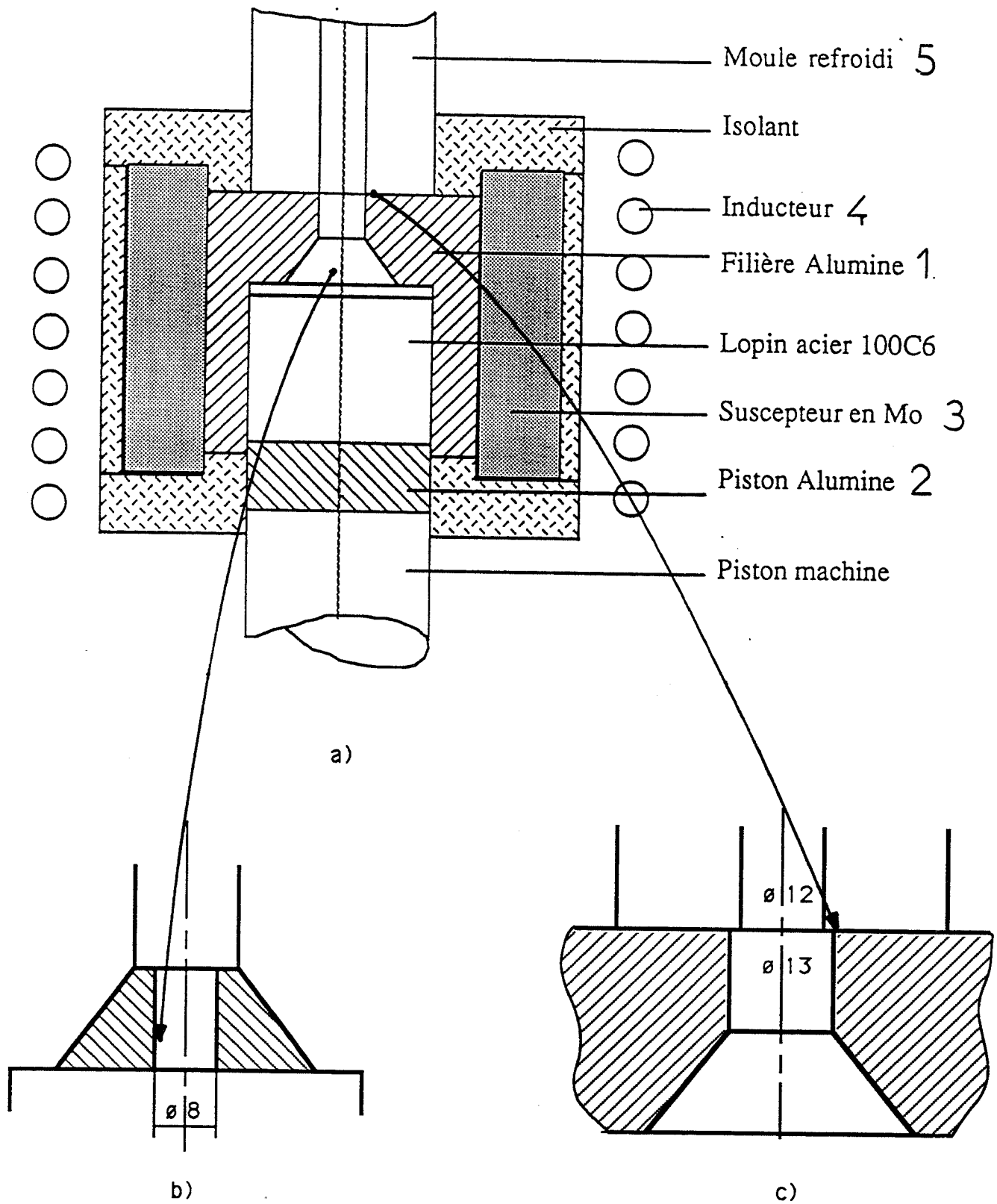


Fig. II.1-1: Dispositif expérimental de mesure rhéologique d'acier semi-solide
opération de filage direct en condition isotherme.

Partie II.1 Méthodologie de l'essai

1 Dispositif expérimental

a) dispositif de filage.

Le montage expérimental a été conçu en collaboration avec le bureau d'études de l'IRSID Maizières (LEGAY [1990]) (Fig. II.1-1).

Ce dispositif permet d'effectuer des opérations de filage direct d'acier, en conditions isothermes, à des températures de travail pouvant atteindre 1450 °C.

L'outillage (Fig. II.1-1-a) comprend une filière et un piston en alumine (1 et 2). Il est chauffé dans un four formé par un suscepteur en molybdène (3), lui-même chauffé par induction sous 10 kHz (inducteur 4). Le suscepteur sert de plus de frette à la filière en alumine, sollicitée lors du filage. En sortie de filière, un moule métallique (5) avec circulation d'eau vient refroidir l'acier filé.

L'outillage et le dispositif de réchauffage sont placés dans une enceinte à atmosphère contrôlée. L'ensemble est monté sur une machine de traction TINIUS, d'une charge maximale de 30 tonnes. Le piston est fixé au bâti de la machine ; c'est le mouvement de l'ensemble enceinte + filière, solidaire de la traverse mobile, qui assure le mouvement relatif du piston dans la filière.

Les vitesses de traverse utilisées sont comprises entre 0,04 et 8 mm/s (vitesse maximale de la machine). Aux plus fortes vitesses, la capacité de la machine est limitée à 6 tonnes (soit des pressions de l'ordre de 80 MPa sur l'échantillon Ø 30 mm).

Le rapport de filage est fixé par le diamètre de sortie de la filière. Un embout amovible inséré dans l'outillage permet de changer ce diamètre (Fig. II.1-1-b). Nous avons ainsi travaillé avec trois rapports de filage : 5, 14 et 30. Remarquons que le rapport de filage de 5 correspond à un outillage sans embout, présentant donc une sortie de filière conique appelée convergent.

b) instrumentation.

Le cycle de température est programmé sur un régulateur programmeur EUROTHERM 818P, avec prise de température par un thermocouple de type S (Pt / Pt 10%Rh) en contact avec la surface externe de la filière. Deux autres thermocouples sont placés au cœur de la frette pour contrôler l'homogénéité de la température ainsi que d'éventuelles surchauffes accidentelles. Des essais de chauffage ont permis d'étalonner la température du lopin par rapport à la température mesurée de la filière.

Au cours de la déformation, l'effort de filage ainsi que le déplacement du piston sont enregistrés en fonction du temps. L'effort est mesuré par un dispositif de barres de torsion incorporé dans le bâti de la machine. Le déplacement est mesuré par un capteur inductif situé entre le bâti et l'enceinte mobile.

2 Mode de dépouillement.

a) principe des mesures.

Pour exploiter l'essai de filage comme essai rhéologique, il est nécessaire de modéliser les déformations dans le lopin : pour une loi de comportement choisie et introduite dans le modèle, cette modélisation permet de calculer l'évolution de l'effort de filage en cours d'essai. Les courbes théoriques peuvent être ensuite comparées directement aux efforts mesurés expérimentalement. La loi de comportement retenue pour le matériau est celle pour laquelle la correspondance entre courbe théorique et courbe expérimentale est la meilleure.

b) modélisation.

Nous avons choisi dans un premier temps de modéliser l'opération de filage par un code de calcul numérique par éléments finis FORGE 2[®] développé par le CEMEF (Centre de Mise en Forme des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris). Dans un second temps, nous présenterons des modèles analytiques permettant de compléter l'interprétation des résultats (Chapitre III).

Les calculs numériques ont été faits au CEMEF par O. BRANSWYCK [1990]. L'ensemble des résultats de la modélisation sont reportés dans l'Annexe 2. Les hypothèses de base du modèle sont rappelées ci-dessous :

- Le modèle ne fait pas intervenir la température, dans la mesure où l'essai expérimental est isotherme.
- L'outillage est indéformable.
- Le matériau est homogène, isotrope, incompressible.
- La loi de comportement choisie pour notre application et introduite dans le code de calcul FORGE 2[®] est issue des données bibliographiques obtenues pour des alliages modèles ou des alliages légers à l'état semi-solide (Chapitre I.2).
C'est une loi de type Norton Hoff (ou loi pseudoplastique), qui exprime que la contrainte d'écoulement est fonction de la vitesse de déformation généralisée suivant une loi puissance du type :

$$\sigma_0 = K \sqrt{3} (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^m \quad \text{[II.1-1]}$$

σ_0 est la contrainte d'écoulement du matériau, $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation généralisée.

K et **m** sont les coefficients rhéologiques dépendant du matériau, appelés respectivement **consistance** et **coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation**. Le coefficient **m** est compris entre 0 et 1. Le comportement parfaitement plastique est représenté par $m = 0$, la contrainte d'écoulement valant alors $\sqrt{3} K$. Dans le cas newtonien, $m = 1$ et **K** est homogène à une viscosité. Pour **m** quelconque compris entre 0 et 1, **K** s'exprime en unités pratiques (MPa. s^m).

Remarque : Cette formulation de la loi de comportement pseudoplastique est peu usuelle dans le cas des métaux pour lesquels on utilise plutôt la relation équivalente suivante :

$$\sigma_0 = k \dot{\epsilon}^m$$

Le formalisme utilisé dans le cadre de ce travail (équation [II.1-1]) a été développé pour décrire le comportement rhéologique des polymères. Il est dans notre cas bien adapté, car les études rhéologiques menées sur les gelées semi-solides sont réalisées principalement par des techniques employées pour les polymères ou pour les fluides (mesures en viscosimètres, mesures du degré de thixotropie...). Ainsi, pour des cisaillements simples, l'équation [II.1-1] devient :

$$\tau = K \dot{\gamma}^m \quad , \text{ loi générale utilisée dans la littérature.}$$

- Les frottements du métal contre l'outillage sont modélisés également par une loi pseudoplastique ou loi de NORTON :

$$\tau = - \alpha K_0 |\Delta V|^{p-1} \Delta V$$

τ et ΔV sont respectivement la cission de frottement et la vitesse de glissement relative entre le matériau pseudoplastique et l'outil rigide. K_0 et p sont respectivement la consistance et le coefficient de sensibilité à la vitesse de la couche cisailée équivalente. α est un coefficient de proportionnalité, fonction de l'interface (matériau, rugosité...) exprimé en unités pratiques utilisées par le CEMEF (mm^{-p}).

Le modèle numérique permet de calculer la courbe de l'effort de filage en fonction du déplacement du piston. Il calcule de plus, à chaque étape du filage, les champs de pression hydrostatique, de déformation et de vitesse de déformation dans l'ensemble du matériau.

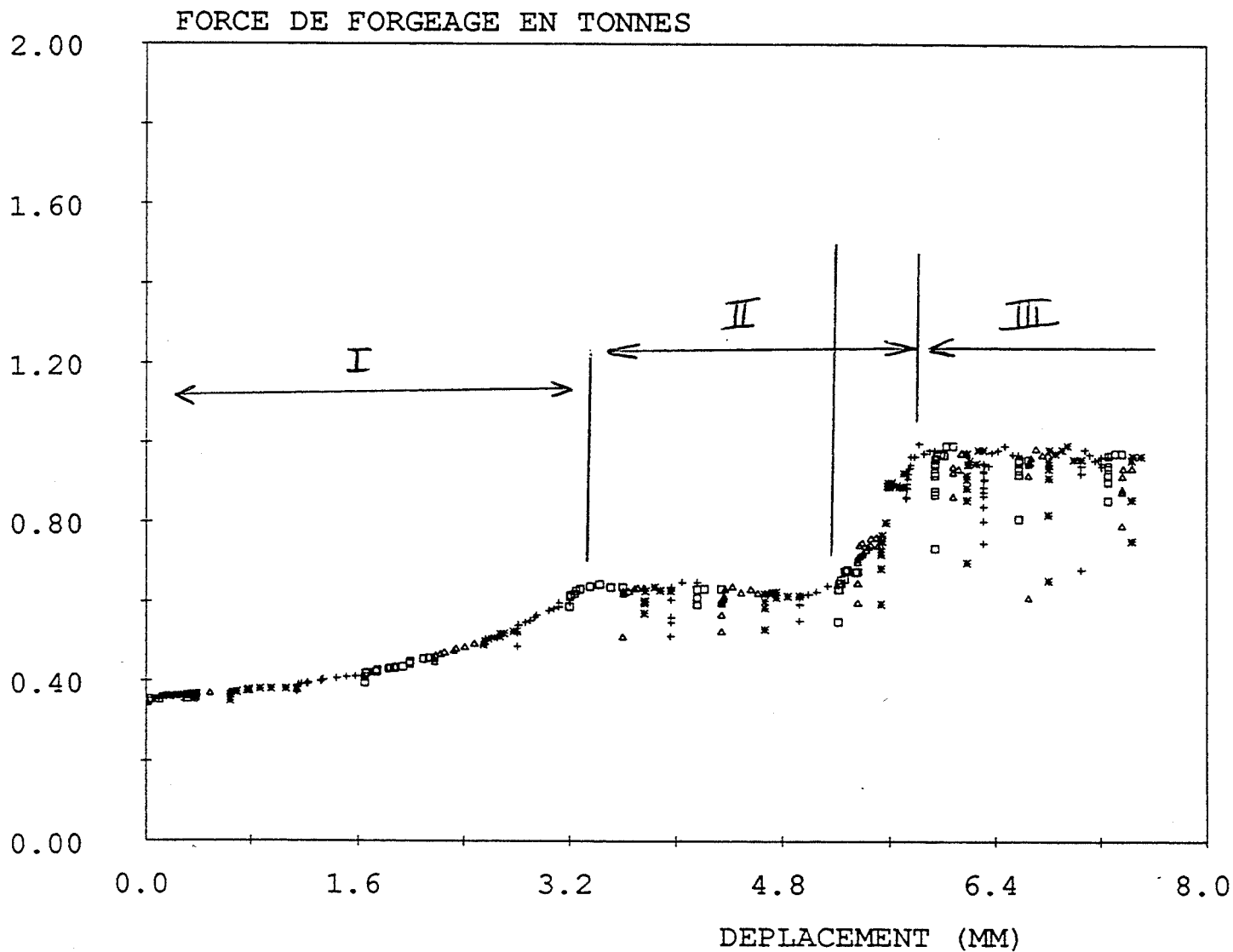
c) constitution des abaques.

Un diagramme de force de filage (courbe d'effort en fonction du déplacement du piston) présente classiquement trois phases (BAQUE [1972]) :

- une montée en pression, suivie ou non d'un pic de pression,
- un régime stationnaire,
- une remontée de pression correspondant au filage du culot.

Le code de calcul FORGE 2[®] donne l'évolution de l'effort de filage au cours de l'essai (Fig. II.1-2). Sur cette courbe, nous distinguons trois étapes de la déformation.

- La partie I représente la phase de rattrapage des jeux entre le lopin et le corps de la filière : c'est la phase de gonflement de l'échantillon et de mise en pression avant filage.
- La phase II correspond à la progression de la matière dans le convergent puis dans la filière. L'effort est très faiblement décroissant. En fin de phase II, on observe une brusque montée de l'effort. Cette remise en pression est liée à la géométrie particulière de notre essai : elle est provoquée par le contact entre le front d'écoulement et le décrochement que fait le moule refroidi en sortie de filière (Fig II.1-1-c).
- La phase III est la phase de régime stationnaire, à effort constant.



Modélisation de l'opération de filage :

rapport de filage $\lambda = 5$

vitesse de piston $V = 4 \text{ mm/s}$

Matériau homogène incompressible pseudo-plastique :

consistance $K = 1 \text{ MPa.s}^m$

coef. de sensibilité à la vitesse de déformation $m = p = 0,2$

coef. de frottement $\alpha = 0,8$

Effort stabilisé à 1 tonne au bout de 6 mm de déplacement du piston

Fig. II.1-2: Effort de filage théorique en fonction du déplacement du piston

modélisation numérique FORGE 2 ®

Vitesse de coulisseau (mm/s)	Rapport de filage	K (MPa.s ^m)	m	alpha (MPa.s ^m . mm ^{-m})
0,4	5 14	1	0,2	0,8 0,05
4			0,4	
40			0,6	
			1	

Fig. II.1-3: Simulation numérique de l'opération de filage - Choix des paramètres

L'exploitation de l'essai de filage comme test rhéologique, en particulier la constitution d'abaques de référence, est faite à partir de la valeur de l'effort en régime stationnaire. Cette valeur calculée dépend des paramètres opératoires introduits dans le modèle :

- U_0 , vitesse de piston,
- λ , rapport de filage.

L'effort de filage dépend aussi directement de la loi de comportement du matériau introduite et dans notre cas particulier, des valeurs des coefficients :

- K , consistance,
- m , coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation,
- α , coefficient de proportionnalité représentatif du frottement.

Le plan d'expérience des simulations numériques (*Tableau Fig. II.1-3*) prévoit donc la variation de l'ensemble de ces paramètres. Pour construire les abaques, on consignera en particulier la valeur de l'effort de filage en régime stationnaire en fonction des deux paramètres rhéologiques K et m . (*Fig. II.1-4 et II.1-5*)

Influence de m : Les abaques (*Fig. II.1-4*) sont construites en portant, en fonction de la valeur de m introduite dans le modèle, l'évolution du rapport F_1/F_2 des efforts de filage en régime stationnaire correspondants respectivement à des vitesses de filage V_1 et V_2 . Dans ces abaques, la valeur de la consistance K est fixée à 1 (MPa. s^m)

Influence de K : Pour une valeur de m fixée, la valeur de l'effort de filage stabilisé est directement proportionnelle à K . Les abaques correspondantes (*Fig. II.1-5*) sont donc des faisceaux de droites.

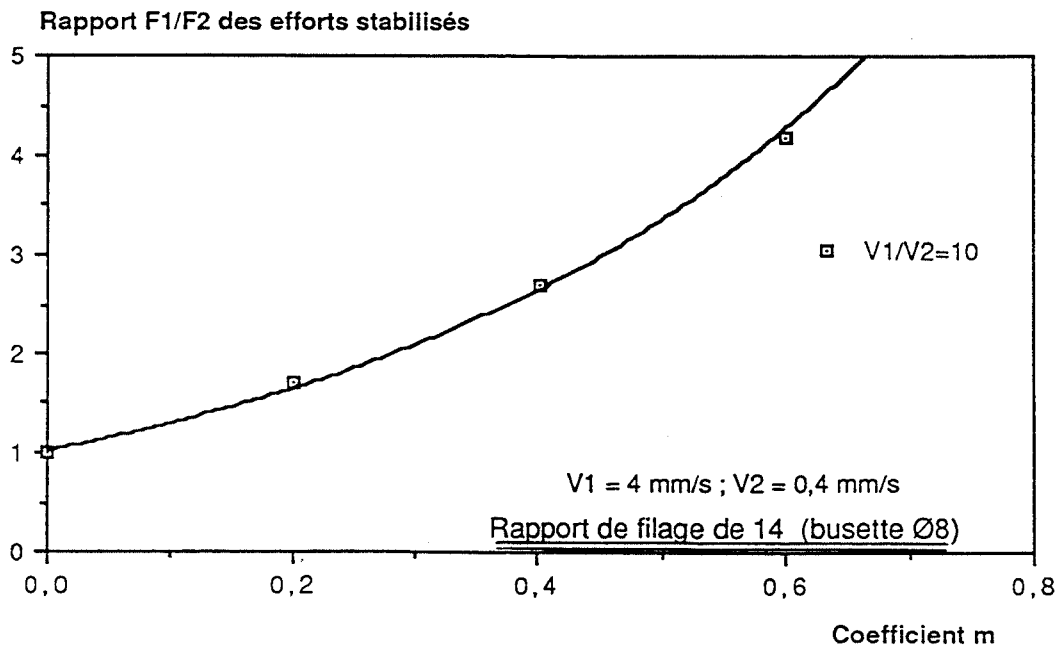
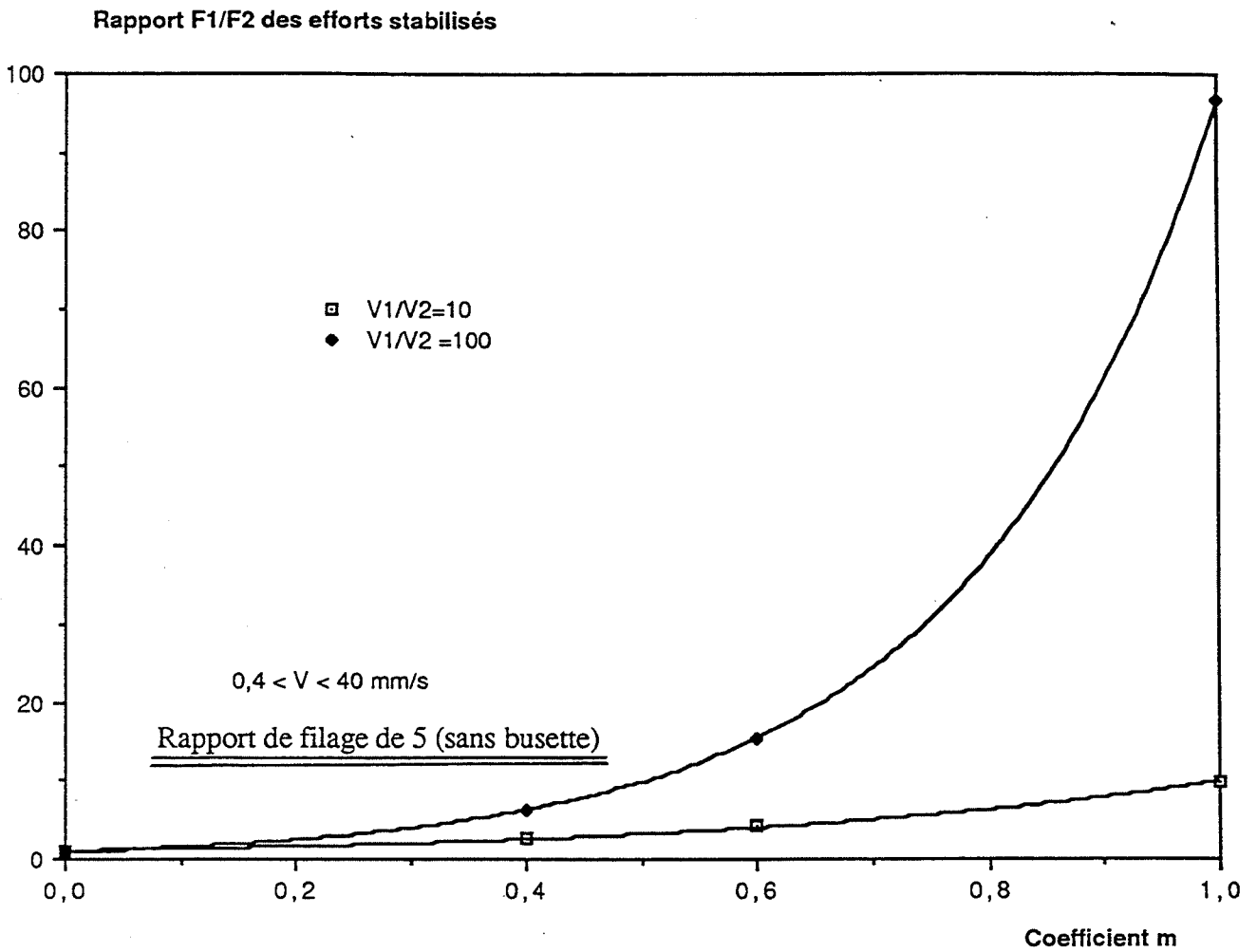


Fig. II.1-4: Influence du coefficient rhéologique m sur le rapport des efforts de filage stationnaires, calculés aux vitesses V_1 et V_2 .

modélisation numérique FORGE 2 ®

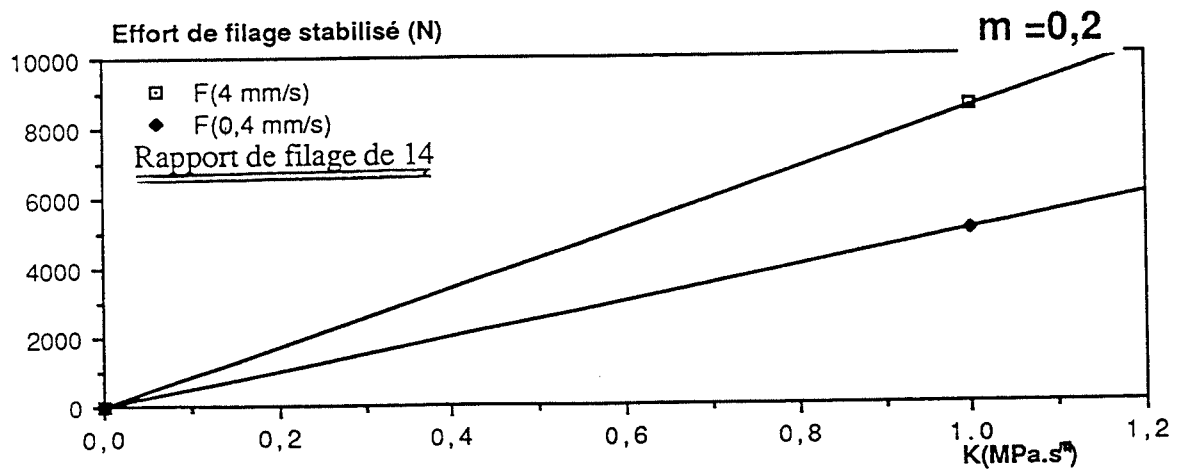
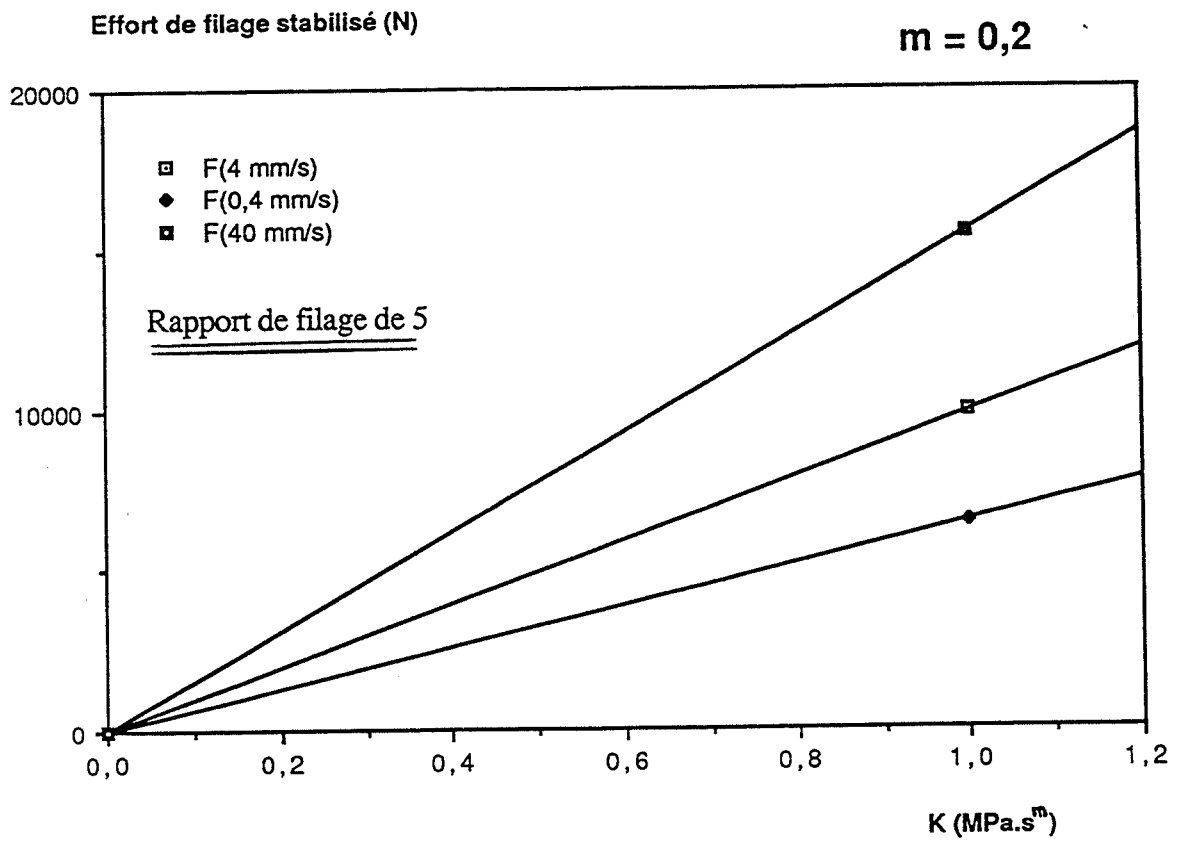


Fig. II.1-5: Influence du coefficient rhéologique K sur l'effort de filage en régime stationnaire.

modélisation numérique FORGE 2 © pour différentes vitesses et rapports de filage.

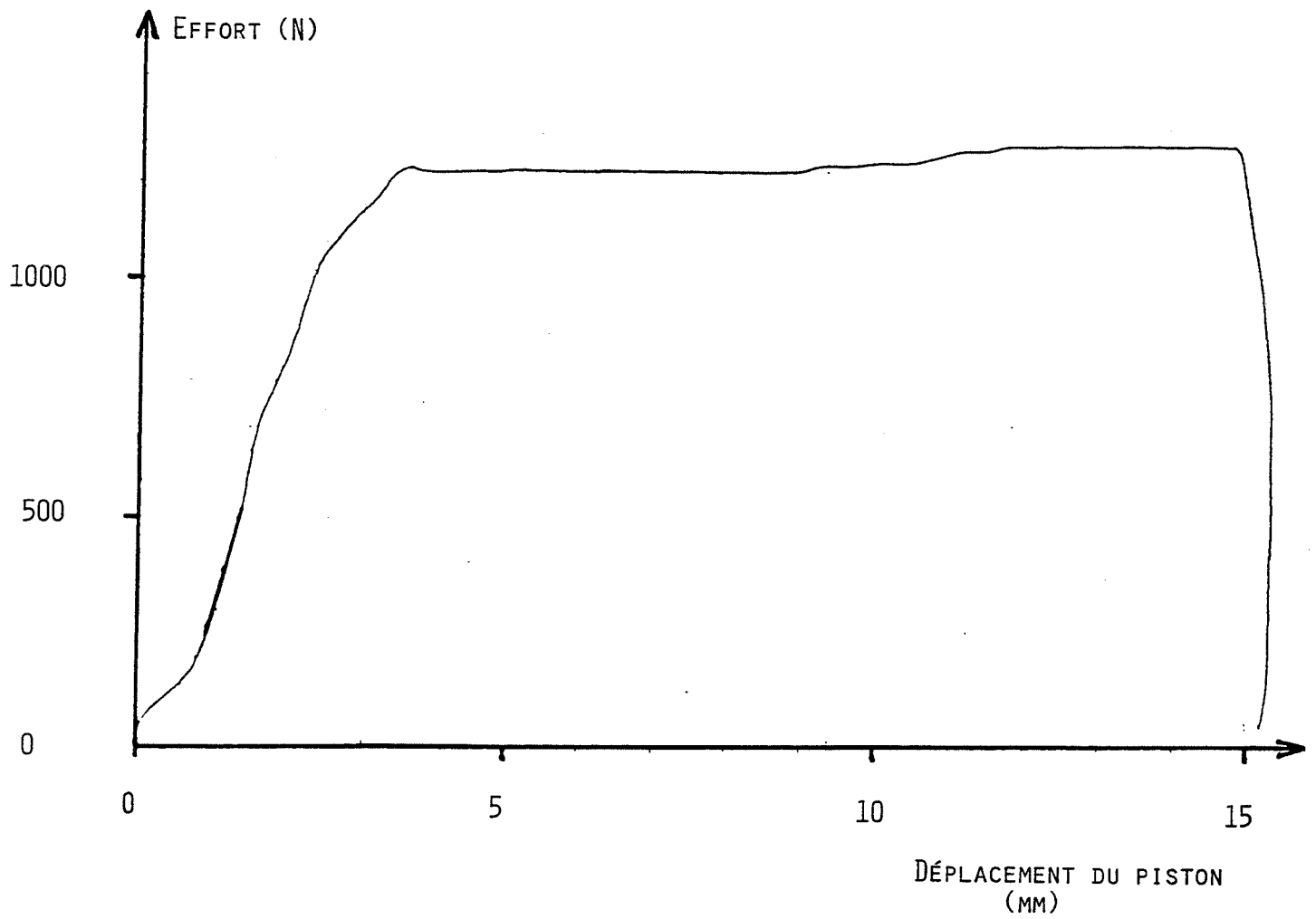


Fig. II.1-6: Effort expérimental de filage en fonction du déplacement du piston
 essai sur plasticine - rapport de filage de 14 - vitesse de piston de $3,33 \text{ mm. s}^{-1}$

3 Validation de l'essai rhéologique :

a) essais sur plasticine

Nous avons validé cet essai rhéologique par des essais de filage sur de la plasticine dont le comportement pseudoplastique est connu. Les paramètres rhéologiques mesurés par des essais classiques d'écrasement entre plateaux parallèles et de bipoinçonnement ont pour valeurs :

$$m = 0,16 \quad ; \quad K = 0,09 \text{ (MPa. s}^m\text{)}.$$

Les conditions de filage adoptées pour l'essai sont les suivantes :

$$\begin{array}{l|l} \lambda = 14 & \\ V_1 = 0,33 \text{ mm/s} & \text{soit un rapport de vitesses} \\ V_2 = 3,3 \text{ mm/s} & V_2 / V_1 \text{ de } 10. \end{array}$$

Les courbes enregistrées donnant l'effort de filage en fonction du déplacement du piston (*Fig. II.1-6*) présentent un palier, en accord avec la modélisation.

La valeur du coefficient m représentatif de la plasticine est obtenue en faisant des essais à deux vitesses de coulisseau V_1 et V_2 différentes, respectivement 0,33 et 3,3 mm/s. Les efforts de filage stabilisés (correspondants au régime stationnaire) sont de respectivement 860 et de 1230 N, soit un rapport $F_{3,3} / F_{0,33}$ de 1,43.

En portant ce rapport dans l'abaque (*Fig. II.1-4*), on détermine le coefficient m correspondant, pour ces conditions de filage. On trouve :

$$m = 0,13 \pm 0,02.$$

En plaçant la valeur $F_{3,3}$ sur la courbe s'approchant le plus de ces conditions expérimentales ($m = 0,2$; $\lambda = 14$; $V = 4$ mm/s), (*Fig. II.1-5*), on trouve la valeur de K . Dans notre exemple :

$$K = 0,17 \pm 0,1 \text{ (MPa. s}^m\text{)}.$$

Les valeurs trouvées pour m et K sont en bon accord avec les données rhéologiques de la plasticine considérée.

Remarque :

La même démarche expérimentale, réalisée avec un rapport de filage plus faible ($\lambda = 5$) donne de moins bons résultats (on trouve $m = 0,26$ et $K = 1$ MPa. s^m). En effet, la composante élastique de la déformation, importante pour la plasticine et non prise en compte dans la modélisation, n'est plus négligeable dans le cas des faibles déformations rencontrées ici (déformation moyenne égale à $\ln \lambda = 1,6$). Il est donc normal que l'on observe un écart plus important entre le modèle et l'expérience.

b) dimensionnement de l'essai

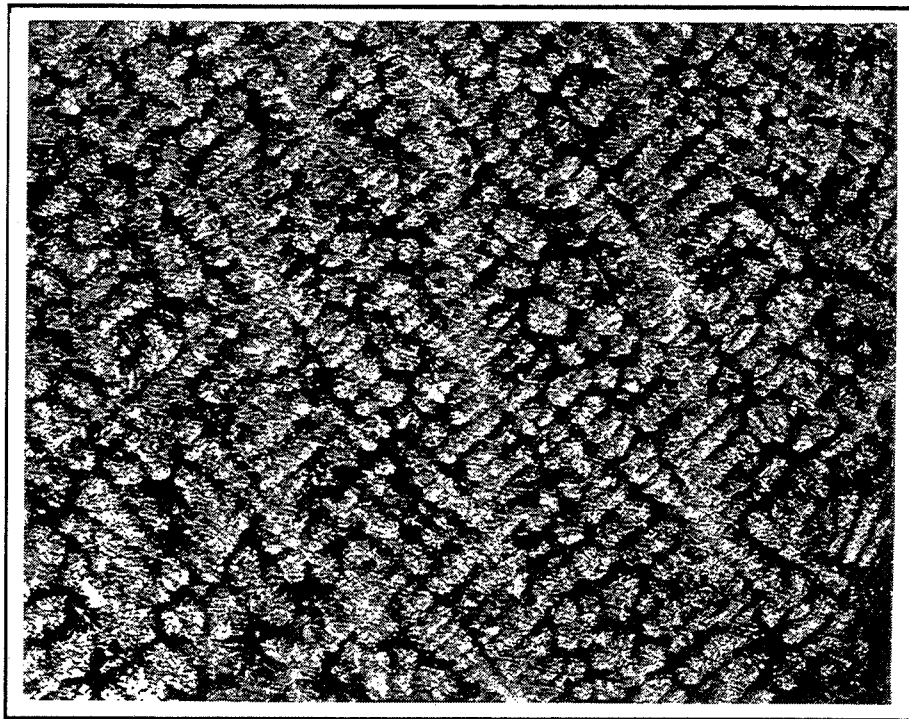
Nous avons utilisé le modèle numérique pour dimensionner le dispositif de filage d'acier semi-solide.

Nous avons introduit dans le modèle les coefficients rhéologiques tirés de la littérature (SUERY [1982]) et correspondant à des alliages Sn - Pb, soit $K = 5,3$ (MPa. s^m) et $m = 0,23$. En choisissant des échantillons de diamètre $\varnothing 30$ mm et de hauteur h 25 mm, avec la vitesse de filage maximale $V = 8$ mm/s et un rapport de filage $\lambda = 14$, la simulation numérique donne un effort stabilisé de 5,2 tonnes compatible avec la machine de traction dont nous disposons. Les détails du calcul sont donnés en Annexe 3.

Notons de plus que le régime stationnaire est atteint dans la modélisation et pour la géométrie de notre essai, au bout de quelques millimètres de déplacement du piston. Ainsi, la hauteur choisie pour les échantillons (25 mm), permettant un déplacement maximum du piston de l'ordre de 20 mm, est-elle suffisante pour atteindre le régime stationnaire et mesurer l'effort correspondant.

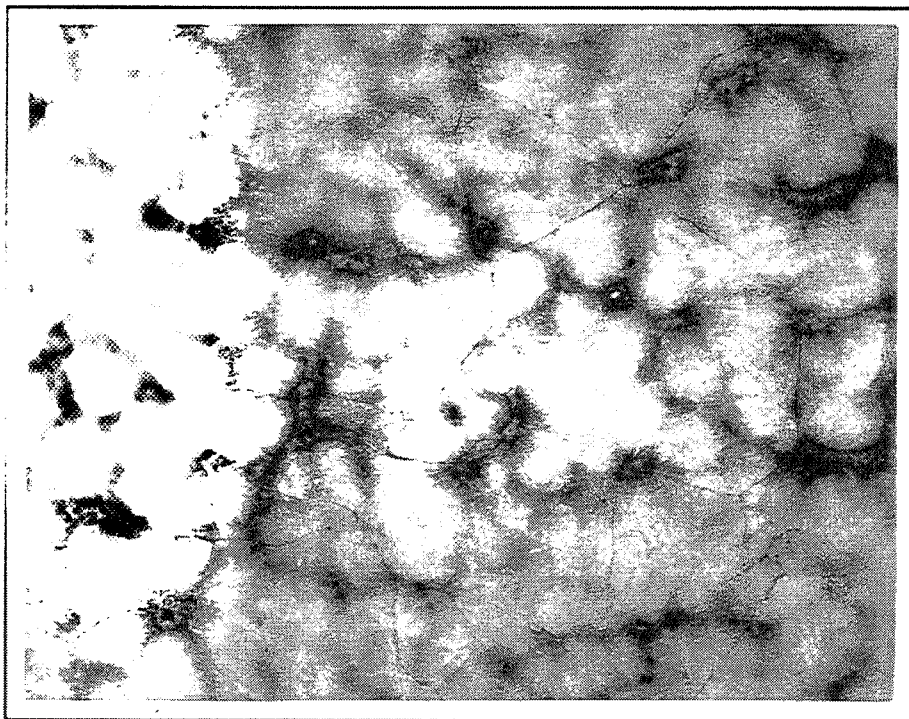
La simulation numérique a donc permis de déterminer la taille optimale des échantillons pour satisfaire les conditions suivantes :

- efforts de filage compatibles avec la capacité de la machine utilisée.
- déplacement total du piston permettant d'atteindre le régime stationnaire.



200 μm

100C6 dendritique



200 μm

100C6 non dendritique

Fig. II.2-1: Structures de solidification du 100C6

- a) solidification conventionnelle dendritique
- b) solidification avec brassage mécanique

Partie II.2 Essais réalisés.

1 Matériau étudié

Deux nuances d'aciers ont été étudiées : un acier de construction mécanique 100C6 et un acier rapide Z85 WDCV 6 5 4 2 (acier M2 selon la norme AISI).

100C6. Cette nuance a été élaborée à UNIREC, dans un four à induction de 100 kW, 10 kHz à l'air et coulée en petits lingots de 12 kg. Afin d'obtenir différentes tailles et morphologies des structures de solidification, les coulées ont été réalisées dans deux conditions :

- par coulée de l'acier dans des lingotières en cuivre, refroidies à l'eau. Les structures obtenues sont dendritiques, avec des espacements des bras primaires et secondaires respectivement de 150 - 250 μm et 40 - 60 μm (*Fig.II.2-1 a*). Les lopins sont prélevés en zone basaltique.
- par brassage mécanique lors de la solidification, puis refroidissement dans le creuset d'élaboration. Ces conditions de solidification conduisent à une structure entièrement équiaxe, avec des grains primaires non dendritiques, et des dendrites correspondant au liquide solidifié après l'arrêt du brassage. Les tailles de grains non dendritiques sont de l'ordre de 400 μm et les distances interdendritiques secondaires du liquide résiduel de l'ordre de 100 à 200 μm (*Fig. II.2-1 b*).

Z85 WDCV 6 5 4 2 : les échantillons sont issus d'une barre forgée à chaud de 35 mm de diamètre, avec une structure classique de recuit. Le grain austénitique est très fin : de 10 à 20 μm , taille habituelle pour ces nuances.

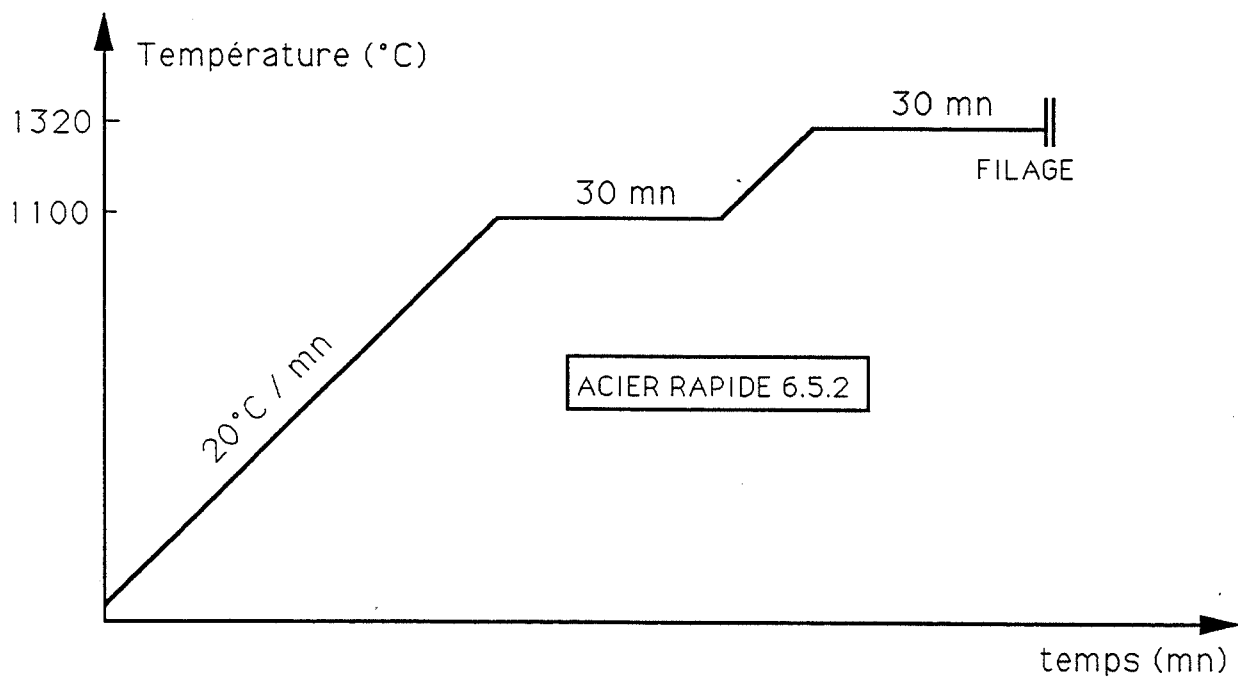
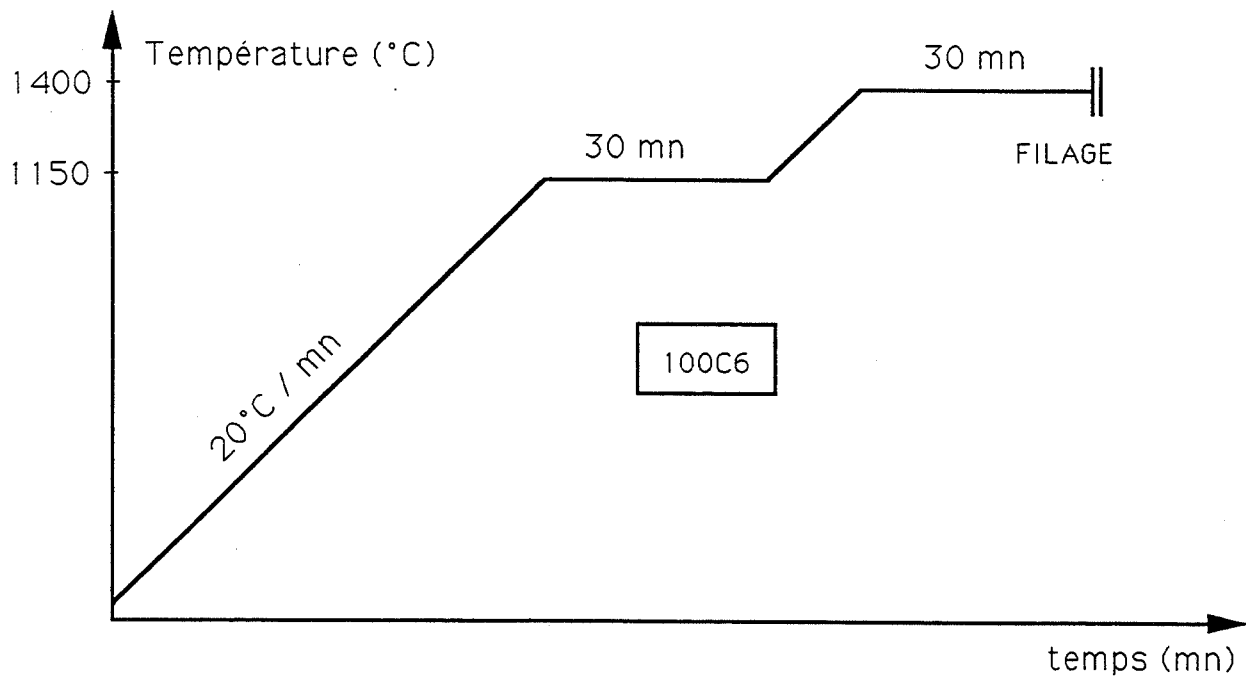


Fig. II.2-2: Cycles de chauffage expérimentaux

2 Mode opératoire

Les échantillons sont des lopins cylindriques de 30 mm de diamètre et de 25 mm de hauteur usinés dans les lingotins d'acier (100C6) ou dans des barres de métal recuit (acier rapide).

Les lopins sont placés dans l'enceinte, à l'intérieur de l'outillage de filage, à température ambiante. Après mise sous vide primaire et introduction de gaz inerte (argon) dans l'enceinte, le cycle de chauffage est lancé. Il comprend une succession de rampes de température et de paliers d'homogénéisation (*Fig.II.2-2*) amenant à la température d'essai fixée dans la gamme 1350 - 1420 °C pour le 100C6, et 1320°C pour l'acier rapide. On effectue alors un maintien de 30 mn à cette température ; ce temps de maintien, déterminé par un programme de simulation thermique du procédé de filage (TOMMASINI [1990]) est suffisant pour permettre d'homogénéiser les températures dans le lopin avant filage. L'acier est ensuite filé, le fil obtenu étant refroidi rapidement dans un moule métallique en sortie de busette.

Les températures d'essai de 1400 °C pour le 100C6 et de 1320 °C pour l'acier rapide correspondent à une fraction de phase liquide respectivement de $0,4 \pm 0,15$ (SEMELET [1984], CHONE [1981]) et $0,17 \pm 0,01$ (BOBADILLA [1983]) (*Fig. II.2-3*).

essais de lubrifiants.

Afin de modifier les conditions de frottement, nous avons testé deux types de lubrifiants :

- des lubrifiants de type verre : pyrex et verre "float" (71,5 % SiO₂ - 14,3 % Na₂O - 8,7 % CaO - 3,8 % MgO) placés sous forme de poudre sur la face supérieure de l'échantillon en début de chauffage. Après filage, on retrouve dans certains cas le verre fondu mêlé à la phase liquide dans les premiers millimètres de peau. Dans d'autres cas, le verre, plus visqueux que l'alliage, se loge dans le convergent et vient en modifier la forme. Il semble alors gêner l'écoulement de l'alliage semi-solide.

- une poudre constituée par du laitier de coulée continue. Cette poudre est placée comme dans le cas du verre sous forme solide sur l'échantillon avant chauffage. Nous avons remarqué que le laitier réagissait très fortement avec l'acier semi-solide lors du chauffage.

La lubrification étant peu reproductible et parfois même gênant l'écoulement de l'acier, nous n'avons pas poursuivi les essais.

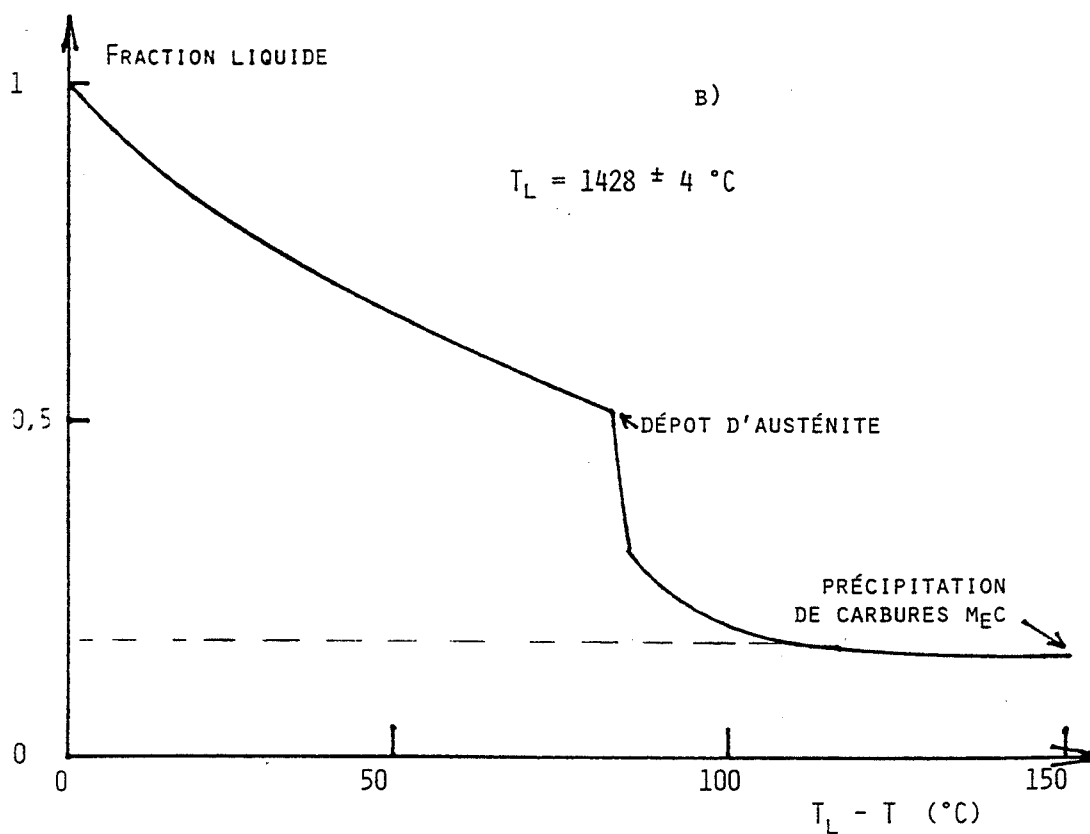
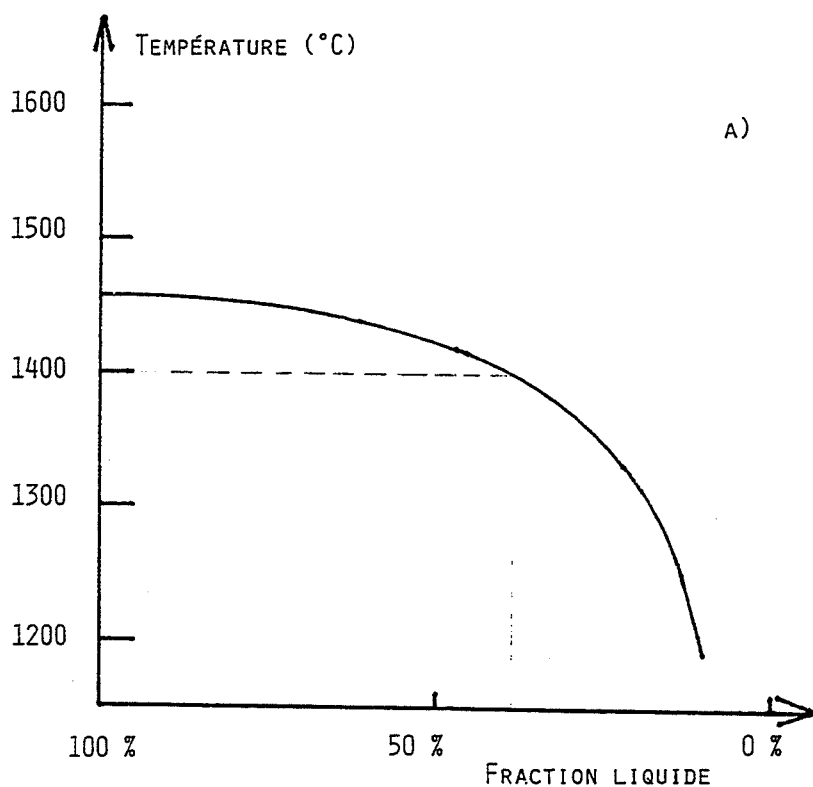


Fig. II.2-3: Fraction de phase liquide en fonction de la température

- a) acier 100 C6 (SEMELET [1984])
- b) acier rapide (BOBADILLA [1985])

3 Récapitulatif des essais.

Les essais suivants ont été réalisés :

70 essais de chauffage :

- étalonnage des températures
- mise au point de l'instrumentation
- mise au point du dispositif et de la méthodologie

41 essais de filage :

- 6 essais de mise au point
- 17 essais sur 100C6 dendritique pour une fraction liquide (f_l) de $0,4 \pm 0,15$
- 2 essais sur 100C6 non dendritique
--> (Fig. II.2-4),
- 10 essais sur 100C6 dendritique, pour différentes valeurs de f_l
--> (Fig. II.2-5),
- 6 essais sur acier rapide 6.5.2
--> (Fig. II.2-6).

De l'ensemble de ces essais nous pouvons tirer un certain nombre de renseignements permettant de définir les limites technologiques de cet essai particulier, et de définir des modifications susceptibles de l'améliorer.

4 Limites de l'essai et perfectionnements à apporter au dispositif.

Tous les points soulevés dans ce paragraphe sont des limites technologiques rencontrées au cours des campagnes d'essai. Dans la perspective d'essais ultérieurs, il conviendrait de résoudre point par point ces problèmes.

Les difficultés technologiques rencontrées au cours de ces essais de filage sont de différents ordres :

- les difficultés liées à l'instrumentation (températures en particulier)
- celles liées au dispositif lui-même (enceinte, machine de traction)
- celles liées au type d'essai réalisé (lubrification, vitesse de refroidissement après filage).

difficultés liées à l'instrumentation.

Les prises de températures par thermocouples sont peu reproductibles (problème de positionnement des thermocouples dans la frette, imprécision du contact du thermocouple avec la surface de la filière). Dans ces conditions et après dépouillement de l'ensemble des essais de chauffage, la reproductibilité des mesures de température est de ± 10 °C. Ceci se traduit par une incertitude sur la fraction de phase liquide de $\pm 0,15$ pour le 100C6, et de $\pm 0,01$ pour l'acier rapide.

difficultés liées au dispositif.

- L'embrayage de la machine de traction patine lorsque la puissance demandée est trop forte. Ainsi, dans les essais à fortes vitesses de traverse (8 mm/s), les efforts maximum que l'on peut obtenir avant l'arrêt de la traverse sont de l'ordre de 6000 daN. Dans certains essais, la traverse s'arrête lorsque l'on atteint des efforts plus faibles encore.

- Nous avons constaté une décarburation de l'échantillon en cours d'essai, résultant d'une étanchéité imparfaite des circuits de refroidissement internes à l'enceinte. Des essais ont été menés en plaçant sur la surface de l'échantillon une poudre de couverture utilisée en aciérie pour protéger le bain d'acier liquide de l'oxydation. L'épaisseur de la couche décarburée a diminué sensiblement, mais les échanges thermiques entre le lopin et l'extérieur ont été modifiés : la température d'essai, liée à l'épaisseur et à la répartition de cette poudre de couverture, n'a pu être atteinte de manière reproductible.

Ce type de difficulté semble cependant pouvoir être levé facilement en utilisant des joints permettant de travailler sous vide primaire.

- Le chauffage et le refroidissement de l'outillage sont des opérations très lentes. Avec le dispositif actuel, il est impossible d'augmenter la cinétique de montée en température sans nuire à l'homogénéité du chauffage dans le lopin. Nous pouvons alors difficilement contrôler les phénomènes de maturation de l'acier à l'état semi-solide (Chapitre I.-1). Le refroidissement lent de la partie du lopin restée dans la filière ne nous permet pas de distinguer la phase qui a été refondue de la phase restée solide pendant le chauffage. Il serait intéressant pour une meilleure observation (tailles, morphologies, fraction liquide apparente...) d'inclure dans l'enceinte un système de trempe in situ (par jets de gaz par exemple) permettant, comme dans le moule refroidi, de figer les structures.

difficultés liées à l'essai de filage.

- il est difficile de contrôler la lubrification dans la filière. Plusieurs types de lubrification (voir ci-dessus la section 2) ont été réalisés. A la suite de ces essais infructueux nous n'avons plus utilisé de lubrifiants. Par conséquent, les efforts de frottement sont mal connus et difficiles à introduire dans les modèles.

- il existe des inconvénients propres à l'essai de filage direct :

- * la vitesse de déformation n'est pas homogène dans tout le lopin. Cela signifie que l'on est obligé de passer par une modélisation complexe de la déformation (type simulation éléments finis ou modèle analytique)

- * On constate l'expulsion d'une partie de la phase liquide entre le piston et la filière. De par la conception même de l'essai, ce phénomène de chemisage peut difficilement être évité.

Vitesse de piston	Rapport de filage : λ		
	5	14	30
4 ou 8 mm/s	<u>3-8-90</u> (11-9-90) * <u>19-10-90</u> o <u>30-10-90</u> (14-11-90) (7-11-90) <u>15-11-90</u> o (20-11-90) o	(31-8-90) * (3-9-90) (2-11-90)	
< 0,4 mm/s	(17-7-90) (2-8-90) (6-11-90)	(2-7-90) (6-7-90) (4-9-90) *	(9-7-90)

- légende :
- _____ : une partie du filage a été faite dans le domaine semi-solide
 - () : essorage total de la phase liquide
 - o : présence d'une couche décarburée gênant l'écoulement du solide
 - Δ : présence d'un lubrifiant à base de verre gênant l'écoulement du solide
 - * : arrêt de la machine avant le filage complet (patinage)
 - (7-11-90) : essai sur 100C6 non dendritique.

