



HAL
open science

Identification paramétrique sur moyens industriels du comportement thermomécanique en forgeage à chaud

Gabriel Venet

► **To cite this version:**

Gabriel Venet. Identification paramétrique sur moyens industriels du comportement thermomécanique en forgeage à chaud. Autre [cond-mat.other]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2019. Français. NNT : 2019ENAM0052 . tel-02462629

HAL Id: tel-02462629

<https://pastel.hal.science/tel-02462629v1>

Submitted on 31 Jan 2020

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.

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ procédés de fabrication - Génie Mécanique ”

présentée et soutenue publiquement par

Gabriel VENET

le 09 décembre 2019

Identification paramétrique sur moyens industriels du comportement thermomécanique en forgeage à chaud

Directeur de thèse : **Tudor BALAN**

Co-encadrement de la thèse : **Cyrille BAUDOUIN**

Jury

M. Pierre-Olivier BOUCHARD, PR, Ecole des Mines de Paris

Mme Nathalie BOUDEAU, PR, ENSEMM Besançon

Mme Pascale BALLAND, PR, Université de Savoie Mont Blanc

M. Anis HOR, MCF, ISAE-SUPAERO Toulouse

M. Tudor BALAN, MCF HDR, Arts et Métiers, Campus de Metz

M. Cyrille BAUDOUIN, MCF, Arts et Métiers, Campus de Metz

Président/Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Examineur

Remerciements

Merci beaucoup à Pierre-Olivier BOUCHARD
Président ne laissant rien au hasard

Je continue en remerciant Pascale BALLAND
En qualité d'examineur de talent

Toute ma profonde reconnaissance à Anis HOR
Un examinateur valant son pesant d'or

Et que grâce soit rendue à Nathalie BOUDEAU
Dans son rôle de rapporteur sans quiproquo

J'adresse une pensée émue à Tudor BALAN
Un encadrant toujours souriant, toujours présent

Une reconnaissance profonde pour Cyrille BAUDOIN
Mon co-encadrant qui m'a permis d'aller loin

Un merci conséquent à Gabriel ABBA
Directeur du labo ou j'étais comme chez moi

Merci à Ali SIADAT et Raphaël PESCI
Membres estimés de mon comité de suivi

Et enfin merci à Stéphane MATHIEU, Alexandre FENDLER, Sebastien BURGUN, Daniel BOEHM, Sylvio DE PAOLIS, Josselin SCHUMACKER, Florian BARATTO et Régis BIGOT pour leur aide technique et leurs bons conseils.

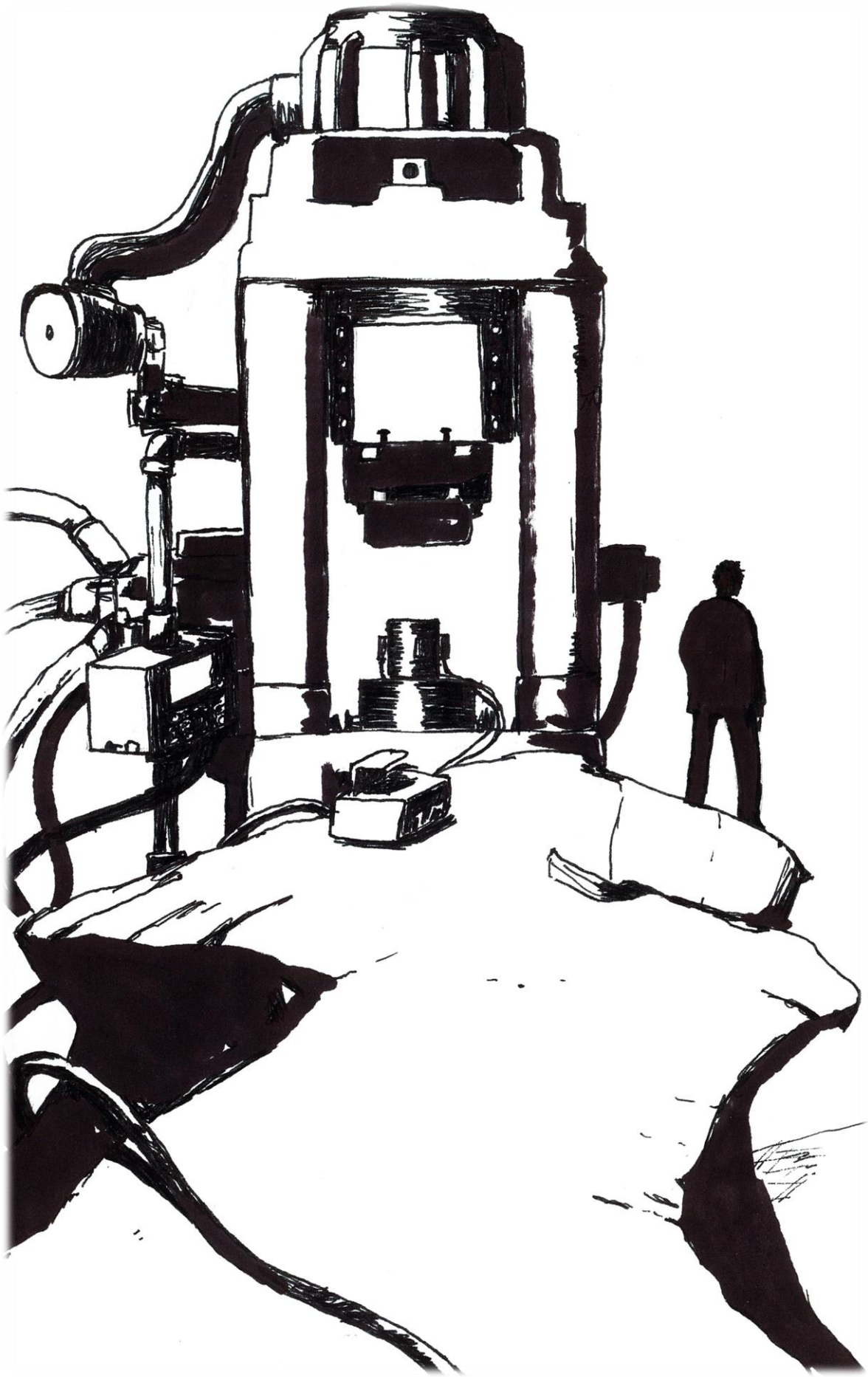


Table des matières

Introduction générale	3
1 Identification paramétrique de modèles de comportement pour le forgeage à chaud	5
1.1 Bases de l'identification paramétrique dans la déformation des aciers à chaud	5
1.1.1 Introduction aux mécaniques de la déformation.....	5
1.1.2 La modélisation mathématique	6
1.1.3 Principe de l'identification paramétrique	7
1.1.4 Algorithmes d'identification.....	9
1.1.4.1 Algorithmes à gradient.....	9
1.1.4.2 Algorithmes évolutionnaires	10
1.2 Application : identification paramétrique du comportement de l'acier 42CrMo4.....	12
1.2.1 L'acier 42CrMo4	12
1.2.2 Plusieurs sources de données expérimentales	13
1.2.2.1 Gleeble et plasto-dilatomètre DIL805	13
1.2.3 Plan d'expériences et mise en œuvre de l'identification paramétrique.....	16
1.2.3.1 Facteurs de choix du plan d'expériences	16
1.2.3.2 Choix des conditions d'essai à tester	16
1.2.3.3 Identification paramétrique de l'acier 42CrMo4.....	19
1.3 Influenceurs d'une identification paramétrique	22
1.3.1 Le choix du jeu d'expériences	22
1.3.2 Le choix du modèle.....	25
1.3.3 Le choix de la fonction coût.....	27
1.4 Sensibilité et corrélation des paramètres lors de l'identification	29
1.4.1 Calcul de la sensibilité des paramètres et de leur corrélations	29
1.4.2 Application à l'équation de Hensel-Spittel : réduction du nombre de paramètres..	32
1.5 Conclusion	37
2 Obtention des données expérimentales sur presse industrielle	38
2.1 Choix de l'essai : compression uniaxiale	38
2.2 Mesures d'effort et de déplacement sur presse industrielle	41
2.2.1 Mesures de déplacement.....	41
2.2.2 Mesures d'effort.....	45
2.2.3 Récapitulatif des outils expérimentaux pour le test de compression uniaxiale	49
2.3 Identification des échanges thermiques et du frottement.....	50

2.3.1	La température.....	50
2.3.1.1	Plusieurs possibilités de chauffe	50
2.3.1.2	Mesure de la température	53
2.3.1.3	Identification des échanges thermiques	54
2.3.2	Evaluation du frottement.....	57
2.3.2.1	Tests tribologiques classiques	57
2.3.2.2	Choix du test de l’anneau et résultats.....	58
2.4	Procédure expérimentale pour un test de compression	61
2.5	Conclusion	63
3	Identification paramétrique et comparaison	65
3.1	Plan d’expériences et simulation	65
3.1.1	Paramètres du plan d’expériences.....	65
3.1.2	Simulation des essais de compression	66
3.1.3	Utilisation d’algorithme génétique avec métamodèle de krigeage.....	69
3.1.4	Résultat de l’identification paramétrique sur la plateforme Vulcain.....	71
3.1.5	Comparaison des modèles identifiés sur plateforme Vulcain et machine d’essai Gleeble	74
3.2	Validation sur une pièce industrielle.....	77
3.3	Conclusion	81
4	Inconel 625 : identification d’un modèle rhéologique et d’un modèle de microstructure ...	82
4.1	Rhéologie de l’inconel	82
4.2	Microstructure de l’Inconel.....	91
4.2.1	Introduction à la microstructure de l’Inconel 625	91
4.2.2	Le modèle de microstructure JMAK	94
4.2.3	Plan d’expériences pour identifier le modèle de microstructure	97
4.2.4	Procédure d’identification paramétrique	101
4.2.5	Résultat de l’identification et discussion.....	101
4.3	Conclusion	107
	Conclusion et perspectives.....	108
	Annexe 1 : Résultats d’identification paramétrique avec les modèles de Johnson-Cook, Hor et Gavrus.....	110
	Annexe 2 : micrographies de l’Inconel 625.....	113
	Bibliographie	118

Introduction générale

Les simulations des procédés de déformation plastique sont aujourd'hui largement utilisées par l'industrie. Elles permettent de réduire sensiblement le temps nécessaire pour mettre au point une gamme de fabrication en évitant de devoir recourir aux méthodes par essai/erreur. Une simulation de forgeage va utiliser des modèles décrivant les effets de nombreux phénomènes tels que les échanges thermiques, les frottements, le comportement de la presse ou encore la rhéologie du matériau qui représente le comportement du matériau face à une déformation. C'est surtout ce dernier point qui est étudié dans cette thèse.

Comme la rhéologie du matériau est un facteur d'influence majeur dans les simulations de forgeage, plusieurs modèles rhéologiques différents ont été développés au cours des années, l'objectif étant de trouver des modèles toujours plus efficaces, que ce soit par des observations empiriques ou en modélisant les phénomènes physiques intervenant lors de la déformation du matériau. Ces modèles, qui sont sous la forme d'une ou plusieurs équations, ont généralement des paramètres ajustables qui leur permettent de s'approcher au mieux de la réalité. En parallèle des modèles, des moyens d'identifier les paramètres desdits modèles ont été proposés. La stratégie d'identification classique consiste à faire des essais rhéologiques simples mais bien maîtrisés, grâce à des machines ou bancs d'essais spécialisés, puis d'ajuster le modèle choisi sur ces essais.

Les machines spécialisées ne sont cependant pas toujours accessibles à ceux qui pourraient en bénéficier. Ça peut être pour des raisons de coût, car l'achat ou la sous-traitance d'essais peut s'avérer prohibitif. De même, la durée de la procédure d'identification est souvent un point bloquant pour les utilisateurs industriels. Parfois, la taille des échantillons étudiés sur machine spécialisée ou la gamme de sollicitations peuvent ne pas être représentatives de l'application future du matériau. A cause de ces quelques problèmes, des industriels se contentent parfois d'utiliser les bases de données de matériaux pour leurs simulations. Les bases de données n'étant pas toujours complètes, cela implique parfois de choisir des paramètres ne correspondant pas toujours exactement au matériau étudié. Dans ces conditions, bien que les modèles et codes de calcul progressent, la qualité des paramètres des modèles rhéologiques n'est pas maîtrisée. Le but de ce travail de thèse est d'évaluer la possibilité d'utiliser des presses industrielles comme machine d'essais dans le cadre d'une identification paramétrique. Cela implique un travail expérimental pour faire les tests rhéologiques mais aussi un travail sur le processus d'identification paramétrique qui se base sur les données récupérées. Plusieurs questions sont soulevées dans cette thèse : Comment instrumenter les essais ? Comment traiter et exploiter les données obtenues ? Quelles sont les limites d'une identification paramétrique avec de tels moyens ? La méthode est-elle exploitable à autre chose que les modèles rhéologiques ? Ces problématiques seront abordées au fil des chapitres de ce manuscrit.

Le laboratoire de Conception Fabrication Commande (LCFC) au sein duquel cette thèse est menée possède des presses industrielles qui sont utilisées à des fins de recherche et d'enseignement. Ces conditions permettent d'explorer des solutions qui seraient potentiellement transférables directement en milieu industriel. Faire une identification paramétrique de qualité avec les presses industrielles permettrait d'avoir des simulations plus précises qu'en utilisant des bases de données mais aussi moins coûteuses qu'avec des machines spécialisées. Ces identifications auraient aussi l'avantage de rendre les industriels sans machine dédiée plus autonomes.

Le travail de cette thèse est structuré en quatre chapitres :

- Le chapitre 1 présente une identification paramétrique sur un acier 42CrMo4 s'appuyant sur des essais faits sur des machines spécialisées. Il permet d'introduire le concept d'identification paramétrique par méthode inverse. Les données expérimentales recueillies serviront de témoin aux essais faits sur presse industrielle dans les chapitres suivants. Ce chapitre mettra aussi en évidence certains facteurs d'influences de l'identification paramétrique. Dans la dernière partie, la sensibilité des paramètres à une identification sera illustrée à travers l'étude de l'équation de Hensel-Spittel.
- Le chapitre 2 porte sur la mise en place d'un essai de compression uniaxiale sur presse industrielle, en utilisant comme support d'étude le même acier 42CrMo4 caractérisé précédemment. Il y est décrit le choix des capteurs et des outillages utilisés. On y détaille aussi les expériences complémentaires à faire pour mieux pouvoir simuler l'essai rhéologique, à savoir : un test de refroidissement du lopin pour évaluer les échanges thermiques et un test de l'anneau pour évaluer les frottements entre le lopin et les outils.
- Le chapitre 3 expose la méthodologie d'identification paramétrique à partir des données issues des essais sur presse industrielle. Les jeux de paramètres identifiés et les courbes contrainte-déformation associées seront ensuite comparés à ceux obtenus au chapitre 1. Une évaluation des différents jeux de paramètres est réalisée à travers le forgeage d'une pièce industrielle. Il ressort de ce chapitre qu'il est possible de faire une identification paramétrique raisonnable sans machine spécialisée.
- Le chapitre 4 reprend la méthodologie qui a été développée dans les chapitres 2 et 3, à savoir une identification paramétrique faite à partir de compressions uniaxiales sur presse industrielle, mais appliquée sur un Inconel 625, afin d'en explorer la généralité. De plus, les paramètres d'un modèle de prédiction de la microstructure seront identifiés en extension des paramètres du modèle rhéologique.

1 Identification paramétrique de modèles de comportement pour le forgeage à chaud

Les multiples mécanismes qui interviennent dans le matériau lors de sa déformation et qui influent sur sa capacité à se déformer peuvent être modélisés par des lois rhéologiques. La rhéologie est l'étude de la déformation et de l'écoulement de la matière sous l'effet d'une contrainte appliquée. Ces modèles ont un certain nombre de paramètres dont la valeur est différente suivant le matériau étudié. Avant de pouvoir utiliser un modèle sur un matériau donné, il faut trouver un jeu de paramètres qui lui est adapté. C'est l'identification paramétrique. Elle consiste à tester différents jeux de paramètres dans la simulation d'une expérience donnée à l'aide d'un algorithme d'optimisation jusqu'à trouver le jeu optimal qui minimisera les écarts entre la simulation et la réalité. La première partie de ce chapitre explique la modélisation de la rhéologie du matériau ainsi que la méthode de l'identification paramétrique. Ensuite viendra un cas d'application sur l'acier 42CrMo4. Certains facteurs susceptibles d'influencer le résultat d'une identification paramétrique seront examinés. La sensibilité et la corrélation des paramètres d'un modèle seront enfin abordés.

1.1 Bases de l'identification paramétrique dans la déformation des aciers à chaud

1.1.1 Introduction aux mécanismes de la déformation

Un matériau subissant une contrainte va se déformer, d'abord élastiquement puis plastiquement, si on s'intéresse aux matériaux métalliques ductiles. La déformation élastique est réversible. Au contraire, la déformation plastique est permanente. C'est la déformation plastique qui sera le centre d'intérêt dans cette thèse car c'est ce qui intervient le plus dans la mise en forme des matériaux métalliques massifs. Pour déformer plastiquement le matériau, il faut que ce dernier subisse une contrainte qui atteigne la limite d'élasticité du matériau, qui peut varier au cours de la déformation.

Lors de la déformation plastique du matériau, plusieurs phénomènes sont susceptibles de se produire. On distingue les mécanismes de durcissement et d'adoucissement. La Figure 1 illustre les effets de durcissement et d'adoucissement sur la contrainte à appliquer au matériau pour le déformer plastiquement.

L'écrouissage est synonyme de durcissement. D'un point de vue mécanique, l'écrouissage est défini par l'augmentation de la contrainte d'écoulement du métal pendant la déformation plastique. D'un point de vue métallurgique, il est la conséquence d'un changement de microstructure dû à l'augmentation de la densité de dislocations, la structuration des dislocations en cellules de dislocations ou en parois de dislocations [1].

La restauration est un mécanisme d'adoucissement. Elle limite les effets de l'écrouissage en diminuant la densité de dislocations par annihilation des dislocations. Plus il y a de dislocations, plus deux dislocations sont susceptibles de s'annihiler mutuellement [2]. Ce phénomène impose donc souvent une limite à l'augmentation de la contrainte d'écoulement du matériau due à l'écrouissage. La recristallisation est un autre mécanisme d'adoucissement très courant, notamment dans le contexte de la mise en forme des métaux à chaud. Elle change la structure cristallographique du

métal en provoquant la germination de nouveaux grains [3]. Ce phénomène nécessite d'atteindre une certaine énergie d'activation. Cela implique d'atteindre une certaine déformation. Il faut aussi que la température soit supérieure à la température de recristallisation du métal.

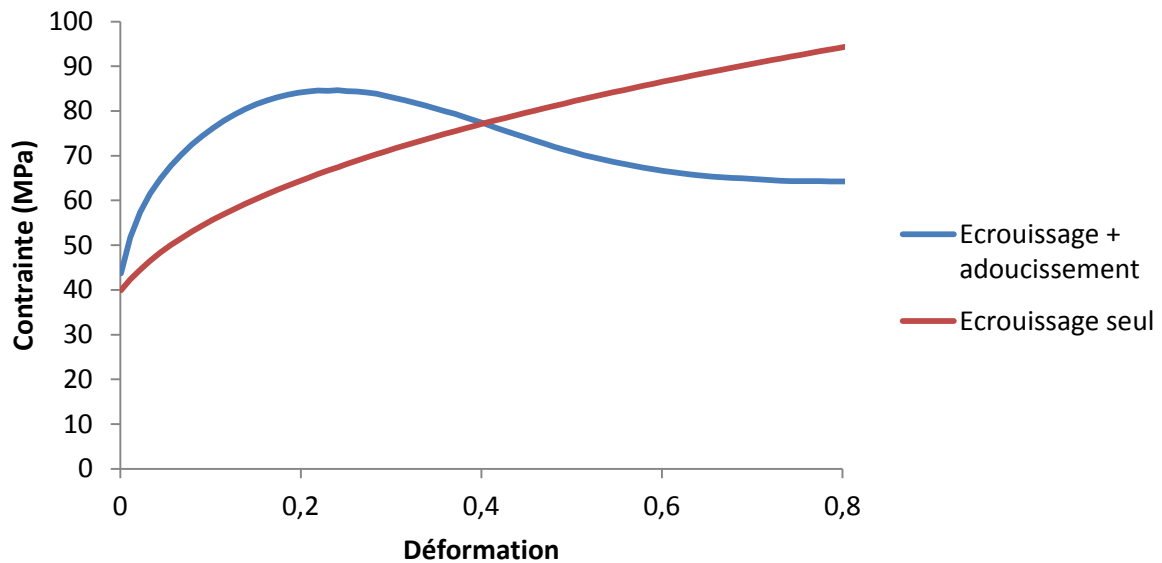


Figure 1 Exemple de l'effet de l'écrouissage et de l'adoucissement sur une courbe contrainte-déformation.

1.1.2 La modélisation mathématique

Être capable de modéliser la résistance du matériau à la déformation à chaque instant du processus de déformation est nécessaire pour de nombreuses prédictions. Par exemple, cela permet de connaître l'évolution de la force que devra appliquer la presse pour déformer le lopin de métal initial jusqu'à obtention de la pièce finale, mais aussi la géométrie de la pièce, le remplissage de la matrice, la durée de vie, etc. Cette résistance peut être modélisée à l'échelle macroscopique par la contrainte d'écoulement plastique σ . Dans les modèles qui seront étudiés ici, la contrainte sera fonction de la déformation plastique cumulée ε , de la vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\varepsilon}$ et de la température T . Ce sont les modèles viscoplastiques :

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (1)$$

Il existe dans la littérature de nombreux modèles qui suivent la forme générique ci-dessus. Ces modèles peuvent être classés en général en deux groupes plus ou moins distincts : les modèles physiques et les modèles phénoménologiques [4].

Les modèles dits physiques [5]–[7] tentent de décrire les phénomènes physiques qui interviennent lors de la déformation du métal. Ils font donc intervenir la densité de dislocations, l'énergie d'activation ou encore la recristallisation. Un modèle physique bien utilisé peut normalement décrire la rhéologie du matériau sur une large plage de déformations, températures et de vitesses de déformation [4].

Les modèles phénoménologiques donnent une définition de la contrainte d'écoulement basée sur des observations empiriques. La fonction mathématique qui les décrit manque souvent de sens physique. Ces modèles cherchent à reproduire directement la réponse macroscopique des expériences, sans se préoccuper des mécanismes physiques dont elles découlent. Ces modèles sont généralement plus simples que les modèles physiques dans leur implémentation. Cependant, à cause de leur nature empirique, ils ne peuvent être utilisés que dans des champs d'applications réduits, à savoir le domaine sur lesquelles des expériences ont permis de calibrer le modèle.

1.1.3 Principe de l'identification paramétrique

Un même modèle rhéologique peut modéliser plusieurs matériaux différents. Dès lors que les valeurs des paramètres du modèle sont différentes, ce n'est plus le même matériau ; il a un comportement différent. Il faut donc être capable, pour un modèle donné, de déterminer les paramètres optimaux pour représenter le matériau étudié. L'identification paramétrique consiste à trouver ces paramètres.

La première étape de l'identification paramétrique consiste à sélectionner des données de référence qui serviront à calibrer le modèle. Dans le cadre d'une loi de comportement plastique, on cherchera à avoir comme référence une courbe de contrainte en fonction de la déformation du matériau à étudier. Cette référence est souvent une expérience car on cherche à modéliser le réel. Cependant, on peut aussi se baser sur des résultats issus d'un autre modèle que l'on tient pour juste. Il est par exemple possible d'utiliser un modèle de plasticité cristalline pour trouver les paramètres de modèles macroscopiques [8].

Après l'expérience, deux approches sont possibles. La première est le dépouillement analytique : si le modèle de matériau et le modèle de l'essai s'y prêtent, il est possible de réécrire les équations afin d'explicitier les paramètres. A titre d'exemple, le modèle de Hollomon [9] peut être identifié graphiquement à partir d'un essai de traction et Fields et Backofen trouvent les paramètres d'écrouissage à l'aide d'un test de torsion [10]. Cependant, les modèles ou les essais plus complexes se prêtent mal au dépouillement analytique. La deuxième approche, qui sera utilisée dans cette thèse, est un processus itératif.

La deuxième étape du processus itératif (après l'expérience) consiste à simuler l'expérience avec le modèle que l'on cherche à identifier. Bien entendu, au début, les paramètres du modèle sont inconnus. Pour faire la première simulation, il faut donc faire une estimation de ces paramètres.

Ensuite, il faut comparer les résultats de l'expérience avec ceux de la simulation. Le but étant d'avoir le moins de différences possibles entre les deux. Pour la première simulation, l'écart risque d'être notable car les paramètres choisis ne sont que des premières estimations.

Le reste de la méthode consiste à changer certains paramètres du modèle et de recommencer les simulations jusqu'à réussir à minimiser l'écart entre la référence et la simulation. Quand il n'est plus possible de réduire l'écart, c'est-à-dire que la convergence est obtenue, on considère qu'on a trouvé les paramètres optimaux du modèle pour l'application choisie. Il est à noter qu'il s'agit d'un problème d'optimisation [11]–[13]. On va en effet chercher à minimiser une fonction-coût. Une fonction coût est une fonction qui renvoie une valeur scalaire représentative de la différence entre la

référence et la simulation. Dans le cadre d'une identification paramétrique en forgeage, on compare généralement les points des courbes contraintes/déformations ou encore force/déplacement. La méthode des moindres carrés est majoritairement utilisée dans la littérature pour comparer les courbes de références et calculées. Une écriture commune de fonction coût utilisée dans la littérature pour les essais rhéologiques est de la forme [14] :

$$FC(\mathbf{P}) = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(D_i^{calc}(\mathbf{P}) - D_i^{exp})^2}{\|D^{exp}\|^2}} \quad (2)$$

avec FC la fonction coût, D_i^{calc} la valeur calculée, D_i^{exp} la valeur expérimentale, \mathbf{P} les paramètres à optimiser et n le nombre de points de mesure. D'autres formes de fonction-coût seront discutées dans la partie 1.3.3.

L'identification paramétrique est parfois appelée analyse inverse. En effet, l'analyse inverse consiste à partir d'un résultat et d'un modèle connu, de trouver les jeux de paramètres qui permettent d'obtenir ledit résultat. Il faut l'opposer à l'analyse directe, qui consiste à calculer un résultat à partir d'un modèle et de paramètres connus. Sur la Figure 2, qui récapitule le principe de l'identification paramétrique, se trouve une analyse directe au niveau de la case « simulation de l'expérience » et l'analyse inverse intervient dans les autres cases.

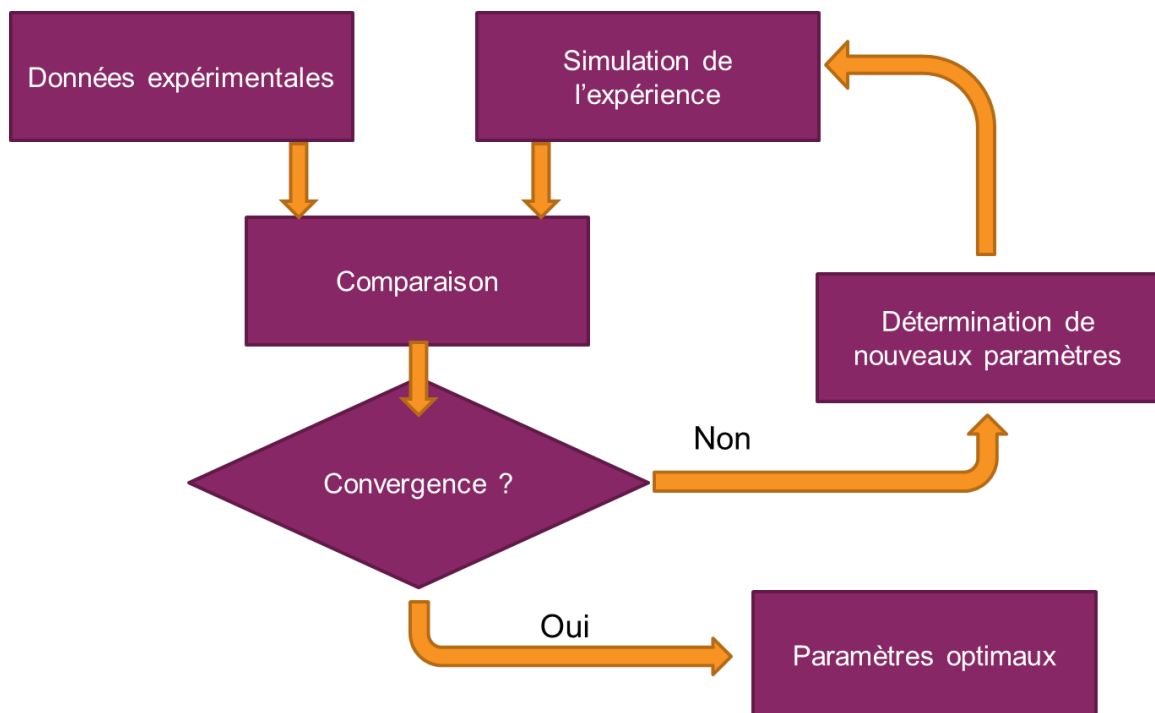


Figure 2 Algorithme générique de l'identification paramétrique.

1.1.4 Algorithmes d'identification

La détermination de nouveaux paramètres à chaque itération de l'identification paramétrique peut se faire manuellement. Mais il existe de nombreux cas où les modèles et les données de références sont trop complexes pour qu'un humain trouve facilement les paramètres optimaux. Dans ce cas, l'utilisation d'algorithmes d'optimisation devient indispensable.

Il existe de nombreux algorithmes d'optimisation différents, chacun avec ses forces et ses faiblesses. On peut cependant les classer en différentes familles dont les deux plus connues sont les algorithmes à gradient et les algorithmes évolutionnaires.

1.1.4.1 Algorithmes à gradient

Les algorithmes à gradient sont une famille d'algorithmes utilisant, en plus de la valeur de la fonction coût, des informations sur le gradient (les dérivées partielles) et parfois du Hessien (les dérivées partielles secondes) de cette même fonction.

A partir d'un jeu initial de paramètres, l'algorithme va déterminer, grâce à sa connaissance des dérivées de la fonction coût, de quelle manière changer ces paramètres afin de réduire la valeur de la fonction coût [15], [16]. Comme la valeur de la fonction n'est a priori pas connue en tout point, les dérivées se calculent localement au niveau du point de la fonction-coût obtenu avec les paramètres en cours.

Ces algorithmes ont l'avantage de converger rapidement vers un optimum. Sous certaines conditions, il est possible d'avoir une preuve de convergence. Dans ce cas-là, un extremum est atteint à coup sûr. D'autres conditions encore plus strictes garantissent une convergence quadratique [17], c'est-à-dire que la précision de l'approximation double à chaque étape. Ceci donne l'assurance d'avoir un résultat rapidement. Ces algorithmes ont en revanche quelques défauts.

Le premier défaut est que ces algorithmes convergent vers le plus proche minimum local de la fonction coût. En effet, ces algorithmes ne faisant varier leurs paramètres que dans un objectif de diminution de la fonction coût, ils s'arrêteront nécessairement au premier minimum rencontré. Le minimum global, correspondant à la meilleure combinaison de paramètres, ne sera donc peut-être jamais trouvé. La Figure 3 illustre le phénomène de minimum global/local dans le cas particulier d'un seul paramètre.

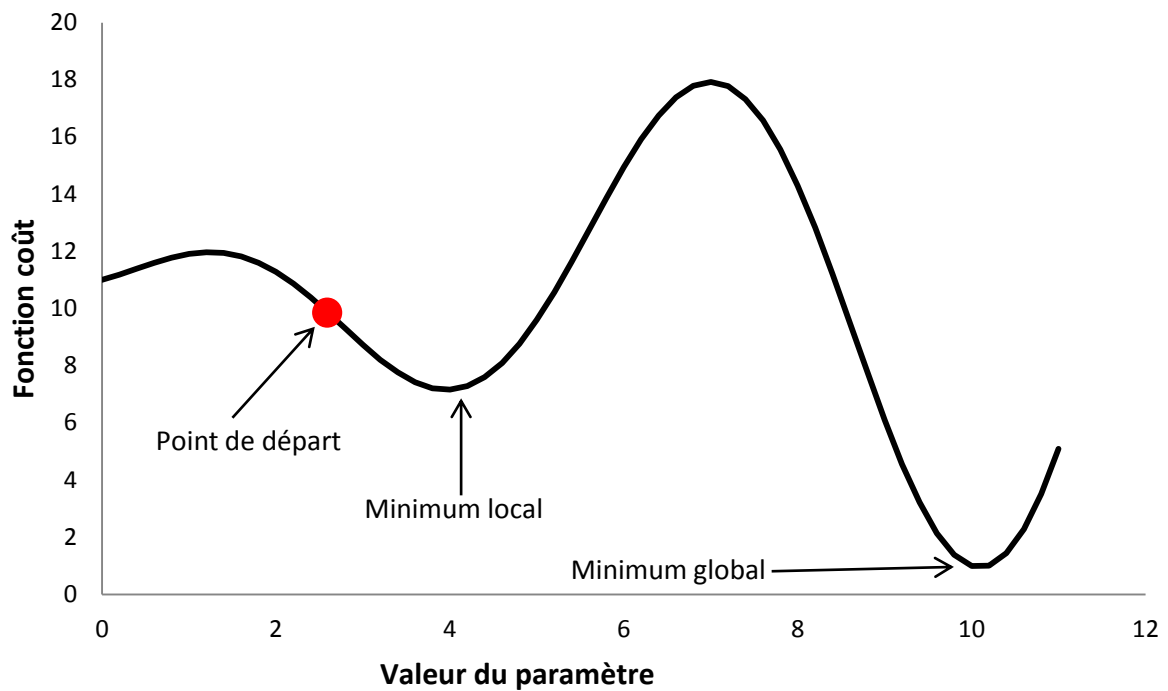


Figure 3 Illustration minimum local/global sur une fonction coût d'une loi avec un unique paramètre

Une manière d'éviter ce problème consiste à lancer l'optimisation depuis plusieurs points de départ différents afin de parcourir un espace de solution plus large. Cependant, appliquer cette technique augmente le nombre d'évaluations de la fonction coût à faire. On perd donc l'avantage de la rapidité de la méthode. De plus, il n'y aura jamais de certitude d'avoir parcouru la totalité de l'espace des solutions.

Le deuxième problème des algorithmes à gradient est la nécessité d'avoir une fonction continue et dérivable sur l'espace solution. On ne peut donc pas utiliser cet algorithme pour n'importe quel problème. Même quand elles existent, la nécessité de calculer effectivement ces dérivées peut constituer un inconvénient en soi, notamment lorsque la simulation de l'essai est laborieuse.

1.1.4.2 Algorithmes évolutionnaires

Les algorithmes évolutionnaires sont des algorithmes d'optimisation probabilistes basés sur des modèles de sélection naturelle. Les principaux avantages de ces algorithmes sont :

- Contrairement aux algorithmes à gradient, il n'est pas nécessaire de calculer des dérivées de la fonction coût.
- La plupart des fonctions, même des fonctions non continues, peuvent être minimisées par un algorithme évolutionnaire.
- Meilleures possibilités de convergence vers un minimum global.

Dans le cadre des algorithmes évolutionnaires, on appelle individu une solution correspondant à un jeu de paramètres. Une population est l'ensemble des individus pour une génération donnée. Une génération correspond à une itération dans la structure décrite ci-dessous.

On peut écrire la structure basique d'un algorithme évolutionnaire comme suit [18], [19] :

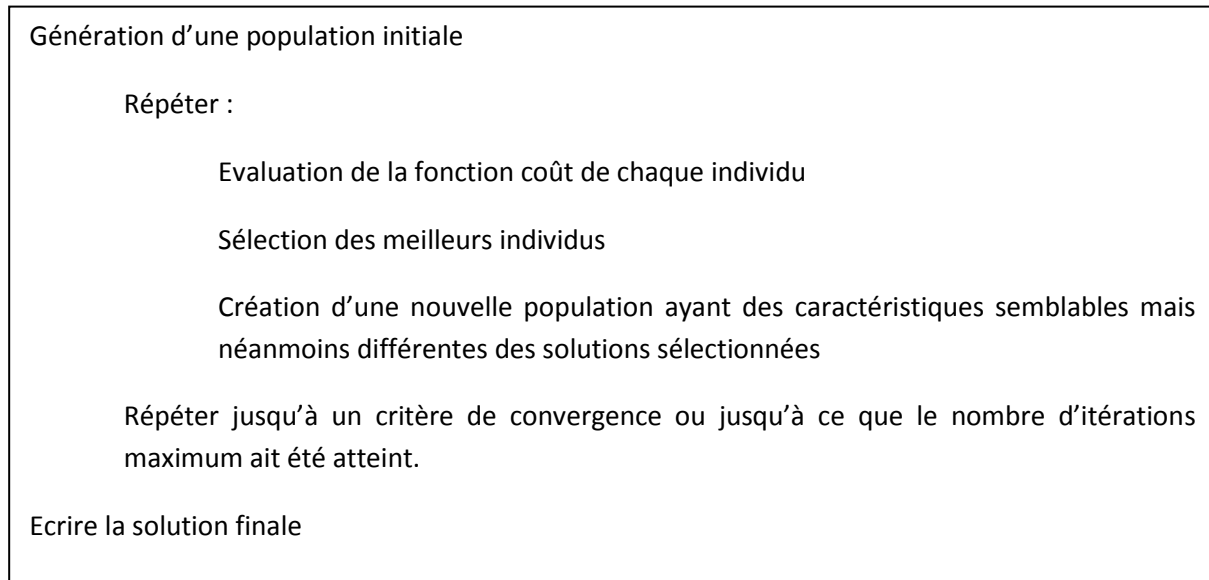


Figure 4 Structure d'un algorithme évolutionnaire.

Un algorithme évolutionnaire va donc dans un premier temps parcourir l'espace des solutions avant de se concentrer de plus en plus vers les minimas locaux au fil des générations. Ensuite, il ne conservera que les solutions correspondant au meilleur minimum. Ceci augmente nettement les chances de trouver le minimum global par rapport à un algorithme à gradient.

Le principal défaut de ce type d'algorithme est qu'il nécessite un grand nombre d'évaluations pour obtenir un résultat convenable. Par conséquent, les algorithmes à gradient sont encore souvent préférés pour leur rapidité. Avec l'augmentation de la vitesse de calcul des ordinateurs, il devient tout de même de plus en plus intéressant d'utiliser les algorithmes évolutionnaires. Certains algorithmes font aussi appel à des méta-modèles pour orienter les recherches. Un méta-modèle permet d'estimer la qualité d'un résultat sans l'avoir calculé explicitement en se basant sur les résultats précédemment acquis. L'algorithme évolutionnaire va donc tenter de concentrer ses recherches dans l'espace des solutions qui semble le plus propice d'après le méta-modèle [20], [21].

Un autre défaut des algorithmes évolutionnaires est la nécessité de définir un espace solution car l'algorithme ne peut pas balayer un espace infini. Il nécessite donc d'avoir quelques idées quant à l'ordre de grandeurs des paramètres recherchés.

Le Tableau 1 récapitule très brièvement les avantages et inconvénients des algorithmes à gradient et évolutionnaires. Il propose aussi quelques exemples d'algorithmes de ces deux catégories.

Tableau 1 Avantages et inconvénients des algorithmes à gradient et évolutionnaires.

Algorithmes	Avantages	Inconvénients	Exemples
Evolutionnaires	Parcourent l'ensemble de l'espace des solutions	Lents, nécessitent un espace de solution prédéfini	Génétiques [19] Algorithme luciole [22] Essaim de particules [23] Recherche de chasse [24]
Gradient	Rapides	Trouve généralement un minimum local	Gradient conjugué [25] Quasi-Newton [26] Gauss-Newton [16] BFGS [27]

1.2 Application : identification paramétrique du comportement de l'acier 42CrMo4

Ce paragraphe traite d'une application du processus d'identification paramétrique sur un cas standard : identifier les paramètres d'un modèle phénoménologique d'un acier 42CrMo4 à partir d'essais de compression uniaxiale réalisés sur machine d'essai Gleeble 3800 et sur un plasto-dilatometre DIL805 A/D. On profitera de cette identification pour comparer les résultats de deux machines d'essais différentes lors d'essais sur le même acier.

1.2.1 L'acier 42CrMo4

L'acier étudié est un acier hypo-eutectoïde (%C<0.85) allié en majorité à du chrome et du molybdène. La composition chimique exacte de la coulée est présentée dans le Tableau 2. La Figure 5 montre la microstructure initiale de l'acier. La microstructure est constituée de martensite revenue qui se compose de ferrite (parties sombres) et de cémentite (points blancs). Les points les plus noirs sont des inclusions localisées de divers éléments d'addition.

Tableau 2 Composition chimique de l'acier 42CrMo4.

Élément	C	Cr	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	S
Concentration (%m)	0,40	0,95	0,76	0,14	0,21	0,08	0,17	0,015

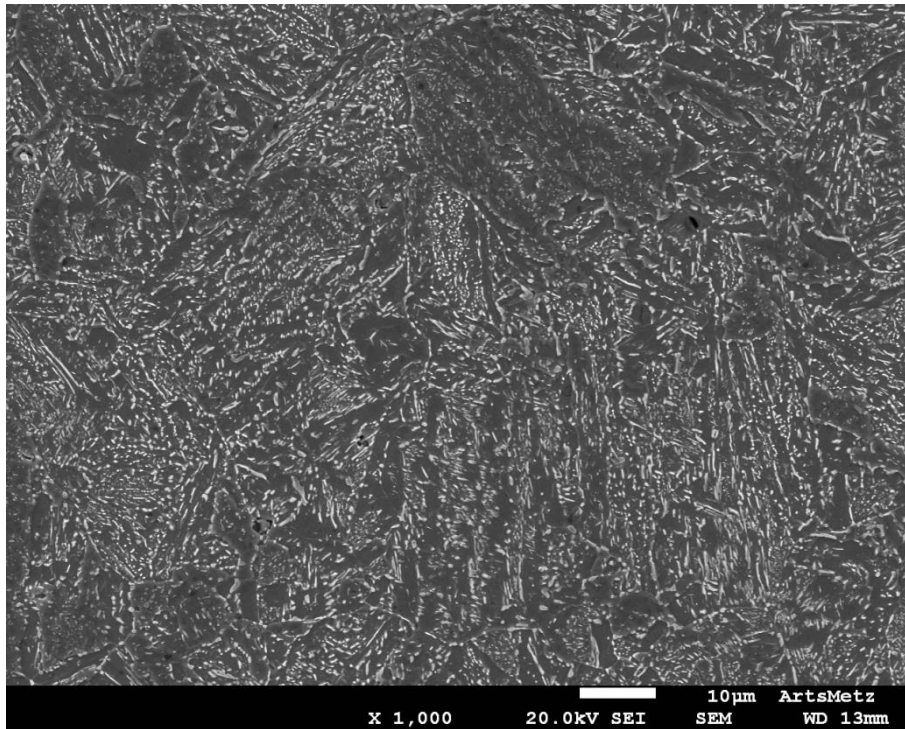


Figure 5 Microstructure initiale de l'acier 42CrMo4.