Fig. II.2-4: Essais de filage réalisés sur 100 C6 semi-solide

fraction de phase liquide initiale : 0,4

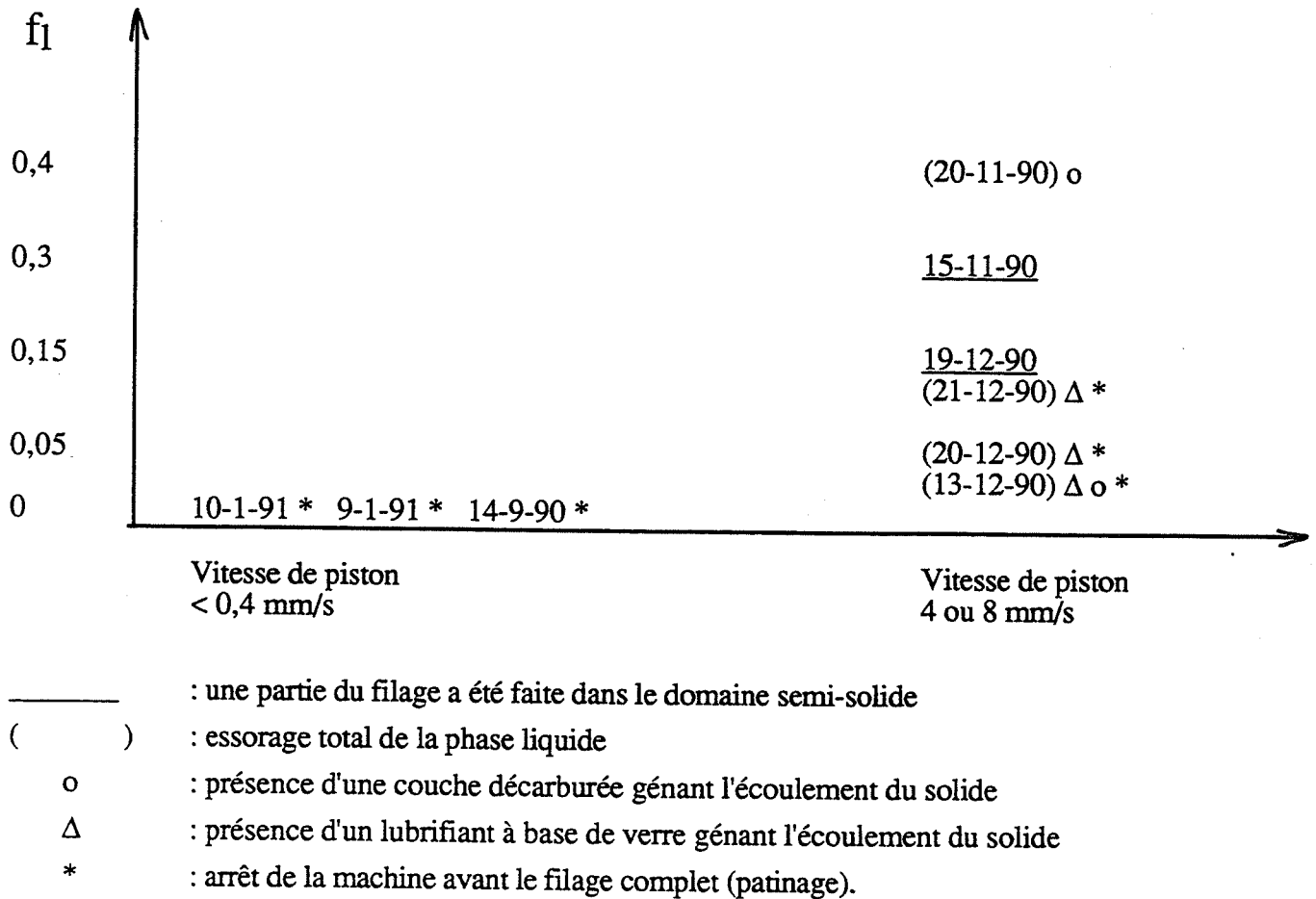


Fig. II.2-5 Essais de filage réalisés sur 100 C6 semi-solide

influence de la fraction de phase liquide (f_1)

Vitesse de piston	Rapport de filage : λ	
	5	14
8 mm/s	<u>10-12-90</u>	<u>11-12-90</u>
0,4 mm/s	(8-1-91.I) fl > 0,6 (21-1-91.II) * o	(8-1-91.II) * o (21-1-91.I) *

- légende :
- _____ : une partie du filage a été faite dans le domaine semi-solide
 - () : essorage total de la phase liquide
 - o : présence d'une couche décarburée gênant l'écoulement du solide
 - Δ : présence d'un lubrifiant à base de verre gênant l'écoulement du solide
 - * : arrêt de la machine avant le filage complet (patinage).

Fig. II.2-6 Essais de filage réalisés sur acier rapide semi-solide

fraction liquide initiale : 0,17

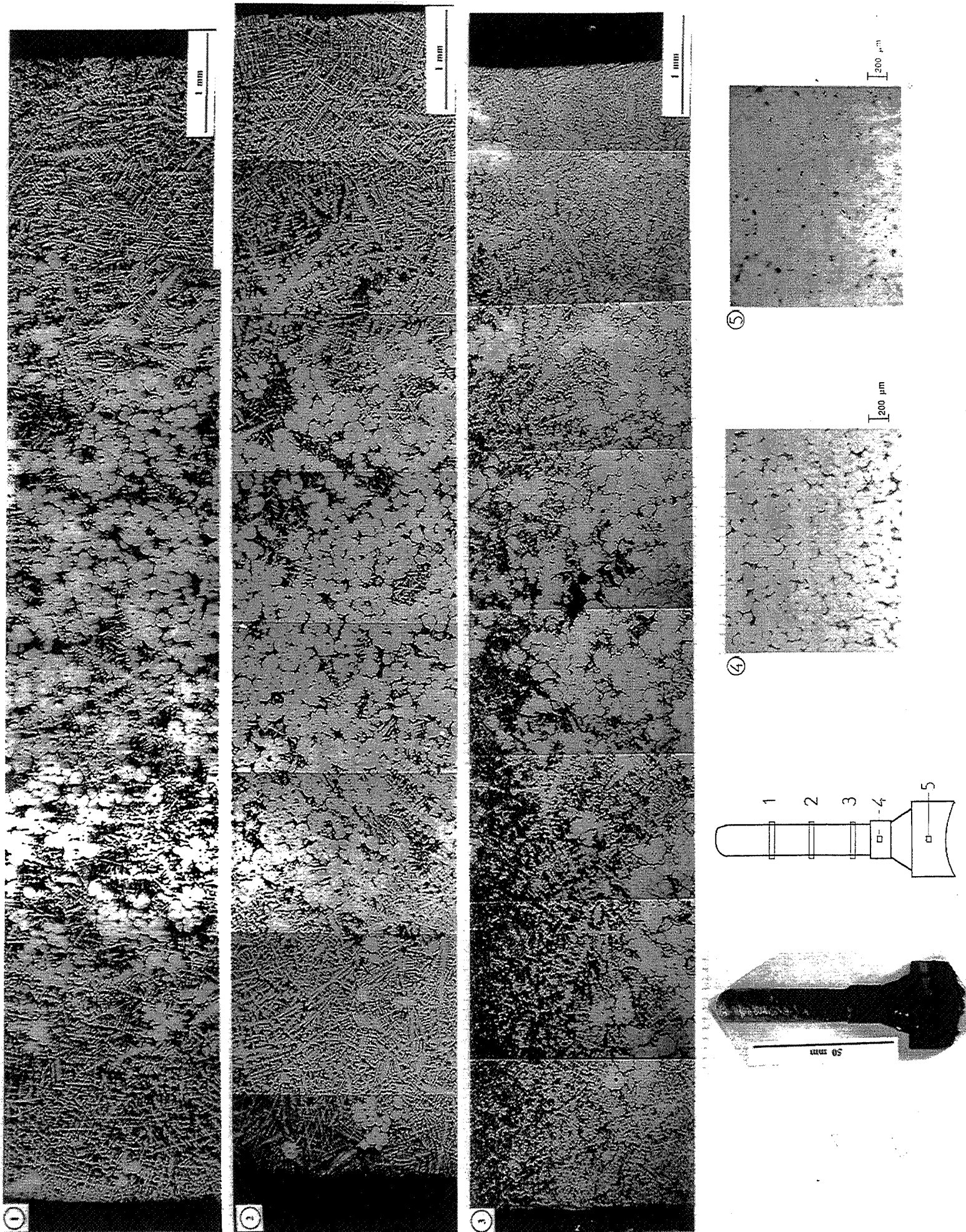


Fig. II.3-1 Observation structurale d'un fil de 100 C6

partie II.3

structure initiale dendritique - fraction liquide initiale : 0,4
 vitesse de piston : $4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ - rapport de filage : 5

Partie II.3 Résultats

1 Types d'écoulements

Après refroidissement de l'acier filé, dans le moule métallique, la structure a été observée sur des coupes métallographiques. La *figure II.3-1* présente la microstructure d'un fil réalisé avec du 100C6 initialement dendritique et filé dans les conditions suivantes :

$$\begin{aligned}\lambda &= 5 \\ V &= 4 \text{ mm/s} \\ T &= 1400^\circ\text{C}\end{aligned}$$

La phase qui était liquide lors du filage se présente dans le fil, après refroidissement rapide dans le moule métallique, sous la forme d'un réseau de dendrites fines. La phase solide lors de la déformation, c'est à dire la phase non refondue, se distingue donc aisément : elle se présente sous la forme de grains plutôt globulaires, non dendritiques.

Dans le talon par contre, les vitesses de refroidissement étant très faibles les phénomènes de diffusion de solutés entre la phase liquide et la phase solide sont importants. Il est alors difficile, après refroidissement complet, de distinguer la phase solide de la phase liquide au cours du filage.

Ainsi, l'observation structurale des fils obtenus expérimentalement permet de définir deux types d'écoulement :

* un écoulement dans lequel on observe une éjection totale et sélective du liquide par la filière ou par chemisage du piston. Nous parlerons alors d'un écoulement de type "filtration", ou encore d'un écoulement liquide - solide hétérogène,

* un écoulement pour lequel on retrouve simultanément dans le fil une phase liquide et une phase solide. Nous parlerons alors d'un filage de type "semi-solide". Le terme "semi-solide" ne suppose pas pour autant que l'on ait obtenu un écoulement homogène, c'est à dire sans aucune filtration de la phase liquide. De fait, comme décrit plus loin, les écoulements réalisés sont toujours accompagnés d'une éjection même partielle de la phase liquide.

		Vitesse de filage (mm/s)		
Rapport de filage	0,4	4	8	
5	-	X	X	100C6 non dendritique T = 1400°C
14	-	-	-	
30	-	-	-	

		Vitesse de filage (mm/s)		
Rapport de filage	0,4	4	8	
5	X	O	O	100C6 dendritique T = 1400°C
14	X	X	-	
30	X	-	-	

		Vitesse de filage (mm/s)		
Rapport de filage	0,4	4	8	
5	X	O	O	Acier rapide T = 1320°C
14	X	O	-	
30	X	-	-	

X : filtration de la phase liquide
O : filage semi - solide
- : pas d'essai.

Fig. II.3-2 Modes d'écoulement observés en fonction des paramètres opératoires

On peut classer le type d'écoulement (filtration ou filage semi - solide) obtenu lors du filage en fonction des paramètres opératoires et de la structure initiale de l'échantillon(*Fig. II.3-2*).

a) nuance 100C6

structure initiale non dendritique

Aucun des essais réalisés avec des lopins 100C6 à structure initiale non dendritique (obtenue par brassage en cours de solidification) n'a permis d'atteindre un régime de filage semi - solide.

structure initiale dendritique

Les essais réalisés avec des lopins 100C6 à structure initiale dendritique présentent les deux types d'écoulements suivant les conditions expérimentales adoptées :

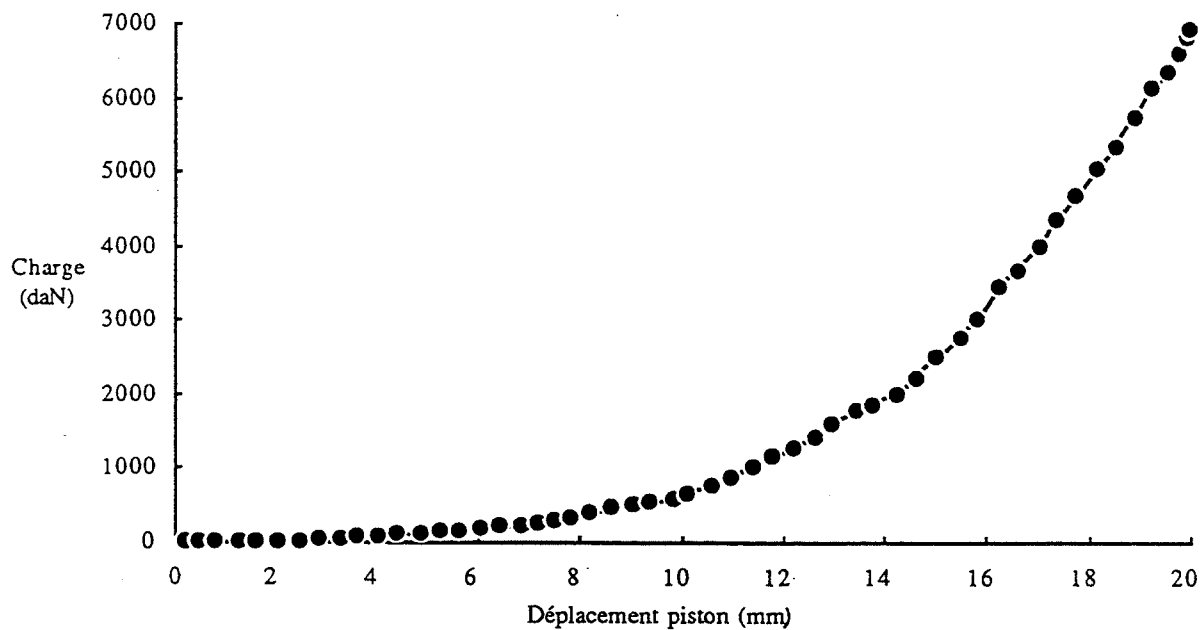
Pour des rapports de filage de 14 et de 30, l'écoulement est de type filtration, quelle que soit la vitesse de piston (vitesse de filage) utilisée (0,4 - 4 et 8 mm/s).

Pour le rapport de filage le plus faible ($\lambda = 5$), nous observons une transition entre les deux modes d'écoulement suivant la vitesse du piston. A faible vitesse d'essai (0,4 mm/s), l'écoulement est de type filtration, tandis qu'à plus forte vitesse (4 et 8 mm/s), il est de type filage semi-solide.

b) acier rapide Z85 WDCV 6 5 4 2 (AISI : M2)

Les essais réalisés à forte vitesse de piston (8 mm/s) ont produit un écoulement semi-solide, pour les rapports de filage de 5 et 14.

Les essais à faible vitesse (0,4 mm/s) se sont traduits par une filtration totale de la phase liquide.



Matériau : 100C6 dendritique

Taux de filage : 5

Vitesse de piston : 4 mm/s

Température : 1400°C

Fig. II.3-3 Effort expérimental de filage en fonction du déplacement du piston

essai sur acier 100 C6 semi-solide à structure initiale dendritique - fraction liquide initiale : 0,4
rapport de filage de 5 - vitesse de piston de 4 mm. s⁻¹

2 Courbes d'effort de filage en fonction du déplacement du piston

La courbe de filage expérimentale (*Fig.II.3-3*) est obtenue sur un lopin 100C6, dans les conditions décrites ci - dessus.

L'ensemble des courbes enregistrées au cours de l'opération de filage présentent une allure semblable, à savoir une montée continue de l'effort de filage en fonction du déplacement du piston. Lorsque la capacité maximale de la machine est atteinte (soit environ 6 tonnes pour une vitesse de 0,4 mm/s) le piston s'arrête. La course totale varie, suivant les niveaux d'efforts, entre 5 et 20 mm.

On n'observe pas le palier de filage modélisé par le code de calcul FORGE 2, classiquement rencontré en filage à chaud (BAQUE [1972]) et correspondant au régime stationnaire. L'exploitation classique de la modélisation numérique, consistant à reporter le niveau d'effort expérimental en régime stationnaire dans des abaques (démarche effectuée pour la plasticine dans la partie II.1 -3) n'est dans ce cas pas possible.

De même, il est difficile de comparer les différentes courbes expérimentales entre elles et de les relier soit à un type d'écoulement donné (filtration, filage semi-solide), soit à un paramètre opératoire (vitesse de filage, taux de filage). Plusieurs raisons peuvent être avancées :

- Expérimentalement, nous avons du mal à situer de manière précise, sur la courbe enregistrée, le début du filage du matériau. En effet, les déplacements mesurés par le capteur ne coïncident pas avec le déplacement total du piston mesuré après refroidissement sur le talon de filage. Nous supposons que la différence entre ces deux mesures est due aux rattrapages de jeux dans le montage. L'ensemble des jeux dus au montage a été mesuré par des essais statiques sous charge. Ils sont de l'ordre du millimètre sous une charge de 5000 daN. Les courbes d'effort en fonction du déplacement sont ainsi plus ou moins décalées sur l'axe des abscisses.

- L'impossibilité d'identifier une forme de courbe à un mode d'écoulement peut être due en partie à des problèmes expérimentaux (frottements non contrôlés, problèmes d'alignement de l'outillage avec l'axe de la machine, créant des porte -à -faux parasites, couche d'acier décarburée pouvant gêner l'écoulement...).

- Mais l'on peut aussi penser que les différentes courbes correspondent à des écoulements intermédiaires entre la filtration pure (déformation ne présentant pas de régime stationnaire) et le filage semi-solide idéal, c'est à dire sans éjection préférentielle de la phase liquide (avec palier classique d'effort en régime stationnaire).

En résumé, nous pouvons dire que la dispersion des courbes enregistrées effort / déplacement est liée à la fois à des raisons expérimentales et à des raisons plus fondamentales liées au type d'écoulement rencontré.

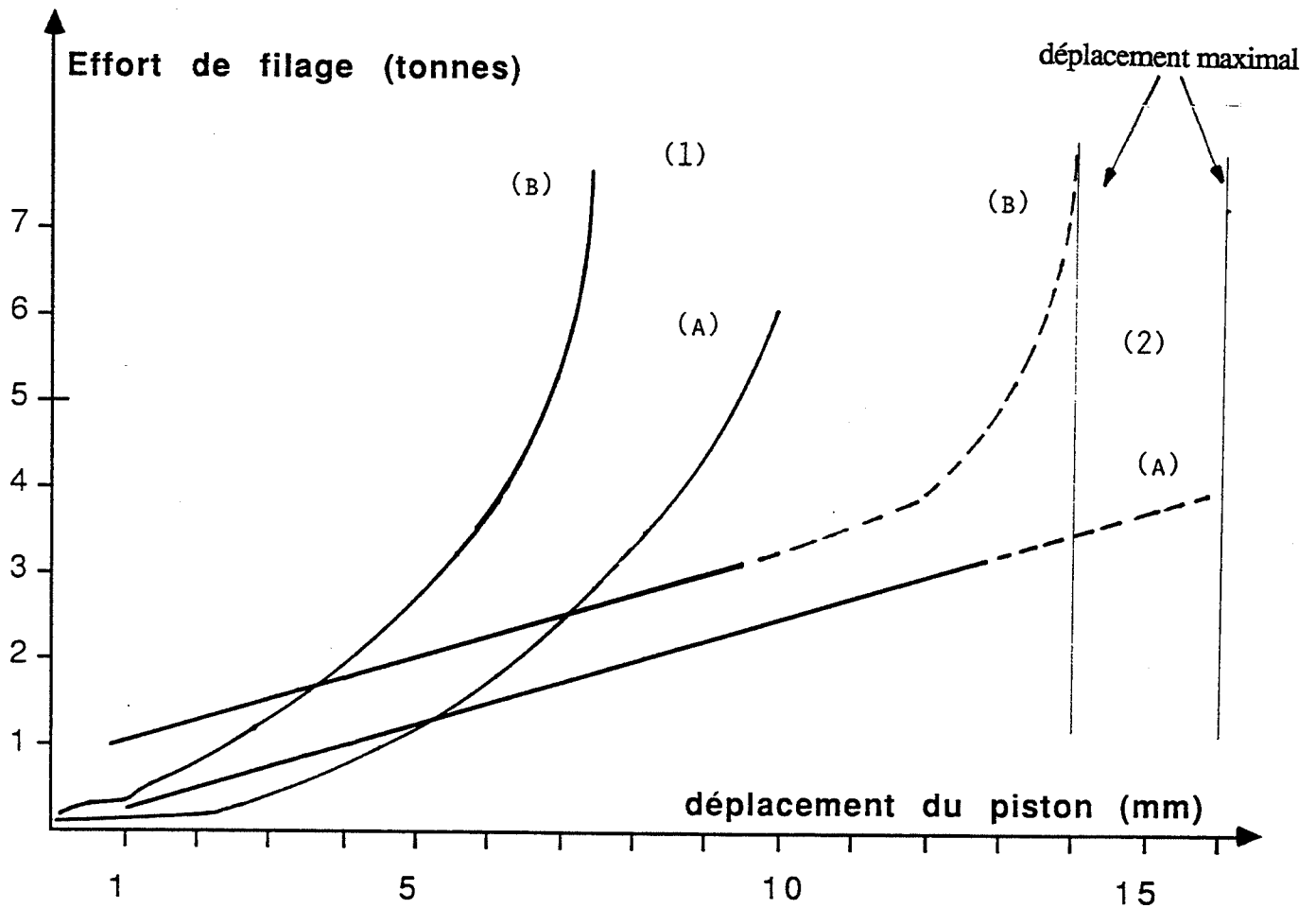


Fig. II.3-4 Effort expérimental de filage en fonction du déplacement du piston

essai sur acier rapide semi-solide à structure initiale dendritique - fraction liquide initiale : 0,17
 rapport de filage de 5 (a) et 14 (b) - vitesse de piston de 0,4 mm. s⁻¹ (1) et 8 mm. s⁻¹ (2)

Dans le cas de l'acier rapide, il est tout de même possible de relier la forme de la courbe expérimentale au type d'écoulement obtenu :

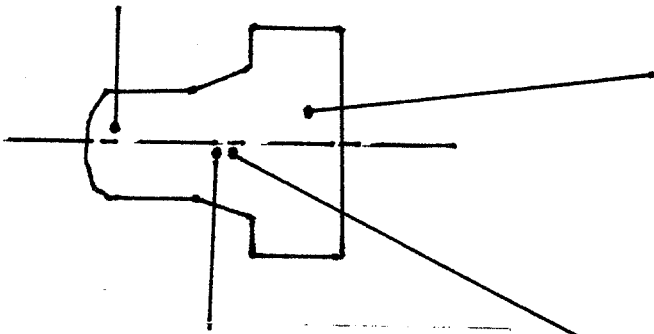
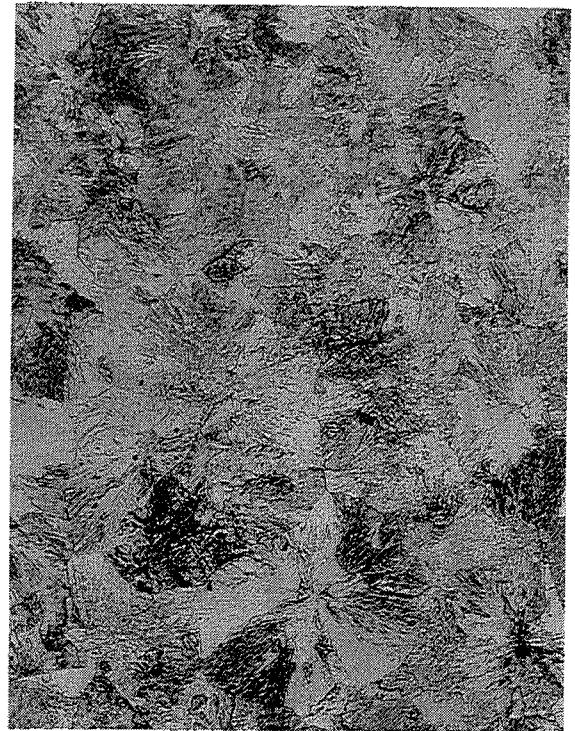
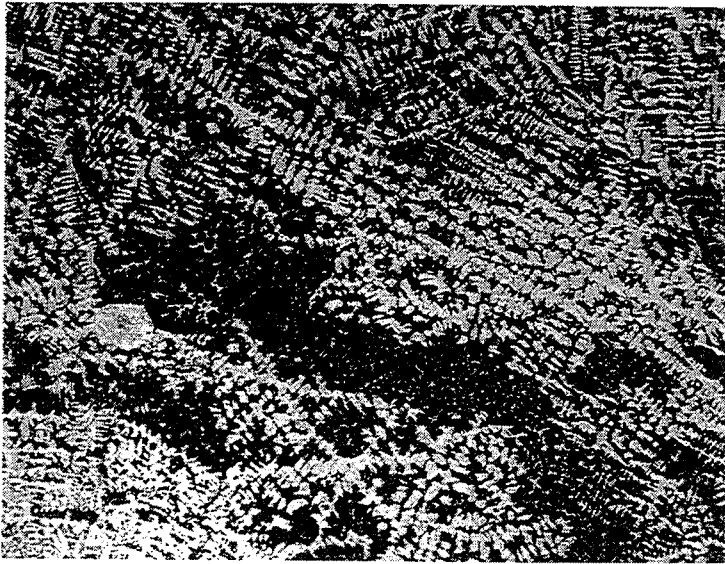
* A forte vitesse de piston (8 mm/s), pour un rapport de filage de 5 ou de 14, la déformation est du type semi-solide. Les courbes d'effort en fonction du déplacement du piston sont linéaires et croissantes (*Fig. II.3-4*).

Pour le rapport de filage de 5, la traverse s'arrête sur la butée de fin de course. La course totale du piston dans l'outillage, mesurée par la hauteur du talon de la pièce filée, est de 16 mm. L'effort atteint est de 4 tonnes (4000 daN).

Pour le rapport de filage de 14, la traverse s'arrête lorsque la puissance développée atteint la limite de la machine (problème d'embrayage évoqué précédemment dans la partie II.2-4). L'effort correspondant est supérieur à 6000 daN. La course du piston est de 14 mm. Dans ce cas, l'effort de filage augmente brusquement dans les derniers millimètres de déplacement.

* A faible vitesse de piston (0,4 mm/s), l'écoulement est, dans tous les essais, de type filtration. Les courbes d'effort en fonction du déplacement du piston ont une forme exponentielle (*Fig. II.3-4*). Les efforts maximaux sont compris entre 6000 et 9000 daN, pour des déplacements de piston d'environ 9 mm.

En comparant ces deux types de courbes, on remarque que l'écoulement semi-solide, bien que fait à des vitesses 10 à 20 fois plus rapides, nécessite des efforts moins importants que la filtration. Les courses atteintes par le piston avant l'arrêt de la machine sont par conséquent plus longues.



200 μm

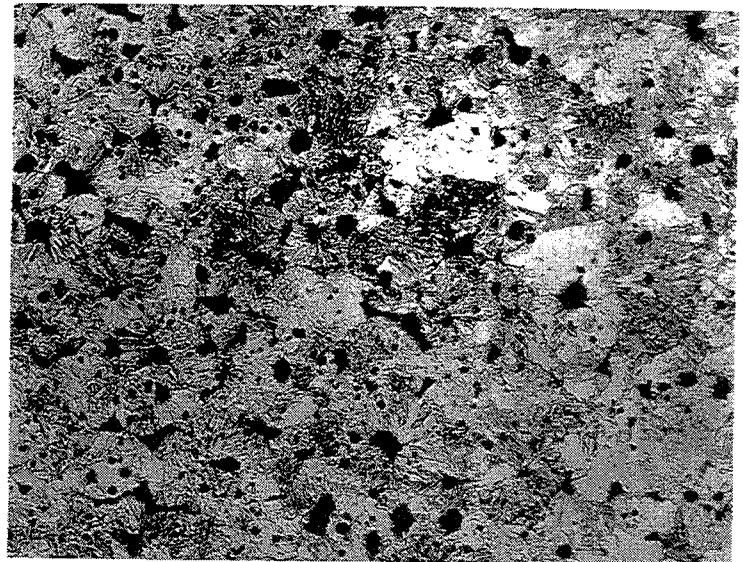
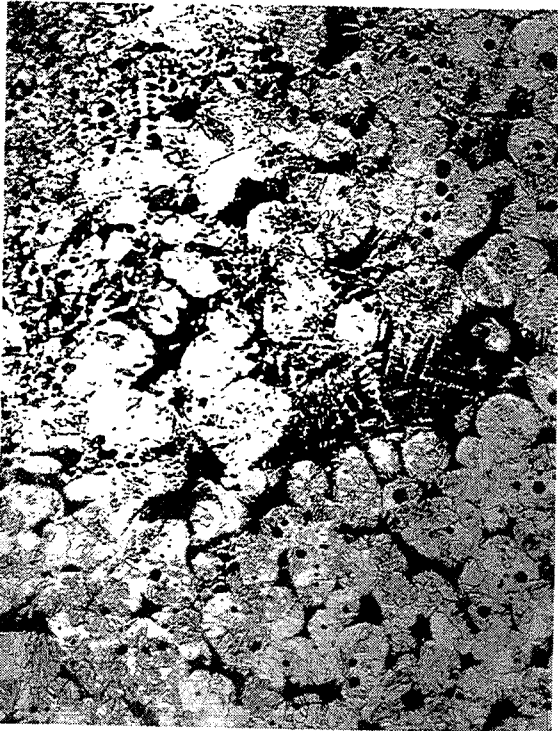


Fig. II.3-5 Observation structurale d'un fil de 100 C6

structure initiale dendritique - fraction liquide initiale : 0,4
vitesse de piston : $0,4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ - rapport de filage : 5

3 Observations structurales

a) nuance 100C6

structure initiale non dendritique

Les observations structurales ont révélé une structure de refusion très grossière (taille des grains solides de la structure refondue de 400 à 500 μm).

Ces résultats nous ont conduits à abandonner les essais de filage sur ce type de structure très grossière, vraisemblablement peu favorable à un écoulement homogène dans les conditions expérimentales fixées.

structure initiale dendritique

Les essais réalisés avec des lopins 100C6 à structure initiale dendritique présentent les deux types d'écoulements.

Dans le cas d'une filtration on observe dans le fil une structure fine entièrement dendritique correspondant au liquide expulsé et solidifié rapidement dans le moule refroidi. La structure dans le talon de filage, correspondant à la phase solide densifiée, est homogène (*Fig. II.3-5*). Elle ne permet pas de deviner la morphologie de la phase solide avant déformation. Dans le convergent, à la limite de la phase liquide, on devine un agrégat de grains solides commençant à filer.

Dans le cas d'un filage semi-solide, la microstructure d'un fil obtenu avec un lopin 100C6 initialement dendritique, filé avec un rapport de filage de 5 et une vitesse de piston de 4 mm/s est observée sur une coupe sens long (*Fig. II.3-1*). La phase solide lors du filage se présente sous forme de globules de 200 à 300 μm de diamètre, la phase liquide lors du filage sous forme de dendrites très fines. On peut constater que l'écoulement s'accompagne :

- d'une éjection de la phase liquide vers la périphérie du fil. La distribution de la fraction surfacique de phase solide est mesurée par une méthode d'interception sur des coupes travers (*Fig. II.3-6*). La phase solide est nettement localisée au cœur du fil, suivant l'axe.

- d'une éjection axiale du liquide depuis le talon vers le fil et vers le piston. En effet, si l'on trace l'évolution des teneurs en éléments d'alliages C et Cr, marqueurs principaux des ségrégations dans cette nuance d'acier, on constate un enrichissement important dans le fil, par rapport à la composition nominale, et un appauvrissement dans le talon de filage (*Fig. II.3-7*). Les taux de ségrégation ($C_{\text{mesuré}} / C_{\text{nominale}}$) du Carbone et du Chrome mesurés par analyse chimique (absorption atomique) sur des tranches prélevées à différentes positions le long du fil sont respectivement de 1,5 et 1,1 dans le fil, et de 0,9 et 0,9 dans le talon. Ces résultats traduisent un enrichissement du fil en phase liquide, correspondant au liquide interdendritique ségrégué ; il en résulte également une augmentation de la fraction de phase solide dans le lopin (densification).

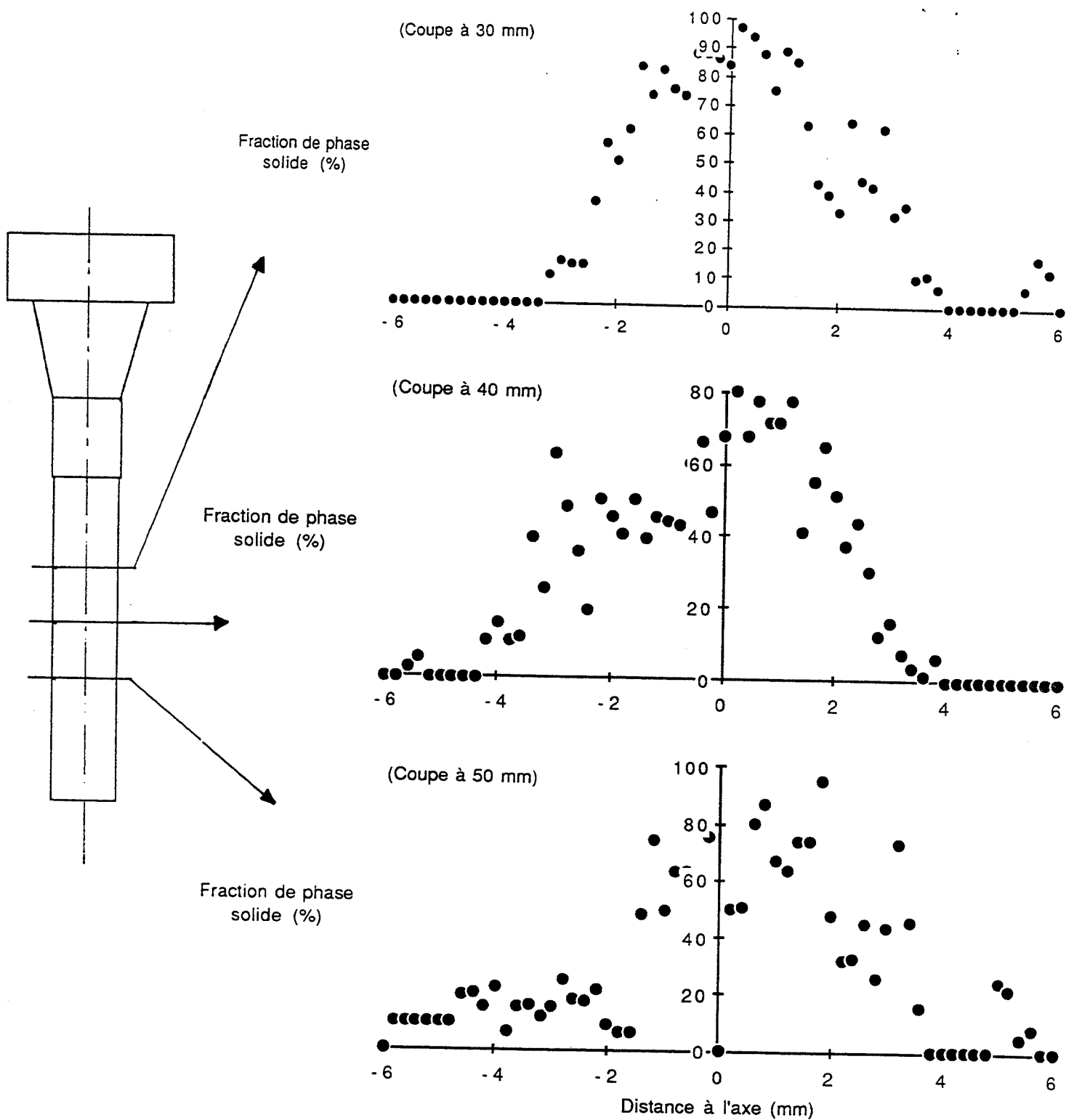


Fig. II.3-6 Répartition de la phase solide sur des coupes travers à différentes hauteurs du fil

Acier 100 C6 - structure initiale dendritique - fraction liquide initiale : 0,4
 vitesse de piston : $4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ - rapport de filage : 5

- on observe localement dans le fil des zones très ségréguées dont l'origine n'est pas expliquée, mais qui pourraient résulter de mouvements de liquide résiduel très enrichi en C et Cr. Ces mouvements pourraient avoir lieu lors du filage ou pendant la solidification du fil dans le moule (Fig. II.3-8). Les taux de ségrégation dans ces zones n'ont pas été quantifiés.

Indépendamment de ces observations au niveau des produits filés, il faut signaler des écoulements de liquide autour du piston (chemisage) et formation d'une bavure.

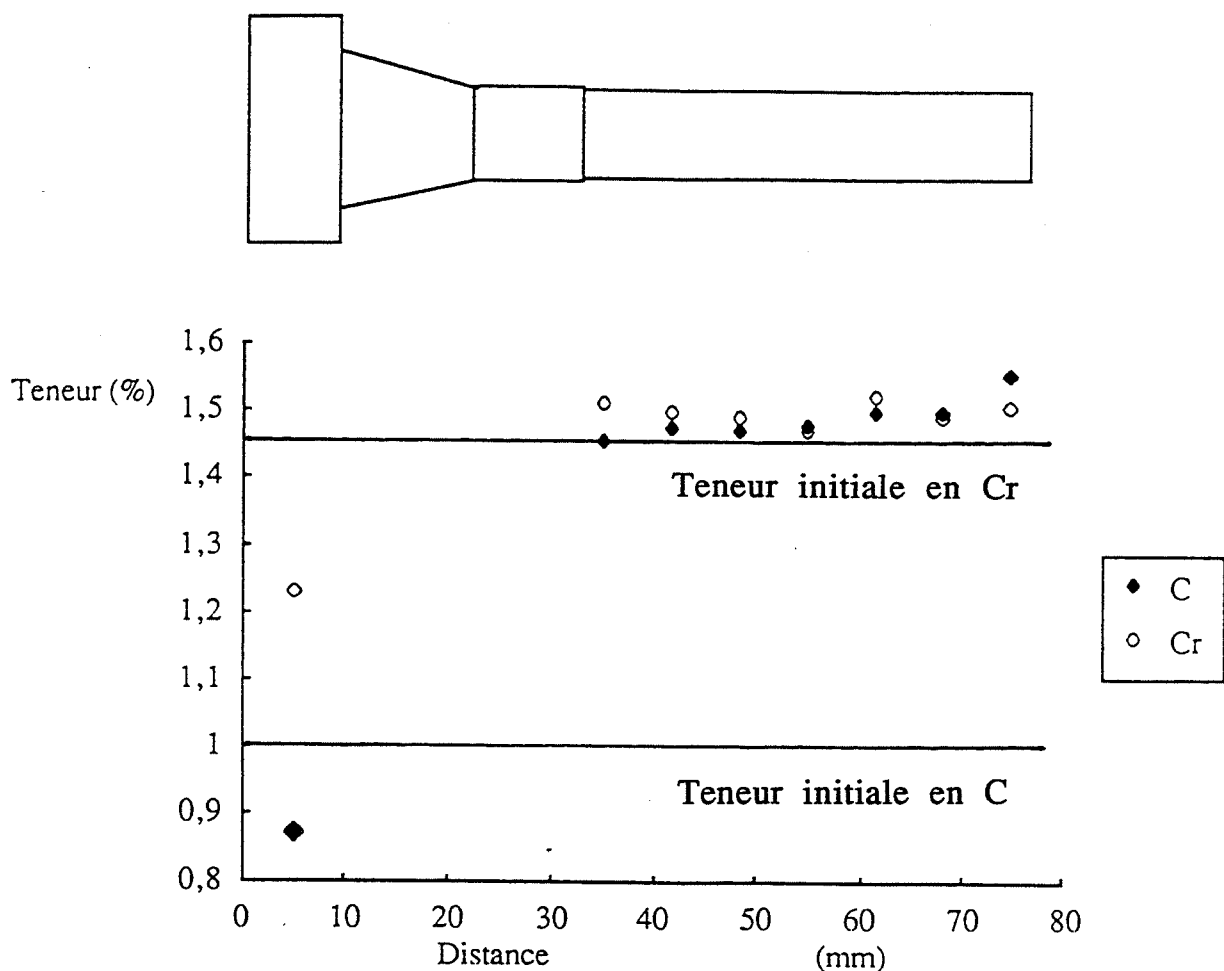


Fig. II.3-7 Evolution de la teneur en éléments d'alliage le long de la pièce filée

Acier 100 C6 - structure initiale dendritique - fraction liquide initiale : 0,4
vitesse de piston : 4 mm . s⁻¹ - rapport de filage : 5

Liquide expulsé vers
l'extérieur du fil.

Veines ségréguées

Mélange liquide - solide
(axe du fil)

200 μ m



Fig. II.3-8 Observation microstructurale sur une coupe longitudinale de la pièce filée - surface à mi - longueur du fil.

Acier 100 C6 - structure initiale dendritique - fraction liquide initiale : 0,4
vitesse de piston : 4 mm . s⁻¹ - rapport de filage : 5

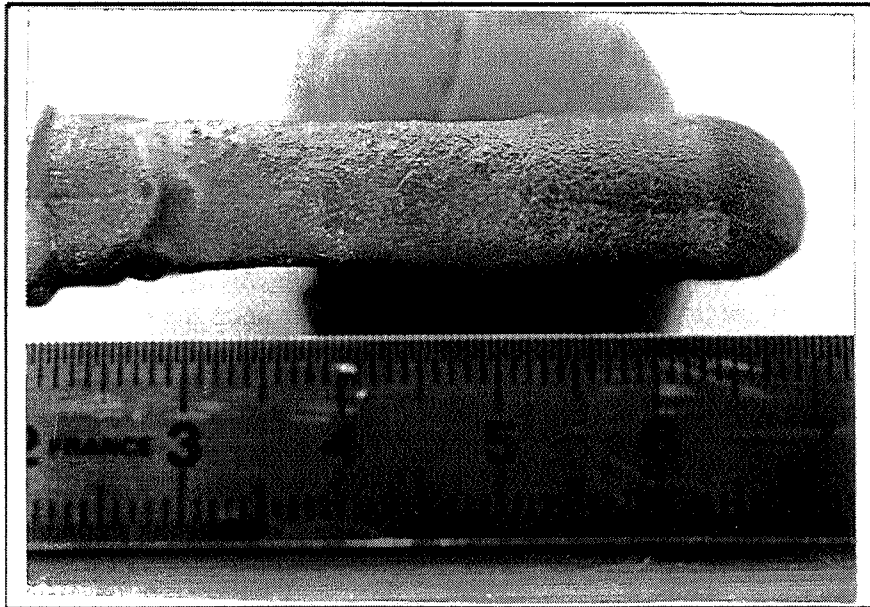


Fig. II.3-9 **Aspect d'un fil obtenu après filage de l'acier rapide Z85 WDCV 6 5 4 2 à l'état semi-solide.**

Acier Z85 WDCV 6 5 4 2 - fraction liquide initiale : 0,17
vitesse de piston : $4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ - rapport de filage : 5

b) acier rapide Z85 WDCV 6 5 4 2 (acier M2).

La température d'essai de 1320 °C correspond pour l'acier rapide AISI - M2 à une fraction de phase liquide de 17 % (BOBADILLA [1983]).

Nous ne décrivons que les fils obtenus à forte vitesse, dans lesquels l'écoulement est de type semi-solide.

Pour le rapport de filage de 5, le fil obtenu (*Fig. II.3-9*) est sorti droit et n'est pas venu prendre la forme du moule. Sur des coupes métallographiques en sens travers, à différents niveaux du fil, on observe une phase solide globulaire et des dendrites fines correspondant à l'alliage liquide lors du filage (*Fig. II.3-10 et II.3-11*). La taille des globules est comprise entre 75 et 120 μm .

Pour un taux de filage de 5, nous avons reporté les valeurs de la fraction de phase liquide sur des coupes travers situées à différentes hauteurs du fil (*Fig II.3-12*). Ces valeurs sont obtenues par analyse d'images :

- La répartition de la phase liquide est assez homogène de l'axe à la peau du fil pour les différentes hauteurs (coupes 1,2 et 3).
- On constate une fraction liquide moyenne supérieure en tête de fil, correspondant à une éjection axiale de la phase liquide lors du filage ($\approx 27\%$ sur la coupe 1 contre 20 et 17,5 % sur les coupes 2 et 3).
- La coupe 4 présente une valeur élevée de la fraction de phase liquide moyenne (40 %), ainsi qu'une éjection importante du liquide sur les bords du fil. Cette coupe correspond à la dernière partie du fil refroidie dans le moule métallique.
- La coupe 5 se situe dans la partie intermédiaire entre la sortie du convergent et le moule refroidi. La phase liquide est répartie de façon homogène mais à un niveau moyen faible ($\approx 10\%$).
- On n'observe pas de phase liquide dans le talon de filage.

Pour le filage au taux de 14, le fil a pris la forme du moule en sortie de filière. Nous avons quantifier la distribution de la phase liquide par analyses d'images d'une cartographie X réalisées à la microsonde électronique sur l'élément Cr, ségrégré dans le liquide. Ces résultats ainsi que ceux obtenus par analyse d'images optiques sur coupes métallographiques sont les suivants (*Fig. II.3-13*). :

- La valeur moyenne de la fraction de phase liquide croit presque linéairement entre la tête (coupe 5) et la fin du fil (coupe 1 en sortie de filière).
- On observe davantage de liquide éjecté vers la périphérie du fil en tête et en fin de fil (coupes 5,2 et 1).
- Les coupes 4 et 3 situées en milieu de fil présentent un profil moins marqué, traduisant un écoulement plus homogène.

Dans le cas de l'acier rapide, les résultats structuraux couplés aux enregistrements de l'effort au cours du filage nous permettent de décrire l'évolution de l'écoulement en trois phases :

- un écoulement transitoire dans les premiers millimètres de déplacement du piston, avec une éjection préférentielle de la phase liquide.
- un régime pseudo - stationnaire correspondant à la partie linéaire des courbes d'effort. Pendant cette étape, l'éjection axiale de la phase liquide est progressive et plus marquée pour le taux de filage de 14 que pour le taux de 5.
- une éjection marquée en fin de course du piston, liée probablement à la rigidification de l'aggrégat solide dans le talon de filage et à l'impossibilité donc pour la phase solide d'être entraînée dans la filière.

De plus, on constate une localisation de la phase liquide vers la peau du fil d'autant plus importante que le rapport de filage est fort.

L'influence de la taille de structure sur le mode d'écoulement est synthétisée (*Tableau Fig. II.3-14*) en reportant le type d'écoulement obtenu (filtration, écoulement semi - solide) en fonction du taux de filage (pour les conditions de vitesse les plus favorables) et pour les trois types de structures étudiées (100C6 non dendritique et dendritique, acier rapide.)

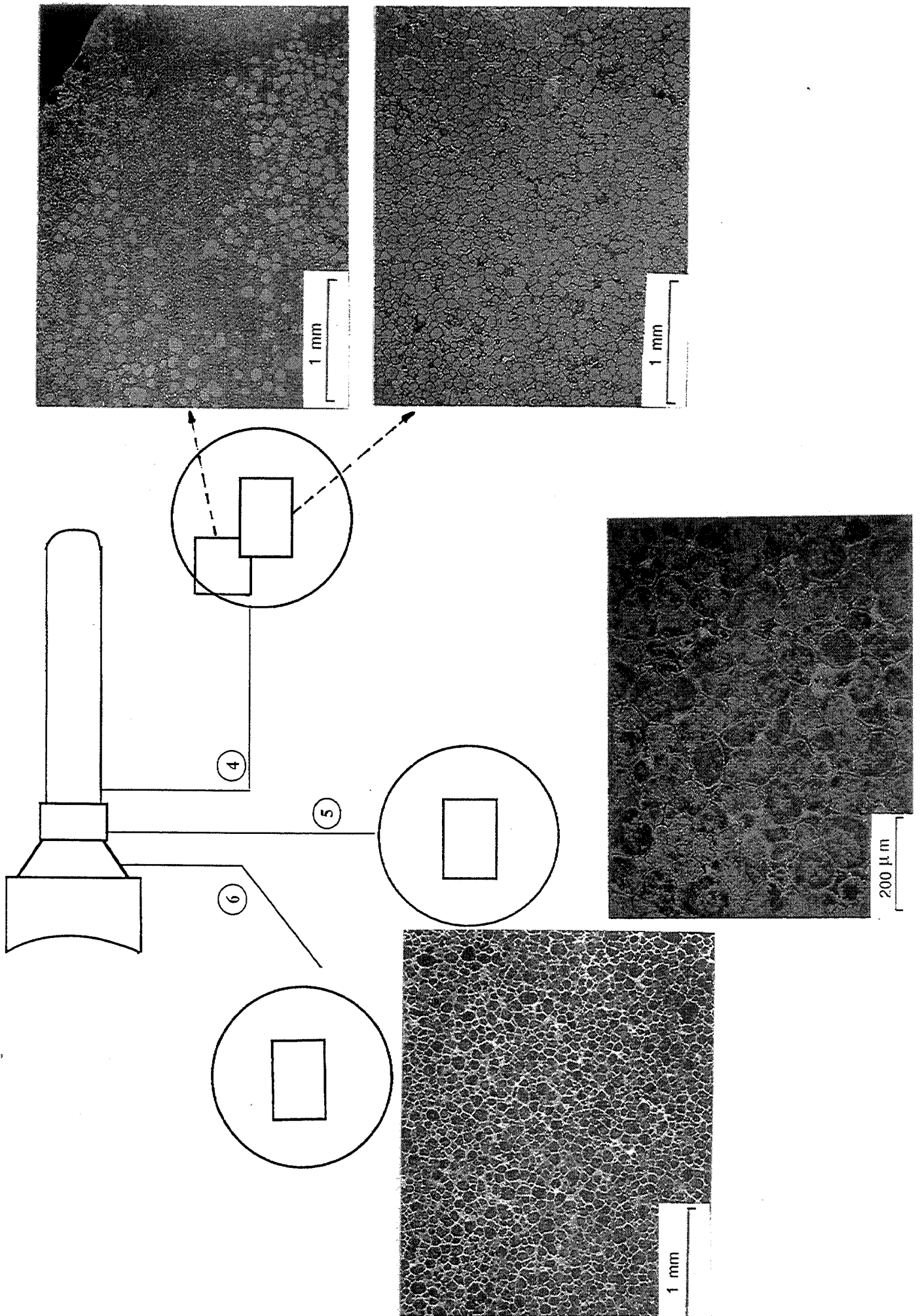
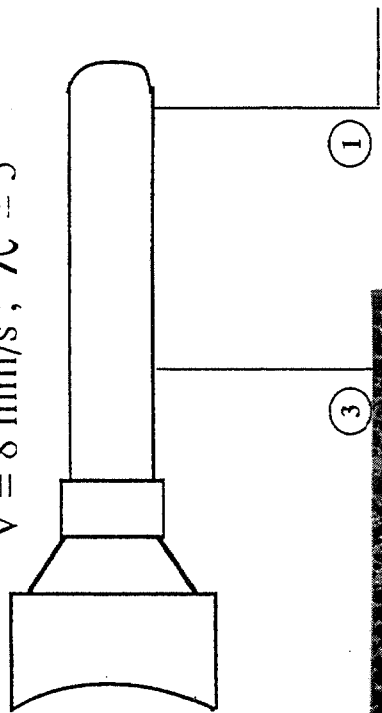
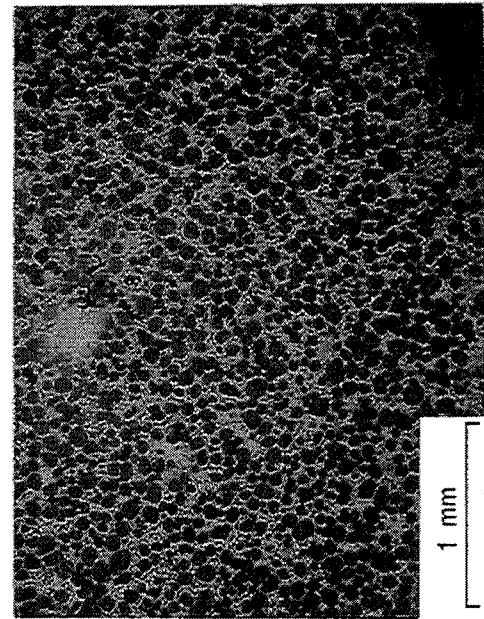
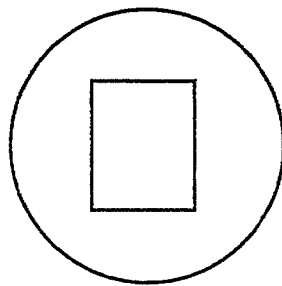
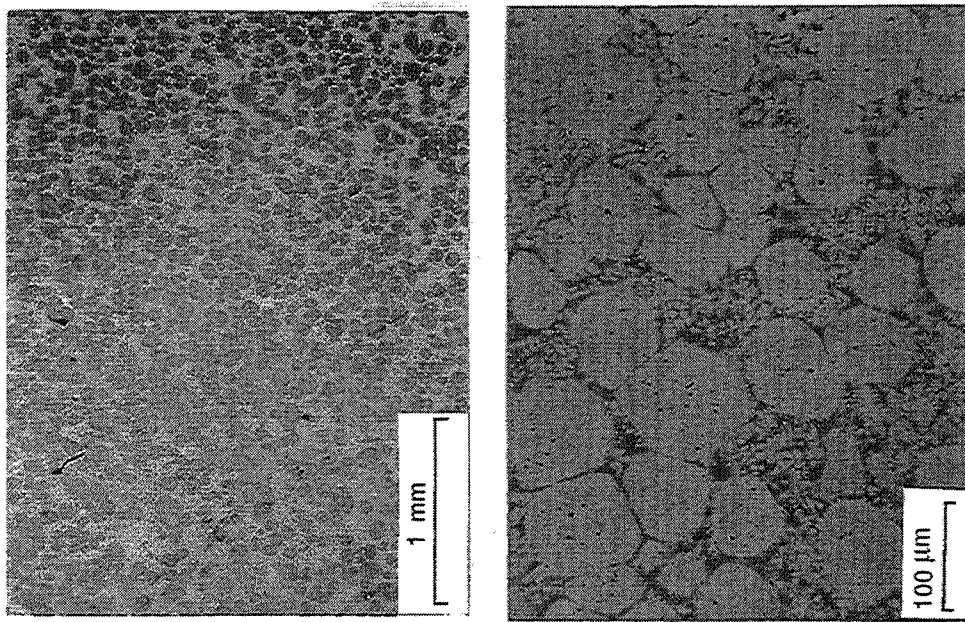


Fig. II.3-10 Observation microstructurale sur des coupes travers de la pièce filée

Acier Z85 WDCV 6 5 4 2 - fraction liquide initiale : 0,17
 vitesse de piston : $8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ - rapport de filage : 5

ACIER RAPIDE Z85WDCV 6 5 4 2

$V = 8 \text{ mm/s}$; $\lambda = 5$



③

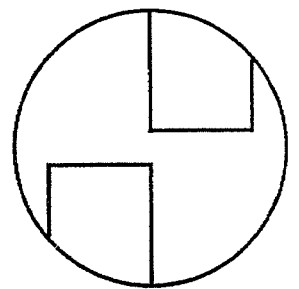
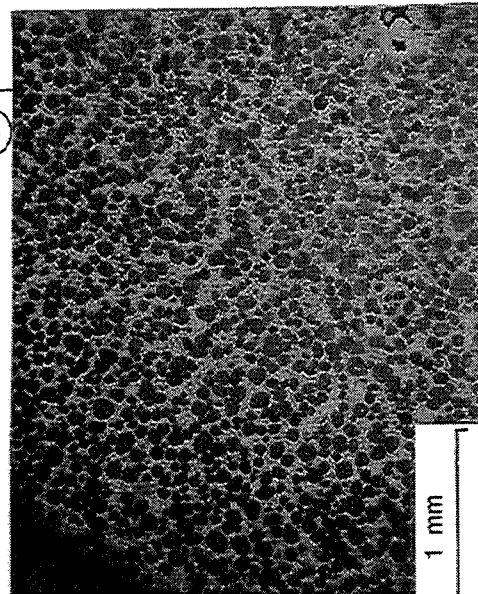


Fig. II.3-11 Observation microstructurale sur des coupes travers de la pièce filée

Acier Z85 WDCV 6 5 4 2 - fraction liquide initiale : 0,17
vitesse de piston : $8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ - rapport de filage : 5

ACIER RAPIDE Z85WDCV 6 5 4 2

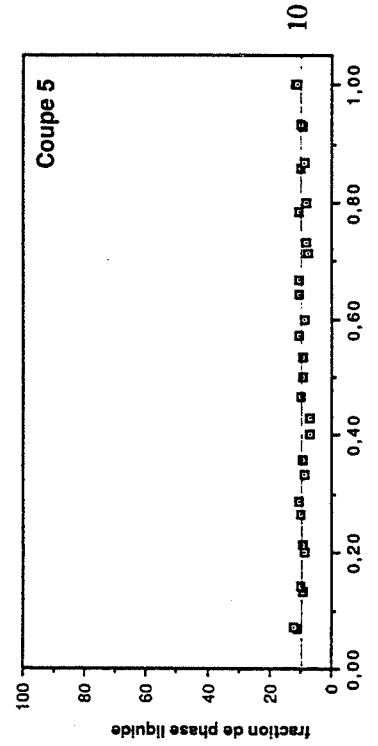
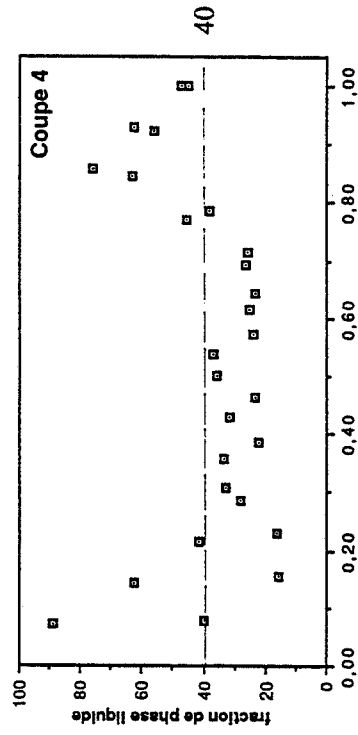
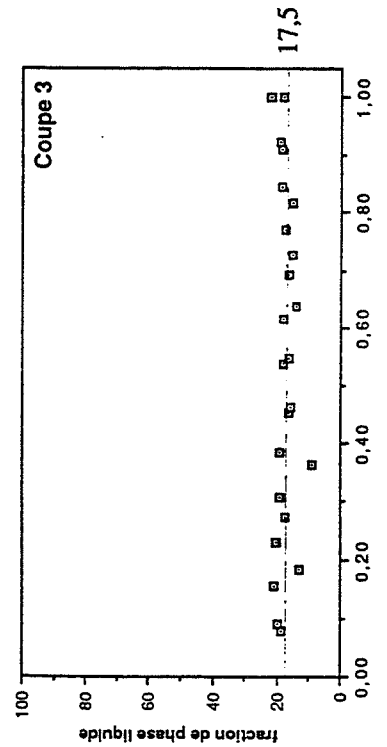
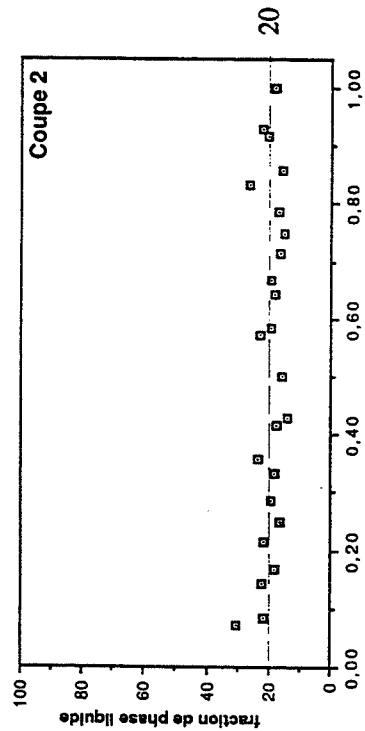
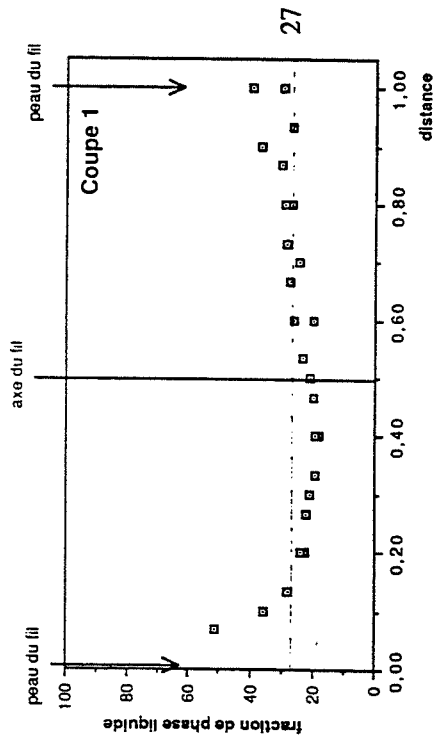
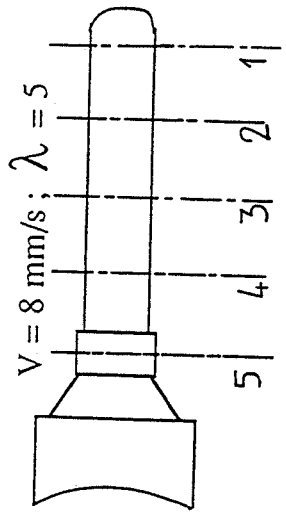


Fig. II.3-12 Répartition de la phase solide sur des coupes travers à différentes hauteurs du fil

Acier Z85 WDCV 6 5 4 2 - fraction liquide initiale : 0,17
 vitesse de piston : $8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ - rapport de filage : $\underline{5}$

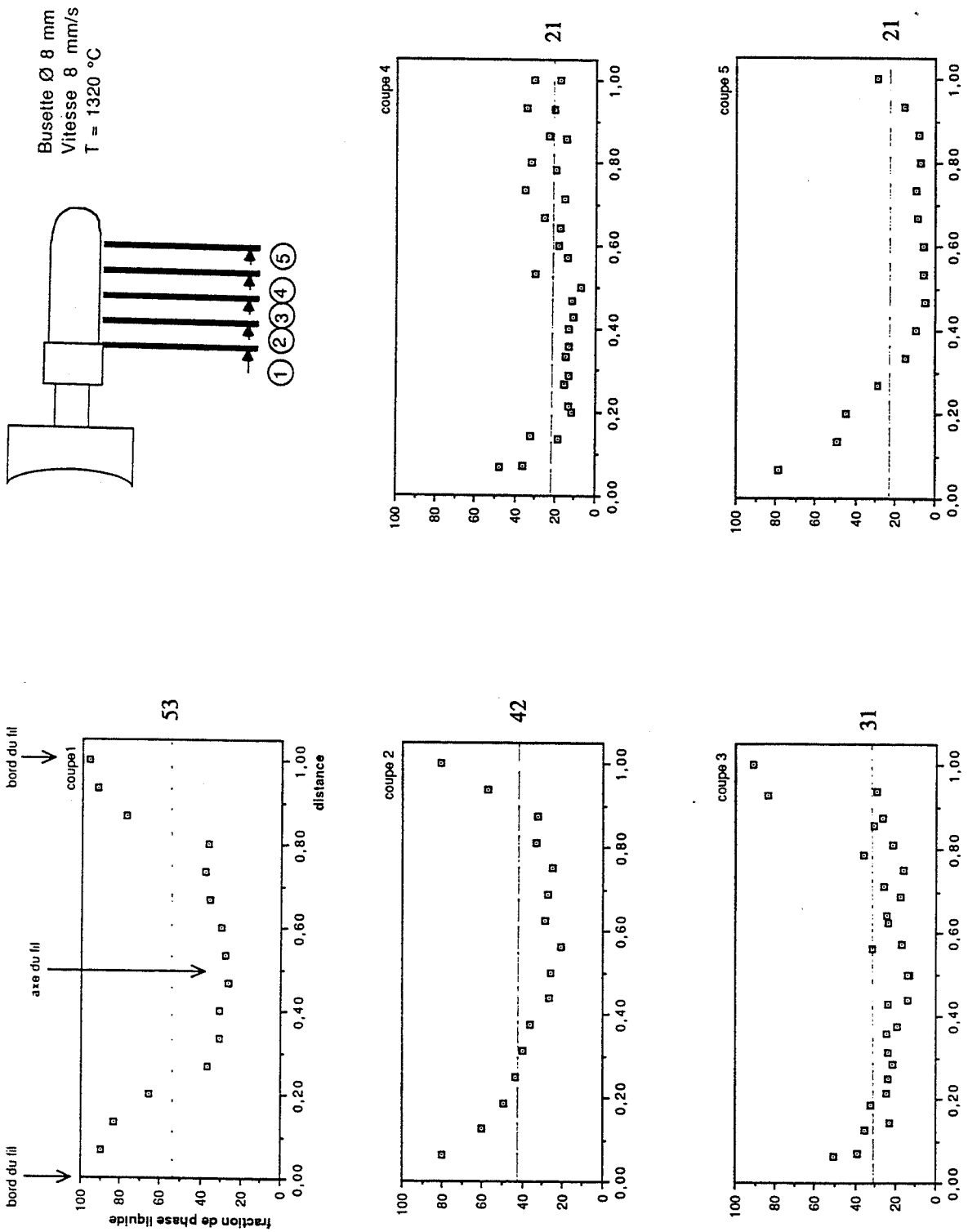


Fig. II.3-13 Répartition de la phase solide sur des coupes travers à différentes hauteurs du fil

Acier Z85 WDCV 6 5 4 2 - fraction liquide initiale : 0,17
vitesse de piston : 8 mm . s⁻¹ - rapport de filage : 14

	Taille de grain initiale (μm)	Taille du grain solide (μm)	lambda = 14	lambda = 5
100C6 non dendritique	400	400 - 500	X	X
100C6 dendritique	$\lambda_5 = 50$	200 - 300	X	O
acier rapide	gamma : 15 - 20	75 - 120	O	O

X : filtration de la phase liquide
O : filage semi - solide

Fig. II.3-14 Synthèse des modes d'écoulement observés suivant les tailles de structures, pour les vitesses de filage élevées

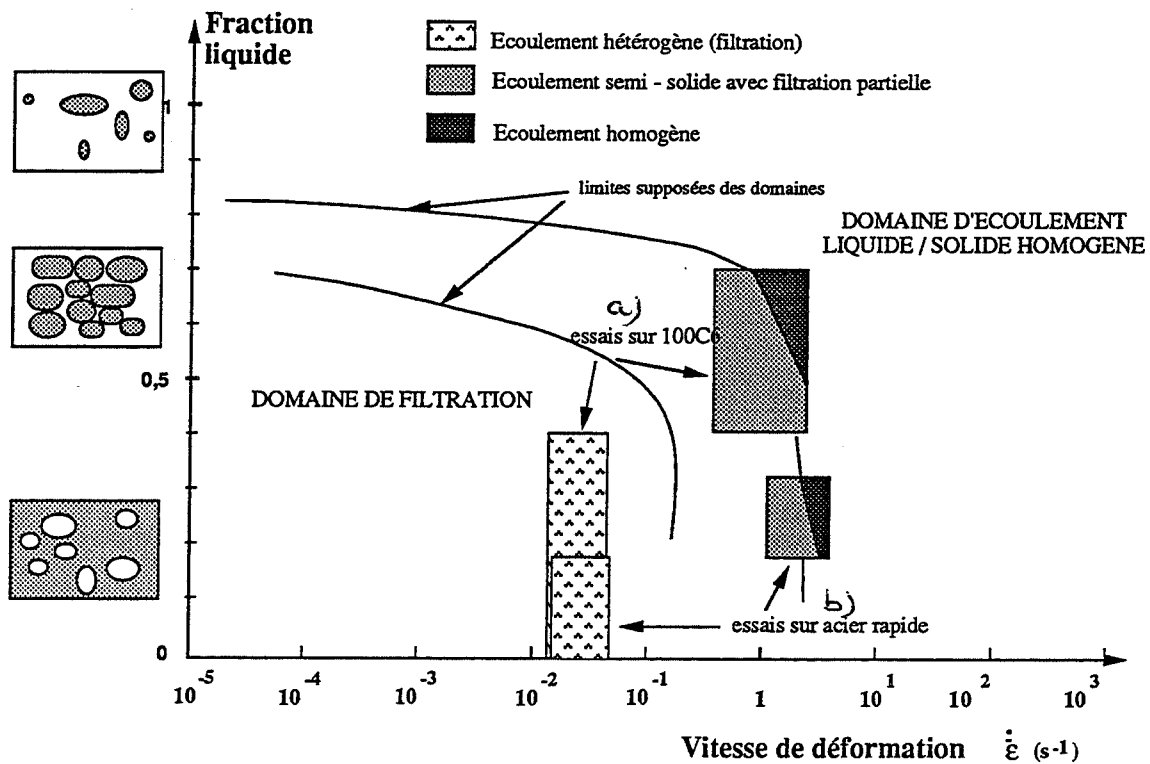


Fig. II.3-15 : Ecoulements obtenus expérimentalement, représentés dans un plan (fraction de phase liquide / vitesse de déformation)

- a) acier 100 C6
- b) acier rapide

4 Diagrammes d'écoulement.

Les différents essais réalisés nous ont permis de montrer que le type d'écoulement observé au cours des essais dépend non seulement des conditions expérimentales (taux de filage, vitesse de filage), mais aussi de la structure de l'alliage semi - solide (taille et morphologie des globules solides, fraction de phase solide).

A partir de ces résultats d'essais, nous avons synthétisé l'influence de cet ensemble de paramètres dans des diagrammes **-fraction liquide / vitesse de déformation généralisée-** ; les plans ainsi définis peuvent être partagés en deux domaines représentant les deux types d'écoulements possibles, filtration ou filage semi - solide (*Fig. II.3-15*).

Chaque essai est représenté dans ce plan par une zone ($f_l - \dot{\epsilon}$) qui prend en compte l'évolution dans le matériau de la fraction liquide et des vitesses de déformation au cours de la déformation.

a) cas de la filtration (faibles vitesses de piston)

Dans le cas d'une éjection totale de la phase liquide par la filière, les fractions de phase liquide et les vitesses de déformation à considérer sont prises dans le talon de filage.

- La fraction de phase liquide dans le talon évolue au cours de l'essai depuis la valeur initiale (0,4 pour le 100C6 et 0,17 pour l'acier rapide) jusqu'à zéro (éjection totale du liquide).

- La vitesse de déformation dans le talon de filage est calculée comme dans le cas d'une compression homogène :

$$\dot{\epsilon}_{\text{moy}} = \frac{U_0}{h}$$

où U_0 et h sont respectivement la vitesse et la position du piston. Dans le cadre de ces essais, les valeurs numériques sont :

$$U_0 = 0,4 \text{ mm/s}$$

$$10 < h < 25 \text{ mm}$$

$$\text{soit donc } 0,016 < \dot{\epsilon}_{\text{moy}} < 0,04 \text{ s}^{-1}$$

b) cas du filage semi-solide (fortes vitesses de piston)

Pour les essais à forte vitesse de piston, nous avons observé le filage d'un mélange semi-solide. Les fractions de phase liquide et les vitesses de déformation à considérer sont celles calculées dans le convergent au cours du filage.

		Vitesse de filage (mm/s)			
		0,4	4	8	
Filtration		$\dot{\epsilon}_{\text{mini}}$ $\dot{\epsilon}_{\text{max}}$	0,016 0,04	0,16 0,4	- -
Filage	lambda = 5	$\dot{\epsilon}_0$ $\dot{\epsilon}_f$ $\dot{\epsilon}_{\text{moy}}$	- - -	0,5 2,7 0,8	1,1 5,3 1,8
	lambda = 14	$\dot{\epsilon}_0$ $\dot{\epsilon}_f$ $\dot{\epsilon}_{\text{moy}}$	- - -	0,5 7,5 1,3	1,1 15 2,9

Fig. II.3-16 : Vitesse de déformation généralisée en fonction de la vitesse de filage (vitesse de piston), pour les deux régimes d'écoulement

- La fraction de phase liquide dans le convergent évolue en cours de filage depuis la fraction initiale (0,4 pour le 100C6 et 0,2 pour l'acier rapide) jusqu'à la fraction mesurée dans le fil et correspondant à l'éjection axiale du liquide depuis le talon. Ces fractions de phase liquide observées dans le fil sont moyennées à partir des mesures effectuées sur plusieurs coupes radiales. Leur valeur est reportée dans le tableau suivant, en fonction du taux de déformation pour chaque acier :

	fraction liquide initiale	fraction liquide dans le fil	
		pour $\lambda = 5$	pour $\lambda = 14$
100 C 6	0,4	0,7	-
acier rapide	0,17	0,23	0,35

- Les vitesses de déformation sont hétérogènes dans le convergent. BAQUE [1972] a déterminé pour une opération de filage à filière plate des vitesses de déformation théoriques. Nous avons pu recouper ces valeurs aux valeurs données par le code de calcul FORGE 2.

La vitesse de déformation en début de zone de déformation (correspondant dans notre cas à l'entrée du convergent) est donnée par :

$$\dot{\varepsilon}_0 = \frac{2 U_0}{R_1}$$

et la vitesse de déformation en fin de zone de déformation par :

$$\dot{\varepsilon}_f = \lambda \dot{\varepsilon}_0$$

soit la vitesse moyenne de déformation dans toute la zone de déformation :

$$\dot{\varepsilon}_{\text{moy}} = \ln \lambda \dot{\varepsilon}_0$$

Les applications numériques sont données pour les deux vitesses de piston $U_0 = 4$ et 8 mm/s et les deux rapports de filage $\lambda = 5$ et 14 (Tableau Fig. II.3-16)

5 Conclusions

La refusion partielle de l'échantillon dans le dispositif de filage entraîne une modification importante de la structure, que nous pouvons observer après déformation puis solidification complète.

Nous avons pu observer sur l'ensemble des échantillons filés à l'état semi-solide, que l'écoulement de l'alliage s'effectuait avec une filtration totale (on parlera alors d'écoulement de type "filtration") ou partielle (écoulement de type "semi-solide") de la phase liquide à travers la phase solide. Ces deux types d'écoulement dépendent des conditions opératoires (vitesse et taux de filage) et de la structure de l'alliage à l'état semi-solide (morphologie et taille de la phase solide en particulier).

Les courbes expérimentales (effort de filage en fonction du déplacement du piston) ne présentent pas l'allure caractéristique des courbes de filage d'un matériau homogène, avec régime stationnaire. Elles ne peuvent être comparées aux courbes théoriques calculées par FORGE 2.

Dans certains cas seulement, nous pouvons comparer les différentes courbes entre elles et les relier à un type d'écoulement donné. Dans les autres cas, il n'est pas possible de le faire. Nous pensons que ceci s'explique à la fois par des imprécisions expérimentales mais aussi par des raisons plus fondamentales liées à la nature de l'écoulement.

L'ensemble des essais réalisés nous permet de déterminer, dans le plan (fraction liquide / vitesse de déformation), deux domaines correspondant au mode d'écoulement rencontré : filtration ou filage semi-solide.

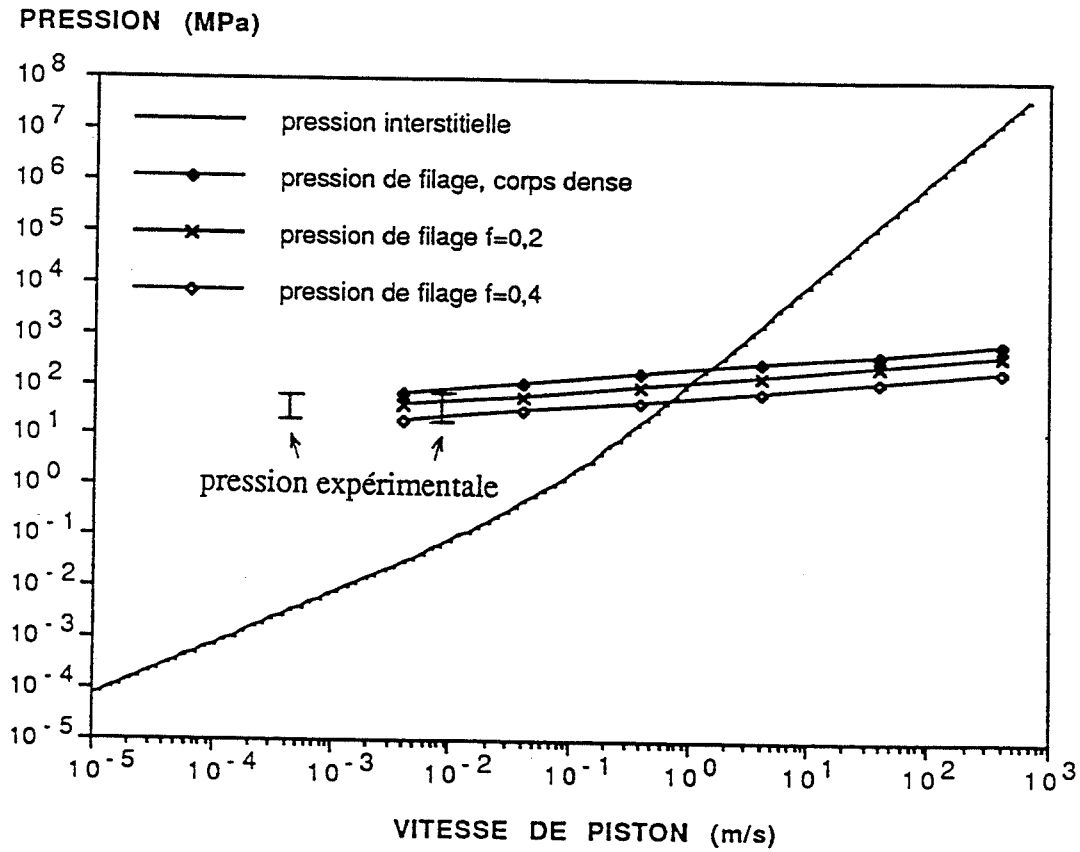
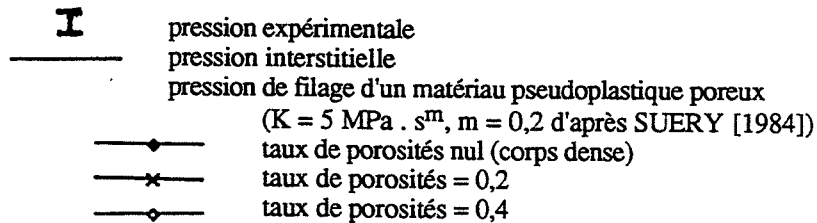


Fig. II.4-1 : Comparaison entre la pression interstitielle du liquide, la pression de filage expérimentale et la pression de filage d'un corps pseudoplastique poreux, en fonction de la vitesse du piston



Partie II.4 Interprétation des essais de filage.

De cette campagne d'essais, nous pouvons dégager quatre paramètres majeurs influant sur le mode d'écoulement à l'état semi-solide :

- la vitesse de filage,
- la structure initiale de l'alliage,
- la température (fraction de phase liquide initiale),
- le taux de filage.

1 Influence de la vitesse de filage.

La vitesse du piston (vitesse de filage) détermine le type d'écoulement : aux faibles vitesses de piston (0,04 et 0,4 mm/s), la déformation est, pour toutes les structures étudiées, de type filtration. Les écoulements de type semi-solide n'ont pu être réalisés que dans la gamme des fortes vitesses (4 et 8 mm/s). Il persiste cependant, même à ces vitesses élevées, une éjection partielle du liquide et une densification du talon.

Le type d'écoulement obtenu résulte d'une compétition entre l'écoulement de la phase liquide au travers du squelette solide (lié à la pression interstitielle) et la déformation d'un agrégat solide, considéré en première approximation comme un squelette poreux.

La transition entre la filtration et le filage d'un matériau homogène peut être déterminée par le calcul : le principe consiste à comparer la pression expérimentale de filage de l'alliage semi-solide à la pression interstitielle du liquide calculée pour une filtration. La comparaison permet d'évaluer l'importance relative du liquide dans la déformation globale. CHARREYRON [1983] puis SECONDE [1984] ont développé le calcul de la pression interstitielle en utilisant la loi d'ERGUN (équation décrite dans la partie III.1) et des modèles "de lit de particules". Des calculs similaires sont faits dans le cadre de ce travail dans la partie III.2.

Ainsi, on peut comparer les niveaux des deux pressions en fonction de la vitesse de filage (*Fig. II.4- 1*) :

A faible vitesse, la pression interstitielle est négligeable devant la pression de filage. Le matériau se comporte alors comme un corps poreux et le liquide est éjecté au fur et à mesure de la déformation du solide.

A plus forte vitesse (de l'ordre de 1 m/s), la pression interstitielle devient du même ordre de grandeur que la pression de filage. Le matériau devient incompressible et l'on a filage d'un matériau homogène.

Dans nos essais, nous pouvons donc supposer que pour les fortes vitesses (qui sont les limites supérieures de la machine utilisée) nous nous trouvons dans un mode de déformation intermédiaire entre le filage du matériau semi-solide homogène et la filtration de la phase liquide à travers le réseau solide.

Cette démarche, consistant à comparer la pression interstitielle dans le liquide à la pression de déformation homogène de l'ensemble du matériau semi-solide ne peut être validée que lorsque la phase solide présente une rigidité propre et que le liquide se trouve effectivement sous forme interstitielle. Dans nos essais, il semble que la phase solide se retrouve après le cycle de chauffage sous une forme de globules plus ou moins indépendants, en suspension dans la phase liquide. L'influence de la vitesse sur l'écoulement de cette "gelée" semi-solide peut s'expliquer alors par des effets d'entraînement des grains solides par la phase liquide :

A faible vitesse d'écoulement, les globules solides, probablement liés entre eux par des "ponts", peuvent se réarranger et s'agglomérer contre l'outillage. La phase solide forme ainsi un réseau assez rigide. La diminution du volume résultant du déplacement du piston est assurée par la filtration de la phase liquide à travers ce réseau.

A forte vitesse, l'écoulement plus dynamique de la phase liquide permet probablement de casser les ponts entre particules. Les globules solides alors plus mobiles sont entraînés par le liquide. On peut supposer que cet effet d'entraînement est plus facile dans la partie supérieure du lopin et pour l'outillage présentant le plus faible rapport de filage, parce que la phase solide est dans les deux cas plus libre de se déplacer.

2 Influence de la structure

(Tableau Fig. II.3-14)

La caractérisation morphologique détaillée de la structure des alliages filés n'a pas été faite ; nous nous sommes limités, dans le cadre de ce travail, à des mesures de tailles de grains ou d'espacements interdendritiques (sur structures initiales) et à des tailles de globules (sur structures filées).

Pour les essais conduits sur l'acier à structure non dendritique grossière (100C6 brassé en cours de solidification) on observe un mode de filtration, quels que soient le rapport de filage et la vitesse de piston. Rappelons que les grains primaires du métal de départ ont des tailles de l'ordre de 400 - 500 μm , et que la structure semble peu évoluer au cours du maintien à l'état semi - solide, conduisant à des globules solides de taille équivalente.

En revanche, sur les structures initiales plus fines (100C6 à structure initiale dendritique et acier rapide) on obtient sous certaines conditions des écoulements de type "semi-solide". Ces écoulements apparaissent d'autant plus homogènes que les tailles des globules solides sont petites. Cet effet peut être expliqué en considérant le calcul de la pression interstitielle par la loi d' ERGUN : la taille de la structure intervient dans la relation d'ERGUN par l'intermédiaire de la surface spécifique (partie III.1). A fraction liquide constante, plus la structure est fine, plus la surface spécifique est grande et plus la pression interstitielle est élevée. On tendra donc, pour une vitesse de déformation donnée, vers un écoulement plus homogène.

De fait, sur les deux nuances, la refusion partielle et le maintien à l'état semi - solide conduisent à une évolution rapide de la morphologie de la phase solide et à la formation de grains non dendritiques (200 - 300 μm) dans le 100C6 et à des grains bien sphérodés et individualisés (75 - 120 μm) dans l'acier rapide.

a) 100C6

L'évolution de la structure initiale du 100C6 dendritique peut être expliquée par un mécanisme classique de maturation à l'état semi - solide. Dans les modèles de KATTAMIS [1967] décrits au paragraphe I.1 - 1 on peut définir un temps critique t_c correspondant à la dissolution des bras secondaires de dendrites, et à la globulisation de la structure :

$$t_c = \frac{\rho_s H c_1 (1 - k_0) m \lambda_s^3}{\gamma^{1/s} D_1 T_1}$$

avec :		valeurs pour le 100C6 :
ρ_s	: densité de la phase solide	$7,4 \cdot 10^3 \text{ kg m}^{-3}$
H	: chaleur latente de fusion	$260 \cdot 10^3 \text{ J kg}^{-1}$
c_1	: teneur en soluté de la phase liquide	0,01
k_0	: coefficient de partage du soluté	0,39
m	: pente du liquidus	- 83
$\gamma^{1/s}$: énergie d'interface liquide / solide	$0,358 \text{ J m}^{-2}$
D_1	: coef. diff. soluté dans le liquide	$8,6 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$
T_1	: température de liquidus	1460°C
λ_s	: espacement des bras secondaires de dendrites.	

L'évolution de ce temps caractéristique peut être reportée en fonction de l'espacement interdendritique secondaire (*Fig. II.4-2*) ; pour des valeurs de λ_s de l'ordre de 50 μm , (cas du 100C6 coulé en lingotière cuivre), ce temps caractéristique est de l'ordre de 50 mn, soit du même ordre de grandeur que les temps de maintien à l'état semi - solide avant filage, au cours de nos essais. Les conditions expérimentales adoptées peuvent donc expliquer l'évolution structurale constatée.

b) acier rapide

La refusion partielle est ici réalisée non sur du métal brut de coulée (cas du 100C6), mais sur des structures largement corroyées à chaud (taux de corroyage de l'ordre de 15) et à l'état recuit. La structure initiale présente une taille de grains de l'ordre de 15 (Sneeder - Graff), soit des tailles comprises entre 10 et 20 μm . La formation des grains solides globulaires, lors de la refusion partielle, résulte probablement du grossissement du grain austénitique puis de la dissolution des joints γ par la phase liquide. Lors du maintien à l'état semi-solide avant filage, il y a probablement des phénomènes de murissement et de coalescence de ces grains. Nous n'avons pas essayé d'établir de corrélation entre la taille des particules solides et la taille du grain γ de l'acier initial ; il faudrait pour cela dissocier clairement les différents effets à l'état solide avant refusion et lors du maintien isotherme à l'état semi-solide.

La structure, initialement corroyée à chaud, est très similaire aux structures obtenues par le procédé S.I.M.A. (YOUNG [1976] [1979] [1986] [1990]) consistant à refondre un matériau fortement écroui.

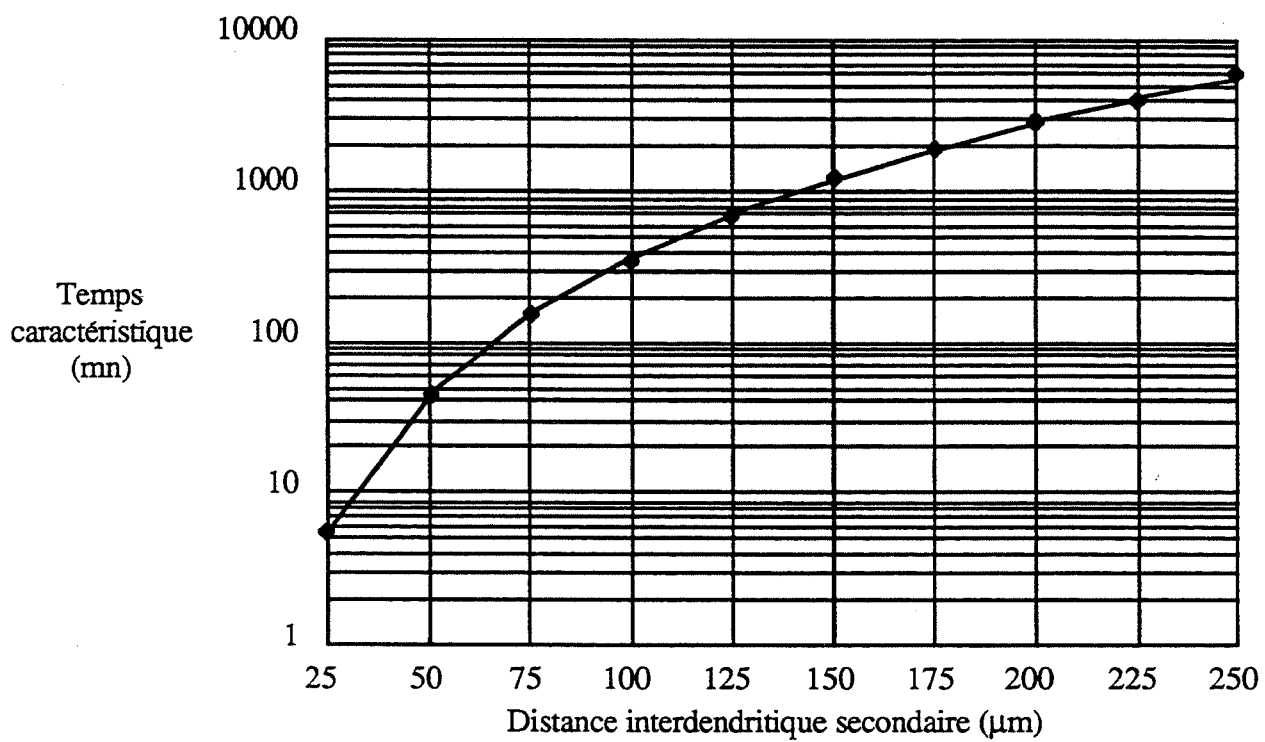


Fig. II.4-2 : Temps caractéristique de dissolution de bras secondaires de dendrites.

modèle de KATTAMIS [1967]

3 Influence de la fraction liquide initiale (température d'essai)

Les essais prévus à l'état solide, destinés à déterminer une borne supérieure des efforts de filage n'ont pu être réalisés de manière exploitable, les efforts de filage étant trop importants en regard des vitesses de filage imposés et de la capacité de la machine.

Les essais à faibles fraction de phase liquide initiale ($< 0,1$) montrent une filtration totale de la phase liquide, c'est à dire sans présence de liquide résiduel dans le talon de filage. Ceci laisse penser que même pour de très faibles fractions liquides, il n'existe pas de notion de porosité fermée pour le squelette solide telle qu'elle peut apparaître dans des matériaux frittés par exemple. En effet, il semble que le liquide présent initialement entre les particules solides puisse s'infiltrer le long des joints de grains lorsque la pression augmente pendant la déformation.

Un essai de filage réalisé sur 100C6 dendritique, avec une fraction liquide initiale de l'ordre de 15%, a produit un fil semi - solide avec une éjection radiale importante de la phase liquide, et apparition de nombreuses fissures radiales partant de la surface. Les observations métallographiques montrent que les grains solides ne sont pas individualisés, et que les fissures cheminent préférentiellement de manière intergranulaire, dans les zones liquides. Il n'est pas possible cependant de savoir si ces fissures se sont formées lors du filage ou pendant la solidification.

4 Influence du taux de déformation

A vitesse de piston constante, le taux de filage a une influence à la fois sur la vitesse de déformation moyenne et sur le taux de déformation. On constate que pour le taux de filage de 14 l'hétérogénéité de la déformation est plus importante que pour le taux de filage de 5. Ceci est d'autant plus marqué que la taille des globules solides dans le liquide est grossière.

L'observation de certaines structures nous laisse penser que l'on a un arc-boutement des grains solides sur les parois de la filière (effet de bord). On suppose donc, comme certains auteurs l'ont constaté, qu'il existe un rapport critique de la taille de l'outillage par rapport à la taille de la phase solide. En dessous d'une certaine valeur, typiquement de 20 à 30 pour 1, les grains de phase solide ne peuvent plus se déplacer librement. Ils s'agglutinent alors autour des parois de l'outillage et seul le liquide peut filtrer.

Par ce raisonnement, on explique qualitativement la présence majoritaire de la phase liquide vers l'extérieur du fil. En effet, c'est sur la surface latérale du lopin que la phase solide, engagée dans le convergent, a le plus de difficultés à se déplacer. Le liquide dans cette zone ne peut pas entraîner les grains solides accumulés contre les parois de la filière. Il s'écoule seul et se retrouve en peau du fil formé.

Pour le 100 C6, la taille des particules solides retrouvées dans le fil est de 250 μm . Pour cet alliage, la structure globulaire étant obtenue par maturation à l'état semi-solide, on peut supposer que les particules ne sont pas parfaitement individualisées. La taille des agglomérats de particules a pu être évaluée par observation métallographique à 400 μm . La taille limite de l'outillage pour ne pas avoir d'effets de bords et donc de l'ordre de 8 à 12 mm. Pour l'acier rapide, la taille des particules est d'environ 100 μm . La dimension minimale de l'outillage pour éviter les effets de bords est de l'ordre de 3 mm. Seul l'outillage correspondant au taux de filage de 5 (diamètre de sortie de 12 mm) permet l'écoulement homogène des deux structures étudiées. L'outillage utilisé pour le rapport de filage de 14 (diamètre de sortie de 8 mm) est assez grand pour laisser passer les grains d'acier rapide mais pas les particules de 100 C6.

Ce simple raisonnement est en parfait accord avec les observations expérimentales.

Ces diverses remarques ont une grande importance si l'on envisage une opération de mise en forme où intervient le remplissage d'empreintes fines (gravures, toiles minces...).

Partie II.5 Confrontation avec la simulation numérique

En fait, comme nous l'avons remarqué sur les observations structurales, la fraction liquide évolue localement dans le matériau en cours de filage, et avec elle les coefficients rhéologiques K et m en chaque point. Les hypothèses d'homogénéité et d'incompressibilité faites dans la simulation numérique ne sont pas vérifiées. La détermination des valeurs de K et m à l'aide des abaques calculées n'est donc pas possible dans le cadre de ce travail, pour les conditions d'essai adoptées.

En revanche, on exploitera les résultats de la simulation, en particulier les cartes de vitesse et de pression, en faisant l'hypothèse de petites perturbations (nous supposons donc que la variation de la fraction liquide locale influe peu sur les champs de pression et de vitesse calculés dans un cas incompressible). Cette hypothèse ne peut être validée que dans la phase initiale de la déformation, et nous aidera à expliquer les répartitions liquide / solide en début de déformation. Quelques essais enfin ont été réalisés au CEMEF, dans le cadre de cette étude, pour introduire dans le code de calcul FORGE 2 la compressibilité du matériau ; ces résultats sont présentés au paragraphe II.5 -3.

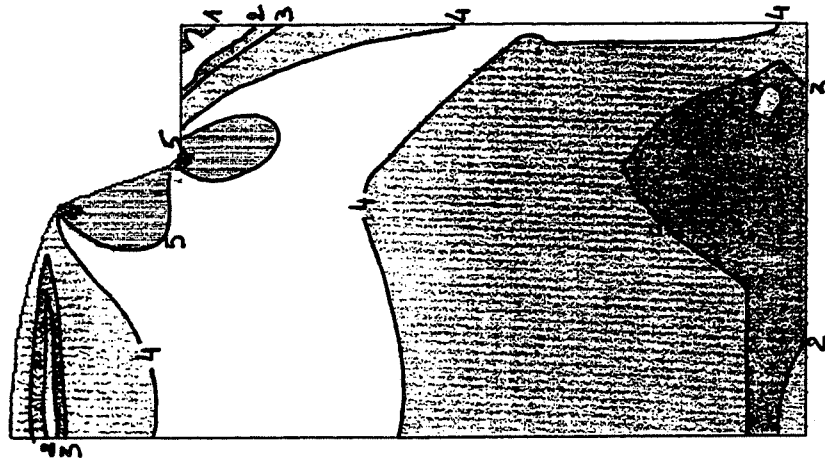
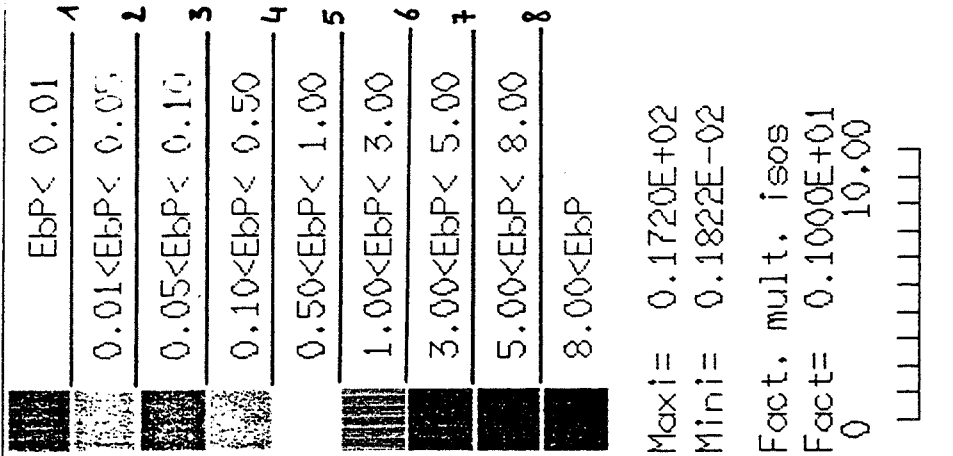
Les résultats de modélisation présentés ci - dessous concernent une opération de filage réalisée dans les conditions expérimentales suivantes :

$\lambda = 5$
vitesse de filage de 4 mm/s
angle du convergent 20°

La loi de comportement introduite correspond à un matériau incompressible homogène pseudoplastique, de consistance $K = 1$ (MPa.s^m). Les valeurs choisies ici pour le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m correspondent au comportement d'un acier à chaud ($m = 0,2$ - (Fig. II.5-1 à II.5-4) et au comportement d'un liquide newtonien ($m = 1$ - Fig. II.5-5 à II.5-8).

Le coefficient de frottement de Norton a est égal à 0,8 ce qui correspond à un frottement fort.

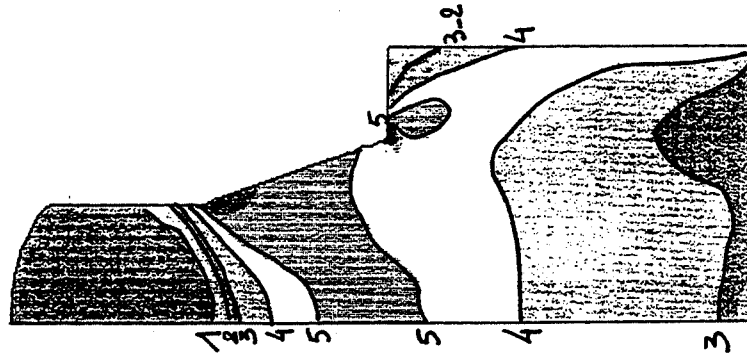
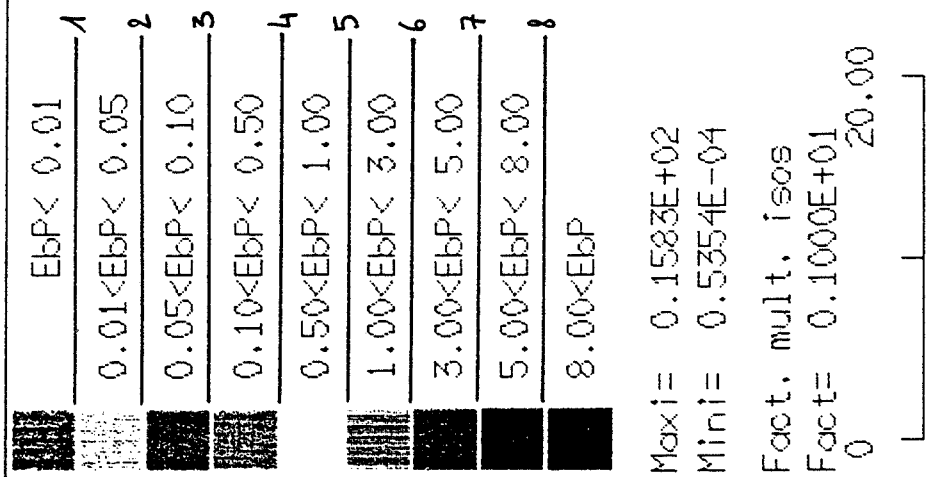
ISOVALEURS DE VITESSE DE DEFORMATION GENERALISEE (sec -1)
 INCR. CALCUL No :130 h₁ =0.120E+02(mm) FICHER: unirec4.don



Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 0,2

Fig. II.5-1 : Carte d'isovaleurs de vitesse de déformation généralisée
 déplacement du piston de 2 mm.

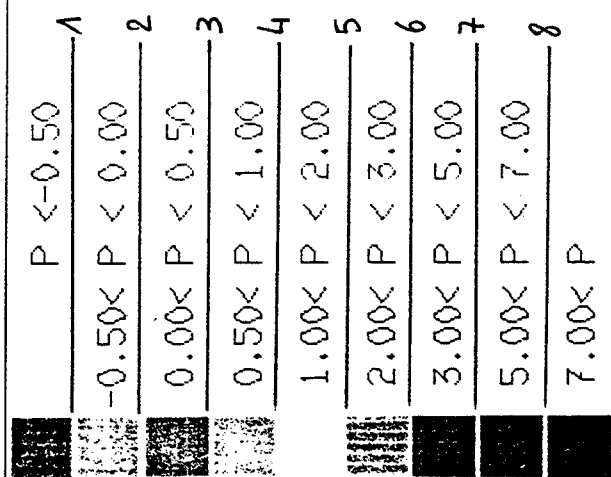
ISOVALEURS DE VITESSE DE DEFORMATION GENERALISEE (sec -1)
 INCR. CALCUL No :250 h₁ =0.049E+02(mm) FICHER: unirec4.don



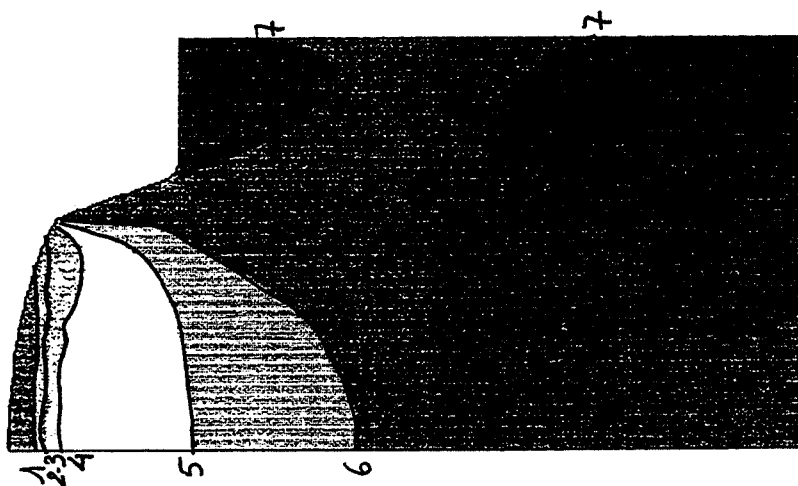
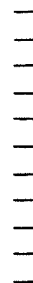
Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 0,2

Fig. II.5-2 : Carte d'isovaleurs de vitesse de déformation généralisée
 déplacement du piston de 4,9 mm.

ISOVALEURS DE PRESSION HYDROSTATIQUE (MPa) (P>0 <=>compression)
 INCR. CALCUL No :130 h₁ =0.020E+02(mm) FICHER: unirec4.don



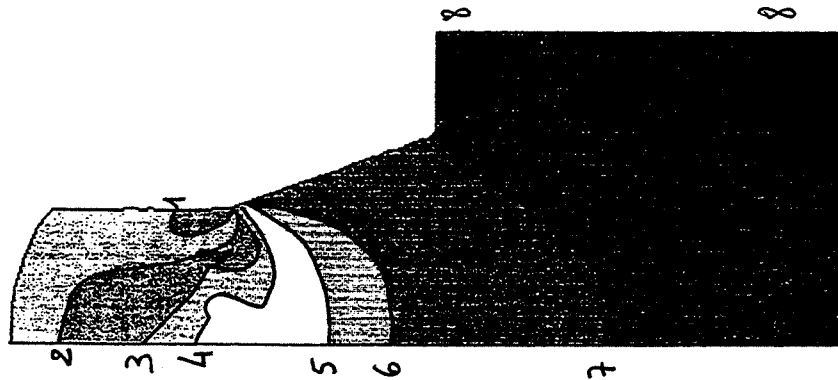
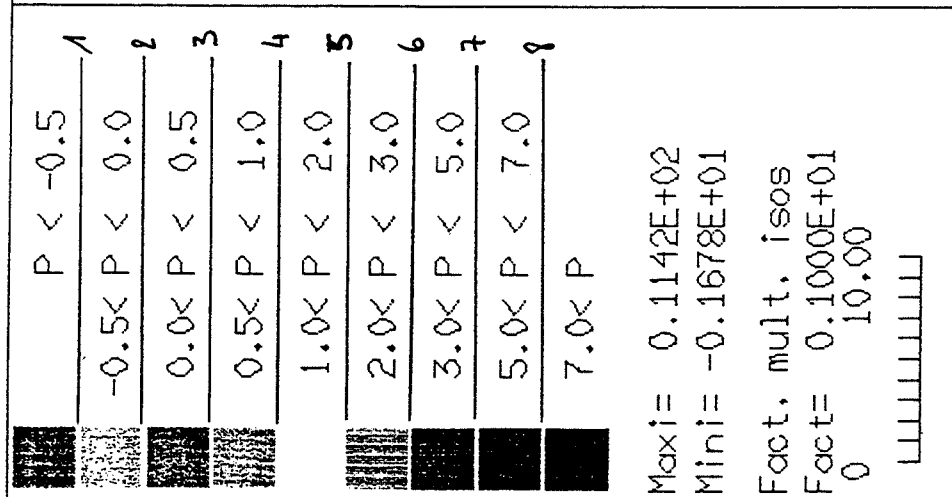
Maxi= 0.8716E+01
 Mini= -0.1097E+01
 Fact, mult, isos
 Fact= 0.1000E+01
 0 10.00



Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 0,2

Fig.II.5-3 : Carte d'isovaleurs de pression hydrostatique
 déplacement du piston de 2 mm.

ISOVALEURS DE PRESSION HYDROSTATIQUE (MPa) (P>0 <=>compression)
 INCR. CALCUL No :250 h = 0.149E+02(mm) FICHER: unirec4.don

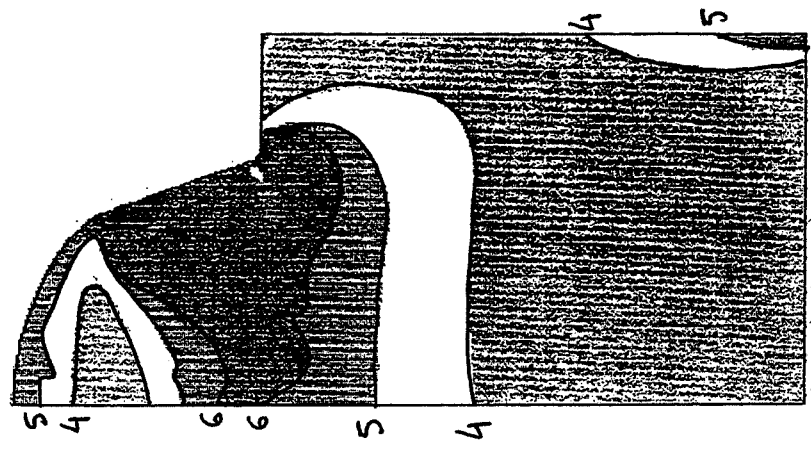
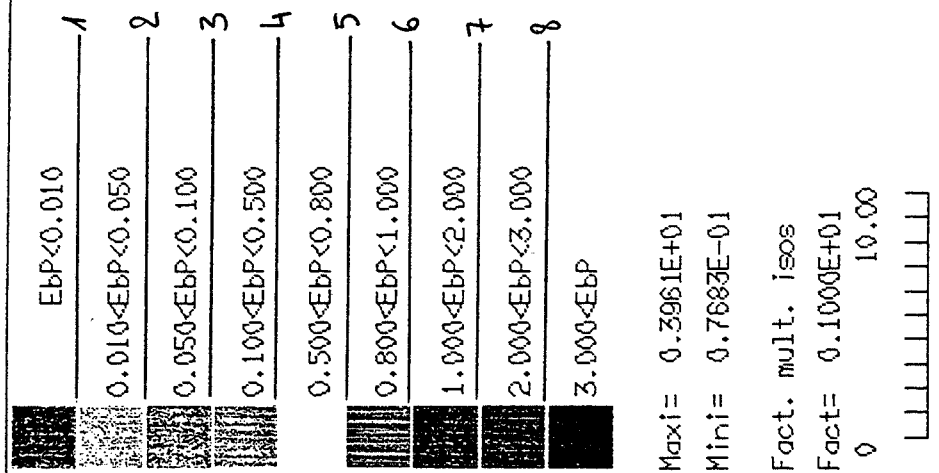


Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 0,2

Fig. II.5-4 : Carte d'isovaleurs de pression hydrostatique
 déplacement du piston de 4,9 mm.

ISOVALEURS DE VITESSE DE DEFORMATION GENERALISEE (sec -1)

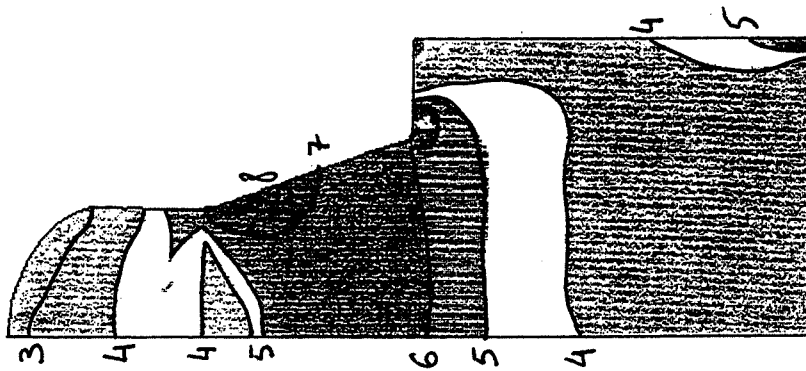
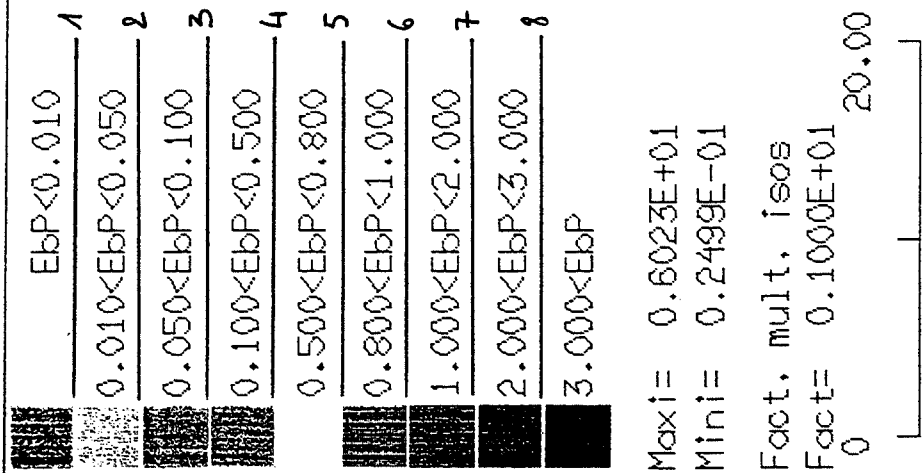
INCR. CALCUL No : 60 h = 0.328E+02 (mm) FICHER : unirec6.don



Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 1

Fig. II.5-5 : Carte d'isovaleurs de vitesse de déformation généralisée déplacement du piston de 2 mm.

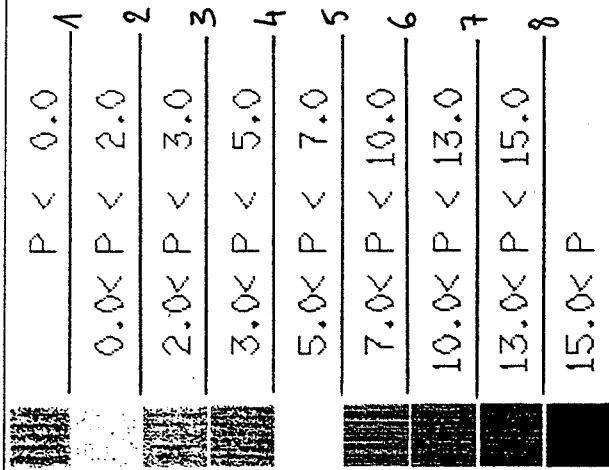
ISOVALEURS DE VITESSE DE DEFORMATION GENERALISEE (sec -1)
 INCR. CALCUL No :125 h =0.048E+02(mm) FICHER: uninec6.don



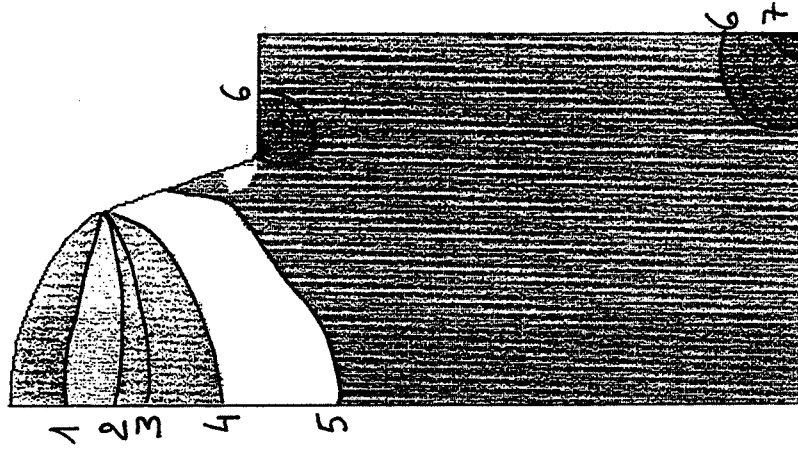
Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 1

Fig. II.5-6 : Carte d'isovaleurs de vitesse de déformation généralisée déplacement du piston de 4,9 mm.

ISOVALEURS DE PRESSION HYDROSTATIQUE (MPa) (P>0 <=>compression)
 INCR. CALCUL No : 60 h = 0.028E+02(mm) FICHER: unirec6.don



Maxi= 0.2118E+02
 Mini= -0.2752E+01
 Fact, mult, isos
 Fact= 0.1000E+01
 0 10.00
 LLLLLLLLLL

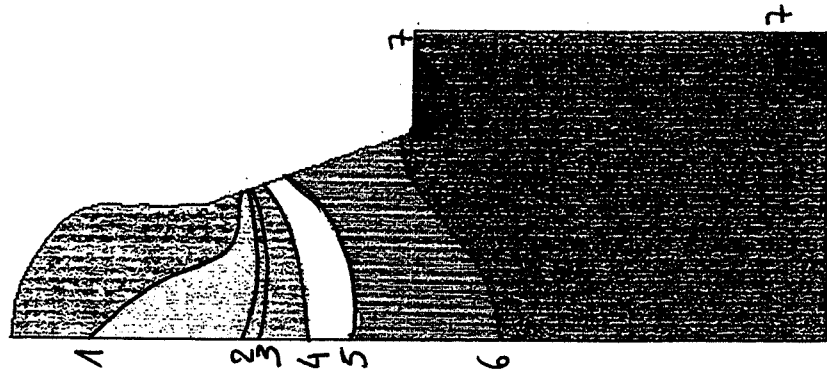
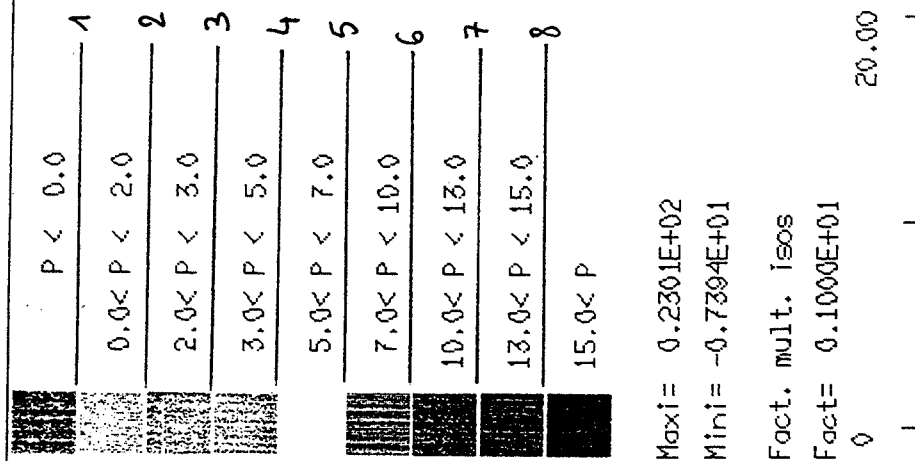


Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 1

Fig. II.5-7 : Carte d'isovaleurs de pression hydrostatique
 déplacement du piston de 2 mm.

ISOVALEURS DE PRESSION HYDROSTATIQUE (MPa) (P>0 =>compression)

INCR. CALCUL No :120 h =0.046E+02(mm) FICHER: un1rec6.dan



Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 1

Fig. II.5-8 : Carte d'isovaleurs de pression hydrostatique
déplacement du piston de 4,9 mm.

1 Comparaison des courbes d'effort

Pour une même géométrie d'outillage et avec différentes valeurs du coefficient rhéologique m , les courbes théoriques donnant l'effort en fonction du déplacement du piston présentent la même allure, décrite en II.1-2). Seuls les niveaux d'efforts en régime stationnaire varient suivant la rhéologie du matériau : les efforts de filage stabilisés sont de 1000 daN et 3100 daN pour des valeurs de m respectivement de 0,2 et 1.

Ces courbes théoriques ne peuvent pas être comparées aux courbes réelles, qui ne présentent pas de palier de régime stationnaire. Trois interprétations peuvent être données pour expliquer cette différence :

- La densification du talon :

L'éjection préférentielle du liquide en avant de la filière conduit à une densification de l'alliage dans le talon (augmentation de la fraction de phase solide) donc à une augmentation progressive de l'effort nécessaire au filage. L'influence de la densification sur l'effort total peut être prise en compte dans le modèle numérique, en introduisant la compressibilité du matériau (partie II.5-3).

- L'influence des frottements :

Au cours du filage, le contact entre l'alliage et l'outillage évolue. Dans le talon, l'alliage se densifie et l'on se rapproche d'un frottement de type métal à chaud sur outillage. Dans le fil au contraire, avec l'éjection de la phase liquide vers la périphérie, on tend vers une configuration de frottement liquide contre outillage. Ces variations locales du coefficient de frottement ne sont pas introduites dans le modèle.

Deux simulations ont été faites avec des coefficients de frottement α différents, 0.05 et 0.8, pour un rapport de filage de 14 et une vitesse de piston de 4 mm/s. Les efforts de filage stabilisés sont respectivement de 650 et 850 daN, soit une différence de l'ordre de 20 %.

Remarquons que dans le cas du rapport de filage de 14, le modèle ne prévoit pas que le matériau vienne prendre la forme du moule en sortie de filière. On a donc une sous-estimation des efforts de frottement par rapport au cas réel.

Enfin, le chemisage du piston par une partie de la phase liquide éjectée, conduisant à une augmentation du frottement, n'est pas introduit dans le modèle.

Cet ensemble de remarques explique la difficulté d'introduire dans le modèle un coefficient de frottement rendant bien compte des phénomènes réels. On peut raisonnablement penser que les efforts de frottement sont sous-estimés par le modèle, ceci expliquant en partie la différence constatée avec les efforts expérimentaux.

- L'influence du dispositif expérimental :

L'effort mesuré expérimentalement inclut, en plus de l'effort de filage de l'alliage semi-solide, les efforts de frottement dans le montage. L'ordre de grandeur de ces frottements a été mesuré par des essais à vide. Il est de quelques dizaines de daN et reste donc négligeable devant les efforts totaux développés.

La rigidité de l'ensemble du montage sous charge a elle aussi été mesurée. Sous une charge de 5000 daN, l'ensemble des jeux et de la déformation élastique du montage produit un déplacement de 1,1 mm mesuré par le capteur inductif.

Ces mesures permettent de conclure que ni les frottements ni les déplacements dûs au montage ne peuvent expliquer la différence d'allure des courbes expérimentales et théoriques.

2 Ejection de la phase liquide

Si nous décrivons finement les cartes de pression et de vitesses de déformation obtenues par la simulation en tout début de filage, nous pouvons dégager quelques phénomènes pouvant expliquer l'éjection de la phase liquide au cours de la déformation.

En début de déformation, la pression hydrostatique dans le talon est comprise entre 3 et 7 MPa pour $m = 0,2$ (Fig. II.5-3) et entre 7 et 10 MPa pour $m = 1$ (Fig. II.5-7). Pour ces deux valeurs de m , la pression diminue dans le convergent pour devenir négative sur la surface libre du fil. On a donc présence d'un gradient de pression axial positif entre le talon et le fil, compris entre 2 et 5 MPa. Ce gradient de pression peut être à l'origine de l'expulsion de la phase liquide (filtration) dès le début de la déformation.

On remarque de plus, toujours dans le convergent, l'existence d'un gradient de pression radial, allant de la périphérie vers l'axe du convergent. La valeur de ce gradient est, en début de filage, d'environ 4 MPa pour les deux valeurs de m considérées. Ce gradient de pression montre donc un état plus dépressif sur l'axe de filage, ce qui est bien connu par ailleurs. Il tendrait à chasser la phase liquide vers l'axe du fil, alors qu'expérimentalement, on observe le contraire. Ce phénomène peut être expliqué par les remarques suivantes :

- la phase liquide est éjectée depuis les zones fortement déformées (zones à forte pression en périphérie du fil). Elle demeure en peau du produit, alors que la phase solide correspondante reste piégée dans le talon de filage. Le cœur du lopin, soumis à de plus faibles déformations donc avec moins de filtration, se retrouve dans l'axe du fil.
- il existe d'autres mécanismes (effet de la solidification, retrait à la solidification dans le fil, s'accompagnant de mouvements de liquide...) pouvant expliquer cette présence de liquide en peau du produit.

On remarque de plus, sur les cartes, une zone à forte pression sur l'angle inférieur du lopin (zone du talon en contact avec le piston, où la pression atteint 5 à 7 MPa). Cette forte pression favorise probablement l'expulsion du liquide entre la filière et le piston (phénomène de chemisage).