Tout l'acier utilisé dans cette thèse provient de barres laminées de diamètre nominal 30 mm issues de la même coulée. Aucune différence notable de microstructure n'a été détectée suivant le diamètre de la barre.

1.2.2 Plusieurs sources de données expérimentales

1.2.2.1 Gleeble et plasto-dilatometre DIL805

Pour obtenir les données expérimentales qui serviront de données de référence dans l'identification paramétrique, on utilise habituellement des machines spécialisées dont le but est de réaliser un ou plusieurs essais rhéologiques spécifiques. Une description des essais classiques est proposée en partie 2.1. Ici, une machine Gleeble 3800 ainsi qu'un plasto-dilatometre DIL805 A/D sont utilisés. Ces deux machines sont capables de faire des compressions uniaxiales à haute température qui est un essai classique en identification paramétrique. L'hypothèse est faite que la température du lopin reste homogène pendant tout le test et la chauffe est régulée pour être constante grâce à un thermocouple placé en surface du lopin. Le déplacement des outils est choisi pour que le lopin subisse une vitesse de déformation constante pendant tout l'essai. Un schéma de ces deux machines est proposé en Figure 6.

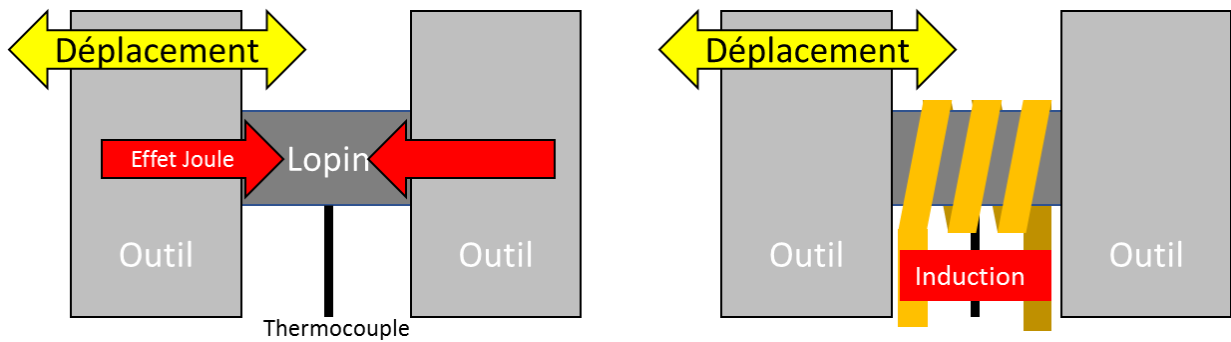


Figure 6 Schéma de principe d'un test de compression à haute température avec une Gleeble 3800 (à gauche) et un plasto-dilatometre DIL805 A/D (à droite).

Les machines Gleeble en particulier sont aujourd'hui largement utilisées dans la littérature dans le cadre d'identifications paramétriques, en particulier en faisant des tests de compression [28]–[32]. Le plasto-dilatometre DIL805 est quant à lui moins utilisé pour des essais mécaniques, mais est tout de même utilisé pour les tests de compression [33] et est censé donner des résultats assez similaires à ceux obtenus avec une Gleeble [34].

Tous les essais sur machine Gleeble ont été réalisés à l'Instytut Metelurgii Zelaza en Pologne [35]. La Gleeble chauffe le lopin par résistance, aussi appelé effet Joule. Le lopin est un cylindre de diamètre 10 mm pour 12 mm de long. Une feuille de graphite de 25 μm d'épaisseur est interposée entre les outils et le lopin pour limiter les frottements. Les tests sur le DIL805 ont été faits à ABS Centre Métallurgique à Metz. Le plasto-dilatometre utilise la chauffe par induction. Ces lopins font 5 mm de diamètre et 10 mm de long. Une pastille de molybdène est utilisée pour limiter les effets du frottement. Les deux machines enregistrent à chaque instant la force appliquée sur le lopin ainsi que le déplacement de l'outillage depuis le début de la compression. Cependant, pour identifier les paramètres du modèle rhéologique, il faut connaître la contrainte ainsi que la déformation subie par le matériau. Il faut donc convertir les données force/déplacement en contrainte/déformation.

En première approximation, on peut négliger les frottements et donc supposer que la contrainte est homogène partout dans le lopin. C'est l'hypothèse qui est faite par défaut dans les calculs de contrainte faites par les machines de test. Cette méthode d'obtention de la contrainte est appelée ici méthode RDM. On calcule alors la composante axiale de la contrainte comme suit :

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (3)$$

avec F la force appliquée et S l'aire instantanée du lopin en contact avec l'outil. Le lopin étant cylindrique, la surface est un disque dont l'aire vaut :

$$S = \frac{\pi D^2}{4} \quad (4)$$

avec D le diamètre instantané du lopin. Ce diamètre est calculé d'après la hauteur instantanée du lopin h , de sa hauteur initiale h_0 et son diamètre initial D_0 par conservation de volume.

$$D = D_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}} \quad (5)$$

Pour des résultats plus réalistes, il est possible de prendre en compte le frottement de manière approchée à l'aide de la méthode des tranches [36]. Prendre en compte le frottement permet de prendre en compte le tonnellement du lopin qui induit une hétérogénéité de la déformation. Grâce à cette méthode, on peut définir une évolution de la contrainte suivant le diamètre du cylindre. On calcule alors la contrainte avec l'équation suivante :

$$\sigma = \frac{2\mu F}{\pi D h \left(\frac{h(e^{\mu \frac{D}{h}} - 1)}{\mu D} - 1 \right)} \quad (6)$$

où μ est le coefficient de frottement et h est la hauteur instantanée du lopin. La méthode des tranches est réputée plus juste que la précédente. Par la suite, tous les calculs de contrainte seront faits par la méthode des tranches. Le coefficient de frottement de Coulomb sera estimé à 0,1 en utilisant la méthode de Ebrahimi à partir de mesures de tonnellement après compression effectuées sur plusieurs échantillons issues des expériences Gleeble [37]. La Figure 7 montre que le choix de la méthode des tranches par rapport à la méthode RDM n'est pas anodin. La méthode des tranches n'est pas la seule manière de prendre en compte les hétérogénéités du lopin. A titre d'exemple, il est possible de traiter ces effets par une identification inverse préalable à l'aide de simulations par méthode des éléments finis [38]. Le résultat de cette méthode est aussi montré en Figure 7.

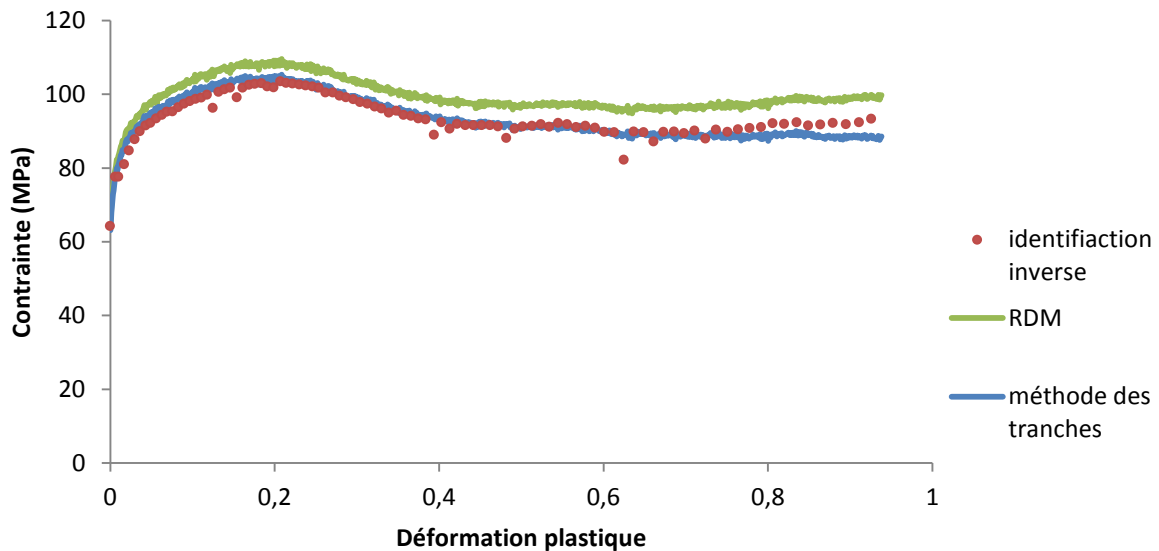


Figure 7 Courbes contrainte/déformation obtenues après utilisation de la méthode RDM, la méthode des tranches et identification inverse.

La déformation équivalente est, dans le cas de la compression uniaxiale, identique à la composante axiale de la déformation. Elle est calculée comme suit :

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{h}{h_0} \right) \quad (7)$$

avec h_0 la longueur initiale du lopin.

1.2.3 Plan d'expériences et mise en œuvre de l'identification paramétrique

Il faut choisir le plan d'expériences qui sera mis en œuvre dans l'étude à la fois pour les essais Gleeble et de plasto-dilatomètre. Les résultats des essais obtenus à l'aide des deux machines seront ensuite comparés pour constater les éventuelles variations qu'apporte le choix de la machine.

1.2.3.1 Facteurs de choix du plan d'expériences

Il existe trois facteurs principaux qui influent sur la contrainte d'écoulement d'un acier : la déformation, la vitesse de déformation et la température. En général, dans le cas d'un acier, la contrainte augmente avec la déformation et la vitesse de déformation mais diminue pour les hautes températures. Il existe bien entendu un certain nombre d'exceptions avec, par exemple le 100Cr6 qui montre une contrainte plus élevée à 350°C qu'à 200°C [39].

Il faut donc trouver un plan d'expériences dans lequel on fera varier la température, la déformation et la vitesse de déformation. Habituellement les matériaux ne sont caractérisés qu'à froid ou à chaud. En effet, les phénomènes mis en jeu à froid et à chaud sont différents. A froid (20-300°C) l'écrouissage est le phénomène prédominant alors qu'à chaud (700-1250°C) la recristallisation apparaît. Cette différence dans les phénomènes mis en jeu rend difficile l'identification d'un jeu de paramètre unique qui balaye la totalité de la plage de température. D'autre part, et heureusement, les applications couvrent rarement une plage de températures très large. La mise en forme par exemple peut être réalisée à chaud, sur une gamme de températures plutôt élevées, alors que le même matériau en service est sollicité à l'ambiante – mais rien n'empêche d'utiliser des modèles et des paramètres différents pour ces deux applications distinctes. Notons cependant que des cas existent pour lesquels la plage de températures est très large : par exemple, lors de certains procédés d'assemblage par friction, dont la simulation nécessite de couvrir en même temps des températures des deux spectres dits « à froid » et « à chaud » [40], [41].

1.2.3.2 Choix des conditions d'essai à tester

L'idéal dans un plan d'expériences est de pouvoir balayer la totalité des configurations en termes de déformation, vitesse de déformation et température rencontrées par le matériau lors de sa future mise en forme. Dans le cas présent, les limites des configurations expérimentales testées seront fixées par la machine de test car on ne cherche pas à modéliser le matériau pour une application précise mais pour la déformation plastique en général. Il ne faut tout de même pas dépasser les températures de travail à chaud du matériau sous peine de devoir essayer de prendre en compte les propriétés d'un matériau semi-solide [42]–[44]. Sur les éprouvettes de compression classique, les machines de tests utilisées permettent d'atteindre une déformation de 1 pour tous les tests. La température va de l'ambiante à 1250°C et la vitesse de déformation va du quasi-statique jusqu'à une vitesse de déformation de 100s⁻¹. Le plan d'expériences final retenu est présenté dans le Tableau 3.

Tableau 3 Plan d'expériences pour les expériences Gleeble (G) et Plasto-dilatometre (P)

Température (°C)	Vitesse de déformation (s ⁻¹)					
	0.01	0.1	1	10	20	100
20	G		G			G
100	G					G
300	G		G			G
450			G			
600	G		G			G
800	G		G			G
900	G	G				G
950	GP	GP	GP	GP	P	
1000	GP	GP	GP	GP	P	G
1100	GP	GP	GP	GP	P	
1200	G	G	G			G
1250	GP	GP	GP	GP	P	G

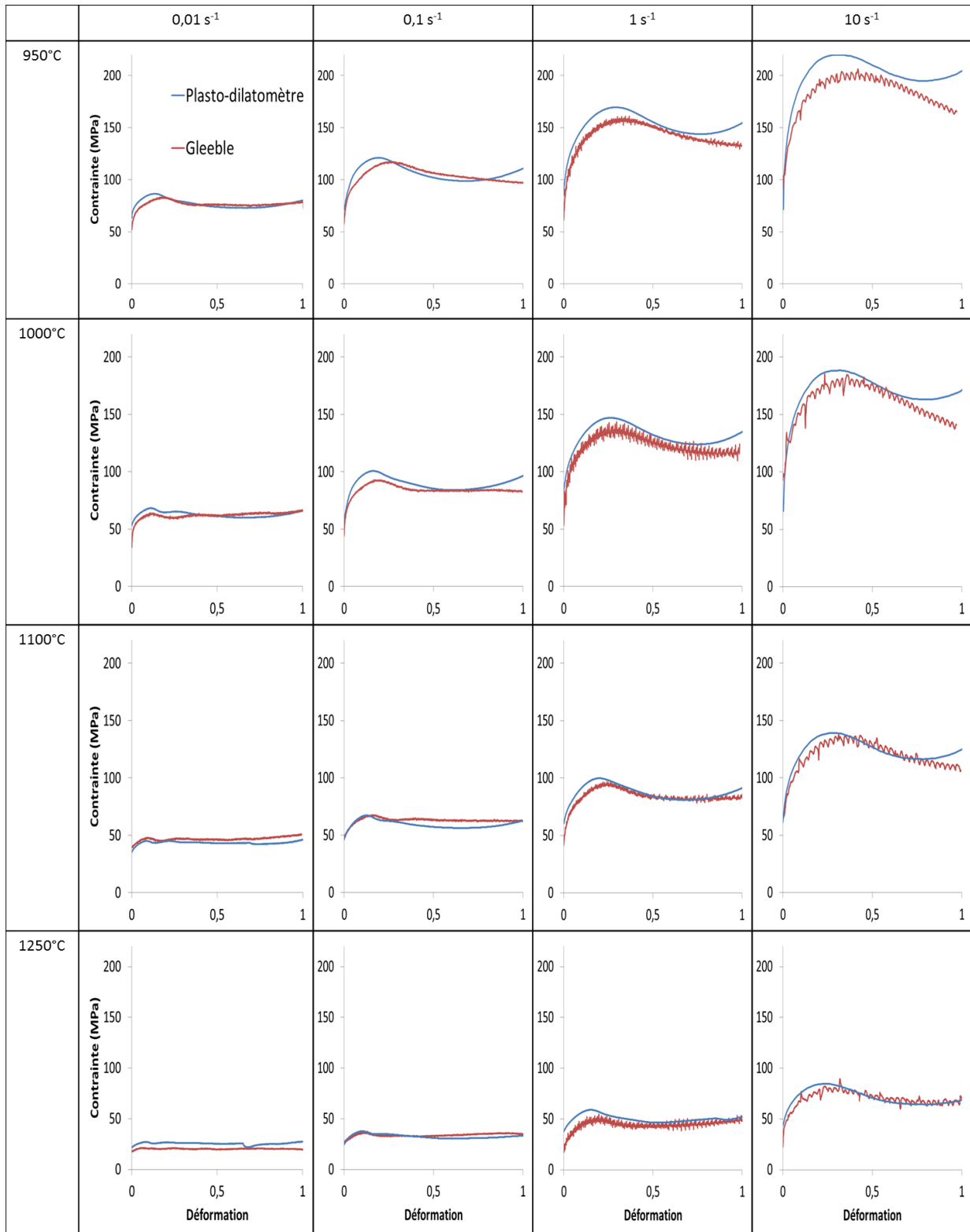
Pour les deux moyens de test, les lopins sont maintenus à la température d'essai pendant 15 secondes avant la compression proprement dite. De plus, chaque essai est fait trois fois pour s'assurer de la répétabilité.

Les modèles de matériaux sont généralement prévus pour des plages de températures restreintes, en lien avec les applications. Dans le cas présent, il s'agit du forgeage à chaud. Les températures d'essais de 950°C à 1250°C y correspondent et serviront à tester différents modèles de matériaux à chaud. C'est aussi sur cette gamme de températures que seront comparées les deux machines entre elles. Un second plan d'expériences s'y ajoute pour tester la capacité de différentes lois de comportement à couvrir un domaine de températures plus étendu. Ce second plan d'expériences va jusqu'à l'ambiante et a été fait sur machine Gleeble. Comme les hautes températures ont plus d'importance dans l'objectif de la thèse que les basses, un plus grand nombre d'essais a été fait à haute température.

On remarquera que les essais faits sur Gleeble et plasto-dilatometre sont différents. Tout d'abord, les essais plasto-dilatometre sont les seuls à tester la vitesse de déformation à 20s⁻¹ au lieu de 100s⁻¹ parce que c'est la vitesse maximale atteignable par la machine utilisée. Ensuite, le plan d'expériences est plus étendu pour la Gleeble. Après le premier plan d'expériences, des similitudes entre les deux machines ont été mises en évidence (voir partie 1.2.2.3) et l'hypothèse a été faite que les essais sur plasto-dilatometre aux autres températures auraient été similaires à la Gleeble.

Les essais expérimentaux réputés identiques sont comparés 2 par 2. Les résultats Gleeble et plasto-dilatometre dont les paramètres sont communs aux deux machines sont superposés dans le Tableau 4. Comme les modèles à identifier décrivent l'écoulement plastique du matériau, seule la partie plastique de la déformation est conservée.

Tableau 4 Comparaison entre les courbes contrainte/déformation obtenues par Gleeble et par Plasto-dilatomètre.



Concernant l'allure générale des courbes, il est visible que les courbes issues du plasto-dilatomètre remontent systématiquement vers la fin, contrairement aux courbes issues de la machine Gleeble. C'est un phénomène qui est classiquement observé quand le frottement est sous-estimé dans la

conversion de la force en contrainte. Cependant, pour obtenir la même allure de courbes sur les deux machines, il faudrait plus que doubler le coefficient de frottement trouvé par la méthode de Ebrahimi. Ici, le choix a été fait de conserver le frottement trouvé par la méthode de Ebrahimi. L'écart ponctuel maximum entre les essais Gleeble et plasto-dilatomètre varie suivant les courbes de 11% (atteint pour 1250°C à 0,01s⁻¹) à 23% (atteint pour 950°C à 10s⁻¹), soit une différence de respectivement 4MPa et 38MPa. Des écarts sur la valeur de déformation où surviennent l'adoucissement et la déformation peuvent aussi être observés sur certaines courbes. Ces écarts peuvent atteindre les 20%. Dans la majorité des cas, le plasto-dilatomètre donne une contrainte légèrement supérieure à celle de la Gleeble. En particulier, le premier pic de contrainte est plus haut avec le plasto-dilatomètre ; la différence s'étend de 0,2% à 18% avec un écart moyen de 6,7%. Dans le cas à 1250°C et 0,01s⁻¹ on observe une différence de 31%. Ce grand écart relatif correspond toutefois à un écart absolu de seulement 6 MPa. Il existe donc des différences entre les résultats obtenus par Gleeble et par plasto-dilatomètre mais elles restent faibles. Par la suite, il sera constaté que les écarts entre les modèles identifiés et les résultats expérimentaux sont supérieurs aux écarts entre les deux séries d'essais. En conséquence, les données d'un seul moyen de mesure suffiront pour l'identification paramétrique. Seules les données issues de la Gleeble seront utilisées, qui est la référence dans la littérature. Enfin, ces écarts rassurent sur les difficultés que pourraient avoir certains modèles à correspondre aux mesures expérimentales. Si deux machines de tests donnent des résultats différents sur le même matériau, on peut s'attendre à ce qu'un modèle contraint et limité n'arrive pas à reproduire parfaitement les propriétés du matériau.

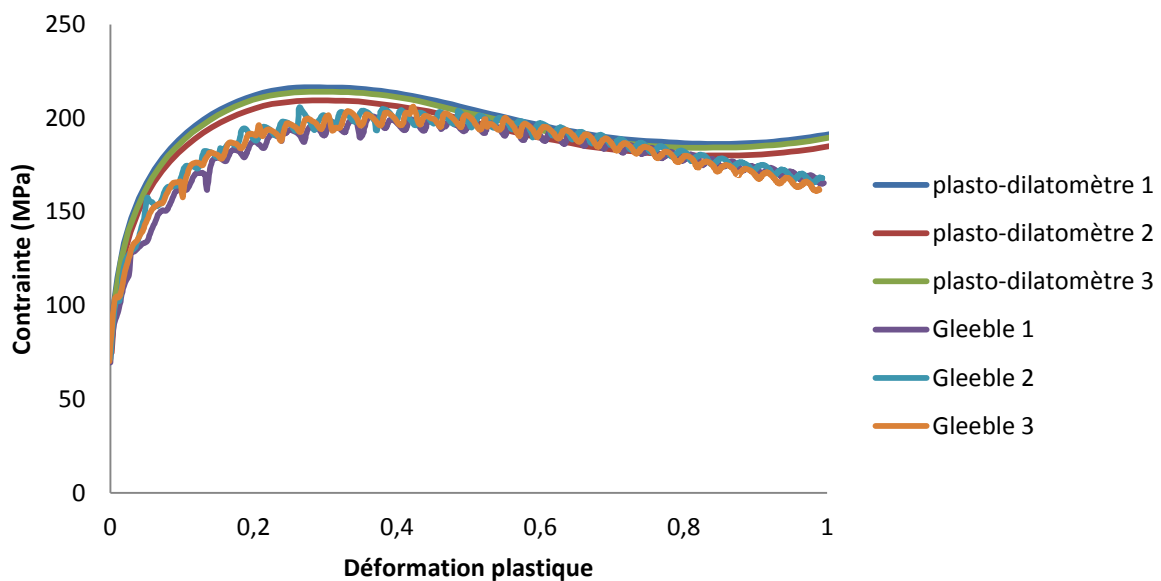


Figure 8 Essais de répétabilité à 950°C et 0,01s⁻¹ sur machine Gleeble et plasto-dilatomètre.

1.2.3.3 Identification paramétrique de l'acier 42CrMo4

Les algorithmes évolutionnaires et les algorithmes à gradient ont tous deux leurs avantages et leurs inconvénients. Cependant, il est possible d'essayer de les combiner pour récupérer la force des deux. En appliquant un algorithme évolutionnaire, tout l'espace des solutions est balayé et un premier optimum est trouvé. Cet optimum servira de point de départ pour l'algorithme à gradient qui va

affiner le résultat. L'intérêt de cette méthode est qu'on profite du large balayage de l'espace des solutions par l'algorithme associé à la faculté de l'algorithme à gradient d'atteindre à coup sûr le minimum local. Diverses combinaisons d'algorithmes ont tout d'abord été testées dans le passé pour identifier des modèles rhéologiques [45] et il a été observé, entre autres, qu'utiliser successivement un algorithme évolutionnaire et un algorithme à gradient augmentait légèrement la qualité de l'optimisation. Ces deux algorithmes classiques sont disponibles dans divers logiciels commerciaux, par exemple dans le solveur du tableur Excel, qui a été utilisé pour cette étude. Ces deux algorithmes sont utilisés pour minimiser la même fonction coût présentée ci-dessous :

$$FC = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \sqrt{\sum_{j=1}^n \frac{(\sigma_{i,j}^{exp} - \sigma_{i,j}^{calc})^2}{\|\sigma^{exp}\|^2}} \quad (8)$$

ou $\sigma_{i,j}^{exp}$ est la contrainte mesurée expérimentalement à l'étape j de l'essai i et $\sigma_{i,j}^{calc}$ est la contrainte calculée à la même étape du même essai. N est le nombre d'essais et n est le nombre de points sur les courbes dans l'essai considéré. Cette fonction coût globale est la moyenne des fonctions coût des courbes individuelles tel que présenté en 1.1.3. Précisons que tous les essais Gleeble sont utilisés simultanément dans cette identification, soit 40 essais différents.

Le modèle à identifier est l'équation de Hensel-Spittel [46] dont l'écriture est la suivante :

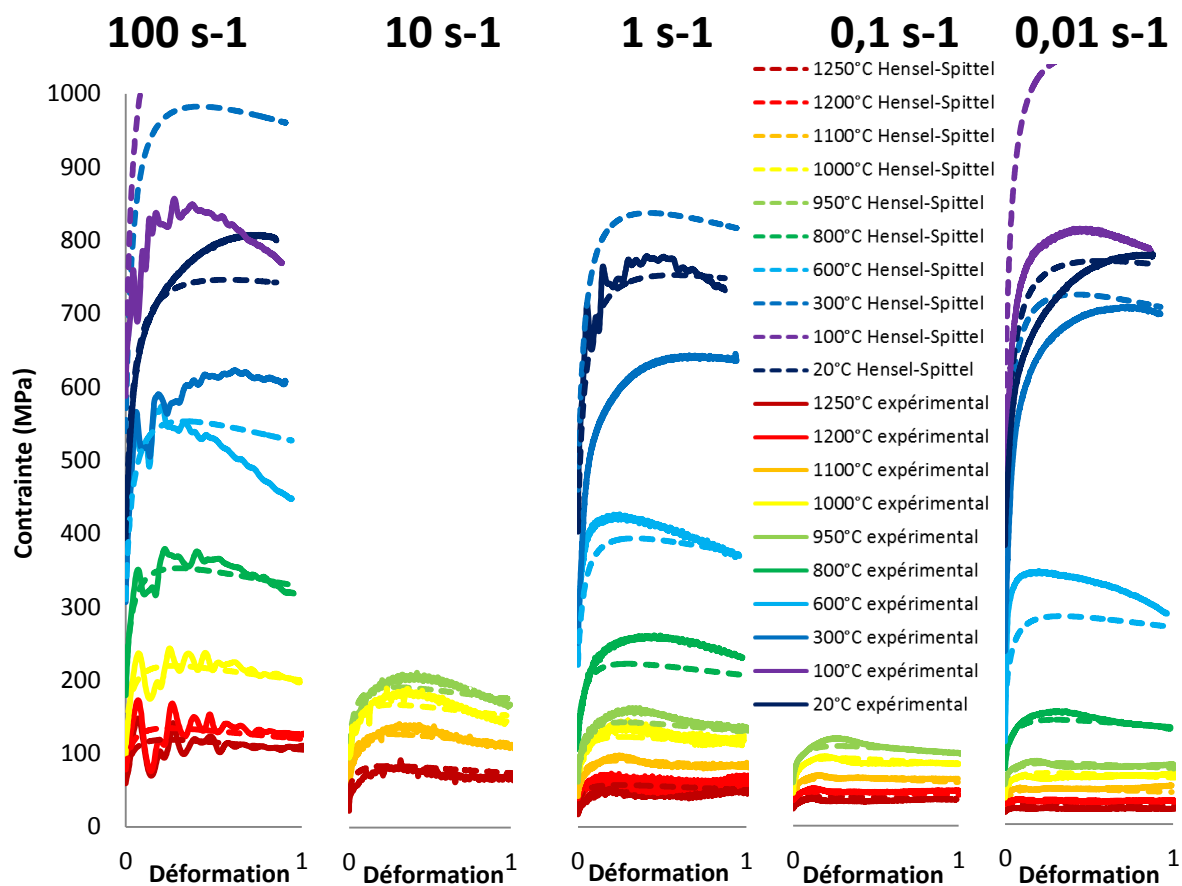
$$\sigma = Ae^{m_1 T} (\varepsilon + \varepsilon_0)^{m_2} \dot{\varepsilon}^{m_3} e^{\frac{m_4}{\varepsilon + \varepsilon_0}} (1 + (\varepsilon + \varepsilon_0))^{m_5 T + m_6} e^{m_7 (\varepsilon + \varepsilon_0)} \dot{\varepsilon}^{m_8 T} T^{m_9} \quad (9)$$

A , ε_0 et les coefficients m_1 à m_9 sont les paramètres à identifier. L'équation de Hensel-Spittel a été choisie ici car elle est l'équation la plus largement utilisée dans le logiciel d'éléments finis FORGE® qui sera utilisé dans la suite de la thèse. C'est une équation composite, combinant des termes multiplicatifs correspondant à des modèles classiques de la littérature, dont il permet ainsi de considérer aisément diverses combinaisons. Le paramètre m_6 sera mis égal à zéro pour la suite de la thèse car il n'est pas utilisé par défaut dans FORGE® et dans la majorité de la littérature faisant appel à cette équation. En temps normal, tous les paramètres ne sont pas activés en même temps. L'utilisateur active ou non certains paramètres en fonction du matériau. Ici, ils seront tous activés pour laisser le maximum de degrés de liberté à l'identification. Le choix de l'activation des termes de l'équation est discuté plus en détail dans la partie 1.4.

Tous les essais Gleeble seront utilisés pour cette identification. Ils couvrent une gamme de température allant de 20°C à 1250°C pour des vitesses comprises entre 0,01s⁻¹ et 100s⁻¹. Cette identification servira de point de comparaison avec les autres identifications faites dans la suite de ce chapitre. Les paramètres trouvés ainsi que la fonction coût associée sont donnés dans le Tableau 5. Sur la Figure 9 les courbes expérimentales et les courbes issues du modèle optimisé de quelques essais représentatifs sont superposées. Aucun filtrage n'a été effectué sur ces courbes ce qui explique les bruits visibles sur les courbes expérimentales, notamment à 100s⁻¹.

Tableau 5 Fonction coût et paramètres obtenues après identification de l'équation de Hensel-Spittel sur les essais Gleeble.

FC	A	m_1	m_2	m_3	m_4	m_5	m_7	m_8	m_9	ε_0
0.11	260 MPa	-0,0034	0,0006	-0,0018	-0,021	-0,00023	-0,055	0,00013	0,40	0,03



Déformation 0,3

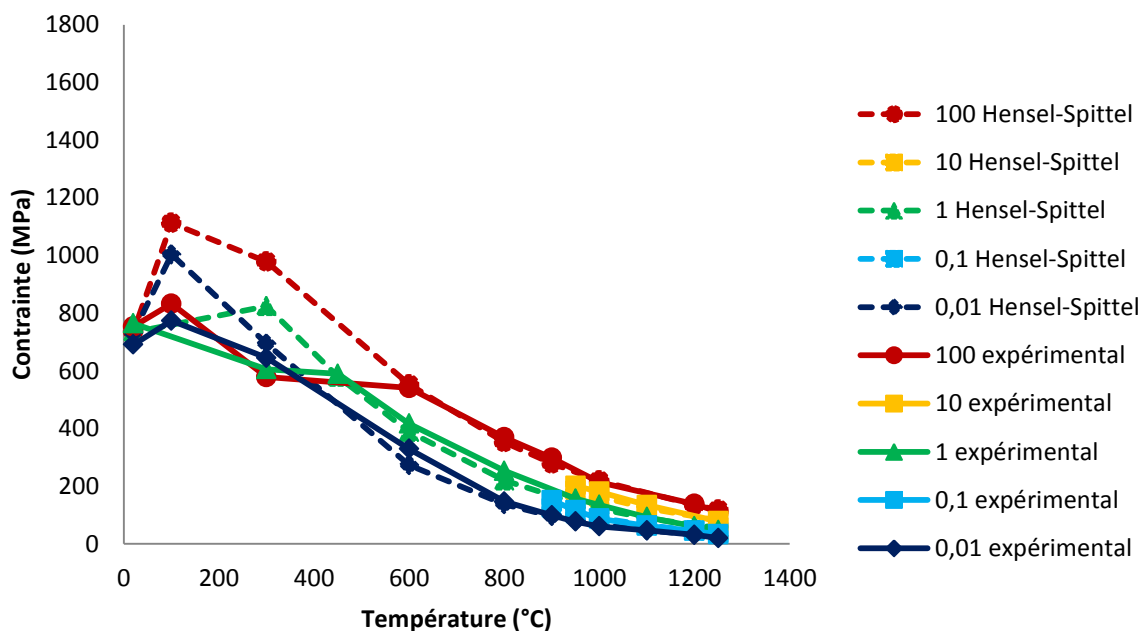


Figure 9 Courbes contrainte/déformation expérimentales issues d'essais Gleeble (traits pleins) avec les courbes simulées à partir du jeu de paramètres de Hensel-Spittel trouvé grâce à l'identification paramétrique (traits pointillés) avec le plan d'expériences complet.

Le modèle donne un résultat global raisonnable sur le domaine d'identification compte tenu du large éventail de vitesses et de températures avec un écart moyen de 11%. Cependant, les basses températures sont mal décrites par le modèle (pouvant atteindre des écarts de 70%). Cela s'explique d'une part par la difficulté du modèle à prendre en compte le changement de pente de la courbe contrainte/température à 600°C, et d'autre part parce qu'il y a plus de courbes expérimentales à hautes températures qu'à basses températures. Le modèle n'étant pas capable de modéliser le matériau sur toute la plage de températures, l'optimisation a favorisé la description du matériau à hautes températures. On peut aussi souligner qu'au vu de la forme de la courbe donnée par Hensel-Spittel, le modèle risque d'être difficilement exploitable pour de grandes valeurs de déformation car il présente une pente négative pour la déformation de 1 alors que les données expérimentales ont une pente plutôt positive ou nulle. Le sujet de l'identification des paramètres à de grandes déformations est particulièrement important pour des applications de mise en forme, puisque l'on atteint des niveaux de déformation bien plus élevés que lors des essais de caractérisation. Si l'on ne dispose pas de solutions physiquement satisfaisantes à ce problème, il convient de surveiller la réponse prédite en grande déformation et d'y imposer au moins des bornes ou des propriétés évitant les comportements aberrants [47]. Notons que ce type de précautions semble souvent avoir été pris lors de la mise en place des différentes bases de données de paramètres de matériaux. Celles-ci, à défaut d'être très précises pour chaque matériau, produisent rarement des résultats aberrants. Il est important, lorsque l'on tente d'améliorer la précision via une identification paramétrique, de veiller à ne pas perdre cette robustesse.

Si cette identification paramétrique fonctionne, il reste toujours possible de tenter de l'améliorer. Changer de modèle peut être une solution (voir section 1.3.2) car l'équation d'Hensel-Spittel n'est normalement pas prévue pour prédire l'évolution d'une courbe de la température ambiante jusqu'au travail à chaud avec un seul jeu de paramètres. Ce modèle a aussi été plusieurs fois critiqué pour ses insuffisances, en particulier pour le travail à chaud [48], [49]. On notera en particulier son incapacité à simuler la saturation de la contrainte après une grande déformation et ses difficultés à représenter le pic de contrainte en début de courbe.

1.3 Influenceurs d'une identification paramétrique

Les courbes trouvées à la section précédente auraient pu être bien différentes même en utilisant la même méthode. Plusieurs facteurs peuvent en effet influencer sur le résultat final de la simulation. On citera le choix du jeu d'expériences, le modèle utilisé et la fonction coût. Ces trois points seront discutés dans la section suivante.

1.3.1 Le choix du jeu d'expériences

L'optimisation se base sur des données de référence. Les données de références ont donc un impact certain sur le résultat de l'identification. Ainsi, des données issues de la compression d'un aluminium vont mener à des paramètres différents que si la compression d'un acier avait été utilisée. Mais, on peut trouver des paramètres différents pour le même matériau en fonction des données expérimentales utilisées pour son identification.

Dans le cadre de l'acier 42CrMo4 étudié ici, voici les paramètres trouvés par l'identification paramétrique si le plan d'expériences Gleeble utilisé en section 1.2.3.2 est réduit à celui présenté ci-dessous dans le Tableau 6. Le jeu de paramètre obtenu est présenté dans le Tableau 7.

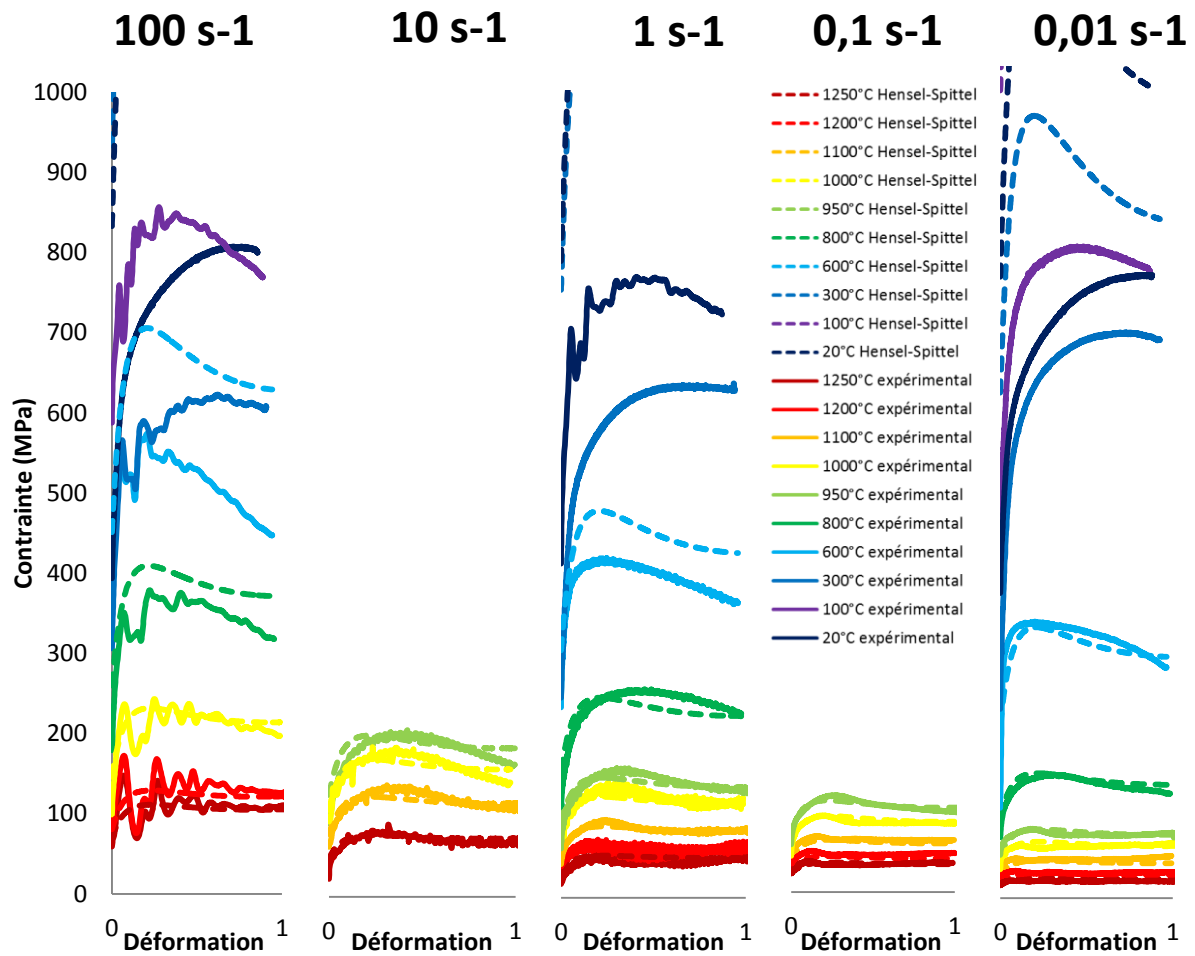
Tableau 6 Plan d'expériences Gleeble réduit.

Température (°C)	Vitesse de déformation (s ⁻¹)				
	0,01	0,1	1	10	100
950	G	G	G	G	
1000	G	G	G	G	G
1100	G	G	G	G	
1200	G	G	G		G
1250	G	G	G	G	G

Tableau 7 Fonction coût et paramètres obtenues après identification de l'équation de Hensel-Spittel sur les essais Gleeble avec plan d'expériences réduit et complet.

Plan d'expériences	FC	A	m ₁	m ₂	m ₃	m ₄	m ₅	m ₇	m ₈	m ₉	ε ₀
Plan réduit	0.077	260 MPa	-0.0039	-0.80	-0.0093	-0.19	0.0002	0.49	0.0001	0.38	0.11
Plan complet	0.11	260 MPa	-0.0034	0.0006	-0.0018	-0.021	-0.0002	-0.055	0.0001	0.40	0.03

La fonction coût est bien plus faible avec le plan réduit qu'avec le plan complet. Cette différence s'explique surtout par le fait que le plan réduit se focalise sur des courbes d'une faible plage de températures à chaud. Il est normalement plus simple de ne s'intéresser qu'à une plage réduite de températures (à chaud ou à froid) que sur une large plage parce que l'acier change drastiquement de comportement entre le chaud et le froid [39]. Les courbes contraintes/déformations obtenues à partir du plan réduit de paramètres sont montrées en Figure 10.



Déformation 0,3

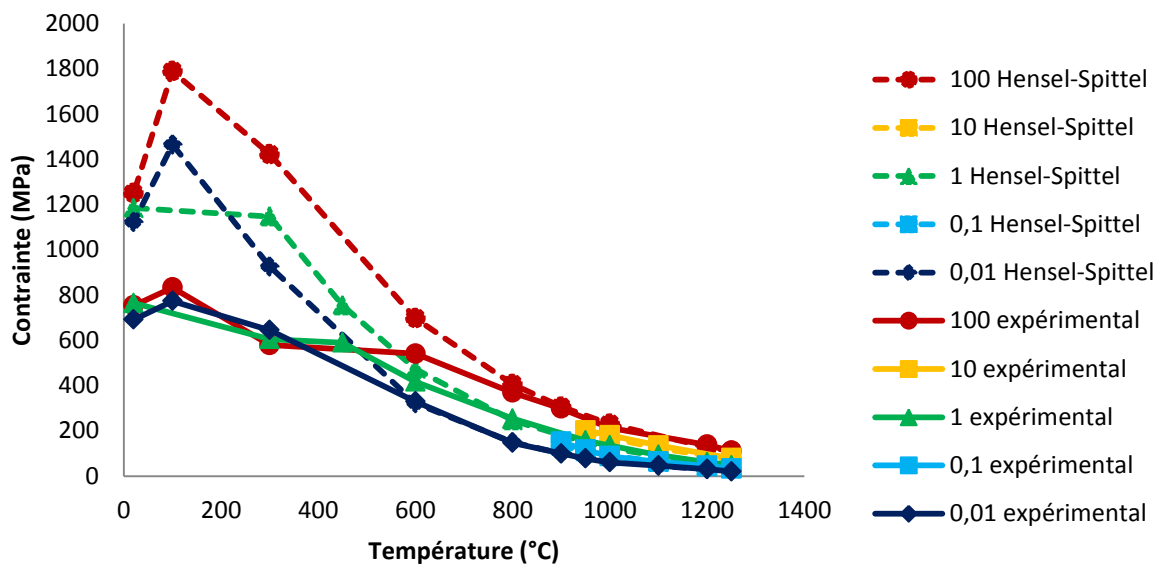


Figure 10 Courbes contrainte/déformation expérimentales issues d'essais Gleeble (traits pleins) avec les courbes simulées à partir du jeu de paramètres de Hensel-Spittel trouvé grâce à l'identification paramétrique (traits pointillés) avec le plan d'expériences réduit.

On remarque immédiatement que les courbes simulées à basse températures sont bien plus éloignées de l'expérience par rapport à la Figure 9. Ce n'est pas nécessairement étonnant étant donné que dans le cas présent, ces courbes à basse températures n'interviennent jamais dans la procédure d'identification, il n'y a donc aucune raison particulière pour que l'algorithme d'optimisation trouve un jeu de paramètres qui fonctionne bien à basse température. Il est dangereux de faire de l'extrapolation. L'identification à chaud a fait apparaître un pic de contrainte aux alentours de la déformation 0,2 ce qui n'était pas le cas avec le plan complet. Ce pic de contrainte est caractéristique des aciers à chaud qui sont soumis à un adoucissement. L'équation de Hensel-Spittel n'est apparemment pas capable de faire intervenir ou non ce phénomène avec un changement de température. Réduire le plan d'expériences a ici permis d'affiner la description du matériau sur un domaine donné au détriment du reste. C'est une bonne illustration des précautions à prendre dès que l'on souhaite extrapoler les données d'une identification en-dehors de son domaine d'identification.

1.3.2 Le choix du modèle

Jusqu'à présent, seule l'équation de Hensel-Spittel avec 10 paramètres a été utilisée comme modèle, mais rien n'oblige d'utiliser ce modèle plutôt qu'un autre. Il existe de nombreux modèles rhéologiques dans la littérature qui peuvent modéliser le matériau de manières différentes. Dans cette partie, trois autres modèles seront utilisés pour l'identification paramétrique. Comme ces modèles n'ont pas forcément pour vocation de modéliser le matériau à froid comme à chaud, les identifications suivantes seront faites sur le plan réduit entre 950°C et 1250°C présenté en 1.3.1.

Le deuxième modèle testé est le modèle de Johnson-Cook [50] en équation 10. Il sert souvent de référence dans les articles qui proposent des nouveaux modèles [51]. On observe qu'il est composé de trois termes multiplicatifs qui décrivent respectivement les effets de l'écroutissage, de la vitesse de déformation et de la température. Ce modèle est beaucoup utilisé encore aujourd'hui pour sa simplicité d'implémentation et d'identification. Cependant, la déformation, la vitesse de déformation et la température sont indépendants les uns des autres, ce qui limite les capacités du modèle et a conduit à la création de plusieurs variantes de ce modèle [52]–[54]. Les deux modèles suivants en sont des exemples.

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \quad (10)$$

Le troisième modèle a été proposé par Hor dans sa thèse [55]. Ce modèle a été conçu dans le cadre de l'étude d'un acier 42CrMo4 et est un modèle de Johnson-Cook enrichi de termes supplémentaires. Dans ce modèle, le terme C de Johnson-Cook fait maintenant intervenir la température. Une partie a été ajoutée à Johnson-Cook et permet une influence de la température dépendante de celle de la déformation. Dans la suite de la thèse, nous l'appellerons le modèle Hor.

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{\varepsilon + \varepsilon_0} \right) \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - m_1 \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{m_2} \right] \quad (11)$$

$$D = 1 - \left(\frac{p\varepsilon}{1 + p\varepsilon} \right) \tanh \left(\frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0} \right) \quad (12)$$

$$C = \frac{C_1 \exp \left(C_2 \frac{T}{T_m} \right)}{\frac{T}{T_m}} \quad (13)$$

Le quatrième modèle, en équation 14 représente une synthèse des modifications du modèle de Johnson-Cook proposées par Gavrus et ses collaborateurs [56]–[58]. Ce modèle sera appelé le modèle Gavrus.

$$\sigma = \left\{ A + B[1 - \exp(-n\varepsilon)]^{n_a} \exp(-R\varepsilon^S) + C[1 - \exp(-R\varepsilon^S)] \right\} \left\{ 1 + Ash \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^D \right] \right\} \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{fusion} - T_0} \right)^m \right] \quad (14)$$

Le Tableau 8 présente les différents paramètres trouvés pour les modèles étudiés ainsi que la fonction coût associée. Les courbes associées sont tracées en annexe 1.

Tableau 8 Paramètres et fonctions coût pour les modèles de Hensel-Spittel, Johnson-Cook, Hor et Gavrus en utilisant le plan d'expériences réduit. Les paramètres grisés n'ont pas subi le processus d'identification et sont restés inchangés.

Hansel-Spittel		Johnson-Cook		Hor		Gavrus	
<i>A</i>	260 MPa	<i>A</i>	745 MPa	<i>A</i>	0 MPa	<i>A</i>	302 MPa
<i>m</i> ₁	-0,0036	<i>B</i>	605 MPa	<i>B</i>	640 MPa	<i>B</i>	694 MPa
<i>m</i> ₂	-1,08	<i>C</i>	0,12	<i>n</i>	0,085	<i>n</i>	1,9
<i>m</i> ₃	0,063	<i>n</i>	0,066	<i>C</i> ₁	0,015	<i>n</i> _a	0,27
<i>m</i> ₄	-0,29	<i>ε</i> ₀	1 s ⁻¹	<i>C</i> ₂	3,3	<i>R</i>	5,6
<i>m</i> ₅	-0,000083	<i>T</i> _m	1450 °C	<i>p</i>	20	<i>S</i>	1,4
<i>m</i> ₇	0,87	<i>T</i> _r	20 °C	<i>ε</i> ₀	0,001	<i>C</i>	421 MPa
<i>m</i> ₈	0,000068	<i>m</i>	0,26	<i>m</i> ₁	1	<i>D</i>	0,52
<i>m</i> ₉	0,34			<i>m</i> ₂	0,34	<i>m</i>	0,27
<i>ε</i> ₀	0,13			<i>ε</i> ₀	0,01 s ⁻¹	<i>ε</i> ₀	1 s ⁻¹
				<i>T</i> ₀	20 °C	<i>T</i> ₀	20 °C
				<i>T</i> _m	1450 °C	<i>T</i> _m	1450 °C
				<i>T</i> _{rec}	400 °C		
Fonction coût	0,087		0,12		0,10		0,13

Le modèle avec la fonction coût la plus basse, donc celui qui minimise au mieux les écarts avec l'expérience, est le modèle de Hensel-Spittel, suivi par Hor, Johnson-Cook et enfin Gavrus. Cet ordre est surprenant. On s'attend normalement à ce que les modèles de Hor et Gavrus fassent bien mieux que Johnson-Cook car ils ont été conçus comme des modèles de Johnson-Cook améliorés. De plus, ces modèles ont été comparés dans la littérature à Johnson-Cook et se sont montrés meilleurs ou au moins équivalents. Ce qui explique les meilleurs résultats de Johnson-Cook vient probablement de la méthode d'identification. Normalement, les paramètres de ces modèles sont rattachés de manière plus ou moins étroite à des points ou des formes visibles sur les courbes de contraintes. Certains

paramètres peuvent (et devraient) être identifiés manuellement pour conserver leur sens physique et seuls certains paramètres doivent alors être identifiés à l'aide d'un algorithme. En identifiant tous les paramètres de chaque modèle en même temps à l'aide d'un algorithme, on perd le sens physique des paramètres et le résultat trouvé sera un minimum local que l'on ne peut qu'espérer être le plus proche possible du minimum global. Le bon résultat de Johnson-Cook s'explique peut-être uniquement par de la chance, ou peut-être que ce modèle à la forme plus simple est plus aisé à manipuler par l'algorithme utilisé et a ainsi abouti à un excellent résultat.

1.3.3 Le choix de la fonction coût

Il n'est pas obligatoire d'utiliser la fonction coût présentée en équation 15 pour faire une identification paramétrique. Toute fonction représentant un écart quelconque entre la référence et la simulation peut être utilisée. Mais le choix de la fonction coût n'est pas anodin car il peut influencer le résultat de l'identification paramétrique. Le paragraphe suivant illustre cet état de fait.

Considérons seulement la courbe contrainte/déformation à 1200°C pour une vitesse de déformation de 0,1s⁻¹. A partir de cette référence, trois identifications paramétriques seront menées sur l'équation de Hensel-Spittel avec à chaque fois une fonction-coût différente. Les fonctions-coût utilisées sont présentées ci-dessous. L'algorithme choisi est uniquement l'algorithme à gradient Newton-Raphson du solveur Excel, lancé une seule fois avec pour point de départ les paramètres de la base de données de FORGE® pour l'acier 42CrMo4. Les courbes résultantes de l'identification sont tracées en Figure 11. La fonction-coût ci-dessous est la même que celle utilisée précédemment et constitue notre témoin/référence.

$$FC1 = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(\sigma_i^{exp} - \sigma_i^{calc})^2}{\|\sigma^{exp}\|^2}} \quad (15)$$

La fonction-coût suivante donne un poids variable à chacun des points de la courbe. Plus la valeur de contrainte expérimentale du point considéré sera faible, plus il aura de poids dans la résolution de l'identification paramétrique. Cette fonction-coût peut être particulièrement utile si on cherche à favoriser le début d'une courbe subissant de l'écrouissage.

$$FC2 = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{(\sigma_i^{exp} - \sigma_i^{calc})^2}{\sigma_i^{exp2}}} \quad (16)$$

La fonction-coût en équation 17 fait intervenir la valeur de la pente de la courbe de contrainte en fin de déformation.

$$FC1 + pente = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(\sigma_i^{exp} - \sigma_i^{calc})^2}{\|\sigma^{exp}\|^2}} + \sqrt{\frac{(h^{exp} - h^{calc})^2}{h^{exp2}}} \quad (17)$$

avec $h = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ à $\varepsilon = \varepsilon_{max}$

On peut vouloir utiliser une fonction-coût de cette forme pour tenter d'améliorer la pertinence du modèle en-dehors de la frontière du domaine de déformation étudié [47]. Par exemple, si on sait qu'au-delà d'une certaine déformation la contrainte reste constante et que le modèle identifié propose une courbe de pente non nulle à la fin de son domaine d'identification, on peut être sûr d'avoir un écart significatif dès lors qu'on essaiera le modèle identifié pour prédire de très fortes déformations en dehors du domaine d'identification. Prendre la pente en compte dans la fonction-coût peut permettre d'éviter cet écueil. La Figure 11 expose le résultat des identifications menées avec les trois fonction-coûts. Les trois identifications ont toutes mené à des résultats différents.

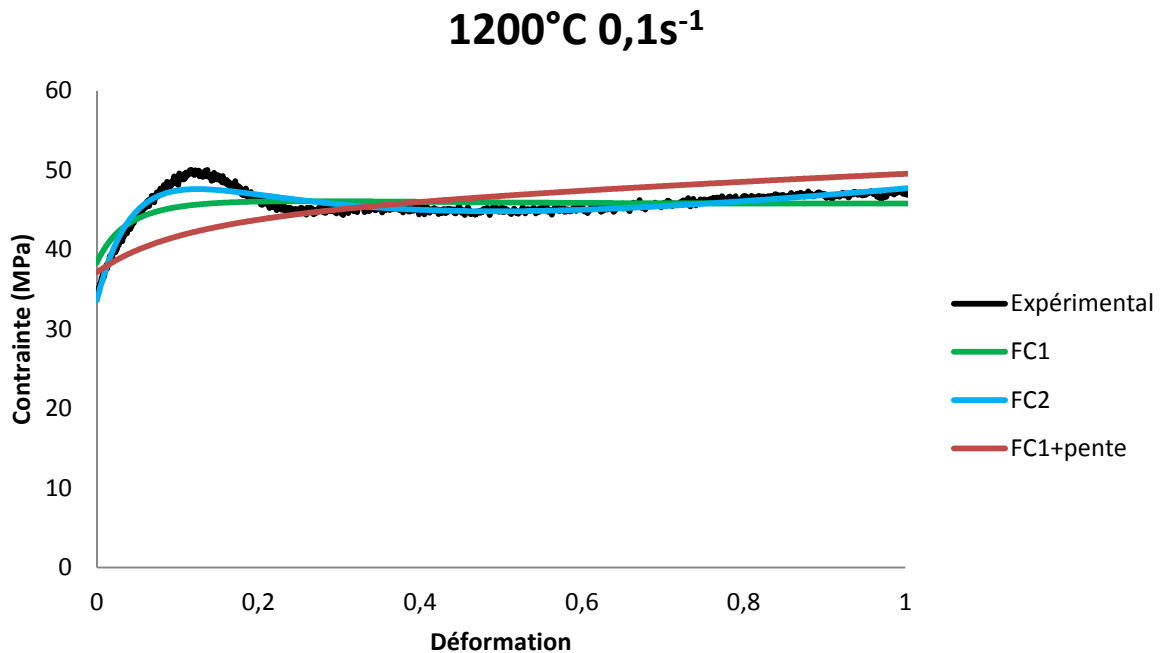


Figure 11 Résultats de l'identification des paramètres de Hensel-Spittel (équation 9) pour trois fonctions-coût différentes.

La deuxième fonction-coût est celle qui a aboutie à la meilleure identification. Ce qui la distingue avant tout de la première fonction-coût est son aptitude à décrire le pic de contrainte au début de la courbe. La deuxième fonction-coût fonctionnant avec des poids relatifs, le tout début de la courbe ait été considéré comme important par l'algorithme, ce qui a donc mené cette solution. La troisième fonction-coût permet comme prévu de bien décrire la pente en fin de la courbe, mais l'importance donnée à la pente a empêché l'algorithme de progresser dans l'identification du reste de la courbe. Pour éviter cet écueil, il peut être intéressant de faire attention au poids donné à chaque partie de la fonction-coût. L'idéal étant de trouver un poids adapté afin que les ajouts à la fonction-coût initiale (ici la pente) soient bien pris en compte sans pour autant gêner le reste de l'identification. Enfin, peu importe la fonction-coût choisie, le pic de contrainte au début de la courbe reste imparfaitement voir pas décrit par le modèle, même avec la deuxième fonction-coût. Il s'agit sans doute non pas d'un problème de fonction-coût mais de modèle.

Le choix de la fonction-coût doit se faire en fonction des attentes de l'utilisateur. Si tous les points de la courbe ont une importance égale, je conseille d'utiliser la première fonction-coût. Sinon, l'utilisateur devra créer sa propre fonction-coût ou en choisir une de la littérature [59].

1.4 Sensibilité et corrélation des paramètres lors de l'identification

Dans cette partie, l'utilisation simultanée des 10 paramètres de l'équation de Hensel-Spittel peut être critiquable parce que trop de paramètres ont des rôles similaires dans l'équation ce qui en rend certains redondants. C'est le cas parce que l'équation en question est prévue pour du codage numérique. Ainsi, en activant ou désactivant certaines parties de cette équation unique, il est possible de travailler avec un modèle conforme aux besoins de la simulation. A la fin de cette partie, une méthodologie pour choisir les parties de l'équation à activer sera proposée.

1.4.1 Calcul de la sensibilité des paramètres et de leurs corrélations

Le Tableau 9 présente les valeurs de quatre jeux de paramètres pour l'équation de Hensel-Spittel qui seront utilisés pour tracer les courbes à la suite de cette partie. Les paramètres de la colonne N°1 sont issus d'une identification menée sur l'acier 42CrMo4. Les autres ont été modifiées manuellement à partir de la première pour illustrer les phénomènes décrits dans la suite de cette partie.

Tableau 9 Valeurs de quatre jeux de paramètres pour l'équation de Hensel-Spittel. En rouge, les paramètres différents du jeu de paramètre n°1.

Paramètres	N°1	N°2	N°3
A	260 MPa	500 MPa	500 MPa
m_1	0,066	0,066	0,066
m_2	-1,09	-1,09	-1,09
m_3	0,063	0,062	0,20
m_4	-0,24	-0,23	-0,24
m_5	0,00019	0,00032	0,00019
m_7	0,88	0,87	0,88
m_8	0,015	0,016	0,015
m_9	0,34	0,36	0,34
ε_0	0,19	0,16	0,19

Utiliser l'équation de Hensel-Spittel à 10 paramètres dans une identification paramétrique peut mener à de nombreuses solutions sensiblement équivalentes en termes de fonction-coût mais différentes en termes de paramètres comme l'illustre la Figure 12. Sur cette figure, les courbes issues des jeux de paramètres n°1 et n°2 sont presque confondues. Ceci montre que l'algorithme ne trouvera pas un minimum global au problème d'optimisation. Les courbes n°1 et n°2 sont deux minimas locaux qui présentent des écarts si faibles qu'il n'y aurait pas d'impacts significatifs sur les résultats en termes d'efforts et/ou de géométrie dans une simulation. Pour être moins sensible aux minimums locaux, il pourrait être judicieux de supprimer certains paramètres corrélés ou peu sensibles.

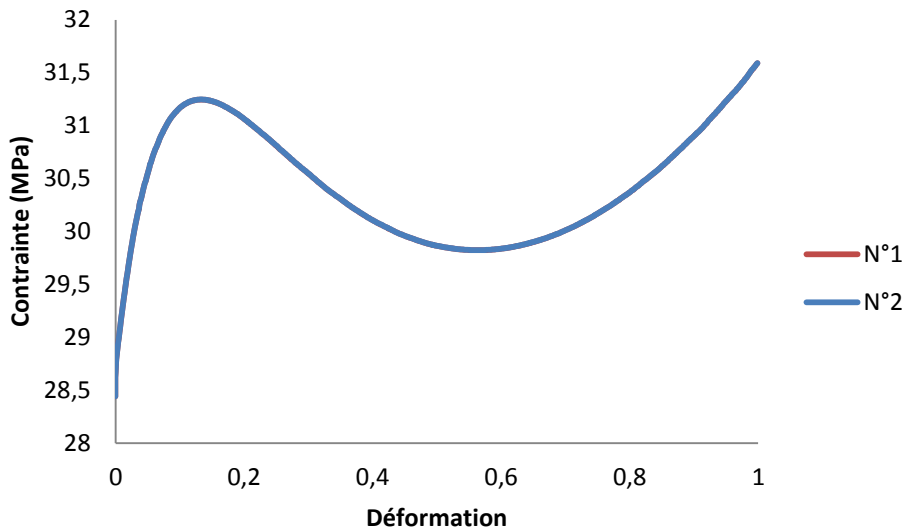


Figure 12 Courbes contrainte/déformation à 1200°C et 0.01s^{-1} obtenues avec les jeux de paramètres 1 et 2

Certains paramètres peuvent être corrélés. Cela signifie qu'on peut obtenir un changement de même nature sur la courbe finale en modifiant au choix l'un ou l'autre des paramètres. On peut garder une courbe inchangée en modifiant deux paramètres ou plus de manière complémentaire. Un paramètre peut en compenser un (des) autre(s). Sur la Figure 13 montre que les jeux de paramètre n°1 et n°3 permettent d'obtenir exactement la même courbe. En cas de vitesse de déformation constante, les paramètres A et m_3 ont le même effet : ils déplacent verticalement la courbe suivant l'axe des contraintes. Les deux paramètres sont donc corrélés. Dans un cas où toutes les données expérimentales auraient la même vitesse de déformation, il serait donc impossible d'identifier séparément les paramètres A et m_3 . Dans un cas comme celui-là, il serait judicieux d'annuler l'un ou l'autre des paramètres pour ne pas avoir à identifier des paramètres qui seraient ici surnuméraires.

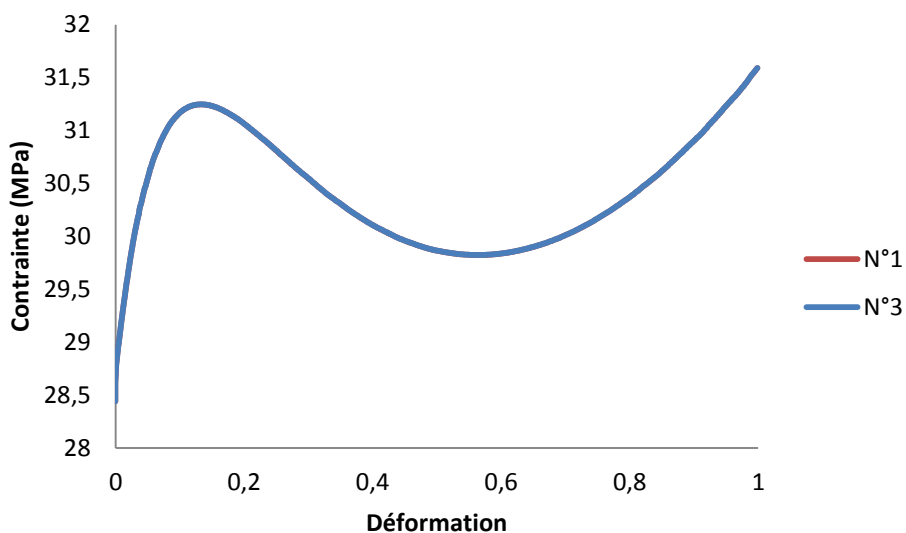


Figure 13 Courbes contrainte/déformation à 1200°C et 0.01s^{-1} obtenues avec les jeux de paramètre 1 et 3.

La Figure 13 illustre aussi la notion de sensibilité à un paramètre. La valeur du paramètre A a été environ doublée entre les jeux de paramètres n°1 et n°3 alors que m_3 a dû être plus que triplé pour

obtenir les deux courbes identiques. Dans le cas présent, on peut dire que le modèle est plus sensible au paramètre A qu'au paramètre m_3 . Comme A a plus d'influence que m_3 , il y a aussi une probabilité plus élevée qu'un algorithme d'optimisation modifie A plutôt que m_3 pour une identification paramétrique. Si un paramètre a une sensibilité extrêmement faible par rapport aux autres, sa valeur n'aura qu'une importance négligeable dans l'identification paramétrique. Il serait donc plus judicieux de l'annuler.

Pour un jeu de paramètres donné, il est possible d'évaluer les corrélations entre les paramètres ainsi que leur sensibilité [60], [61].

Il convient de calculer la matrice de sensibilité S à partir de la dérivée de la contrainte calculée σ_i par rapport à chaque paramètre p_j .

$$S = \frac{\partial \sigma_i}{\partial p_j} \quad (18)$$

La matrice S , bien qu'indispensable pour la suite des calculs, est difficile à exploiter en tant que tel pour déterminer la sensibilité aux paramètres. On préférera alors utiliser la matrice adimensionnelle \tilde{S} suivante :

$$\tilde{S} = \frac{p_j \frac{\partial \sigma_i}{\partial p_j}}{\sigma_i} \quad (19)$$

En calculant la moyenne sur chaque point expérimental de la matrice \tilde{S} , on obtient, pour chaque paramètre, une valeur. Plus cette valeur est grande, plus la sensibilité au paramètre est importante. On peut donc déterminer quels sont les paramètres dont la sensibilité est faible par rapport aux autres. Il est possible de trouver la sensibilité de chaque paramètre par rapport à l'ensemble de la courbe en calculant la moyenne pour chaque colonne de la matrice \tilde{S} .

$$S_g = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{p_j \frac{\partial \sigma_i}{\partial p_j}}{\sigma_i} \quad (20)$$

Concernant la corrélation, il faut revenir à la matrice S . Connaissant S , on peut calculer la matrice B ci-dessous :

$$B = S^T S \quad (21)$$

Le déterminant de B donne une première information. $\det(B)$ a une valeur très grande (presque infinie) quand il existe des paramètres corrélés donc impossible à identifier simultanément et quand il existe des minimums locaux ou même une infinité de solutions possibles.

On trouve ensuite son inverse B^{-1} . Grâce à l'inverse de B , on peut calculer la matrice $\delta(p_j, p_k)$ qui donne les corrélations entre les paramètres. Plus un terme hors diagonale est grand, plus la corrélation entre les deux paramètres associés est grande.

$$\delta(p_j, p_k) = \frac{B_{jk}^{-1}}{\sqrt{B_{jj}^{-1} B_{kk}^{-1}}} \quad (22)$$

A cette étape on peut annuler les paramètres les moins sensibles ou les plus corrélés et relancer la procédure d'optimisation. On répète cette étape jusqu'à ce que plus aucun paramètre ne soit insensible ou fortement corrélé à un autre.

1.4.2 Application à l'équation de Hensel-Spittel : réduction du nombre de paramètres

Les différentes étapes décrites en 1.4.1 sont appliquées au modèle de Hensel-Spittel prenant en compte les 10 paramètres sur la totalité des essais Gleeble (plan d'expériences Tableau 3). Le jeu de paramètres initiaux est donné dans le Tableau 7 (plan complet). Dans le cadre de cette analyse, le paramètre ε_0 sera fixé à 0,03. Il ne sera pas calculé dans l'analyse car il n'est pas souhaitable de l'annuler au cours de l'analyse. L'annuler aboutit à une division par 0 pour $\varepsilon = 0$. Seul 9 paramètres seront donc pris en compte.

Après avoir appliqué la méthodologie décrite en 1.4.1, on peut tracer la Figure 14 représentant les résultats de l'équation 20, ainsi que le Tableau 10 qui est la matrice symétrique $\delta(p_j, p_k)$.

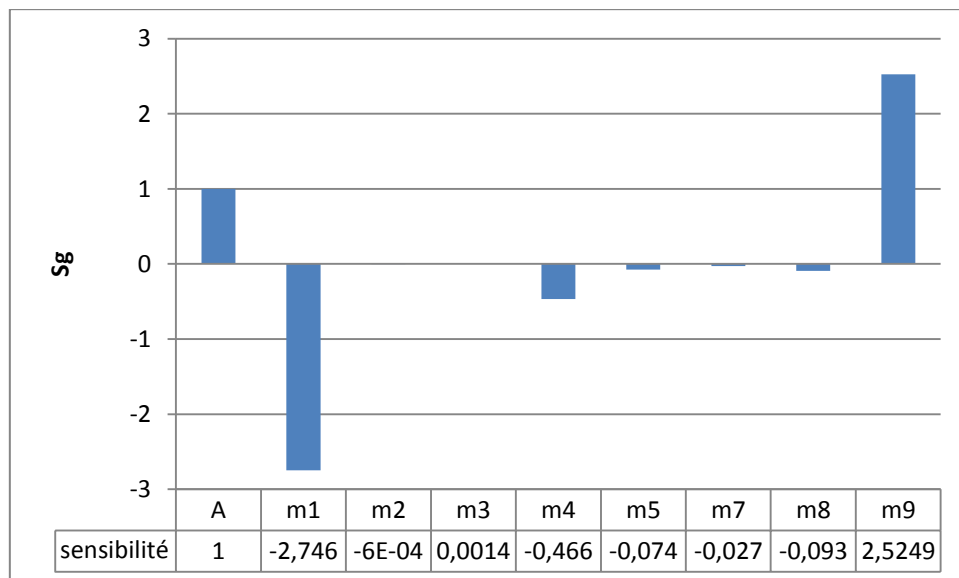


Figure 14 Analyse de la sensibilité des paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 9 paramètres à l'étape 1.

Tableau 10 Analyse des corrélations entre les paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 9 paramètres à l'étape 1. Les nombres en orange sont ceux qui montrent la plus forte corrélation.

	A	m_1	m_2	m_3	m_4	m_5	m_7	m_8	m_9
A	1	0,22	0,69	0,048	0,30	0,18	-0,72	-0,068	-0,64
m_1		1	0,0094	0,066	-0,052	-0,72	0,28	-0,17	-0,59
m_2			1	0,013	0,47	-0,015	-0,82	-0,0010	0,017
m_3				1	0,0085	0,011	-0,024	-0,66	-0,058
m_4					1	0,055	-0,36	-0,0016	0,011
m_5						1	-0,39	-0,0039	0,017
m_7							1	0,0037	-0,025
m_8								1	0,12
m_9									1

Cette première étape montre que les paramètres A , m_1 , m_4 et m_9 sont bien plus sensibles que les autres paramètres. En regardant les valeurs numériques, on s'aperçoit que les paramètres m_2 et m_3 sont les moins sensibles de tous. Il existe des corrélations fortes entre les paramètres $\{A, m_2 \text{ et } m_7\}$, $\{m_9 \text{ et } A\}$, $\{m_9 \text{ et } m_1\}$ et $\{m_8 \text{ et } m_3\}$. Il faut garder à l'esprit que ces conclusions ne sont vraies que pour le jeu de paramètres donné et pour les valeurs expérimentales utilisées ici. Par exemple, en Figure 13, où une seule courbe expérimentale est utilisée, A et m_3 sont corrélés contrairement à maintenant. Il serait hasardeux de supprimer tous les paramètres peu sensibles et corrélés dès maintenant car les corrélations et les sensibilités peuvent changer après une optimisation sur une équation avec moins de paramètres.

Dans le cas présent, compte tenu que m_2 et m_3 sont les paramètres les moins sensibles et qu'ils présentent des corrélations avec d'autres paramètres, ils seront mis à 0 pour la suite de l'étude. L'optimisation est donc relancée avec les deux paramètres en question mis à 0. Les paramètres trouvés sont mis dans le Tableau 14 sous le nom d'étape 1. A noter qu'un paramètre à écarter ne sera pas systématiquement mis à 0 pour tous les paramètres de tous les modèles. Il faut donner au paramètre une valeur telle qu'il n'intervient plus dans l'équation. Dans le cas de Hensel-Spittel, le paramètre A devrait être mis à 1 plutôt qu'à 0 si il était souhaitable de l'écarter.

L'analyse de sensibilité est relancée, et conduit, à la fin de cette itération, au choix de l'annulation de m_7 qui était un paramètre à la fois peu sensible et corrélé à m_1 et m_5 . L'optimisation est ensuite de nouveau relancée.

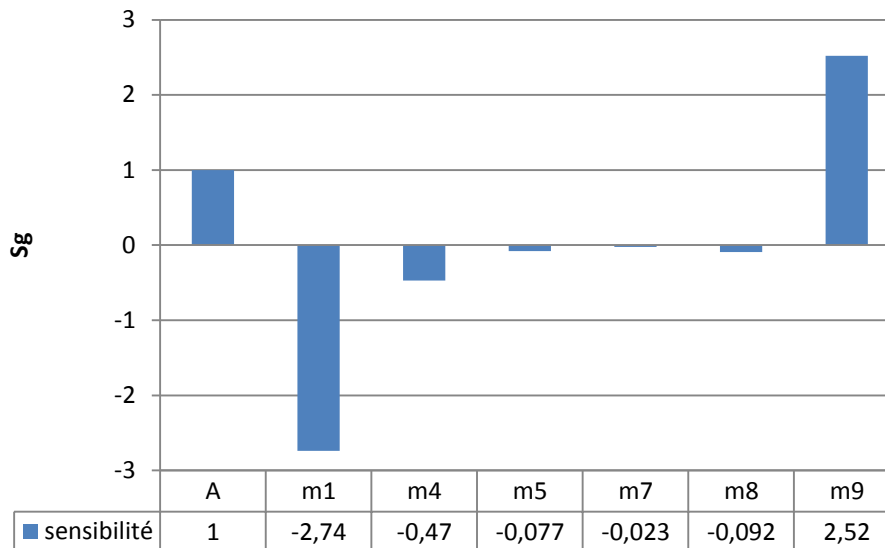


Figure 15 Analyse de la sensibilité des paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 7 paramètres à l'étape 2.

Tableau 11 Analyse des corrélations entre les paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 7 paramètres à l'étape 2. Les nombres en orange sont ceux qui montrent la plus forte corrélation.

	A	m₁	m₄	m₅	m₇	m₈	m₉
A	1	0,28	-0,039	0,26	-0,38	-0,073	-0,89
m₁		1	-0,064	-0,73	0,51	-0,17	-0,60
m₄			1	0,070	0,056	0,00079	0,0043
m₅				1	-0,70	0,0050	0,017
m₇					1	-0,014	-0,021
m₈						1	0,11
m₉							1

A l'étape 3, il n'y a plus de paramètres qui soient à la fois peu sensibles et corrélés. En effet, les paramètres m_5 et m_8 sont les moins sensibles mais les corrélations sont entre les paramètres A , m_1 et m_9 . Dans ce cas-là, le paramètre m_9 est annulé car c'est le paramètre m_9 qui présente la plus grande corrélation avec A et m_1 . Les paramètres m_7 et m_8 étant moins corrélés, ils sont gardés pour le moment.

sensibilité

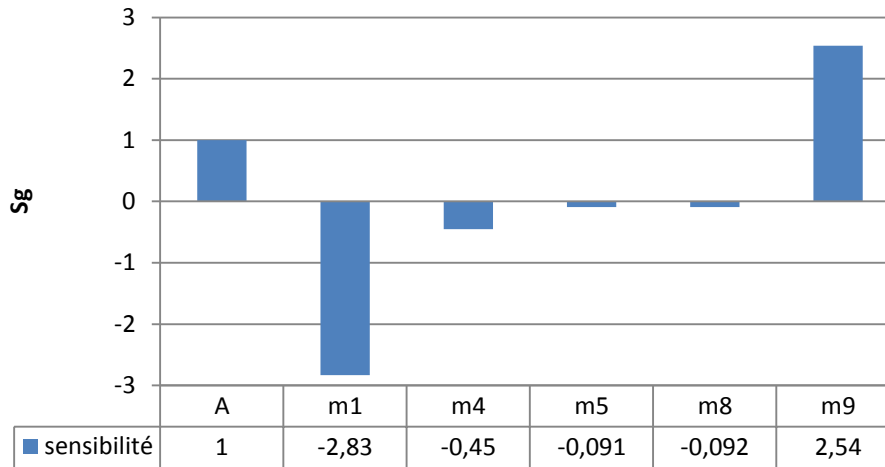


Figure 16 Analyse de la sensibilité des paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 6 paramètres à l'étape 3.

Tableau 12 Analyse des corrélations entre les paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 6 paramètres à l'étape 3. Les nombres en orange sont ceux qui montrent la plus forte corrélation.

	A	m₁	m₄	m₅	m₈	m₉
A	1	0,72	-0,059	-0,0016	-0,078	-0,93
m₁		1	-0,019	-0,6	-0,24	-0,85
m₄			1	-0,15	-0,00096	0,019
m₅				1	-0,013	-0,011
m₈					1	0,11
m₉						1

L'optimisation est relancée, ce qui amène aux paramètres de l'étape 4. L'analyse de sensibilité dit que les paramètres m_5 et m_8 sont les moins sensibles et que le paramètre m_1 est corrélé avec m_5 . m_5 est donc mis à 0.

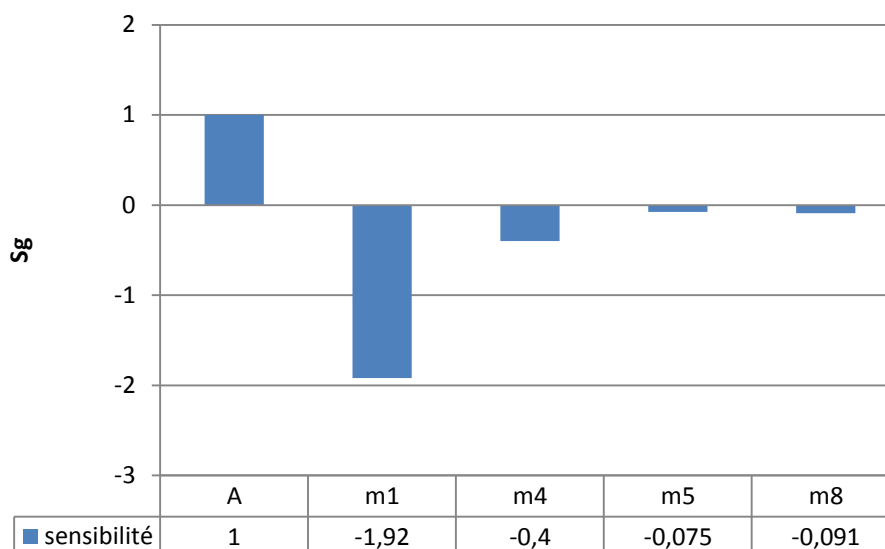


Figure 17 Analyse de la sensibilité des paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 5 paramètres à l'étape 4

Tableau 13 Analyse des corrélations entre les paramètres de l'équation de Hensel-Spittel à 5 paramètres à l'étape 4. Les nombres en orange sont ceux qui montrent la plus forte corrélation.

	A	m ₁	m ₄	m ₅	m ₈
A	1	-0,26	-0,14	-0,0058	0,057
m ₁		1	-0,040	-0,85	-0,32
m ₄			1	-0,11	-0,00029
m ₇				1	-0,0094
m ₈					1

A ce stade, on arrête l'analyse de sensibilité parce que si un autre paramètre est mis à 0, on perd la sensibilité à la déformation, la vitesse de déformation ou la température.

Tableau 14 Valeurs des paramètres successifs de Hensel-Spittel suite à l'analyse de sensibilité. Les nombres grisés ne sont pas soumis au processus d'identification à l'étape considéré.

paramètres	Initiale	Etape 1	Etape 2	Etape 3	Etape 4
A	260 MPa	260 MPa	260 MPa	1315 MPa	1042 MPa
m ₁	-0,0034	-0,0033	-0,0032	-0,0023	-0,0022
m ₂	0,00061	0	0	0	0
m ₃	-0,0018	0	0	0	0
m ₄	-0,021	-0,022	-0,020	-0,018	-0,011
m ₅	-0,00023	-0,00024	-0,00030	-0,00024	0
m ₇	-0,055	-0,047	0	0	0
m ₈	0,00013	0,00013	0,00013	0,00013	0,00013
m ₉	0,40	0,40	0,38	0	0
ε ₀	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03
FC	0,114	0,114	0,113	0,191	0,195

Il est intéressant de regarder la fonction coût associée à chaque jeu de paramètres. On remarque qu'elle reste sensiblement la même entre l'étape initiale et l'étape 2 puis qu'elle augmente de 0,113 à 0,191 à l'étape 3 et reste presque la même à l'étape 4. L'analyse de sensibilité permet de garder la

même qualité dans l'identification tout en supprimant des paramètres jusqu'à un certain point. Il faut cependant s'attendre à une augmentation de la fonction coût à un moment car en supprimant des paramètres à l'équation, on la rend tout de même moins flexible.

Une méthodologie pour sélectionner des parties de l'équation de Hensel-Spittel a été proposée. Cette méthodologie devrait être appliquée quand l'utilisateur de l'équation ne sait pas quelles parties de l'équation activer pour représenter les mécanismes observés sur le matériau. Cette méthodologie nécessitant de faire plusieurs optimisations successives et d'examiner pour chacune d'entre elles, la sensibilité et les corrélations de chaque paramètre, elle est bien plus longue à mener qu'une optimisation unique avec tous les termes actifs. Elle est cependant très utile pour amener à un modèle dont les différents termes ont une signification physique et simplifiera l'identification des paramètres sur plusieurs nuances du même matériau si cela s'avère nécessaire à l'avenir.

1.5 Conclusion

Ce premier chapitre a permis de présenter et discuter la méthodologie générale d'une identification paramétrique d'un modèle rhéologique en forgeage. Cette dernière a été appliquée dans le cas d'essais de compression sur un acier 42CrMo4, avec l'équation de Hensel-Spittel. Les résultats obtenus serviront de base de comparaison avec le chapitre 3. Enfin, les problèmes de sensibilité et de corrélation entre les paramètres de Hensel-Spittel ont été abordés en fin de chapitre. L'identification paramétrique n'est pas déterministe. Le choix du jeu d'expériences, de l'algorithme d'optimisation, de la fonction-coût et du modèle peuvent influencer le résultat final. De même, deux essais réputés identiques mais faits avec des machines différentes présentent des variations. Le chapitre suivant se consacrera quant à lui à l'aspect expérimental de l'identification paramétrique : comment obtenir des données de références pour pouvoir faire une optimisation ? Dans le premier chapitre, les essais ont été réalisés avec des machines de test dédiées qui simplifient autant que possible la future exploitation des données. Dans le prochain chapitre, ce sera la mise en place d'essais de compression sur presse industrielle pour l'acier 42CrMo4 qui sera présentée. L'objectif est de savoir s'il est possible d'utiliser une presse industrielle comme alternative viable aux machines d'essais spécialisées.

2 Obtention des données expérimentales sur presse industrielle

Le but de ce chapitre est de mettre en place un essai rhéologique à l'aide des moyens à disposition sur la plateforme Vulcain de l'ENSAM de Metz. Vulcain est une plateforme de mise en forme avec des machines représentatives du milieu industriel, comprenant notamment presses, fours, inducteurs et un robot manipulateur. Deux presses aux capacités assez équivalentes en termes de pièces réalisables sont utilisées : une presse à vis Lasco de 31,5kJ et une presse hydraulique Loire de 6 000 kN. Ces deux presses ayant des vitesses de frappe différentes, elles permettront d'atteindre des vitesses de déformation différentes pour des lopins similaires. Ce faisant, on souhaite réaliser des essais donnant autant d'informations que ceux faits par la machine spécialisée. De ce fait une instrumentation de la presse industrielle sera proposée, dont il convient de maîtriser au mieux le coût. Après avoir discuté les différents tests rhéologiques potentiels pour cette étude, l'instrumentation de l'outillage en effort et en déplacement sera abordée. Puis seront présentées des identifications des échanges thermiques et des frottements qui surviendront au cours de l'essai. Enfin, la méthodologie finale de l'expérience sera exposée.

2.1 Choix de l'essai : compression uniaxiale

La première étape consiste à choisir la nature de l'essai qui sera fait sur les presses industrielles. C'est en fonction de cet essai que seront choisis les outillages.

Dans l'absolu, n'importe quel essai déformant le métal dont on peut extraire des informations de contrainte et de déformation au cours du temps peut servir d'essai rhéologique. Cependant, certains tests sont utilisés plus souvent que d'autres pour des raisons de simplicité de mise en œuvre, d'homogénéité, d'exploitation de résultats ou parce qu'ils présentent des propriétés particulières. On peut citer dans ce cas-là les essais de traction uniaxiale, torsion, cisaillement, compression uniaxiale et de compression plane, schématisés sur la Figure 18. Ces essais activent surtout des sollicitations élémentaires. D'autres essais de la littérature font intervenir des chargements plus complexes pour étudier au plus près les sollicitations que subira le matériau dans son cycle de vie prévu. On peut par exemple citer l'essai de traction/torsion [62] (une sollicitation que peuvent subir certains câbles par exemple).

L'essai de **traction** est un essai très couramment utilisé [63]–[65] pour sa simplicité de mise en œuvre et son exploitation simple de résultats. Il présente néanmoins le défaut d'être limité par l'apparition de striction. La plage de déformation est donc limitée à l'allongement uniforme. Pour la plupart des métaux, la déformation maximale sera inférieure à 0,3 [66], et encore moins pour les essais à chaud. Il est aussi difficile d'atteindre de grandes vitesses de déformation.