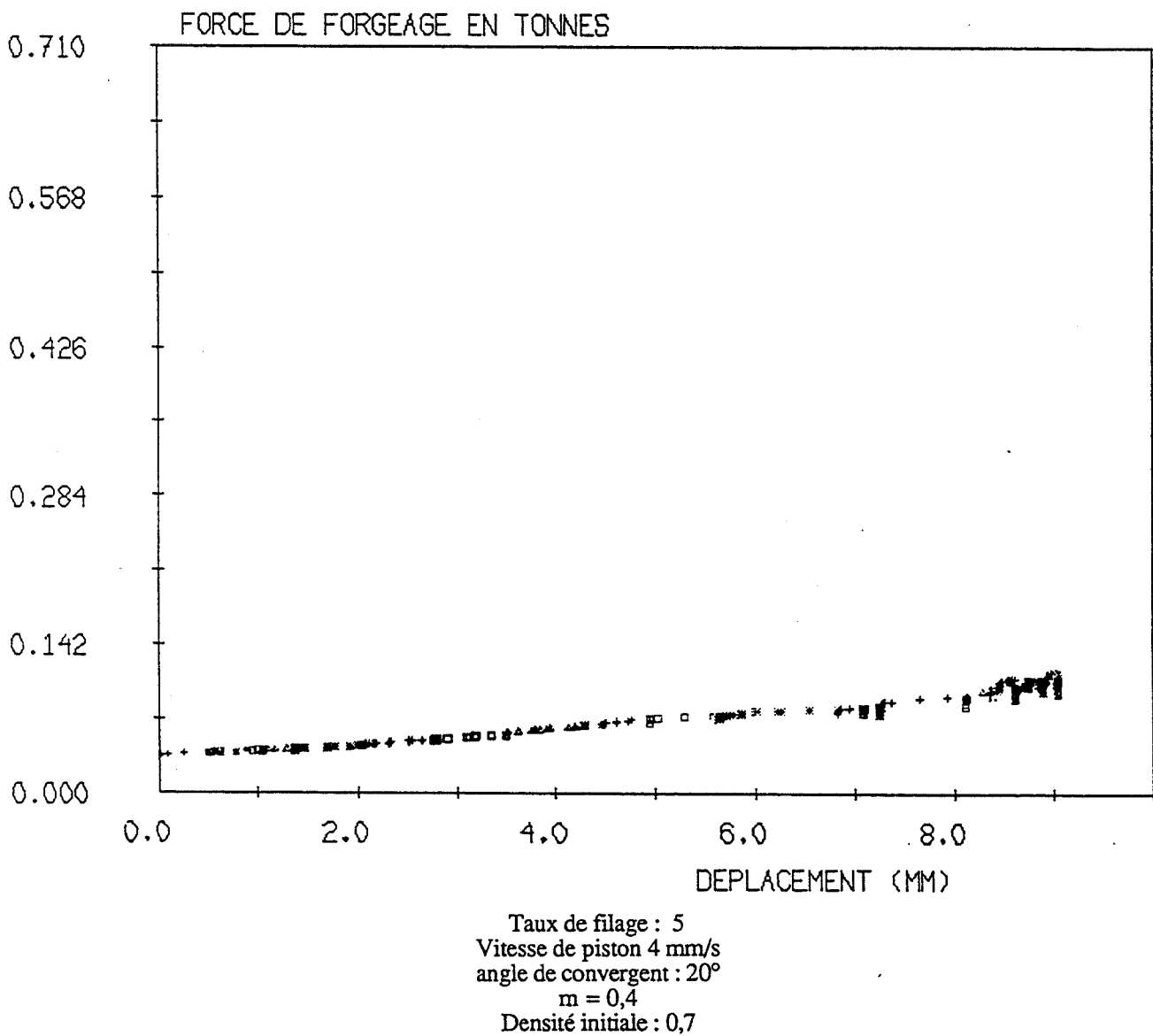


Fig. II.5-9 : Effort de filage en fonction du déplacement du piston

calcul pour un matériau compressible
 (code aux éléments finis FORGE 2[®], version compressible)

3 Introduction de la compressibilité du matériau.

L'influence sur l'effort de filage de la densification d'un matériau poreux peut être prise en compte dans le modèle, en introduisant la compressibilité du matériau.

Nous considérons que le matériau semi-solide n'a plus un comportement homogène incompressible. Il se comporte comme un squelette solide poreux, et la participation du liquide dans les efforts de déformation est négligée. Nous avons introduit dans FORGE 2 les lois de comportement d'un matériau compressible, à matrice pseudoplastique (version FORGE 2 compressible).

Les hypothèses de la modélisation sont les suivantes :

* rhéologie de la matrice : loi de comportement pseudoplastique, avec $K = 1$ (MPa . s^m) et un coefficient de sensibilité à la vitesse $m = 0,2$. Le coefficient de frottement de Norton α est pris égal à 0,8.

* conditions opératoires : rapport de filage de 5, vitesse de piston de 4 mm/s

* critère de compressibilité issu de la métallurgie des poudres (ABOUAF [1985]) : défini dans FORGE 2 par deux fonctions f et c de la densité du corps poreux (Voir l'Annexe 4).

Les données numériques choisies ont été établies à partir des résultats expérimentaux de NGUYEN [1991] sur un alliage d'aluminium AS7G03 à l'état semi-solide, avec des grains solides globulaires de 120 μm de diamètre :

$$f = 0,0542 \frac{1 - \rho}{\rho - 0,527} \qquad c = 1 + 109 f$$

où ρ est la densité relative du corps poreux ; ρ représente dans nos essais la fraction de phase solide.

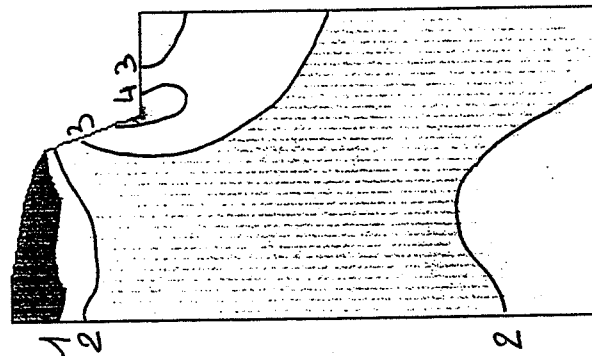
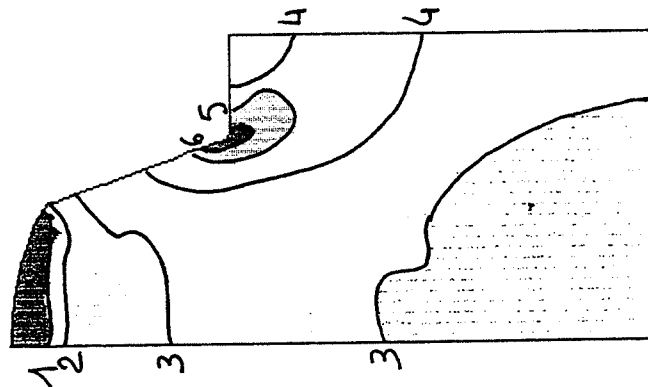
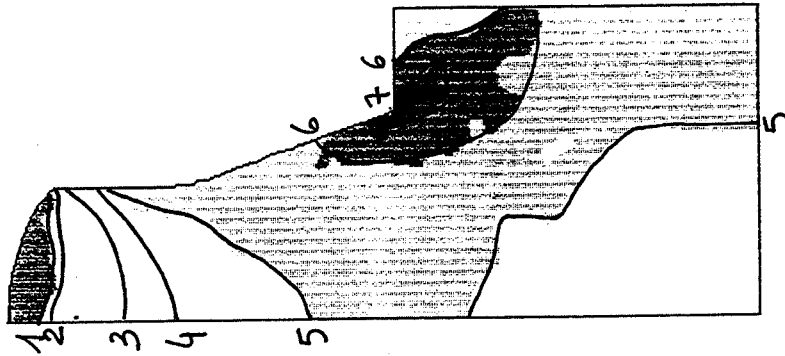
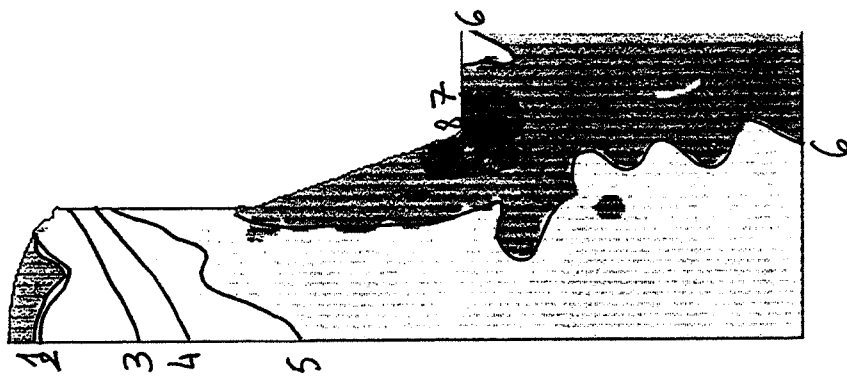
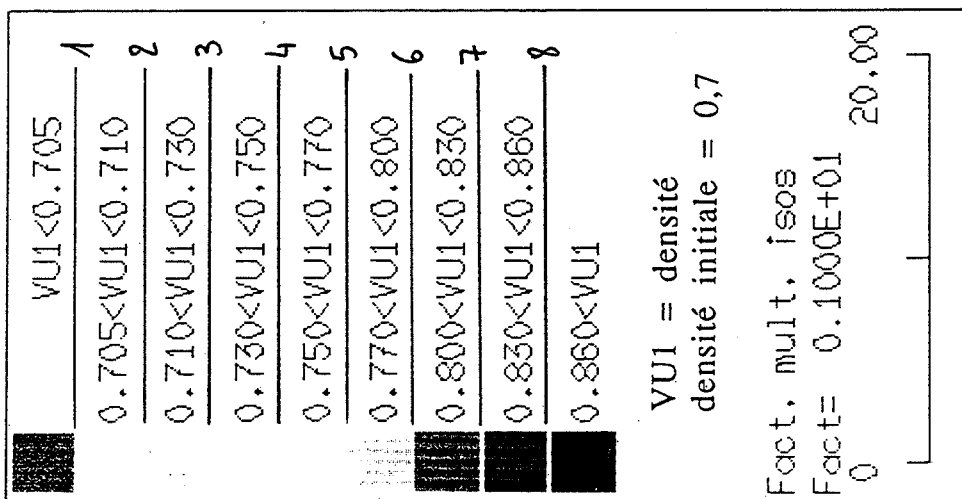
Remarque : Nous pouvons relier de façon simple ces fonctions aux fonctions J et J' définies par SHIMA et OYANE [1976] :

$$J^2 = \frac{c}{9f} \qquad J'^2 = \frac{1}{c}$$

où J représente le degré d'influence de la pression hydrostatique sur la contrainte d'écoulement du corps poreux. J' est le rapport de la contrainte d'écoulement apparente du corps poreux à la contrainte d'écoulement de la phase solide.

La densité initiale choisie est homogène dans le lopin et égale à 0,7 (soit une fraction liquide de 0,3).

L'effort de filage total évolue de façon croissante avec le déplacement du piston, (Fig. II.5-9). On constate en particulier que l'on n'atteint pas de régime établi (palier d'effort) en cours de filage. L'évolution des niveaux d'efforts de filage est cohérente (intensités et variations relatives) avec l'évolution enregistrée expérimentalement.



incr. calcul N° 250 - h = 8,4 (mm)
Maxi = 0,9287
Mini = 0,6998

incr. calcul N° 200 - h = 7,3 (mm)
Maxi = 0,8862
Mini = 0,6998

incr. calcul N° 120 - h = 4,5 (mm)
Maxi = 0,8586
Mini = 0,7008

incr. calcul N° 90 - h = 2,8 (mm)
Maxi = 0,8314
Mini = 0,7008

Taux de filage : 5
Vitesse de piston 4 mm/s
angle de convergent : 20°
m = 0,4
Densité initiale : 0,7

Fig. II.5-10 :

Evolution de la densité relative au cours du filage d'un matériau poreux

Le code de calcul donne de plus l'évolution de la densité dans la pièce en cours de filage (Fig. II.5-10). On observe un gradient axial de densité entre la tête du fil et le talon. La densification maximale est obtenue en amont de la filière, dans le prolongement du convergent.

On observe également un faible gradient radial en sortie de convergent, avec un matériau plus densifié en peau (0,8) qu'à cœur (0,75). Ce résultat est cohérent avec les simulations FORGE 2 incompressible, et lié à un état plus dépressif à cœur qu'en peau (configuration classique en filage à chaud) ; comme nous l'avons signalé par ailleurs, on ne peut toujours pas expliquer les observations faites sur fil révélant une phase liquide prédominante en peau.

4 Conclusions

L'utilisation de ce code de calcul nous a permis, en premier lieu, de valider l'essai rhéologique (simulation sur plasticine) et d'établir les abaques nécessaires au dépouillement de l'essai de filage. L'essai rhéologique n'est cependant valable que dans la mesure où les hypothèses de base du modèle sont vérifiées, en particulier l'homogénéité et l'incompressibilité du matériau.

Les essais expérimentaux ont montré que l'acier à l'état semi-solide, dans les conditions opératoires fixées, ne satisfaisait pas les hypothèses de la modélisation. L'utilisation des abaques n'a pas pu être faite pour déterminer les valeurs des coefficients rhéologiques des aciers semi - solides.

En revanche, l'ensemble des résultats numériques, en particulier les cartes d'iso-valeurs de pressions et d'iso-valeurs de vitesses de déformation, a permis d'expliquer qualitativement certains phénomènes expérimentaux observés. Ces cartes doivent cependant être exploitées avec prudence et uniquement pour le début de la déformation. Dans ce cas, en effet, on observe expérimentalement que l'éjection du liquide est faible et la modélisation reste valable (hypothèse des petites perturbations).

Une première tentative de simulation d'écoulement d'un corps poreux a été faite. Elle donne des résultats encourageants et mérite d'être poursuivie.

Le modèle numérique choisi ne permet pas de rendre compte de l'ensemble des observations expérimentales, en particulier de l'éjection de la phase liquide. Dans ce but, nous avons mis au point des modèles analytiques basés sur l'écoulement des corps poreux comprenant une phase liquide interstitielle.

CHAPITRE III : MODELISATION MECANIQUE DES ECOULEMENTS

Partie III.1 - Comportement mécanique d'un alliage semi - solide

Partie III.2 - Modélisation de l'essai de filage

Partie III.1 - Comportement mécanique d'un alliage semi - solide

Nous décrirons dans cette partie les modèles mécaniques développés pour prendre en compte la nature biphasée liquide / solide des alliages semi-solides. Nous exposerons comment ces modélisations peuvent permettre de prédire l'existence de deux régimes au cours de la déformation : écoulements homogènes liquide / solide ou écoulements hétérogènes c'est à dire avec filtration partielle ou totale de la phase liquide.

Les matériaux semi-solides sont étudiés depuis longtemps dans les domaines de la géologie (LOWELL [1987]), de la vulcanologie ou de la géophysique (par exemple dans l'étude de l'évolution des magmas (FOWLER [1987])). Dans ces matériaux, la structure peut être décrite comme une structure biphasée constituée de cristaux solides en équilibre avec une phase liquide (métal fondu). Trois configurations sont alors possibles suivant la valeur de la fraction de phase liquide f_l (STEVENSON [1987]) :

- liquide comprenant une suspension de particules solides,
soit approximativement le cas $0,6 < f_l$.

- liquide interstitiel dans un milieu solide perméable,
soit $0,1 < f_l < 0,6$.

- matrice solide continue comprenant des pores liquides,
soit $f_l < 0,1$.

1 Suspension de particules solides dans un liquide.

Les études (EINSTEIN [1905], GUTH [1936], SAITO [1950], VANT [1948], MANLEY [1955], THOMAS [1965]) sur les suspensions de particules solides dans un liquide concernent la gamme de fraction liquide allant de 0,6 à 1. Le mélange liquide - solide se comporte alors comme un liquide newtonien. Les relations liant la viscosité à la fraction solide et à la vitesse de cisaillement sont établies à partir d'essais en viscosimètres et de modélisations de mécanique des fluides. Notons que les méthodes utilisées considèrent le fluide semi-solide comme un milieu homogène incompressible.

1-1 - solutions diluées.

Les premières études sur les solutions diluées sont dues à EINSTEIN [1905] dès 1905. Pour des solutions très diluées, c'est - à - dire avec des fractions volumiques solides inférieures à 0,01 ou 0,02, le calcul de la viscosité η des suspensions se fait à partir du gradient de vitesses $\partial U / \partial x$ selon la loi :

$$\sigma_{ik} = -\eta \left(\partial U_i / \partial x_k + \partial U_k / \partial x_i \right)$$

ou à partir de l'énergie de dissipation dans la masse du fluide :

$$E = -\eta \int_V \partial U_i / \partial x_k \left(\partial U_i / \partial x_k + \partial U_k / \partial x_i \right) dV ,$$

les deux approches se recoupent et l'on trouve que la viscosité est une fonction linéaire de la fraction solide :

$$\eta_r = \eta_a / \eta_0 = 1 + k_1 f_s$$

où η_r est appelée la **viscosité relative**

η_a est la viscosité apparente de la suspension

η_0 est la viscosité du liquide seul, supposé Newtonnien

f_s est la fraction de phase solide

Le coefficient k_1 peut être calculé en faisant les hypothèses suivantes :

- la phase solide se présente sous forme de sphères indéformables,
- le diamètre des sphères solides est grand par rapport aux dimensions moléculaires,
- le diamètre des sphères solides est très inférieur aux longueurs caractéristiques du viscosimètre,
- les glissements sont nuls à la surface des sphères,
- l'écoulement est laminaire,

EINSTEIN trouve alors : $k_1 = 2,5$.

1-2 - solutions concentrées.

Pour des suspensions concentrées (c'est à dire pour des fractions de phase liquide comprises entre 0,6 et 0,9), il est nécessaire de prendre en compte de façon statistique les interactions hydrodynamiques entre les particules, leur rotation, la formation de doublets ou d'agglomérats et enfin les interférences mécaniques solide / solide lorsque l'on approche des concentrations élevées.

On constate dans la littérature une grande dispersion des formules donnant la viscosité en fonction de la fraction solide. La difficulté vient du caractère aléatoire de la structure difficile à prendre en compte dans un modèle simple, surtout à forte fraction solide (THOMAS [1965]).

La plupart des lois s'expriment par une équation linéaire de la forme :

$$\eta_a/\eta_0 = 1 + k_1 f_s + k_2 (f_s)^2$$

Avec en général, $k_1 = 2,5$
 k_2 prenant différentes valeurs entre 7 et 14, suivant les conditions expérimentales.

THOMAS [1965] a fait la synthèse de toutes ces données expérimentales en éliminant l'influence du diamètre des particules en suspension. Il trouve :

$$\eta_a/\eta_0 = 1 + 2,5 f_s + 10,05 (f_s)^2 \quad [\text{III.1-1}]$$

La validité de cette équation n'est assurée que pour des valeurs de fraction solide f_s inférieures à 0,25. Cette loi ne tient compte que des interactions hydrodynamiques entre sphères et des collisions de particules formant des doublets.

Pour les fortes concentrations ($f_s > 0,25$), il faut considérer les réarrangements des particules dans une suspension soumise à un cisaillement. THOMAS [1965] suggère d'ajouter à l'équation [III.1-1] un terme proportionnel à la probabilité pour qu'une particule se déplace d'un plan de cisaillement à un autre. Il propose l'expression :

$$\eta_r = \eta_a/\eta_0 = 1 + 2,5 f_s + 10,05 f_s^2 + A \exp(B f_s) \quad [\text{III.1-2}]$$

où $A = 2,7 \cdot 10^{-3}$; $B = 16,6$

A et B sont calculées à partir des données expérimentales.

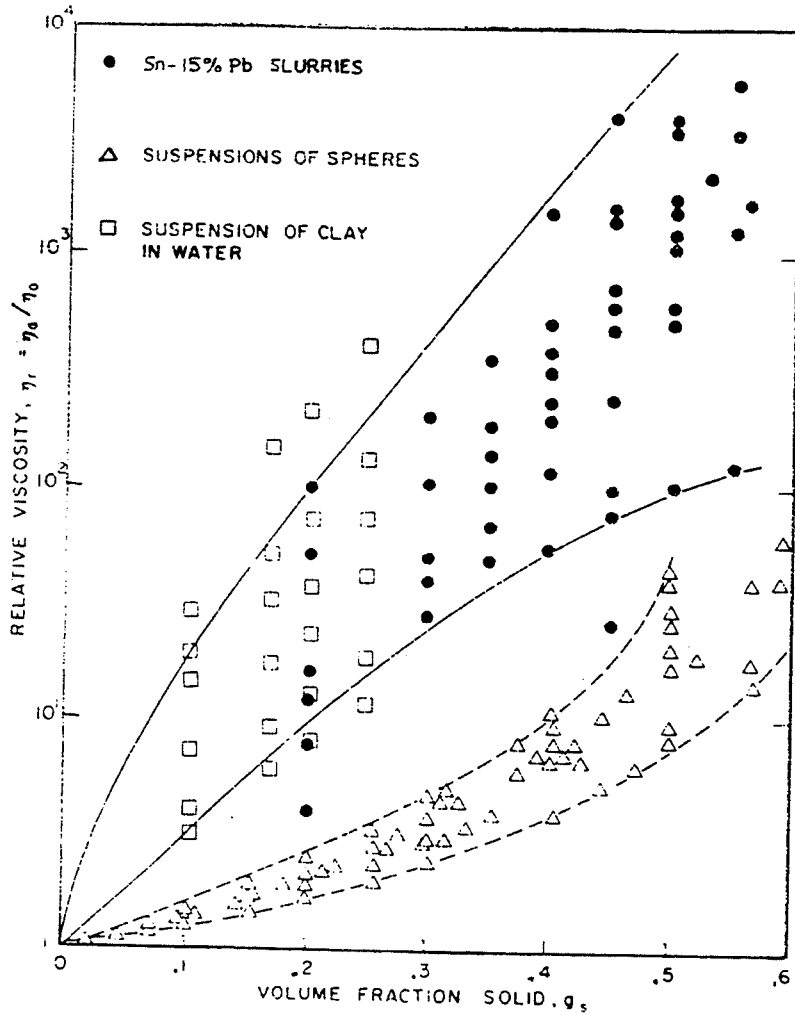


Fig. III.1-1 : Viscosité relative en fonction de la fraction volumique de phase solide

comparaison entre un alliage Sn - 15 % Pb à l'état semi - solide (●), une suspension de sphères non interactives (Δ) et une suspension de sphères d'argile interactives dans l'eau (□).

1-3 - cas des alliages à l'état semi-solide.

Si l'on reporte sur un même diagramme (viscosité / fraction solide) les points expérimentaux trouvés par JOLY [1976] et correspondant à des suspensions d'alliages Sn - Pb à l'état semi-solide (*Fig. III.1-1*) et à des suspensions de sphères dans l'eau (polystyrène, caoutchouc, verre, sphères d'argile), on peut remarquer que :

- Le comportement d'une gelée semi-solide d'alliage Sn - Pb est plus proche du comportement de sphères d'argile dans l'eau (sphères qui interagissent entre elles et forment des agrégats) que de suspensions non interactives.

- La viscosité relative η_r varie de manière exponentielle avec la fraction solide f_s et s'exprime sous la forme :

$$\eta_r = \eta_a / \eta_0 = C \exp (D f_s)$$

Cette relation est identique au dernier terme de la loi empirique [III.1-2] développée par THOMAS pour des suspensions concentrées. En effet, dans la formule de THOMAS [1965], le terme exponentiel devient prépondérant pour des valeurs de la fraction solide f_s supérieures à 0,25.

Si l'on considère la viscosité apparente η_a de ces gelées en fonction de la vitesse de cisaillement, les courbes expérimentales peuvent être représentées par la loi :

$$\eta_a = K \dot{\gamma}^{m-1}$$

Les valeurs expérimentales de m sont du même ordre de grandeur que celles trouvées pour des particules d'argile dans l'eau. On montre que les particules d'argile forment des agrégats dont la taille décroît avec des vitesses de cisaillement plus grandes. La réduction de la taille des agrégats entraîne l'augmentation de la fraction liquide effective puisqu'elle s'accompagne d'une diminution de la quantité de liquide "emprisonné". On obtient donc une viscosité plus faible. Cet effet est également observé par JOLY [1976] dans le cas de certains polymères cristallins (polyéthylène à bas point moléculaire) pour une gamme de vitesses de cisaillement donnée.

2 Milieu solide déformable perméable.

Pour une fraction de phase solide supérieure à 0,4, la phase solide forme une structure plus ou moins rigide capable de transmettre des efforts de cisaillement. La configuration est celle d'un squelette solide poreux comprenant un liquide interstitiel. Le comportement mécanique du mélange semi-solide est alors modélisé en tenant compte de deux phénomènes :

- la compressibilité de la matrice poreuse
- l'écoulement du liquide à travers le réseau solide

En effet, il y a interaction entre la pression hydrostatique appliquée au solide compressible (entraînant la densification de la matrice ou réduction du volume des porosités) et la pression interstitielle dans le liquide, générée par cette densification.

De façon générale, en tenant compte des lois d'équilibre et de conservation de la matière, l'écoulement d'un matériau semi-solide est régi par les lois suivantes (STEVENSON [1987]) :

- une loi de comportement de la matrice solide poreuse. Nous présenterons en détail le critère de SHIMA et OYANE [1976].
- une loi d'écoulement du liquide dans la matrice poreuse, reliant la vitesse relative du liquide par rapport au solide au gradient de pression interstitielle dans le liquide. Nous décrirons ci - dessous la loi d'ERGUN [1952].

Au cours d'une opération de mise en forme, il est de plus nécessaire d'introduire une loi de frottement décrivant le contact entre les outils et l'alliage

2 - 1 rhéologie de la matrice poreuse

Le critère de plasticité d'un corps poreux doit inclure la possibilité d'une densification et d'une plastification sous l'influence de la pression hydrostatique (ce qui revient à dire que le matériau est compressible et que les contraintes sphériques compressives sont limitées par un critère de plasticité). De nombreuses lois de comportement sont proposées, en particulier dans le domaine de la modélisation de la compaction des poudres (ABOUAF [1985]) ou de la déformation des magmas RIBE [1985]. Notons aussi le modèle de LEBLOND et PERRIN [1989] basé sur le critère de GURSON - TVERGAARD, qui décrit l'influence d'un taux de porosité sur la contrainte d'écoulement d'une matrice parfaitement plastique. Ces modèles sont utilisés pour calculer l'endommagement d'une structure comprenant des cavités.

Nous allons décrire maintenant le critère de plasticité d'un corps poreux, défini par SHIMA et OYANE [1976] et largement employé (sous la forme présentée ici ou sous une forme équivalente -voir l'annexe 4-) dans la modélisation des alliages semi-solides

(CHARREYRON [1983], SECONDE [1984], NGUYEN [1991], TOYOSHIMA [1991]).
Ce critère peut s'écrire :

$$\frac{I_1^2}{9 J^2 J'^2 \sigma_0^2} + \frac{3 I_2}{J'^2 \sigma_0^2} = 1 \quad \text{[III.1-3]}$$

avec :

I_1 , premier invariant du tenseur des contraintes

I_2 , deuxième invariant du déviateur des contraintes

σ_0 est la contrainte d'écoulement du solide dense, supposé parfaitement plastique.

J et J' sont deux fonctions de la densité relative ρ du milieu poreux, avec

$\rho = (\text{densité du milieu poreux} / \text{densité de la matrice solide dense})$

J représente le degré d'influence de la composante hydrostatique, J' représente le rapport de la contrainte d'écoulement apparente du corps poreux à la contrainte d'écoulement de la phase solide.

Dans le repère des contraintes principales, le critère de SHIMA et OYANE s'écrit :

$$\frac{1}{J'} \left[\frac{1}{2} \{ (\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2 \} + \left\{ \frac{\sigma_m}{J} \right\}^2 \right]^{1/2} \leq \sigma_0 \quad \text{[III.1-4]}$$

où $\sigma_m = \text{trace}(\sigma) / 3$

σ_m est l'opposé de la pression hydrostatique p .

SHIMA et OYANE ont démontré le théorème de dissipativité normale pour un matériau satisfaisant au critère. On peut donc en déduire les lois d'écoulement du matériau :

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{3}{2} \frac{\dot{\epsilon}_{eqM}}{\sigma_0} \frac{\rho}{J'^2} \left[\sigma_i - \left(1 - \frac{2}{9 J'}\right) \sigma_m \right] \quad i = 1, 2, 3$$

$\dot{\epsilon}_{eqM}$ est la vitesse de déformation équivalente de la matrice définie par :

$$\dot{\omega}_u = \rho \sigma_0 \dot{\epsilon}_{eqM}$$

où $\dot{\omega}_u$ est la puissance de déformation plastique par unité de volume.

On trouve l'expression suivante (Voir calculs détaillés en **Annexe 1**) :

$$\dot{\epsilon}_{eqM} = \frac{J'}{\rho} \left\{ \frac{2}{9} \left([\dot{\epsilon}_I - \dot{\epsilon}_{II}]^2 + [\dot{\epsilon}_{II} - \dot{\epsilon}_{III}]^2 + [\dot{\epsilon}_{III} - \dot{\epsilon}_I]^2 \right) + (J \dot{\epsilon}_v)^2 \right\}^{1/2}$$

ρ est la densité relative du milieu poreux,

$\dot{\epsilon}_v$ est la vitesse de déformation volumique du matériau poreux définie par :

$$\dot{\epsilon}_v = \dot{\epsilon}_I + \dot{\epsilon}_{II} + \dot{\epsilon}_{III} = -\frac{1}{\rho} \frac{d\rho}{dt}$$

Le comportement du milieu plastique compressible est alors déterminé par la connaissance de σ_0 , la contrainte d'écoulement intrinsèque du solide et des deux fonctions J et J' . Les fonctions

J (Fig. III.1-2) et J' (Fig. III.1-3) sont déterminées à partir d'essais expérimentaux de compression et de traction (SHIMA [1976]) ou de filtration et d'écrasement (CHARREYRON [1983], SECONDE [1984], NGUYEN [1991]). Voir l'Annexe 1.

Les fonctions présentées sur les figures III.1-2 et III.1-3 ont été mesurées sur différents types de corps poreux :

- des poudres de cuivre frittées (SHIMA [1976])
- un squelette poreux constitué par une phase solide dendritique (CHARREYRON [1983], SECONDE [1984])
- une matrice poreuse formée de grains globulaires (NGUYEN [1991])

Remarques :

- La phase solide dense est considérée comme parfaitement plastique, de contrainte d'écoulement σ_0 .
- Les paramètres de compressibilité (les fonctions J et J' dans la loi de SHIMA et OYANE) ne prennent en compte dans leur formule que la densité ρ de la matrice poreuse (rappelons que ρ est liée à la porosité f par la relation $\rho = 1 - f$). Nous voyons cependant par les identifications expérimentales (SECONDE [1984]) que ces fonctions dépendent d'autres paramètres structuraux comme la taille et la morphologie du squelette solide.

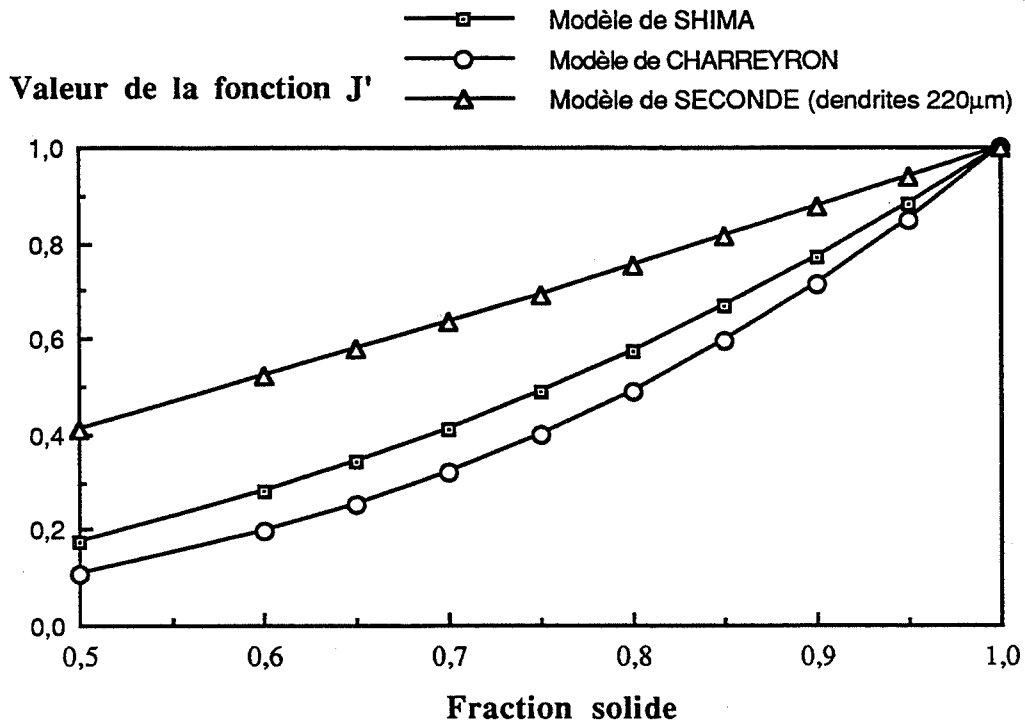


Fig. III.1-3 : Fonction de compressibilité, J', dans le critère de SHIMA et OYANE [1976]

J' représente le rapport de la contrainte d'écoulement du corps poreux à la contrainte d'écoulement du corps dense

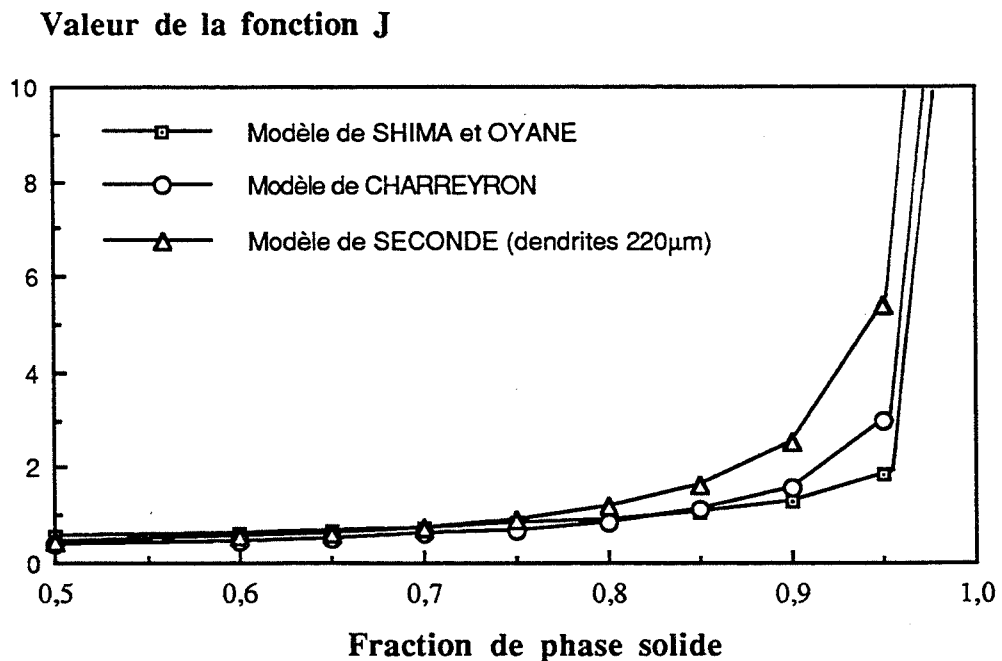


Fig. III.1-2 : Fonction de compressibilité, J, dans le critère de SHIMA et OYANE [1976]

J représente l'influence de la composante hydrostatique sur la contrainte d'écoulement du corps poreux compressible

2 - 2 loi d' ERGUN régissant les écoulements du liquide

Cette loi exprime la relation entre la vitesse relative du liquide par rapport au solide et le gradient de pression interstitielle dans le liquide (ERGUN [1952]). Elle suppose les hypothèses suivantes :

- Le matériau solide est homogène, isotrope, perméable,
- Le liquide est Newtonien.

Pour un modèle à une dimension sur l'axe z, cette loi s'écrit :

$$\frac{dP}{dz} = - \left(\frac{4,2 \eta_l \Delta V S_0^2 (1 - f_l)^2}{f_l^3} + \frac{0,292 \rho_l \Delta V^2 S_0 (1 - f_l)}{f_l^3} \right) \quad [\text{III.1-5}]$$

dP / dz est le gradient de pression interstitielle par unité de longueur.

η_l est la viscosité du liquide.

ΔV est la vitesse relative du liquide par rapport au solide dans la direction z.

S_0 , surface spécifique, est le rapport de la surface de solide en contact avec le liquide au volume total du milieu semi-solide.

f_l est la fraction volumique de liquide.

ρ_l sa masse volumique.

Dans l'équation [III.1-5], le premier terme du membre de droite traduit l'écoulement laminaire, le second terme l'écoulement turbulent. La loi d' ERGUN peut donc être considérée comme une extension de la loi de DARCY à des conditions d'écoulement turbulent.

Remarque : Si l'on compare le premier terme de la loi d' ERGUN à l'expression classique de la loi de DARCY,

$$\frac{dP}{dz} = - \frac{\Delta V f_l \eta_l}{K} ,$$

on trouve une relation entre K la perméabilité de la structure solide, f_l la fraction liquide et S_0 , la surface spécifique de l'interface liquide / solide :

$$K = \frac{1}{4,2 S_0^2 (1 - f_l)^2} \frac{f_l^4}{f_l^3} \quad [\text{III.1-6}]$$

Cette formule est du même type que celles trouvées dans la littérature et recensées par LI [1989]. En particulier, APELIAN [1974] et MURAKAMI [1984] utilisent une loi similaire dérivée de l'équation de CARMAN et KOZENY [1937].

Notons que les seuls paramètres structuraux de la matrice poreuse pris en compte dans cette loi sont : la fraction volumique de phase liquide et la surface spécifique de l'interface solide / liquide (ou la perméabilité, qui lui est liée).

2 - 3 loi de frottement

La loi de frottement choisie dans les modèles de déformation de matériaux semi-solides est la loi de TRESCA où la cission critique maximale n'est fonction que de la contrainte d'écoulement :

$$\tau_{\text{surf}} = \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

\bar{m} est le coefficient de frottement de TRESCA

2 - 4 cas des alliages semi-solides

L'ensemble des lois décrites ci-dessus, régissant l'écoulement des alliages semi-solides (ou plus généralement des corps solides poreux saturés en liquide), forment un système complexe difficile à résoudre par des méthodes analytiques.

LALLY [1985] cependant résout le système complet dans le cas d'un test de compression axisymétrique.

Par contre, les méthodes numériques sont indispensables pour modéliser des écoulements plus complexes. Les récents calculs faits par TOYOSHIMA [1991], en utilisant la méthode des éléments finis, permettent de prévoir l'évolution des différentes grandeurs (en particulier la fraction de phase liquide locale) lors d'opérations de filtration, d'extrusion ou de laminage d'un matériau semi-solide.

Remarques générales concernant les modèles de déformation à l'état semi-solide dans la gamme de fraction liquide comprise entre 0,1 et 0,6 :

- La contrainte d'écoulement de la matrice solide dense σ_0 est souvent prise égale à celle d'un matériau à chaud. Elle dépend de la vitesse de déformation (comportement viscoplastique) et parfois de la température, avec une loi de type fluage (SELLARS et TEGART) (LALLY [1985], NGUYEN [1991]).

Nous supposons que les formules de SHIMA et OYANE, en particulier la loi de normalité, établies pour une matrice parfaitement plastique, restent valables dans le cas d'une matrice pseudoplastique.

- Les modèles proposés sont tous isothermes, c'est à dire que la température n'intervient pas en cours de déformation, ni sur la fraction volumique de phase liquide présente, ni sur la rhéologie de la matrice dense.

- Les modèles supposent que la phase liquide peut s'écouler librement à travers le réseau solide. Il n'apparaît pas de notion de "porosité fermée". La géométrie et la taille de la porosité n'apparaissent que faiblement dans l'équation d'ERGUN par l'intermédiaire de la surface spécifique. Ces deux paramètres n'interviennent pas dans la déformation de la matrice poreuse. Leur influence probable apparaît de façon indirecte dans les fonctions de compressibilité J et J' . Signalons à ce propos les travaux de SECONDE [1984] montrant l'influence de la taille de la structure dendritique sur le paramètre J' .

- Il est souvent fait une hypothèse simplificatrice consistant à négliger l'influence de la phase liquide pour des déformations à faibles vitesses (typiquement de l'ordre de 10^{-4} à 10^{-1} s^{-1}). Cette hypothèse est validée par des calculs simples (SECONDE [1984], NGUYEN [1991]) qui montrent que la pression interstitielle est négligeable, à ces vitesses, par rapport à la pression totale appliquée sur le matériau. Le comportement du mélange semi-solide devient donc équivalent à celui d'un corps poreux compressible, décrit par exemple par le critère de SHIMA et OYANE. Nous présenterons, dans la partie III.2, des calculs analogues faits dans le cadre de cette étude.

3 Matrice solide continue comprenant des pores liquides

(Cas des faibles fractions de phase liquide)

Dans le cas des faibles fractions de phase liquide, le matériau semi-solide se présente sous la forme d'une matrice solide continue comportant de fines particules ou "inclusions" de phase liquide.

Nous allons dans cette partie calculer l'influence de ces particules liquides en faible quantité sur le comportement mécanique global du matériau. Pour cela, nous nous appuyerons sur les travaux de GILORMINY et MONTHEILLET [1986] traitant le cas d'une inclusion unique. L'extension au cas de plusieurs inclusions liquides sera faite en appliquant une loi de mélange (MONTHEILLET [1991]).

3-1 cas d'une inclusion dans une matrice à comportement newtonien

Soit une matrice à comportement newtonien (*Fig. III.1-4*) définie par :

$$\sigma_{\infty} = k \dot{\epsilon}_{\infty}$$

σ_{∞} et $\dot{\epsilon}_{\infty}$ sont la contrainte et la vitesse de déformation de la matrice à l'infini.

Cette matrice comprend une inclusion à comportement newtonien :

$$\sigma_i = k_i \dot{\epsilon}_i$$

L'inclusion est un ellipsoïde de révolution, d'axe de révolution $2a$ et d'axe perpendiculaire $2b$ (*Fig. III.1-4*) Son facteur de forme est $\lambda = a / b$.

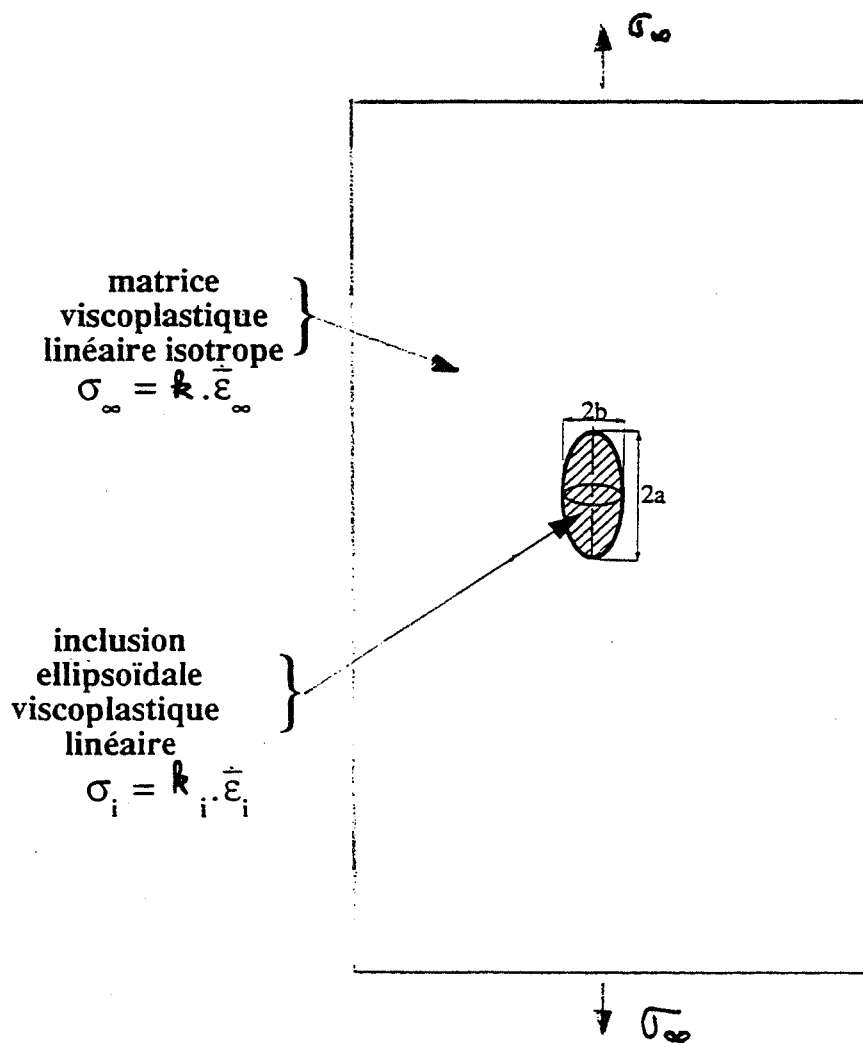


Fig. III.1-4 : Représentation d'une inclusion ellipsoïdale dans une matrice infinie

GILORMINY [1986] démontre alors que la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_i$ est homogène dans toute l'inclusion. De plus, on a la relation :

$$\delta_i = \frac{\dot{\epsilon}_i}{\dot{\epsilon}_m^\infty} = \frac{F(\lambda) + 1}{\Sigma_i F(\lambda) + 1}$$

dans laquelle :

Σ_i est le rapport des viscosités : $\Sigma_i = k_i / k$

F est une fonction du facteur de forme λ . Sa courbe représentative a été tracée par VERNUSSE [1992] (Fig. III.1-5). Cette fonction présente une valeur maximale égale à 0,74 pour une valeur de λ de 0,64.

Dans le cas particulier où l'inclusion est un liquide, on a $k_i \ll k$ et donc $\Sigma_i \approx 0$

On trouve alors la relation :

$$\dot{\epsilon}_i = (F(\lambda) + 1) \dot{\epsilon}_\infty \quad \text{[III.1-7]}$$

3-2 application au cas d'une matrice pseudoplastique comportant plusieurs inclusions

Hypothèses :

- Soit une matrice solide pseudoplastique qui a pour loi de comportement :

$$\bar{\sigma}_M = k (\dot{\epsilon}_M)^m$$

- Soit une fraction de phase liquide f répartie dans la phase solide sous forme d'inclusions ellipsoïdales identiques.

- On suppose que la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_i$ est homogène dans chaque inclusion comme dans le cas d'une inclusion unique.

- On suppose encore que la relation [III.1-7] déterminée par GILORMINI est transposable dans le cas d'une matrice pseudoplastique.

En utilisant une loi de mélange, nous pouvons déterminer la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ du matériau global solide + liquide.

$$\dot{\epsilon} = f \dot{\epsilon}_i + (1-f) \dot{\epsilon}_M$$

Soit encore, en utilisant la relation [III.1-7] :

$$\dot{\epsilon} = [f F(\lambda) + 1] \dot{\epsilon}_M$$

De même, pour déterminer la contrainte équivalente $\bar{\sigma}$ du matériau semi-solide, on utilise la loi de mélange :

$$\bar{\sigma} = f \bar{\sigma}_i + (1-f) \bar{\sigma}_M$$

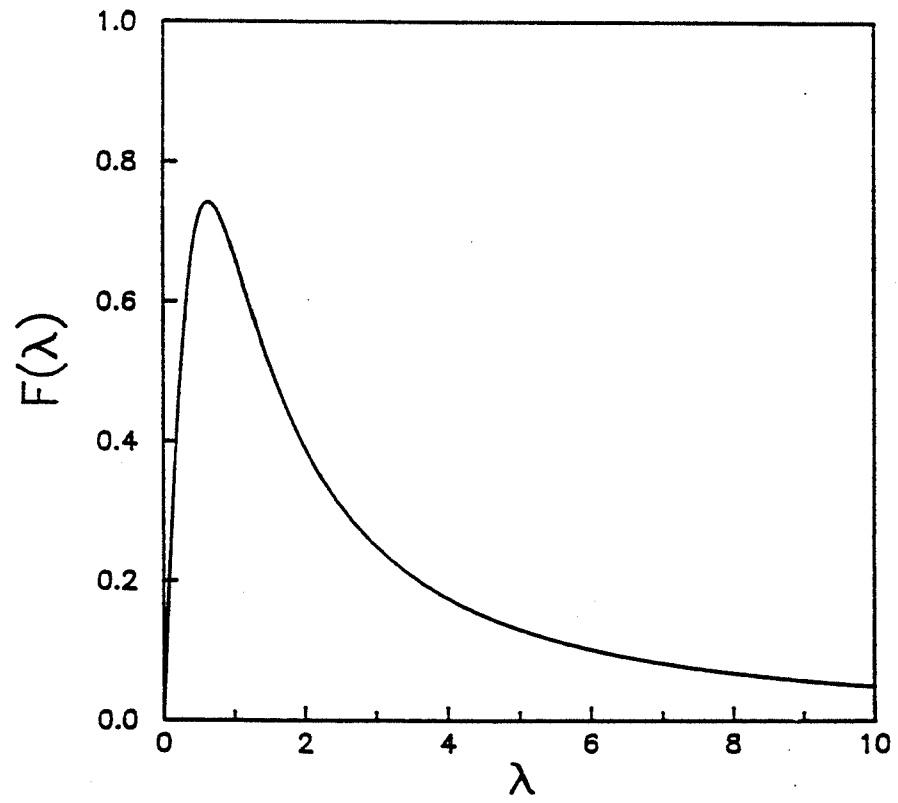


Fig. III.1-5 : Représentation graphique de la fonction F du facteur de forme λ
(VERNUSSE [1992])

Or la contrainte équivalente $\bar{\sigma}_i$ dans l'inclusion est négligeable devant la contrainte équivalente $\bar{\sigma}_M$ de la matrice solide. On obtient donc la relation :

$$\bar{\sigma} \approx (1-f) \bar{\sigma}_M = (1-f) k \left[\frac{\dot{\epsilon}}{f F(\lambda) + 1} \right]^m$$

En définitive, la loi de comportement du matériau semi-solide comportant une faible fraction de phase liquide peut s'écrire :

$$\bar{\sigma} = k' \dot{\epsilon}^m \quad \text{avec } k' = \frac{1-f}{(f F(\lambda) + 1)^m} k \quad [\text{III.1-8}]$$

On constate donc que le matériau composé d'une matrice pseudoplastique et de quelques inclusions de liquide conserve un caractère pseudoplastique, de même coefficient de sensibilité à la vitesse que la matrice. Le fait d'introduire une faible quantité de particules liquides modifie légèrement le coefficient k de la loi de comportement de la matrice dense. Les paramètres qui interviennent dans le coefficient k' du matériau semi-solide sont : le coefficient k de la matrice solide dense, la fraction de phase liquide, le coefficient de sensibilité à la vitesse et le facteur de forme des inclusions.

Exemple :

Pour une fraction de phase liquide de 0,05 sous forme d'inclusions sphériques dans une matrice solide présentant le comportement d'un métal à chaud, soit $m = 0,2$, on a :

$$\lambda = 1 ; F(1) = 2/3 ;$$

$$k' = \frac{1-f}{(0,66 f + 1)^{0,2}} k$$

$$k' = 0,94 k$$

4 Conclusion sur les modèles mécaniques d'alliages à l'état semi-solide

Nous avons vu que les différents modèles mécaniques décrivant le comportement des alliages à l'état semi-solide dépendent de la fraction de phase liquide présente :

- modélisation de type mécanique des fluides avec définition d'une viscosité apparente, dans le cas de fortes fractions liquides (supérieures à 0,6). Le matériau est considéré comme homogène incompressible.
- modèles de type mécanique des sols ou milieux saturés en liquide, pour des fractions liquides intermédiaires, typiquement comprises entre 0,1 et 0,6. Le modèle proposé est un couplage entre la déformation de la matrice poreuse compressible et l'écoulement du liquide à travers cette matrice.
Lors de faibles vitesses de déformation, l'hypothèse consistant à négliger la phase liquide est validée. Le modèle est alors réduit à une loi de comportement d'un solide compressible.
- modèle de plasticité classique, pour une fraction liquide inférieure à 0,1. Le matériau est considéré comme homogène incompressible, avec une sensibilité à la vitesse de déformation.

Partie III.2 - Modélisation de l'essai de filage d'acier semi-solide

Les essais rhéologiques effectués sur des alliages métalliques à l'état semi - solide (**Partie I.2**) ainsi que les essais expérimentaux sur aciers semi-solides faits dans le cadre de ce travail (**Chapitre II**) permettent de mettre en évidence deux types d'écoulements, dépendant des conditions expérimentales utilisées (vitesses et taux de déformation, coefficients de frottement métal / outils...) :

- un écoulement homogène de l'ensemble du matériau, sans filtration de la phase liquide. Cet écoulement se produit pour les valeurs de fractions liquides supérieures à 0,7 ou inférieures à 0,2. Pour les valeurs intermédiaires, soit $0,2 < f_l < 0,8$, l'écoulement homogène se produit à forte vitesse de déformation, typiquement de l'ordre de 1 s^{-1} . Dans les modélisations, l'alliage est alors considéré comme un matériau homogène et incompressible.

- un écoulement hétérogène de l'alliage, avec filtration totale ou partielle de la phase liquide hors de la phase solide. Ce type d'écoulement est constaté pour les valeurs de fractions liquides comprises entre 0,2 et 0,8, pour les faibles vitesses de déformation (typiquement inférieures à 1 s^{-1}). Les modélisations doivent alors tenir compte de la présence de la phase liquide : on considère un liquide interstitiel dans une matrice solide poreuse.

La prédiction du type d'écoulement survenant au cours d'une opération de mise en forme peut être faite en calculant les efforts mis en jeu pour chacun des deux comportements. Le mode d'écoulement donnant les efforts les plus faibles sera prédominant. Nous appliquerons cette démarche au cas d'une opération de filage direct d'un acier à l'état semi - solide ; les paramètres à prendre en compte sont :

- la vitesse de filage,
- le taux de filage,
- le coefficient de frottement acier / outil,
- la fraction volumique de phase solide, fixée par la température,
- la surface spécifique de l'interface liquide / solide, liée à la taille et à la morphologie de la phase solide.

Les **sections 1 et 2** décrivent le filage d'un matériau homogène incompressible considéré comme rigide parfaitement plastique (modèle d'AVITZUR [1964]) ou pseudoplastique (BAQUE [1972]).

Les **sections 3 et 4** décrivent les modèles qui ont été développés pour la déformation de matériaux poreux, avec filtration de la phase liquide interstitielle (modèle de SHIMA et OYANE [1976] couplé à la loi d' ERGUN [1952]). Le modèle permet de calculer les efforts de densification de la phase solide avant filage (**section 3**). Enfin, la **section 4** présente un modèle de filage compressible, basé sur la méthode des petites perturbations, qui permet de calculer la densification locale du solide dans le convergent.

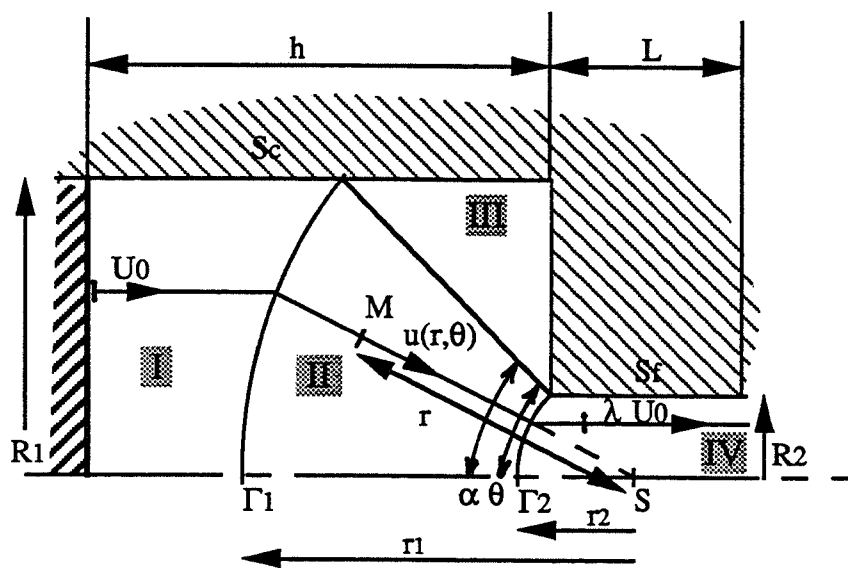


Fig. III.2-1 : Schéma du champ de vitesse d'AVITZUR [1964]

1 Opération de filage d'un matériau rigide parfaitement plastique : modèle d'AVITZUR

Le champ de vitesse proposé par AVITZUR [1964] modélise une opération de filage comportant une zone morte (Fig. III.2-1).

Le matériau est supposé rigide parfaitement plastique, de contrainte d'écoulement σ_0 . Le champ de vitesse est constitué de quatre blocs :

* trois blocs rigides I, III et IV. Le bloc III constitue la zone morte.

* un convergent II de forme conique paramétré par le demi angle au sommet α , limité par deux portions de sphères Γ_1 et Γ_2 de rayon r_1 et r_2 .

• Dans le bloc I, un élément de volume se déplace parallèlement à l'axe, à une vitesse égale à la vitesse de filage U_0 . Il ne subit aucune déformation.

• En franchissant la frontière Γ_1 il subit une discontinuité de vitesse

$$|\Delta U_{\Gamma_1}| = U_0 \sin \theta$$

• Dans le convergent II, il se déplace radialement en se dirigeant vers le sommet du cône S. En prenant en compte l'incompressibilité du matériau (soit $\text{div}U = 0$), AVITZUR trouve le champ de vitesse exprimé dans le repère sphérique centré sur S :

$$\vec{U}(r, \theta) \quad \begin{aligned} u(r, \theta) &= -U_0 \frac{R_1^2}{\sin^2 \alpha} \frac{\cos \theta}{r^2} \\ v &= 0 \\ w &= 0 \end{aligned} \quad \text{[III.2-1]}$$

Avec la définition de la vitesse de déformation généralisée :

$$\dot{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \sum \varepsilon_{ij}^2}$$

soit dans le convergent II :

$$\dot{\varepsilon}(r, \theta) = \left(\frac{R_1}{\sin \alpha} \right)^2 \frac{U_0}{r^3} \frac{\sqrt{1 + 11 \cos^2 \theta}}{\sqrt{3}} \quad \text{[III.2-2]}$$

• Lorsque l'élément de volume franchit la seconde frontière sphérique Γ_2 , il subit à nouveau une discontinuité de vitesse :

$$|\Delta U_{\Gamma_2}| = \lambda U_0 \sin \theta$$

où λ est le rapport de filage : $\lambda = (R_1^2 / R_2^2) = (r_1^2 / r_2^2)$

• Il se dirige ensuite, dans le bloc IV, parallèlement à l'axe, avec une vitesse λU_0 .

A l'aide de ce champ de vitesse, nous pouvons calculer la puissance de déformation plastique nécessaire au filage. Cette puissance est la somme des cinq termes :

$$\dot{W} = \dot{W}_i + \dot{W}_{\Gamma_1} + \dot{W}_{\Gamma_2} + \dot{W}_{\Gamma_3} + \dot{W}_f$$

* \dot{W}_i est la puissance dissipée dans le convergent :

$$\dot{W}_i = \int_v \sigma_0 \dot{\epsilon} dV = \pi R_1^2 U_0 \sigma_0 \ln \lambda f(\alpha)$$

avec

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left(1 - \cos \alpha \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{\sqrt{132}} \ln \frac{1 + \sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12}} \cos \alpha + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha}} \right)$$

* \dot{W}_{Γ_1} et \dot{W}_{Γ_2} correspondent à la formation des coudes sur la trajectoire (franchissement des surfaces Γ_1 et Γ_2). La puissance par unité de surface $\dot{W}_{u \Gamma_1/2}$ est égale à la cission maximale $\tau = \sigma_0 / \sqrt{3}$ que multiplie la vitesse de glissement $|\Delta U|$. En intégrant sur la surface, on trouve :

$$\dot{W}_{\Gamma_1} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \int_{\Gamma_1} |\Delta U| dS = \frac{\sigma_0 U_0}{\sqrt{3}} \int_0^\alpha \sin^2 \theta 2\pi r_1^2 d\theta$$

$$\dot{W}_{\Gamma_1} = \dot{W}_{\Gamma_2} = \pi R_1^2 U_0 \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cotan \alpha \right)$$

* \dot{W}_{Γ_3} correspond au cisaillement le long de la zone morte :

$$\dot{W}_{u \Gamma_3} = \tau |\Delta U|$$

$$\dot{W}_{\Gamma_3} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \int_{\Gamma_3} |u(r, \alpha)| dS = \pi R_1^2 U_0 \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} (\cotan \alpha \ln \lambda)$$

* \dot{W}_f est le terme de frottement le long du conteneur (surface de frottement S_c) et de la filière (surface S_f) :

$$\dot{W}_f = \int_{S_c} \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} U_0 dS + \int_{S_f} \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \lambda U_0 dS$$

où \bar{m} est le coefficient de frottement de TRESCA.

$$\dot{W}_f = \bar{m} \pi R_1^2 U_0 \frac{2 \sigma_0}{\sqrt{3}} \left(\frac{h}{R_1} - \left(1 - \frac{1}{\sqrt{\lambda}} \right) \cotan \alpha + \sqrt{\lambda} \frac{L}{R_1} \right)$$

La pression de filage totale P_f rapportée à la contrainte d'écoulement σ_0 est donnée par l'équation :

$$P_f / \sigma_0 = \dot{W}_{tot} / (S_1 U_0 \sigma_0), \text{ soit :}$$

$$\begin{aligned} \frac{\dot{W}_{tot}}{\sigma_0 \pi R_1^2 U_0} &= \ln \lambda f(\alpha) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cotan \alpha \right) + \frac{1}{\sqrt{3}} \cotan \alpha \ln \lambda \\ &+ \bar{m} \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{h}{R_1} - \left(1 - \frac{1}{\sqrt{\lambda}} \right) \cotan \alpha + \sqrt{\lambda} \frac{L}{R_1} \right) \end{aligned} \quad [\text{III.2-3}]$$

Pour toute valeur de \bar{m} et de λ , on peut calculer α optimal qui minimise la puissance totale. (compétition entre la puissance dissipée dans le convergent et la puissance dissipée par frottement). D'après le théorème de la borne supérieure dans le cas d'un matériau parfaitement plastique, on obtient alors un majorant de la pression de filage.

L'application numérique est faite pour notre géométrie d'essai en prenant les valeurs suivantes :

$$R_1 = 15 \cdot 10^{-3} \text{ m}$$

$$L = 10^{-2} \text{ m.}$$

$$h = 2 \cdot 10^{-2} \text{ m.}$$

Les résultats de cette optimisation sont présentés (*Fig. III.2-2*), pour différentes valeurs de \bar{m} et de λ . La pression de filage calculée dans le modèle d'AVITZUR pour un matériau rigide parfaitement plastique est proportionnelle à la contrainte d'écoulement.

Pour la valeur : $\sigma_0 = 10 \text{ MPa}$

et pour les conditions suivantes, représentatives de nos essais :

$$\bar{m} = 1 \quad (\text{conditions de frottement fort})$$

$$\lambda = 5$$

la pression de filage est égale à 50 MPa et l'effort de filage est de l'ordre de 3600 daN.

Remarque :

Le bilan des puissances dissipées en fonction de l'angle du convergent α (*Fig. III.2-3*) montre que pour un frottement fort ($\bar{m} = 1$) et pour un rapport de filage de 5, la puissance de frottement représente 60 % de la puissance totale, tandis que la puissance de déformation plastique ne représente que 30 %. Pour un frottement nul ($\bar{m} = 0$), la puissance de déformation plastique représente 50 % de la puissance totale, le reste représentant la puissance dissipée pour la formation des coudes et de la zone morte.

λ	\bar{m}	α	$\frac{P}{\sigma_0}$	Effort de filage (daN) pour $\sigma_0 = 10$ MPa
5	0	57,5	3,1	2191
	0,5	37	4,2	2969
	1	36,9	5,1	3605
9	0	64,1	3,9	2757
	0,5	49,7	5,5	3888
	1	36,9	6,7	4736
14	0	67,9	4,5	3181
	0,5	56,4	6,4	4524
	1	37,2	8,1	5726
30	0	72,6	5,5	3888
	0,5	64,2	8,1	5726
	1	51,9	10,6	7493
50	0	74,9	6,1	4312
	0,5	67,9	9,4	6644
	1	58,1	12,6	8906
75	0	76,2	6,6	4665
	0,5	70,2	10,5	7422
	1	62	14,4	10179
100	0	77,1	6,9	4877
	0,5	71,6	11,4	8058
	1	64,2	15,8	11168

Fig. III.2-2 : Résultats de l'optimisation du champ de vitesse d'AVITZUR

position du piston : 20 mm

contrainte d'écoulement σ_0 : 10 MPa

- ++++ Puiss. de deformation plastique
- o—o Puiss. dissipee par les coudes
- △—△ Puiss. dissipee sur la zone morte
- *—* Puiss. de frottement sur l'outillage
- Puiss. totale

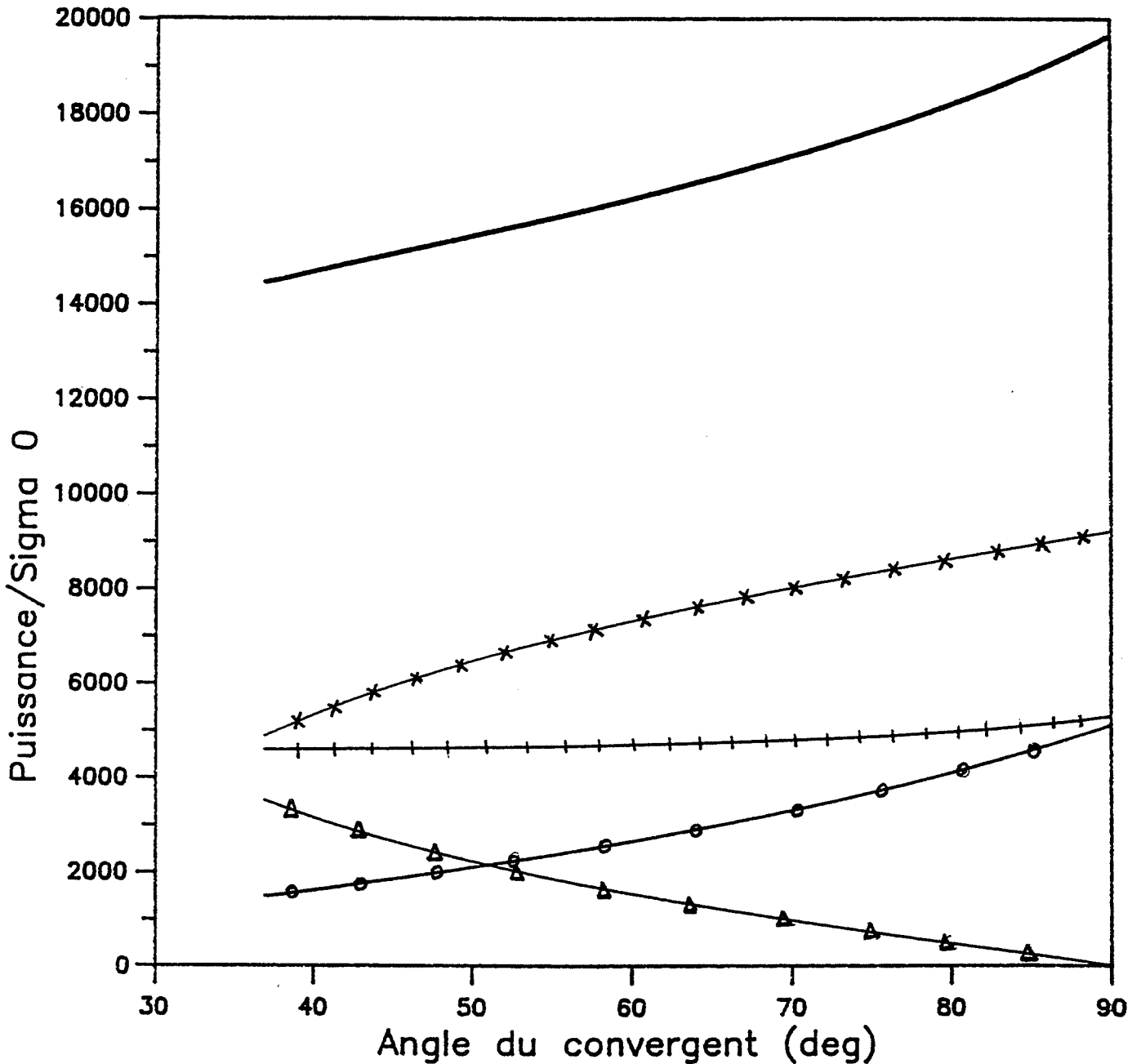


Fig. III.2-3 : Composantes de la puissance développée totale en fonction de l'angle du convergent

- modèle d'AVITZUR-

rapport de filage = 5 ; $\bar{m} = 1$; h = 20 mm

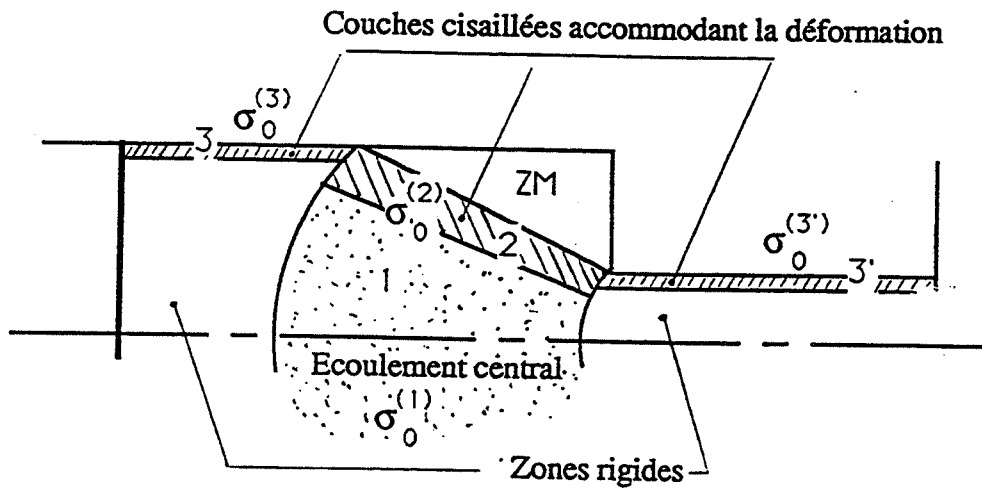


Fig. III.2-4 : Schéma des différentes zones du modèle de BAQUE [1972]

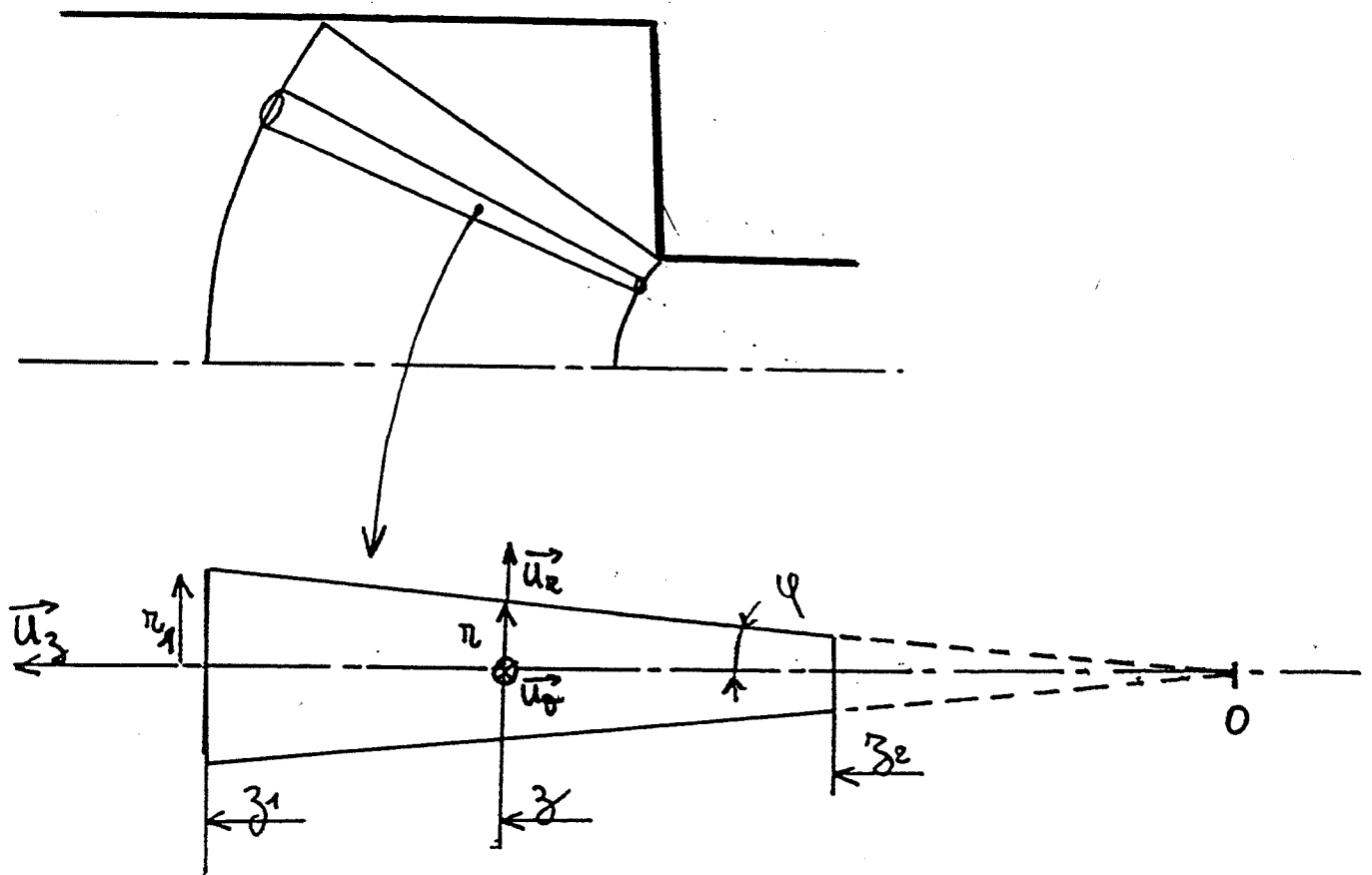


Fig. III.2-5 : Zone d'écoulement central dans le modèle de BAQUE

2 Filage d'un matériau pseudoplastique.

La modélisation du filage d'un matériau pseudoplastique nécessite la prise en compte de la contrainte d'écoulement en chaque point, liée à la vitesse de déformation locale par la relation :

$$\sigma_0 = \sqrt{3} K (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^m \quad [\text{III.2-4}]$$

Nous décrivons dans un premier temps le modèle développé par BAQUE [1972] qui modélise le matériau pseudoplastique par un matériau rigide plastique, dont la contrainte d'écoulement prend différentes valeurs dans des zones de sollicitation données. Nous décrivons dans un second temps la modélisation entreprise dans le cadre de ce travail, qui tient compte du comportement local en tout point du matériau.

2-1 Modèle de BAQUE.

Dans l'hypothèse d'une loi de comportement pseudoplastique, la contrainte d'écoulement du matériau est sensible à la vitesse de déformation. Si l'on considère alors un champ de vitesse d'AVITZUR, où les vitesses de déformation sont très dépendantes du point considéré, il en résulte une contrainte d'écoulement fortement hétérogène dans le matériau. BAQUE [1972], puis FENOT [1979] utilisent toutefois le résultat d'AVITZUR en modélisant le corps réel par un corps rigide parfaitement plastique pour lequel la contrainte d'écoulement prend des valeurs différentes suivant la zone de déformation considérée (*Fig. III.2-4*). Ces différentes zones de déformation sont :

- un cône 1, correspondant à la partie centrale du convergent.

Pour évaluer la contrainte d'écoulement $\sigma_0^{(1)}$ dans le convergent, on considère un tube d'écoulement que l'on approxime à un cône d'ouverture suffisamment faible pour pouvoir négliger les cisaillements ϵ_{rz} (*Fig. III.2-5*). La contrainte d'écoulement dans ce tube est calculée dans l'Annexe 5 et vaut :

$$\sigma_0^{(1)} = \frac{2K}{3m} \sqrt{3}^{m+1} \left(\frac{2 \sin \alpha U_0}{R_1} \right)^m \frac{\lambda^{\frac{3m}{2}} - 1}{\ln \lambda}$$

La pression P_1 relative à l'écoulement central et au franchissement des surfaces Γ_1 et Γ_2 est alors égale à :

$$P_1 = \left[\ln \lambda f(\alpha) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) \right] \sigma_0^{(1)}$$

- une zone 2, de forme conique qui sépare l'écoulement principal de la zone morte (*Fig. III.2-6*).

On suppose en effet que les déformations entre la zone morte et l'alliage filé sont accommodées par le cisaillement d'une couche limite dont l'épaisseur diminue avec la progression dans le convergent.

La contrainte d'écoulement équivalente $\sigma_0^{(2)}$ dans cette couche limite est donnée par (détails du calcul en Annexe 5) :

$$\sigma_0^{(2)} = K\sqrt{3} \left(U_0 \frac{\cos \alpha}{e_1} \right)^m \frac{2}{3m} \left(\lambda^{\frac{3m}{2}} - 1 \right) \frac{1}{\ln \lambda}$$

avec la pression correspondante :

$$P_2 = \frac{\sigma_0^{(2)}}{\sqrt{3}} \cotan \alpha \ln \lambda$$

La valeur de e_1 est difficile à évaluer. On prendra en première approximation la valeur donnée par FENOT [1979] :

$$e_1 = R_1 / 10$$

• la zone 3 est une couche limite entre l'alliage et l'outillage au niveau du conteneur et de la filière.

Pour évaluer la pression de frottement correspondante, BAQUE considère un écoulement de Poiseuille cylindrique d'un corps pseudoplastique dans les blocs I et IV (Fig.III.2-7). La contrainte d'écoulement du matériau sur les surfaces de contact avec l'outillage (Annexe 5) est donnée par,

. Au contact du conteneur :

$$\sigma_0^{(3)} = \sqrt{3} \tau = \sqrt{3} K \left(\frac{3m+1}{m} \frac{U_0}{R_1} \right)^m$$

. Au contact de la filière :

$$\sigma_0^{(3')} = \sqrt{3} K \left(\frac{3m+1}{m} \frac{\lambda U_0}{R_2} \right)^m = \sigma_0^{(3)} \lambda^{\frac{3m}{2}}$$

D'où une pression globale due aux frottements :

$$P_3 = \bar{m} \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{h}{R_1} - \left(1 - \frac{1}{\sqrt{\lambda}} \right) \cotan \alpha + \lambda^{\frac{3m+1}{2}} \frac{L}{R_1} \right) \sigma_0^{(3)}$$

où \bar{m} est le coefficient de TRESCA .

On peut remarquer que les trois contraintes d'écoulement $\sigma_0^{(1)}$, $\sigma_0^{(2)}$ et $\sigma_0^{(3)}$ sont équivalentes, lorsque m tend vers 0, à $\sqrt{3} K$ qui est la contrainte d'écoulement du corps parfaitement plastique.

L'équation d'AVITZUR [III.2-3] correspondant au cas parfaitement plastique devient :

$$\dot{W} = (P_1+P_2+P_3) \pi R_1^2 U_0$$

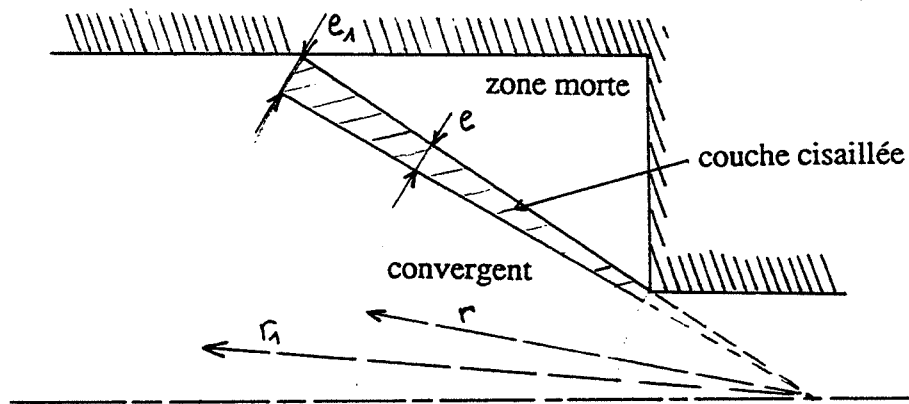


Fig. III.2-6 : Zone de discontinuité de vitesse le long de la zone morte
-modèle de BAQUE-

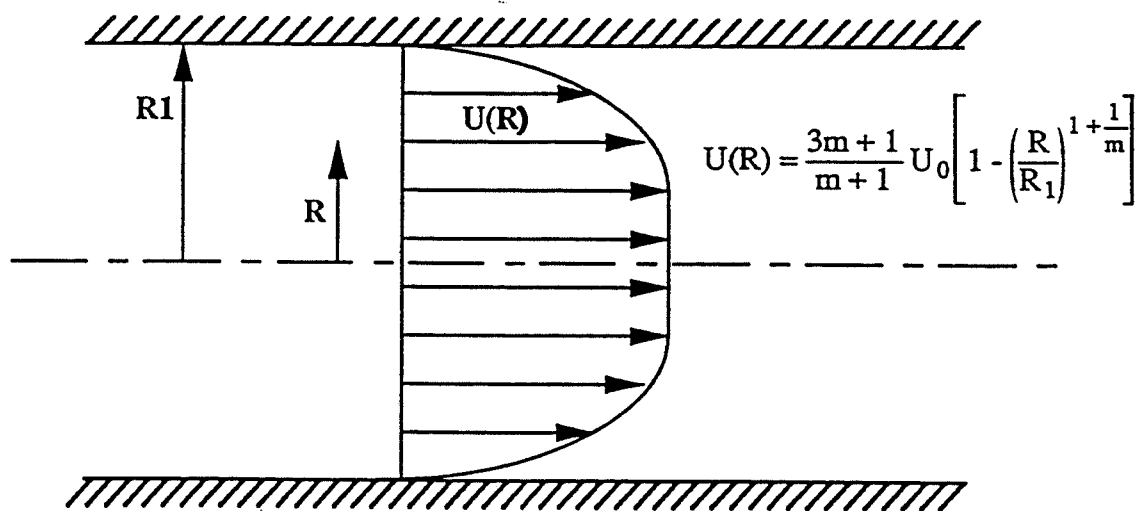


Fig. III.2-7 : Profil de vitesse dans l'écoulement de Poiseuille tube
-matériau pseudoplastique-

Pour trouver parmi les champs de vitesse d'AVITZUR celui qui se rapproche le plus du champ de vitesse réel, on applique le théorème de la borne supérieure : on minimise la puissance de déformation par rapport à α pour \bar{m} , m et λ donnés (Fig. III.2-8). Sur le même tableau figure la pression de filage ($P_1 + P_2 + P_3$) rapportée à la contrainte d'écoulement moyenne calculée dans le convergent. Cette contrainte d'écoulement est égale à :

$$\sigma_{0 \text{ moy}} = \sqrt{3} K \left(\sqrt{3} \dot{\varepsilon}_{\text{moy}} \right)^m \quad \text{[III.2-5]}$$

avec $\dot{\varepsilon}_{\text{moy}}$ estimé par BAQUE [1972] à :

$$\dot{\varepsilon}_{\text{moy}} = \frac{2 U_0}{R_1} \ln \lambda$$

Si l'on prend des valeurs relatives aux conditions expérimentales (coefficient de frottement élevé et rapport de filage de 5 par exemple), avec de plus :

$$m = 0,6$$

$$K = 50 \text{ (Pa.s}^m\text{)}$$

qui sont un ordre de grandeur des coefficients rhéologiques pour Sn-Pb cisailé à grandes vitesses (JOLY [1976]), l'effort de filage est de 0,15 daN pour une vitesse de coulisseau de $8 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$.

Si l'on prend les valeurs :

$$m = 0,2$$

$$K = 50 \cdot 10^5 \text{ (Pa.s}^m\text{)}$$

coefficients rhéologiques trouvés pour Sn-Pb déformé à faibles vitesses (SUERY [1982]), l'effort de filage s'élève à 5300 daN pour la même vitesse de coulisseau. Cette valeur de l'effort de filage est comparable aux efforts expérimentaux rencontrés dans notre essai.

λ	\bar{m}	m	$\alpha_{opt.}$	$\frac{P}{\sigma_{0\text{ moy}}}$	F (daN) pour K = 5 (MPa.s ^m)	
					U_0 (mm .s ⁻¹) 0,4	8
5	0	0,2	58,4	3,6	1500	2750
		0,6	61,9	5,2	1000	6100
		1	α_{min}	-	-	-
	1	0,2	α_{min}	7	2900	5300
		0,6	50,6	12,5	2400	14700
		1	61,6	22,3	2000	40700
14	0	0,2	68,6	5,6	2600	4700
		0,6	69,9	10	2600	15900
		1	70,5	21	3100	62700
	1	0,2	50,9	12,6	5850	10600
		0,6	66,4	31,5	8250	49800
		1	69,9	87,8	13000	260000
50	0	0,2	75	8,7	4350	8000
		0,6	74,5	24,3	8050	48600
		1	73,9	88,5	19600	390000
	1	0,2	67,4	25,6	12800	23300
		0,6	73,6	122	40500	250000
		1	73,7	657	145000	2900000
100	0	0,2	77	11	5650	10300
		0,6	76	40	14750	89000
		1	75	206	53700	1100000
	1	0,2	71,9	39	20000	36300
		0,6	75,5	273	100000	604000
		1	75	2140	560000	11000000

Fig. III.2-8 : Résultats de l'optimisation du champ de vitesse dans le modèle de BAQUE

position du piston : 20 mm

Rq : pour certains cas, la valeur de l'angle optimal est inférieure à la valeur minimum α_{min} imposée par la géométrie de la filière

2-2 Modèle pseudoplastique

Le modèle de BAQUE ne prend pas directement en compte le caractère pseudoplastique local du matériau mais se contente de moyenniser les contraintes d'écoulement (écoulement central) et d'accommoder les hétérogénéités de vitesses par des couches cisillées. Nous nous proposons de calculer maintenant le filage d'un corps pseudoplastique incompressible en prenant en compte localement la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation. La démarche et les notations employées sont issues de l'ouvrage "Plasticité et mise en forme des métaux" de BELLET [1990].

a) potentiel viscoplastique.

La loi viscoplastique choisie est la loi de NORTON HOFF ou loi pseudoplastique [III.2-4]. Cette loi dérive d'un potentiel viscoplastique $\Phi_i(\dot{\epsilon})$ lié à la dissipation interne :

$$\Phi_i(\dot{\epsilon}) = \frac{K}{(m+1)} (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^{m+1}$$

Φ_i est une fonction convexe de $\dot{\epsilon}$, le tenseur des vitesses de déformation.

Nous prendrons comme champs de vitesse admissibles la famille des champs d'AVITZUR, paramétrée par α . Le champ de vitesse et la vitesse de déformation généralisée sont donc donnés par les formules [III.2-1] et [III.2-2]. Dans ce cas, le potentiel de dissipation lié à la déformation dans le convergent s'écrit :

$$\begin{aligned} \Phi_i(\dot{\epsilon}) &= \int_V \frac{K}{(m+1)} (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^{m+1} dV \\ &= \int_0^\alpha \int_{r_2}^{r_1} \frac{K}{m+1} \left(\sqrt{3} \left(\frac{R_1}{\sin \alpha} \right)^2 U_0 \frac{2}{r^3} \sqrt{1 - \frac{11 \sin^2 \theta}{12}} \right)^{m+1} r^2 \sin \theta \, 2\pi \, d\theta \, dr \\ \Phi_i &= \frac{K}{m+1} \frac{2\pi \sqrt{3}^{m+1}}{3m} \left(\frac{R_1}{\sin \alpha} \right)^{2-m} (2U_0)^{m+1} \left(\lambda^{\frac{3m}{2}} - 1 \right) \int_0^\alpha \sin \theta \left(1 - \frac{11}{12} \sin^2 \theta \right)^{\frac{m+1}{2}} d\theta \end{aligned}$$

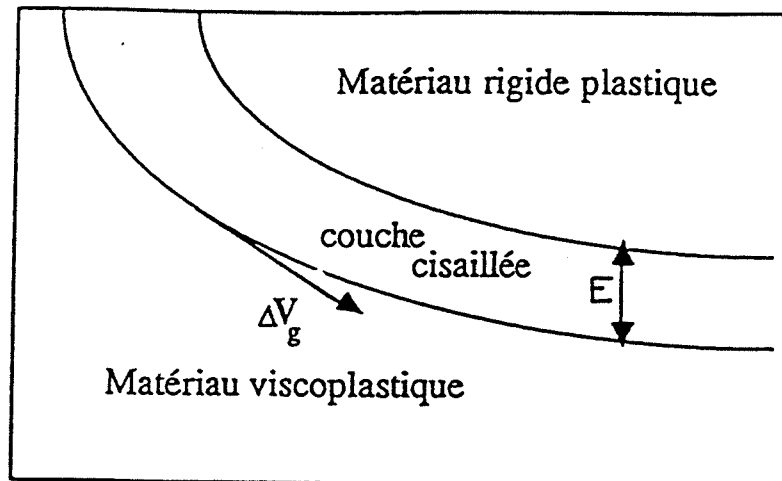


Fig. III.2-9 : Modèle de couche limite. loi de frottement de Norton

b) loi de frottement.

A un matériau possédant un comportement pseudoplastique, il est classique d'associer une loi de frottement de NORTON ; cette loi suppose que la déformation entre l'outil et l'alliage pseudoplastique soit accommodée dans une couche de faible épaisseur d'un matériau lui même pseudoplastique ; c'est le cas par exemple d'une couche de lubrifiant entre alliage et outil (Fig. III.2-9). La loi de NORTON donne la cission de frottement en fonction du taux de cisaillement dans cette couche. Si E est l'épaisseur de la couche lubrifiante cisailée et ΔV_g la vitesse de glissement relative, la cission de frottement s'écrit :

$$\tau = - \xi K_0 |\Delta V_g|^{p+1} \Delta V_g \quad \text{avec } \xi = 1/E^p$$

K_0 est la consistance de la couche cisailée,
 p est le coefficient de sensibilité à la vitesse de glissement.

On supposera pour la suite des calculs que la couche cisailée a le même comportement rhéologique que le matériau de base, c'est à dire $K_0 = K$ et $p=m$. On peut remarquer que le cas d'une couche cisailée entièrement liquide pourrait être étudié en posant $K_0 \ll K$ et $p = 1$.

On fixera arbitrairement pour la suite des calculs la valeur de ξ à 1,5 ou 0,8 pour modéliser des frottements forts. L'épaisseur de la couche limite équivalente (en mm) est alors donnée en fonction de la valeur de m dans le tableau suivant :

m \ ξ	1,5	0,8
0,2	0,13	3
0,6	0,5	1,45
1	0,67	1,25

Pour modéliser un frottement faible, la valeur de ξ est prise égale à 0,05. L'épaisseur de la couche cisailée équivalente est grande et n'a pas de réalité physique.

Il est possible de définir un potentiel de dissipation surfacique Φ_f , fonction convexe du champ de vitesse de glissement :

$$\Phi_f(\Delta V_g) = \frac{K_0 \xi |\Delta V_g|^{p+1}}{p+1}$$

Dans le cas du champ d'AVITZUR, le potentiel de dissipation surfacique lié aux frottements le long du conteneur s'écrit :

$$\Phi_{fc} = \int_S \frac{\xi K_0}{m+1} |\Delta V_g|^{m+1} dS = \frac{\xi K_0}{m+1} \int_S U_0^{m+1} dS$$

$$\Phi_{fc} = \frac{\xi K_0}{m+1} U_0^{m+1} 2 \pi R_1^2 \left(\frac{h}{R_1} - \left(1 - \frac{1}{\sqrt{\lambda}} \right) \cotan \alpha \right)$$

Le potentiel de dissipation surfacique lié aux frottements le long de la filière de longueur L s'écrit :

$$\Phi_{ff} = \int_S \frac{\xi K_0}{m+1} |\Delta V_g|^{m+1} dS = \frac{\xi K_0}{m+1} (\lambda U_0)^{m+1} 2 \pi R_2 L$$

$$\Phi_{ff} = \frac{\xi K_0}{m+1} (\lambda U_0)^{m+1} 2 \pi R_1^2 \left(\frac{L}{R_1} \frac{1}{\sqrt{\lambda}} \right)$$

c) énergie dissipée aux interfaces, correspondant aux discontinuités de vitesses

Dans un champ de vitesse modélisé (blocs rigides, champ de vitesse d'AVITZUR...), on a présence de surfaces de discontinuités de vitesses sur lesquelles les vitesses de déformation locales tendent vers l'infini. Pour un matériau pseudoplastique, cela entraîne des puissances de déformation infinies, physiquement impossibles.

Pour évaluer l'énergie dissipée aux interfaces, on peut supposer que les discontinuités de vitesses sur les frontières sont accommodées par une couche cisailée d'épaisseur e du matériau pseudoplastique (consistance $K_i = K$, sensibilité à la vitesse $p_i = m$). On choisit alors le même formalisme que pour une surface de contact soumise au frottement de NORTON :

$$\tau = - \xi_i K_i |\Delta V_g|^{p_i+1} \Delta V_g$$

avec $\xi_i = 1/e^m$

Le potentiel de dissipation surfacique concernant les surfaces de discontinuités Γ_1 et Γ_2 , que l'on considère comme des surfaces de frottement, s'écrit :

$$\Phi_{\Gamma_1} = \int_{\Gamma_1} \frac{\xi K}{m+1} |\Delta V_g|^{m+1} dS = \frac{\xi K}{m+1} \int_0^\alpha (U_0 \sin\theta)^{m+1} r_1^2 \sin\theta 2\pi d\theta$$

$$\Phi_{\Gamma_1} = 2\pi \frac{\xi K}{m+1} U_0^{m+1} \left(\frac{R_1}{\sin \alpha} \right)^2 \int_0^\alpha (\sin\theta)^{m+2} d\theta$$

$$\Phi_{\Gamma_2} = \frac{\xi K}{m+1} \int_0^\alpha (\lambda U_0 \sin\theta)^{m+1} r_2^2 \sin\theta 2\pi d\theta$$

$$\Phi_{\Gamma_2} = 2\pi \frac{\xi K}{m+1} U_0^{m+1} \left(\frac{R_1}{\sin \alpha} \right)^2 \lambda^m \int_0^\alpha (\sin\theta)^{m+2} d\theta = \lambda^m \Phi_{\Gamma_1}$$

Le potentiel concernant le frottement le long de la zone morte s'écrit :

$$\Phi_{\Gamma_3} = \pi \frac{\xi K}{m(m+1)} (U_0 \cos\alpha)^{m+1} \sin\alpha \left(\frac{R_1}{\sin\alpha} \right)^2 [\lambda^m - 1]$$

d) énergie dissipée par le vecteur contrainte \vec{T} aux limites

Cette énergie est égale à :

$$\int_S \vec{T}^d \cdot \vec{u} \, dS$$

où \vec{T}^d est le vecteur contrainte imposé à la surface, et \vec{u} le vecteur vitesse. Dans notre opération de filage, c'est la vitesse de piston que l'on impose comme condition aux limites. Le vecteur force \vec{T}^d imposé sur la surface du piston est donc nul.

e) méthode de la borne supérieure pour un matériau pseudoplastique.

Pour un matériau pseudoplastique, le principe des puissances virtuelles assure que le champ de vitesse réel est, parmi les champs de vitesse admissibles, celui qui minimise la fonctionnelle Φ suivante :

$$\Phi = \int_V \frac{K}{m+1} (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^{m+1} \, dV + \int_{S_f} \frac{\xi K}{m+1} |\Delta V_g|^{m+1} \, dS - \int_S \vec{T}^d \cdot \vec{u} \, dS$$

La pression de filage est donnée par la relation :

$$P = \frac{1}{S_1 U_0} \left\{ \int_V K (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^{m+1} \, dV + \int_{S_f} \xi K |\Delta V_g|^{m+1} \, dS - \int_S \vec{T}^d \cdot \vec{u} \, dS \right\}$$

La fonctionnelle Φ à minimiser pour appliquer le principe des puissances virtuelles au champ d'AVITZUR a pour expression :

$$\Phi = \Phi_i + \Phi_{fc} + \Phi_{ff} + \Phi_{\Gamma 1}(1 + \lambda^p) + \Phi_{\Gamma 3}$$

La pression de filage qui en résulte est égale à $\Phi(p+1)/(S_1 U_0)$. Les valeurs de la pression de filage normée par $\sigma_{0\text{moy}}$ sont portées dans le tableau (Fig.III.2-10). On trouve dans le même tableau les efforts de filage calculés pour différentes valeurs de K tirées de la littérature et pour une position donnée du piston ($h = 20$ mm).

Si l'on reprend les conditions expérimentales $\lambda = 5$, avec de plus :

$$\begin{array}{ll} \xi = 1,5 \text{ (frottements élevés)} & \\ K = 50 \text{ (Pa.s)} & \text{ordre de grandeur pour Sn-Pb} \\ m = 0,6 & \text{cisailé à grande vitesse} \end{array} \quad \text{(JOLY [1976])}$$

l'effort de filage est de 0,19 daN pour une vitesse de piston de 8 mm/s, soit une pression de filage de environ $3 \cdot 10^{-3}$ MPa.

λ	ζ	m	alpha opt.	$\frac{P}{\sigma_{0 \text{ moy}}}$	F (daN) pour K = 5 (MPa.s ^m)	
					U ₀ (mm .s ⁻¹) 0,4	8
5	0,8	0,2	40,9	4	1672	3207
		0,6	45,6	9	1767	10660
		1	47,9	22	1997	39938
	1,5	0,2	41	7	2899	5278
		0,6	46,5	16	3107	18749
		1	48,5	40	3640	72807
14	0,8	0,2	55,4	7	3300	6009
		0,6	57,1	19	4954	29892
		1	54,6	58	8730	174594
	1,5	0,2	56,5	12	5397	9825
		0,6	58,2	33	8700	52499
		1	55,6	106	15798	315966
50	0,8	0,2	64,7	14	7024	12789
		0,6	62,7	56	18821	113568
		1	56,2	260	57892	1157837
	1,5	0,2	67,4	23	11707	21314
		0,6	64,5	100	33203	200352
		1	58	470	104757	2095133
100	0,8	0,2	67,7	21	10682	19447
		0,6	63,9	107	39417	237851
		1	55,4	627	163426	3268521
	1,5	0,2	71	35	18063	32885
		0,6	66	190	69868	421596
		1	57,9	1135	295715	5914298

Fig. III.2-10 : Résultats de l'optimisation du champ de vitesse dans le modèle pseudoplastique

position du piston : 20 mm

Si l'on considère les valeurs :

$$\begin{aligned} \xi &= 1,5 \text{ (frottements élevés)} \\ K &= 50 \cdot 10^5 \text{ (Pa,s)} \quad \text{valeurs trouvées pour Sn-Pb} \\ m &= 0,2 \quad \text{cisailé à faible vitesse} \end{aligned} \quad \text{(SUERY [1982])}$$

l'effort de filage s'élève à 5300 daN, soit une pression de filage de 75 MPa environ.

Le bilan des puissances dissipées en fonction de l'angle du convergent α (Fig.III.2-11) montre l'importance relative du frottement par rapport à la déformation pseudoplastique. Le tableau ci-dessous reprend les valeurs de ces puissances, en pourcentage de la puissance totale, pour différentes conditions de frottement et valeurs de m .

Puissance de déformation	Puissance de frottement	
50 %	0 %	$m = 0$
80 %	15 %	$m = 0,2$
45 %	45 %	$m = 1$

parf. plastique
viscoplastique
viscoplastique

Puissances dissipées rapportées à la puissance totale, frottement faible ($\xi = 0,05$ ou $\bar{m} = 0$)

Puissance de déformation	Puissance de frottement	
30 %	60 %	$m = 0$
20 %	50 %	$m = 0,2$
5 %	75 %	$m = 1$

parf. plastique
viscoplastique
viscoplastique

Puissances dissipées rapportées à la puissance totale, frottement fort ($\xi = 0,8$ ou $\bar{m} = 1$)

- +— Puiss. de deformation pseudoplastique
- o— Puiss. dissipée par les coudes
- △— Puiss. dissipée sur la zone morte
- x— Puiss. de frottement sur l'outillage
- Puiss. totale

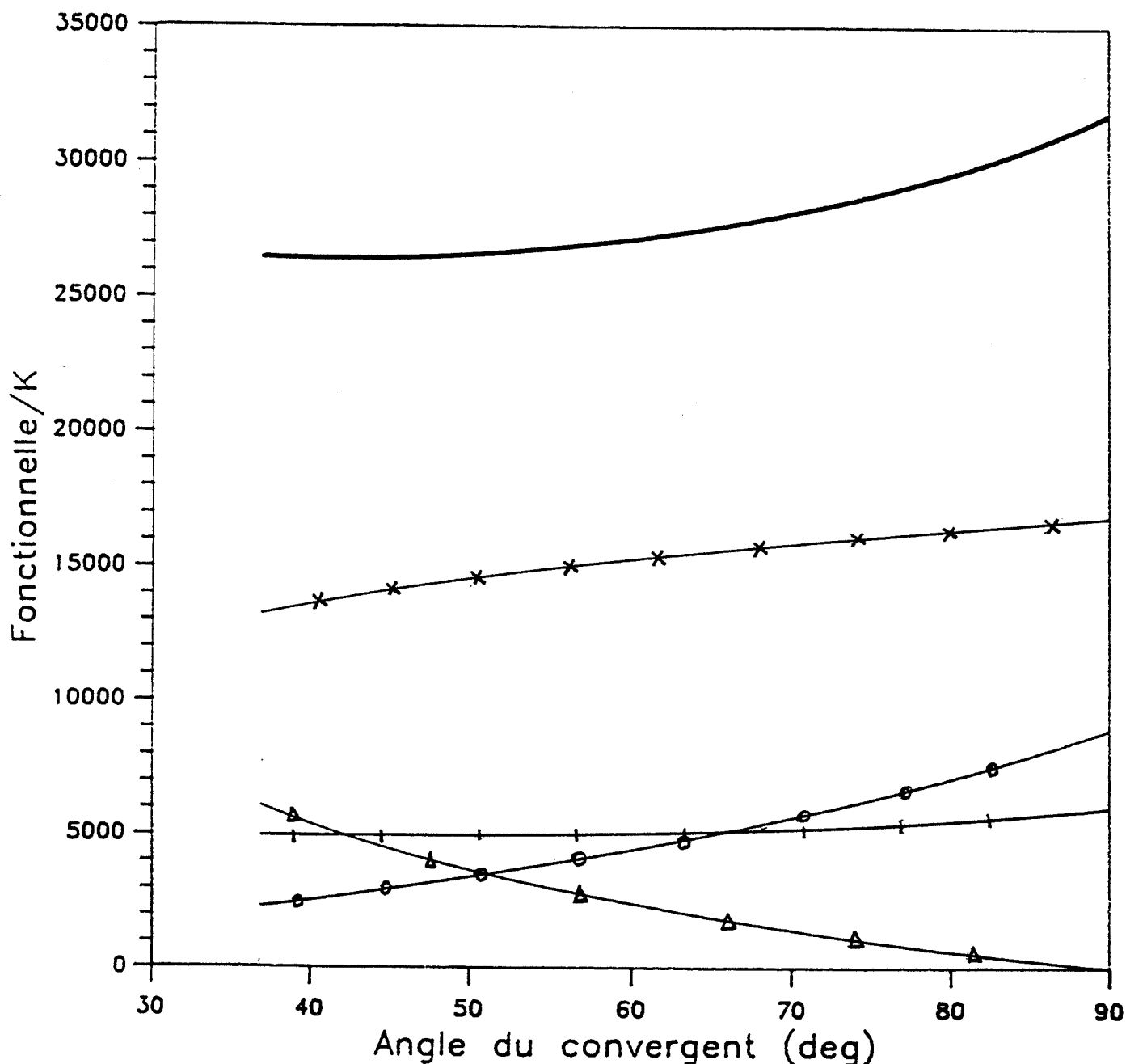


Fig. III.2-11 : Composantes de la puissance développée totale en fonction de l'angle du convergent

- modèle pseudoplastique-

rapport de filage = 5 ; $\xi = 0,8$; $m = 0,2$; $h = 20$ mm

Pression de filage normée

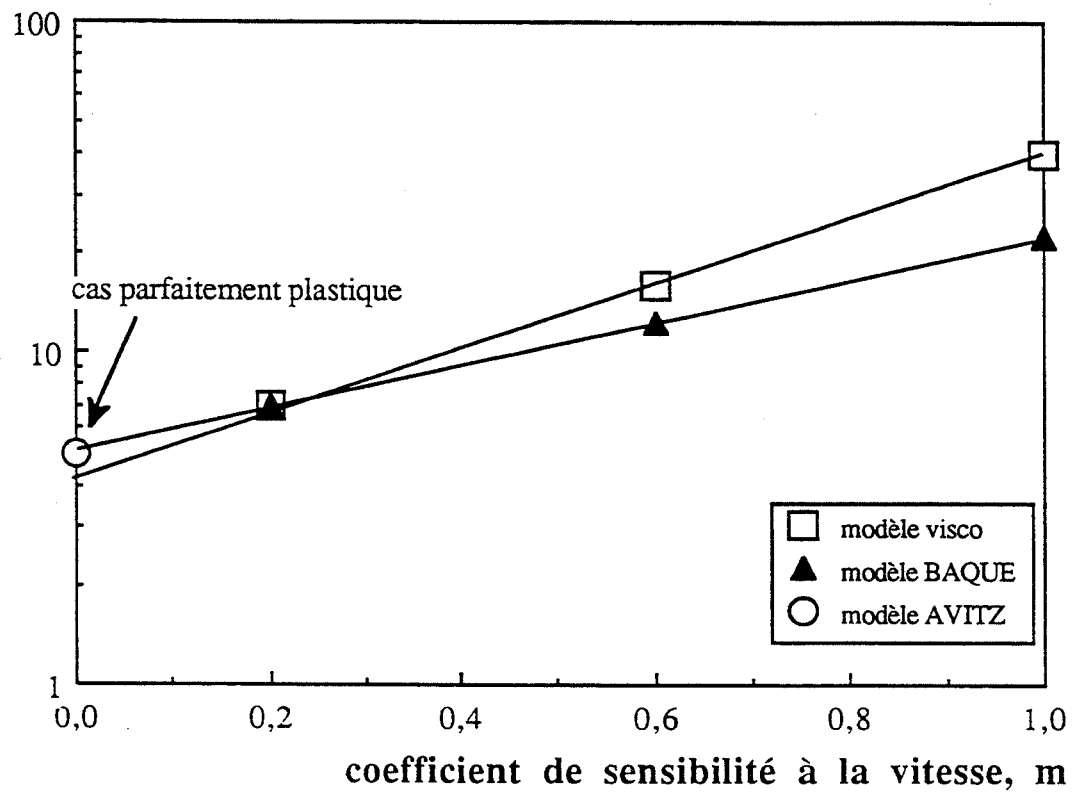


Fig. III.2-12 : Comparaison des pressions de filage calculées par les modèles d'AVITZUR, de BAQUE et pseudoplastique

cas d'un frottement fort

Remarques générales sur les trois modèles développés ci-dessus :

* Les valeurs de la pression de filage trouvées pour chacun des modèles ci-dessus, rapportées à la valeur de la contrainte d'écoulement (cas parfaitement plastique) ou rapportée à la valeur de la contrainte d'écoulement moyenne (donnée par la relation [III.2-5] dans le cas pseudoplastique) sont comparées en fonction du coefficient de sensibilité à la vitesse m . (Fig. III.2-12) Les valeurs numériques sont fixées dans ce cas à : $\lambda = 5$; $\xi = 0,8$ ou $\bar{m} = 1$ (frottement fort) ;

* Le modèle d'AVITZUR impose une zone morte en avant du convergent ; en réalité, pour un matériau pseudoplastique, cette zone morte diminue sensiblement pour des valeurs de m élevées ($m > 0,2$). Pour $m = 1$ (fluide newtonien) cette zone morte devrait disparaître, ce que ne prévoit pas le modèle. Les applications numériques sont donc ici limitées à $m = 0,2$.

* Les modèles décrits dans cette partie permettent de déterminer un ordre de grandeur des coefficients rhéologiques de l'acier à l'état semi-solide. Dans le modèle d'AVITZUR, considérant un matériau parfaitement plastique, la valeur $\sigma_0 = 10$ MPa donne un effort de filage du même ordre de grandeur que les efforts expérimentaux (3600 daN). Dans le cas d'un matériau pseudoplastique, la valeur de la consistance K donnant des efforts de filage comparables aux efforts expérimentaux (pression de filage entre 40 et 80 MPa), est comprise entre 10^6 et 10^7 (Pa.s) (valeurs proches de celles de la littérature (SUERY [1982], VICENTE [1991]), pour un alliage modèle à phase solide dendritique, une vitesse de déformation de 10^{-2} s⁻¹ et une fraction de phase solide de 0,6 à 0,7). Ces valeurs ne doivent être prises qu'à titre indicatif, dans la mesure où les écoulements expérimentaux présentent une filtration de la phase liquide à travers le réseau solide, phénomène non pris en compte dans les modèles proposés.

Il est nécessaire, pour déterminer les bons coefficients rhéologiques de l'acier à l'état semi-solide, d'obtenir une modélisation réaliste des écoulements expérimentaux, c'est à dire en tenant compte de la filtration de la phase liquide. Nous présentons donc maintenant, dans les sections 3 et 4 des modèles de compaction de la phase solide avec écoulement du liquide.

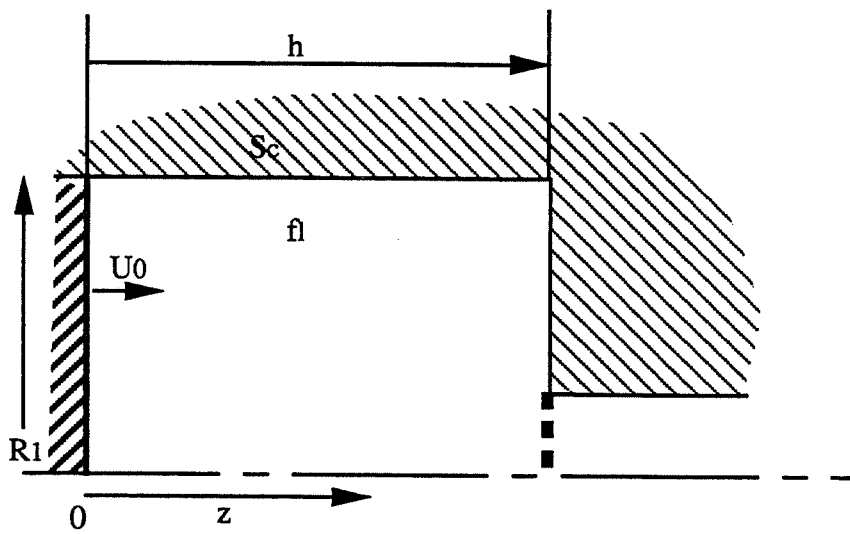


Fig. III.2-13 : Schéma de l'opération de compaction

filtration de la phase liquide à travers la filière

3 Calcul de la prédensification du métal semi-solide avant filage

3-1 Calcul de la pression interstitielle du liquide dans une opération de filtration.

Dans l'opération de filtration (*Fig. III.2-13*), le piston se déplace à la vitesse U_0 et vient densifier le matériau semi-solide. Pour ce calcul, nous supposons que seul le liquide s'écoule au travers de la filière (filtration totale).

Le calcul de la pression interstitielle du liquide au cours d'une filtration a été fait par SECONDE [1984], en utilisant un modèle "de capillaires" et un modèle "d'un lit de particules". Ces modèles sont basés sur le fait que le liquide est finement réparti au travers d'un réseau solide poreux. Son écoulement ne peut se réaliser que grâce à l'existence d'un gradient de pression imposé sur le matériau semi-solide par les sollicitations extérieures.

NGUYEN [1991] a calculé de même la pression interstitielle dans une opération de filtration. Nous reprenons la démarche adoptée pour calculer la valeur de cette pression dans notre cas.

Les hypothèses faites pour le calcul sont les suivantes :

- La fraction liquide initiale f_0 est distribuée de façon homogène entre les particules de solide.
- Les particules solides constituent un agrégat poreux.
- La fraction liquide reste homogène dans tout le volume pendant la déformation.
- La réduction de taille des pores entraîne l'éjection du liquide.
- L'écoulement du liquide se réalise librement et uniquement dans la direction axiale z .

Pour toute section droite (S), l'équation de conservation de la matière s'écrit :

$$S U_0 = S_s V_s + S_1 V_1 \quad [\text{III.2-6}]$$

où S est la surface totale, U_0 la vitesse du piston, S_s, V_s, S_1, V_1 sont respectivement les surfaces et les vitesses du solide et du liquide. On peut écrire :

$$S_s / S = f_s = 1 - f_1 \quad \text{et} \quad S_1 / S = f_1$$

L'équation [III.2-6] devient :

$$V_1 = (U_0 - \{1 - f_1\} V_s) / f_1 \quad [\text{III.2-7}]$$

La vitesse relative du liquide par rapport au solide est définie par $\Delta V = V_1 - V_s$

D'après [III.2-7], on a :

$$\Delta V = (U_0 - V_s) / f_1 \quad [\text{III.2-8}]$$

On suppose que la vitesse axiale de l'agrégat poreux présente une distribution linéaire entre le piston (cote $z = 0$, vitesse U_0) et le bord de la filière (cote $z = h$, vitesse nulle). D'où :

$$V_s(z) = U_0 (1 - \{z/h\})$$

L'équation [III.2-8] devient :

$$\Delta V(z) = U_0 (z/h) / f_1$$

Si l'on reporte ce résultat dans l'équation d'ERGUN décrite dans la partie III.1-2 (équation [III.1-5]) et que l'on intègre de la cote z (P = P(z)) à la cote h (P = P_{atm}), on trouve :

$$\begin{aligned} P_{atm} - P(z) &= - \frac{4,2 \eta_l S_0^2 (1-f)^2}{f_1^3} \int_z^h \frac{U_0}{f_1} \left(\frac{X}{h}\right) dX \\ &\quad - \frac{0,292 \rho_l S_0 (1-f_1)}{f_1^3} \int_z^h \left(\frac{U_0}{f_1}\right)^2 \left(\frac{X}{h}\right)^2 dX \\ P_{atm} - P(z) &= - \frac{4,2 \eta_l S_0^2 (1-f)^2}{f_1^3} \frac{U_0}{f_1} \frac{h}{2} \left(1 - \left(\frac{z}{h}\right)^2\right) \\ &\quad - \frac{0,292 \rho_l S_0 (1-f_1)}{f_1^3} \left(\frac{U_0}{f_1}\right)^2 \frac{h}{3} \left(1 - \left(\frac{z}{h}\right)^3\right) \end{aligned}$$

[III.2-9]

η_l est la viscosité de la phase liquide
 S_0 est la surface spécifique
 ρ_l est la masse volumique du liquide

L'ordre de grandeur de la surface spécifique S_0 de la structure semi-solide est donné, dans le cas d'une phase solide dendritique, par les mesures de SECONDE [1984] sur un alliage Pb - Sn. Pour des distances interdendritiques primaires de l'ordre de 200 μm , cas du 100C6 dendritique dans nos essais, la surface spécifique est de 1500 cm^{-1} .

Si l'on reprend les travaux de NGUYEN [1991] sur des structures globulaires, la perméabilité K est liée au diamètre des particules et à la fraction liquide par la relation :

$$K = \frac{d^2 f_1^3}{10^3}$$

Pour des diamètres de globules solides de 200 μm et une fraction de phase liquide de 0,4, on trouve une perméabilité de 2,56 10^{-6} mm^2 . Cette perméabilité est reportée dans la formule [III.1-6] :

$$K = \frac{1}{4,2 S_0^2 (1-f_1)^2} f_1^4$$

On trouve alors une surface spécifique S_0 de l'ordre de 800 cm^{-1} .

Pour modéliser notre essai, on prendra comme valeurs numériques :

$$h = 25 \cdot 10^{-3} \text{ m}$$

$$U_0 = 8 \cdot 10^{-3} \text{ m/s}$$

$$f_1 = 0,4$$

$$S_0 = 800 \text{ cm}^{-1} = 8 \cdot 10^4 \text{ m}^{-1} \text{ et } S_0 = 15 \cdot 10^4 \text{ m}^{-1}$$

$$\eta_l = 1,5 \cdot 10^{-3} \text{ Pa.s}$$

$$\rho_l = 7800 \text{ kg.m}^{-3}$$

La pression est maximale pour $z = 0$ (c'est à dire sur la face du piston). Si l'on choisit la pression atmosphérique comme origine des pressions, on trouve :

$$P(z=0) = \begin{aligned} P_{\max} &= 0,2 \cdot 10^6 + 0,01 \cdot 10^6 \text{ Pa} \approx 0,2 \text{ MPa pour } S_0 = 1500 \text{ cm}^{-1} \\ P_{\max} &= 0,057 \cdot 10^6 + 0,006 \cdot 10^6 \text{ Pa} \approx 0,06 \text{ MPa pour } S_0 = 800 \text{ cm}^{-1} \end{aligned}$$

Nous pouvons calculer la pression interstitielle pour une vitesse de piston U_0 variant de 10^{-5} à 10^3 m.s^{-1} . (Fig. III.2-14). Cette pression interstitielle peut être comparée aux pressions expérimentales moyennes mesurées dans nos essais, comprises entre 40 et 80 MPa. Il a été reporté de même sur le diagramme la pression de filage d'un matériau pseudoplastique homogène, calculée précédemment avec les valeurs $K = 5 \text{ MPa.s}^m$ et $m = 0,2$. Le calcul a été fait dans le cas d'un matériau dense, de contrainte d'écoulement $\sigma_0 = \sqrt{3} K (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^m$ et dans le cas d'un matériau homogène poreux incompressible. La contrainte d'écoulement est alors égale à $J' \sigma_0$, avec J' fonction de la densité relative du corps poreux, définie dans la partie 3-2.

La pression interstitielle reste négligeable par rapport à la pression expérimentale ou à la pression de filage calculée, pour des vitesses de piston inférieures à $0,1 \text{ m.s}^{-1}$ et donc en particulier dans la gamme des vitesses utilisée pour nos essais ($4 \cdot 10^{-4}$ à $8 \cdot 10^{-3} \text{ m.s}^{-1}$). Pour des vitesses de piston de l'ordre de 1 m.s^{-1} , la pression interstitielle et la pression de filage sont du même ordre de grandeur.

La comparaison de la pression interstitielle avec les pressions nécessaires au filage d'un corps dense ou d'un corps poreux permet donc de déterminer une vitesse de piston limite, dans notre cas égale à 1 m.s^{-1} , en - dessous de laquelle l'influence de la phase liquide sur les efforts de déformation est négligeable. Le matériau semi - solide se comporte alors comme un matériau poreux compressible, où seule la phase solide est prise en compte.

Au - dessus de la vitesse limite de piston de 1 m.s^{-1} , la valeur de la pression interstitielle est du même ordre de grandeur que la valeur de pression de filage. La phase liquide n'est dans ce cas plus négligeable, et le matériau semi-solide se comporte globalement comme un matériau homogène incompressible.

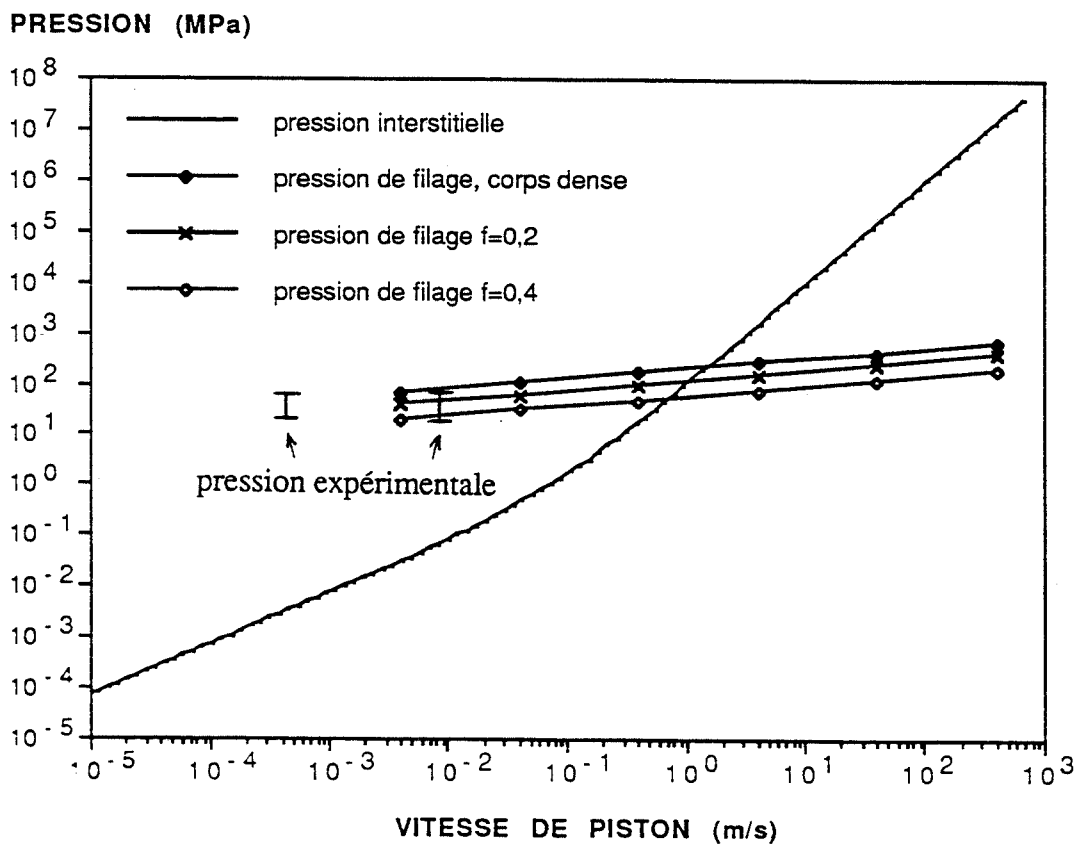


Fig. III.2-14 : Comparaison entre la pression interstitielle du liquide, la pression de filage expérimentale et la pression de filage d'un corps pseudoplastique poreux, en fonction de la vitesse du piston

- I pression expérimentale
 --- pression interstitielle
 — pression de filage d'un matériau pseudoplastique poreux
 ($K = 5 \text{ MPa} \cdot \text{s}^m$, $m = 0,2$ d'après SUERY [1984])
 ● taux de porosités nul (corps dense)
 × taux de porosités = 0,2
 ○ taux de porosités = 0,4

3-2 Calcul de la puissance de compaction de l'agrégat solide (matériau compressible).