Le test de **torsion** [67]–[69] concerne surtout le travail à chaud. Il est utile pour obtenir de très grandes déformations et des contraintes de cisaillement. Comme la géométrie de l'éprouvette reste presque inchangée au cours de l'essai, il est facile de garder la vitesse de déformation constante juste en gardant la vitesse de révolution constante. On peut obtenir des vitesses de déformation relativement élevées en augmentant le rayon du cylindre à tester [66]. Des vitesses de déformations allant jusqu'à $1000s^{-1}$ peuvent être obtenues [70]. Il faut aussi noter que les essais de torsion nécessitent des machines spécialisées pour être menés à bien à cause du mouvement rotatif à

appliquer au lopin. Enfin, l'essai de torsion présente une hétérogénéité des déformations et des vitesses de déformation, ce qui complique de dépouillement analytique de l'essai.

L'essai de **compression uniaxiale** d'échantillon ou d'éprouvette cylindrique permet d'atteindre des déformations plus grandes qu'en torsion. Avec une bonne lubrification et/ou une forme de lopin adaptée, comme avec un lopin Rastegaev, les résultats restent exploitables jusqu'à une déformation supérieur à 1 [66], [71]. Toutes les vitesses de déformation sont accessibles. Les plus grandes vitesses sont généralement obtenues à l'aide d'un dispositif de barres de Hopkinson [72].

Dans le cadre des matériaux massifs, on peut évaluer le **cisaillement** en utilisant les mêmes moyens que pour la compression. Il faut pour cela adapter la géométrie de l'éprouvette. La Figure 18 montre une éprouvette dite « chapeau » qui est souvent utilisée pour évaluer le cisaillement à basse comme à haute vitesse de déformation [73]–[75]. L'avantage de cette géométrie par rapport à la torsion est qu'elle ne nécessite pas de matériel supplémentaire par rapport à la compression et permet d'atteindre les plus hautes vitesses de déformation avec le dispositif de barres de Hopkinson.

L'essai de **compression plane** présente les mêmes caractéristiques de déformation et de vitesse de déformation que l'essai de compression uniaxiale et a déjà été utilisé régulièrement dans le cadre d'identification paramétrique comme dans les travaux de [76] ou de [77]. On peut choisir de l'utiliser à la place du test de compression s'il est plus aisé d'obtenir des échantillons en forme de plaque plutôt que de cylindre. Le principal défaut de cette méthode par rapport à la compression uniaxiale est, qu'à énergie égale, la déformation sera moins grande sur une plaque que sur un cylindre à volume égal.

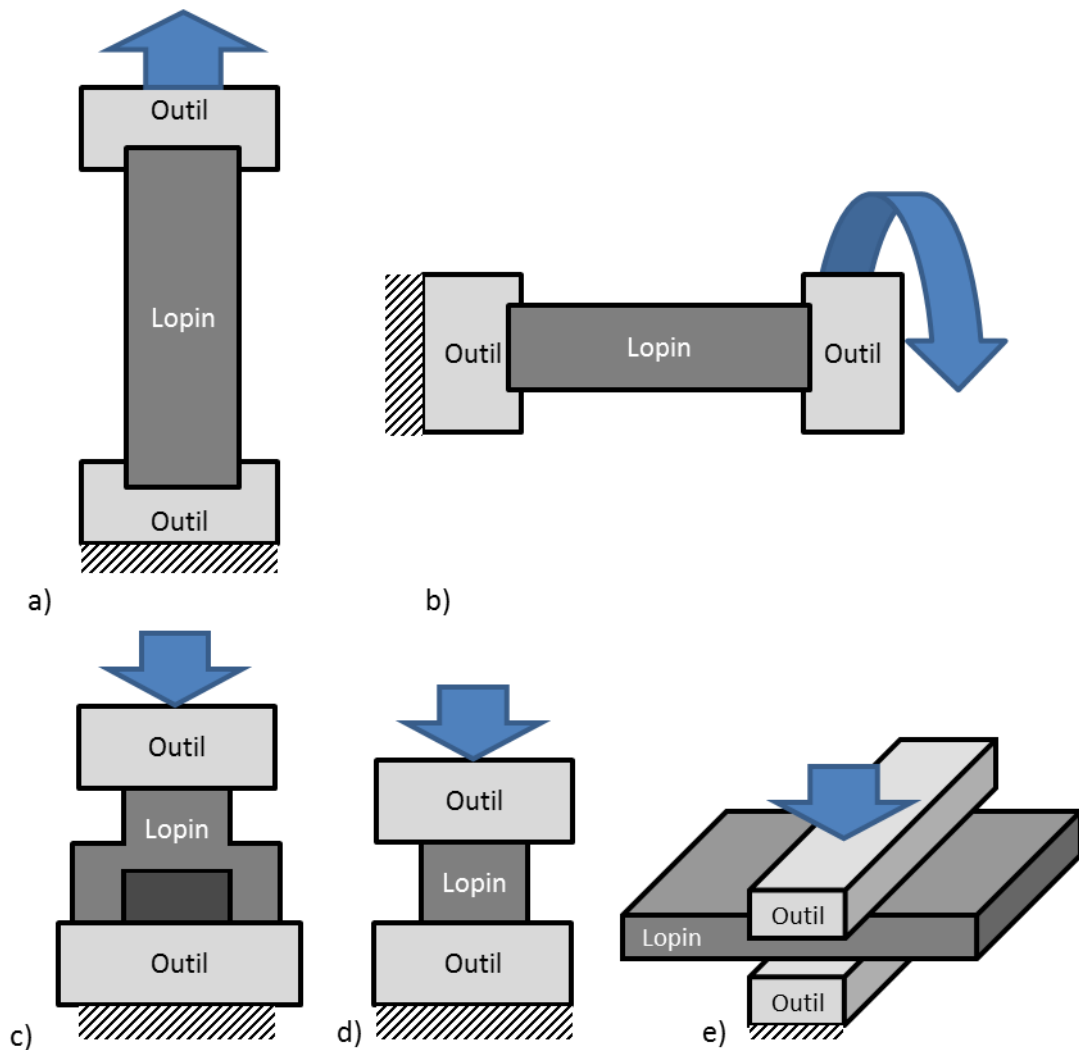


Figure 18 Schéma de principe de : a) traction uniaxiale b) torsion c) cisaillement d) compression uniaxiale e) compression plane.

L'objectif est de mettre en place un essai rhéologique sur presse industrielle. Les tests de torsion et de traction ne sont pas réalisables à l'aide d'une presse, à moins d'utiliser un montage expérimental complexe.

Les tests rhéologiques ont pour vocation à être utilisés pour faire de l'identification paramétrique. Plus les données expérimentales couvrent une large plage de déformations, plus le modèle identifié sera valide pour les grandes déformations. Les essais de traction et de cisaillement qui ne permettent pas une grande déformation sont donc écartés.

Les tests de compression semblent les plus adéquats : une presse est prévue pour faire de la compression et on peut obtenir des valeurs de déformation suffisantes avec cet essai. Parmi les différents tests existant qui mettent en œuvre la compression, le plus simple sera choisi : la compression uniaxiale. Comme ce dernier est largement utilisé [14], [28], [30], [78]–[82], c'est un bon test à mettre en comparaison avec ce qui est fait sur machines spécialisées.

Les tests se feront à chaud mais ne seront pas chauffés pendant l'essai. Pour éviter que l'ensemble du lopin ne refroidisse trop vite, il est intéressant d'avoir un important volume. Les capacités machines

vont quant à elles limiter les dimensions maximales. Le diamètre maximum pour l'acier 42CrMo4 est choisi de telle sorte que même dans le cas du plan d'expériences où il est le plus difficile de déformer le lopin, à savoir 950°C sur la presse à vis (voir section 3.1), une déformation de 1 puisse être obtenue sans dépasser les capacités du capteur d'effort. Le ratio hauteur/largeur est de 2. Ce ratio est compris dans la limite haute recommandée des tests de compressions [79]. Avoir un lopin très haut permet d'obtenir plus de déformation que pour un lopin bas avec le même effort. Il ne faut cependant pas avoir un lopin trop haut pour éviter les phénomènes de flambement. Pour choisir le diamètre, des simulations des compressions uniaxiales sous FORGE® ont été menées à l'aide de paramètres rhéologiques et thermiques issus de la base de données du logiciel. Le diamètre a été choisi un peu plus petit que ce que les simulations préconisaient pour prendre en compte un éventuel écart entre la réalité et la simulation. La marge de sécurité est telle que dans le cas le plus défavorable (presse à vis à 950°C), l'effort maximum n'atteint que la moitié de la charge maximale du capteur d'effort. Les dimensions finales choisies seront 30 mm de diamètre pour 60 mm de hauteur.

2.2 Mesures d'effort et de déplacement sur presse industrielle

La plupart des modèles rhéologiques utilisent comme données d'entrée la déformation plastique équivalente, la vitesse de déformation et la température pour calculer une contrainte. Il faut donc instrumenter les essais pour pouvoir mesurer le déplacement de la presse (pour obtenir la déformation), les efforts développés (pour obtenir la contrainte) et la température du lopin.

2.2.1 Mesures de déplacement

Il existe de nombreux moyens qui peuvent être utilisés pour mesurer le déplacement du coulisseau en fonction du temps. Dans le cas présent, il faut un capteur offrant une fréquence d'acquisition suffisante pour mesurer le déplacement de la presse à vis et suffisamment précise pour avoir la meilleure estimation possible de la déformation du lopin. Les limites ont été fixées à 1000Hz pour la fréquence. La marge d'erreur acceptable pour les mesures de déplacement fut choisie inférieure ou égale à 0,5 mm près. Cette valeur de 0,5 mm peut sembler être une grosse marge d'erreur, mais compte tenu des difficultés de l'identification sur plusieurs courbes, une erreur de cet ordre sur la déformation d'un lopin a peu d'impact. A titre d'exemple, la Figure 19 montre deux courbes de compression dont l'une est décalée de 0,5 mm par rapport à l'autre plus une courbe de compression simulée à l'aide du meilleur jeu de paramètres trouvé pour l'acier étudié. On voit que les écarts trouvés entre le résultat de la simulation et la mesure expérimentale sont nettement plus grands que les écarts entre la courbe expérimentale décalée et la courbe expérimentale de base.

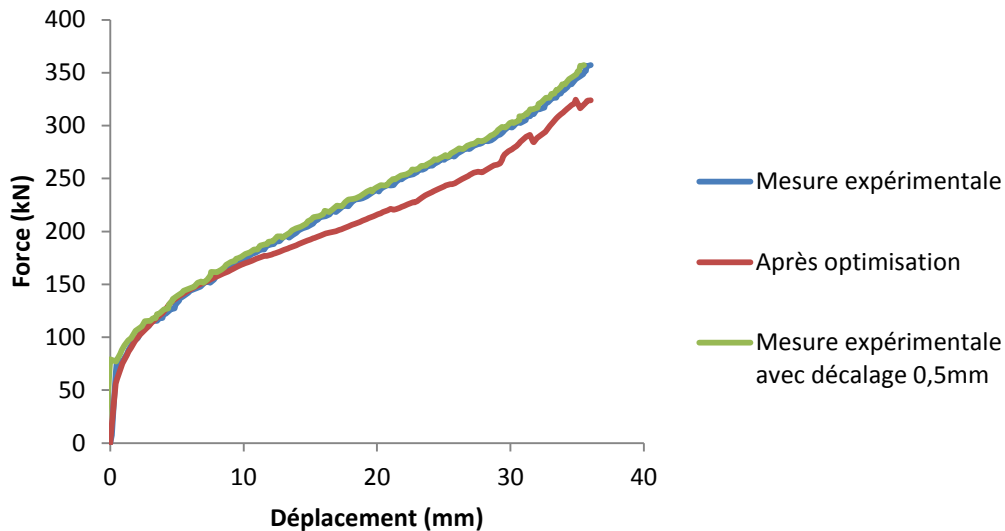


Figure 19 Courbes force/déplacement de compression uniaxiale expérimentale, expérimentale avec un décalage de 0.5mm en déplacement et simulée après optimisation de l'équation de Hensel-Spittel.

Une première solution pour mesurer serait d'utiliser le capteur déjà installé sur les presses de la plateforme. Il s'agit d'une règle magnétique linéaire placée sur le coulisseau des presses. Cette solution possède la fréquence et la résolution voulue et ne nécessite pas de modifications. Cependant la mesure est faite sur le coulisseau. La mesure peut donc être perturbée. Les plus gros problèmes sont le rattrapage de jeu dans les outils [83] ainsi que la déformation de la presse [84]. Il existe un jeu entre les différentes pièces intermédiaires entre le coulisseau et le tas plan. Lors de la compression, sous l'effet des efforts appliqués, ces jeux vont changer et perturberont les mesures. Le mieux est de dissocier la chaîne d'efforts de la chaîne de métrologie [85] pour enlever l'impact des déformations et/ou du rattrapage de jeu sous l'effort.

Une autre solution est l'utilisation d'une caméra. On peut ainsi voir non seulement le déplacement de l'outillage mais aussi l'évolution du profil du lopin qui pourrait être utilisée comme information complémentaire dans l'identification paramétrique. Une caméra rapide peut prendre suffisamment d'images à la seconde pour satisfaire le critère de vitesse d'acquisition et la taille de l'image est suffisamment grande pour que la limite de résolution fixée par la taille d'un pixel soit atteinte. Une image extraite d'une telle vidéo ainsi qu'une courbe de déplacement en fonction du temps obtenue à partir de la vidéo est présentée en Figure 20. Cette méthode a pourtant des défauts concernant le traitement des données. Les vidéos prennent beaucoup de mémoire ce qui est gênant quand plusieurs dizaines d'essais sont à faire. De plus, récupérer les courbes de déplacement nécessite un traitement supplémentaire (manuel ou automatique) dont on peut faire l'économie

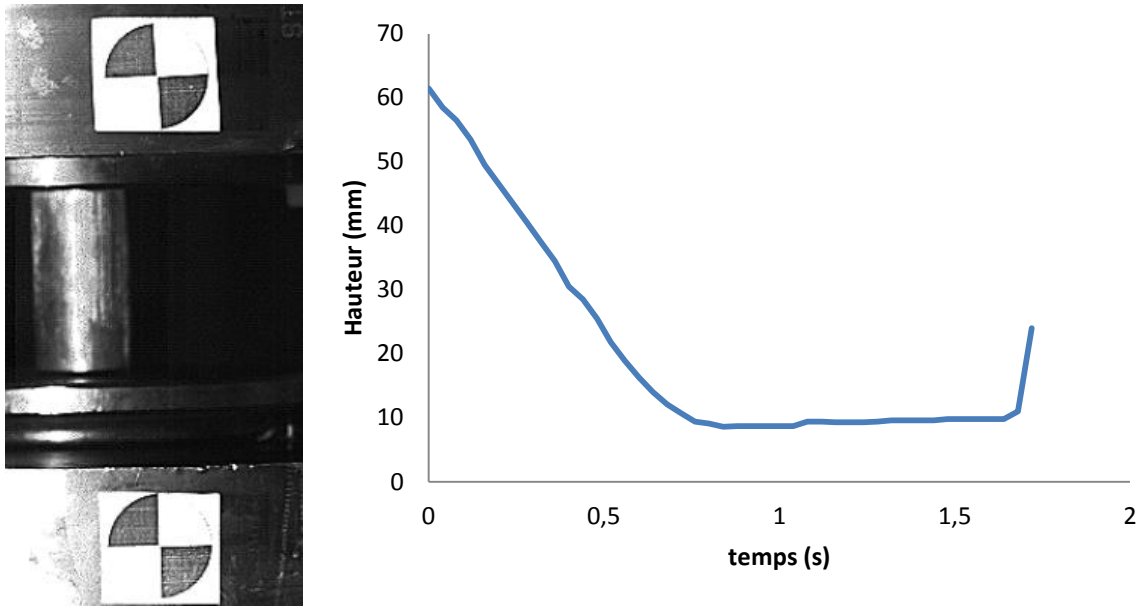


Figure 20 (à gauche) Image extraite d'une vidéo de compression uniaxiale sur presse hydraulique. (à droite) Courbe de hauteur en fonction du temps extraite par pointage manuel sur la vidéo de compression.

Une troisième solution serait d'installer un ou plusieurs capteurs de déplacement directement sur l'outillage pour être au plus près de la déformation, en faisant abstraction de ce qui se passe dans la machine. Trois capteurs lasers micro-epsilon optoNCDT 1401 ont été retenus pour ce choix. Ils possèdent les caractéristiques de fréquence et de résolution requises associées à un faible encombrement qui permet de les insérer facilement sur l'outillage. Tripler les lasers permet une redondance de la mesure si un des capteurs devait avoir un défaut, à condition de considérer les trois lasers comme équivalents. Cela permet aussi de voir un éventuel défaut de parallélisme entre les tas plans du haut et du bas qui pourrait survenir lors de la compression. C'est cette solution qui sera retenue. Des photographies du laser ainsi que leur placement sur l'outillage sont montrés en Figure 21.

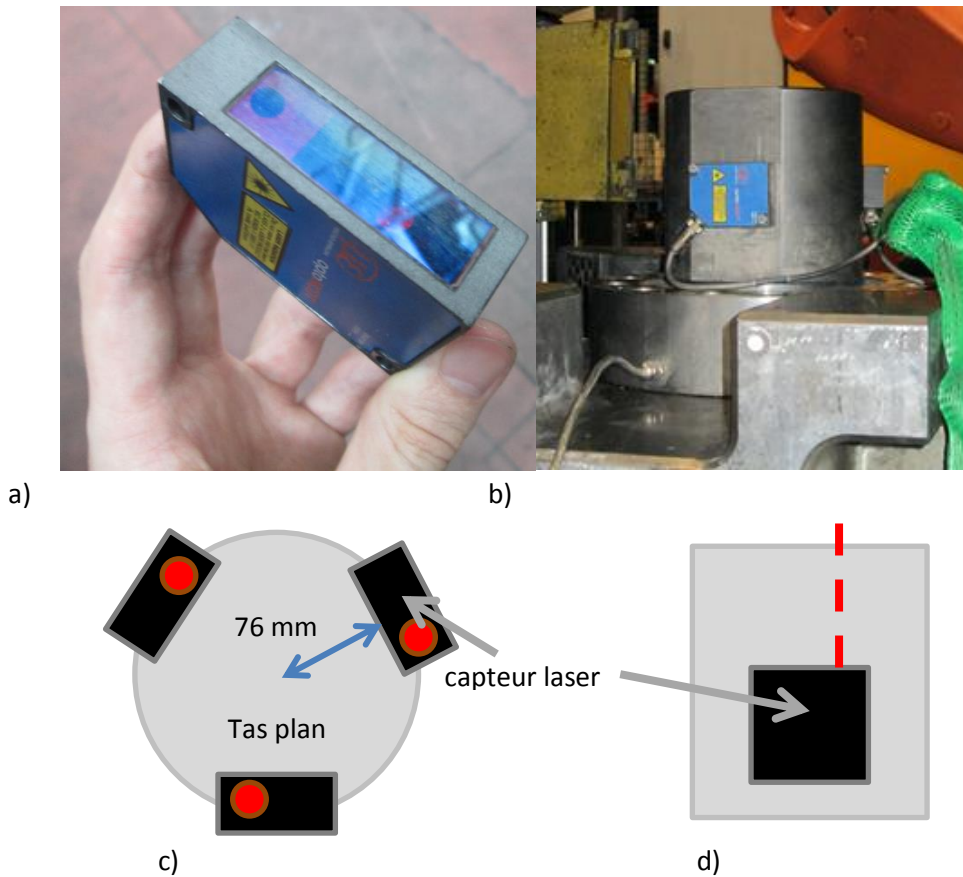


Figure 21 Photographie d'un capteur laser seul (a), monté sur le tas plan (b). Illustration du placement des capteurs lasers sur le tas plan inférieur vue du haut (c) et de côté (d).

Un exemple de mesures brutes prises par ces lasers sur la presse à vis est montré en Figure 22. Les trois courbes sont presque confondues du début à la fin, ce qui rassure sur l'interchangeabilité des lasers et donc sur la fiabilité de la mesure. La valeur de déplacement qui sera utilisée pour les simulations de l'optimisation paramétrique sera la moyenne des 3 lasers. On notera aussi un léger bruit de mesure qui reste en partie visible sur la moyenne des lasers. Bien que ce bruit soit négligeable dans le cadre de l'identification paramétrique, il fait tout de même apparaître des sauts dans la vitesse de la presse et donc dans la vitesse de déformation du lopin qui pourra ensuite se répercuter sur la contrainte calculée. Des petits sauts dans la contrainte, et donc la force, calculée par la suite pourront être observés par la suite. Ce phénomène peut par exemple être visible dans le Tableau 30 du chapitre 4. Ces perturbations ne modifiant pas l'allure générale des courbes calculées, elles seront acceptées telles quelles et le signal du déplacement ne sera pas filtré.

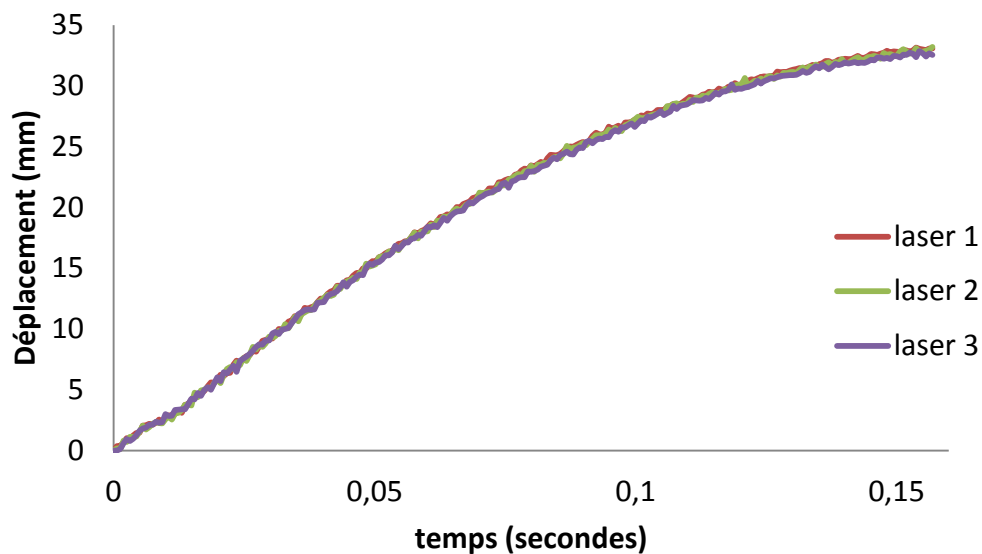


Figure 22 Exemple de mesures de déplacement enregistrées par les 3 lasers optoNCDT1401 dans le cadre d'une compression uniaxiale sur presse à vis.

2.2.2 Mesures d'effort

Les deux presses utilisées possèdent toutes deux un capteur d'effort. Il est aussi possible d'utiliser un capteur indépendant de la presse placé sur l'outillage comme le capteur de force SCAIME ML11 (voir Figure 23). Pour déterminer quel capteur utiliser, il est intéressant de les comparer entre eux comme cela est fait en Figure 24.

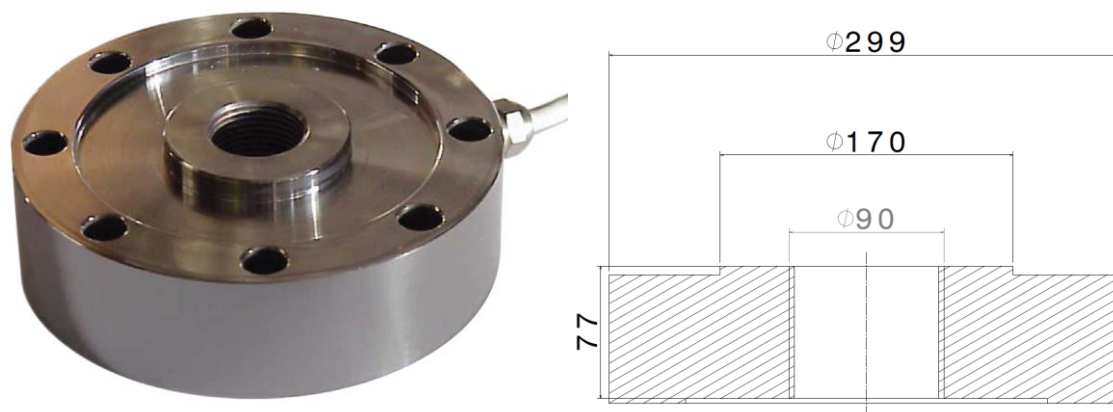


Figure 23 Capteur SCAIME avec vue en coupe. Le filetage au centre permet d'y visser l'outil.

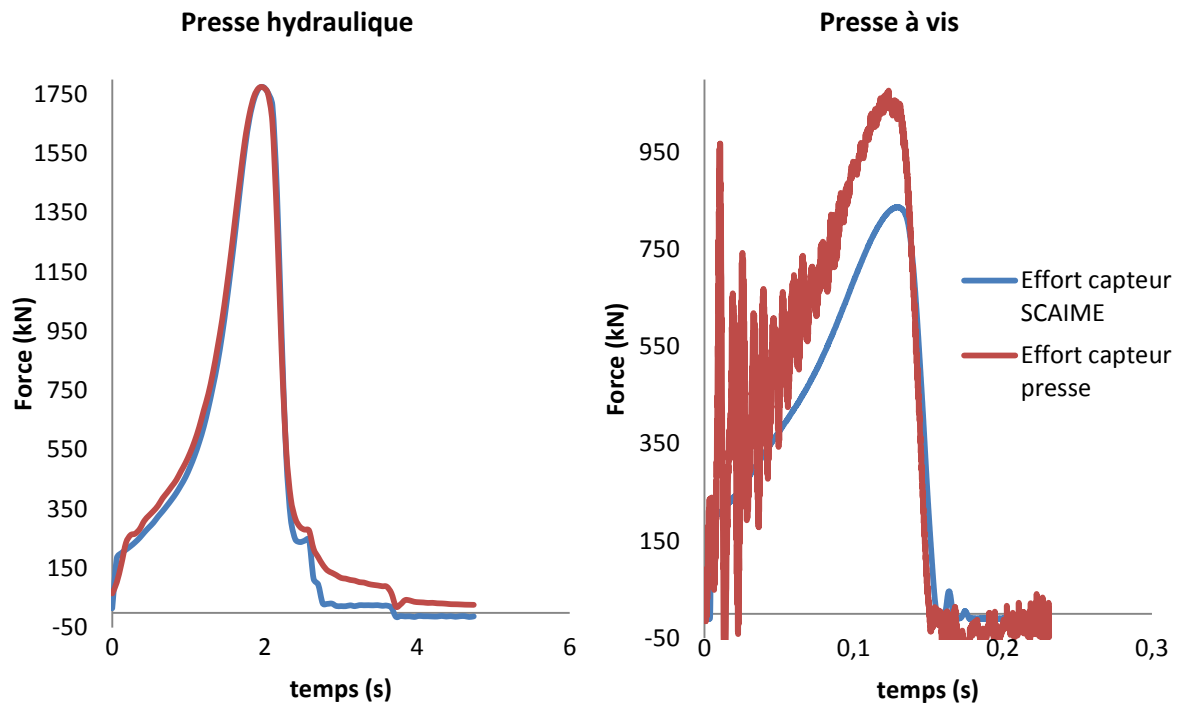


Figure 24 Comparaison de la mesure d'effort en fonction du temps lors d'une compression uniaxiale entre le capteur SCAIME et le capteur de la presse pour la presse hydraulique (à gauche) et la presse à vis (à droite)

Autant les différences sont faibles entre le capteur SCAIME et le capteur de la presse hydraulique, autant elles sont grandes entre le SCAIME et le capteur de la presse à vis. Le capteur de la presse à vis enregistre un effort oscillant et de valeur moyenne plus importante que le capteur SCAIME. La valeur moyenne trop importante s'est avérée finalement liée à un mauvais étalonnage du capteur. D'après les fabricants du capteur SCAIME, ce dernier devrait être capable de mesurer un effort oscillant à la fréquence tel que le mesure le capteur de la presse à vis. Si le SCAIME ne voit pas d'oscillations mais que le capteur presse les mesure quand même, c'est parce que les vibrations de la presse lors de la frappe perturbent la mesure du capteur presse. En effet, les deux capteurs ne mesurent pas la même chose. Le SCAIME ne voit que l'effort au niveau du lopin alors que le capteur presse mesure aussi les vibrations de la presse. Il est théoriquement possible de modéliser l'influence de la presse [86], [87] mais il reste plus sûr de dissocier la chaîne d'efforts de la chaîne d'acquisition comme cela a été fait pour la mesure de déplacement. Il fut donc décidé d'utiliser le capteur SCAIME pour les mesures sur presse à vis. Considérant qu'un capteur d'effort est un capteur de déplacement (gauge d'extensométrie) qui traduit sa déformation en effort, un capteur au plus près de la déformation est donc indépendant de la chaîne d'effort. On ne prend pas en compte les efforts liés aux déformations du bâti. Pour une plus grande cohérence des résultats, nous avons décidé d'utiliser le capteur SCAIME aussi pour la presse hydraulique, pour pouvoir mettre en relation les données enregistrées sur les deux presses.

Les essais préliminaires ont cependant révélé un défaut du capteur SCAIME, qu'il a fallu corriger lors de l'identification. Connaissant la hauteur initiale et finale du lopin grâce aux mesures au pied à coulisse, il est possible d'en déduire la course pendant laquelle le lopin subissait la compression. Cependant, en regardant la course pendant la compression telle que mesurée par les capteurs, on s'aperçoit qu'elle est systématiquement plus petite que prévue et uniquement sur la presse à vis, comme la montre la Figure 25.

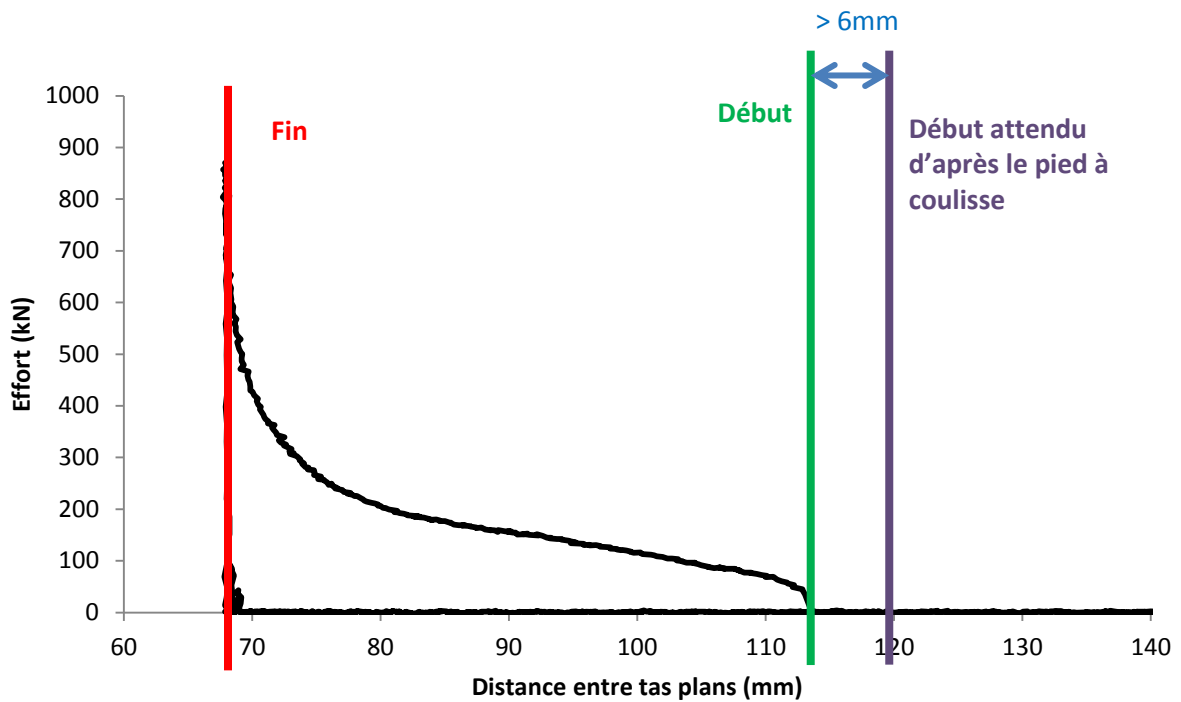


Figure 25 Courbe d'effort en fonction de la distance entre les tas plans brute sur la presse à vis.

Ce problème est dû au fait que le capteur SCAIME a un délai de réponse de 21,7 ms. Ce délai est constant et est dû au temps de traitement de l'information par l'électronique du conditionneur. Comme la presse hydraulique est très lente au regard de cette valeur, ce retard a peu d'influence pour la presse hydraulique. Ce n'est pas le cas pour la presse à vis. La Figure 26 montre les données brutes issues d'un enregistrement pratiqué à l'aide des lasers et du SCAIME lors d'une frappe sur cales avec la presse à vis. Précisons aussi que ces quatre capteurs sont branchés sur la même centrale d'acquisition pour synchroniser sur une même base temporelle les différents signaux. On y voit nettement que l'effort n'apparaît que bien après le contact (qui est le palier de la mesure de déplacement) et enregistre encore un effort après toute perte de contact. En décalant l'effort de 21,7ms, les courbes se synchronisent et le délai est compensé. Les oscillations de l'effort recalé correspondent en plus aux pertes de contact : l'effort s'annule bien aux deux moments où le déplacement est supérieur à son palier minimum (deux rebonds). S'il y a perte de contact, c'est à cause du choc dur induit par la frappe sur cale. Le choc induit des vibrations dans la presse et le bâti qui peuvent engendrer le déplacement responsable de la perte de contact.

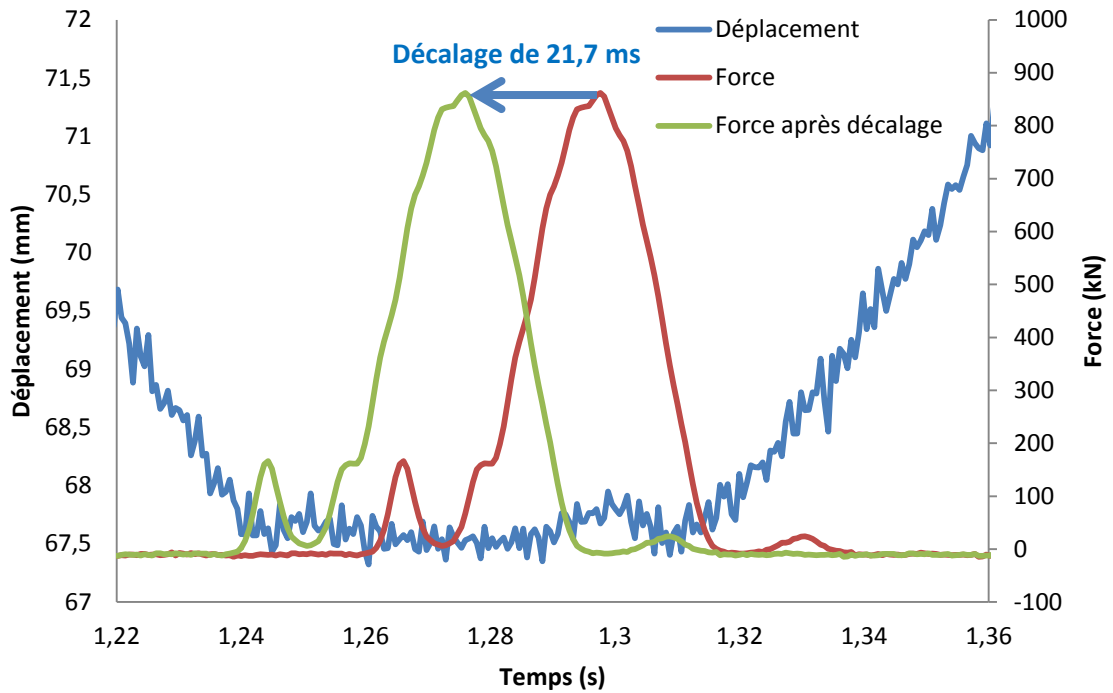


Figure 26 Illustration du retard du capteur SCAIME sur une frappe sur cale avec la presse à vis.

La Figure 27 est une frappe sur cale avec la presse hydraulique. Tout comme avec la Figure 26, un décalage de 21,7ms est visible entre le point mort bas et la montée en effort. Le déplacement du coulisseau sur la presse hydraulique étant assez lent (30mm/s), aucune perte de contact n'est observée.

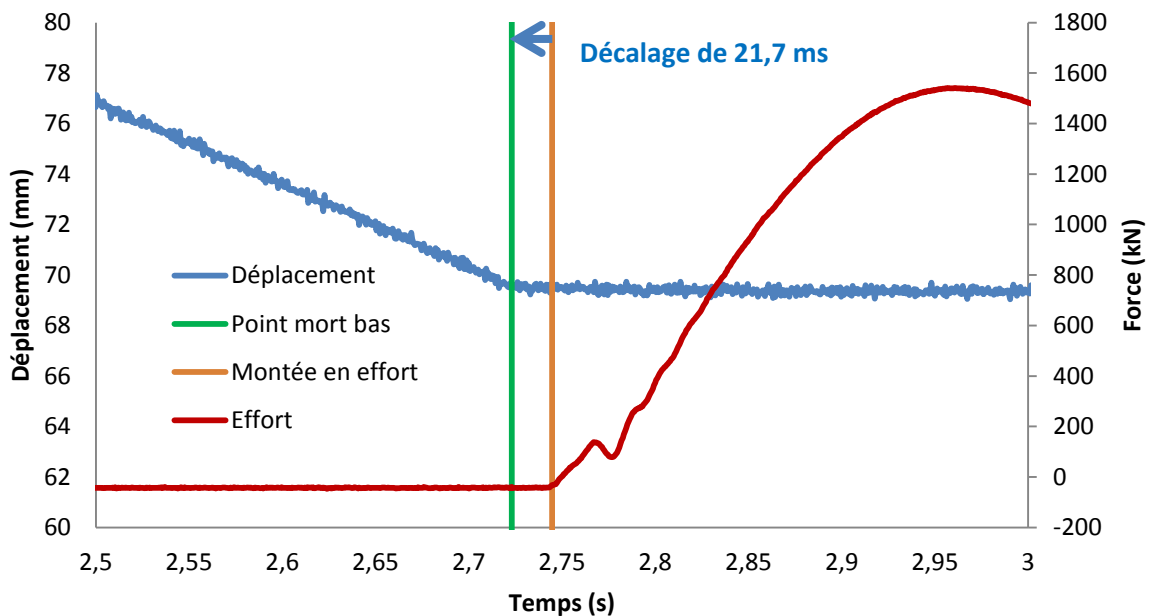


Figure 27 Illustration du retard du capteur SCAIME sur une frappe sur cale avec la presse hydraulique.

2.2.3 Récapitulatif des outils expérimentaux pour le test de compression uniaxiale

La Figure 28 récapitule l'outillage instrumenté conçu et réalisé pour effectuer les essais de compression uniaxiale sur la plateforme Vulcain. Il y a donc, en plus des lasers et du capteur d'effort, les tas plans inférieur et supérieur. L'outillage est déplacé d'une presse à l'autre en fonction du besoin. En conservant le même outillage d'une presse à l'autre, on est ainsi assuré d'avoir les mêmes échanges thermiques et les mêmes frottements entre le lopin et les outils quel que soit l'essai. En conservant les mêmes capteurs, on est sûr que les différences dans les mesures de courbes de force/déplacement entre une presse et une autre sont vraiment dues à une différence au niveau du lopin plutôt qu'une différence de capteur. Cet outillage instrumenté simple peut s'installer sur de nombreux types de presses industrielles.

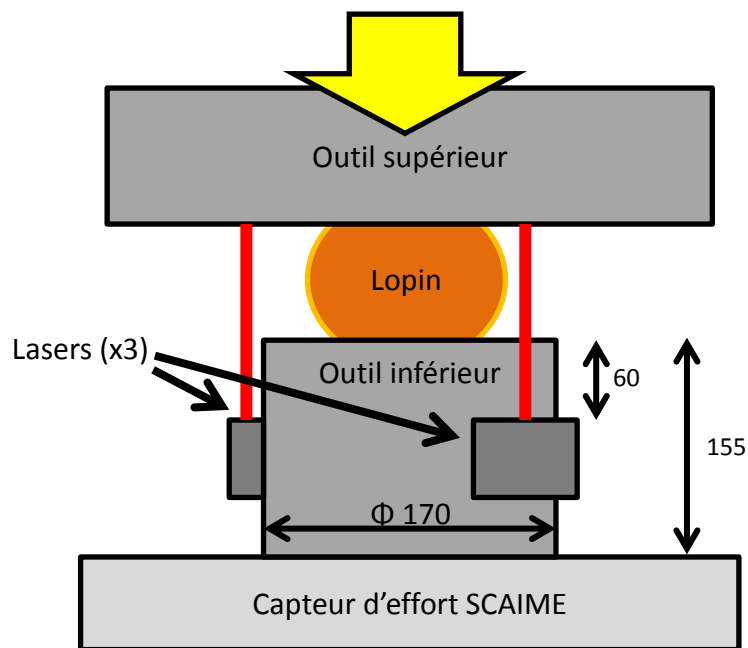


Figure 28 Schéma de l'outillage conçu pour les compressions uniaxiales sur la plateforme Vulcain.

L'outil inférieur, dont le plan est montré sur la Figure 29 a été spécifiquement conçu pour cet outillage. Son diamètre a été choisi pour être adapté à la surface plane supérieure du capteur SCAIME et un filetage lui permet de se fixer au capteur. Trois surfaces ont été usinées sur le cylindre de l'outil et des trous y ont été percés pour y visser les capteurs lasers. La grande hauteur de l'outil est imposée par les capteurs lasers. La plage de mesure de ces capteurs est comprise entre 60 et 200 mm. Il fallait donc prévoir une hauteur 60 mm entre le haut du capteur laser et la surface du tas plan. Le matériau du tas plan est un acier 55NiCrMoV7 nitruré. Cet acier couplé à la nitruration évite que le tas ne soit rayé lors des compressions de l'acier 42CrMo4. L'outil supérieur n'a pas été spécifiquement conçu pour cette expérience mais il a été choisi en raison de sa large surface plane capable d'intercepter les trois lasers, et donc d'avoir la même mesure sur les trois.