Dans l'opération de filtration (Fig. III.2-13), on considère l'alliage semi-solide comme un corps poreux compressible satisfaisant au critère de SHIMA et OYANE. On néglige l'influence du liquide lors de la déformation du squelette solide (hypothèse réaliste pour de faibles vitesses de piston comme nous venons de le calculer).

La variation de volume global imposée par le déplacement du piston va être compensée par la compaction de la matrice, c'est à dire la diminution du volume des pores. On suppose que la fraction volumique de trous reste homogène dans le volume pendant la compaction. Le taux de porosités va influencer sur la contrainte d'écoulement de l'ensemble poreux par l'intermédiaire de deux fonctions J et J' tirées de la bibliographie (Voir l'Annexe 1).

a) vitesse de déformation.

On choisit une distribution linéaire de la vitesse axiale du corps poreux entre le piston (vitesse U_0) et le bord de la filière (vitesse nulle).

La vitesse de déformation est homogène, égale à :

$$\dot{\varepsilon}_z = U_0 / h \quad \dot{\varepsilon}_r = \dot{\varepsilon}_\theta = 0$$

La vitesse de déformation volumique est égale à :

$$\dot{\varepsilon}_v = U_0 / h$$

La vitesse de déformation équivalente du solide définie pour le critère de SHIMA et OYANE est constante dans tout le volume de matière, égale à :

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = \frac{J'}{1-f} \frac{U_0}{h} \sqrt{\frac{4}{9} + J^2}$$

f est le taux de porosités (dans notre cas égal à la fraction liquide instantanée).

Pour les fonctions J et J', nous choisirons les formules déterminées par SECONDE pour des structures dendritiques avec des espacements interdendritiques primaires de 200 μm :

$$J = 0,2 f^{-1,1}$$

$$J' = \rho^{1,6}$$

b) calcul de la puissance de déformation plastique interne \dot{W}_i

i) La matrice solide a un comportement plastique, de contrainte d'écoulement σ_0 constante.

SHIMA et coll. [1976] a démontré le théorème de la borne supérieure dans le cas d'un corps plastique compressible.

La puissance de déformation plastique interne \dot{W}_i s'écrit :

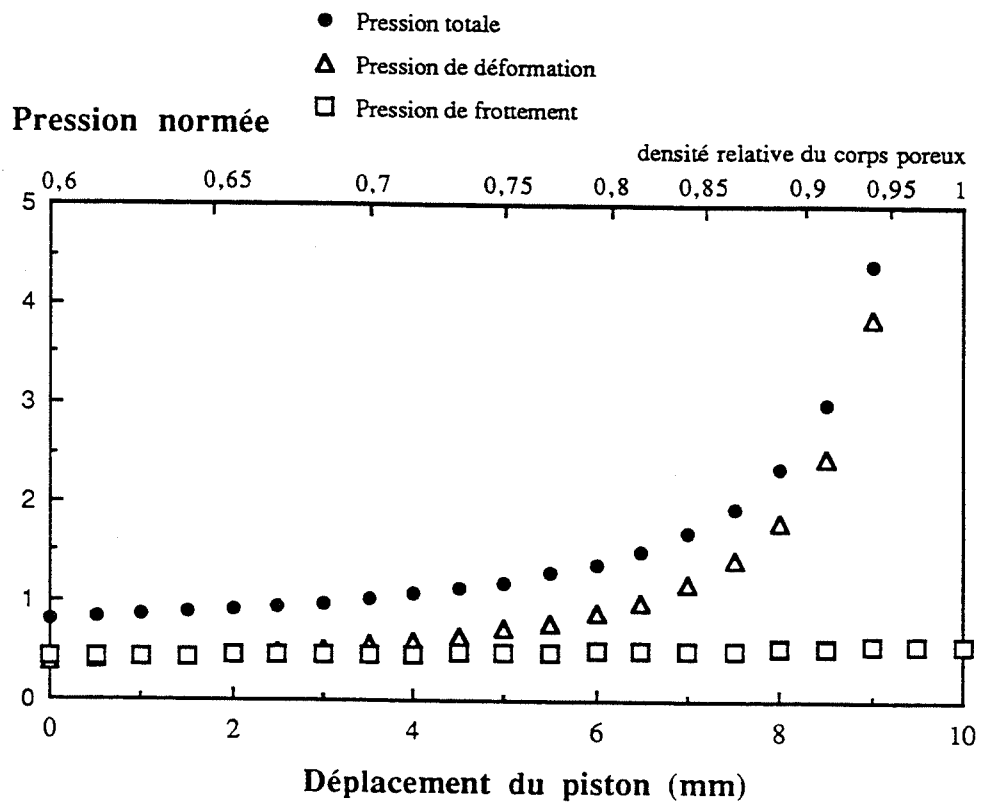


Fig. III.2-15 : Evolution de la pression de compaction en fonction du déplacement du piston pour un matériau poreux compressible à matrice parfaitement plastique.

pression normée par la contrainte d'écoulement

$$\dot{W}_i = \int_V (1-f) \sigma_0 \dot{\epsilon}_{eq} dV$$

On a donc :

$$\dot{W}_i = (1-f) \sigma_0 \dot{\epsilon}_{eq} \pi R_1^2 h$$

ii) Le comportement de la matrice solide est considéré comme celui d'un métal à chaud : il suit une loi de comportement viscoplastique du type :

$$\sigma_{0inst} = K \sqrt{3}^{m+1} \dot{\epsilon}_{eq}^m$$

Cette contrainte d'écoulement instantannée σ_{0inst} est constante dans tout le volume de matière mais évolue avec le déplacement du piston et la densité relative qui en résulte.

Tous calculs faits, on trouve :

$$\dot{W}_i = (1-f) K \sqrt{3}^{m+1} \dot{\epsilon}_{eq}^{m+1} \pi R_1^2 h = (1-f) \sigma_{0inst} \dot{\epsilon}_{eq} \pi R_1^2 h$$

c) puissance de frottement :

A cette puissance de déformation, on ajoute la puissance de frottement sur les parois du conteneur, \dot{W}_f

$$\dot{W}_f = \int_{S_f} \tau_{surf} |\Delta V_s| dS$$

où, par analogie avec la plasticité classique, on définit la contrainte de cisaillement de l'alliage à la surface de l'outillage par :

$$\tau_{surf} = \bar{m} J' \sigma_0 / \sqrt{3}$$

\bar{m} est le coefficient de frottement de TRESCA

$J' \sigma_0 / \sqrt{3}$ est la cission maximale admissible pour le matériau compressible

La vitesse de cisaillement est donnée par l'équation :

$$|\Delta V_s| = U(z) = z U_0 / h$$

Après intégration, on trouve : $\dot{W}_f = \bar{m} J' \pi (\sigma_0 / \sqrt{3}) U_0 R_1 h$

La puissance totale \dot{W}_t est donc la somme de ces deux puissances $\dot{W}_i + \dot{W}_f$. La pression de filtration P_{filtr} est égale à $\dot{W}_t / (\pi R_1^2 U_0)$

Le calcul de l'évolution de la pression de filtration en fonction du déplacement du piston se fait par une méthode incrémentale. A chaque ∂h de course du piston, la valeur de la fraction de porosité (ou fraction liquide dans notre cas) est calculée par l'équation de conservation de la phase solide. On en déduit les nouvelles valeurs de J et J' , puis on calcule la pression de filtration P_{filtr} .

L'évolution des pressions de déformation, de frottement et de compaction totale sont calculées en fonction du déplacement du piston (Fig.III.2-15). La pression est rapportée à la contrainte d'écoulement σ_0 ou σ_{0inst} pour une matrice parfaitement plastique ou pour une matrice pseudoplastique.

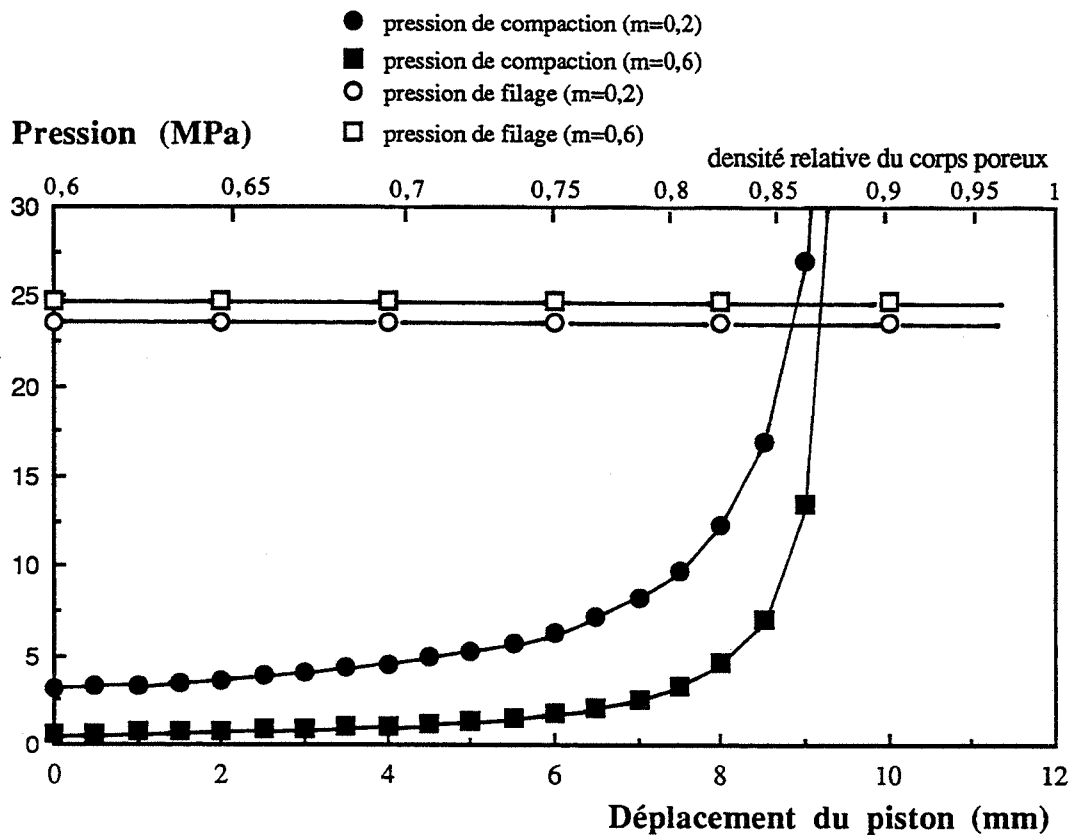


Fig. III.2-16 : Comparaison de la pression de compaction et de la pression de filage, en fonction du déplacement du piston

modèle pseudoplastique $K = 5 \text{ MPa.s}^m$, $m = 0,2$ ou $0,6$, $\xi = 0,8$

opération de filage $\lambda = 5$, vitesse de piston $0,4 \text{ mm/s}$

Fonctions de compressibilité :

$$\left| \begin{array}{l} J' = \rho^{1,6} \\ J = 0,2 (1 - \rho)^{-1,1} \end{array} \right.$$

Nous avons porté d'autre part sur un graphique (*Fig. III.2-16*) l'évolution de la pression de compaction et de la pression de filage homogène du matériau pseudoplastique incompressible ; l'abscisse représente le déplacement du piston. Nous pouvons remarquer que chaque position du piston correspond à une valeur de la fraction de phase solide de l'alliage dans le talon de filage (ou densité relative du corps poreux).

Il apparaît, qu'avec les fonctions J et J' adoptées, correspondant à une structure dendritique à distances interdendritiques primaires de 200 μm , la pression de compaction reste inférieure à la pression de filage jusqu'à ce que la densité du corps dans la filière atteigne la valeur de 0,86 - 0,87. Au-delà de cette valeur limite, correspondant à un déplacement du piston d'environ 9 mm, le matériau subira un écoulement de filage, avec une densité relative constante.

Si l'on effectue le même calcul en adoptant des fonctions J et J' extrapolées à des distances interdendritiques de l'ordre de 50 μm , soit

$$J = 0,2 f^{-2}$$

$$J' = \rho^9$$

on met en évidence (*Fig. III.2-17*) la possibilité de parvenir à une transition entre le régime de filtration et le régime de filage, pour une fraction solide comprise entre 0,8 et 0,85.

Rappelons que ce schéma n'est valable que lorsqu'on néglige l'influence de la phase liquide dans les écoulements, c'est - à - dire pour des vitesses de filage inférieures à environ 1 m/s.

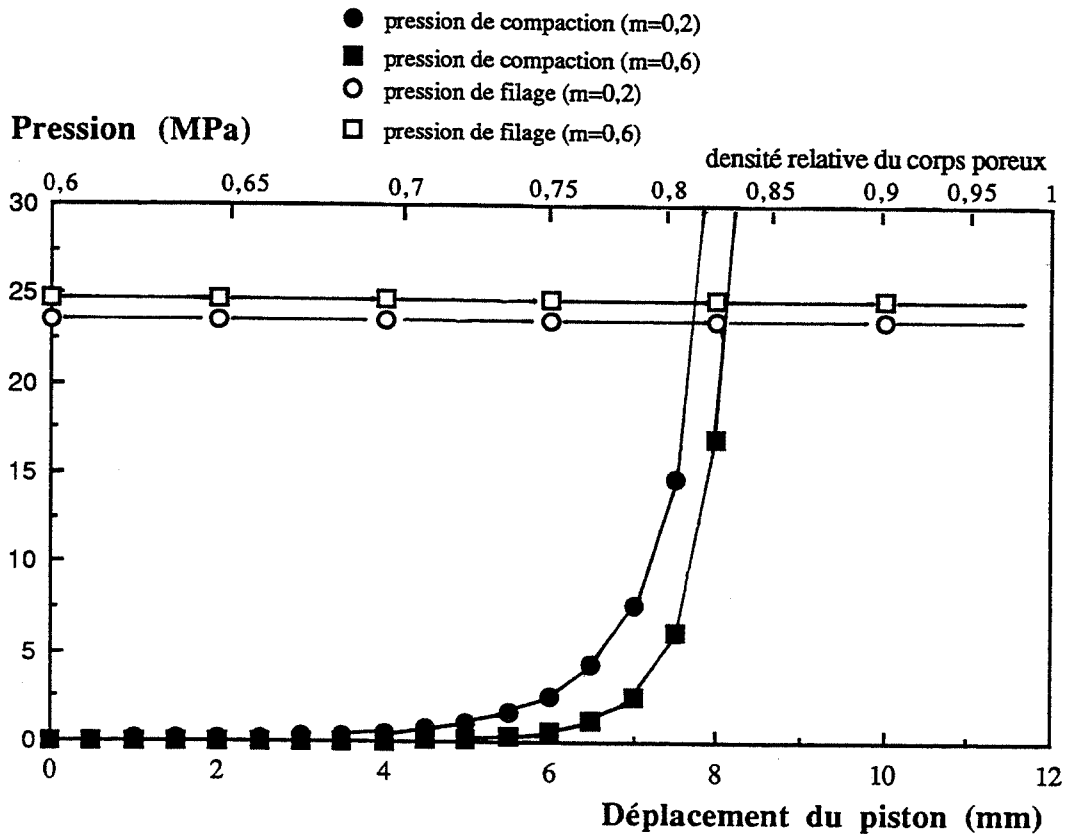


Fig. III.2-17 : Comparaison de la pression de compaction et de la pression de filage, en fonction du déplacement du piston

modèle pseudoplastique $K = 5 \text{ MPa}\cdot\text{s}^m$, $m = 0,2$ ou $0,6$, $\xi = 0,8$

opération de filage $\lambda = 5$, vitesse de piston $0,4 \text{ mm/s}$

Fonctions de compressibilité :

$$\left| \begin{array}{l} J' = \rho^9 \\ J = 0,2 (1 - \rho)^{-2} \end{array} \right.$$

3-3 Conclusions.

Nous avons modélisé une opération de filage d'un matériau homogène incompressible parfaitement plastique (§ III.2-1) ou pseudoplastique (§ III.2-2). En particulier, nous avons calculé l'effort de filage en fonction du déplacement du piston.

Le calcul de la pression interstitielle dans la phase liquide au début de l'essai, en fonction de la vitesse de filage, nous a permis de montrer l'existence d'une vitesse critique en dessous de laquelle la phase liquide sera expulsée de la phase solide (régime de filtration). Pour l'essai de filage décrit ici et pour le matériau considéré, c'est à dire en fonction de la microstructure (S_0 perméabilité) et des caractéristiques physiques et rhéologiques (η , ρ , K et m), cette vitesse critique est comprise entre 1 et 10 m/s. Au dessus, le matériau semi - solide peut être considéré comme un matériau pseudoplastique incompressible, qui se déforme de manière homogène.

En dessous de cette vitesse critique, nous avons calculé les efforts mis en jeu lors d'une compaction du squelette solide avant filage, en supposant que la phase liquide était éjectée sans effort depuis l'agrégat poreux, § III.2-3 .

De la superposition sur un même schéma des courbes d'effort de compaction de la matrice et d'effort de filage homogène en fonction du déplacement du piston, pour une vitesse de filage inférieure à la vitesse critique, nous pouvons remarquer :

- qu'au début de l'opération de filage, l'effort croissant nécessaire pour compacter l'alliage semi - solide reste faible par rapport à l'effort de filage : on aura donc préférentiellement un mode d'écoulement hétérogène, avec éjection de la phase liquide.

- qu' à partir d'une valeur critique de déplacement du piston, correspondant à une valeur critique de la fraction liquide résiduelle, c'est le mode de filage homogène qui demandera le moins d'efforts, donc qui sera prépondérant. Ce résultat dépend des fonctions J et J' adoptées, étroitement liées à des caractéristiques structurales de l'alliage considéré (taille de la structure en particulier).

Nous constatons que les valeurs des fonctions J et J' choisies pour une structure semi-solide à phase solide dendritique (espacements interdendritiques primaires de 200 μm) conduisent à une fraction solide critique de 0,86 - 0,87. La pression atteinte en fin de filtration, pour des paramètres rhéologiques plausibles $K = 5.10^6$ (Pa.s^m), $m = 0,2$, est de 23 MPa pour une vitesse de piston de 0,4 mm/s.

Par contre, pour une structure plus fine, par exemple pour un squelette solide dendritique avec des distances interdendritiques primaires de l'ordre de 50 μm , la fraction solide critique est de l'ordre de 0,82. La pression de filage atteinte est la même que précédemment, pour les mêmes paramètres rhéologiques.

Ce modèle est une première approche pour déterminer l'écoulement d'un alliage semi - solide dans une opération de filage.

Dans nos essais sur aciers, il apparait clairement que l'on ne passe pas de façon aussi nette entre un régime de filtration et un régime de filage homogène. Pour affiner les modèles précédents, il est nécessaire de prendre en compte un écoulement intermédiaire entre le filage pur et la filtration pure : il s'agit par exemple de modéliser une opération de filage en tenant compte de la compressibilité d'une phase solide poreuse (cas des faibles vitesses où l'on néglige la pression interstitielle du liquide). C'est ce que nous nous proposons de faire dans la partie III.2-4.

4 Modélisation du filage d'un matériau compressible : Approche par une méthode de petites perturbations

Dans cette section, nous considérons que le matériau semi-solide se comporte comme un corps poreux à matrice pseudoplastique satisfaisant au critère de SHIMA et OYANE (Nous nous plaçons dans le cas où le squelette solide a une porosité ouverte et où le liquide s'écoule librement).

Nous modélisons l'opération de filage décrite dans les chapitres précédents en supposant que le matériau peut se densifier dans le convergent. Pour cela, nous proposons une méthode analytique basée sur le principe des petites perturbations. Le calcul se déroule de la manière suivante :

4-1) Nous choisissons pour modéliser l'écoulement lors du filage le champ de vitesse d'AVITZUR (par définition incompressible).

4-2) Nous calculons la pression hydrostatique en tout point du convergent, à partir du critère d'écoulement de VON MISES et de la loi de comportement du matériau dense (loi pseudoplastique).

4-3) Pour un matériau poreux satisfaisant au critère de SHIMA et OYANE, la pression hydrostatique est reliée à la vitesse de déformation volumique.

4-4) Cette vitesse de déformation est elle-même directement liée à la variation de la densité locale.

4-5) Par intégration de cette variation sur le chemin de déformation, nous calculons la densité en tout point du convergent (rappelons que la densité du matériau poreux, notée ρ (*), est égale dans notre cas à la fraction de phase solide).

Cette démarche nous permet donc d'obtenir une carte des densités dans le convergent lors du filage d'un corps poreux. Elle suppose que la compressibilité du matériau ne perturbe pas trop le champ de vitesse initialement choisi, autrement dit que la densité ne varie pas trop.

(*) La densité du matériau, notée ρ est un nombre sans dimension égal au rapport de la masse volumique du corps poreux sur la masse volumique de la phase solide dense. On a donc la relation $\rho = 1 - f$, où f est la fraction volumique de trous pour un corps poreux, ou bien la fraction volumique de phase liquide pour un matériau semi-solide.

4 - 1 Champ de vitesse d'AVITZUR et tenseur des vitesses de déformation

Le champ de vitesse d'AVITZUR [1964] s'exprime par la relation [III.2-1].

Le tenseur des vitesses de déformation dans le convergent, en un point M de coordonnées (r, θ , φ) est égal à :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(r, \theta) = \frac{R_1^2}{\sin^2 \alpha} \frac{1}{r^3} U_0 \begin{bmatrix} 2 \cos \theta & \frac{\sin \theta}{2} & 0 \\ \frac{\sin \theta}{2} & -\cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & -\cos \theta \end{bmatrix}$$

4 - 2 Calcul de la pression hydrostatique

a - Calcul du tenseur déviateur des contraintes

La loi d'écoulement plastique associée au critère de VON MISES peut s'exprimer sous la forme :

$$s_{ij}(M) = \frac{2}{3} \sigma_0(M) \frac{\dot{\varepsilon}_{ij}(M)}{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(M)} \quad \text{où} \quad \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(M) = \sqrt{\frac{2}{3} \sum_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^2(M)} \quad [\text{III.2-10}]$$

s_{ij} et ε_{ij} sont les composantes respectivement du tenseur déviateur des contraintes et du tenseur des vitesses de déformation.

σ_0 et $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ sont respectivement la contrainte d'écoulement et la vitesse de déformation équivalente.

Dans notre cas :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(r, \theta) = \frac{R_1^2}{\sin^2 \alpha} \frac{U_0}{r^3} \frac{\sqrt{1 + 11 \cos^2 \theta}}{\sqrt{3}}$$

Nous modélisons un matériau ayant une loi de comportement de type pseudoplastique. La contrainte d'écoulement s'écrit alors, suivant le formalisme utilisé couramment pour les polymères* :

* La loi plus couramment employée dans le cas des métaux est du type :

$$\sigma_0(M) = k \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^m$$

Cependant, dans le cas particulier des alliages à l'état semi-solide, la formulation choisie dans le texte est plus appropriée. En effet, les mesures rhéologiques faites sur ces alliages sont des mesures en viscosimètres dans lesquels les écoulements sont des cisaillements simples. La loi de comportement est réduite alors à l'expression :

$$\tau(M) = K \dot{\gamma}^m$$

$$\sigma_0(M) = \sqrt{3} K \left(\sqrt{3} \dot{\varepsilon}(M) \right)^m$$

K étant la consistance du matériau et m son coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. K et m sont les deux coefficients rhéologiques du matériau pseudoplastique.

Nous déduisons de l'équation [III.2-10] le tenseur déviateur de contraintes au point M :

$$S(r,\theta) = \frac{2 \sigma_0(r,\theta)}{\sqrt{3} \sqrt{1 + 11 \cos^2 \theta}} \begin{bmatrix} 2 \cos \theta & \frac{\sin \theta}{2} & 0 \\ \frac{\sin \theta}{2} & -\cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & -\cos \theta \end{bmatrix}$$

Remarque : par commodité d'écriture, les indices (M) et (r,θ) se référant au point M du convergent seront maintenant sous-entendus.

b - Les équations d'équilibre en coordonnées sphériques en un point M s'écrivent :

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \sigma_{r\theta}}{\partial \theta} + \frac{1}{r \sin \theta} \frac{\partial \sigma_{r\varphi}}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} (2\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\varphi\varphi} + \sigma_{r\theta} \cotan \theta) + f_r &= 0 \\ \frac{\partial \sigma_{r\theta}}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \sigma_{\theta\theta}}{\partial \theta} + \frac{1}{r \sin \theta} \frac{\partial \sigma_{\theta\varphi}}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} (3\sigma_{r\theta} + (\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\varphi\varphi}) \cotan \theta) + f_\theta &= 0 \\ \frac{\partial \sigma_{r\varphi}}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \sigma_{\theta\varphi}}{\partial \theta} + \frac{1}{r \sin \theta} \frac{\partial \sigma_{\varphi\varphi}}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} (3\sigma_{r\varphi} + 2\sigma_{\theta\varphi} \cotan \theta) + f_\varphi &= 0 \end{aligned} \quad \text{[III.2-11]}$$

avec: f_i , la composante des forces de volume sur l'axe i
 $\sigma_{ij} = s_{ij} - \delta_{ij} p$, les composantes du tenseur des contraintes

, la pression hydrostatique

Pour la suite des calculs, on négligera les forces de volume, c'est à dire principalement le poids dans le cas particulier où le filage se fait suivant un axe vertical.

Le champ de vitesse d'AVITZUR est cinématiquement admissible. Cela signifie qu'il vérifie l'incompressibilité et les conditions aux limites sur les vitesses. Par contre, il n'est pas statiquement admissible : il ne satisfait pas les équations d'équilibre (Nous rappelons que seul le champ de vitesse réel est à la fois cinématiquement et statiquement admissible). Cependant, nous pouvons calculer la pression hydrostatique en tout point M du convergent de façon à ce que l'une des équations d'équilibre soit satisfaite. Vu la formulation du champ de vitesse (champ purement radial), il nous semble logique de choisir la relation d'équilibre sur l'axe r - équation [III.2-11]-.

Calcul de l'équation [III.2-11] :

$$\sigma_{rr} = s_{rr} - p \quad \sigma_{r\theta} = s_{r\theta}$$

$$\begin{aligned}\sigma_{\theta\theta} &= s_{\theta\theta} - p & \sigma_{r\varphi} &= s_{r\varphi} = \sigma_{\theta\varphi} = s_{\theta\varphi} = 0 \\ \sigma_{\varphi\varphi} &= s_{\varphi\varphi} - p\end{aligned}$$

i)

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} = \frac{2 \sigma_0}{\sqrt{3}} \left(\frac{-6 m}{r} \frac{\cos \theta}{\sqrt{1+11 \cos^2 \theta}} \right) - \frac{\partial p}{\partial r}$$

ii)

$$\frac{\partial \sigma_{r\theta}}{\partial \theta} = \frac{2 \sigma_0}{\sqrt{3}} \left(\left(\frac{m}{2} + \frac{6(1-m)}{1+11 \cos^2 \theta} \right) \frac{\cos \theta}{\sqrt{1+11 \cos^2 \theta}} \right)$$

L'équation d'équilibre [III.2-11] devient :

$$\frac{2 \sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{\cos \theta}{\sqrt{1+11 \cos^2 \theta}} \frac{1}{r} \left(1 + (1-m) \left(\frac{11}{2} + \frac{6}{1+11 \cos^2 \theta} \right) \right) - \frac{\partial p}{\partial r} = 0 \quad [\text{III.2-12}]$$

La valeur de la pression hydrostatique p en tout point M du convergent peut donc être calculée par une intégration spatiale à partir des conditions aux limites.

c - Conditions aux limites sur les pressions :

Pour trouver ces conditions aux limites, nous supposons que la surface Γ_2 est une surface libre (on néglige la contrainte pouvant résulter des frottements du matériau contre l'outillage après la filière). Cela se traduit par un vecteur contrainte \vec{T} nul en tout point $M_2(r_2, \theta, \varphi)$ de la surface. En toute rigueur, les composantes σ_{rr} , $\sigma_{r\theta}$ et $\sigma_{r\varphi}$ du tenseur des contraintes sur Γ_2 devraient être nulles. Or, on a les relations :

$$\begin{aligned}\sigma_{rr} &= s_{rr} - p \\ \sigma_{r\theta} &= s_{r\theta} \\ \sigma_{r\varphi} &= s_{r\varphi}\end{aligned}$$

Pour un point M_2 quelconque de la surface Γ_2 , on ne peut annuler que la composante σ_{rr} , en ajustant la valeur de p . On trouve alors :

$$p(r_2, \theta) = \sigma_{rr}(r_2, \theta) = \frac{4 \sigma_0(r_2, \theta) \cos \theta}{\sqrt{3} \sqrt{1+11 \cos^2 \theta}} = \frac{4 K \cos \theta}{(1+11 \cos^2 \theta)^{\frac{1-m}{2}}} \left(\frac{R_1^2}{\sin^2 \alpha} \frac{U_0}{r_2^3} \right)^m$$

d - Calcul de la pression hydrostatique locale

On peut alors intégrer l'équation d'équilibre [III.2-12] depuis le rayon r_2 jusqu'à un rayon r quelconque du convergent :

$$\int_{p(r_2, \theta)}^{p(r, \theta)} dp = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\cos \theta}{\sqrt{1 + 11 \cos^2 \theta}} \left[1 + (1-m) \left(\frac{11}{2} + \frac{6}{1 + 11 \cos^2 \theta} \right) \right] \int_{r_2}^r \frac{\sigma_0(r, \theta)}{r} dr$$

Après intégration, l'expression de la pression hydrostatique en tout point du convergent est donnée par :

$$p(r, \theta) = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\cos \theta}{\sqrt{1 + 11 \cos^2 \theta}} \frac{\sigma_0(r_2, \theta)}{r_2} \left\{ 2 + \frac{1}{3m} \left[1 + (1-m) \left(\frac{11}{2} + \frac{6}{1 + 11 \cos^2 \theta} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{r_2}{r} \right)^{3m} \right] \right\} \quad [\text{III.2-13}]$$

ou encore :

$$p(r, \theta) = p(r_2, \theta) \left\{ 1 + \frac{1}{6m} \left[1 + (1-m) \left(\frac{11}{2} + \frac{6}{1 + 11 \cos^2 \theta} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{r_2}{r} \right)^{3m} \right] \right\}$$

Dans le cas limite où $m = 0$ (cas parfaitement plastique), l'expression de la pression hydrostatique est équivalente à $p(r, \theta) = p(r_2, \theta)$.

On définit la triaxialité ζ comme le rapport de la contrainte moyenne dans le matériau, σ_m , à la contrainte d'écoulement du matériau, σ_0 :

$$\zeta = \frac{\sigma_m}{\sigma_0}$$

Rappelons que la contrainte moyenne est égale à l'opposé de la pression hydrostatique.

A partir de l'équation [III.2-13], nous pouvons tracer les courbes isovaleurs de ζ en fonction de X et Y, coordonnées cartésiennes du point dans le convergent. Chaque figure est tracée pour un coefficient rhéologique m donné (Fig. III.2-18 et III.2-19).

Les valeurs numériques utilisées sont :

R_1	15 mm
λ	5
α	85°
U_0	4 mm/s
m	{0,2 - 0,4 - 0,6 - 1}

Remarque : nous avons fixé volontairement la valeur de l'angle du convergent α à 85°. Ceci nous permet de comparer l'influence de m sur les pressions hydrostatiques, pour une même géométrie de filage. La valeur choisie est proche de 90°, pour imposer une zone morte petite. En effet, il est constaté expérimentalement que pour un matériau avec un coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m supérieur à 0,2, la zone morte est pratiquement inexistante.

Nous constatons que la triaxialité est négative dans tout le convergent et que sa valeur varie globalement de -0,8 à -3 (cas $m = 0,2$) (Fig. III.2-18). Cela signifie que l'on est fortement compressif. En effet, à titre de comparaison, la triaxialité a une valeur de -1/3 dans un essai de compression homogène entre plateaux parallèles.

Dans la partie centrale du convergent, c'est à dire pour un angle inférieur à 60°, les isovaleurs de triaxialité sont des courbes à $r = \text{constante}$. Dans la partie externe du convergent, la valeur de la triaxialité diminue lorsque l'angle augmente, pour une même valeur du rayon.

TRIAXIALITE DANS LE CONVERGENT

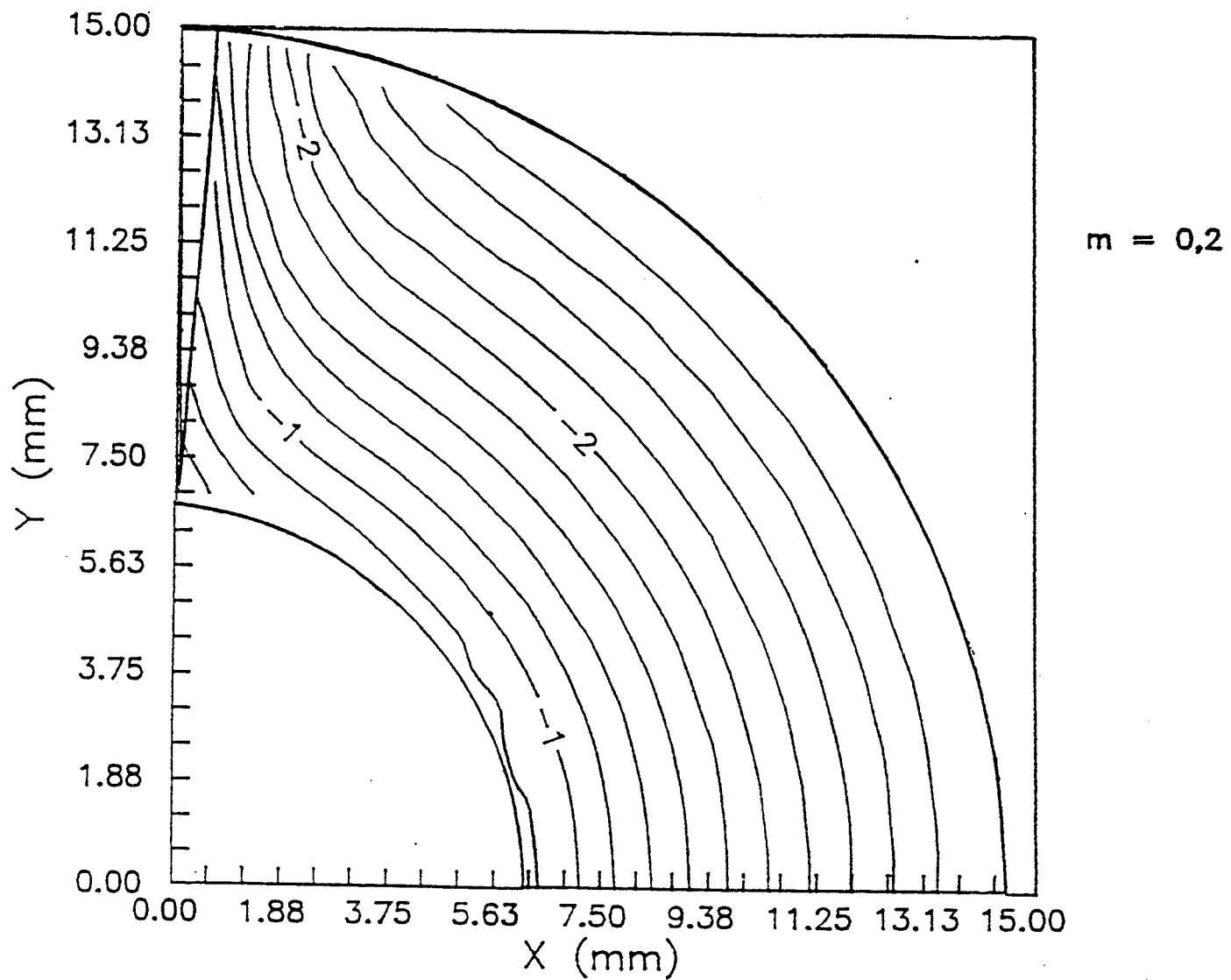


Fig. III.2-18 : Valeur de la triaxialité dans le convergent
calcul pour $m = 0,2$

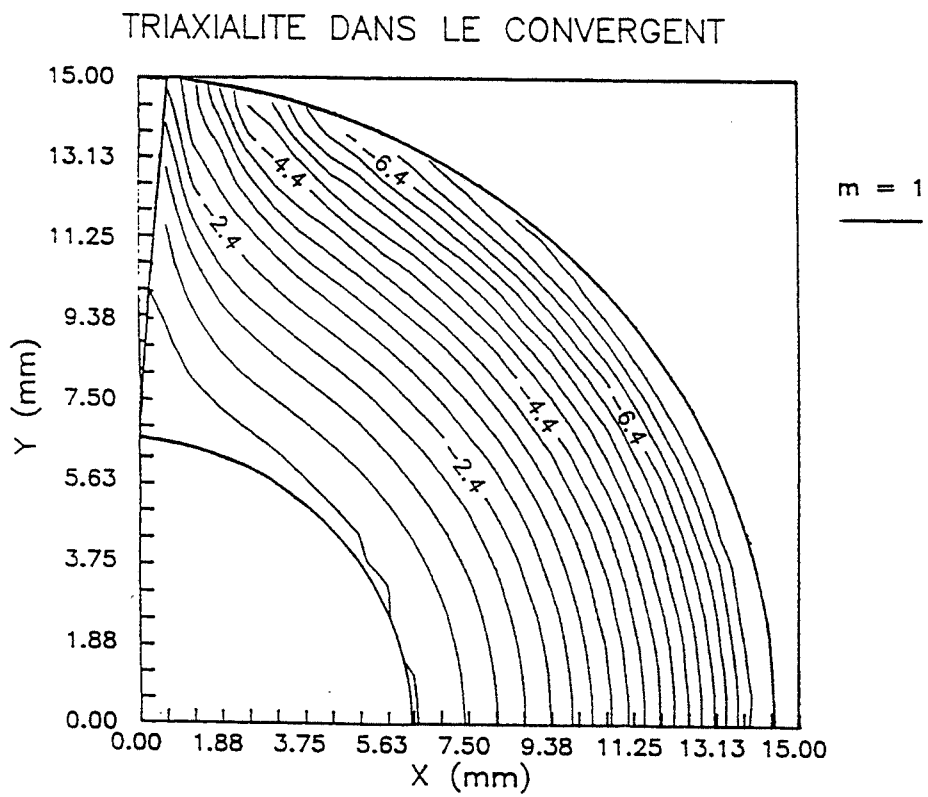
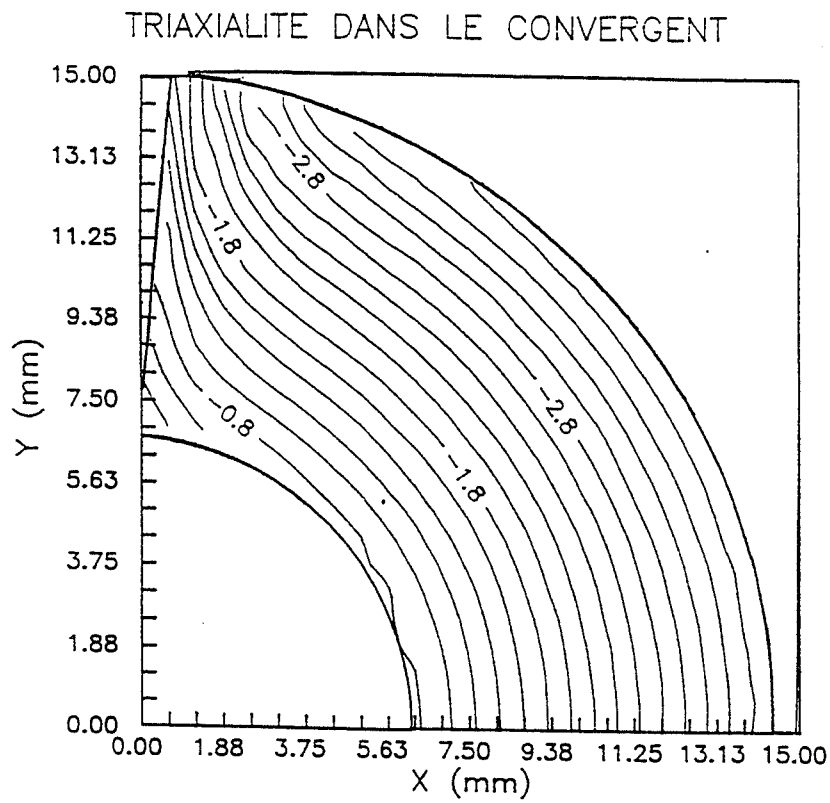


Fig. III.2-19 : Valeur de la triaxialité dans le convergent
calcul pour différentes valeurs de m

Nous pouvons remarquer l'influence de la valeur du coefficient de sensibilité à la vitesse m sur le niveau de la triaxialité (*Fig. III.2-19*) : la forme des isovaleurs reste sensiblement la même pour des valeurs de m de 0,4 et 1 mais le niveau de la triaxialité (en valeur absolue) augmente. Il semble que le gradient relatif de triaxialité entre les régions proches de la zone morte et proches de l'axe diminue lorsque la valeur de m augmente.

4 - 3 Relation entre la pression hydrostatique et la vitesse de déformation volumique dans le critère de SHIMA et OYANE.

Le critère d'écoulement de SHIMA et OYANE est décrit dans les axes principaux de contraintes par la relation :

$$F = J'^2 \sigma_0^2 = \frac{1}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right] + \left(\frac{\sigma_m}{J} \right)^2 \quad [\text{III.2-14}]$$

où σ_0 est la contrainte d'écoulement du matériau dense et J, J' sont les fonctions de SHIMA et OYANE décrites dans l'Annexe 3. Ces deux fonctions dépendent de la densité ρ du corps poreux.

Dans cette équation, la contrainte d'écoulement $J' \sigma_0$ est donnée par le choix de la fonction J' . De même, la partie sphérique σ_m / J est fixée par le champ de vitesse et par la fonction J choisie. Ce critère ne peut donc être employé que dans la mesure où la partie déviatorique de l'équation [III.2-14] reste positive ou nulle :

$$\frac{1}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right] \geq 0$$

Cette relation est équivalente à l'équation :

$$(J' \sigma_0)^2 - \left(\frac{\sigma_m}{J} \right)^2 \geq 0$$

ou encore :

$$-J J' \leq \zeta \leq 0$$

La condition d'emploi du critère de SHIMA et OYANE dépend donc :

- de la valeur de la triaxialité calculée à partir d'un champ de vitesse
- de la valeur du produit des deux fonctions J et J' données.

Produit J J'

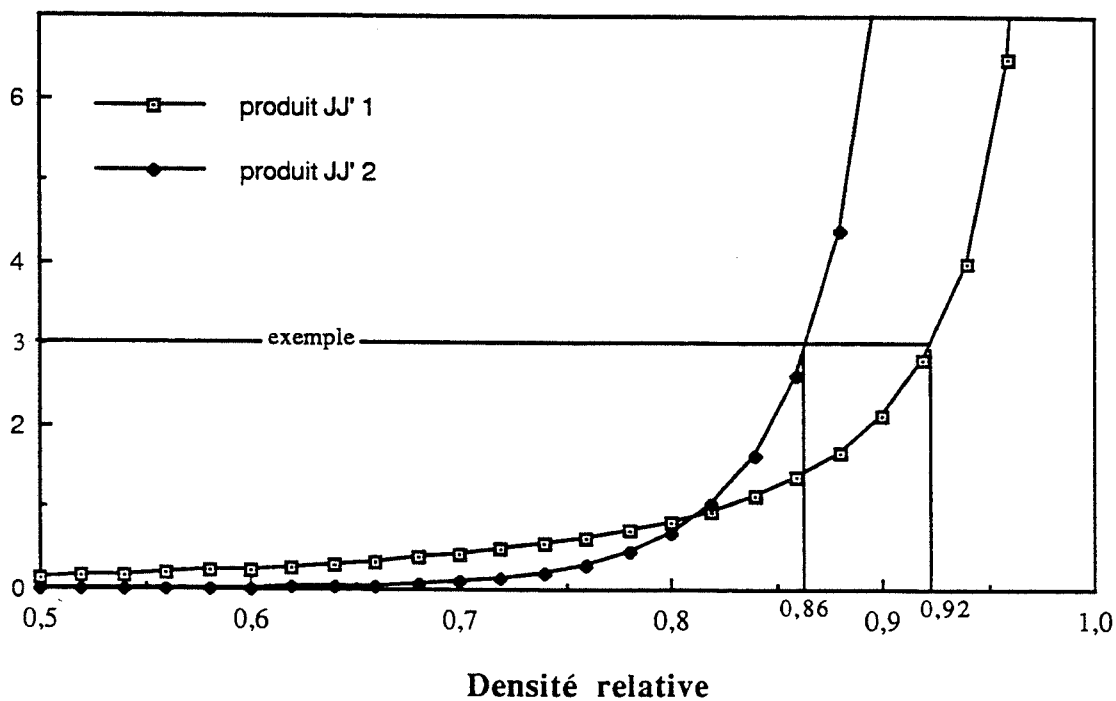


Fig. III.2-20 : Valeur du produit J J' en fonction de la densité du corps poreux.
calcul pour deux couples de fonctions de compressibilité

$$\left| \begin{array}{l} J_1 = \rho^{1,6} \\ J_1 = 0,2 (1-\rho)^{-1,1} \end{array} \right. \quad \left| \begin{array}{l} J'_2 = \rho^9 \\ J_2 = 0,2 (1-\rho)^{-2} \end{array} \right.$$

Cette valeur du produit $J J'$ ne dépend que de la densité du corps poreux ρ (Fig. III.2-20). Nous avons tracé les courbes $J J'$ (ρ) correspondant aux fonctions suivantes :

$$J_1 = 0,2 (1 - \rho)^{-1,1}$$

$$J'_1 = \rho^{1,6}$$

pour une structure dendritique avec un espacement interdendritique primaire de 200 μm (SECONDE [1984]).

$$J_2 = 0,2 (1 - \rho)^{-2}$$

$$J'_2 = \rho^9$$

pour une structure dendritique avec un espacement interdendritique primaire de 50 μm (SECONDE [1984]).

Sur ces courbes, nous avons reporté la valeur absolue maximale de la triaxialité trouvée précédemment (correspondant à $r = r_1$) et déterminer ainsi la densité limite satisfaisant à la condition d'emploi du critère. Cette condition est sévère car elle impose que le critère soit vérifié pour le rayon r_1 où la fraction solide est la plus faible et la valeur de ζ la plus négative. Avec ces conditions, les autres points du convergent satisferont le critère à fortiori.

Pour chaque valeur du coefficient de sensibilité à la vitesse m , et pour les deux couples de fonctions J et J' décrits ci-dessus nous avons porté dans le tableau suivant la valeur de la triaxialité maximale $\zeta(r_1)$ et la densité limite ρ_{\min} correspondante.

$\zeta(r_1)$	m	ρ_{\min} pour J_1 et J'_1	ρ_{\min} pour J_2 et J'_2
-3	0,2	0,92	0,86
-3,6	0,4	0,93	0,865
-4	0,6	0,94	0,87
-6,8	1	0,96	0,885

Physiquement, la condition d'emploi du critère traduit que pour les fortes valeurs de triaxialité (en valeur absolue) et pour les faibles densités (correspondant aux fortes porosités), la partie déviatorique du tenseur des contraintes est nulle et l'on a un écoulement de densification pure. On ne peut pas, alors, imposer au matériau un écoulement déviatorique du type AVITZUR. Pour une valeur de la triaxialité donnée (imposée par le champ de vitesse choisi au départ et par les conditions aux limites), il existe donc une valeur limite de la densité au dessous de laquelle il ne peut y avoir d'écoulement autre que la densification pure.

Dans un matériau poreux de densité ρ supérieure à ρ_{\min} , satisfaisant au critère de SHIMA et OYANE, la vitesse de déformation volumique et la pression hydrostatique sont liées par la relation :

$$\sigma_m = -p = \varepsilon_v \frac{[J(\rho)]^2}{2\lambda} \quad \text{[III.2-15]}$$

avec σ_m , la contrainte moyenne ; ε_v , la vitesse de déformation volumique

en un point donné du matériau ;

et

$$\dot{\lambda} = \frac{1}{2 \sigma_0 J(\rho)} \sqrt{\frac{2}{9} \{(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)^2 + (\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_3)^2 + (\dot{\epsilon}_3 - \dot{\epsilon}_1)^2\} + (J(\rho)\dot{\epsilon}_v)^2}$$

Les $\dot{\epsilon}_x$ sont les composantes du tenseur des vitesses de déformation du matériau poreux dans les axes principaux.

Or, nous avons établi dans l'Annexe 3 la relation :

$$(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)^2 + (\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_3)^2 + (\dot{\epsilon}_3 - \dot{\epsilon}_1)^2 = 3 \sum_i \dot{\epsilon}_i^2 - \dot{\epsilon}_v^2$$

$\dot{\lambda}$ peut donc s'exprimer par :

$$\dot{\lambda} = \frac{1}{2 \sigma_0 J(\rho)} \sqrt{\frac{2}{3} \sum_i \dot{\epsilon}_i^2 + \left(J(\rho)^2 - \frac{2}{9} \right) \dot{\epsilon}_v^2}$$

En reportant cette formule dans l'équation [III.2-15], on trouve :

$$\dot{\epsilon}_v^2 = \frac{\frac{2}{3} \sum_i \dot{\epsilon}_i^2}{J^2 \left(\left(\frac{J' \sigma_0}{\sigma_m / J} \right)^2 - 1 \right) + \frac{2}{9}} \quad \text{[III.2-16]}$$

En considérant toujours l'hypothèse des petites perturbations, on peut remplacer l'expression $\frac{2}{3} \sum_i \dot{\epsilon}_i^2$ concernant le matériau poreux par la valeur $\bar{\epsilon}$ du matériau dense calculée à partir du champ de vitesse.

4 - 4 Relation entre la vitesse de déformation volumique et la densité locale du matériau poreux

La vitesse de déformation volumique en M est liée directement à la variation de la densité locale par la relation :

$$\dot{\epsilon}_v = -\frac{\dot{\rho}}{\rho} \quad \text{[III.2-17]} \quad \text{avec} \quad \dot{\rho} = \frac{d\rho}{dt} = \frac{\partial \rho}{\partial r} \frac{dr}{dt} + \frac{\partial \rho}{\partial \theta} \frac{d\theta}{dt} + \frac{\partial \rho}{\partial t}$$

Or, on se place en régime stationnaire. On a donc $\frac{\partial \rho}{\partial t} = 0$. De plus, le champ de vitesse choisi

est tel que $\frac{d\theta}{dt} = 0$. On obtient en définitive la relation :

$$\dot{\rho} = \frac{\partial \rho}{\partial r} \frac{dr}{dt} = \frac{\partial \rho}{\partial r} u(r, \theta)$$

où $u(r, \theta)$ est la vitesse radiale du champ d'AVITZUR au point M

Compte tenu de ces simplifications et en combinant l'équation [III.2-16] à l'équation [III.2-17], on trouve finalement la relation :

$$\frac{\partial \rho}{\partial r}(r, \theta) = \frac{-\rho(r, \theta) \dot{\epsilon}}{u(r, \theta) \sqrt{J^2(\rho) \left(\left(\frac{J'(\rho) J(\rho)}{\zeta(r, \theta)} \right)^2 - 1 \right) + \frac{2}{9}}} = f(\rho, r, \theta)$$

Nous allons résoudre cette équation différentielle par la méthode de RUNGE KUTTA au deuxième ordre.

4 - 5 Résolution numérique de l'équation différentielle reliant ρ aux coordonnées spatiales

La démarche de résolution est décrite dans un organigramme (Fig. III.2-21).

Nous choisissons comme donnée de départ la valeur de la densité ρ_{\min} que l'on suppose constante sur la surface d'entrée Γ_1 du convergent. A un angle θ fixé, nous allons résoudre l'équation différentielle couplée en ρ et r pas par pas. En appliquant la même démarche pour l'angle θ suivant, nous obtenons une carte de densité point par point dans tout le convergent. Les cartes obtenues sont paramétrées par les fonctions J et J' choisies et par le coefficient m (Fig. III.2-22, III.2-23).

Les courbes d'iso-densité sont à peu de chose près des courbes à $r = \text{constante}$. La densification se produit au fur et à mesure que la matière progresse dans le convergent. En sortie de convergent, la densification est légèrement supérieure à l'extérieur du fil, pour une valeur de m de 0,2. Au contraire, pour $m = 1$, il semblerait que la densification en sortie de convergent soit supérieure vers l'axe du fil. Ceci résulte de la remarque faite précédemment sur les valeurs de la triaxialité dans le convergent en fonction de la valeur de m .

Remarque :

Le fait d'avoir, pour une valeur de m de 1, une densification supérieure sur l'axe, pourrait expliquer les résultats expérimentaux montrant une éjection de la phase liquide vers l'extérieur du fil.

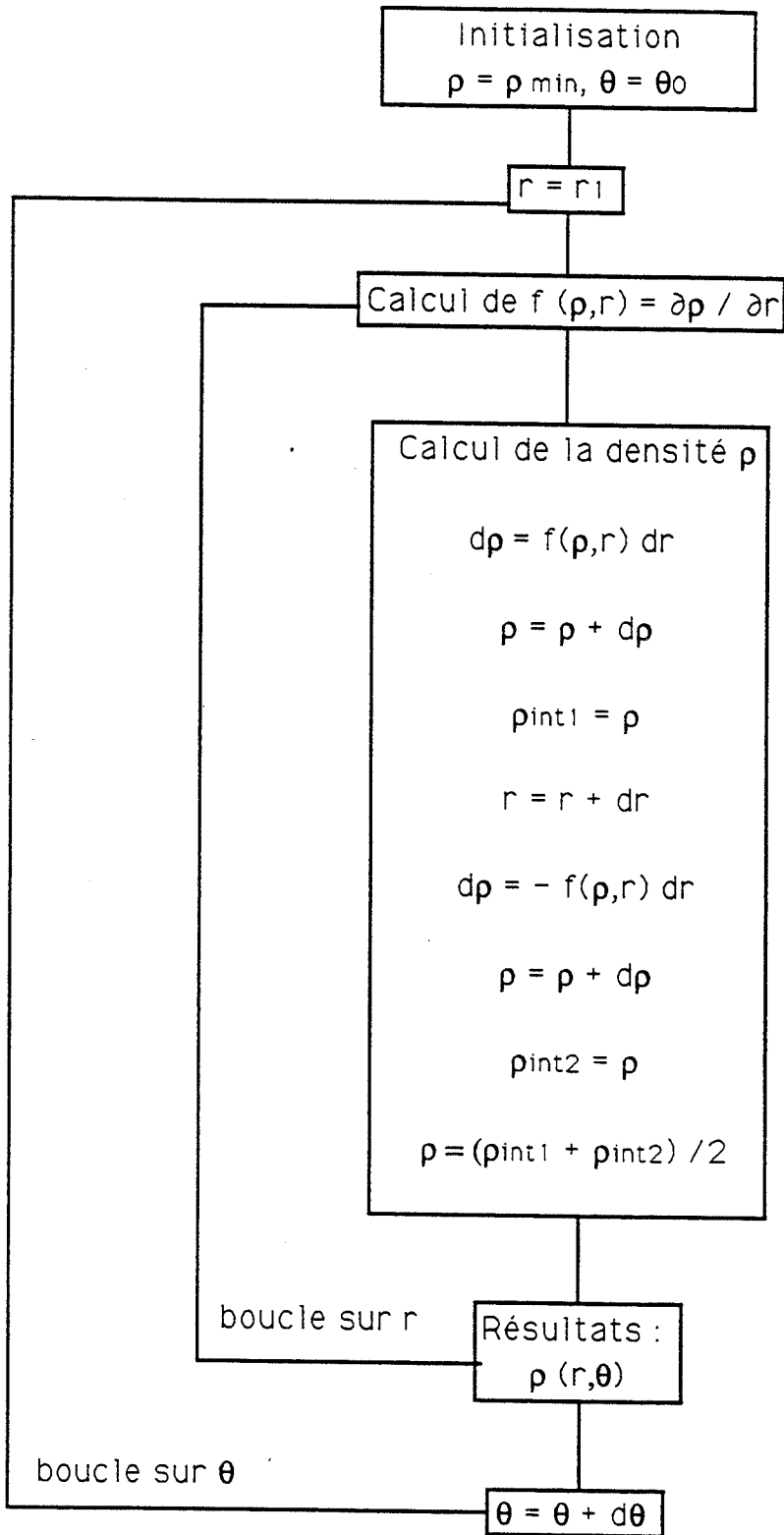
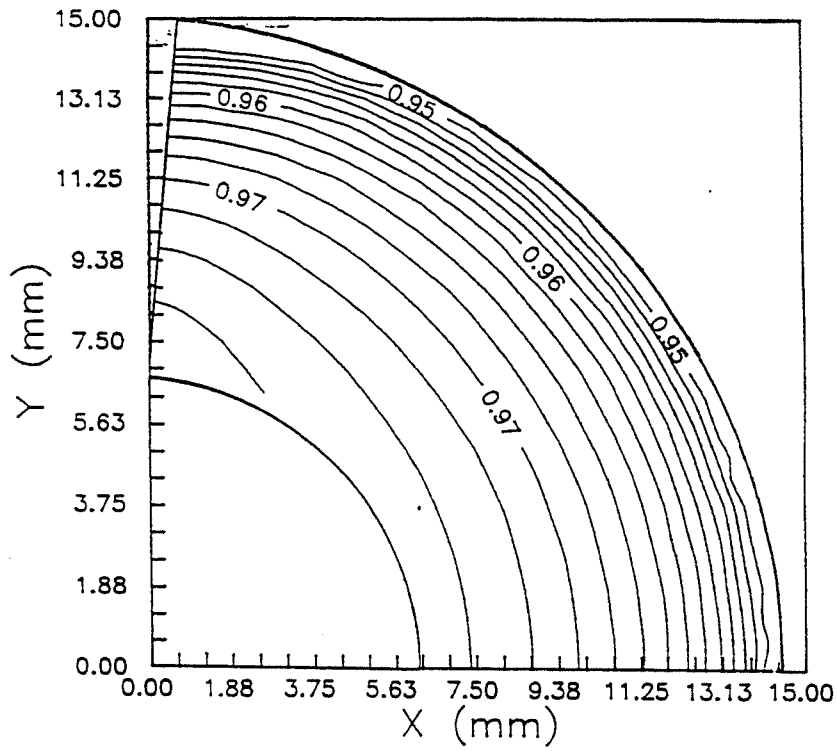


Fig. III.2-21 : Organigramme de résolution de l'équation différentielle reliant la densité aux coordonnées spatiales.