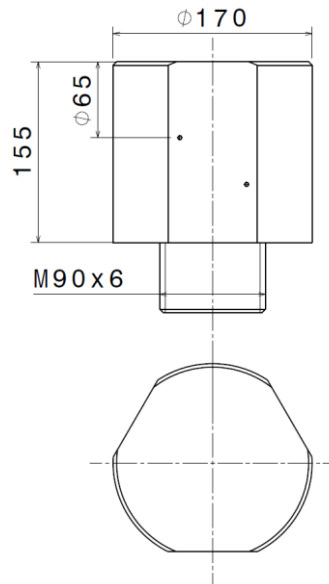


Figure 29 Tas plan inférieur.

2.3 Identification des échanges thermiques et du frottement

2.3.1 La température

Les tests de compressions seront faits à chaud. Cependant, les capteurs lasers tout comme le SCAIME ne sont pas prévus pour une température supérieure à 50°C. Comme il n’y a pas d’isolation thermique entre l’outil et les capteurs et que l’outil n’est pas refroidi, il faut chauffer le lopin à côté de la presse puis l’amener sur l’outillage froid juste avant la compression. On évite ainsi à l’outil, et par extension aux capteurs de trop monter en température. Cette partie présente le moyen de chauffe utilisé ainsi que l’expérience mise en œuvre pour caractériser les échanges thermiques entre le lopin et l’outillage.

2.3.1.1 Plusieurs possibilités de chauffe

Plusieurs moyens de chauffe peuvent être utilisés pour porter le lopin à la température de forgeage.

Le chauffage par résistance consiste à faire passer un courant dans le lopin pour le chauffer en profitant de la résistance du métal. C’est la méthode de chauffe habituelle des machines Gleeble [88]. Elle est rapide mais la pièce est souvent plus chaude en son centre que près de l’outillage. L’outillage étant plus froid que la pièce, il la refroidit continuellement pendant la chauffe et l’état d’équilibre présente donc un gradient de température dans le lopin.

La chauffe par induction consiste à placer le lopin dans un champ électromagnétique qui va provoquer un courant électrique induit dans le métal [89]. Ceci n’est bien sûr vrai que si le métal est magnétique (comme par exemple l’acier). L’énergie ainsi apportée va alors se dissiper sous forme de chaleur ce qui chauffe le métal. C’est un moyen de chauffe rapide mais qui présente souvent un gradient de température significatif. En effet, le champ électromagnétique n’étant pas uniforme, la chauffe ne l’est pas non plus. L’hétérogénéité de température initiale est à éviter dans la mesure du possible. Si il y a une hétérogénéité de température, il faudrait réussir à l’estimer pour les futures

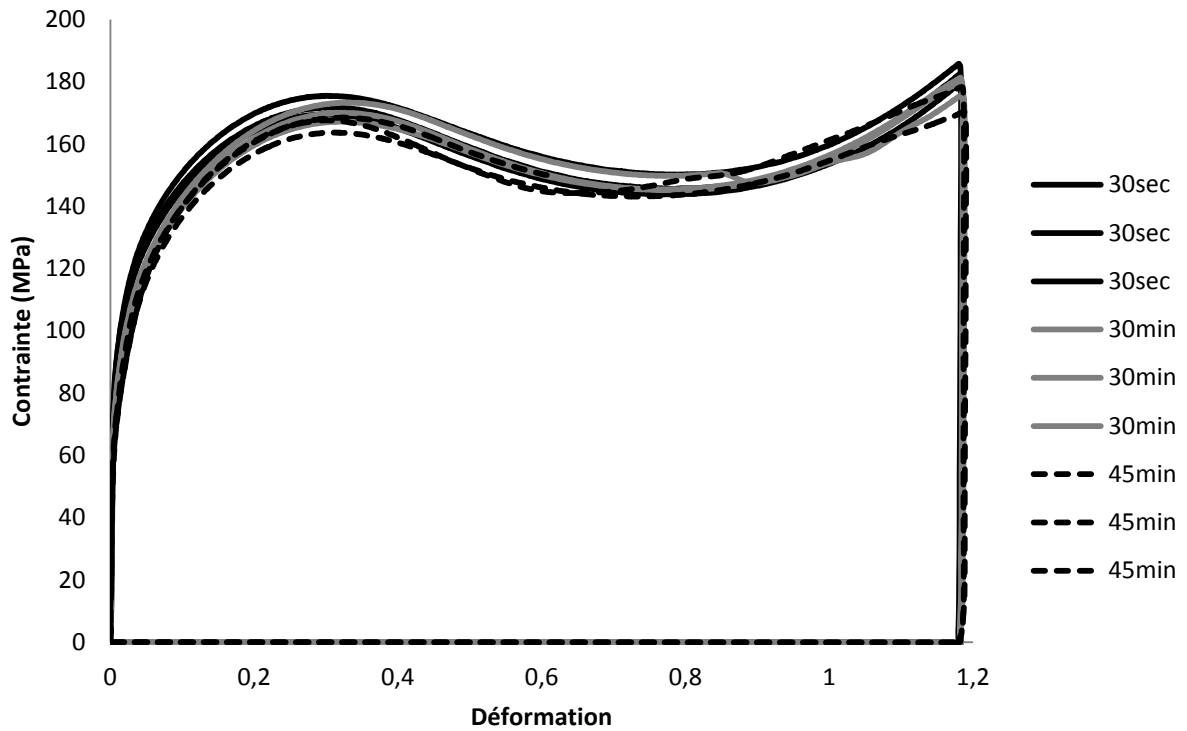
simulations, ce qui est une source d'erreur supplémentaire. On peut aussi noter que le temps de chauffe rapide limite l'apparition d'oxydes (calamine) à la surface du lopin.

La chauffe au four consiste à placer le lopin dans une enceinte à la température de forgeage et d'attendre que le transfert de chaleur porte le lopin à température. C'est un moyen de chauffe plus lent que les deux précédents. Cependant, il garantit une homogénéité de la température du lopin à la sortie du four s'il est maintenu suffisamment longtemps dans l'enceinte. D'un autre côté, une chauffe lente favorise la formation d'oxyde. Chauffer dans une atmosphère contrôlée (saturée par un gaz neutre) permet d'éviter cet inconvénient.

Seul le four permet d'avoir une température initiale du lopin homogène, ce qui réduit les risques d'erreurs dans la simulation du refroidissement car il n'y a pas besoin d'estimer un gradient initial. On pourrait penser que le temps de chauffe du four est un problème. En effet, on sait qu'un métal maintenu à haute température va voir sa microstructure changer à cause de la croissance des grains dudit métal [90]. Si la microstructure change, les propriétés mécaniques du métal vont aussi changer. Pour pouvoir comparer les tests réalisés sur presse industrielle après une chauffe au four de 30 minutes aux tests faits sur Gleeble ou plasto-dilatometre après une chauffe de 15 secondes, il faut s'assurer que les propriétés mécaniques ne changent pas au cours de la chauffe.

Sur le plasto-dilatometre, des compressions uniaxiales à 950°C et 1100°C pour une vitesse de déformation de $1s^{-1}$ ont été faites en faisant varier le temps de maintien à température avant compression. Les temps de maintien étudiés sont 30 secondes (temps de maintien utilisé sur les tests Gleeble), 30 minutes et 45 minutes. Tous les essais ont été répétés 3 fois. La Figure 30 présente les résultats des tests.

Influence du temps d'attente - 950°C - 1s⁻¹



Influence du temps d'attente - 1100°C - 1s⁻¹

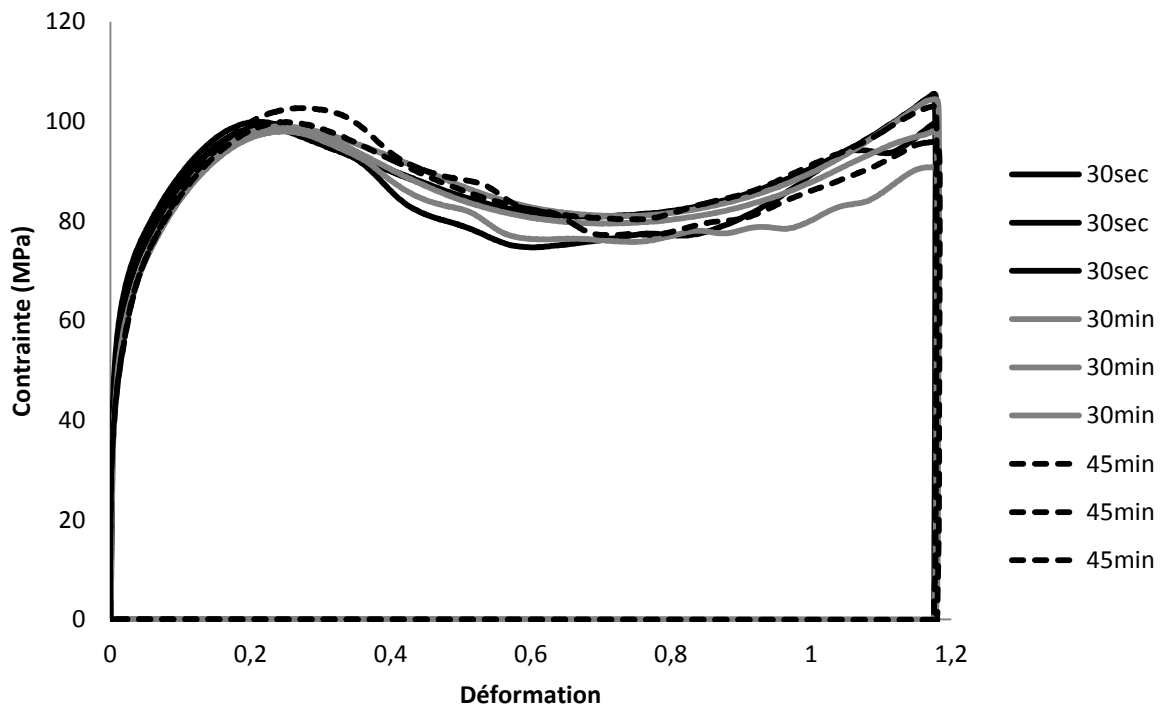


Figure 30 Influence du temps de maintien à température sur la rhéologie de l'acier 42CrMo4 réalisée sur le plastodilatometre à 950°C (en haut) et 1100°C (en bas).

Les différences dues au temps d'attente pour l'acier étudié sont du même ordre de grandeur que les différences entre deux essais successifs avec les mêmes temps d'attente. La conclusion est que le temps de chauffe n'a qu'une influence négligeable sur la rhéologie de l'acier étudié, même s'il est certain qu'il affecte la microstructure. Par conséquent, il est possible d'utiliser le four comme moyen de chauffe à condition d'utiliser une atmosphère contrôlée pour éviter la formation de calamine.

2.3.1.2 Mesure de la température

Dès que le lopin est sorti du four, sa température diminue de manière hétérogène. Comme une simulation de la compression sera faite pour servir à l'identification paramétrique, il faut que cette simulation soit la plus juste possible. Pour avoir une simulation correcte de la compression, il faut connaître la température en tout point du lopin à chaque instant. On cherche ici à avoir une cartographie de la température du lopin. En considérant que les modèles de conduction thermique à disposition sont fiables, la cartographie peut être obtenue en mesurant la température en seulement quelques points et en extrapolant sur l'ensemble du volume. Cela nécessite des mesures de températures et plusieurs outils sont disponibles pour cela.

La caméra thermique est une première solution. Filmer le lopin permet de voir la température sur toute la surface du lopin (en supposant une symétrie axiale pour l'arrière) à chaque instant. La plus grande difficulté inhérente à la caméra thermique est sa calibration. Il faut donner à la caméra une valeur d'émissivité pour le matériau étudié qui servira de référence pour le calcul de la température. Le problème est que le lopin s'oxyde avec le temps passé à l'air et l'émissivité varie en fonction de la quantité d'oxyde présente en surface. Ses avantages sont que la mesure est sans contact et qu'une cartographie de la thermique continue sur toute la surface est obtenue.

Un pyromètre bi-chromatique peut mesurer sans contact la température. L'avantage principal de cet outil par rapport à la caméra thermique est qu'il est insensible à un éventuel changement de l'émissivité de la cible. En effet, la température est déduite d'une différence de mesure de deux longueurs d'onde (d'où le nom de bi-chromatique) et non d'une mesure unique [91]. Le défaut principal du pyromètre est qu'il ne mesure la température qu'en un seul point, ce qui rend la mesure d'un gradient de températures plus difficile.

Les thermocouples sont une solution couramment utilisée dans l'industrie pour toutes sortes de mesure de températures. Un thermocouple est constitué de deux fils de métal différents pris dans une gaine. C'est l'effet Seebeck-Peltier [92], [93] qui est utilisé pour la mesure de température. Cet effet fait que lorsque deux métaux sont utilisés pour former une boucle ouverte et qu'il existe un gradient de température dans la boucle, un potentiel électrique sera généré en fonction des matériaux qui composent la boucle. Le thermocouple permet de mesurer la température à une des extrémités du câble si ce dernier est en contact avec la source chaude. Contrairement à la caméra thermique, la nature du matériau mesuré (métal oxydé ou non) ne change pas la valeur mesurée et il est également possible de mettre un thermocouple dans la pièce (en y perçant un trou) pour mesurer la température à l'intérieur. Par contre, il faut garantir que le thermocouple reste en contact avec la pièce à étudier pour effectuer la mesure.

Bien que les mesures sans contact ne nécessitent pas d'instrumenter la pièce à mesurer, les problèmes de fiabilité des mesures associés à l'impossibilité de mesurer la température à cœur du

lopins a conduit au choix du thermocouple pour les mesures de température. La partie suivante explique comment les échanges thermiques ont été identifiés à partir d'essais de chauffe instrumentés avec les thermocouples choisis.

Il aurait été possible de faire des essais de compression sur des lopins instrumentés, ce qui implique de détruire l'extrémité des thermocouples sur le lopin à chaque compression. Cette solution n'a pas été retenue car elle nécessite le sacrifice de grandes longueurs de thermocouple, ce qui augmente le coût des expériences et qu'elle déséquilibre le lopin une fois ce dernier posé sur l'outillage à cause du poids des câbles qui forment le thermocouple. Cette dernière possibilité reste malgré tout intéressante à tester à l'avenir, par exemple avec des lopins plus massifs qui ne seront pas déséquilibrés par le poids des thermocouples. Le thermocouple finalement acheté est donc un fil de 20 m de thermocouple K isolé sous fibre céramique qui peut être découpé en n'importe quel endroit et mesurer la température là où l'utilisateur met les deux fils en contact. La température maximum d'utilisation préconisée par le fournisseur est de 1200°C, ce qui est suffisant pour les essais envisagés.

2.3.1.3 Identification des échanges thermiques

Deux équations sont utilisées pour calculer les échanges de chaleur. La première donne le flux dégagé par la radiation de la pièce :

$$\phi_{\text{rayonnement}} = \varepsilon_r \sigma_r (T^4 - T_{\text{ext}}^4) \quad (23)$$

où ε_r est le coefficient d'émissivité, σ_r est la constante de Stephan et T_{ext} est la température extérieure.

La deuxième équation donne un flux de transfert de chaleur avec un corps (air ou outil) à la température T_{ext} . On utilise cette équation, avec trois valeurs différentes du paramètre α , pour calculer le flux de chaleur avec l'air, avec les outils en position d'attente et avec les outils lors de la compression.

$$\phi_{\text{transfert}} = \alpha (T - T_{\text{ext}}) \quad (24)$$

Quatre paramètres thermiques entre le lopin et l'extérieur vont être identifiés : (1) l'émissivité du lopin qui représente les pertes par rayonnement, (2) le coefficient d'échange avec l'air ambiant, (3) le coefficient d'échange avec les outils quand le lopin est juste posé dessus et (4) le coefficient d'échange avec les outils quand le lopin est mis sous pression. Il est possible d'identifier ces différents coefficients à l'aide d'une identification paramétrique qui se fera ici avec l'aide du logiciel FORGE®.

L'expérience sur laquelle se basera l'identification paramétrique se fait avec un lopin en 42CrMo4 avec trois thermocouples soudés à sa surface : un situé en haut du lopin, un au milieu et un en bas. Une illustration du placement des thermocouples sur le lopin est donnée en Figure 31.

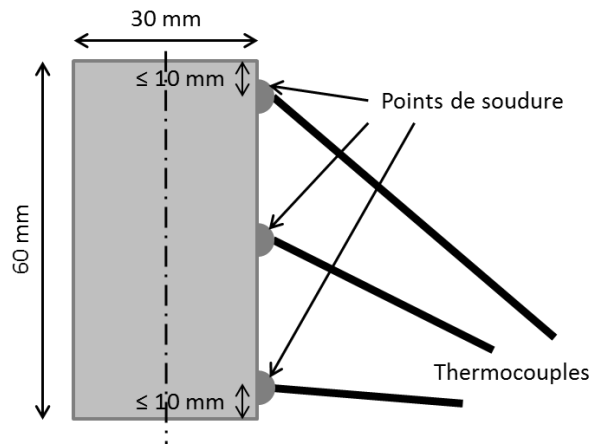


Figure 31 Placement des thermocouples sur le lopin.

Le lopin est chauffé dans un four à 1000°C. Il est ensuite transféré manuellement sur l’outillage puis, après un temps d’attente d’environ 16 secondes nécessaire à la mise en action de la presse, il sera mis sous pression entre l’outil inférieur et supérieur sans être déformé pour autant ; l’objectif étant d’évaluer les transferts thermiques entre le lopin et les outils. Pendant tout ce temps la température sera continuellement enregistrée par les thermocouples. Les deux dernières étapes de l’expérience sont illustrées sur la Figure 32. Cette expérience fut répétée trois fois et l’expérience la plus représentative fut gardée comme référence pour l’optimisation. Les températures enregistrées sont montrées en Figure 33.

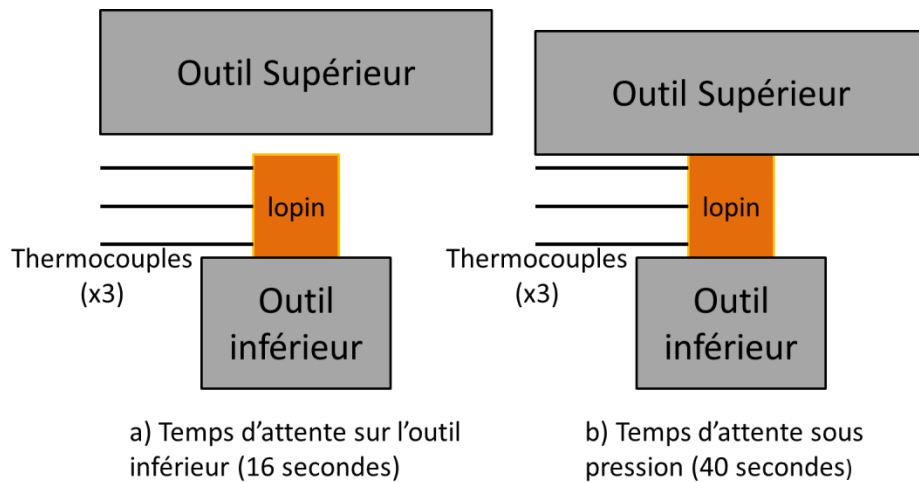


Figure 32 Illustration de l’étape d’attente sur l’outil (à gauche) et de mise sous pression (à droite) lors du refroidissement du lopin.

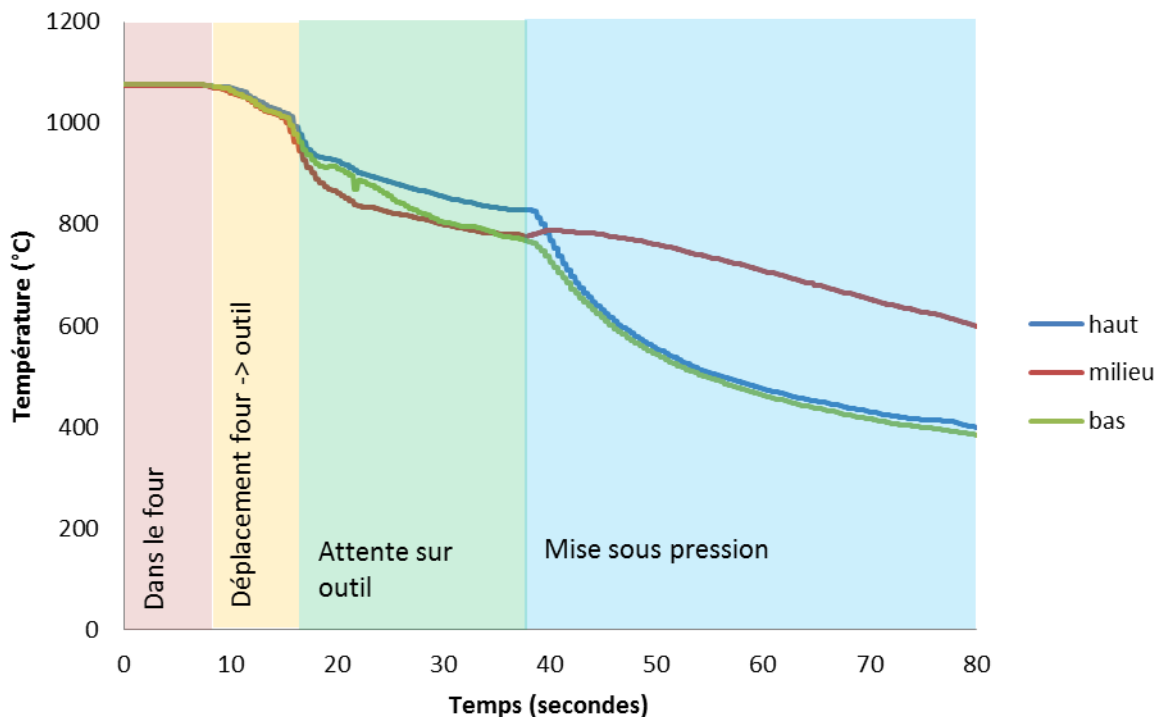


Figure 33 Mesures de températures en fonction du temps par les trois thermocouples.

On remarque que le thermocouple du milieu a la température la plus basse lors de la phase d'attente sur l'outil et que ce même thermocouple voit la température remonter brièvement au début de la mise sous pression. Ceci est dû à la pince (froide) qui est utilisée pour manipuler le lopin lors de son déplacement et son maintien en place pendant la phase d'attente. Le lopin est attrapé au milieu par la pince, donc le thermocouple du milieu voit sa mesure perturbée. La température remonte dès que le lopin n'est plus maintenu par la pince, c'est-à-dire à la mise sous pression.

Cette expérience a été reproduite sous FORGE® et trois points du lopin simulé correspondant à l'emplacement des thermocouples ont été suivis tout au long de la simulation pour en extraire des courbes de température en fonction du temps. En utilisant l'algorithme d'optimisation implémenté dans FORGE® (voir paragraphe 3.1.3), la différence entre la température mesurée et simulée peut être minimisée en faisant varier les paramètres thermiques. Le Tableau 15 affiche les valeurs des paramètres thermiques calculés par FORGE® au terme de l'identification et la Figure 34 montre les différences entre les températures expérimentales et simulées. On remarque que la température en haut et en bas du lopin est correctement prédite par la simulation. On ne peut pas en dire autant de la température au milieu du lopin où la différence entre les deux peut parfois atteindre les 50°C (environ 5,5% de différences). Plusieurs explications peuvent être proposées pour comprendre pourquoi la température au milieu n'est pas aussi bonne que les deux autres. Premièrement, les échanges thermiques avec la pince qui manipule le lopin n'ont pas été simulés car initialement jugés négligeables. Cependant, ces échanges existent tout de même et c'est le point milieu qui est le plus proche de la zone de contact entre la pince et le lopin. Simuler ces échanges thermiques peut donc aussi modifier le résultat de l'optimisation. Deuxièmement, les paramètres de conduction thermique à l'intérieur même du lopin n'ont pas été optimisés. Ils ont été choisis d'après les données de

différents fournisseurs pour la haute température. Modifier ces paramètres pourrait donner plus de possibilités à l'optimisation pour se caler sur les courbes mesurées. Si la conductivité n'a pas été identifiée, c'est parce qu'il y avait plusieurs sources qui en donnait une valeur pour la nuance d'acier considéré. Ce n'était pas le cas pour les coefficients d'échanges avec les outils. Ces paramètres seront utilisés pour le reste de l'étude.

Tableau 15 Paramètres thermiques issus de l'analyse inverse sur le refroidissement du lopin de 42CrMo4.

Emissivité	Transfert thermique avec l'air ($Wm^{-2}K^{-1}$)	Transfert thermique sur l'outil inférieur ($Wm^{-2}K^{-1}$)	Transfert thermique avec les outils sous pression ($Wm^{-2}K^{-1}$)
0,95	10	680	1715

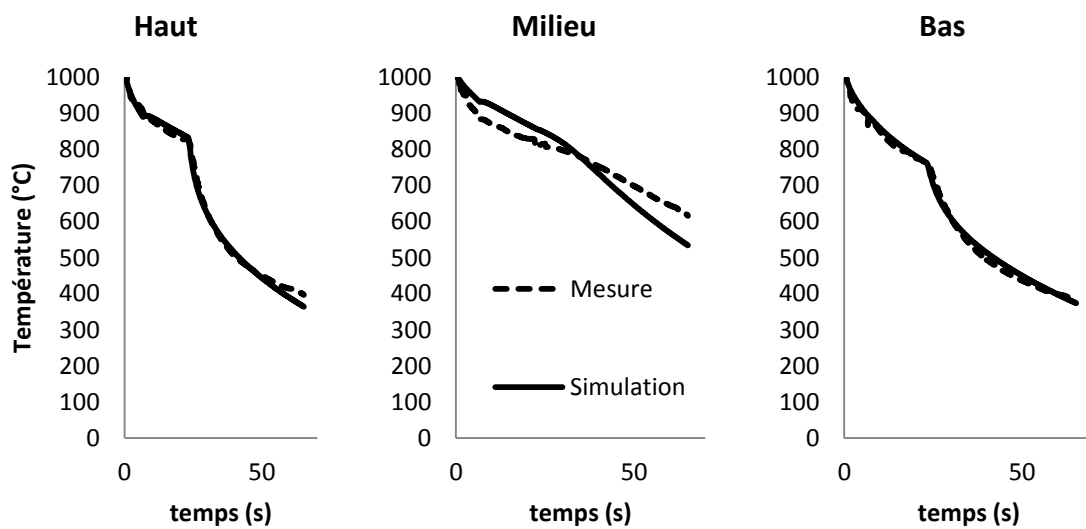


Figure 34 Comparaison entre la température mesurée en surface du lopin de 42CrMo4 pendant son refroidissement et celle simulée en haut (à gauche), au centre (au milieu) et en bas (à droite) du lopin.

2.3.2 Evaluation du frottement

Le frottement joue un grand rôle dans les efforts de forgeage, tout particulièrement quand la surface de contact est grande, ce qui est le cas en fin de compression. Il faut donc le prendre en compte lors de l'identification paramétrique.

2.3.2.1 Tests tribologiques classiques

Le frottement intervient dès qu'il y a contact entre le lopin et les outils et influe sur la courbe force/déplacement. Il influe aussi sur la géométrie du lopin. Plus le frottement est élevé, plus le lopin après compression présentera une géométrie en forme de tonneau comme le montre la Figure 35.



Figure 35 Effet du frottement sur la géométrie d'un cylindre après compression.

On peut donc, par observation du profil du lopin, identifier le frottement directement avec le test de compression uniaxiale en même temps que le modèle de matériau [37].

Le test de compression plane a aussi été utilisé dans plusieurs études pour caractériser le frottement par analyse inverse [77], [94] en comparant la géométrie des lopins obtenus après la compression. L'outillage nécessaire pour ce test est de forme rectangulaire comme montré en Figure 36.

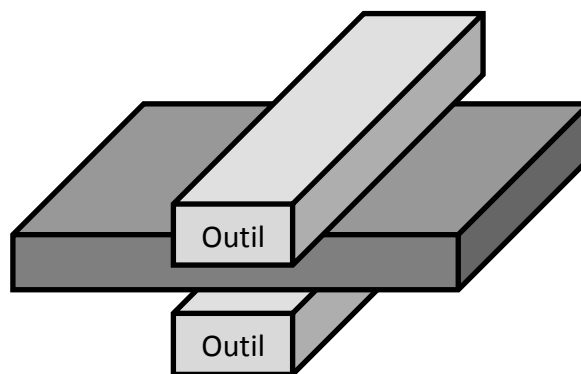


Figure 36 Principe de la compression plane.

Le test de l'anneau [95] est un essai réalisé depuis de nombreuses années pour évaluer un coefficient de frottement. Le but du test consiste à compresser un anneau entre deux tas plans jusqu'à une hauteur choisie. Le frottement va avoir une grande influence sur les dimensions du cercle intérieur de l'anneau. Mesurer les dimensions du cercle intérieur donne donc une valeur de coefficient de frottement dès lors qu'on les met en relation avec une simulation numérique de la compression ou un abaque adapté au matériau et aux dimensions initiales de l'anneau.

2.3.2.2 Choix du test de l'anneau et résultats

Bien qu'il soit techniquement possible d'identifier simultanément les frottements en plus de la rhéologie du matériau avec des tests de compressions, il reste préférable de les identifier séparément. En effet, si la courbe force/déplacement de l'essai est la seule mesure, ce qui est le cas pour nous, il risque d'être difficile de séparer les effets du frottement du modèle rhéologique. Le test de l'anneau, bien que sensible à la loi rhéologique, est plus influencé par le frottement quand il s'agit de la mesure de l'anneau intérieur [96]. Le test de l'anneau est avant tout un essai de caractérisation du frottement alors que les tests de compression sont des essais de caractérisation de la rhéologie. C'est donc le test de l'anneau qui sera retenu.

La stratégie d'identification est la suivante : en considérant que la rhéologie du matériau n'a qu'une influence mineure sur le résultat du test de l'anneau, des anneaux vont être compressés sur le même

outillage que celui qui sera utilisé pour les tests de compression uniaxiale suivant le plan d'expériences du Tableau 16. Tous les tests sont répétés trois fois.

Tableau 16 Plan d'expériences pour le test de l'anneau.

Température four	Vitesse de déformation	
	Presse hydraulique ($\sim 1 \text{ s}^{-1}$)	Presse à vis ($\sim 10 \text{ s}^{-1}$)
950°C	X	X
1100°C	X	X

Connaissant les échanges thermiques qui affectent le matériau grâce aux mesures de la partie précédente et en utilisant le modèle de matériau présent dans la banque de données de FORGE® pour le 42CrMo4, on simule les tests de l'anneau sous FORGE® en testant différentes valeurs de frottement. La valeur de frottement retenue sera celle qui donnera la meilleure adéquation entre la géométrie mesurée et celle simulée.

Précisons que pour ce test, l'acier utilisé était bien un 42CrMo4 mais il n'était pas issu de la même coulée que celui utilisé pour les tests de compression. Leur rapport diamètre extérieur/diamètre intérieur/hauteur des anneaux est de 14/7/4 comme montré en Figure 37. Ce ratio est cohérent avec les ratios que préconise la norme [95].

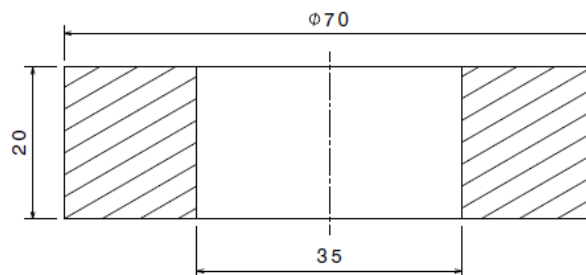


Figure 37 Dessin technique des anneaux utilisés pour le test de l'anneau.

Le lubrifiant appliqué sur les tas plans, et utilisé pour tous les essais de la thèse, est un Bonderite L-GP D31A. C'est un lubrifiant en spray qui dépose un film de graphite sur les outillages. Le solvant de ce lubrifiant s'évapore naturellement à l'air libre, ne laissant que le graphite. Cette propriété est intéressante car il n'y a pas de flamme lors de la compression. Or, comme des lasers sont utilisés pour mesurer le déplacement et que ces derniers sont assez proches du centre du tas plan (76 mm), une projection de flamme devant le laser pourrait perturber la mesure.

En forgeage, il est courant d'utiliser un modèle de frottement dit hybride [97]–[99]. Dans ces conditions, en fonction de la pression normale appliquée à l'interface outil-lopain, le frottement pourra être considéré tantôt comme un frottement de Coulomb tantôt comme un frottement constant. Le modèle de frottement étudié ici est un modèle de Coulomb limité Tresca, qui est un modèle hybride disponible dans FORGE®. Il s'écrit sous la forme suivante :

$$\tau = \min\left(\mu\sigma_n, \bar{m}\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}\right) \quad (25)$$

où σ_n est la pression de contact, σ_0 la contrainte équivalente de von Mises et τ la contrainte de cisaillement à vaincre pour permettre le glissement. Cette équation possède deux paramètres à identifier : μ pour Coulomb et \bar{m} pour Tresca. Dans les faits, on observe généralement un facteur proche de 2 entre ces deux paramètres [99]. Par conséquent, seul le paramètre \bar{m} servira de variable dans l'identification. μ sera choisi comme étant la moitié de \bar{m} . Le frottement peut varier en fonction de la vitesse de déformation [81], [100], [101]. Par conséquent, deux jeux de paramètres vont être identifiés : un pour la presse hydraulique et un pour la presse à vis.

Dans le test de l'anneau il faut mesurer le diamètre intérieur de l'anneau après compression sur la face supérieure et inférieure de l'anneau puis en faire la moyenne. C'est la valeur de ce diamètre intérieur moyen qui est le plus sensible au frottement dans ce test. Comme chaque test a été répété trois fois, c'est la moyenne de ces trois tests qui est utilisée comme référence pour l'identification. La Figure 38 montre les mesures expérimentales avec les résultats de simulations pour différentes valeurs de frottements. Les paramètres choisis en conséquence sont donnés dans le Tableau 17.

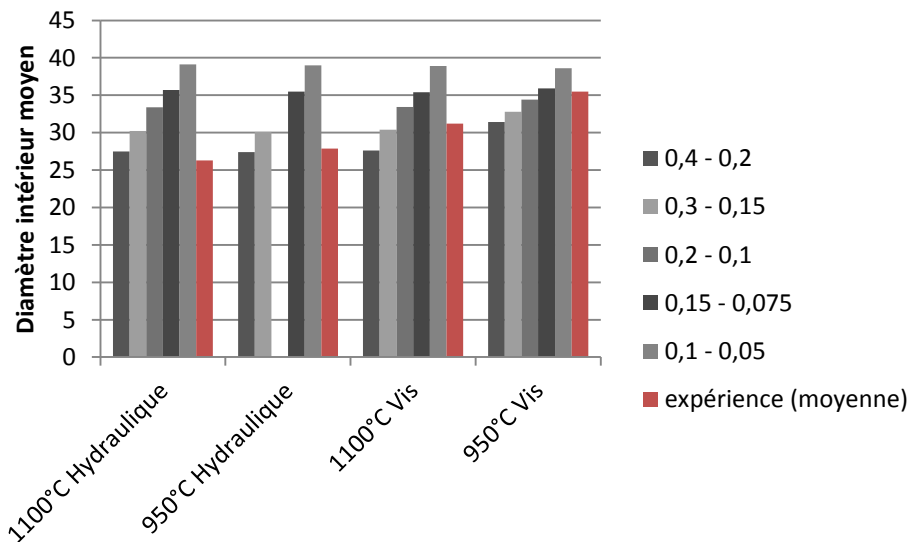


Figure 38 Diamètre intérieur moyen expérimental et simulé pour différentes valeurs de frottement.

Tableau 17 Coefficients de frottements trouvés suite au test de l'anneau.

	Presse hydraulique (1 s-1)	Presse à vis (10s-1)
μ	0,2	0,125
\bar{m}	0,4	0,25

Pour une modélisation plus fine du frottement, il serait à l'avenir possible d'utiliser des modèles de frottements plus à même de prendre en compte les effets de la vitesse et de la température comme dans [102]. Ici, seulement les effets de la vitesse ont été pris en compte par deux jeux de paramètres car la vitesse est l'effet prépondérant observé lors des tests de l'anneau.

2.4 Procédure expérimentale pour un test de compression

Les tests préliminaires ayant permis de trouver les échanges thermiques et les coefficients de frottement, on peut à présent s'intéresser au test de compression proprement dit. Un test de compression uniaxiale se divise en différentes étapes :

- Mesurer les dimensions initiales des lopins : la hauteur du lopin est mesurée d'après les recommandations de [79] en quatre points : un au centre et trois sur les côtés du cylindre. Le diamètre est aussi mesuré suivant quatre rayons distincts. Les positions exactes des points h_1 à h_4 pour la mesure de hauteur et les lignes d_1 à d_4 représentant les diamètres mesurés sont montrées sur la Figure 39. La mesure de hauteur et celle du diamètre finalement retenues pour le lopin sont obtenues en faisant la moyenne des mesures réalisées aux quatre points de mesure.

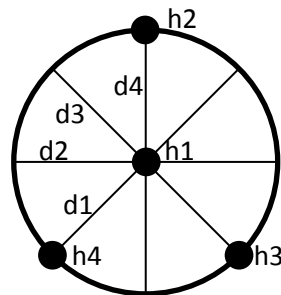


Figure 39 Position des points de mesure de la hauteur ($h...$) et du diamètre ($d...$) initial du lopin.

- Mise au four des lopins : chaque essai est répété trois fois. On met donc trois lopins simultanément dans le four quand il a déjà atteint sa température de consigne. Comme le temps d'attente n'a pas d'importance notable sur la rhéologie de l'acier étudié dans les intervalles étudiés (voir Figure 30), on peut se permettre de mettre les lopins simultanément dans le four. Le temps d'attente est compris entre de 20 et 30 minutes pour s'assurer que chaque point du lopin soit à la température voulue.
- Lubrification des tas plans : l'éventuel résidu de lubrifiant d'essais précédents est enlevé à la brosse métallique puis au chiffon et une nouvelle couche de lubrifiant est appliquée sur les tas plans supérieur et inférieur. L'acier à outil traité des outils est suffisamment dur pour ne pas être rayé par la brosse métallique. C'est aussi à cette étape que les capteurs de déplacement laser doivent être vérifiés et éventuellement nettoyés si du graphite s'est déposé dessus.
- Mesure de la température des outillages : juste avant l'étape suivante, la température au niveau du futur contact avec le lopin des tas plans inférieur et supérieur est mesurée. L'enjeu de cette mesure est double. Connaître la température des tas permet d'insérer cette information dans les futures simulations pour une meilleure définition des échanges thermiques et cela permet de vérifier que le tas plan inférieur n'est pas trop chaud pour les capteurs montés dessus (qui ne peuvent pas supporter plus de 50°C).
- Transfert des lopins du four à la presse : le lopin est déplacé manuellement à l'aide d'une pince du four à la presse. En fonction de la position du four par rapport à la presse et de

l'opérateur, le temps de transfert varie entre deux et six secondes. Ce temps est mesuré à l'aide d'un chronomètre à main.

- Attente sur l'outillage : un fois le lopin mis en place, il faut démarrer la compression proprement dite. Mais avant que l'outil supérieur n'entre en contact avec le lopin, la presse doit être mise en mouvement et le coulisseau va parcourir une certaine distance avant le contact. Durant ce temps, qui peut durer de six à quinze secondes, le lopin refroidit. Ce temps est donc mesuré, toujours avec un chronomètre à main.
- Démarrage de l'acquisition : l'acquisition des lasers et de la jauge d'effort est lancée avant la compression proprement dite.
- Compression uniaxiale.
- Mesure des dimensions finales des lopins : on procède de la même façon qu'au premier point. Les différentes mesures de hauteur permettent en outre de vérifier le parallélisme entre les outils inférieur et supérieur en fin de compression. Un défaut de parallélisme indique un problème au niveau des tas plans ou du montage de l'outillage.

Tous les tests de compression sont répétés trois fois. Cette répétition des tests permet d'apprécier une éventuelle dispersion dans les courbes force/déplacement enregistrées pour trois mêmes tests. De plus, cela sert à gérer les aléas expérimentaux, comme une chute de lopin lors du transfert ou une acquisition défectueuse. La Figure 40 est un exemple des résultats obtenus pour trois essais sur la presse à vis et pour la presse hydraulique avec des paramètres nominaux identiques mais qui dans les faits subissent quelques variations aléatoires.

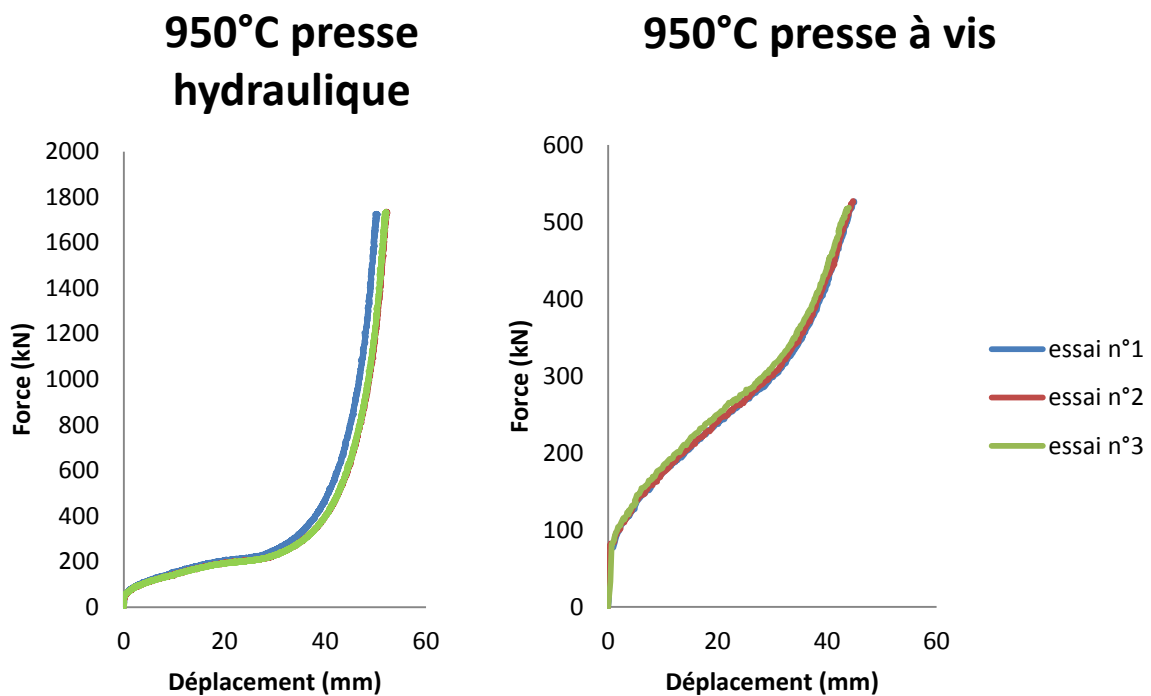
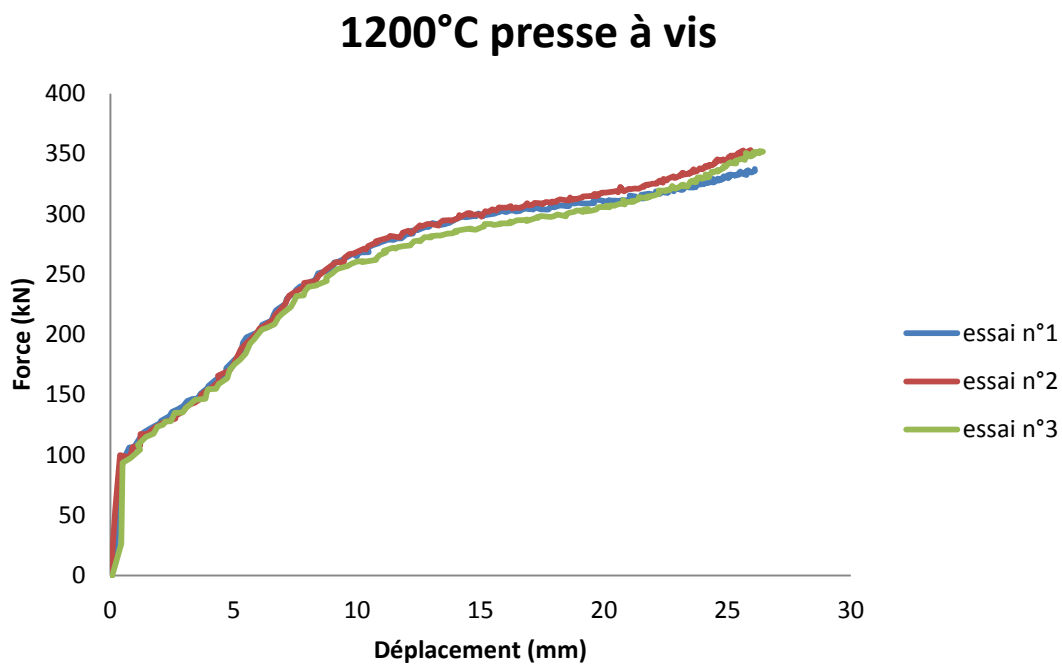


Figure 40 Répétabilité d'essais de compression uniaxiale pour l'acier 42CrMo4.

Dans l'exemple ci-dessus, l'essai n°1 sur la presse hydraulique s'arrête en déplacement avant les deux autres tests. C'est la conséquence de dimensions initiales différentes des lopins. La découpe de l'acier a été réalisée pour une hauteur de 60 ± 2 mm. Pour pallier cette faible tolérance, chaque lopin

est mesuré après découpe et c'est la hauteur réelle (et pas celle théorique de 60 mm) qui sera utilisée dans les simulations sous FORGE®.

La Figure 41 donne un exemple de répétabilité pour l'Inconel 625 (étudié dans le dernier chapitre de la thèse). Pour l'Inconel la découpe en hauteur des lopins en Inconel est plus précise et répétable que la découpe des lopins en acier. En effet, la hauteur pour les lopins en Inconel est de $50 \pm 0,1$ mm. Ainsi, les différences entre les courbes de compression ne sont pas dues à des géométries différentes de lopin mais bien à des différences dans la mise en application de l'expérience. Ces différences peuvent venir du temps d'attente, de la température de l'outillage voire peut-être de la presse elle-même.



0

Figure 41 Répétabilité des courbes force/déplacement enregistrées pour la compression sur presse à vis de lopins en Inconel 625 à 1200°C.

La répétabilité des résultats enregistrés est bonne considérant que l'écart maximum est inférieur à 5% pour l'Inconel. Elle est du même ordre de grandeur que les essais sur plasto-dilatometre dont on peut voir un exemple en Figure 30. Par conséquent, si une des trois courbes enregistrées s'éloigne drastiquement des deux autres pour une configuration donnée, elle sera considérée non valide.

2.5 Conclusion

Au cours de ce chapitre, il a été décidé que l'expérience qui servirait de référence pour l'identification paramétrique serait un test de compression uniaxiale. Un outillage de presse a donc été conçu et instrumenté pour pouvoir mesurer au mieux le déplacement des tas plans ainsi que les efforts développés pendant la frappe. Toute l'instrumentation étant dans l'outillage, une presse instrumentée n'est pas nécessaire pour faire les essais. Les essais sont donc facilement adaptables à

n'importe quelle presse industrielle. Comme le test se fait à chaud, il a aussi été déterminé que le four serait le moyen de chauffe utilisé afin d'avoir une température initiale de lopin homogène. Pour éviter l'oxydation, la chauffe se fait en atmosphère contrôlée. Comme la thermique a beaucoup d'importance dans la rhéologie du matériau, une expérience mesurant la température du lopin pendant son refroidissement a été conduite et a permis une estimation des échanges thermiques qui affecteront la température dans le lopin pendant l'essai de compression. Enfin, le coefficient de frottement entre le lopin et l'outillage a été déterminé grâce au test de l'anneau. Tous les moyens matériels pour faire les essais de compression ainsi que les paramètres de la simulation autre que ceux concernant la rhéologie ont donc été mis en place dans ce chapitre. Il a été démontré qu'on pouvait réaliser un essai qui permet de récupérer une courbe effort/déplacement dans un environnement industriel sans machine d'essais spécialisées. Il reste à faire l'optimisation paramétrique et à vérifier que les résultats obtenus sont comparables à ceux obtenus sur les machines spécialisées. Le chapitre suivant utilisera les acquis du chapitre 2 pour faire les essais et optimiser les paramètres rhéologiques.

3 Identification paramétrique et comparaison

Dans ce chapitre seront présentés les essais de compression uniaxiale sur presse industrielle suivant la méthodologie développée au chapitre précédent. Ces essais serviront ensuite de référence pour identifier les paramètres de l'équation de Hensel-Spittel pour l'acier 42CrMo4. Les simulations faites pendant l'optimisation seront conduites sur le logiciel éléments finis FORGE®. Les paramètres de Hensel-Spittel identifiés seront ensuite comparés à ceux trouvés dans le premier chapitre pour le même matériau. Les différences entre les prédictions faites par les deux jeux de paramètres seront discutées. Enfin, ces deux jeux de paramètres seront comparés dans le cadre de la simulation du forgeage d'une pièce industrielle.

3.1 Plan d'expériences et simulation

3.1.1 Paramètres du plan d'expériences

Seule l'équation de Hensel-Spittel (équation 9 page 22) sera utilisée dans cette partie. Or, comme beaucoup de modèles rhéologiques, cette équation exprime la contrainte d'écoulement en fonction de la déformation, la vitesse de déformation et la température. Il faut donc faire varier ces trois paramètres dans le plan d'expériences.

La variation de déformation est obtenue lors de la compression. Le but sera ici de compresser suffisamment les lopins pour atteindre des déformations d'au moins 1 pour les comparer aux tests réalisés sur machine spéciale Gleeble.

La vitesse de déformation est en lien direct avec la vitesse de déplacement du coulisseau. La plateforme Vulcain où sont faits les essais est équipée de deux presses qui ont des vitesses de coulisseau différentes. Il est donc possible de changer la vitesse de déformation en changeant de presse. Le coulisseau de la presse hydraulique descend à une vitesse constante de 30 mm/s. Comme la vitesse reste constante, la vitesse de déformation va varier au cours de la compression jusqu'à un maximum dont l'ordre de grandeur est inférieur à 10 s^{-1} , d'après des simulations par éléments finis. La presse à vis, qui travaille par choc, n'a pas une vitesse constante. Elle commence la compression avec une forte vitesse initiale puis va ralentir au fur et à mesure que son énergie cinétique est consommée par la déformation. La vitesse de déformation ne sera pas constante au cours du temps mais pourra atteindre des valeurs comprises entre 10 s^{-1} et 20 s^{-1} . Finalement, des lopins testés sur la presse à vis et sur la presse hydraulique subiront des vitesses de déformation allant de $0,1 \text{ s}^{-1}$ à 10 s^{-1} .

La température peut être changée en réglant la température du four. Comme un gradient thermique important sera présent dans la pièce dès lors que la pièce sera sortie du four, une seule température de chauffe va faire intervenir plusieurs températures de déformation. On peut donc espérer que même un faible nombre de températures de chauffe puisse donner beaucoup d'informations sur l'influence de la température.

Considérant les points susmentionnés, le plan d'expériences retenu est présenté ci-dessous dans le Tableau 18. Les courbes expérimentales obtenues sont sur la Figure 42.

Tableau 18 Plan d'expériences retenu pour identifier la rhéologie de l'acier 42CrMo4.

Température four	Vitesse de déformation	
	Presse hydraulique (1 s-1)	Presse à vis (10s-1)
950°C	X	X
1100°C	X	X
1200°C	X	X

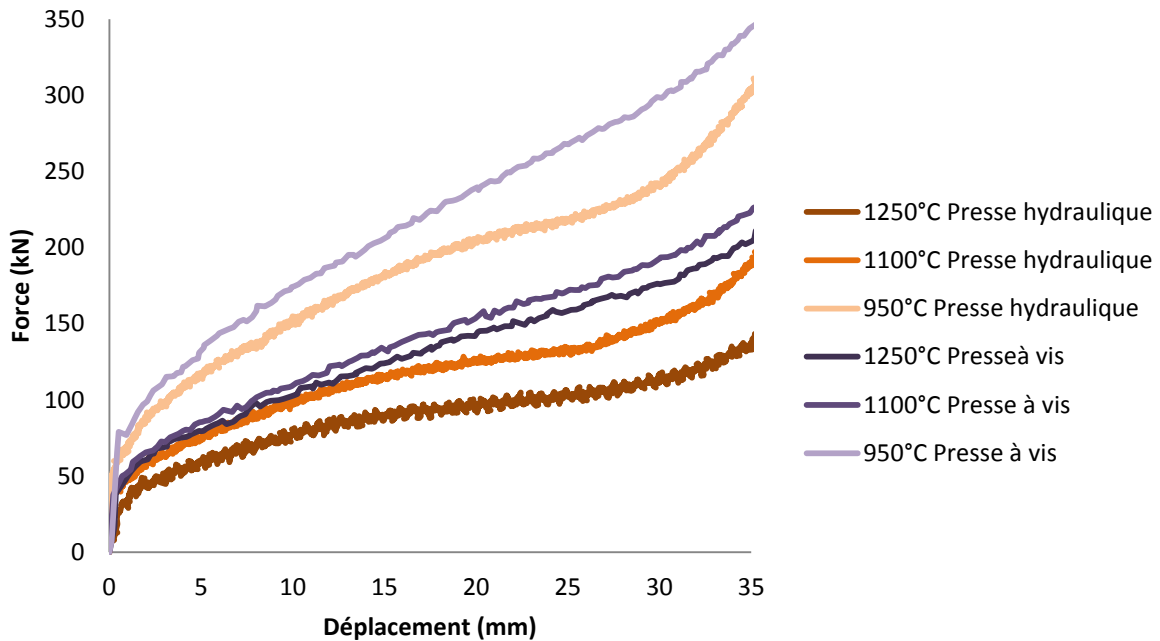


Figure 42 Courbes expérimentales des essais de compression uniaxiale sur l'acier 42CrMo4.

3.1.2 Simulation des essais de compression

Sur machines spécialisées, la température est supposée constante dans tout le lopin et est asservie de telle sorte qu'elle reste constante durant toute la durée de l'essai. La vitesse de compression est aussi réglée pour avoir une vitesse de déformation constante. Dans ce contexte, il est raisonnable d'utiliser une méthode analytique pour calculer la déformation et la contrainte dans le lopin. Voilà pourquoi, dans le chapitre 1, c'est la méthode des tranches qui a été utilisée pour transformer les courbes d'effort et de déplacement enregistrées en courbes de contrainte et de déformation. Mais dans le cas des presses industrielles, la température n'est pas homogène dans la pièce au cours du forgeage et change au cours de la déformation. De plus, la vitesse de la presse ne peut pas être réglée pour avoir une vitesse de déformation constante dans le lopin. Voilà pourquoi il serait malavisé d'utiliser une méthode analytique.

La méthode des éléments finis permet de prendre en compte les variations de paramètres à chaque pas de calcul. Elle est donc particulièrement conseillée pour les essais réalisés sur presses industrielles. On met comme données d'entrée de la simulation le déplacement de l'outil supérieur mesuré par laser (le choix du capteur laser est discuté dans la partie 2.2.1). Ce déplacement est cependant tronqué à la valeur de 36 mm, qui est la valeur de déplacement finale minimale

enregistrée sur l'ensemble des essais (obtenus sur la frappe de la presse à vis à 950°C). Le lopin d'une hauteur initiale de 60 mm finira avec une hauteur finale de lopin de 24 mm. De cette manière, tous les essais auront sensiblement les mêmes valeurs de déformation finales. Le coefficient de frottement est celui déterminé par le test de l'anneau dans les mêmes conditions expérimentales (voir 2.3.2.2) et le coefficient d'échange thermique est donné par les essais de refroidissement (voir 2.3.1.3). L'algorithme d'identification fait alors varier les paramètres du modèle rhéologique choisi et compare la force résultante calculée à la force mesurée par le capteur SCAIME. La méthodologie est ici conforme à celle décrite à la partie 1.1.3.

Les simulations par éléments finis sont faites avec le logiciel FORGE® NxT 1.1. Comme les lopins sont cylindriques, la propriété de symétrie de révolution est utilisée pour faire une simulation en 2D et réduire ainsi le temps de calcul. La taille de maille est celle d'un maillage fin préconisé par FORGE® pour les dimensions des lopins utilisés, à savoir 1,47 mm. On peut vérifier que le maillage a convergé grâce à la Figure 43 qui montre une absence de changement dans les courbes d'efforts en fonction du déplacement simulé si on affine la taille de maille.

Il faut que la taille de maille soit fine car les optimisations se feront sans remaillage. Dans le cadre d'une optimisation sur 1200 simulations par éléments finis (voir partie 3.1.3), le temps de calcul est important. Il faut éviter que l'algorithme ne passe trop de temps à faire des calculs inutiles. Or, dans une optimisation avec un algorithme génétique (voir partie 1.1.4.2), un certain nombre de jeux de paramètres testés vont mener à des solutions irréalistes qui vont mettre à mal les simulations. Si le remaillage est activé, le logiciel va tenter pendant un long moment de réparer le maillage, sans succès. Si ce dernier est désactivé, ces simulations mal choisies mèneront rapidement à l'échec et permettront à l'algorithme de tester de nouvelles solutions. Précisons que dans le cas des simulations de compression uniaxiale où la déformation n'est pas très importante (le déplacement de l'outil est limité à 36 mm, voir paragraphe précédent), on peut se passer du remaillage sans influences majeures sur les courbes force/déplacement comme l'illustre la Figure 43. La Figure 44 quant à elle montre le maillage du lopin avant et après la simulation de compression.

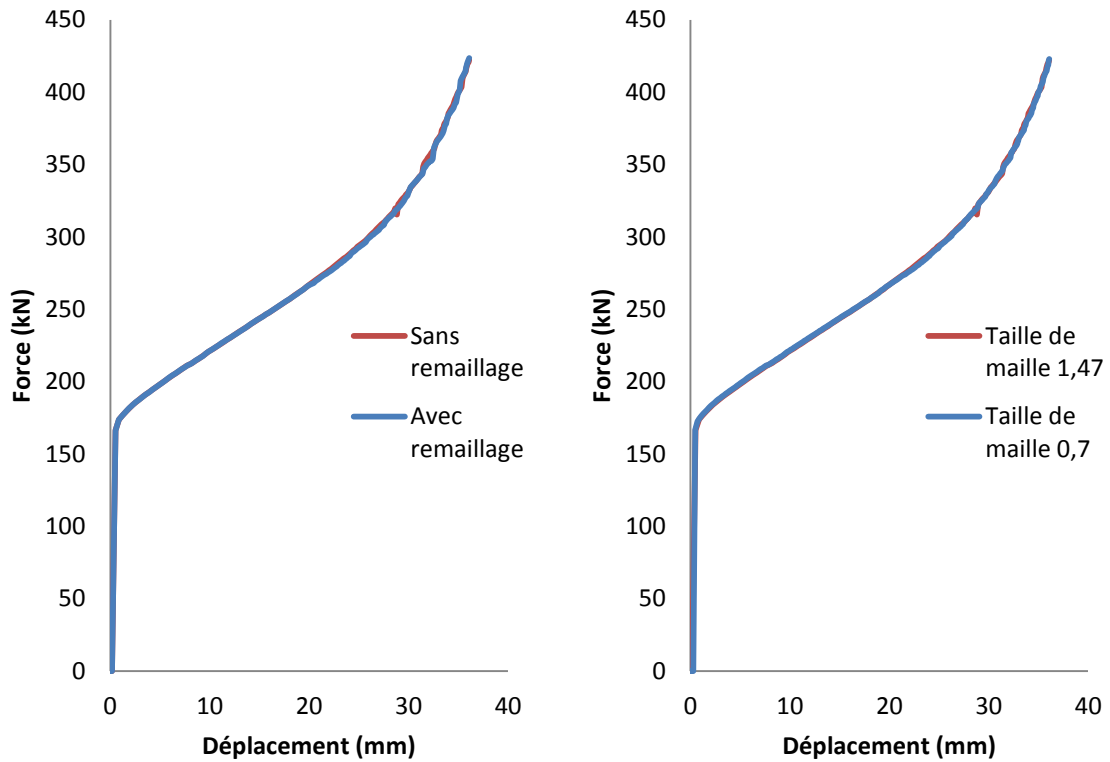


Figure 43 Influence du remaillage et de la taille de maille sur la courbe force/déplacement simulée sur la presse hydraulique à 1100°C avec les paramètres issues de l'optimisation faite sur la plateforme Vulcain donnés dans le Tableau 19.

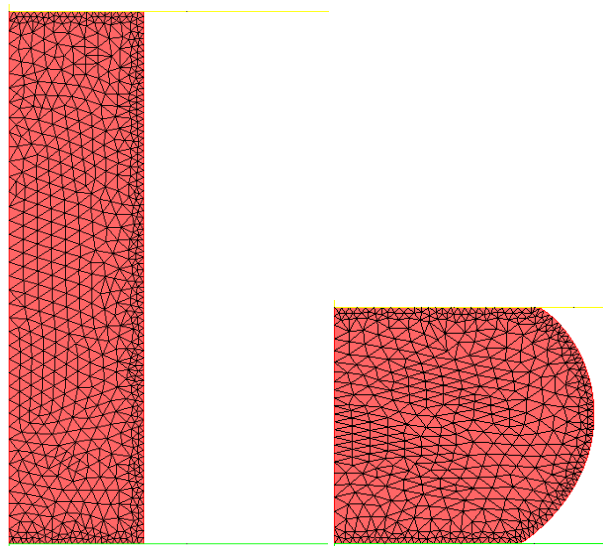


Figure 44 Maillage du lopin avant et après compression.

Le tableau suivant résume les paramètres choisis pour les simulations de l'identification paramétrique.

Tableau 19 Paramètres FORGE® des compressions uniaxiales sur l'acier 42CrMo4.

	refroidissement à l'air	refroidissement sur tas plan	compression
<i>simulation 2D/3D</i>	2D	2D	2D
<i>remaillage</i>	Non	Non	Non
<i>taille de maille</i>	1,47	1,47	1,47
<i>type de presse</i>	Attente	Attente	Définie par l'utilisateur déplacement mesuré par laser
<i>loi rhéologique</i>	Pas de déformation	Pas de déformation	Hensel-Spittel 9 paramètres
<i>paramètres thermiques</i>	Identifiés en 2.3.1.3	Identifiés en 2.3.1.3	Identifiés en 2.3.1.3
<i>paramètres frottements</i>	Pas de frottements	Pas de frottements	Identifiés en 2.3.2.2

3.1.3 Utilisation d'algorithme génétique avec métamodèle de krigeage

FORGE® possède un module d'optimisation intégré. Il permet de faire de nombreuses optimisations, dont l'identification paramétrique de modèles rhéologiques [103]. L'algorithme utilisé est un algorithme génétique combiné avec un métamodèle de krigeage. Le métamodèle permet d'accélérer le processus d'optimisation.

Le principe d'un métamodèle consiste à remplacer certaines évaluations directes d'individus par l'évaluation d'un modèle simplifié (le métamodèle) du problème à résoudre. Pour que le métamodèle soit pertinent par rapport au problème considéré, il doit être construit sur la base des individus déjà évalués. Dans le cas d'un algorithme génétique tel que celui de FORGE®, le métamodèle n'intervient qu'après l'évaluation de la première génération d'individus (qui eux sont choisis au hasard ou par l'utilisateur). Le métamodèle ainsi créé donne une première approximation de la fonction-coût pour un grand nombre d'individus, ce qui permet à l'algorithme de parcourir très rapidement l'espace des solutions et enfin de choisir judicieusement les individus de la nouvelle génération en se basant sur les résultats du métamodèle. Après chaque génération, les évaluations des nouveaux individus sont utilisées par le métamodèle pour s'améliorer et fournir des estimations de meilleure qualité. Un schéma de principe de l'algorithme est proposé en Figure 45.

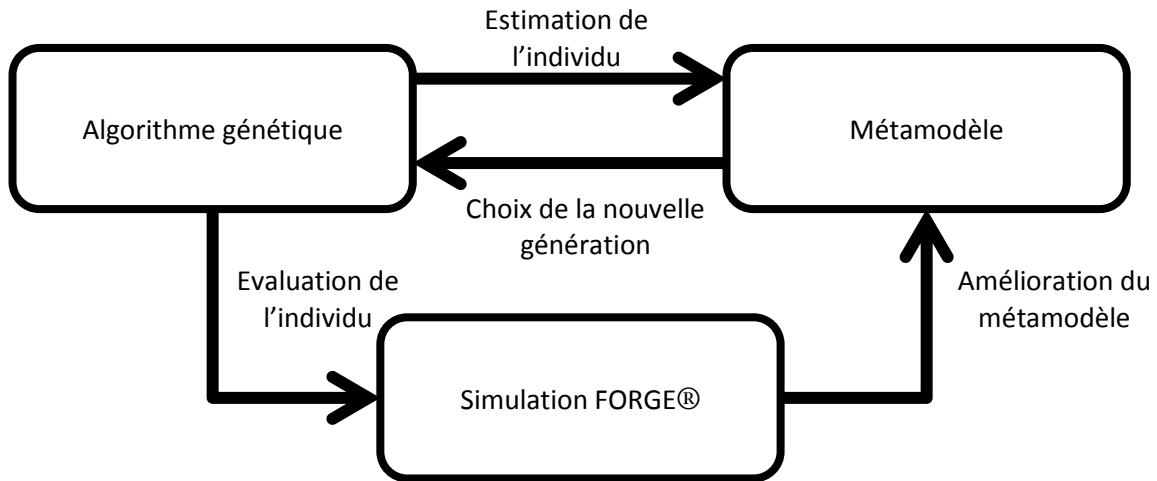


Figure 45 Schéma de principe du métamodèle.

Le métamodèle de krigeage, originellement développé par D. Krige dans les années 50 [104] puis formalisé mathématiquement dans les années 60 par G. Matheron [105], donne non seulement une approximation de la solution mais aussi une estimation de l'erreur sur l'approximation. Les points évalués complètement par FORGE® ont bien entendu une erreur nulle. Le fait d'avoir une estimation de l'erreur permet de choisir des nouveaux individus dans une optique d'exploitation et d'exploration. L'exploitation consiste à choisir des nouveaux individus dans des zones de l'espace des solutions où la confiance du métamodèle est grande et où la fonction-coût est basse pour trouver un minimum. L'exploration consiste à choisir les individus dans des zones où la confiance est faible pour améliorer la prédiction du métamodèle et peut-être trouver une grande amélioration dans la fonction-coût. Ceci afin d'éviter de converger vers un minimum local. La Figure 46 illustre la sélection d'individus grâce au métamodèle de krigeage.

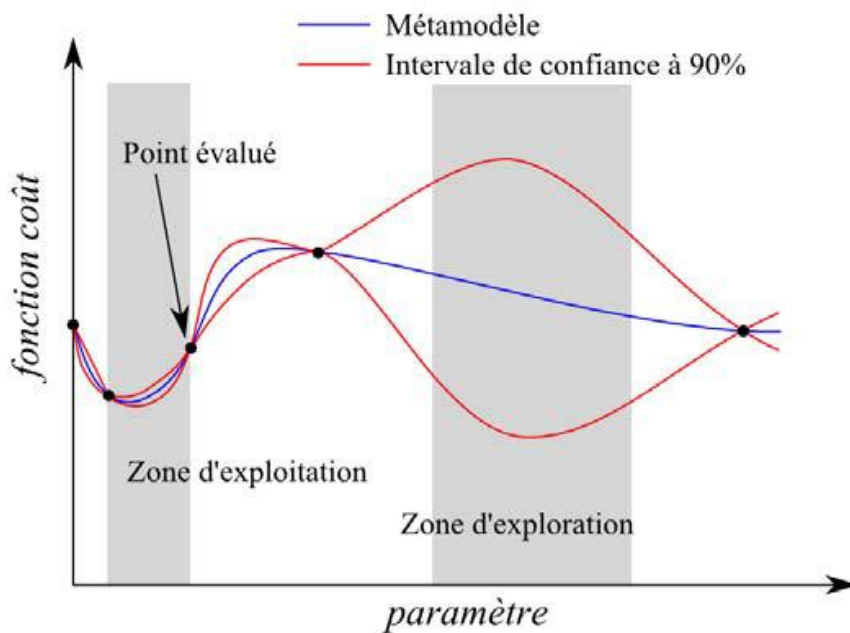


Figure 46 Sélection d'un individu grâce au métamodèle de krigeage. Source : documentation FORGE®.

En évaluant dans chaque génération des points dans les zones d'exploration et d'exploitation, on arrive à un compromis entre la découverte de nouveaux minimas locaux et l'exploitation des minimas déjà trouvés.

Cependant, cette méthode reste bien plus lente que la méthode analytique utilisée avec les essais Gleeble car il faut tout de même faire des calculs éléments finis. Aussi, pour aider l'algorithme de FORGE® à trouver un minimum, il a été demandé à l'algorithme de tester sur la première génération les meilleurs jeux de paramètres trouvés avec les essais Gleeble ainsi que le jeu de paramètre de la base de données de FORGE®. Ainsi, l'algorithme de FORGE® est déjà orienté vers un choix de solution raisonnable qu'il n'aura plus qu'à améliorer. Dans le cas contraire, il faudrait tester de très nombreuses combinaisons de paramètres possibles pour l'équation de Hensel-Spittel à 10 paramètres avant de converger vers une solution satisfaisante.

3.1.4 Résultat de l'identification paramétrique sur la plateforme Vulcain

L'algorithme génétique a été réglé pour faire 20 individus par générations sur 10 générations, qui est ce que suggère FORGE® pour une identification paramétrique à 10 paramètres. Chaque individu est un enchaînement des six courbes à simuler issues du Tableau 18, ce qui donne un total de 1200 simulations par éléments finis. Sur la première génération, une simulation teste les paramètres de la base de données de FORGE® pour l'acier 42CrMo4 et une autre teste les paramètres trouvés par l'optimisation analytique réalisée à partir des essais sur machines Gleeble. Ceci dans le but de proposer à l'algorithme des solutions convenables pour orienter la recherche.

Les paramètres trouvés à la fin de l'optimisation sont dans le Tableau 21 de la section 3.1.5. Le Tableau 20 montre les courbes simulées en parallèle des courbes expérimentales. A l'exception de la courbe à 1100°C sur la presse hydraulique, les écarts entre simulation et expérience ne dépassent pas les 30%, que l'on observe à la fin de la courbe à 1250°C de la presse hydraulique. L'écart moyen, en comptant toutes les courbes, atteint 8%. C'est un résultat convenable qui rassure quant à la pertinence de l'identification paramétrique sur presse industrielle.

En plus de ces courbes, 60 points du lopin (dont la localisation est donnée en Figure 47) ont été suivis pendant la simulation, ce qui permet de tracer la température et la vitesse de déformation vue par tous ces points en fonction de la déformation à chaque étape de la simulation. Ces nuages de points sont disponibles en Figure 48 et Figure 49.

Tableau 20 Comparaison entre les courbes force/déplacement mesurées expérimentalement et celles obtenues par simulation numérique après identification paramétrique.

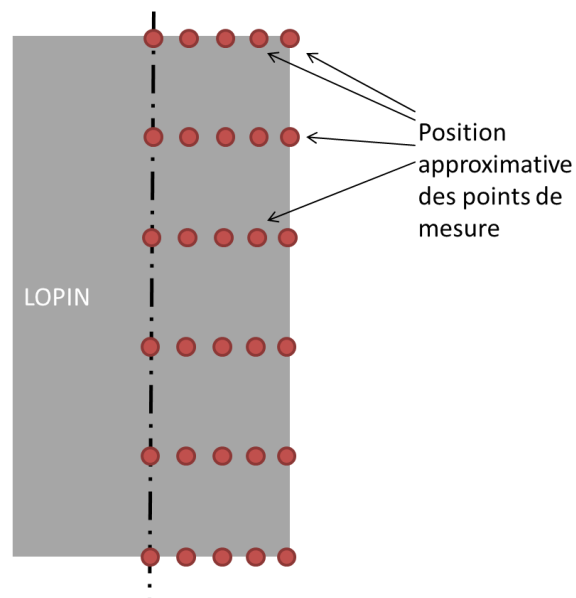
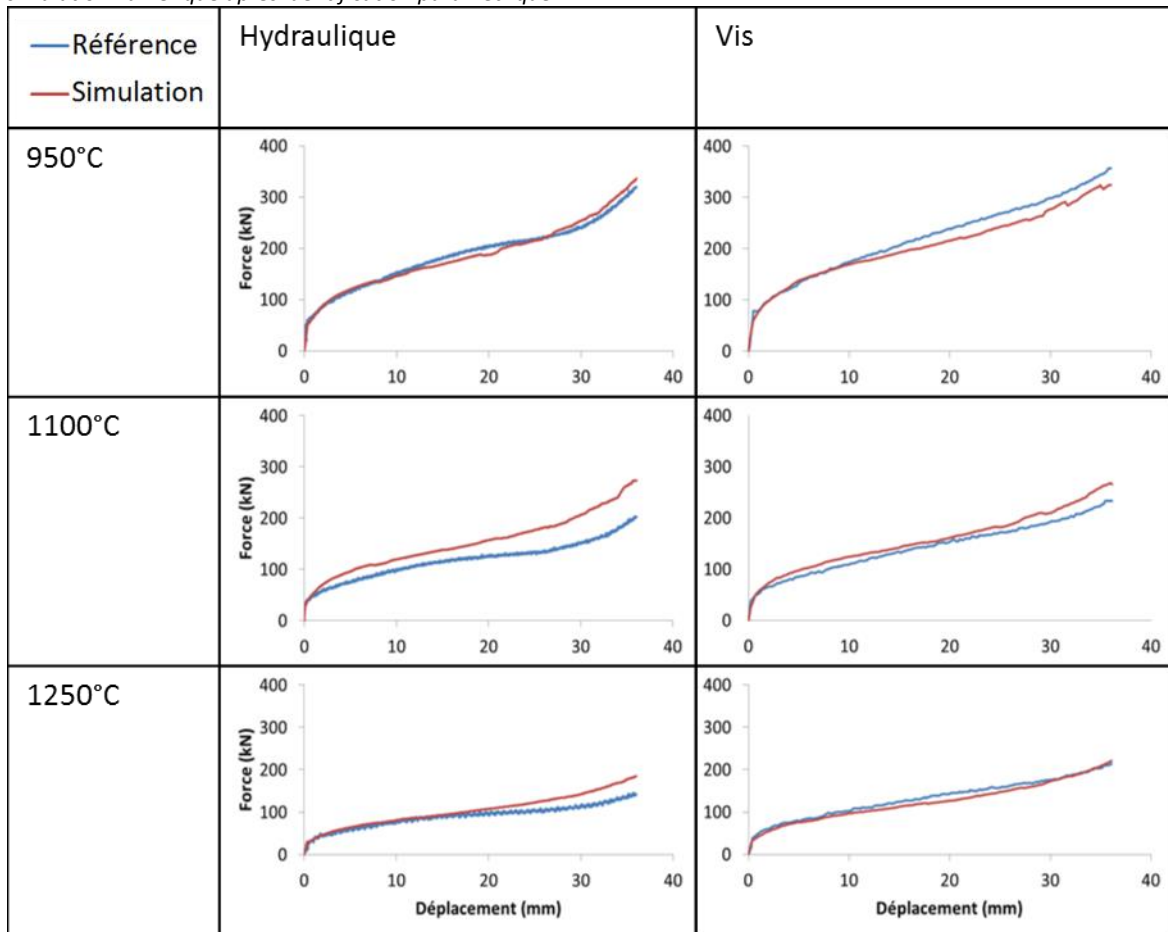


Figure 47 Position des points suivis pendant la simulation de compression uniaxiale.

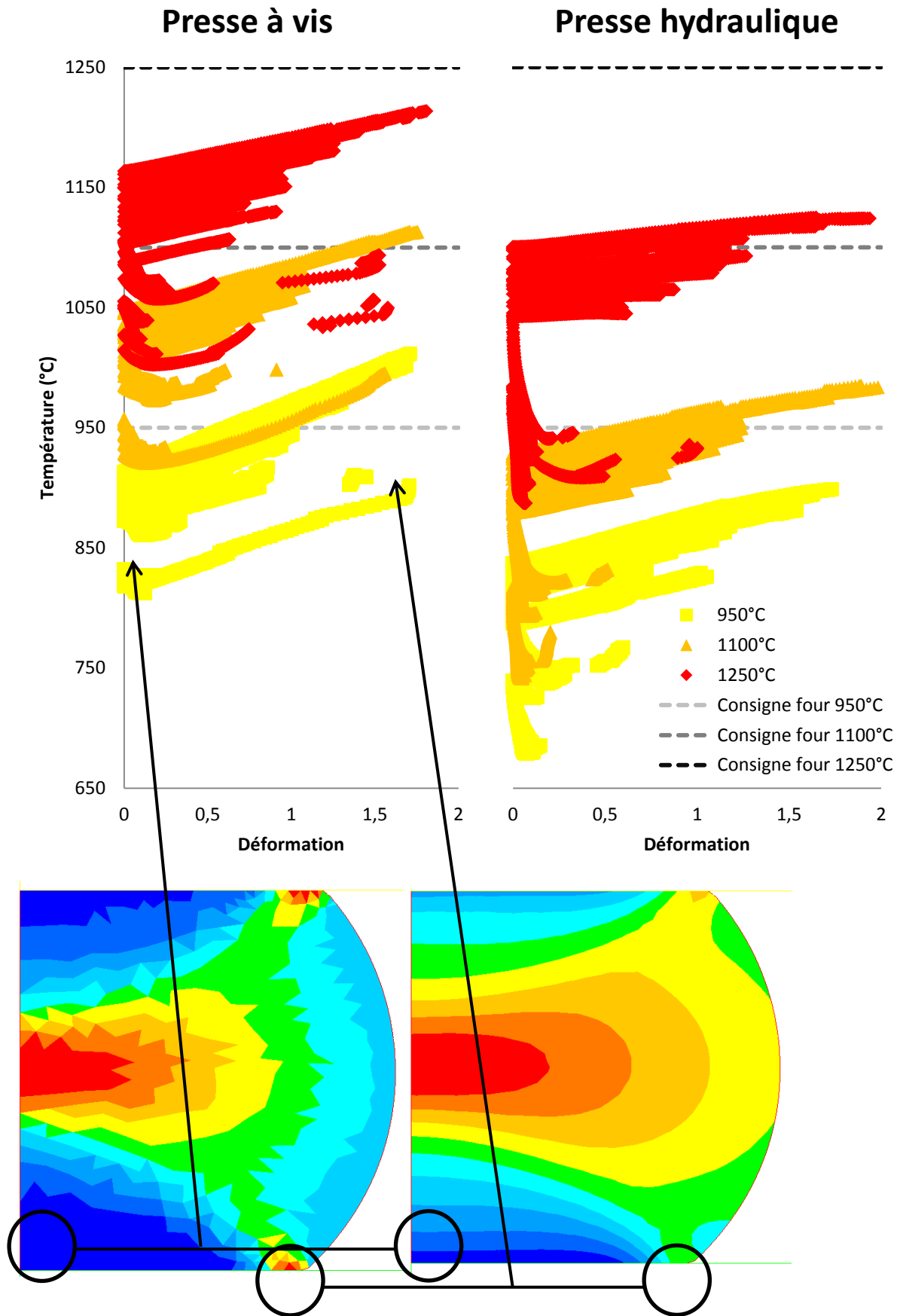


Figure 48 Distribution de la température en fonction de la déformation aux différents points du lopin simulé dont les emplacements sont donnés en Figure 47 avec mise en évidence qu'une zone froide peut subir de grande déformation.

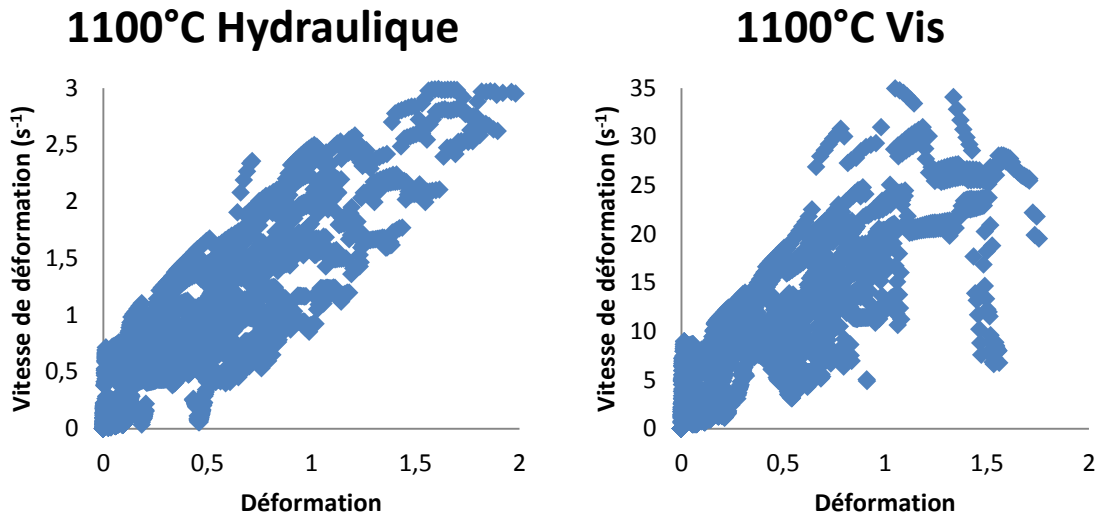


Figure 49 Distribution de la vitesse de déformation en fonction de la déformation aux différents points du lopin simulés donnés en Figure 47.

La Figure 48 nous montre que plus un point est chaud, plus il a de chance d'atteindre de grandes déformations, à quelques exceptions près. La déformation d'un lopin cylindrique va induire une zone de forte déformation sur les arêtes du lopin, même si ces dernières sont froides. Il est cohérent que les zones les plus chaudes se déforment plus car, d'après le modèle rhéologique utilisé, plus l'acier est chaud, plus la contrainte d'écoulement est faible. La Figure 49 montre que l'utilisation de la presse à vis permet bien d'atteindre des vitesses de déformation plus élevées que la presse hydraulique (jusqu'à 10 fois plus). On observe aussi que de manière générale, les lopins se déformant le plus vite sont aussi ceux qui subissent le plus de déformation. Cependant, le modèle rhéologique prévoit une contrainte d'écoulement plus importante en cas de grande vitesse de déformation. Cela s'explique vraisemblablement par l'effet de la température : les points les plus chauds se déforment plus, donc leur vitesse de déformation est plus grande. La température aurait sans doute plus d'importance que la vitesse dans la contrainte d'écoulement pour la presse hydraulique. Sur la presse à vis, où la vitesse est plus élevée, l'effet de la vitesse se fait sans doute plus sentir car les points les plus déformés ne sont pas ceux subissant la plus grande vitesse de déformation.

3.1.5 Comparaison des modèles identifiés sur plateforme Vulcain et machine d'essai Gleeble

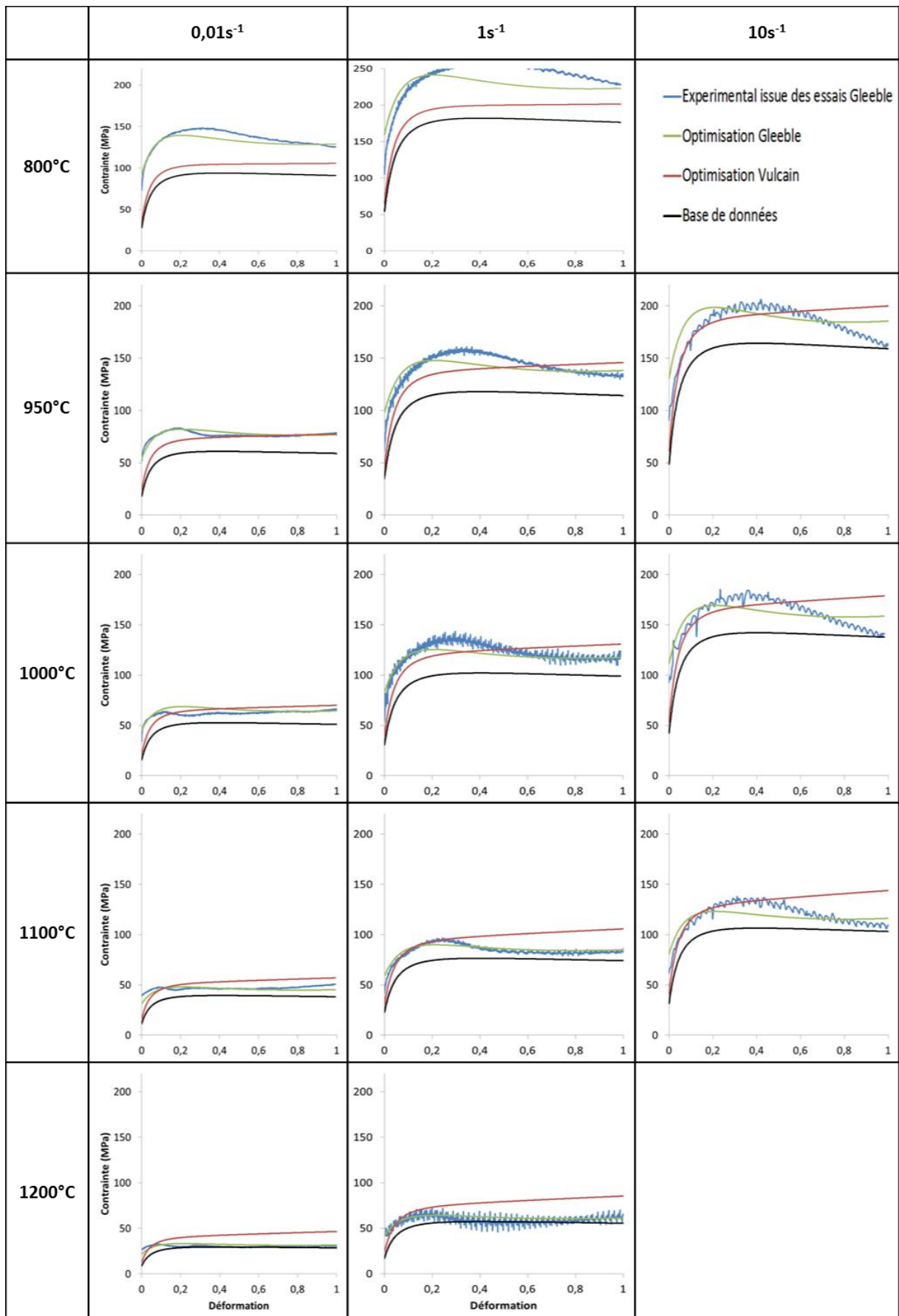
Il est intéressant de comparer le résultat de l'identification faite sur la plateforme Vulcain (qui sera appelée par la suite « optimisation Vulcain ») à une identification obtenue à partir d'essais sur machine Gleeble. Pour pouvoir comparer les deux, une identification paramétrique des dix paramètres de l'équation de Hensel-Spittel a été faite à partir des données issues des tests réalisés sur machine Gleeble pour des températures et des vitesses de déformation semblables à celles

obtenues sur la plateforme Vulcain. Les paramètres trouvés pour les deux identifications, en plus de ceux trouvés dans la base de données de FORGE®, sont présentés dans le Tableau 21. Dans le Tableau 22 on peut voir les courbes contrainte/déformation obtenues par les deux jeux de paramètres précédents avec la courbe prévue par la base de données de FORGE® et la contrainte expérimentale mesurée sur Gleeble.