DENSITE DANS LE CONVERGENT

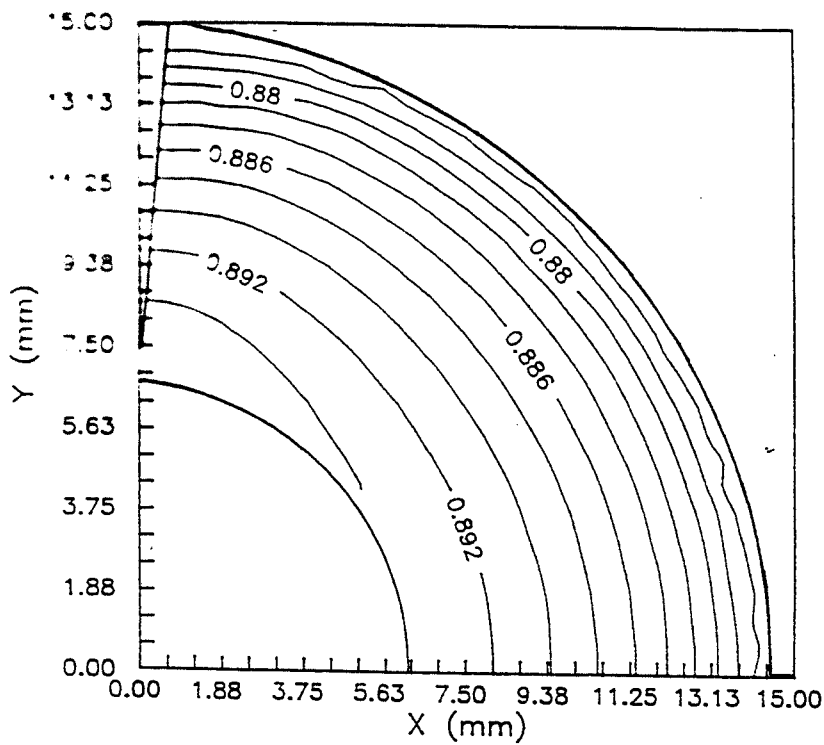


$m = 0,2$
densite limite imposee = 0,95

$$J_1 = 0,2 (1 - \rho)^{-1,1}$$

$$J'_1 = \rho^{1,6}$$

DENSITE DANS LE CONVERGENT



$m = 0,2$
densite limite imposee = 0,87

$$J_2 = 0,2 (1 - \rho)^{-2}$$

$$J'_2 = \rho^9$$

Fig. III.2-22 : Valeur de la densité dans le convergent.

calcul pour $m = 0,2$ et pour deux couples de fonctions de compressibilité

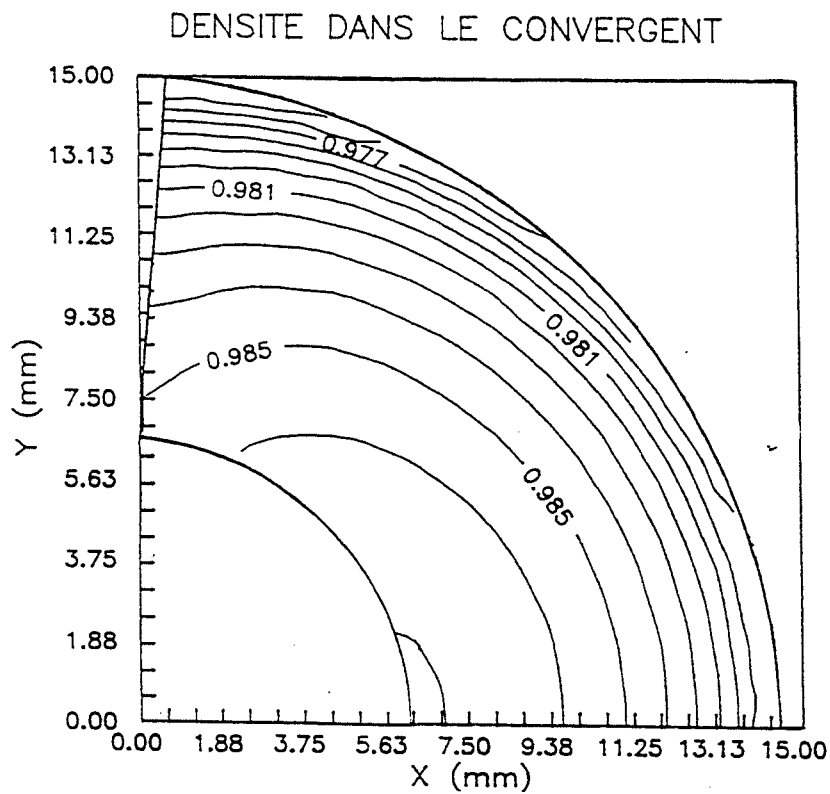
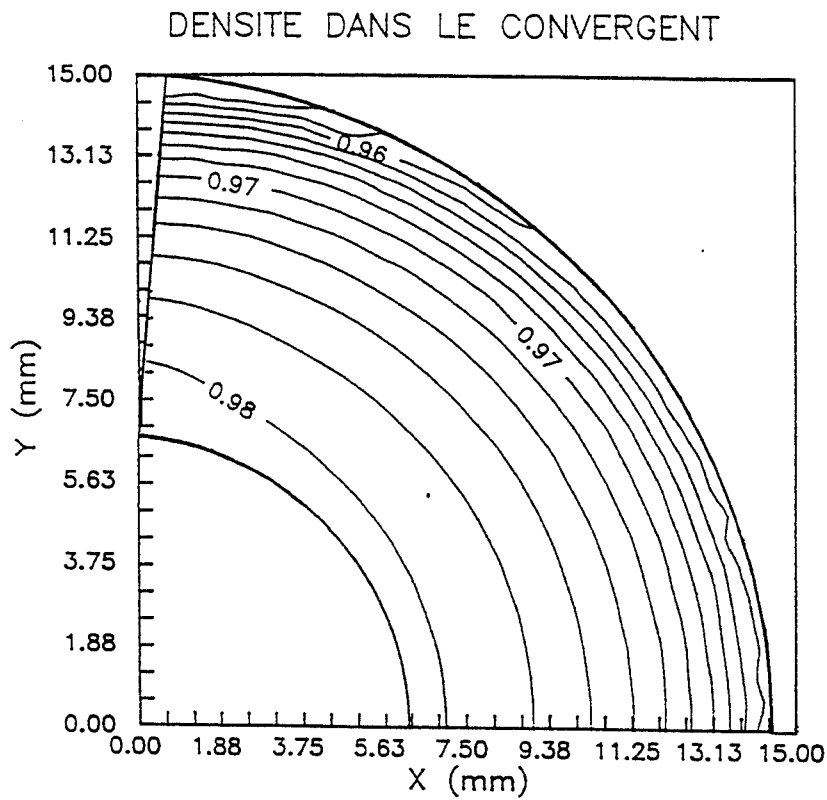


Fig. III.2-23 : Valeur de la densité dans le convergent.

calcul pour différentes valeurs de m

5 Conclusions

Les modèles analytiques développés dans ce chapitre permettent de rendre compte de trois types d'écoulement du matériau semi - solide :

- a) le filage d'un matériau homogène
- b) la filtration totale du liquide avec densification du squelette solide dans le talon de filage
- c) le filage d'un matériau compressible avec densification dans le convergent

a) **Le filage d'un matériau homogène** avec une loi de comportement parfaitement plastique ou pseudoplastique a été calculé à partir du modèle de filage d'AVITZUR (supposant un champ de vitesse purement radial formant un convergent). En appliquant le principe des puissances virtuelles, ce modèle permet de calculer, en fonction du coefficient de frottement de la matière contre l'outillage et du rapport de filage :

- . l'angle du convergent donnant la puissance dissipée minimale
- . la pression de filage correspondante

Si l'on choisit en première approximation un effort de filage expérimental moyen de l'ordre de 3600 daN (soit une pression de filage de 50 MPa), on en déduit les paramètres rhéologiques de l'acier semi-solide, relativement à une loi de comportement donnée :

- Dans l'hypothèse d'une loi de comportement parfaitement plastique, la contrainte d'écoulement σ_0 est égale à environ 10 MPa.
- Dans l'hypothèse d'une loi de comportement pseudoplastique, la consistance K est comprise entre 5 et 10 MPa . s^m pour une valeur de m de 0,2.

Comme nous l'avons vu dans les essais expérimentaux (Chapitre II), l'écoulement de l'acier semi-solide se fait avec éjection de la phase liquide. L'hypothèse d'un matériau homogène incompressible n'est donc pas vérifiée. C'est pourquoi les deux modèles suivants ont été développés pour prendre en compte la phase solide et la phase liquide indépendamment.

b) **Le modèle de filtration** permet de calculer la pression interstitielle dans la phase liquide, régie par la loi d'ERGUN et la pression de compaction de la phase solide poreuse, répondant au critère de plasticité de SHIMA et OYANE.

Ces calculs permettent de définir une vitesse de piston limite, de l'ordre de 1 m / s dans notre cas, au - dessous de laquelle la pression interstitielle est négligeable par rapport à la pression de compaction du solide. La phase liquide est dans ce cas négligée et le corps semi-solide est considéré comme un corps solide poreux compressible.

La pression de compaction d'un corps poreux compressible a été calculée. Cette pression dépend de la taille et de la densité relative du corps poreux par l'intermédiaire de deux fonctions paramétrées J et J' dans le critère de SHIMA et OYANE. La pression augmente avec la densification du solide dans le talon de filage, lors du déplacement imposé du piston. La pression de compaction, faible au départ, atteint au bout de quelques millimètres de déplacement du piston la valeur de la pression de filage calculée précédemment en a). Il devient plus facile

alors au matériau partiellement densifié de s'écouler à travers la filière, à densité relative constante, plutôt que de poursuivre la densification. On met ainsi en évidence au cours de la déformation d'un corps poreux, une transition, pour une certaine valeur de la densité relative, entre un mode de compaction et un mode d'écoulement à porosité constante.

c) Enfin, le modèle de filage d'un matériau pseudoplastique compressible, basé sur un méthode de petites perturbations, permet de calculer en tout point du convergent :

. la valeur de la triaxialité (c'est à dire le rapport de la pression hydrostatique à la contrainte d'écoulement) Cette valeur est beaucoup plus négative dans l'essai de filage que dans un essai classique de compression entre plateaux parallèles. Cette valeur de triaxialité détermine une densité relative limitée au - dessous de laquelle l'écoulement est de type compaction pure.

. la densité d'équilibre. Les courbes d'isovaleurs sont sensiblement des courbes à rayon constant. La valeur du coefficient m de la loi pseudoplastique a une influence sur la valeur de la densité. La densification est légèrement plus prononcée près de la zone morte, pour m égale 0,2 et près de l'axe pour m égale 1 (représentant un fluide newtonien).

Conclusions

Nous avons mis au point un essai rhéologique de filage en conditions isothermes à des températures pouvant atteindre 1450 °C. Ce dispositif a été conçu pour étudier le comportement rhéologique d'aciers refondus partiellement jusqu'à l'état semi-solide. Les vitesses et les taux de déformation pouvant être atteints dans cet essai dépendent de la vitesse et du taux de filage. Ils sont compris dans cette étude respectivement entre 0,1 et 10 s⁻¹ et entre 1,6 et 2,6. Ces valeurs sont représentatives d'écoulements obtenus en forgeage.

Deux types d'aciers ont été étudiés : un acier de construction 100C6 à structure initiale dendritique ou rhéomoulée et un acier rapide Z85 WDCV 6 5 4 2 corroyé à chaud.

Nous avons constaté lors de l'étape de chauffage puis de maintien isotherme de l'ordre de 50 mn dans l'intervalle de solidification, des modifications structurales importantes des aciers étudiés : phénomènes de maturation, de globularisation et de grossissement de la phase solide entourée par le liquide interdendritique. On notera par exemple que la structure de l'acier rapide se présente, après le cycle de chauffage, sous forme de globules de phase solide sphéroïdaux et individualisés, entourés par la phase liquide. L'acier 100 C6 à structure initiale plus grossière présente à l'état semi-solide une phase solide globularisée mais moins bien individualisée.

En fonction des paramètres opératoires (vitesse de piston, taux de filage, température d'essai) et de la structure de l'acier à l'état semi-solide, nous avons constaté deux types d'écoulements :

- filtration totale de la phase liquide au travers de la filière, la phase solide se densifiant dans le talon de filage,
- filage semi-solide avec filtration partielle de la phase liquide, la phase solide étant pour une partie entraînée dans le fil formé et pour l'autre partie densifiée dans le talon de filage.

Le cas idéal de déformation homogène du mélange semi-solide , c'est à dire une déformation sans éjection de liquide, n'a pas été obtenu expérimentalement.

C'est la *vitesse de filage* qui semble être le paramètre opératoire le plus important vis à vis de ces types d'écoulement : le régime de filtration totale de la phase liquide a été observé dans les essais à faible vitesse de piston (4.10^{-4} m.s⁻¹) tandis que le régime de filage semi-solide se produit à forte vitesse (8.10^{-3} m.s⁻¹).

Le régime d'écoulement est régi de plus par le *taux de déformation* et plus précisément par le rapport de la taille des globules de phase solide à la taille de l'outillage : l'écoulement est d'autant plus homogène que la phase solide est plus fine, sous forme de globules individualisés et qu'elle peut s'écouler plus librement dans l'outillage (c'est à dire sans être gênée par des effets d'arc - boutements contre l'outillage). Le rapport critique de la taille de la structure à la taille de l'outillage semble être de l'ordre de 1 pour 20 à 1 pour 30.

Enfin, l'influence de la *fraction de phase liquide* a été étudiée, pour des valeurs entre 0,05 et 0,4. Les essais à faible fraction de phase liquide (0,05) et faible vitesse de filage ont montré une filtration de la phase liquide à travers le réseau formé par la structure solide. Une déformation presque homogène a été obtenue sur acier rapide avec une fraction de phase liquide initiale comprise entre 0,15 et 0,2. Pour le 100C6 présentant une phase solide partiellement globularisée, les essais à forte vitesse montrent un filage semi-solide pour des fractions liquides initiales de l'ordre de 0,4. Pour des fractions liquides plus faibles (environ 0,15), l'écoulement semi - solide est plus difficile à obtenir et l'on observe une fissuration du réseau solide.

L'ensemble de ces résultats expérimentaux sur aciers, les données bibliographiques sur alliages modèles ainsi que des calculs analytiques ont permis de délimiter sur un plan (fraction liquide - vitesse de piston) les différents domaines correspondants à chaque type d'écoulement :

- * écoulement de filtration,
- * écoulement avec filtration partielle,
- * déformation homogène de l'ensemble solide + liquide, sans éjection de phase liquide.

En particulier, pour la gamme de fractions liquides intermédiaires (c'est à dire approximativement 0,2 - 0,8), nous avons calculé une vitesse de filage limite au-dessus de laquelle la pression interstitielle dans la phase liquide est du même ordre de grandeur que la pression nécessaire pour déformer la phase solide poreuse. Il en résulte un écoulement incompressible, sans filtration de la phase liquide. Le matériau peut être modélisé alors par une loi de comportement homogène incompressible du type loi pseudoplastique de NORTON

HOFF. Pour les structures étudiées, la vitesse de filage (vitesse du piston) limite calculée est égale à environ 1 m.s^{-1} .

L'analyse rhéologique de l'essai de filage a été faite en dépouillant les courbes de filage expérimentales, représentant l'effort de filage en fonction du déplacement du piston : des courbes théoriques ont été calculées par des méthodes numériques (code FORGE 2[®]) ou par des méthodes analytiques, en faisant des hypothèses sur la loi de comportement du matériau ; la comparaison des courbes théoriques avec les courbes expérimentales a permis de fixer un ordre de grandeur des paramètres rhéologiques représentatifs des aciers semi-solides.

- La loi de comportement de l'acier semi-solide peut être considérée, en première approximation, comme une loi parfaitement plastique, de contrainte d'écoulement σ_0 égale à environ 10 MPa.

- En seconde approximation, on peut choisir une loi pseudoplastique incompressible, de consistance K comprise entre 5 et 10 MPa.s^m et de coefficient de sensibilité à la vitesse m égal à 0,2.

- La loi permettant de rendre compte au mieux de l'effort de filage en fonction du déplacement du piston semble être une loi pseudoplastique compressible. Quelques calculs préliminaires ont été fait en introduisant une loi de ce type dans le code aux éléments finis FORGE 2[®]. Ces calculs encourageants méritent d'être complétés.

Dans le même esprit, un modèle analytique de l'essai de filage a été développé pour prendre en compte le caractère biphasé des matériaux semi-solides et modéliser au mieux les écoulements expérimentaux observés. La loi de comportement choisie pour la phase solide poreuse est une loi de type compressible, couplée à une loi d'écoulement du liquide interstitiel. La modélisation a permis de rendre compte des observations expérimentales :

a) pour les vitesses de filage étudiées, bien inférieures à la vitesse limite de 1 m.s^{-1} , l'influence de la phase liquide peut être négligée. Le calcul peut se poursuivre alors en considérant uniquement la phase solide poreuse compressible.

b) le calcul analytique développé, utilisant des paramètres rhéologiques issus de la littérature, permet de mettre en évidence au cours du déplacement du piston une phase de filtration pure, suivie par une phase de filage homogène. Pendant la filtration, la phase solide se densifie dans le talon de filage et atteint une fraction volumique limite. Au - delà de cette fraction solide, il devient plus facile pour le matériau de s'écouler de façon homogène (régime de filage homogène) que de continuer à se densifier. La transition entre ces deux modes

d'écoulement est liée à la taille de la structure semi-solide par l'intermédiaire de deux fonctions de compressibilité de la phase solide. Pour la structure la plus grossière étudiée, la phase de filtration se poursuit jusqu'à une fraction solide limite de l'ordre de 0,9. Pour la structure fine, la transition entre les deux écoulements se fait pour une fraction solide limite de l'ordre de 0,8.

c) un calcul analytique complémentaire introduisant la compressibilité dans un modèle de filage a permis de modéliser un écoulement intermédiaire entre la filtration pure et le filage homogène. Il permet de définir comme dans le cas précédant une fraction de phase solide limite au dessous de laquelle seule une déformation de compaction pure peut avoir lieu. Lorsque la densification de l'alliage dans le talon de filage est suffisante et que la fraction de phase solide est supérieure à la valeur limite, le corps poreux s'écoule dans la filière tout en se densifiant partiellement.

Perspectives

L'analyse des essais expérimentaux permet de mettre en évidence les principaux paramètres influents sur les écoulements d'aciers à l'état semi-solide. Dans l'optique d'opérations de mise en forme à l'état semi-solide de pièces en acier, nous avons montré que pour obtenir un écoulement homogène des phases solide et liquide, c'est à dire pour réaliser des pièces industrielles à structure et caractéristiques homogènes, il fallait se placer dans des conditions opératoires déterminées : vitesses de déformation supérieures à une certaine limite, taille de la structure semi-solide adaptée à la taille de l'outillage (point particulièrement important quant il s'agit de remplir des empreintes fines, par exemple), morphologie de la phase solide plutôt globulaire et individualisée, fraction de phase liquide optimale... Ces résultats sont le plus souvent d'ordre qualitatif et mériteraient d'être affinés :

- par des essais à forte vitesse de piston pour appréhender expérimentalement la vitesse limite filtration / filage homogène.

- par une caractérisation fine de la morphologie et de la taille de la phase solide, prenant en compte par exemple les interconnexions entre particules, la proportion de phase liquide piégée...

L'utilisation de l'essai de filage comme test rhéologique a permis de fixer des ordres de grandeurs de paramètres dans les lois de comportement "classiques" (loi parfaitement plastique et loi pseudoplastique). L'observation des structures après filage a montré l'hétérogénéité des écoulements, non prise en compte dans les lois ci-dessus. Aussi, les calculs développés pour modéliser une filtration totale ou partielle du liquide sont construits à partir de modèles de

compressibilité de corps poreux. L'utilisation de ces lois un peu plus raffinées présente plusieurs problèmes :

- les données d'entrée nécessaires à ces modèles (dans notre cas les fonctions de compressibilité J et J') sont difficiles à obtenir expérimentalement. La bibliographie est dans ce domaine assez pauvre et l'on doit généralement se contenter de fonctions simples de la fraction de phase solide. L'influence de la morphologie et de la taille de la phase solide sur ces fonctions mérite d'être approfondie, en poursuivant par exemple les premiers travaux faits en ce sens par SECONDE [1984].

- le couplage entre la déformation de la phase solide poreuse et la pression interstitielle dans le liquide peut vite amener à des calculs analytiques lourds. Le développement de calculs numériques semble alors nécessaire.

Outre l'aspect mise en forme, l'ensemble de cette étude permet d'apporter un éclairage nouveau sur la compréhension des mécanismes de déformation de la zone pâteuse (ou semi-solide) en coulée continue ou coulée directe de produits minces dans la sidérurgie. En effet, la zone de solidification est le siège de défauts de type crique centrale, ségrégation centrale et veine ségrégée liés aux écoulements de la phase liquide interdendritique à travers le réseau solide.. Une meilleure connaissance des mécanismes, ainsi qu'une bonne modélisation permettront dans les prochaines années de mettre au point les dispositifs industriels de réduction de ces défauts (dispositifs de réduction douce, de compression thermique sur cœur pâteux...)

----- 0 -----

Références bibliographiques

- [19??] Brevet : BRINEGAR J., CHAMBERLAIN K., brevet européen EP 0 218 536
- [1905] EINSTEIN A. : Ann. Physik, 1905, 17, 459.
- [1932] SCOTT J.R. : Trans. IRI, 1931 vol 7 p169, 1932 Vol 8 p481
- [1937] CARMAN P.C. : Trans. Inst. Chem. Eng., 15, 1937, 168
- [1948] VANT V. : J. Phys. & Colloid Chem., 1948, 52, 277.
- [1950] SAITO N. : J. Phys. Soc. (Japan), 1950, 5, 4.
- [1952] ERGUN S. : Chem. Eng. Prog., 1952, 48, 93.
- [1955] MANLEY R St J., MASON S. G. : Can. J. Chem., 1955, 33, 763.
- [1961] CARMAN P.C., L'écoulement des gaz à travers les milieux poreux, 1^{ère} édition, Presses Universitaires de France, Paris, 1961
- [1964] AVITZUR : J. of Engineering fir Industry, 1964, Nov., 305 - 316.
- [1965] THOMAS : J. of Colloid Science, 1965, 20, 267 - 277.
- [1966] BRODY, FLEMINGS M.C. : Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1966, Vol 236, 615 - 623
- [1967] KATTAMIS - J. C. COUGHLIN - M.C. FLEMINGS, TMS AIME, 239, 1967, 1504 - 1511.
- [1967] POKORNY A. et J. : DE FERRI METALLOGRAPHIA - tome III, Ed. Berger - Levrault, Paris 1967
- [1969] METZ S.A., FLEMINGS M.C. : Trans. Am. Foundrymen's Soc., 1969, vol. 77, 329 - 334.
- [1970] METZ S.A., FLEMINGS M.C. : Trans. Am. Foundrymen's Soc., 1970, vol. 78, 453 - 460.
- [1971] KUHN H., DOWNEY C. : International Journal of Powder Metallurgy, 7, 1, 1971, 15 - 25
- [1972] BAQUE : Rapports internes ENSTA - ENSMP n° 002 1972 et 028 1974
- [1972] GREEN R. : Int. J. Mech. Sci. Pergamon Press, 1972, Vol 14, 215 - 224
- [1972] SPENCER D., MEHRABIAN R., FLEMINGS M.C. : Met. Trans., July 1972, Vol. 3, 1925 - 1932.
- [1973] BAQUE P., FELDER E. : Mise en forme de métaux, Calculs par la plasticité, Ed. DUNOT

- [1974] APELIAN : Met. Trans., 1974, 5, 2533 - 2537.
- [1974] GUTH E., SIMHA R. : Kolloid-Z., 1936, 74, 236.
- [1975] FLEMINGS M.C. : Interim report, October 1975, Contract DAAG 46-73-C-OIIO, Army Materials and Mechanics Research Center, Watertown, Mass.
- [1975] MEHRABIAN R., FLEMINGS M.C. : Aluminium, 1975, 11, 710 - 714.
- [1976] ADDA Y., DUPOUY J.M., PHILIBERT J., QUERE Y. : Eléments de métallurgie Physique, Service de documentation du CEN Saclay, 1976
- [1976] Brevets : MEHRABIAN R., FLEMINGS M.C., U.S. Patent 3 936 298 fev 1976 ; 948 650 avr 1976 ; 951 651 avr 1976 ; 954 455 mai 1976
- [1976] FLEMINGS M.C., RIEK R.G., YOUNG K.P. : Materials Science and Engineering, 1976, 25, 103 - 117.
- [1976] JOLY P.A., MEHRABIAN R. : J. of Material Science, 1976, 11, 1393 - 1418.
- [1976] OBLAK J.M., RAND W. H. : Met. Trans. B, Vol 7B, December 1976, 705 - 709.
- [1976] SHIMA S., OYANE M. : Int. J. Mechanical Science, 1976, 18, 285 - 291.
SHIMA S., TABATA T., OYANE M., KAWAKAMI T. : Mem. Fac. Eng. Kyoto, 1976, Vol 38, 117 - 137
- [1976] YOUNG K.P. et al. : AFS Trans., 1976, 128, 169 - 174.
- [1977] A Guide to the Solidification of Steels , Jernkontoret, Stockholm, 1977
- [1977] Brevet : ALUMINIUM SUISSE, demande de brevet d'invention 77 04838, fev 1977
- [1977] FLEMINGS M.C., YOUNG K.P., RIEK R.G. : Paper N° G-T77-092, 1977, 9th SCDE Intern. Die Casting Ex and Congress, June 6-9, Milwaukee, Wisconsin.
- [1977] WOLF M., KURZ W. : Conférence internationale "Solidification and Casting of Metals", 18 - 20 July 1977, Sheffield, 287 - 294.
- [1978] Brevet : FLEMINGS M.C. , RIEK, YOUNG, U.S. Patent 4 108 643 aout 1978
- [1978] Brevet : OLIN Corp, Brevet d'invention N° 78 34520
- [1978] FLEMINGS M.C. : Rheocasting Battelle Columbus Laboratories, OHIO, 1978, 33 - 39.
- [1979] Brevet : VOGEL, brevet européen 0 013 076 nov 1979
- [1979] CHEN C.Y., SEKHAR J.A., BACKMAN D.G., MEHRABIAN R. : Materials Science and Engin., 1979, 40, 265 - 272.
- [1979] FENOT : thèse ENSMP, janvier 1979.

- [1979] TAHA M. A. , EL MAHALLAWY N. A. : ICM 3, Vol. 2, England, 1979, 537 - 546.
- [1979] YOUNG K.P., RIEK R. G., FLEMINGS M.C., Metals Technology, April 1979, 130 - 137.
- [1980] Brevets : WINTER, DANTZIG, TYLER Brevet d'invention N° 80 04176
WINTER, U.S. Patent 4 229 210 oct 1980
- [1980] LAXMANAN V., FLEMINGS M. C. : Met. Trans. A, Dec. 1980, 11, 1927 - 1937.
- [1981] CHONE J., MARTINOT, BIRAT J.P. : Rapport IRSID ACI - RC 919
- [1981] CLYNE, KURZ : Met Trans A, 1981, Vol 12 A, 965 - 971
- [1981] MATSUMIYA T., FLEMINGS M.C. : Met. Trans. B, 1981, 12, 17 - 31.
- [1982] ASSAR A., EL MAHALLAWY N. A., TAHA M. A. : Metals Technology, May 1982, Vol 9, 165 - 170.
- [1982] SECORDEL P., SUERY M. : Compte rendu de fin d'étude Matériaux N° 82.P.0522.
- [1982] SUERY M., FLEMINGS M. C. : Met. Trans. A, 1982, 13, 1809 - 1819.
- [1983] BOBADILLA M.: rapport PCM RC 967, janvier 1983.
- [1983] BROOK G.B. : Materials & Design, Vol 3, 1983, 558 - 565
- [1983] CHARREYRON P. O. : thèse docteur ingénieur ENSMP, janvier 1983.
- [1983] MILLIERE C., SECONDE J - F., SECORDEL P., SUERY M. : Mém. Etudes Scientifiques Rev. Mét., 1983, Juillet - Août.
- [1983] PAI, JONES : Solidif. Technol. in hte Foundry and Casthous, Metals Society LONDON, 1983, 126
- [1984] COLLOT J. : Mém. Etudes Scientifiques Rev. Métallurgie, 1984, 11, 591 - 603.
- [1984] DOHERTY R., LEE H., FEEST E. : Materials Sc. and Eng., 65, 1984, 181-189.
- [1984] LAPKOWSKI W., PIECZKA M. : Metalurgia i Odlewnictwo, 1984, 10, 49 - 60.
- [1984] MURAKAMI K., OKAMOTO T. : Acta Metallurgica, 1984, 32, N°9, 1741 - 1744.
- [1984] MURAKAMI K., SHIRAISHI A., OKAMOTO T. : Acta Metallurgica, 1984, 32, N°9, 1423 - 1428.
- [1984] PINSKY - CHARREYRON P. O.: Met. Trans. B, volume 15, march 1984, 173 - 181.
- [1984] SECONDE J. F. : thèse docteur ingénieur, INPG, 1984.

- [1984] SEMELET Y. : Rapport IRSID PCM 84 - RP 212
- [1985] ABOUAF M. : Thèse INPG 1985
- [1985] COLLOT J., FIORUCCI G., JACOMET S. : Rapport CEMEF, 1985, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Sophia Antipolis, Valbonne.
- [1985] LALLI : Met Trans A, 1985, Vol 16 A, 1393 - 1403.
- [1985] LEHUY H., MASOUNAVE J., BLAIN J. : Journal of Mat. Science, 20, 1985, 105 - 113.
- [1985] MOLENAAR J., SALEMANS F., KATGERMAN L. : Journal of Mat. Science, 20, 1985, 700 - 709.
- [1985] RIBE N. : Geophys. J.R. astr. Soc., 1985, 83, 487 - 501
- [1986] AGASSANT J.F., AVENAS P., SERGENT J.Ph : Mise en forme des matières plastiques, Technique et Documentation (Lavoisier), 1986
- [1986] BALAKRISHNA L.A., CHOWDIAH M.P. : Indian Foundry J., 1986, 5, 16 - 23.
- [1986] CHENG J-J. A., APELIAN D., DOHERTY R. : Met. Trans. A, Nov. 1986, 17A, 2049 - 2062.
- [1986] GILORMINY P., MONTHEILLET F : J. Mech. Phys. Solids, vol 2, 1986, 97 - 123
- [1986] LESOULT G. : "Techniques de l'ingénieur", Chap. M 58, "Solidification".
- [1986] MOLENAAR J., KATGERMAN L., KOOL W. : Journal of Mat. Science, 21, 1986, 389 - 394.
- [1986] SARREAL J., ABBASCHIAN G. : Met. Trans. A, volume 17 A, Nov 1986, 2063 - 2073.
- [1986] YOUNG R.M.K., CLINE T.W. : J. of Materials Science, 1986, 21, 1057 - 1069.
- [1987] Brevet : ICHIKAWA K., U.S. Patent 4 636 355 jan 1987
- [1987] Brevet : PRYOR M.J., WINTER J., DANTZIG J., brevet français 2 519 275 jan 1987
- [1987] Brevet : WILMOTTE S., CRM LIEGES, brevet européen 0 269 180 nov 1987
- [1987] FOWLER A. : Structure and Dynamics of Partially Solidified Systems, Ed. D.E. LOPER, NATO ASI Series, 159 - 199
- [1987] HUNG-KUK OH, JOUNG-WOO PHARK : Jour. of Mech. Work. Techn., 15 (1987), 119 - 130
- [1987] ICHIKAWA K., ISHIZUKA S., KINOSHITA Y. : Trans. of the Japan Institute of Metals, Vol. 28, N°2, 1987, 135 - 153.
 ICHIKAWA K., KINOSHITA Y., SHIMAMURA S. : Trans. Japan Instit. Metals, 1987, 26, N° 7, 513 - 522.

- [1987] KENNEY M.P., COURTOIS J.A. et al : Molding and Casting Processes, 1987, Abstracts of Foundry.
- [1987] LOWELL R., BERGANTZ G. : Structure and Dynamics of Partially Solidified Systems, Ed. D.E. LOPER, NATO ASI Series, 383 - 400
- [1987] Mc BIRNEY A., RUSSEL W. : Structure and Dynamics of Partially Solidified Systems, Ed. D.E. LOPER, NATO ASI Series, 349 - 366
- [1987] STEVENSON D., SCOTT D. : Structure and Dynamics of Partially Solidified Systems, Ed. D.E. LOPER, NATO ASI Series, 403 - 415
- [1988] Brevet : D'HAeyer., CRM LIEGES, Dépôt de brevet 87 01382 aout 1988
- [1988] Brevet : ECONOMOPOULOS M., CRM LIEGES, Dépôt de brevet 87 01329 aout 1988
- [1988] Brevet : NIPPON KOKAN KK, brevet 88 357583 / 50 avr 1987
- [1988] DRIVER J. : "Genèse et contrôle des microstructures", Cours de DEA, Ecole des Mines de St Etienne, 1988.
- [1988] EUSTATHOPOULOS N., CAMEL D., FAVIER J.J. : Solidification des alliages, Ecole d'été Carry-le-Rouët (France), Les Editions de Physique 1988, 133 - 168
- [1988] KURTZ W., RAPPAZ M. : Solidification des alliages, Ecole d'été Carry-le-Rouët (France), Les Editions de Physique 1988, 191 - 222
- [1988] LACAZE J. : Solidification des alliages, Ecole d'été Carry-le-Rouët (France), Les Editions de Physique 1988, 89 - 102
- [1988] LEHUY H. : Journal of Mat. Science, 23, 1988, 2943 - 2950.
- [1988] TAHA M. A. , EL MAHALLAWY N. A., ASSAR A. : Journal of Mat. Science, 23, 1988, 1379 - 1390.
- [1989] BERNARD L., MOSCHINI R., RONCHIATO G. : Metallurgical Science and Technology, 1989, 7, 84 - 91.
- [1989] LEBLOND J.B., PERRIN G. : FRAMASOFT , CSS.NT.89/4018
- [1989] LEBLOND J.B., PERRIN G. : symposium C.M.D.S.G., DIJON, 1989
- [1989] LI B. : thèse Ecole Centrale Arts et Manufactures, sept. 1989.
- [1989] SECORDEL P. : Rapport UNIREC 1989
- [1989] SECORDEL P.- VALETTE E. : rapport interne UNIREC RI 89 611 octobre 1989.
- [1990] BELLET M., MONTMITONNET P., MASSONI E., CHENOT J.L. : Séminaire de Plasticité et de Mise en Forme des Métaux - Sophia - Antipolis - 17 - 21 Sept 1990 - Chap. 14 tome 2
- [1990] BRANSWICK O. - LEVAILLANT C. : rapport CEMEF mai 1990.

- [1990] BRANSWICK O., COLLOT J., LEVAILLANT C. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] BROWN S., KUMAR P. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] DECKER R., BRADLEY N., FREDERICK P.: "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] GANG WAN, SAHM P. : Acta Metall. Mater., Vol. 38, N°6, 967 - 972
- [1990] ILEGBUSI O., SZEKELY J. : ISIJ Internatinal, Vol. 30 (1990), N° 5, 372 - 380
- [1990] KIJIMA M., FURUKAWA M., NODA M., IWATA Y.: "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] KIUCHI M.: "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] LAROUCHE, MASOUNAVE : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] LEGAY N. : Dessin d'Avant Projet du dispositif de filage - Rhéoforgeage - Fév 90
- [1990] LEVAILLANT C. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] LOUE W., NAVA-VAZQUEZ E., KOOL W. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] NAKADA M., SHIOHARA Y., FLEMINGS M. : ISIJ Int., Vol 30, 1990, N°1, 27 - 33
- [1990] TOMMASINI - PETEGNIEF J. : note ACI mcs N 90/2473.
- [1990] VIVES C., BAS J., BELTRAN G., FONTAINE G. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] WILLCOX P. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] YIASEMIDES G., BROOK G. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1990] YOUNG K.P. : "Semi-solid Processing of Alloys and Composites", conférence internationale, CEMEF Sophia-Antipolis France, 4-6 Avril 1990
- [1991] FLEMINGS M.C. : Met Trans A, 1991, Vol 22 A, 957 - 981.

- [1991] MONTHEILLET Franck : communication personnelle, 1991
- [1991] NGUYEN : thèse GPM2 - ENSPG - INPG, déc 1991.
- [1991] TOYOSHIMA S., TAKAHASHI Y. : ISIJ International, Vol 31 (1991), N°6, 577 - 582
- [1991] VALETTE E. - SECORDEL P. : rapport UNIREC RI 91 624.
- [1991] VICENTE P. : Mémoire de DEA "Metallurgie spéciale et matériaux", Ecole des Mines de Paris, Juillet 1991
- [1991] VICENTE P. : Synthèse bibliographique, Ecole des Mines de Paris, Centre de mise en forme des matériaux, Juillet 1991
- [1992] VERNUSSE Ph., MONTHEILLET F. : Mémoires et Etudes Scientifiques
Revue de Métallurgie - Fév 1992 - 83 - 91

Annexe 1

Critère de compressibilité de SHIMA et OYANE, valeurs expérimentales des fonctions J et J'

SHIMA et OYANE [1976] proposent une théorie de la plasticité des matériaux poreux en introduisant la compressibilité du matériau dans un critère de plasticité classique.

Le critère d'écoulement de SHIMA et OYANE est décrit par la relation :

$$F = J'^2 \sigma_0^2 = \frac{1}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right] + \left(\frac{\sigma_m}{J} \right)^2$$

où :

- * σ_0 est la contrainte d'écoulement du matériau dense,
- * σ_m est la composante hydrostatique du tenseur des contraintes dans le matériau poreux, appelée contrainte moyenne, égale au tiers de la trace du tenseur des contraintes,
- * J et J' sont deux fonctions de la densité ρ . Elles dépendent du matériau considéré ;
J représente le degré d'influence de la composante hydrostatique σ_m sur la contrainte d'écoulement du matériau poreux,
J' représente le rapport entre la contrainte apparente appliquée au corps poreux et la contrainte effective appliquée à la matrice. La contrainte d'écoulement du corps poreux est donc égale, par définition, à J' σ_0 ,
- * σ_i sont les composantes principales du tenseur des contraintes dans le matériau poreux.

1 - Calcul de la vitesse de déformation équivalente dans la phase solide :

Le tenseur des vitesses de déformation dans le matériau poreux est défini de façon générale par le principe de normalité :

$$\dot{\varepsilon}_i = \frac{\partial F}{\partial \sigma_i} \dot{\lambda} \quad \text{où } \dot{\lambda} \text{ est un scalaire.}$$

Ainsi, pour le critère considéré ici, on trouve le système suivant :
pour i variant de 1 à 3,

$$\dot{\varepsilon}_i = 3 \dot{\lambda} \left[\sigma_i + \left(\frac{2}{9J^2} - 1 \right) \sigma_m \right]$$

[A1-1]

Par définition, la vitesse de déformation volumique $\dot{\varepsilon}_v$ du matériau poreux est la trace du tenseur des vitesses de déformation :

$$\dot{\varepsilon}_v = \sum_i \dot{\varepsilon}_i$$

En additionnant les équations du système [A1-1], on peut relier simplement cette vitesse de déformation volumique à la contrainte moyenne dans le matériau.

$$\dot{\varepsilon}_v = \sum_i \dot{\varepsilon}_i = \frac{2\dot{\lambda}}{J^2} \sigma_m \quad [A1-2]$$

Nous allons maintenant exprimer les contraintes σ_i dans le matériau poreux en fonction des vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_i$.

L'inversion du système [A1-1] se fait aisément :

pour i variant de 1 à 3,

$$\sigma_i = \frac{1}{\dot{\lambda}} \left[\frac{\dot{\varepsilon}_i}{3} + \left(\frac{J^2}{2} - \frac{1}{9} \right) \dot{\varepsilon}_v \right]$$

En reportant les expressions trouvées pour σ_i dans le critère, on trouve une relation entre $\dot{\lambda}$ et les $\dot{\varepsilon}_i$:

$$F = J^2 \sigma_0^2 = \frac{1}{\dot{\lambda}^2} \left[\frac{1}{18} \{ (\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_2)^2 + (\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_3)^2 + (\dot{\varepsilon}_3 - \dot{\varepsilon}_1)^2 \} + \frac{J^2}{4} \dot{\varepsilon}_v^2 \right]$$

d'où la valeur de $\dot{\lambda}$:

$$\dot{\lambda}^2 = \frac{1}{4 J^2 \sigma_0^2} \left[\frac{2}{9} \{ (\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_2)^2 + (\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_3)^2 + (\dot{\varepsilon}_3 - \dot{\varepsilon}_1)^2 \} + (J \dot{\varepsilon}_v)^2 \right]$$

La puissance de déformation par unité de volume du matériau poreux, \dot{W}_u , est égale par définition à :

$$\dot{W}_u = \sum_i \sigma_i \dot{\varepsilon}_i$$

d'où, avec les relations du système [A1-1]

$$\dot{W}_u = 3 \dot{\lambda} \left[\sum_i \sigma_i^2 + \left(\frac{2}{9 J^2} - 1 \right) 3 \sigma_m^2 \right] \quad [A1-3]$$

Or, un simple développement permet de trouver les relations :

$$(a) \quad \left(\sum_i \sigma_i \right)^2 = (3 \sigma_m)^2 = \sum_i \sigma_i^2 + 2 \{ \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1 \}$$

$$(b) \quad (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2 \sum_i \sigma_i^2 - 2 \{ \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1 \}$$

En additionnant (a) et (b), on en déduit :

$$(c) \quad 3 \sigma_m^2 + \frac{1}{3} \{ (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \} = \sum_i \sigma_i^2$$

Remarque : on trouve une relation similaire avec les vitesses de déformation :

$$(d) \quad \frac{1}{3} \left(\dot{\varepsilon}_v^2 + (\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_2)^2 + (\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_3)^2 + (\dot{\varepsilon}_3 - \dot{\varepsilon}_1)^2 \right) = \sum_i \dot{\varepsilon}_i^2$$

Donc en reportant l'expression (c) dans l'équation [A1-3], on trouve :

$$\dot{W}_u = \dot{\lambda} \left[\{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\} + \frac{2 \sigma_m^2}{J^2} \right] \quad [A1-4]$$

D'après le critère,

$$\left[\{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\} + \frac{2 \sigma_m^2}{J^2} \right] = 2 J^2 \sigma_0^2$$

Si l'on reporte cette relation dans l'équation [A1-4] et que l'on remplace $\dot{\lambda}$ par sa valeur, l'expression de la puissance de déformation par unité de volume de matériau poreux devient :

$$\dot{W}_u = J' \sigma_0 \sqrt{\frac{2}{9} \{(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)^2 + (\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_3)^2 (\dot{\epsilon}_3 - \dot{\epsilon}_1)^2\} + (J \dot{\epsilon}_v)^2} \quad [A1-5]$$

La vitesse de déformation équivalente du matériau poreux, $\dot{\epsilon}_p$, de contrainte d'écoulement $J' \sigma_0$, se déduit de la puissance de déformation par la relation :

$$\dot{W}_u = J' \sigma_0 \dot{\epsilon}_p$$

Par comparaison avec l'équation [A1-5], on trouve l'expression :

$$\dot{\epsilon}_p = \sqrt{\frac{2}{9} \{(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)^2 + (\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_3)^2 (\dot{\epsilon}_3 - \dot{\epsilon}_1)^2\} + (J \dot{\epsilon}_v)^2}$$

On définit la vitesse de déformation équivalente de la matrice par la relation :

$$\dot{W}_u = \rho \dot{\epsilon}_m \sigma_0$$

En effet, la puissance plastique par unité de volume de matériau poreux est développée uniquement par la matrice solide, occupant un volume ρ et de contrainte d'écoulement σ_0 .

La relation [A1-5] nous donne donc l'expression de $\dot{\epsilon}_m$:

$$\dot{\epsilon}_m = \frac{J'}{\rho} \sqrt{\frac{2}{9} \{(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)^2 + (\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_3)^2 (\dot{\epsilon}_3 - \dot{\epsilon}_1)^2\} + (J \dot{\epsilon}_v)^2} \quad [A1-6]$$

Vérification :

Dans le cas d'un matériau incompressible, ρ et J' ont pour valeur 1 et la vitesse de déformation volumique du matériau est nulle. La relation (d) devient :

$$\frac{1}{3} \{(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)^2 + (\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_3)^2 (\dot{\epsilon}_3 - \dot{\epsilon}_1)^2\} = \sum_i \dot{\epsilon}_i^2$$

En reportant cette expression dans l'équation [A1-6], on retrouve la relation classique de VON MISES, dans le repère principal :

$$\dot{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \sum_i \dot{\epsilon}_i^2}$$

2 - Détermination expérimentale des fonctions J et J' :

Les fonctions J et J' peuvent être déterminées expérimentalement par des essais simples de compression ou de traction uniaxiales. En effet, dans ce type d'essais, le tenseur des contraintes est très simple : $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ et $\sigma_m = \sigma_1 / 3$

En combinant le système [A1-1] et l'équation [A1-2], on trouve la relation :

$$\frac{\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_v} = \frac{9}{2} J^2$$

En utilisant la loi d'écoulement, on peut déduire J' de la relation :

$$\frac{J' \sigma_0}{\sigma_1} = \sqrt{1 + \frac{1}{9 J^2}}$$

2 - 1 Cas des poudres

Pour une poudre de cuivre de granulométrie comprise entre 100 et 200 μm , SHIMA et OYANE [1976] déterminent les fonctions J et J' à partir d'essais de compression uniaxiale et de traction simple.

Ils trouvent les deux fonctions suivantes :

$$\left| \begin{array}{l} J = 0,4 f^{-0,514} \\ J' = (1-f)^{2,5} \end{array} \right. \quad \text{(déterminées pour une fraction volumique de trous } f \text{ comprise entre } 0,02 \text{ et } 0,38)$$

2 - 2 Cas des alliages semi-solide

Pour un alliage d'aluminium AS7G03 à l'état semi-solide, composé d'une phase solide globulaire de 120 μm de diamètre, NGUYEN [1991] trouve :

$$\begin{aligned} A &= 3 / J^2 = 3. / (1-f)^{6,467} \\ B &= 1 / (9 J^2 J'^2) = 0,0036 / (1-f)^{9,06} \end{aligned}$$

$$\text{d'où } \left| \begin{array}{l} J = 5,5 (1-f)^{1,3} \\ J' = (1-f)^{3,233} \end{array} \right. \quad \text{(avec } f \text{ la fraction volumique liquide comprise entre } 0,14 \text{ et } 0,43)$$

Pour un alliage Sn-Pb à l'état semi-solide avec une phase solide dendritique équiaxe, de distance interdendritique secondaire de 70 μm , CHARREYRON [1983] détermine à partir d'essais de forgeage libre et d'essais de filtration :

$$\begin{cases} J = 0,2 f^{-0,9} \\ J' = (1 - f)^{3,2} \end{cases} \quad (\text{pour } 0,04 < f < 0,25)$$

SECONDE [1984] a étudié l'alliage Sn-15 Pb pour des structures dendritiques avec des distances interdendritiques primaires comprises entre 80 et 500 μm . Il trouve :

$$\begin{cases} J = 0,2 f^{-m} \\ J' = (1 - f)^n \end{cases} \quad (\text{les points expérimentaux ont été tracés pour } f = 0,37).$$

où m et n sont donnés en fonction de la distance interdendritique primaire λ_p dans le tableau suivant :

distance interdendritique (μm)	80 - 90	150 - 160	220 - 230	400 - 500
m	1,7	1,25	1,1	-
n	5,89	2,5	1,28	1,07

Les valeurs de m et n peuvent être tracées en fonction de la distance interdendritique primaire. (Fig. A1-1 et A1-2)

Les différentes fonctions J et J' recencées ici sont représentées sur les mêmes figures. (Fig. A1-3 et A1-4)

Valeur du coefficient m

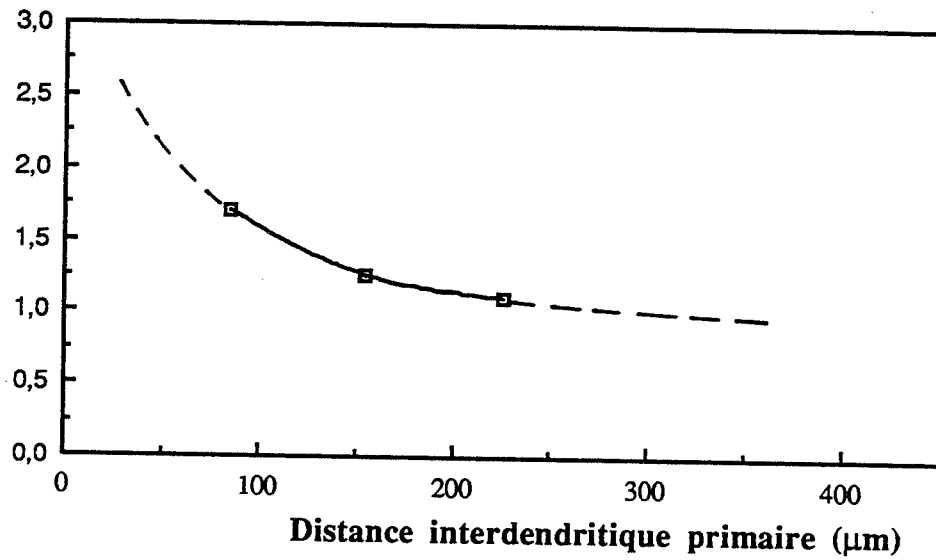


Fig. A1 - 1 : Valeur du coefficient m du modèle de SECONDE en fonction de la distance interdendritique primaire.

Valeur du coefficient n

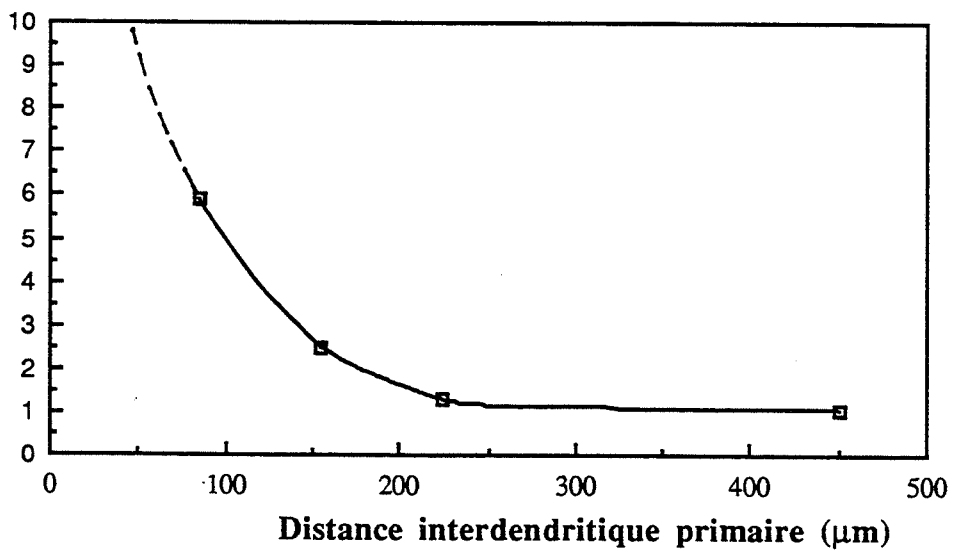


Fig. A1 - 2 : Valeur du coefficient n du modèle de SECONDE en fonction de la distance interdendritique primaire.

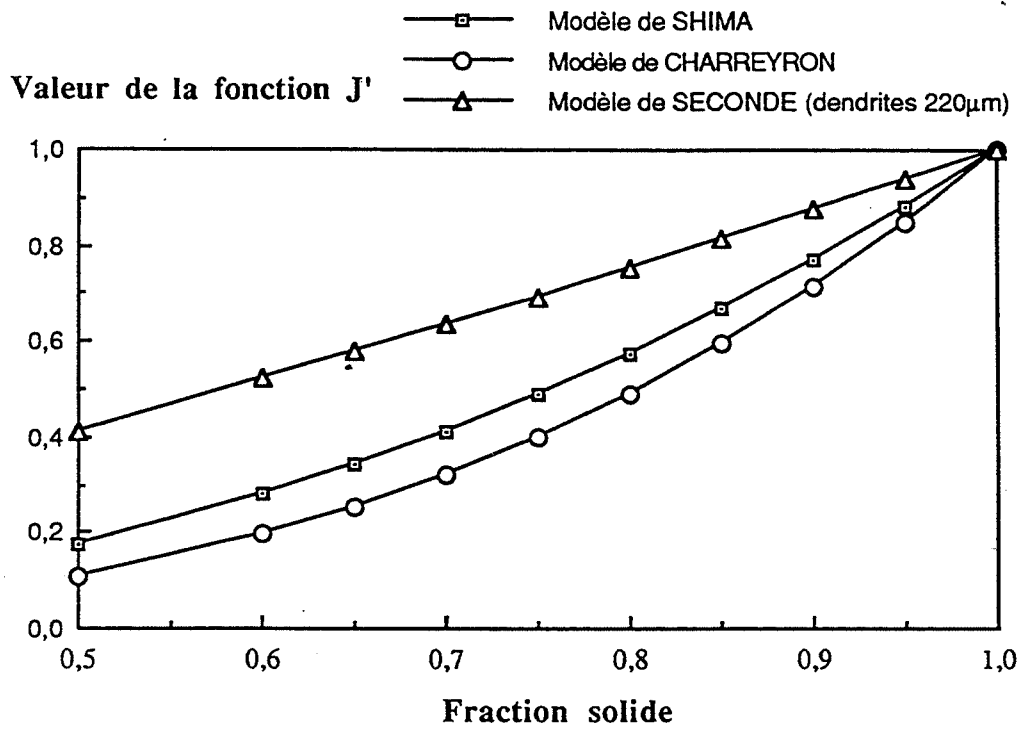


Fig. A1 - 4 : Valeur de la fonction J' du modèle de SHIMA et OYANE en fonction de la fraction volumique solide.

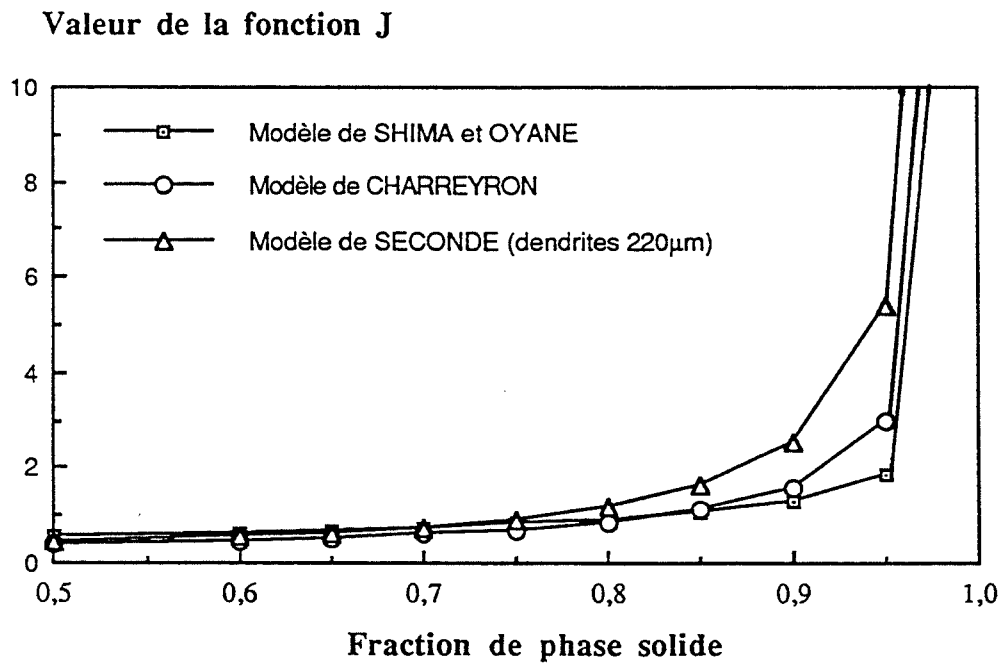


Fig. A1 - 3 : Valeur de la fonction J du modèle de SHIMA et OYANE en fonction de la fraction volumique solide.

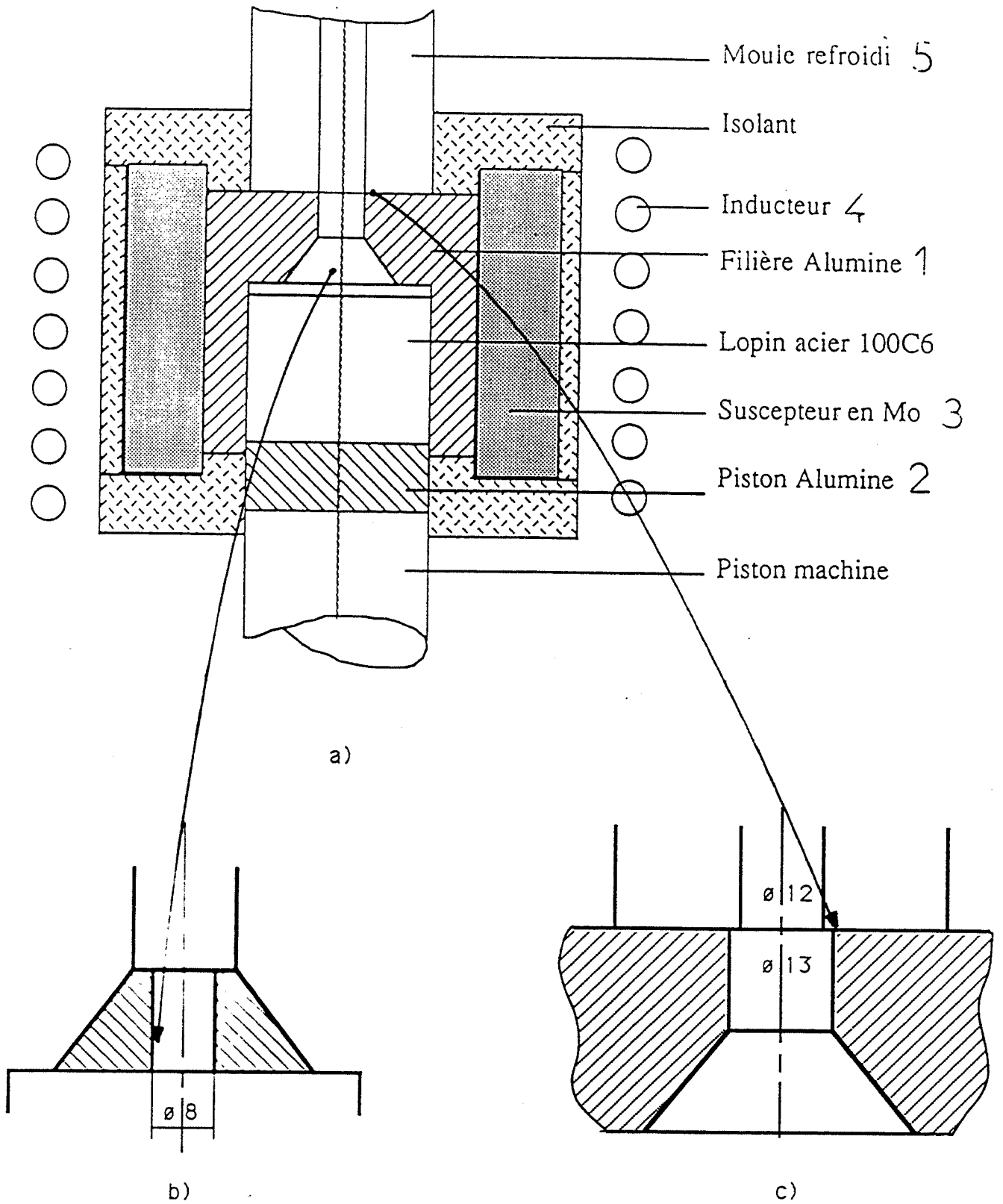


Fig. A2 - 1 :

Dessin de l'outillage de filage

- a) dessin d'ensemble
- b) détail du convergent avec busette
- c) détail du moule en sortie de filière

Modélisation numérique des écoulements par FORGE 2 ®.

Avertissement : L'ensemble des calculs numériques présentés dans le cadre de ce travail ont été réalisés par O. BRANSWYCK [1990] au CEMEF * sous la direction de C. LEVAILLANT.

La modélisation par éléments finis (code de calcul FORGE 2 ®) permet de calculer les courbes théoriques des efforts de filage, pour un matériau ayant une rhéologie donnée. De plus, la modélisation permet d'obtenir, en tout point du matériau et à chaque étape de la déformation, les cartes d'isovaleurs de déformation généralisée, de vitesse de déformation et de pression hydrostatique.

1 Principe

1-1 Hypothèses

Les hypothèses de base du modèle sont :

- Le modèle est isotherme, c'est à dire que la température n'est pas prise en compte.
- L'outillage est indéformable (*Fig. A2 - 1*).
- Le matériau est homogène, isotrope, incompressible.
- Sa loi de comportement est du type Norton Hoff (ou loi pseudoplastique), ce qui signifie que la contrainte d'écoulement est fonction de la vitesse de déformation généralisée suivant une loi puissance :

$$\sigma_0 = K \sqrt{3} (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^m$$

σ_0 est la contrainte d'écoulement équivalente, $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation généralisée. **K** et **m** sont les coefficients rhéologiques dépendant du matériau, appelés respectivement **consistance** et **coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation**. Le coefficient **m** est compris entre 0 et 1. Le comportement parfaitement plastique est représenté par $m = 0$, la contrainte d'écoulement valant alors $\sqrt{3} K$. Dans le cas newtonien, $m = 1$ et **K** est homogène à une viscosité. Pour **m** quelconque compris entre 0 et 1, **K** s'exprime en unités pratiques (MPa. s^m).

- Les frottements du métal contre l'outillage sont modélisés également par une loi pseudoplastique :

$$\tau = - \alpha K_0 |\Delta V|^{p-1} \Delta V$$

τ et ΔV sont respectivement la cisssion de frottement et la vitesse de glissement relative entre le matériau pseudoplastique et l'outil rigide. K_0 et p sont respectivement la consistance et le

* Centre de Mise en Forme des matériaux, Ecole des Mines de Paris, Sophia - Antipolis, 06565 Valbonne Cedex

coefficient de sensibilité à la vitesse d'une couche cisailée pseudoplastique équivalente. α est un coefficient de proportionnalité, fonction de l'interface (matériau, rugosité...) exprimé en unité pratiques utilisées par le CEMEF (mm^{-m}).

Cela revient en fait à supposer que le cisaillement entre l'alliage et l'outillage est accommodé par une couche limite d'un matériau pseudoplastique, d'épaisseur h définie par :

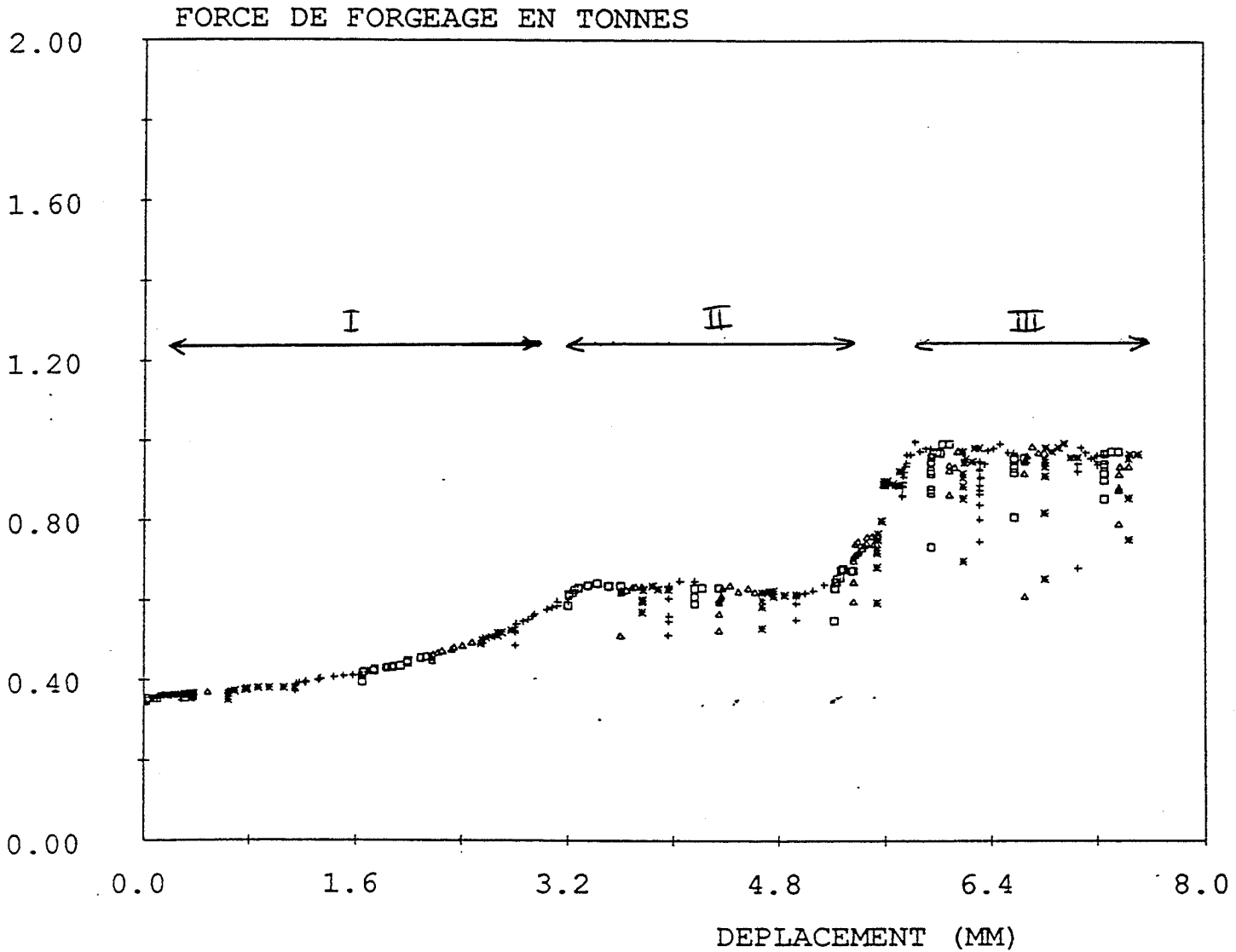
$$h = (1 / \alpha)^{1/p}$$

Dans un cas général, la couche limite équivalente peut représenter le "troisième corps" défini en tribologie pouvant par exemple être un film de lubrifiant de rhéologie connue. Dans la suite de ce travail, la couche limite sera constituée par le matériau de base, à comportement pseudoplastique. Les coefficients rhéologiques seront donc $K_0 = K$ et $p = m$. La valeur du coefficient α sera généralement fixée à 0,8, ce qui correspond à un frottement fort. Quelques simulations seront faites avec un coefficient α de 0,05, correspondant à un frottement plus faible.

1-2 constitution des abaques.

Le code de calcul FORGE 2[®] peut donner l'évolution de l'effort de filage au cours de l'essai (Fig. A2 - 2). Sur cet exemple de courbe, nous distinguons trois étapes de la déformation.

- La partie I représente la phase de rattrapage des jeux entre le lopin et le corps de la filière : c'est la phase de gonflement de l'échantillon et de mise en pression.
- La phase II correspond à la progression de la matière dans le convergent puis dans la filière. L'effort est très faiblement décroissant. En fin de phase II, on observe une brusque montée de l'effort. Cette remise en pression est liée à la géométrie particulière de l'outillage. Elle est provoquée par le contact entre le front d'écoulement et le moule en sortie de filière (Fig. A2 - 1).
- La phase III est la phase de régime stationnaire, à effort constant (ou effort stabilisé). L'exploitation de l'essai de filage en temps que test rhéologique, en particulier la constitution d'abaques de référence, est faite à l'aide de cette valeur d'effort stabilisé.



Modélisation de l'opération de filage :

rapport de filage $\lambda = 5$

vitesse de piston $V = 4 \text{ mm/s}$

Matériau homogène incompressible pseudo-plastique :

consistance $K = 1 \text{ MPa.s}^m$

coef. de sensibilité à la vitesse de déformation $m = p = 0,2$

coef. de frottement $\alpha = 0,8$

Effort stabilisé à 1 tonne au bout de 6 mm de déplacement du piston

Fig.A2 - 2 : Effort de filage théorique en fonction du déplacement du piston

modélisation numérique FORGE 2 ®

Remarque :

En tenant compte de l'incompressibilité du matériau et du rapport des diamètres d'entrée et de sortie du flux de matière (\varnothing filière = 30 mm ; \varnothing moule = 12 mm), nous pouvons faire un rapide bilan des efforts de frottement.

Pour un déplacement δ du piston, la variation de la surface frottante dans le corps de la filière est de $\Delta S_{\text{fili}} = - 30 \pi \delta$. Avec l'équation de conservation du volume, on calcule simplement la variation de la surface frottante correspondante dans le moule refroidi : $\Delta S_{\text{moul}} = + 75 \pi \delta$. Sachant que la cission de frottement est proportionnelle dans notre cas à la vitesse de glissement à la puissance m , nous pouvons calculer :

la cission dans filière : $\tau_{\text{fili}} = - \alpha \Delta V^m$

la cission dans le moule : $\tau_{\text{moul}} = - \alpha (\lambda \Delta V)^m$

où λ est le rapport des surfaces d'entrée et de sortie égal dans le cas traité ici à 6,25.

Pour une valeur de m de 0,2, par exemple, nous trouvons : $\tau_{\text{moul}} \approx - 1,44 \alpha \Delta V^m$

En multipliant cette contrainte de cisaillement par la variation de surface correspondante, on trouve les variations locales de l'effort, $\Delta F = - \tau \Delta S$, soit :

$\Delta F_{\text{fili}} = - 30 \pi \delta \alpha \Delta V^m$ et $\Delta F_{\text{moul}} = + 108 \pi \delta \alpha \Delta V^m$

La résultante sur l'effort total de filage est donc égale à :

$$\Delta F_{\text{tot}} = 78 \pi \delta \alpha \Delta V^m > 0$$

On en déduit que l'effort de filage en régime permanent, vus les efforts de frottement mis en jeu, devrait logiquement croître avec le déplacement du piston. Ce n'est pas le cas dans le modèle numérique. L'explication donnée est que le modèle montre un décollement partiel de la matière dans le moule en sortie de filière, diminuant de ce fait les efforts de frottement. Les hypothèses avancées pour expliquer ce décollement de la matière sont de plusieurs types :

- Le décollement est un phénomène mécanique fin mis en évidence par la simulation.
- Il est dû aux imprécisions du code de calcul sur la gestion du contact matière / outil.

Ces hypothèses n'ont pu être confirmées.

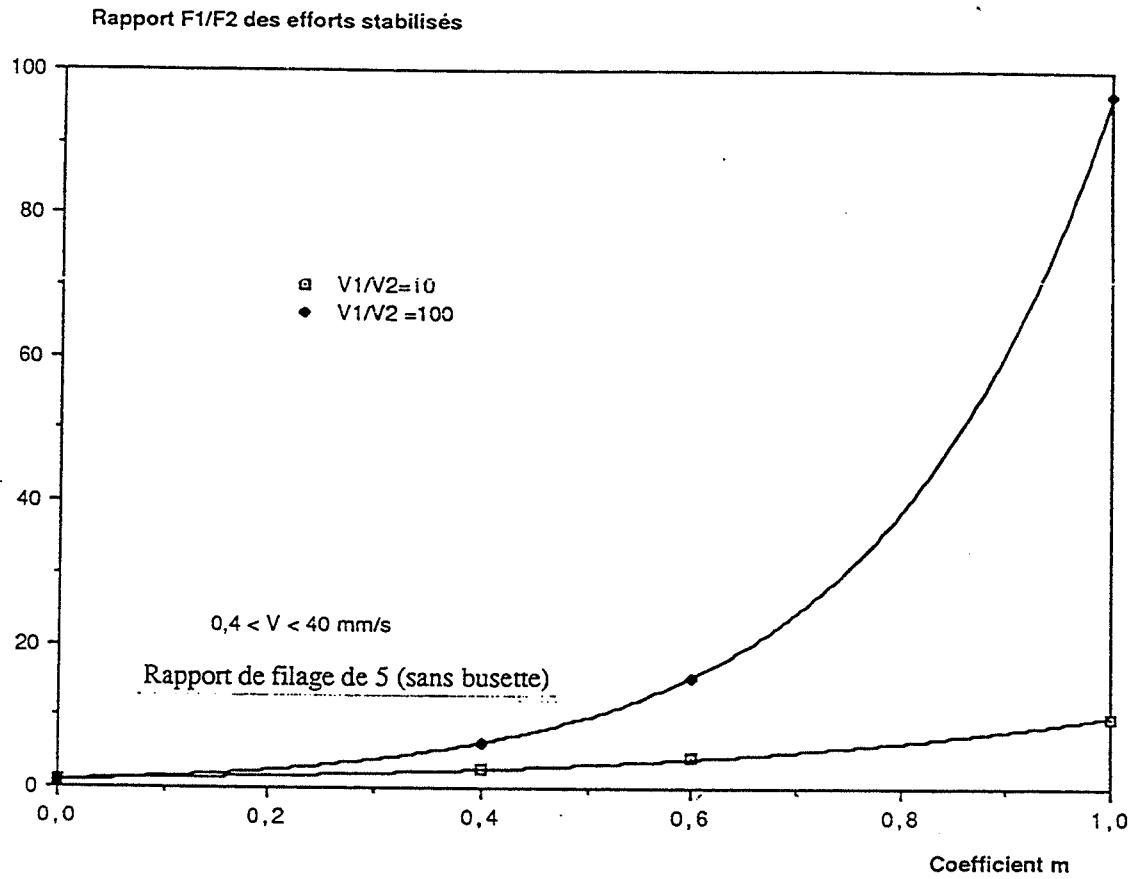
Le plan d'expérience des simulations numériques prévoit la variation des paramètres opératoires (vitesse de piston et rapport de filage) et des paramètres rhéologiques du matériau K , m et α (*Fig. II.1 - 3 du texte principal*).

Influence de m :

Les abaques (*Fig. A2 - 3*) sont construites en portant, en fonction de la valeur de m introduite dans le modèle, l'évolution du rapport F_1/F_2 des efforts de filage en régime stationnaire correspondants respectivement à des vitesses de filage V_1 et V_2 . Dans ces abaques, la valeur de la consistance K est fixée à 1 (MPa, s). En théorie donc, le coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation peut être déterminé à partir de deux essais à vitesse différente.

Influence de K :

Pour une valeur de m fixée, la valeur de l'effort de filage stabilisé est directement proportionnelle à K . Les abaques correspondantes (*Fig. A2 - 3*) sont donc des faisceaux de droites.



a) influence de m sur le rapport des efforts de filage pour deux vitesses de piston

b) influence de K sur l'effort de filage

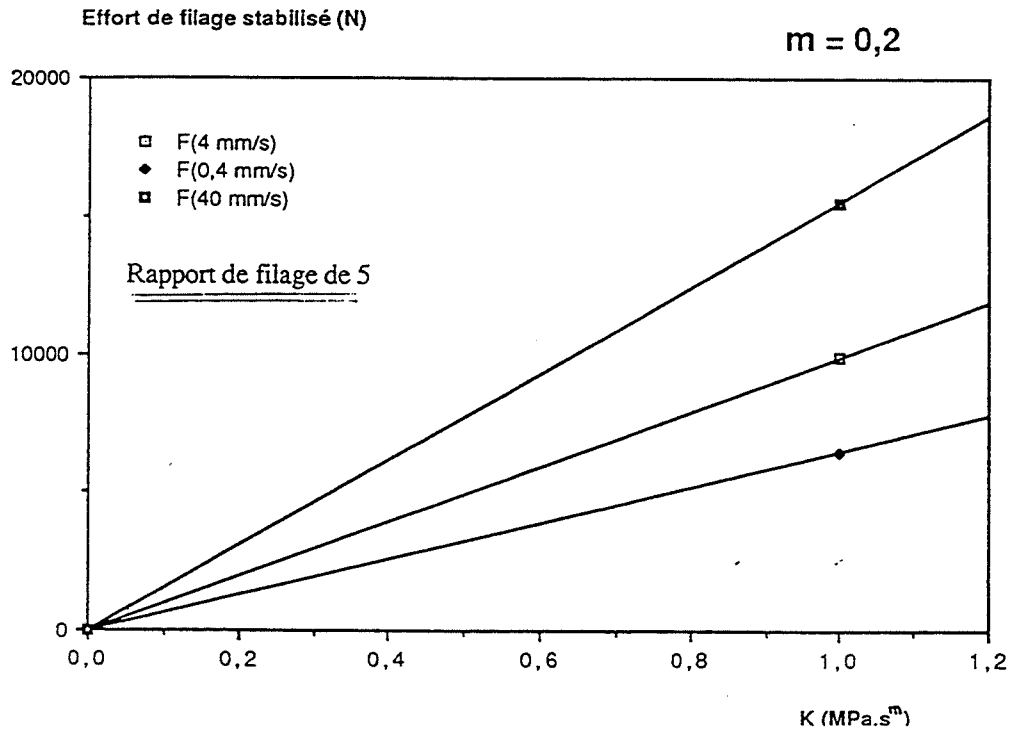


Fig. A2 - 3 :

Abaques de référence

2 Résultats des simulations

Ces modélisations ont pour intérêt de permettre la caractérisation de l'écoulement d'un matériau idéal, c'est à dire lors d'une déformation sans éjection de phase liquide et l'étude de l'influence des paramètres opératoires sur les conditions d'écoulement (en fait, une utilisation classique de ce modèle en forge à chaud). Nous présentons ici les résultats indiquant l'influence sur les écoulements des paramètres :

- vitesse de filage,
- taux de filage,
- angle du convergent.

2-1 Influence de la vitesse du piston sur les champs de vitesse de déformation et de pression.

Toutes choses égales par ailleurs, si l'on compare les cartes d'isovaleurs de vitesse de déformation et de pression hydrostatique, obtenues en modélisant deux essais à deux vitesses de filage différentes, on observe que :

- les cartes de vitesse de déformation se déduisent d'un modèle à l'autre en multipliant les valeurs par le rapport des vitesses de piston -*Fig. A2 - 4* -.

- les cartes de pression se déduisent d'un modèle à l'autre en multipliant les valeurs par le rapport des vitesses de piston à la puissance m -*Fig. A2 - 5* -.

Ces deux remarques découlent de la loi de comportement pseudoplastique choisie pour le matériau.

2-2 Influence du taux de filage sur les champs de vitesse de déformation et de pression.

La comparaison entre les modélisations établies pour deux taux de filage différents (taux de filage de 5, *Fig. II.5 - 1 à II.5 - 4 du texte principal* ; taux de filage de 14, *Fig. A2 - 6 et A2 - 7*) n'est pas immédiate : entre les deux simulations varient à la fois le taux de filage, l'angle du convergent et la surface de frottement.

On peut cependant remarquer que les vitesses de déformation élevées se situent dans le convergent.

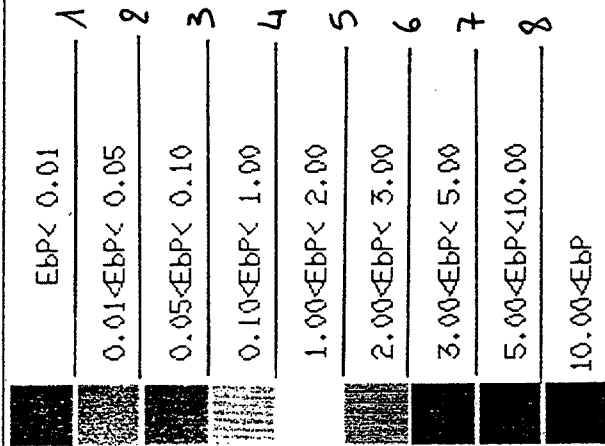
- pour $\lambda = 5$ (*Fig. II.5 - 1*) les vitesses de déformation atteintes dans le convergent en début de déformation sont comprises entre 0,5 et 3 s^{-1} , si l'on exclue les vitesses élevées relevées au contact de l'outillage.

- pour $\lambda = 14$ (*Fig. A2 - 6*) la zone de vitesses de déformations maximales est beaucoup plus réduite. Les valeurs de vitesses moyennes en début de filage sont plus importantes, comprises entre 5 et 50 s^{-1} . Inversement, les vitesses de déformation dans le bas du lopin sont légèrement inférieures pour les forts taux de filage.

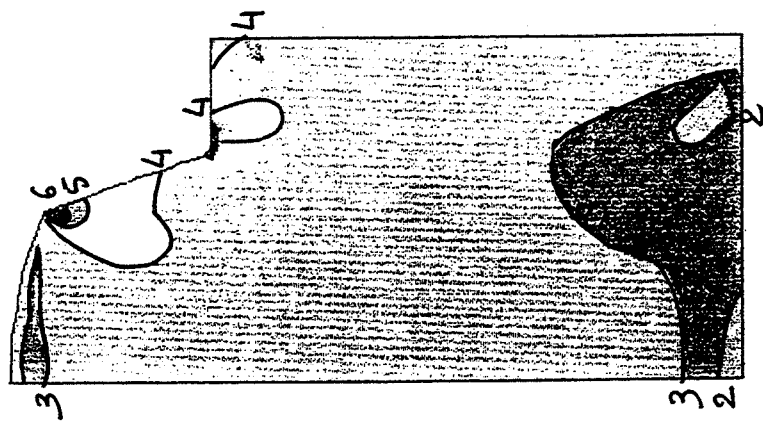
Globalement, on peut donc dire qu'une augmentation du taux de filage se traduit par un plus fort gradient de vitesses de déformation entre le convergent et le reste du lopin.

ISOVALEURS DE VITESSE DE DEFORMATION GENERALISEE (sec -1)

INCR. CALCUL No :200 h =0.006E+02(mm) FICHER: unla.dbn



Maxi= 0.2726E+02
 Mini= 0.9173E-02
 Fact. mult. isos
 Fact= 0.1000E+01
 0 10.00
 | | | | | | | | | |



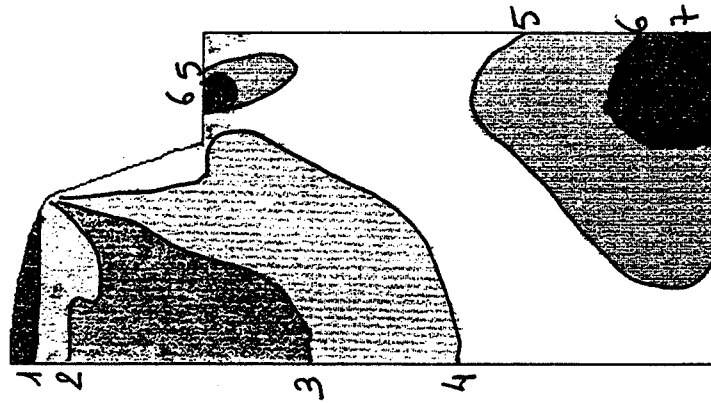
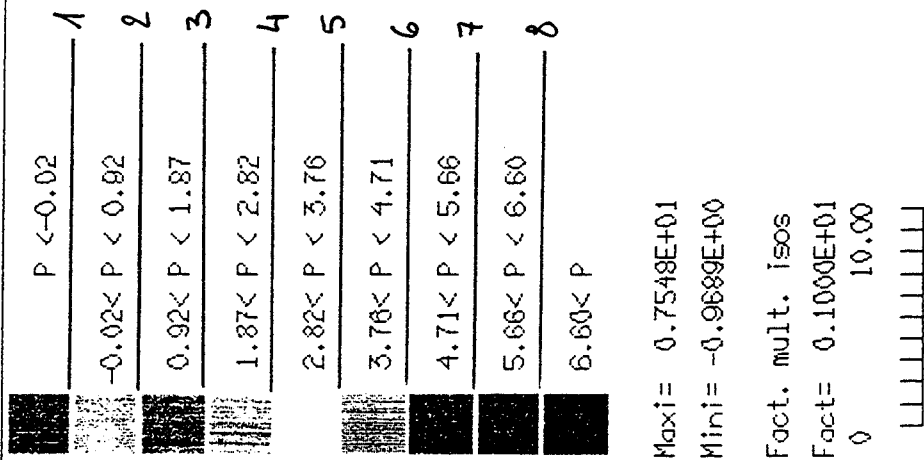
Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 0,4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 0,2

Fig. A2 - 4

: isovaleurs de vitesses de déformation généralisée.

ISOVALEURS DE PRESSION HYDROSTATIQUE (MPa) (P>0 <=>compression)

INCR. CALCUL No :200 h =0.000E+02(mm) FICHER: unia.dbn

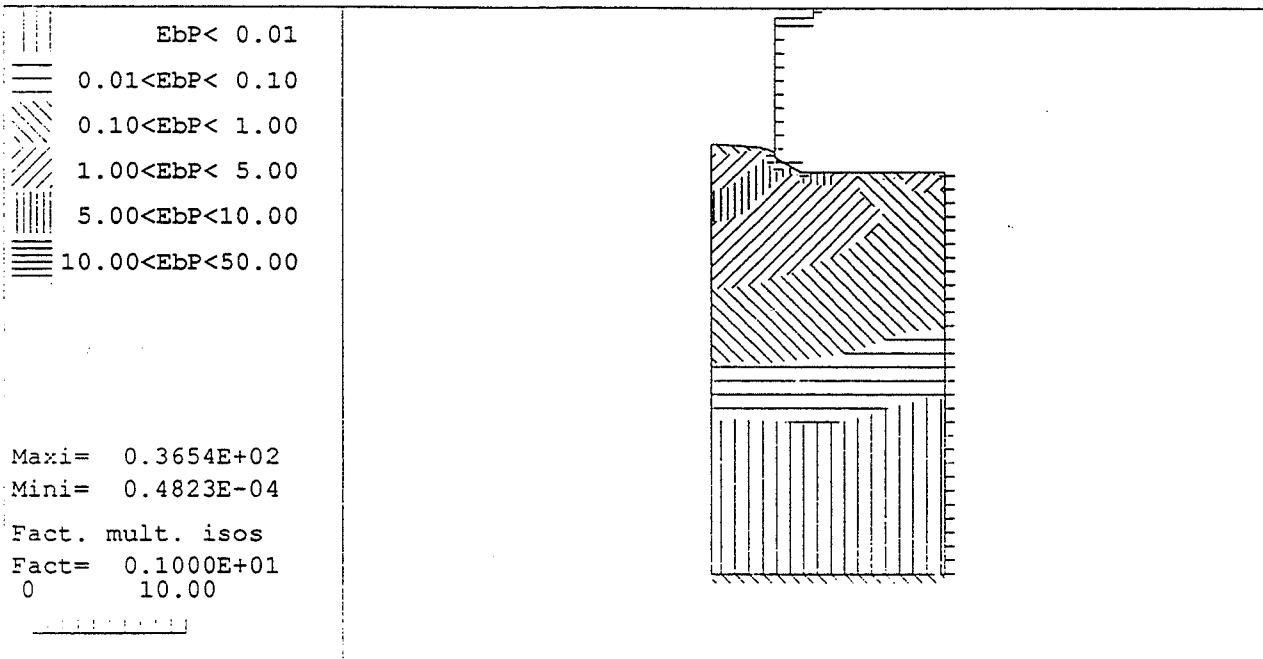


Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 0,4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 0,2

Fig. A2 - 5 : isovaleurs de pression hydrostatique.

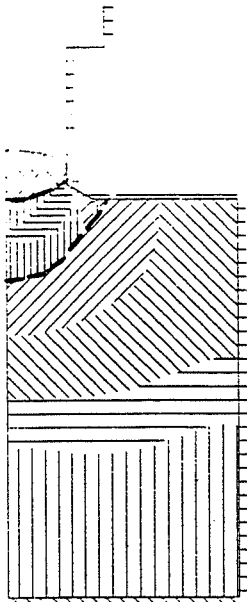
ISOVALEURS DE VITESSE DE DEFORMATION GENERALISEE (sec -1)

INCR. CALCUL No : 70 h = 0.041E+02 (mm) FICHER: cas4.don



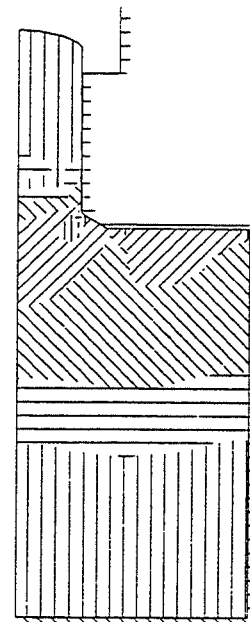
INCR. CALCUL No : 100 h = 0,042E+02 (mm)

Maxi = 0,1172E+02 (mm)
Mini = 0,4577E-04



INCR. CALCUL No : 205 h = 0,048E+02 (mm)

Maxi = 0,4854E+02 (mm)
Mini = 0,3195E-04

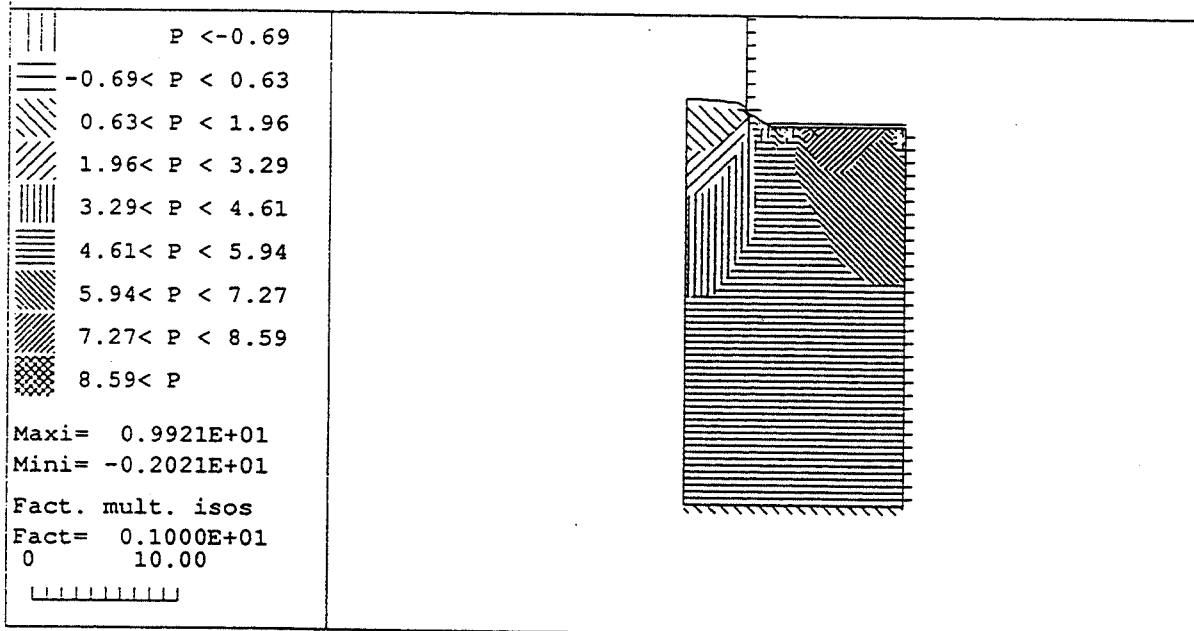


Taux de filage : 14
Vitesse de piston 4 mm/s
angle de convergent : 20°
m = 0,2

Fig. A2 - 6 :

Cartes d'isovaleurs de vitesses de déformation

ISOVALEURS DE PRESSION HYDROSTATIQUE (MPa) (P>0 <=>compression)
 INCR. CALCUL No : 70 h =0.041E+02 (mm) FICHER: cas4.don



Taux de filage : 14
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20°
 m = 0,2

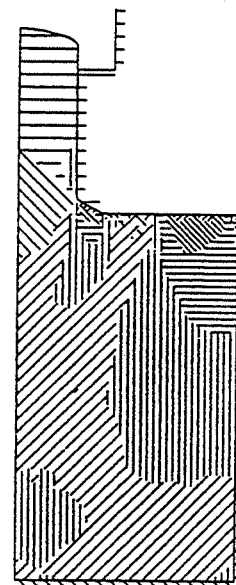
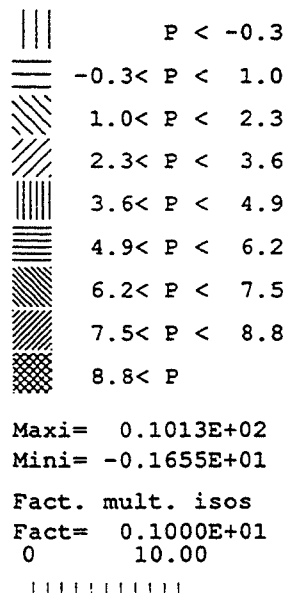
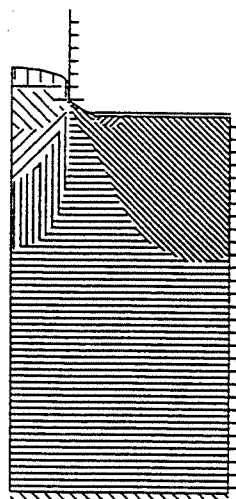
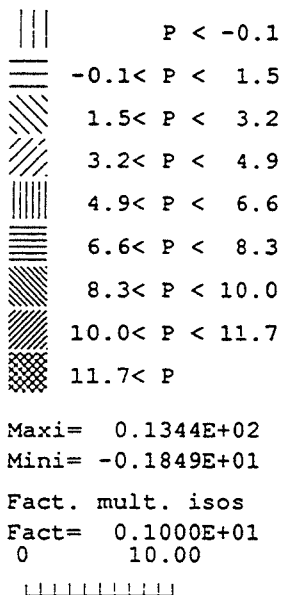


Fig. A2 -7: isovaleurs de pressions hydrostatiques.

Sur les cartes de pression hydrostatique (*Fig. II.5 - 3 et A2 - 7*), on ne met pas en évidence les différences constatées pour les vitesses de déformation, à $\lambda = 14$. Ce résultat provient de la valeur du coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation ; pour $m = 0,2$ les niveaux de pression atteints dans le lopin pour les deux rapports de filage étudiés sont proches. La pression légèrement supérieure pour $\lambda = 5$ (6 MPa en moyenne contre 4 MPa pour $\lambda = 14$) peut s'expliquer par une valeur plus grande des frottements pour cette géométrie d'outillage.

2-3 Influence de l'angle du convergent sur les champs de vitesse de déformation et de pression.

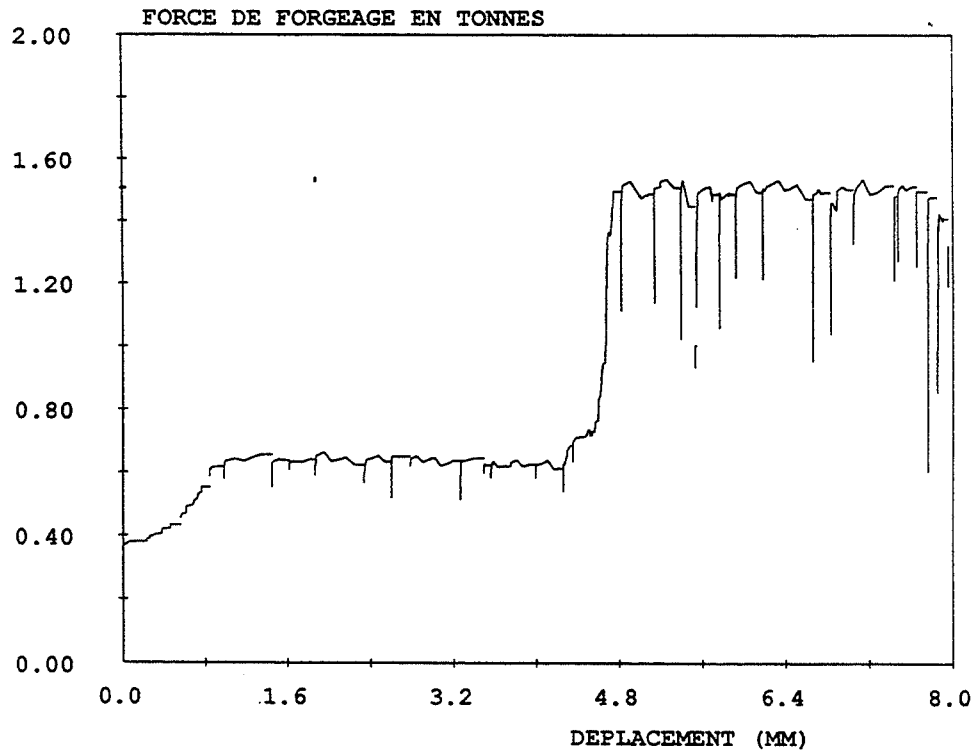
Si l'on fait varier dans la modélisation l'angle du convergent (20 et 45°), on observe une modification de la courbe d'effort de filage en fonction du déplacement du piston (*Fig. A2 - 8*). L'effort de filage stabilisé passe de 1300 MPa pour un angle de 20° à 1500 MPa pour un angle de 45°, ceci pour une valeur de m de 0,4.

De manière générale, on observe les tendances suivantes :

- les pressions hydrostatiques dans le talon augmentent lorsque l'angle du convergent augmente,
- les gradients de pressions dans le convergent augmentent lorsque l'angle du convergent augmente.

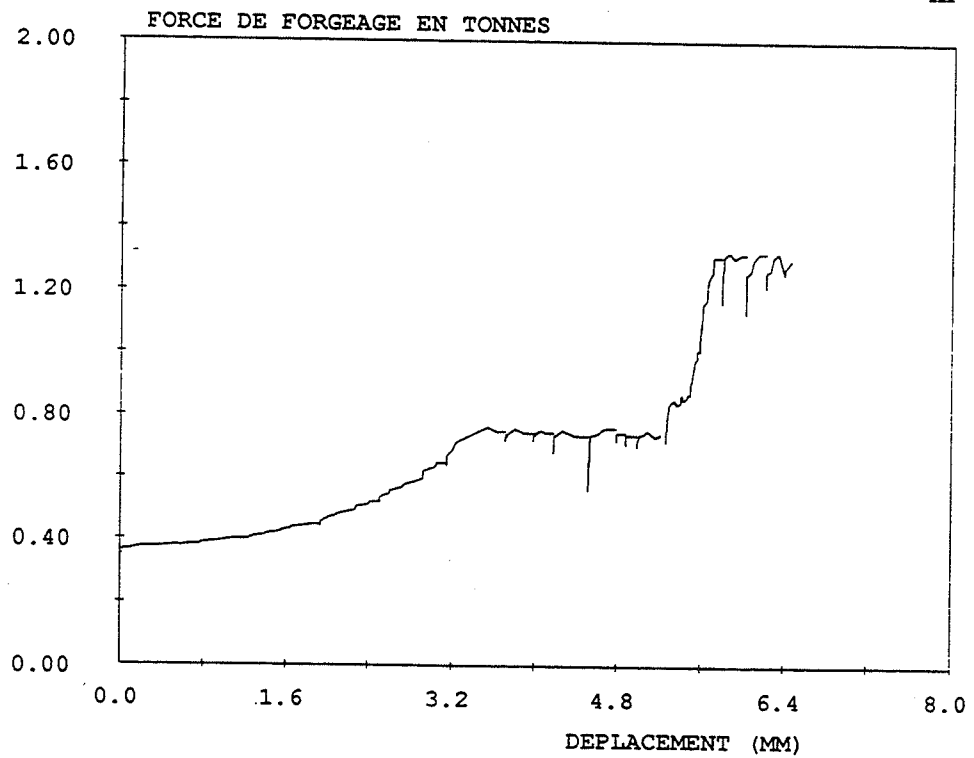
Remarque : nous avons pris soin de choisir les valeurs d'angles de façon à ce que la surface de frottement soit sensiblement la même. La différence d'effort de filage ne peut donc pas résulter d'une augmentation des frottements.

Cependant, le fait de "fermer" l'angle du convergent (passer de 20 à 45°) augmente l'état compressif dans le talon de filage et peut expliquer les différences constatées sur les niveaux d'efforts.



Test Convergent $K=1\text{MPasm}$ $m=p=0,4$ $\text{Alpha}=0,8$ $V=4\text{mm/s}$

Taux de filage : 5
 Vitesse de piston 4 mm/s
 angle de convergent : 20° et 4.
 $m = 0,4$



$K=1\text{MPasm}$ $m=p=0,4$ $\text{Alpha}=0,8$ $V=4\text{mm/s}$ Sans Busette

Fig. A2 - 8:

efforts de filage pour deux angles de convergent.

3 Conclusion

La modélisation numérique de l'opération de filage d'un matériau semi-solide a été réalisée au CEMEF à l'aide du code aux éléments finis FORGE 2[®]. Elle permet de calculer, à chaque incrément, la valeur de la pression globale de filage et les cartes de vitesses de déformation et de pressions hydrostatiques dans le matériau.

La loi de comportement introduite dans le code pour simuler le matériau est une loi pseudoplastique, avec deux paramètres rhéologiques K, la consistance et m, le coefficient de sensibilité à la vitesse.

La simulation permet d'étalonner les paramètres rhéologiques du matériau réel, par comparaison des courbes d'effort expérimentales et théoriques. En particulier, la courbe calculée d'effort de filage en fonction du déplacement du piston présente un palier de régime stationnaire. Cette valeur théorique de palier peut être consignée en fonction des deux paramètres K et m sous forme d'abaques de références.

La modélisation permet en outre de décrire les cartes de pressions hydrostatiques et de vitesses de déformation dans le matériau au cours du filage, et de voir l'influence sur ces cartes des différents paramètres opératoires suivants :

- la vitesse du piston,
- le taux de filage,
- l'angle du convergent.

On note alors les conclusions suivantes :

* lorsque la vitesse de piston augmente, les vitesses de déformation augmentent dans le même rapport et les pressions augmentent dans le rapport à la puissance m.
Ces deux remarques découlent de la loi de comportement pseudoplastique choisie pour le matériau.

* plus le taux de filage est grand, plus le gradient des vitesses de déformation entre le convergent et le reste du lopin dans la filière est important.

* pour un même taux de filage et une même surface de frottement, l'angle du convergent a une influence sur la valeur des pressions dans le convergent et sur le temps mis pour atteindre le régime stationnaire. Par exemple, la valeur de l'effort total en régime stationnaire augmente de 13 % lorsque l'angle du convergent varie de 20 à 45 °.

Annexe 3

Dimensionnement de l'essai de filage à partir des simulations FORGE 2

La simulation numérique FORGE 2 a été réalisée pour l'opération de filage suivante :

géométrie de l'éprouvette	$\varnothing = 30 \text{ mm}$	$h = 25 \text{ mm}$
paramètres opératoires :	$V = 4 \text{ mm/s}$	$\lambda = 14$
paramètres rhéologiques :	$K = 1 \text{ (MPa,s)}$	
	$m = 0,2$	
	$\alpha = 0,8$	

La valeur de l'effort de palier calculée est de 850 daN.

Ces résultats permettent de calculer approximativement les efforts de filage pour toute autre condition expérimentale, soit :

géométrie de l'éprouvette	$\varnothing = 30 \text{ mm}$	$h = 25 \text{ mm}$
paramètres opératoires :	$V = 8 \text{ mm/s}$	$\lambda = 14$
paramètres rhéologiques :	$K = 5,3 \text{ (MPa,s)}$	$m = 0,23$

Influence de la vitesse

Pour un matériau viscoplastique avec une loi puissance, on suppose en première approximation que l'effort de filage est proportionnel à la vitesse du piston à la puissance m . On aura donc, pour une vitesse de 8 mm/s :

$$F(8\text{mm/s}) = F(4\text{mm/s}) \times (8/4)^{0,2}$$

$$\text{Soit, dans notre cas : } \underline{F(8\text{mm/s}) = 976 \text{ daN}}$$

Influence de la rhéologie

Coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation.

On supposera que le coefficient m de 0,23 est suffisamment proche de 0,2 pour n'introduire qu'une variation négligeable de l'effort de filage.

Consistance.

L'effort de filage est proportionnel à la consistance K . L'effort de filage stabilisé, pour une consistance de 5,3 (MPa,s) sera donc :

$$F(5,3) = K \times F(1)$$

$$F(5,3) = 5,3 \times 976 = \underline{5173 \text{ daN}}$$

Identification des différentes formulations des critères de plasticité de matériaux poreux

Modèle de SHIMA et OYANE [1976]

$$F = \bar{\sigma}^2 = \frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] + \frac{1}{J^2} \left(\frac{\text{tr } \sigma}{3}\right)^2$$

\bar{F} est le critère de plasticité.

$\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente pour le matériau poreux, fonction de la rhéologie de la matrice dense et de la densité relative ρ .

σ_i sont les composantes du tenseur des contraintes dans le repère principal.

$\text{tr } \sigma$ est la trace du tenseur des contraintes.

J est une fonction de la densité relative du corps poreux.

On définit le tenseur des vitesses de déformations par la relation :

$$\dot{\epsilon}_i = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \sigma_i}$$

Le critère de SHIMA et OYANE peut s'écrire sous la forme équivalente suivante :

$$\bar{\sigma}^2 = \frac{3}{2} s:s + \frac{1}{9 J^2} (\text{tr } \sigma)^2$$

où $s:s$ est le produit contracté du tenseur déviateur des contraintes.

Modèle de KUHN et DOWNEY [1971]

$$\bar{\sigma}^2 = (1 + \nu) s:s + \frac{(1 - 2\nu)}{3} (\text{tr } \sigma)^2$$

$\bar{\sigma}$, contrainte équivalente pour le matériau poreux et ν , coefficient de Poisson, sont deux fonctions de la densité relative du corps poreux.

Modèle du CEMEF (BELLET [1990])

Le modèle n'est pas décrit à partir d'un critère de plasticité pour le matériau poreux, mais à partir de la définition d'une contrainte d'écoulement équivalente σ_{eq} pour la matrice solide dense :

$$\sigma_{eq}^2 = \frac{3c}{2} s:s + f (\text{tr } \sigma)^2$$

c et f sont deux fonctions de la densité relative du corps poreux.

Modèle de NGUYEN [1991]

De la même façon, NGUYEN définit une contrainte d'écoulement équivalente σ_{eq} pour la matrice solide dense :

$$\sigma_{eq}^2 = \frac{A}{2} s:s + B (\text{tr } \sigma)^2$$

où A et B sont les deux paramètres décrivant la compressibilité.

Les différents paramètres décrivant le comportement du matériau compressible sont donnés pour chaque modèle dans le tableau suivant. Ce sont des fonctions de ρ , densité relative et de σ_0 , contrainte d'écoulement de la matrice dense, déterminées par identification expérimentale.

SHIMA et OYANE	$\bar{\sigma} = J' \sigma_0$ avec $J' = \rho^n$	$J = a (1 - \rho)^m$
KUHN et DOWNEY	$\bar{\sigma} = \rho^q \sigma_0$	$v = 0,5 \rho^n$
CEMEF	$c = 1 + \alpha f$	$f = K_f \frac{1 - \rho}{1 - \rho_{min}}$
NGUYEN	$A = c_1 \rho^{-c_2}$	$B = c_3 (\rho^{-c_4} - 1)$

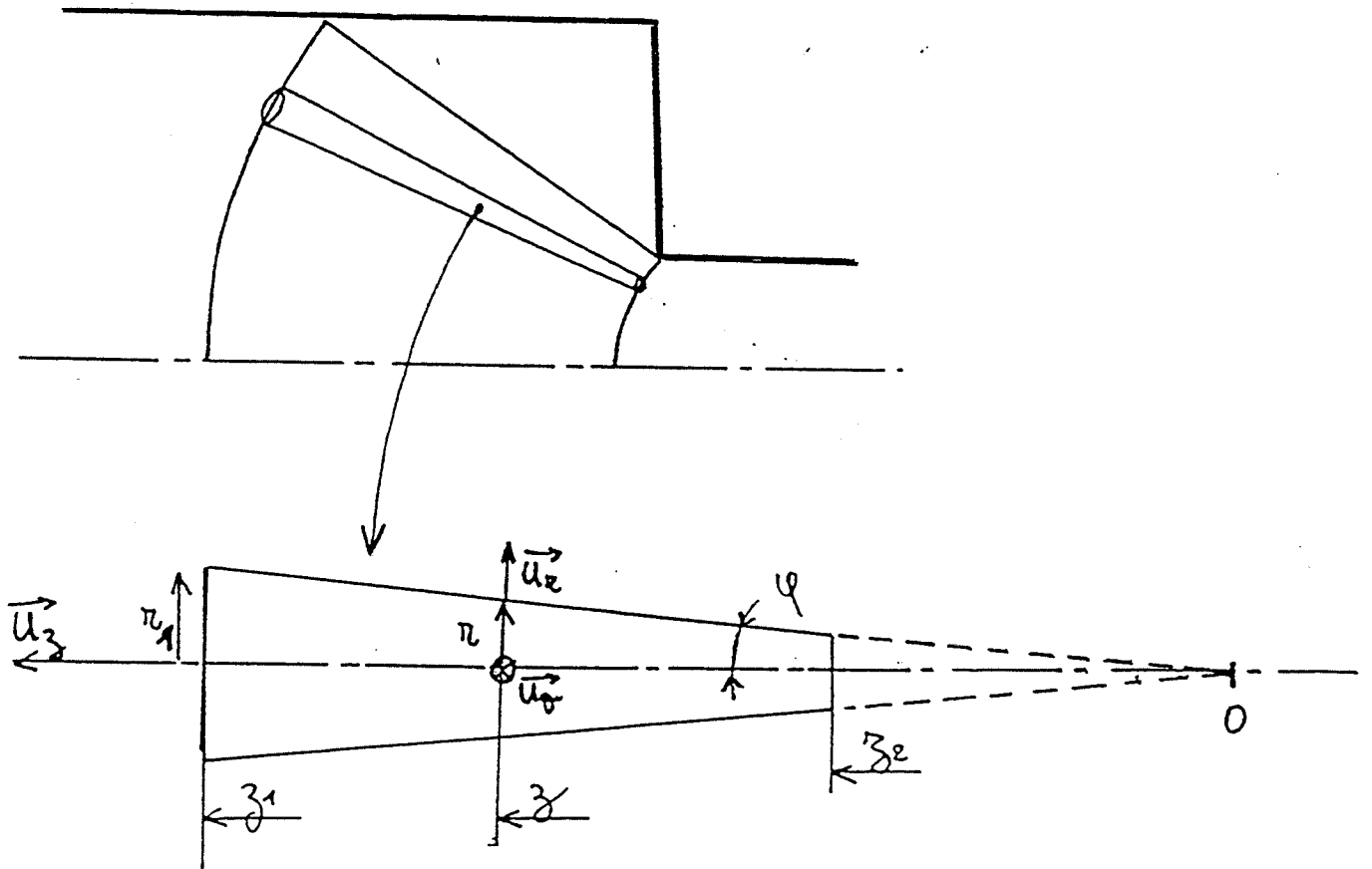


Fig. A5-1 : Zone d'écoulement central dans le modèle de BAQUE

Calcul des contraintes d'écoulement dans le modèle de BAQUE

1 - Calcul de la contrainte d'écoulement central

Dans l'opération de filage décrite par AVITZUR [1964], nous nous intéressons à l'écoulement qui a lieu dans le convergent. Pour un matériau viscoplastique, la contrainte d'écoulement dépend localement de la vitesse de déformation équivalente. Elle est donc différente en chaque point du convergent. Pour pouvoir se rattacher aux travaux d'AVITZUR concernant le filage d'un matériau parfaitement plastique (avec une contrainte d'écoulement constante), nous nous proposons de déterminer une valeur moyenne $\sigma_0^{(1)}$ de la contrainte d'écoulement dans le convergent. Suivant le modèle de BAQUE [1972] [1974], il nous faut considérer un tube d'écoulement à l'intérieur du convergent, tube que l'on approxime à un cône de demi angle au sommet φ faible (*Fig. A 5-1*).

Du fait de l'angle faible, on peut négliger les vitesses de cisaillement $\dot{\epsilon}_{rz}$. Le champ de vitesses dans le repère (u_r, u_θ, u_z) peut s'écrire :

$$\begin{aligned}
 U(r,z) \quad & \begin{aligned} & u = f(z), \text{ f étant donné par l'incompressibilité} \\ & v = 0 \\ & w = -U_0 (r_1/r)^2 = -U_0 (z_1/z)^2, \text{ assurant la conservation du flux} \end{aligned}
 \end{aligned}$$

Le tenseur des vitesses de déformation s'écrit :

$$\dot{\epsilon}_{rr} = -\dot{\epsilon}_{zz}/2 = \dot{\epsilon}_{\theta\theta} \quad \text{et} \quad \dot{\epsilon}_{zz} = 2 U_0 (z_1^2 / z^3)$$

La vitesse de déformation équivalente est égale à :

$$\dot{\epsilon} = |\dot{\epsilon}_{zz}| = 2 U_0 (z_1^2 / z^3)$$

Pour un corps pseudoplastique, la puissance de déformation est donnée par :

$$\begin{aligned}
 \dot{W} &= \int_V K (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^{m+1} dV \\
 &= \int_{z_2}^{z_1} K \left(\sqrt{3} 2 U_0 \frac{z_1^2}{z^3} \right)^{m+1} \pi (z \tan\varphi)^2 dz \\
 &= \frac{2K}{3m} U_0 \sqrt{3}^{m+1} \left(\frac{2 U_0}{z_1} \right)^m \pi (z_1 \tan\varphi)^2 \left(\lambda^{\frac{3m}{2}} - 1 \right)
 \end{aligned}$$

[A 5-1]

Avec $\lambda = (z_1 / z_2)^2$, le rapport de filage.

Par ailleurs, on peut estimer la puissance de déformation, pour un corps parfaitement plastique équivalent, de contrainte d'écoulement plastique $\sigma_0^{(1)}$ à :

$$\dot{W} = \dot{\epsilon}_{\text{moy}} \mathbf{U} \sigma_0^{(1)}$$

où :

\mathbf{U} est le volume du cône,

$\dot{\epsilon}_{\text{moy}}$ est la vitesse de déformation moyenne d'un élément de volume traversant le tube d'écoulement.

$$\dot{\epsilon}_{\text{moy}} = \frac{1}{\mathbf{U}} \int_V \dot{\epsilon} dV = \frac{1}{\mathbf{U}} \int_{z_2}^{z_1} 2 U_0 \frac{z_1^2}{z^3} \pi (z \tan \varphi)^2 dz$$

$$\dot{\epsilon}_{\text{moy}} = (1 / \mathbf{U}) \ln \lambda U_0 \pi z_1^2 (\tan \varphi)^2$$

En définitive, on obtient donc une estimation de la puissance de déformation :

$$\dot{W} = \ln \lambda U_0 \pi z_1^2 (\tan \varphi)^2 \sigma_0^{(1)}$$

Si l'on compare cette expression à la formule [A 5-1], on trouve une bonne approximation de la contrainte d'écoulement central :

$$\sigma_0^{(1)} = \frac{2K}{3m} \sqrt{3}^{m+1} \left(\frac{2 U_0}{z_1} \right)^m \frac{\lambda^{\frac{3m}{2}} - 1}{\ln \lambda}$$

Pour retrouver les notations du texte, on posera $z_1 = R_1 / \sin \alpha$

2 - Calcul de P_2

P_2 est la pression relative au cisaillement entre le convergent et la zone morte. On suppose que ce cisaillement est localisé dans une couche viscoplastique d'épaisseur e . Cette épaisseur diminue lorsque la matière progresse dans le convergent suivant la relation :

$$e = e_1 (r / r_1) \quad (\text{Fig. A 5-2}).$$

Le taux de cisaillement dans cette couche est :

$$\tau = K \dot{\gamma}^m (r)$$

où K et m sont les coefficients viscoplastiques de la couche cisailée.

Le long de la zone morte, $\dot{\gamma} = (|\Delta U| / e) = (u(r, \alpha) / e)$, où

$$u(r, \alpha) = U_0 (r_1 / r)^2 \cos \alpha$$

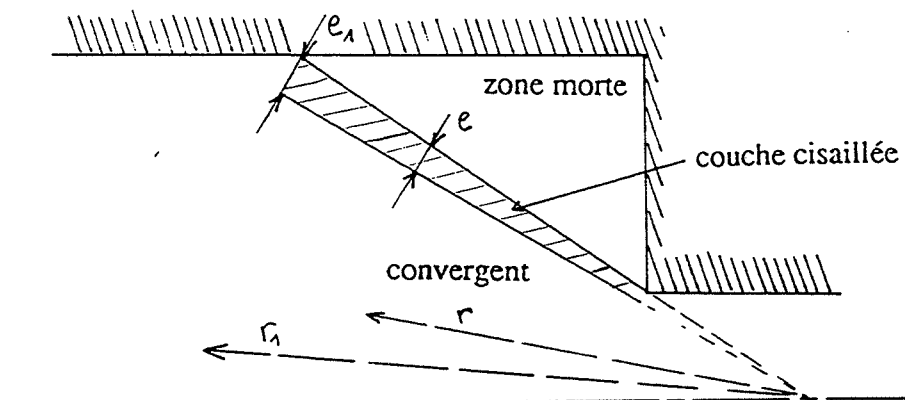


Fig. A5-2 : Zone de discontinuité de vitesse le long de la zone morte
-modèle de BAQUE-

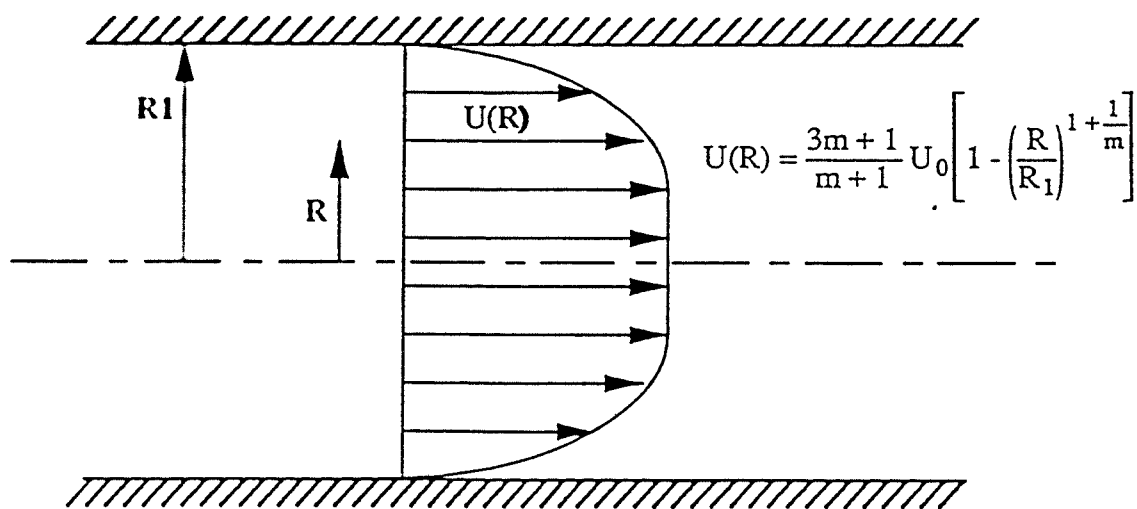


Fig. A5-3 : Profil de vitesse dans l'écoulement de Poiseuille tube
-matériau pseudoplastique-

(champ de vitesses d'AVITZUR sur la frontière de la zone morte)

La puissance dissipée \dot{W}_2 dans ce cisaillement s'écrit :

$$\dot{W}_2 = P_2 \pi R_1^2 U_0 = \int_{r_2}^{r_1} \tau |\Delta U| 2 \pi r \sin \alpha \, dr$$

Après intégration on trouve :

$$P_2 = K \left(U_0 \frac{\cos \alpha}{e_1} \right)^m \cotan \alpha \frac{2}{3m} \left(\lambda^{\frac{3m}{2}} - 1 \right)$$

Par analogie avec le matériau parfaitement plastique, on pose :

$$P_2 = \frac{\sigma_0^{(2)}}{\sqrt{3}} \cotan \alpha \ln \lambda$$

avec :

$$\sigma_0^{(2)} = K \sqrt{3} \left(U_0 \frac{\cos \alpha}{e_1} \right)^m \frac{2}{3m} \left(\lambda^{\frac{3m}{2}} - 1 \right) \frac{1}{\ln \lambda}$$

La valeur de l'épaisseur e_1 est difficile à évaluer. BAQUE propose de la prendre égale à une fraction du rayon R_1 . FENOT [1979] choisit $e_1 = R_1 / 10$.

3 - Calcul de P_3

Pour modéliser le cisaillement du matériau viscoplastique contre les parois du conteneur, on utilise le champ de vitesse de Poiseuille dans un tube, pour un matériau viscoplastique avec adhésion aux parois (Fig. A 5-3). On a :

$$u(R) = \frac{3m+1}{m+1} U_0 \left(1 - \left\{ \frac{R}{R_1} \right\}^{1+\frac{1}{m}} \right)$$

La vitesse de cisaillement est la dérivée de la vitesse par rapport au rayon.

$$|\dot{\gamma}(R)| = \left| \frac{du}{dR} \right| = \frac{3m+1}{m} \frac{U_0}{R_1} \left(\frac{R}{R_1} \right)^{1/m}$$

Contre la paroi du tube ($R=R_1$), la vitesse de cisaillement est égale à :

$$\dot{\gamma}(R_1) = \frac{3m+1}{m} \frac{U_0}{R_1}$$

La loi d'écoulement viscoplastique nous donne la cission aux parois correspondante :

$$\tau = K (\dot{\gamma}(R_1))^m = K \left(\frac{3m+1}{m} \frac{U_0}{R_1} \right)^m$$

Si l'on assimile cette cission à la cission maximale admissible par un corps parfaitement plastique, de contrainte d'écoulement $\sigma_0^{(3)}$, on trouve :

$$\sigma_0^{(3)} = \sqrt{3} \tau = \sqrt{3} K \left(\frac{3m+1}{m} \frac{U_0}{R_1} \right)^m$$

Si l'on utilise la même méthode pour calculer la contrainte d'écoulement $\sigma_0^{(3')}$ du matériau au voisinage des parois de la filière, on trouve :

$$\sigma_0^{(3')} = \sqrt{3} K \left(\frac{3m+1}{m} \frac{\lambda U_0}{R_2} \right)^m = \sigma_0^{(3)} \lambda^{\frac{3m}{2}}$$



Nom : Elisabeth VALETTE-BRIVES

Titre de la thèse : Mise en forme d'aciers à l'état semi - solide :
étude expérimentale et modélisation

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

Mots clés : acier, état semi-solide, mise en forme, filtration, corps poreux,
rhéologie, pseudoplasticité

Résumé

La déformation d'alliages modèles ou d'alliages légers à l'état semi-solide est étudiée dans la littérature, avec pour objectif industriel la mise en forme directe de pièces "près des cotes" et une moindre sollicitation mécanique des outillages. L'objet de cette thèse est d'étudier le comportement lors de la déformation d'aciers industriels refondus partiellement jusqu'à l'état semi-solide.

A cet effet, un essai rhéologique de filage en condition isotherme jusqu'à une température de 1450 °C a été conçu. Il permet d'obtenir des écoulements représentatifs d'opérations de forgeage. Cet essai a révélé deux types d'écoulements, en fonction de la structure de l'acier semi-solide, de la vitesse et du taux de déformation :

- un écoulement de type "filtration totale", avec éjection de la phase liquide et compaction de l'agrégat formé par les grains solides,
- un écoulement de type "semi-solide", avec filtration partielle du liquide et écoulement du mélange semi-solide.

La modélisation numérique de l'essai de filage a permis de déterminer pour l'acier semi-solide un ordre de grandeur des paramètres rhéologiques d'une loi de comportement homogène incompressible.

Une modélisation analytique a été développée pour prendre en compte le caractère biphasé du matériau semi-solide. En première approximation, l'influence de la phase liquide sur les efforts de déformation peut être négligée. Lors de la déformation, le modèle met en évidence une phase initiale de densification du squelette poreux formé par la phase solide puis une phase d'écoulement homogène (sans densification du matériau). Une carte de densité de l'agrégat solide poreux a été calculée par une méthode de petites perturbations.