Tableau 21 Paramètres de l'équation de Hensel-Spittel obtenus après identification paramétrique sur les essais Gleeble et Vulcain.

Paramètres	A	m_1	m_2	m_3	m_4	m_5	m_7	m_8	m_9	ϵ_0
Gleeble	260 MPa	-0,0036	-1,08	0,063	-0,29	0,00008	0,87	0,00007	0,34	0,13
Vulcain	1857 MPa	-0,0025	-0,24	0,157	-0,06	0,00059	-0,037	0,00002	-0,069	0,033
Base de données	1872 MPa	-0,0029	-0,11	0,144	-0,05	0	0	0	0	

Tableau 22 Comparaison entre les courbes contrainte/déformation expérimentales Gleeble et les courbes calculées à partir des jeux de paramètres issues de la base de donnée de FORGE®, des essais Gleeble et des essais Vulcain.



La première chose qui apparaît à la lecture de ce tableau est que tous les jeux de paramètres prédisent des valeurs de contraintes du même ordre de grandeur. Deuxièmement, on remarque que c'est le jeu de paramètres « Gleeble » qui est le plus proche des résultats expérimentaux. C'est rassurant compte tenu que les paramètres Gleeble ont été optimisés dans le but de correspondre à ces mesures expérimentales. Troisièmement, l'optimisation Vulcain propose des valeurs de contraintes bien différentes de celles données en utilisant les paramètres de la base de données. Cependant, l'optimisation Vulcain est aussi éloignée des expériences sur la machine Gleeble que des simulations menées avec les paramètres matériaux de la base de données.

Enfin, les écarts entre l'optimisation sur presse industrielle et l'expérimental augmentent pour les températures les plus hautes et les plus basses du plan d'expériences. Ce phénomène est symptomatique d'une sensibilité à la température mal estimée. Si elle est mal estimée, c'est soit parce que l'algorithme n'a pas trouvé une solution correcte, soit parce que les données expérimentales ne permettent pas de mettre en évidence la sensibilité à la température ou soit parce que la thermique est mal modélisée dans la simulation. Si la première proposition est la bonne, il est possible de relancer l'optimisation en testant toujours plus de possibilités. A la lecture du Tableau 20, il ne semble pas que l'effet de la température soit mal pris en compte par le résultat de l'optimisation. Si c'est la seconde proposition qui est vraie, on pourrait argumenter que la température à 800°C n'est pas prise en compte car c'est la température « froide » qui n'est rencontrée que ponctuellement sur le lopin, ce seront les zones les plus chaudes qui se déformeront préférentiellement et donc les zones à 800°C très peu déformées n'impacteront pas l'identification qui a besoin d'une déformation. Les zones à 1200°C sont quant à elles très rares dans les simulations car, même si les pièces étaient à 1250°C dans le four initialement, le refroidissement est tel que la température de forgeage est plus proche de 1150°C. Par conséquent, la température de 1200°C est mal prise en compte dans l'expérience. Si la troisième proposition est vraie, il faudrait retravailler la partie 2.3.1 pour corriger le problème. En refaisant une optimisation sur les échanges thermiques avec des nouvelles données expérimentales par exemple. Ces hypothèses n'ont pas pu être vérifiées dans cette thèse mais j'estime qu'il faudrait avant tout travailler sur la troisième proposition.

3.2 Validation sur une pièce industrielle

Cette partie cherche à regarder la prédiction d'une mise en forme de pièce à caractère industriel en utilisant des jeux de paramètres différents et en les comparant à l'expérimental. Par rapport à ce qui a été fait avant, il ne s'agit plus d'une simple compression uniaxiale mais une mise en forme qui soumet le lopin à des chargements de nature complexe dans un outillage d'estampage. Cela permet de porter un nouveau regard sur la distinction entre les paramètres trouvés avec une machine Gleeble et ceux obtenus par la plateforme Vulcain.

La pièce étudiée est une roulette montrée en Figure 50. Elle sera réalisée en 42CrMo4, de la même coulée que celle étudiée pour l'identification paramétrique des chapitres précédents. La presse utilisée est la presse hydraulique de la plateforme Vulcain. La pièce est chauffée au four de la même manière que lors des compressions uniaxiales et c'est aussi le même lubrifiant qui est utilisé. Le

forgeage est fait pour les températures de four de 1250°C, 1100°C et 950°C. Tous les tests sont répétés trois fois. Les courbes force/déplacement qui en sont issues sont montrées en Figure 51. Comme les lopins peuvent avoir quelques millimètres d'écart en hauteur initiale, toutes les courbes ont été calées les unes aux autres de telle sorte que leur fin de course soit la même. Au regard de ces courbes, on peut souligner une bonne répétabilité malgré le transfert manuel des lopins.

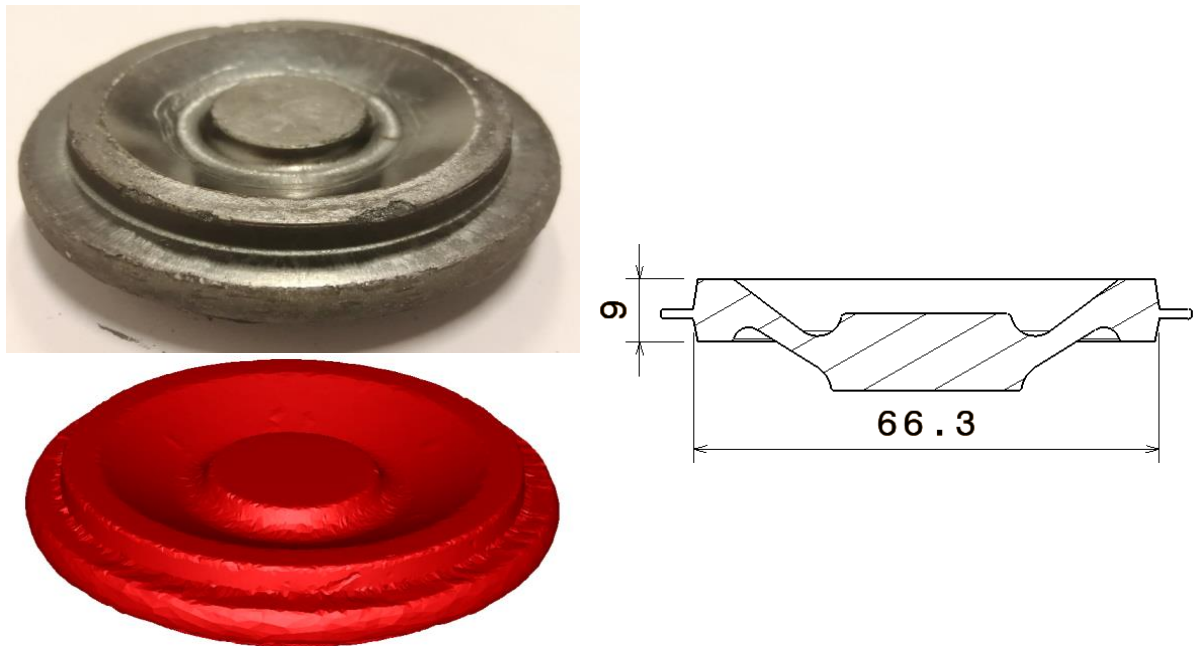


Figure 50 Pièce industrielle forgée (en haut), sa simulation MEF (en bas) et ses dimensions principales (à droite).

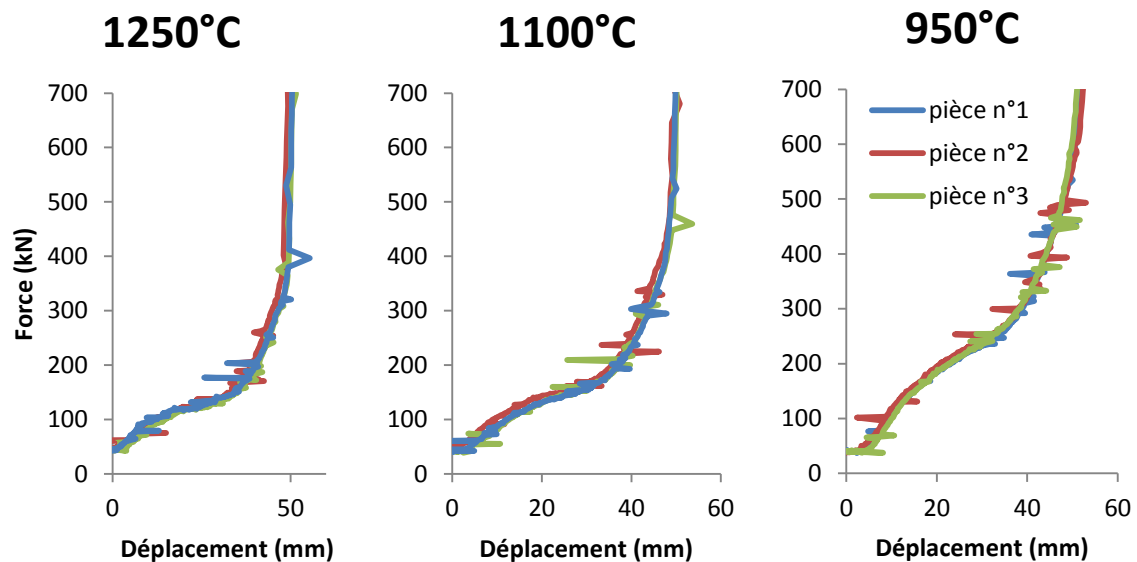


Figure 51 Répétabilité sur l'enregistrement des courbes force/déplacement du forgeage de la pièce industrielle.

L'outillage de la roulette n'étant pas adapté pour le montage du capteur d'effort SCAIME ou des lasers, ce sont les capteurs d'effort et de déplacement de la presse hydraulique qui seront utilisés.

Comme on peut le voir en Figure 24 du paragraphe 2.2.2, il y a peu de différences entre la mesure d'effort sur le capteur de la presse hydraulique et celle du capteur d'effort SCAIME.

La simulation du forgeage de la roulette pour chaque température est faite sous FORGE®. Il est important pour la suite de garder à l'esprit que les paramètres trouvés par les essais Gleeble ont été trouvés grâce à des simulations utilisant la méthode des tranches et une température supposée constante (contrairement aux paramètres trouvés avec les essais Vulcain). On pourra donc s'attendre à ce que le changement de méthode de calcul ait un impact sur les résultats. Les paramètres de ces simulations sont présentés dans le Tableau 23. Le déplacement de la presse en fonction du temps est fixé à une vitesse constante de 30 mm/s, qui est la vitesse que l'on mesure sur la presse hydraulique. Le temps de transfert et le temps d'attente sur l'outil inférieur sont mesurés pour être intégrés à la simulation afin d'avoir la meilleure description possible du gradient thermique dans le lopin avant la compression. Plusieurs jeux de paramètres ont été testés : celui trouvé avec les expériences Gleeble, celui issu des expériences sur la plateforme Vulcain et celui de la base de données de FORGE®. La Figure 52 montre les courbes force/déplacement résultantes des simulations superposées avec les données expérimentales.

Tableau 23 Paramètres FORGE® des forgeages de pièces industrielles.

	refroidissement à l'air	refroidissement sur tas plan	Compression
<i>simulation 2D/3D</i>	3D	3D	3D
<i>remaillage</i>	Oui	Oui	Oui
<i>taille de maille</i>	3,14	3,14	3,14
<i>type de presse</i>	Attente	Attente	Vitesse constante 30mm/s Arrêt sur force > 150T
<i>loi rhéologique</i>	Pas de déformation	Pas de déformation	Hensel-Spittel 9 paramètres
<i>paramètres thermiques</i>	Identifiés en 2.3.1.3	Identifiés en 2.3.1.3	Identifiés en 2.3.1.3
<i>paramètres frottements</i>	Pas de frottements	Pas de frottements	Identifiés en 2.3.2.2

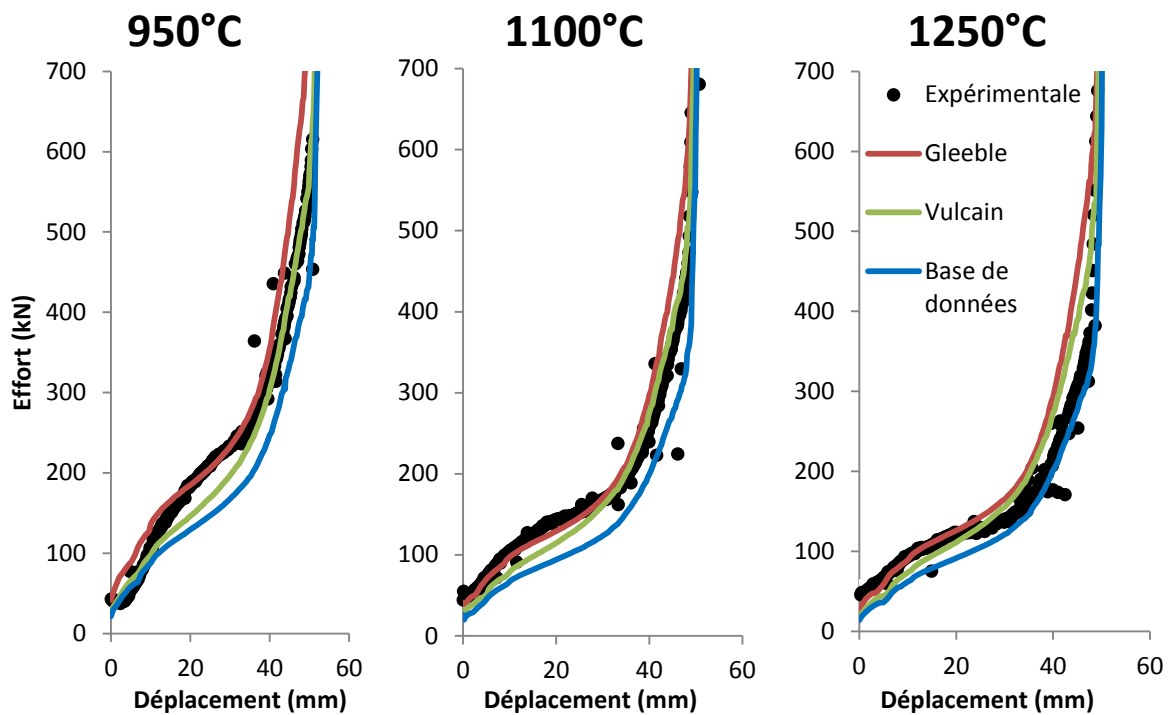


Figure 52 Comparaison des courbes force/déplacement expérimentales et simulées lors du forgeage de la pièce industrielle.

Au regard de la Figure 52, les trois jeux de paramètres mènent à résultats simulés proches des mesures. Les paramètres de simulation sont donc satisfaisants. Deuxièmement, c'est les paramètres Vulcain qui donnent les résultats les plus proches de la réalité, l'optimisation a donc bien aidé à améliorer la simulation. Enfin, en moyenne, il n'y a que peu de différences entre les simulations Gleeble et Vulcain.

Ce dernier constat diffère des conclusions de la partie 3.1.5 où c'était l'optimisation Gleeble la plus proche de l'expérimental de manière très nette par rapport à l'optimisation Vulcain. Une explication peut être proposée pour comprendre ces différences. Il y a deux différences majeures entre le Tableau 22 et la Figure 52 : premièrement, les données expérimentales qui servent pour la comparaison sont issues pour le premier d'essais réalisés sur Gleeble alors qu'elles viennent des capteurs de la presse hydraulique pour la seconde. Deuxièmement, les résultats simulés sont obtenus par un calcul analytique en contrainte/déformation pour le Tableau 22 quand c'est une courbe de force/déplacement qui est calculée par simulation éléments finis sur la Figure 52, avec intervention de frottements et d'échanges thermiques. La simulation par éléments finis fait intervenir de nombreux paramètres en plus de ceux du modèle rhéologique. Certains de ces paramètres peuvent être plus ou moins éloignés de la réalité. Ceci peut être dû à des erreurs dans l'identification des paramètres ou dans l'estimation de ceux qui n'ont pas fait l'objet d'identification. Tous ces choix faits sur la simulation éléments finis de la compression uniaxiale sont reportés sur la simulation éléments finis du forgeage de la roulette. Mais l'optimisation Vulcain conduit tout de même à une assez bonne adéquation entre la mesure et la simulation en termes d'efforts développés. C'est sans doute parce que les paramètres rhéologiques trouvés par l'optimisation

Vulcain compensent les écarts commis dans le reste de la simulation. En somme, si on considère par exemple que le rayonnement du lopin est surestimé dans la simulation, les paramètres de l'équation Hensel-Spittel trouvés ne sont pas représentatifs de l'acier 42CrMo4 mais sont représentatifs de l'acier 42CrMo4 avec un rayonnement surestimé. Du moment que l'on surestime le rayonnement dans les simulations de pièce industrielle par la suite, ce modèle pourrait peut-être mieux fonctionner. Par contre, dès lors qu'on se retrouve dans une situation où le rayonnement sera correctement pris en compte, le modèle sera moins bon. A l'inverse, en restant dans notre exemple du rayonnement surestimé, si on utilise un jeu de paramètres qui décrit bien le matériau sans aucun rapport avec le rayonnement comme il se doit, il donnera un résultat final de simulation final moins bon car l'erreur du rayonnement n'est pas compensée.

On peut estimer que les paramètres « Gleeble » sont les meilleurs dans l'absolu pour décrire une loi rhéologique mais que les paramètres Vulcain sont les plus adaptés pour réaliser une simulation de pièce industrielle sur le logiciel FORGE® lorsque les paramètres rhéologiques sont identifiés à partir d'essais de références réalisés avec les mêmes moyens. Bien que dans notre cas, on suppose les essais Gleeble comme les meilleurs, il ne faut pas oublier qu'ils sont eux aussi entachés d'erreurs. A titre d'exemple, le modèle de frottement utilisé n'est pas meilleur pour les essais Gleeble que pour les essais Vulcain, et ses paramètres n'ont été qu'estimés. Concernant la température, on a estimé la température Gleeble comme homogène dans le lopin et égale à la température d'un thermocouple fixé à la surface dudit lopin. Or, il existe tout de même des gradients thermiques (moindres que sur Vulcain) que certains essaient de prendre en compte [106]. Il reste très difficile d'obtenir des paramètres rhéologiques purs, non entachés d'erreurs.

3.3 Conclusion

Dans l'optique de simuler la mise en forme d'une pièce industrielle, il semble dommage de ne pas tester ce que propose les bases de données. Ces bases de données ne correspondent pas forcément exactement au matériau étudié (parce qu'issue d'une coulée différente ou qu'il a une histoire thermomécanique différente) mais sont censées rester assez proches. Si un trop grand écart est constaté, ou si le matériau n'est juste pas disponible en base de données, il faut mener une identification paramétrique. Utiliser les presses qui seront plus tard utilisées dans la production pour l'identification paramétrique donnera de bons résultats dans les futures simulations car l'environnement de travail est alors pris en compte. L'identification sur presse ne peut qu'améliorer les données des bases de données. Il reste cependant dangereux d'utiliser les jeux de paramètres trouvés par la dernière méthode dans des situations différentes que celle de l'identification, sauf si des améliorations sont faites dans le futur, notamment en améliorant la prise en compte de la thermique avec une campagne d'essais thermiques plus fournie. Pour obtenir la rhéologie du matériau utilisable dans toutes les situations, il faut utiliser des machines spécialisées (qui sont justement construites dans ce but).

4 Inconel 625 : identification d'un modèle rhéologique et d'un modèle de microstructure

Le but de cette partie est de faire une identification paramétrique à partir d'essais de compression sur presses industrielles pour un second matériau, pour lequel aucun jeu de paramètres n'est disponible dans la base de données du logiciel FORGE®. Il est possible de faire de l'identification paramétrique sur autre chose que des modèles rhéologiques. Un autre objectif de ce chapitre sera d'identifier un modèle de microstructure capable de prédire la taille de grain moyenne. Le matériau choisi pour cela est un Inconel 625, dont la composition chimique est donnée dans le Tableau 24. L'Inconel 625 est un alliage composé majoritairement de nickel et de chrome et est souvent utilisé pour ses excellentes propriétés mécaniques et sa résistance à la corrosion, même à haute température [107]–[109]. On le retrouve ainsi dans des secteurs tel que l'aéronautique, le nucléaire, la pétrochimie ou encore la marine [110]. La microstructure d'un métal influe sur les propriétés de ce dernier. Être capable de garantir une taille de grain minimale est nécessaire pour éviter que certaines pièces soient ne considérées comme non conformes. Les outils de simulation peuvent donc aider à mettre au point la production si la prédiction est suffisamment bonne. Une identification paramétrique du modèle de microstructure permettrait certainement d'améliorer les prédictions par éléments finis. Cet Inconel a été laminé à chaud puis recuit.

Tableau 24 Composition chimique de l'Inconel 625.

Élément	Ni	Cr	Mo	Fe	Si	Ti	Al	Ta	C	P	Co
Concentration (%m)	60,61	22,38	8,35	3,89	0,46	0,24	0,17	0,029	0,015	0,015	0,011

4.1 Rhéologie de l'inconel

Les expériences qui serviront à calibrer le modèle de microstructure sont faites avec les mêmes moyens expérimentaux que ceux décrits au chapitre 2 et utilisés pour l'acier 42CrMo4. Cela veut dire que les mêmes problématiques liées à la thermique et la vitesse de déformation sont présentes. Comme l'évolution de la microstructure va être influencée, entre autres, par la thermique et la vitesse de déformation, il n'y aura vraisemblablement pas une taille de grains homogène dans le lopin après forgeage. Il faut donc être capable de prédire l'évolution de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température en tous points du lopin. Pour cela, il faut un modèle rhéologique fiable de l'Inconel 625.

L'équation de Hensel-Spittel à 10 paramètres sera utilisée pour simuler la rhéologie de l'Inconel parce que ce modèle possède une grande flexibilité quand il s'agit d'identification paramétrique. Il a de plus montré d'assez bons résultats au chapitre précédent. Le plan d'expériences utilisé pour l'identification paramétrique est présenté dans le Tableau 25. Comme pour l'acier, tous les tests sont répétés trois fois. Les courbes force/déplacement retenues pour servir de référence à l'identification paramétrique sont tracées en Figure 53.

Tableau 25 Plan d'expériences retenu pour identifier la rhéologie de l'Inconel 625.

Température four	Vitesse de déformation	
	Presse hydraulique (1 s ⁻¹)	Presse à vis (10s ⁻¹)
950°C	X	X
1000°C	X	X
1100°C	X	X
1150°C	X	X
1200°C	X	X

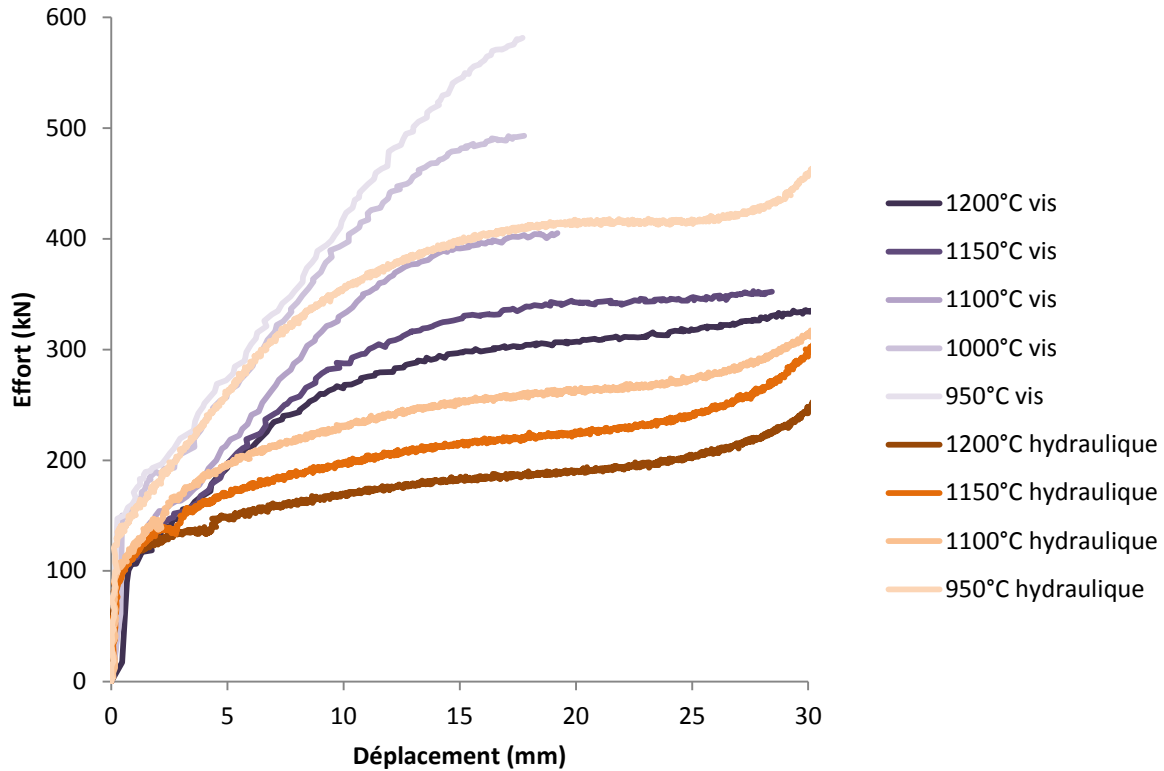


Figure 53 Courbes expérimentales des essais de compressions uniaxiales sur l'Inconel 625.

D'après l'ASM Handbook [111], l'Inconel 625 est travaillé pour une température de four entre 1000°C et 1175°C. Cet Inconel n'est généralement pas travaillé avec une température de four de 1200°C ou 950°C. On aurait une trop grosse croissance de grains à 1200°C et il devient difficile de déformer l'Inconel à 950°C. Ces températures font tout de même partie du plan d'expériences pour pouvoir élargir la prédictibilité du modèle à une plage de températures qui pourrait, malgré tout, être rencontrée ponctuellement. Les températures de chauffe du plan d'expériences sont plus resserrées que pour l'acier car la plage de températures usuelles de forgeage de l'Inconel 625 est plus restreinte que pour l'acier. De plus, cela permet de limiter les interpolations à faire sur les propriétés de l'Inconel en caractérisant finement l'ensemble de la plage de travail.

L'identification paramétrique se fait de la même manière qu'en section 2 sur l'acier 42CrMo4. On simule par éléments finis la compression avec FORGE® et on utilise l'algorithme évolutionnaire de FORGE® pour faire de l'optimisation en comparant les courbes force/déplacement expérimentales et simulées. La force et le déplacement expérimentaux sont respectivement obtenus grâce au capteur

SCAIME et les 3 capteurs laser utilisés au chapitre précédent. Les dimensions nominales des lopins sont de 25 mm de diamètre et 50 mm de hauteur. Une photographie d'un des lopins est disponible en Figure 54.

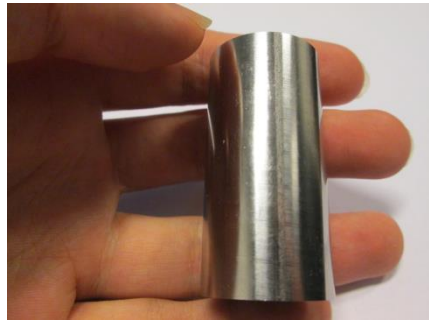


Figure 54 Photographie d'un lopin en inconel 625 avant refoulement.

Les frottements n'ont pas été déterminés préalablement par un test tribologique. Les coefficients de frottement du modèle de Coulomb limité Tresca ont été choisis à partir de la base de données de FORGE®, qui préconise $\mu = 0,3$ pour Coulomb et $\bar{m} = 0,15$ pour Tresca pour une lubrification au graphite. Pour la thermique, un jeu de paramètres a été obtenu de la même manière que pour l'acier dans la partie 2.3.1.3. Les températures ont été enregistrées par des thermocouples lors du refroidissement d'un lopin. Une optimisation paramétrique a permis de rapprocher ces mesures de thermocouples, aux courbes simulées. Les valeurs trouvées sont dans le Tableau 28 et les courbes de températures simulées et mesurées sont en Figure 55.

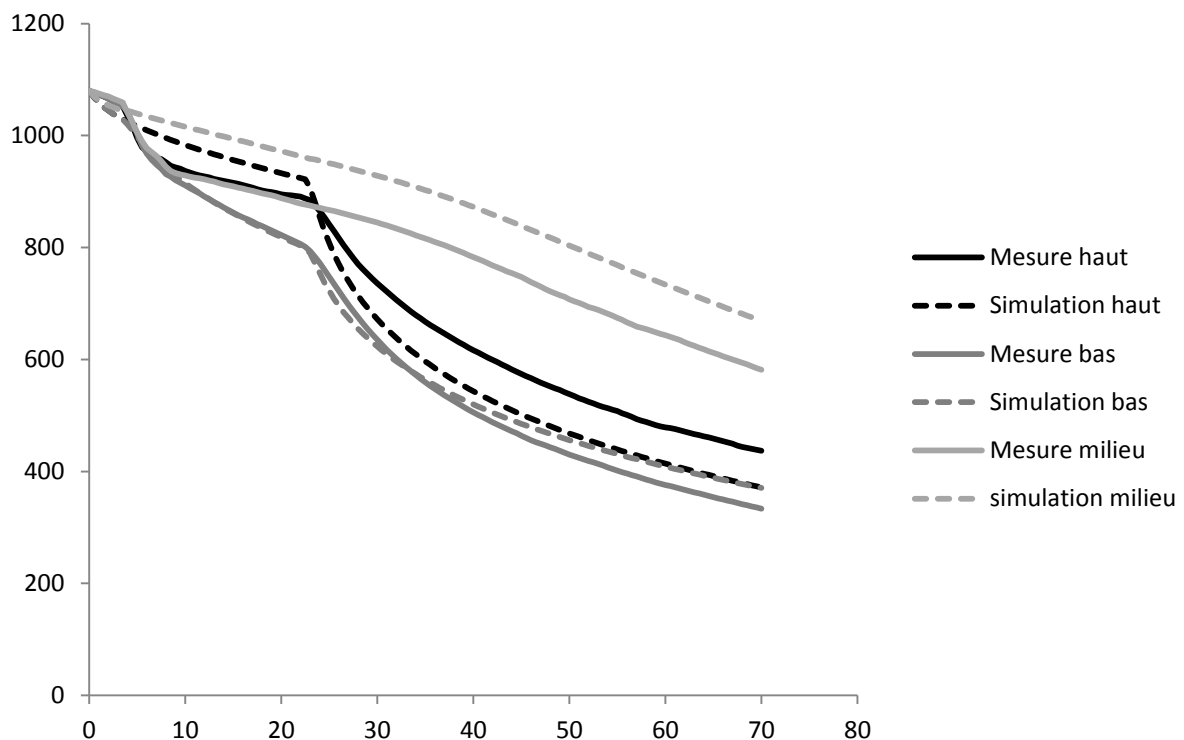


Figure 55 Comparaison entre la température mesurée en surface du lopin en Inconel 625 pendant son refroidissement.

Tout comme les simulations sur le 42CrMo4, les simulations de l'Inconel sont faites sous FORGE®. La course de la presse est tronquée à 30 mm. La taille de maille est de 0,6 mm. Cette taille de maille est plus fine que ce que préconise FORGE® pour un maillage fin. Si la taille de maille est choisie aussi fine, c'est parce que cela diminue les chances que la simulation s'arrête. L'Inconel se durcit très fortement quand la température descend en-dessous de 1000°C [112]. Cette sensibilité à la température fait qu'il existe de très fortes hétérogénéités de déformation, qui peuvent même aboutir à des replis de la pièce sur elle-même. Ceci est difficile à simuler sans heurt pour une simulation avec une grande taille de maille sans aucun remaillage, d'où un choix de taille de maille fine. Le Tableau 26 récapitule les paramètres entrés dans FORGE® pour ces simulations.

Tableau 26 Paramètres FORGE® des compressions uniaxiales sur l'Inconel 625.

	refroidissement à l'air	refroidissement sur tas plan	Compression
<i>simulation 2D/3D</i>	2D	2D	2D
<i>remaillage</i>	Non	Non	Non
<i>taille de maille</i>	0,6	0,6	0,6
<i>type de presse</i>	Attente	Attente	Définie par l'utilisateur : déplacement mesuré par laser
<i>loi rhéologique</i>	Pas de déformation	Pas de déformation	Hensel-Spittel 10 paramètres
<i>paramètres thermiques</i>	Identifiés dans cette partie	Identifiés dans cette partie (Tableau 28)	Identifiés dans cette partie (Tableau 28)
<i>paramètres frottements</i>	Pas de frottements	Pas de frottements	Base de données FORGE®

Précisons enfin qu'il n'y avait pas de paramètres disponibles dans la base de données de FORGE® pour la rhéologie de l'Inconel 625. En conséquence de quoi, l'initialisation de l'identification paramétrique a été faite avec le jeu de paramètres de la base de données de FORGE® pour l'Inconel 718, qui est le matériau considéré le plus proche disponible dans la base de données.

Les courbes force/déplacement obtenues au terme de l'identification paramétrique sont montrées dans le Tableau 27. La courbe à 1000°C sur presse hydraulique, bien que faisant partie du plan d'expériences, n'a pas été utilisée dans l'optimisation car elle avait une contrainte plus élevée que la courbe à 950°C. Comme ni un oubli de lubrifiant, ni un temps d'attente plus long sur les outils n'a été enregistré pour cet essai, la cause cet écart non prévu entre la courbe à 1000°C et celle à 950°C reste inconnue. Pour éviter que cette courbe ne perturbe l'identification paramétrique globale, elle a donc été supprimée. Les paramètres trouvés pour l'équation de Hensel-Spittel sont dans le Tableau 28.

Tableau 27 Courbes force/déplacement issues de la compression de l'Inconel 625 expérimentales (en bleu) et simulées après identification paramétrique (en rouge) avec les paramètres thermiques déterminés par identification paramétrique.

	Presse hydraulique	Presse à vis
950°C		
1000°C	<p style="text-align: center;"> — Référence — Simulation </p>	
1100°C		
1150°C		
1200°C		

Cette identification a mené à une correspondance entre simulation et mesure sur les courbes force/déplacement de bien moindre qualité que ce qui avait pu être obtenu sur l'acier 42CrMo4. De plus, la forme finale des lopins simulés ne correspondait pas à la forme réelle du lopin après compression. En particulier, la forme anormale du lopin peut faire penser que les effets thermiques sont mal pris en compte. On peut supposer d'après la forme du lopin que le bas du lopin simulé était trop chaud et s'est trop déformé ce qui a empêché d'obtenir la forme particulière du lopin réel.



Figure 56 Profil réel (à gauche) et simulé (à droite) du lopin d'Inconel après compression sous presse à vis à 1200°C avec les paramètres thermiques déterminés par identification paramétrique.

Pour tenter d'améliorer les résultats de l'identification, le processus d'optimisation fut relancé avec des paramètres thermiques pris dans la base de données de FORGE®. Pour l'attente sur les outils, le paramètre choisi est celui préconisé pour les échanges « faibles » entre deux aciers. Pour les échanges sous pression, les échanges thermiques « moyens » entre deux aciers ont été sélectionnés. Comme les meilleurs résultats ont été obtenus avec le dernier jeu de paramètres (voir Tableau 30), c'est celui-ci qui sera utilisé dans la suite du chapitre. La valeur des deux jeux de paramètres est donnée dans le Tableau 28. Le Tableau 29 récapitule les paramètres entrés dans FORGE® pour ces simulations.

Tableau 28 paramètres thermiques utilisés pour les simulations sur l'Inconel 625.

Paramètres	Emissivité	Transfert thermique avec l'air ($Wm^{-2}K^{-1}$)	Transfert thermique sur l'outil inférieur ($Wm^{-2}K^{-1}$)	Transfert thermique sous pression ($Wm^{-2}K^{-1}$)
Optimisés par identification paramétrique	0.89	4	579	1910
Base de données de FORGE®	0.89	4	2000 (steel hot weak)	10000 (steel hot medium)

Tableau 29 Paramètres FORGE® des compressions uniaxiales sur l'Inconel 625.

	refroidissement à l'air	refroidissement sur tas plan	Compression
<i>simulation 2D/3D</i>	2D	2D	2D
<i>remaillage</i>	Non	Non	Non
<i>taille de maille</i>	0,6	0,6	0,6
<i>type de presse</i>	Attente	Attente	Définie par l'utilisateur : déplacement mesuré par laser
<i>loi rhéologique</i>	Pas de déformation	Pas de déformation	Hensel-Spittel 9 paramètres
<i>paramètres thermiques</i>	Identifiés dans cette partie	Base de données FORGE® (Tableau 28)	Base de données FORGE® (Tableau 28)
<i>paramètres frottements</i>	Pas de frottements	Pas de frottements	Base de données FORGE®

Les courbes force/déplacement obtenues au terme de l'identification paramétrique sont montrées dans le Tableau 30. Les paramètres trouvés pour l'équation de Hensel-Spittel sont dans le Tableau 31.

La Figure 57 Montre le profil de la pièce après identification avec les paramètres thermique de la base de données. Bien que le résultat soit encore perfectible, il reste plus proche de l'observation que ce qui avait été obtenu précédemment. La forme du bas est clairement différente entre la simulation et la photographie, signe d'une mauvaise répartition de la déformation dans le lopin simulé, qui elle-même vient peut-être d'une mauvaise répartition de la température. Ce défaut peut être en plus accentué par une mauvaise prise en compte du frottement.



Figure 57 Profil réel (à gauche) et simulé (à droite) du lopin d'Inconel après compression sous presse à vis à 1200°C avec les paramètres thermiques de la base de données.

Tableau 30 Courbes force/déplacement issues de la compression de l'Inconel 625 expérimentales (en bleu) et simulées après identification paramétrique (en rouge) avec les paramètres thermiques de la base de données de FORGE®.

	Presse hydraulique	Presse à vis
950°C		
1000°C	<p>— Référence</p> <p>— Simulation</p>	
1100°C		
1150°C		
1200°C		

Tableau 31 paramètres de l'équation de Hensel-Spittel suite à l'identification paramétrique sur l'Inconel 625 avec les paramètres thermiques de la base de données de FORGE®.

A	m_1	m_2	m_3	m_4	m_5	m_7	m_8	m_9	ϵ_0
6382 MPa	-0,0032	-0,11	0,11	-0,037	0,00018	-0,01	0,000004	0,054	0,06

Le Tableau 30 appelle plusieurs commentaires. Premièrement, la courbe simulée présente des petits sauts d'efforts. Ce défaut n'a rien à voir avec le modèle rhéologique mais provient de la mise en données de la simulation. Pour s'assurer de la plus grande ressemblance entre la simulation et la mesure, c'est la valeur de déplacement en fonction du temps enregistré par les capteurs lasers qui a été utilisée comme définition du déplacement de l'outil sur la simulation. Cependant, injecter dans FORGE® une position en fonction du temps, surtout s'il y a un léger bruit de mesure, va conduire FORGE® à piloter une vitesse de déplacement non continue et donc à obtenir une vitesse de déformation discontinue. Comme la vitesse de déformation influe sur la contrainte dans l'équation de Hensel-Spittel, on observe des sauts de contraintes à certains moments. On peut remédier à ce problème en mettant comme donnée d'entrée pour FORGE® une vitesse en fonction du temps. Cependant, dans le cadre d'une identification paramétrique, ces sauts de contrainte n'ont qu'une influence négligeable. On peut donc s'en satisfaire.

Deuxièmement, la moyenne de l'effort sur toute la courbe est bien représentée (voir Figure 58). L'écart entre l'effort moyen enregistré et simulé ne dépasse pas 9,1%, qui est l'écart observé sur la courbe de presse à vis à 1150°C. L'influence globale de la température et de la vitesse est donc assez bien prise en compte. Attention, il n'est cependant ici question que de l'influence d'une courbe à l'autre.

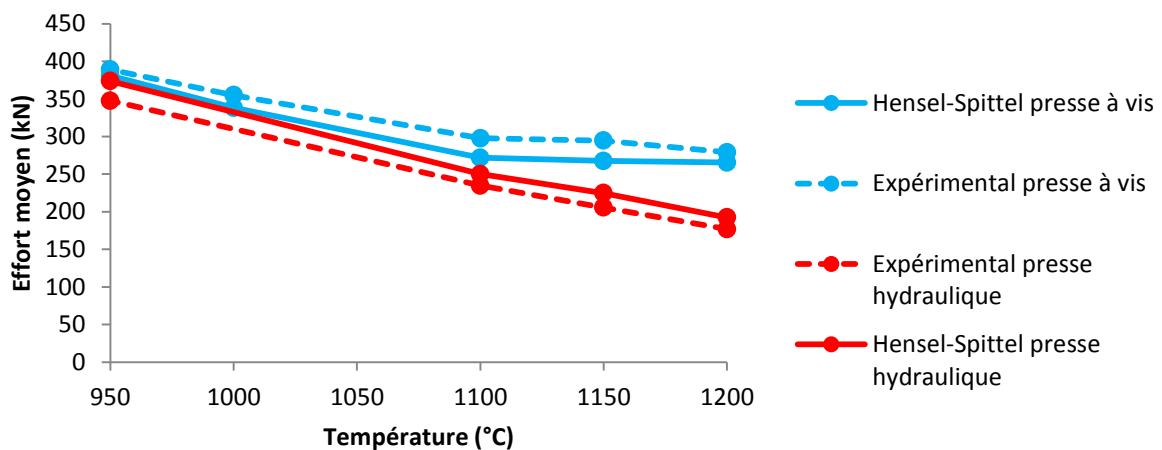


Figure 58 Moyenne de l'effort mesuré expérimentalement et calculé après optimisation avec les paramètres thermiques de la base de données.

Troisièmement, la forme des courbes est différente entre celles simulées et celles mesurées. Cette remarque est particulièrement vraie pour la presse à vis et les faibles températures. Comme la valeur moyenne de la contrainte est bien représentée, ce problème pourrait venir d'une mauvaise

définition des échanges thermiques. Comme la simulation surestime la contrainte au début de la compression, peut-être cela signifie-t-il que la pièce réelle est plus chaude que la pièce simulée au début. La simulation sous-estime la contrainte en fin de compression, soit parce que la pièce réelle est plus froide à la fin, soit parce qu'il y a une plus grande surface de contact et plus de frottements sur la pièce réelle. Une autre possibilité serait que l'érouissage soit mal décrit. Cette hypothèse est supportée par le fait que les résultats sont meilleurs sur presse hydraulique, qui est plus lente et donc qui fait intervenir plus d'échanges thermiques que la presse à vis. Si les échanges thermiques étaient la seule cause du problème, on verrait sans doute l'effet inverse.

En conclusion, l'identification des paramètres de Hensel-Spittel mène à des simulations qui modélisent assez bien le comportement très global de l'Inconel mais qui échouent à simuler les comportements plus fins. En particulier, la répartition de la température, de la déformation et de la vitesse de déformation dans le lopin est sans doute erronée. Ceci est assez dommageable pour la suite de l'étude. En effet, la microstructure dépend de la température, de la déformation et de la vitesse de déformation. Si la rhéologie ne peut pas les prédire correctement, il est certain que le modèle de microstructure ne sera pas identifié sur une base solide. Cependant, un modèle de microstructure suffisamment agile pourra, avec le jeu de paramètres adéquat, compenser les erreurs de rhéologie et tout de même fournir des prédictions cohérentes du moment qu'il est utilisé avec le modèle rhéologique identifié ici. Des essais rhéologiques sur machine Gleeble sont prévus dans le cadre d'un projet en cours de déroulement ; cette campagne expérimentale n'a malheureusement pas été achevée pendant la durée de ma thèse. Il serait intéressant d'approfondir cette partie avec d'autres modèles rhéologiques et une meilleure prise en compte des interactions thermiques et tribologiques. Cependant, les résultats préliminaires obtenus ci-dessus nous ont permis de poursuivre une première étude sur la prédiction de la taille de grains.

4.2 Microstructure de l'Inconel

4.2.1 Introduction à la microstructure de l'Inconel 625

Suivant le chemin thermomécanique subi par le matériau, l'Inconel présentera une microstructure ayant des grains plus ou moins gros. Deux mécanismes vont être observés ici : la croissance des grains déjà existants par un maintien prolongé à haute température et la germination de nouveaux grains par recristallisation. Le premier mécanisme provoque une augmentation de la taille de grains alors que le deuxième la diminue. Précisons aussi que l'Inconel est un matériau qui peut parfois présenter une microstructure « biphase », c'est-à-dire qu'on peut trouver côte-à-côte des grains de tailles très différentes comme le montre la Figure 59. Quantifier les fractions volumiques de grains recristallisés ainsi que les tailles de grains par famille de grains est très utile. Cependant, il ne sera présenté ici qu'une première étude qui vise à évaluer les capacités d'un modèle à reproduire un nombre limité de résultats expérimentaux. En conséquence, seule la taille de grains moyenne sera observée.

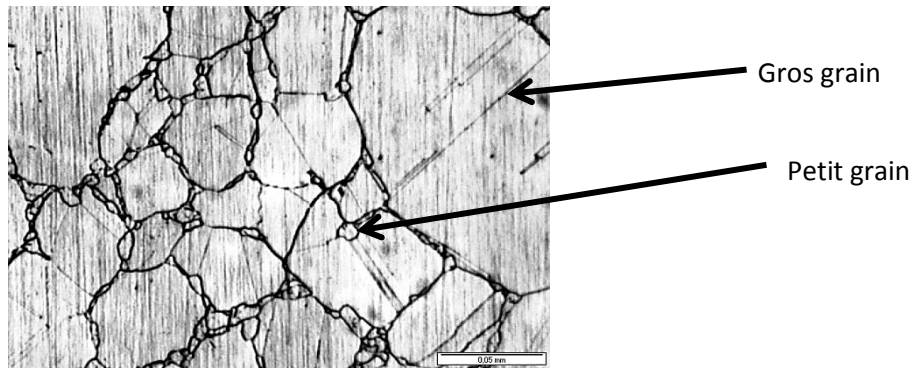


Figure 59 Illustration de microstructure biphasee dans l'Inconel 625.

Concernant la recristallisation, il est possible d'en observer deux types sur l'Inconel. Le premier, le phénomène de recristallisation dynamique, c'est-à-dire la recristallisation pendant la déformation, est très importante dans l'Inconel 625 à haute température. De nombreuses études tels que [113]–[115] ont déjà étudié les effets de la déformation et de la température sur la recristallisation dynamique. Des tentatives ont déjà essayé de la modéliser pour l'Inconel 625 [116], [117]. Le second est la recristallisation post-dynamique, après la déformation (qui sera séparé dans les paragraphes suivants en recristallisation statique et métadynamique). On le trouve surtout avec l'Inconel 718 [118], [119] mais il n'est à priori pas exclu d'en trouver aussi sur l'Inconel 625.

Pour mesurer expérimentalement la taille de grains, les lopins de cette étude ont été découpés, polis miroir puis attaqués chimiquement à l'aide d'un mélange composé à 75% de HCl et 25% de H₂O. A ce mélange, on ajoute, juste avant utilisation, moins de 5% de H₂O₂ (eau oxygénée). On rajoute l'eau oxygénée juste avant utilisation du produit car sa réaction avec le reste de la solution ne dure que quelques dizaines de minutes. La surface à attaquer est maintenue immergée dans la solution pendant 2 à 3 minutes avant d'être lavée à l'eau puis séchée.

La microstructure est ensuite observée au microscope optique en 3 points du lopin à mi-hauteur : en son centre, en peau et à mi-rayon comme illustré dans la Figure 60.

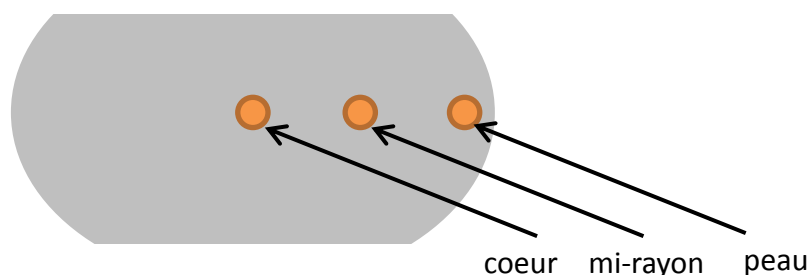


Figure 60 Zones où la microstructure est observée sur les lopins en Inconel 625.

Les points situés en haut et en bas du lopin ne sont pas étudiés car ils seront très vite refroidis par les échanges thermiques avec les outils, ce qui ne favorise pas les phénomènes de recristallisation.

Il est usuel de donner les tailles des grains en unité ASTM plutôt qu'en micromètres (μm). La conversion entre un diamètre de grains ASTM et un diamètre en micromètres est donnée par l'équation 26.

$$d_{ASTM} = -2,95 - 3,32 \log \left(\left(\frac{d_{\mu\text{m}}}{1000} \right)^2 \right) \quad (26)$$

Il existe plusieurs méthodes pour mesurer la taille de grains moyenne sur un échantillon. On peut citer la norme ASTM [120] qui propose trois méthodes:

- Par **comparaison avec une image-type**. La micrographie est comparée visuellement à une série d'images représentative d'une microstructure avec des tailles de grains connues. Cette méthode est très rapide et visuelle. Elle ne nécessite pour sa mise en œuvre aucun programme ou logiciel spécialisé. Cependant, elle a deux défauts. Le premier est que c'est à l'utilisateur de déterminer ce qu'est un grain moyen sur la micrographie, ce qui induit une incertitude sur le résultat. En conséquence, même si une seule personne fait toutes les mesures de taille de grains (ce qui est le cas ici), il est raisonnable de considérer que la marge d'erreur de ces mesures est de ± 1 ASTM. En revanche, les écarts relatifs devraient être bien représentés.
- Le **comptage** consiste à compter le nombre de grains compris sur un disque de surface connue. Cela donnera un nombre de grains par mm^2 qui peut ensuite être traduit en taille de grains moyenne. Cette méthode est bien plus précise que la précédente mais s'avère plus lente à traiter si un outil informatique adapté (dans notre cas, capable de différencier les macles, les rayures visibles sur la Figure 61, des joints de grains) n'est pas utilisé.
- La **méthode du segment intercepté** demande à tracer un ou plusieurs segments sur la micrographie de manière à ce qu'au moins 50 grains soient interceptés. En comptant le nombre exact de grains interceptés et connaissant la longueur des lignes, on en déduit une taille de grain moyenne. Cette méthode est aussi réputée plus précise mais reste plus lente à appliquer. Une variante de cette méthode consiste à utiliser des cercles concentriques plutôt que des segments.

La microstructure n'est pas le cœur de cette thèse. De plus, nous verrons par la suite que le plan d'expériences réduit qui sera utilisé ne permettra pas de faire une identification parfaite. Un niveau d'approximation assez élevé peut donc être autorisé pour la mesure des tailles de grains. C'est une méthode proche de la comparaison avec une image-type qui est utilisée. Pour mesurer la taille de grain moyenne, l'outil montré en Figure 61 est utilisé. Pour un grossissement donné, on crée une série de cercles dont le diamètre correspond à une taille ASTM [120]. En déplaçant la série de cercle au-dessus des grains, on choisit le cercle dont le diamètre correspond au diamètre moyen des grains de la micrographie, ce qui donne la taille ASTM de grain. Cette méthode est favorisée par rapport à celle de la norme car en superposant une unique figure à la micrographie, il est possible d'estimer la taille de tous les grains de la micrographie qui mélange parfois des grains de taille très différentes.

La taille de grains initiale est mesurée à $32 \mu\text{m}$ (7ASTM) à cœur, $32 \mu\text{m}$ (7ASTM) à mi-rayon et $38 \mu\text{m}$ (6,5ASTM) en peau.

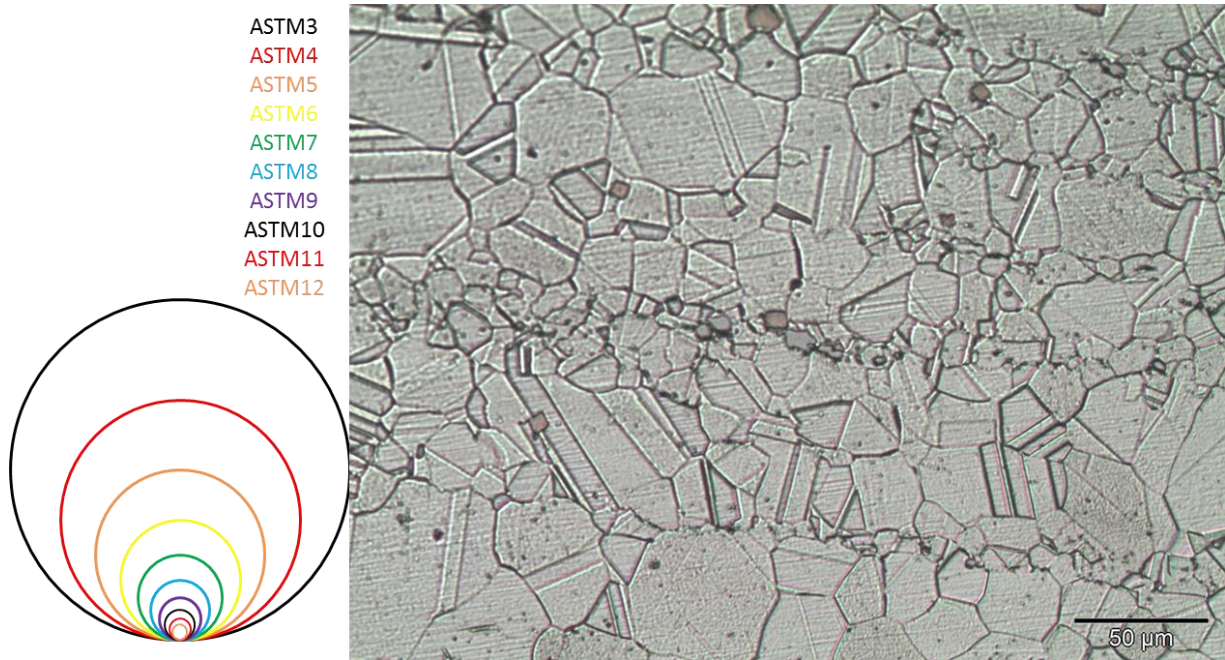


Figure 61 Cercles ASTM (à gauche) utilisés pour mesurer la taille de grains sur les photos de microstructure (exemple de la microstructure à mi-rayon initiale à droite).

4.2.2 Le modèle de microstructure JMAK

Un modèle couramment utilisé pour décrire les évolutions de la microstructure des métaux est le modèle JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) qui permet de décrire les changements de phase dans les solides. Cette équation, initialement introduite par Kolmogorov, fut ensuite popularisée par Avrami [121]–[123] et fut réutilisée et modifiée jusqu'à aujourd'hui. Sa principale caractéristique est que la fraction de recristallisation dans le matériau au cours du temps a une forme de sigmoïde, comme illustré en Figure 62. Le modèle JMAK a déjà été utilisé pour modéliser la recristallisation d'alliages à base nickel tel que dans [124] pour l'Inconel 718. Une version modifiée du modèle JMAK est implantée dans FORGE®. Elle est capable de suivre la croissance des grains, la recristallisation statique, la recristallisation dynamique et la recristallisation méta-dynamique.

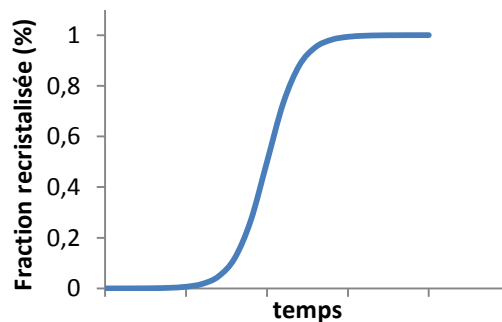


Figure 62 Cinétique de recristallisation typique décrite par le modèle JMAK.

La croissance des grains se produit sous l'effet de la chaleur. Plus la température est élevée, plus les grains grossissent vite.

Les phénomènes de recristallisation vont normalement diminuer la taille des grains. D'un point de vue théorique, la recristallisation va imposer une certaine taille de grains à une fraction des grains de la zone considérée. La recristallisation statique se produit après la déformation, si la déformation cumulée n'a pas dépassé un certain seuil qui est la déformation critique. La recristallisation dynamique se produit pendant la déformation, si la déformation cumulée dépasse la déformation critique. La recristallisation métadynamique se produit après la déformation, si la déformation cumulée a dépassé la déformation critique.

Les équations utilisées dans cette thèse pour représenter ces phénomènes font appel à un total de 28 paramètres à identifier, donnés dans le Tableau 32. Un regard au tableau permet déjà de voir que certains indices de paramètres ne se suivent pas. Par exemple, E_{p1} et E_{p3} sont utilisés pour la déformation critique et pas E_{p2} . C'est parce que certains paramètres du modèle sont mis à 0 dans le but de simplifier le modèle. Le choix des paramètres mis à 0 est basé sur la base de données de FORGE®. Malheureusement, il n'y a pas de paramètres dans FORGE® pour l'Inconel 625 donc ce sont les paramètres de l'Inconel 718 (la nuance la plus proche disponible dans la base de données) qui ont conduit à annuler certains termes. D'autres paramètres utilisés dans les équations sont aussi fixés et ne sont pas mis dans le tableau.

Tableau 32 récapitulatif des paramètres à identifier pour le modèle de microstructure.

Equation	Paramètres
Déformation critique	E_{p1}, E_{p3}, Q_{Ep}
Recristallisation statique	$T_{s1}, T_{s3}, Q_{Ts}, D_{s1}, Q_{Ds}, X_{s2}$
Recristallisation dynamique	$T_{d1}, T_{d2}, T_{d3}, Q_{Td}, D_{d1}, D_{d4}, X_{d2}$
Recristallisation métadynamique	$T_{m1}, T_{m2}, T_{m4}, Q_{Tm}, D_{m1}, D_{m2}, D_{m4}, Q_{Dm}, X_{m2}$
Croissance des grains	$Gg1, Gg2, Q_{Ggr}$

Dans le cas présent, c'est le diamètre de grains moyen qui est recherché :

$$D_{moyen} = D_{rx}X_{rx} + d_0(1 - X_{rx})^2 \quad (27)$$

avec

$$d_0^{Gg1} = \left(d_0^{Gg1} + G_{g2} \exp\left(\frac{Q_{Ggr}}{RT}\right) \cdot \Delta t \right)^{\frac{1}{Gg1}} \quad (28)$$

$$X_{rx} = X_{srx} + X_{drx} + X_{mdrx} \quad (29)$$

et

$$D_{rx} = \frac{X_{srx}D_{srx} + X_{drx}D_{drx} + X_{mdrx}D_{mdrx}}{X_{rx}} \quad (30)$$

d_0 est la taille de grain telle qu'elle serait si il n'y avait que de la croissance de grains due à un maintien à température. Au tout début du calcul, d_0 est la taille de grain initiale.

Les termes X_{srx} , X_{drx} et X_{mdrx} décrivent respectivement la fraction des grains recristallisés statiquement, dynamiquement et métadynamiquement. Ce sont ces termes qui représentent la cinétique de la recristallisation. Leurs équations complètes sont données ci-dessous :

$$X_{srx} = 1 - \exp\left(X_{s1} \left(\frac{t}{t_{0.5 \text{ statique}}}\right)^{X_{s2}}\right) \quad (31)$$

$$X_{drx} = 1 - \exp\left(X_{d1} \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{X_{d2}}\right) \quad (32)$$

$$X_{mdrx} = 1 - \exp\left(X_{m1} \left(\frac{t}{t_{0.5 \text{ métadynamique}}}\right)^{X_{m2}}\right) \quad (33)$$

Ces trois équations font toutes intervenir un terme $t_{0.5}$ ou $\varepsilon_{0.5}$. Il s'agit soit d'un temps ou d'une déformation qui sert à donner le seuil à partir duquel on observe 50% de recristallisation.

$$t_{0.5 \text{ statique}} = T_{s1} \varepsilon^{T_{s3}} \exp\left(\frac{Q_{T_s}}{RT}\right) \quad (34)$$

$$\varepsilon_{0.5} = T_{d1} d_0^{T_{d2}} \dot{\varepsilon}^{T_{d3}} \exp\left(\frac{Q_{T_d}}{RT}\right) \quad (35)$$

$$t_{0.5 \text{ métadynamique}} = T_{m1} \varepsilon^{T_{m2}} \dot{\varepsilon}^{T_{m4}} \exp\left(\frac{Q_{T_m}}{RT}\right) \quad (36)$$

Les termes D_{srx} , D_{drx} et D_{mdrx} décrivent respectivement la taille des grains recristallisés pour une recristallisation statique, dynamique et métadynamique. On les calcule comme suit :

$$D_{srx} = D_s X_{mdrx}^{asrx} \quad (37)$$

$$D_{drx} = D_d X_{mdrx}^{adrx} \quad (38)$$

$$D_{mdrx} = D_m X_{mdrx}^{amdrx} \quad (39)$$

D_s , D_d et D_m sont quant à eux les tailles de grains recristallisés pour une recristallisation complète. Par exemple, si la totalité des grains de la zone étudiée avait subi une recristallisation dynamique uniquement et qu'il n'y aurait pas eu de croissance de grains par la suite, la taille des grains mesurés serait D_d .

$$D_s = D_{s1} \exp\left(\frac{Q_{Ds}}{RT}\right) \quad (40)$$

$$D_d = D_{d1} Z^{D_{d4}} \quad (41)$$

$$D_m = D_{m1} \varepsilon^{D_{m2}} \dot{\varepsilon}^{D_{m4}} \exp\left(\frac{Q_{Dm}}{RT}\right) \quad (42)$$

La déformation critique qui détermine si il y aura recristallisation statique ou dynamique est quant à elle définie comme :

$$\varepsilon_c = A_{crit} E_{p1} \dot{\varepsilon}^{E_{p3}} \exp\left(\frac{Q_{Ep}}{RT}\right) \quad (43)$$

Pour finir, le paramètre de Zener-Hollomon doit être calculé :

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (44)$$

4.2.3 Plan d'expériences pour identifier le modèle de microstructure

Les différents phénomènes de recristallisation ont des effets similaires : ils diminuent la taille de grains. Cela peut poser un problème dans l'identification car avec des paramètres mal choisis, on peut arriver à reproduire la taille de grains finale d'un lopin compressé avec n'importe quel type de recristallisation. C'est un problème de corrélation semblable à ce qui a déjà été abordé en partie 1.4. Un plan d'expériences et une stratégie d'identification judicieuse sont donc nécessaires pour obtenir un résultat final le plus correct possible. Le nombre de paramètres du modèle JMAK est relativement élevé. Cependant, la physique des phénomènes décrits et la structure du modèle font qu'il n'est pas nécessaire d'identifier tous ces paramètres en même temps. En effet, des essais peuvent être conçus de manière à mettre en évidence un seul phénomène à la fois, ce qui permet d'identifier un nombre plus réduit de paramètres à la fois, qui pourront être figés pour la suite de la procédure. On peut alors adopter une stratégie semblable à celle utilisée dans [125].

Tous les lopins seront chauffés au four avant forgeage car on s'intéresse au comportement à chaud de l'Inconel 625. Tous les lopins subiront donc du grossissement de grains. C'est le premier phénomène dont il faut identifier les paramètres. Pour trouver ces paramètres, des lopins sont placés dans le four à une température donnée pendant un temps connu puis ils sont trempés pour figer la microstructure. Connaissant la taille de grains initiale et en mesurant la taille de grains finale

pour différentes températures et en fonction du temps d'attente, les paramètres de croissance de grains peuvent être identifiés.

La recristallisation statique intervient dès qu'il y a de la déformation, mais uniquement si cette dernière est inférieure à un certain seuil. Pour identifier les paramètres de la recristallisation statique les lopins sont déformés avec un taux d'écrasement moyen de 15%, imposé à l'aide de cales (voir la Figure 64). Ce choix est fait sur la base d'une précédente étude faite au laboratoire. Ce taux de déformation est relativement faible au regard de la déformation de 1 obtenue par ailleurs. Les échantillons sont remis au four pendant un temps déterminé, avant de les tremper. Les lopins sont remis au four parce que la recristallisation statique n'est censée intervenir qu'après la déformation mais une certaine température est nécessaire pour que la recristallisation se produise. Les paramètres de la loi de croissance des grains étant déjà identifiés (et figés), les différences de microstructure entre l'expérimental et ce que prédit la croissance de grains seule sont, dans les limitations imposées par le modèle utilisé, nécessairement dues à la recristallisation statique. On identifie donc les paramètres de la recristallisation statique en utilisant ces résultats expérimentaux.

La recristallisation dynamique intervient durant la déformation si la déformation dépasse un seuil critique. On va donc déformer beaucoup le lopin, avec un taux d'écrasement de 50% minimum, puis le tremper immédiatement pour stopper un début de recristallisation métadynamique. Les différences de microstructure entre l'expérimental et ce que prédit la croissance de grains seule sont nécessairement (d'après le modèle utilisé) dues à la recristallisation dynamique ce qui permet d'identifier les paramètres qui y sont liés.

La recristallisation métadynamique ne se déclenche qu'après la déformation, dans le cas où il y a eu de la recristallisation dynamique. Pour identifier ces paramètres il faut donc beaucoup déformer le lopin puis le remettre au four pour laisser le temps à la recristallisation métadynamique de se produire. On déduit les paramètres de la recristallisation métadynamique à partir de la différence entre la microstructure finale observée et ce que prédisent la croissance de grains et la recristallisation statique déjà identifiées.

La Figure 63 résume graphiquement les différents types d'essais mise en place pour l'identification paramétrique.

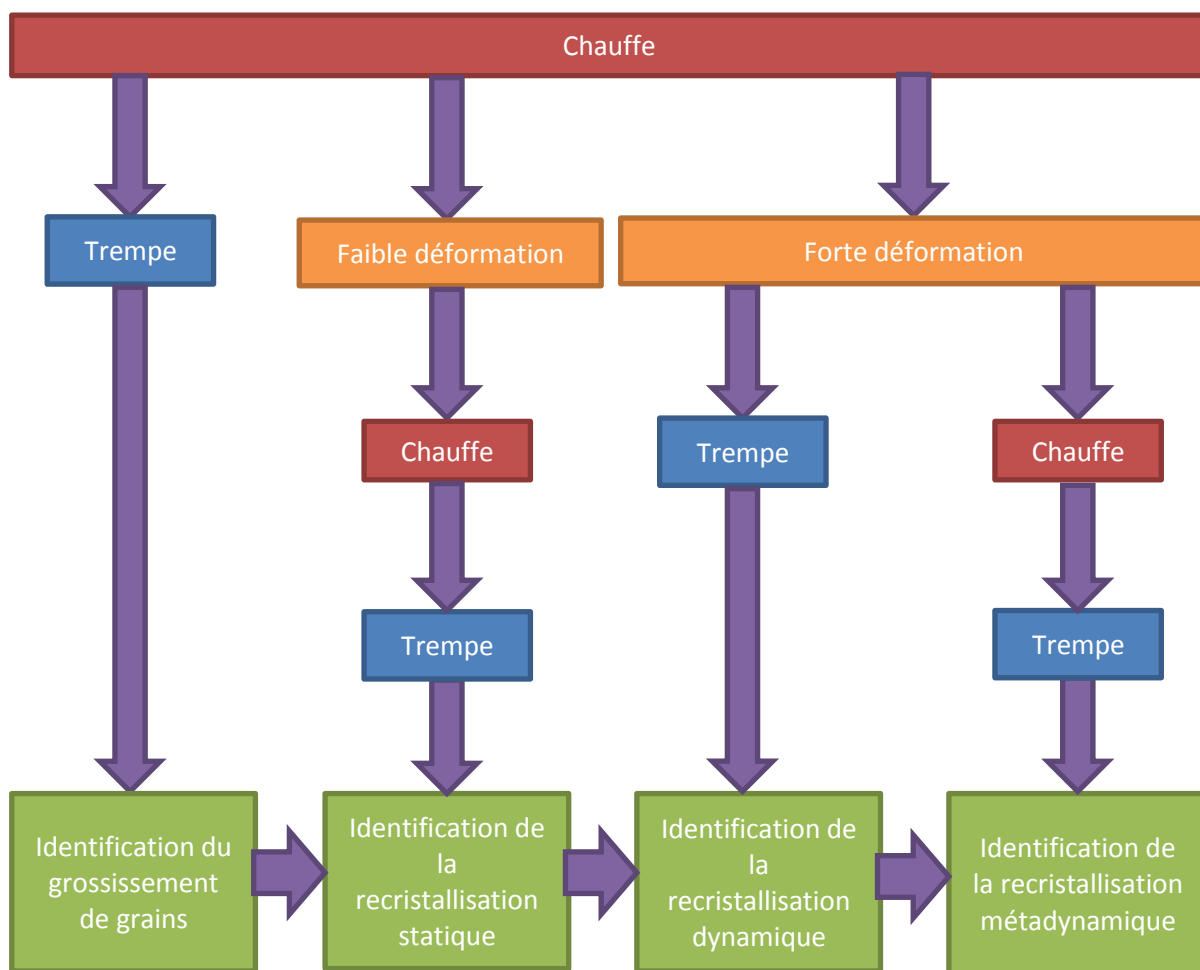


Figure 63 Procédure expérimentale pour l'identification du modèle de microstructure.

La Figure 64 illustre les déformations imposées aux lopins pour étudier les différents types de recristallisation.



Figure 64 Gauche : lopin non déformé ; milieu : déformation de 15% pour l'étude de la recristallisation statique ; droite : Déformation de 60% pour l'étude de la recristallisation dynamique et métadynamique.

Le plan d'expériences final retenu avec les résultats des mesures est donné dans le Tableau 33 ci-dessous. Les numéros dans les cases du tableau donnent la taille de grains en ASTM dans l'ordre : Cœur_Mi-cœur_Peau. Les micrographies correspondantes sont en annexe.

Tableau 33 Résultats de mesure de taille de grains en ASTM. Le premier chiffre correspond au cœur, le deuxième au mi-rayon et le troisième à la peau.

Croissance de grains				Recristallisation statique		
Température	Temps d'attente au four 10 minutes	Temps d'attente au four 20 minutes	Temps d'attente au four 30 minutes	Température	Presse hydraulique faible déformation + remise 20 minutes au four	Presse à vis faible déformation + remise 20 minutes au four
950°C				950°C		
1000°C				1000°C		
1100°C	6_6_5		4_4_4	1100°C	5_5_4	4_5_4
1150°C		4_4_4		1150°C		
1200°C		3_3_2		1200°C		3_2_2
Recristallisation dynamique			Recristallisation métadynamique			
Température	Presse hydraulique forte déformation	Presse à vis forte déformation	Température	Presse hydraulique forte déformation + remise 20 minutes au four	Presse à vis forte déformation + remise 20 minutes au four	
950°C		9_10_9	950°C			
1000°C		10_10_10	1000°C		7_6_8	
1100°C	13_13_12	9_9_9	1100°C	5_4_5	5_5_5	
1150°C	11_11_9,5		1150°C	4_3_4	4_3_3	
1200°C		8_7_7	1200°C		1_2_2	

Au vu des résultats, on constate que plus la température du four est élevée, plus grande sera la taille de grains (et plus petite sera sa valeur ASTM). Une température élevée augmente bien la croissance des grains. Ensuite, les plus petites tailles de grains sont observées dans la recristallisation dynamique. Ce n'est pas étonnant sachant que l'Inconel 625 est sensible à la recristallisation dynamique et que les lopins sont trempés juste après la déformation dans ce cas alors qu'ils sont remis au four (et donc subissent, entre autres, une croissance de grains) dans les cas de recristallisation statique et méta-dynamique. Enfin, on peut constater qu'il y a bien eu de la recristallisation pour les lopins peu déformés. En effet, les lopins du plan d'expérience pour la recristallisation statique ont passés 40 minutes dans le four. Ceux du plan d'expériences de la croissance de grains n'y ont passé au mieux que 30 minutes. Pourtant, les deux ont des grains du même ordre de grandeur. Il y a donc bien eu recristallisation.

Le nombre d'essais est bien plus faible que le nombre de paramètres à identifier. Ceci ne garantit donc pas de trouver la meilleure solution. On peut trouver dans la littérature des plans d'expériences plus étendus pour identifier moins de paramètres [126]. Ce jeu d'expériences est cependant suffisant pour trouver une solution et devrait permettre de valider la faisabilité de la procédure d'identification.

4.2.4 Procédure d'identification paramétrique

Toutes les compressions du plan d'expériences sont simulées sur FORGE® avec le modèle rhéologique identifié dans la partie précédente. L'historique de déformation, vitesse de déformation et température en fonction du temps est enregistré au niveau des points matériels sur lesquels la taille des grains a été évaluée sur les micrographies. Il est possible de suivre ces points au cours de la déformation à l'aide de la fonctionnalité des capteurs de FORGE®. Ces capteurs enregistrent toutes les informations calculées en un point matériel à chaque étape de calcul. Ces informations sont importées dans un tableur. Le modèle de taille de grains présenté en 4.2.2 est implémenté dans le tableur et utilise les données de FORGE® pour calculer la taille de grains moyenne. C'est la taille de grains finale calculée qui sera comparée à la taille mesurée d'après la fonction-coût suivante :

$$FC = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(D_{moyen_i}^{exp} - D_{moyen_i}^{calc})^2}{\|D_{moyen}^{exp}\|^2}} \quad (45)$$

Précisons que la taille de grains utilisée ici n'est pas la taille ASTM mais la taille en μm car JMAK est initialement conçu pour faire des calculs en micromètres. La conversion en ASTM ne se fait qu'après l'optimisation.

4.2.5 Résultat de l'identification et discussion

Il existe des paramètres proposés par la base de données de FORGE® pour l'Inconel 718 (qui est la nuance la plus proche de l'Inconel 625 que l'on trouve dans la base de données). Ces paramètres serviront de base de comparaison avec les paramètres trouvés par identification. Ils permettront de mettre en valeur l'intérêt de la procédure d'identification. La valeur des paramètres et des écarts en ASTM de la simulation par rapport aux mesures sont données respectivement dans le Tableau 34 et la Figure 65.

Tableau 34 Paramètres de la base de données de FORGE® pour le modèle JMAK de l'Inconel 718.

Déformation critique + grossissement de grains		Recristallisation statique		Recristallisation dynamique		Recristallisation méta-dynamique	
$Gg1$	2	T_{s1}	3,16	T_{d1}	0,035	T_{m1}	5.10^{-9}
$Gg2$	$9,4.10^{19}$	T_{s3}	-0,75	T_{d2}	0,29	T_{m2}	-1,42
Q_{Ggr}	$-467115 \text{ J.mol}^{-1}$	Q_{Ts}	74826 J.mol^{-1}	T_{d3}	0,04	T_{m4}	-0,408
Q_{def}	$425000 \text{ J.mol}^{-1}$	X_{s1}	-0,6931	Q_{Td}	17000 J.mol^{-1}	Q_{Tm}	$196000 \text{ J.mol}^{-1}$
A_{crit}	1	X_{s2}	1	T_{crit}	1030	X_{m1}	-0,6931
E_{p1}	0,00373	D_{s1}	678,5	X_{d1}	-0,6931	X_{m2}	1
E_{p3}	0,1238	Q_{Ds}	$-31710 \text{ J.mol}^{-1}$	X_{d2}	1,8	D_{m1}	$4,85.10^{10}$
Q_{Ep}	49520 J.mol^{-1}	$asrx$	0,5	D_{d1}	108,85	D_{m2}	-0,41
				D_{d4}	-0,0456	D_{m4}	-0,028
				$adrx$	0,5	Q_{Dm}	$-240000 \text{ J.mol}^{-1}$
						$amdrx$	0,5

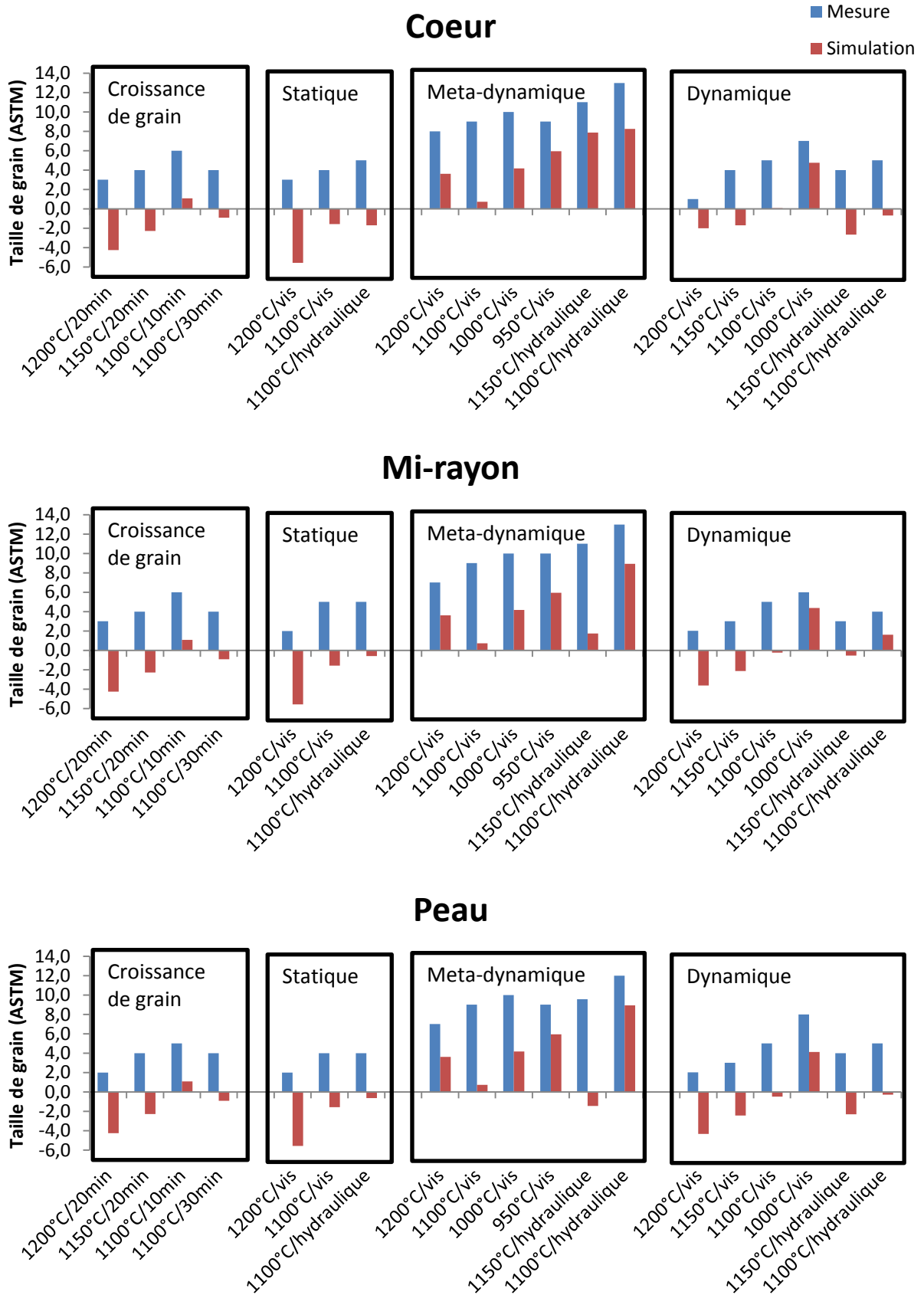


Figure 65 Ecart ASTM entre la taille de grains moyenne mesurée et celle simulée avec le modèle JMAK en utilisant les paramètres de la base de données de l'Inconel 718.

Il existe des très gros écarts entre ce qui est obtenu par la base de données et les mesures, dépassant régulièrement les 8 ASTM. L'échelle de taille de grains descend jusqu'à -6 ASTM, ce qui correspond à des grains dont la taille fait plusieurs milliers de micromètres, ce qui est très loin de la mesure. De manière générale, ce jeu de paramètres prédit des grains bien trop gros. La principale source d'erreur semble venir des paramètres de croissance des grains qui se répercute ensuite sur les autres simulations. Cette première constatation montre qu'il est important d'améliorer ces résultats si l'on souhaite avoir ne serait-ce qu'une grossière approximation de la taille de grains.

Après optimisation, la valeur de fonction-coût obtenue est de 0,056 (pour 1,45 avec les paramètres de la base de données). Les valeurs des paramètres trouvés sont données dans le Tableau 35.

Tableau 35 Paramètres utilisés pour le modèle JMAK de l'Inconel 625 après identification paramétrique. Seuls les paramètres en vert ont été soumis au processus d'optimisation.

Déformation critique + grossissement de grain		Recristallisation statique		Recristallisation dynamique		Recristallisation méta-dynamique	
$Gg1$	4	T_{s1}	20,6	T_{d1}	0,0033	T_{m1}	0,65
$Gg2$	$2 \cdot 10^{23}$	T_{s3}	-0,1	T_{d2}	1	T_{m2}	-5,02
Q_{Ggr}	-493548	Q_{Ts}	0	T_{d3}	0,2	T_{m4}	-0,365
Q_{def}	425000	X_{s1}	-0,6931	Q_{Td}	0	Q_{Tm}	203018
A_{crit}	1	X_{s2}	1	T_{crit}	1010	X_{m1}	-0,6931
E_{p1}	0,00373	D_{s1}	138,7	X_{d1}	-0,6931	X_{m2}	0,1
E_{p3}	0,1238	Q_{Ds}	-11458	X_{d2}	0,31	D_{m1}	$3 \cdot 10^{10}$
Q_{Ep}	49520	$asrx$	0,5	D_{d1}	0	D_{m2}	-0,2
				D_{d4}	-0,07	D_{m4}	-0,0193
				$adrx$	0,5	Q_{Dm}	-208793
						$amdrx$	0,5

Au vu des valeurs des paramètres, on constate que la signification physique des paramètres n'a pas été un enjeu déterminant lors de l'optimisation. Un exemple flagrant est D_{d1} . Après optimisation, la valeur « optimum » de ce paramètre est zéro. Or, d'après l'équation 41, cela signifierait que si 100% de recristallisation statique est obtenue, la taille des grains observée serait nulle, ce qui est impossible en réalité. Ce genre d'incohérence peut être évité en imposant des bornes pour les différents paramètres. Cependant, choisir une borne nécessite une bonne connaissance de ce que l'on cherche à obtenir au préalable. Avec des bornes supérieure et inférieure assez proches les unes des autres, une solution unique pourrait être trouvée, mais considérant la liberté donnée à l'algorithme couplée aux capacités du modèle JMAK, plus d'une solution est envisageable. Il y a une corrélation possible. De plus, il y a bien plus de paramètres à identifier que de points de mesures ce qui amène de nouveau vers une solution non unique.

L'intérêt de cette identification paramétrique n'est donc pas de trouver la meilleure solution physique, mais simplement de tester la capacité qu'a le modèle utilisé à trouver une bonne solution sans nécessairement prendre en compte la signification physique des paramètres. Pour obtenir un modèle plus physique, il faudrait sans doute faire plus de mesures expérimentales. Une analyse de sensibilité permettrait de choisir les essais supplémentaires qui diminuent au mieux les corrélations entre les paramètres. Il serait aussi peut être intéressant de choisir les paramètres du modèle à

activer en fonction des données expérimentales et ne pas se contenter de prendre ceux utilisés dans la base de données. Il est aussi bien de choisir les paramètres avant optimisation à partir de ces mêmes données expérimentales. Pour ce faire, il faudrait tenter de trouver un jeu de paramètres cohérent à la main, c'est-à-dire sans l'aide d'algorithme d'optimisation. Enfin, utiliser plus de critères d'optimisation que seule la taille de grains moyenne, comme par exemple des fractions recristallisées, réduirait les possibilités de l'algorithme à trouver des solutions non cohérentes avec la physique.

Les écarts en micromètres entre la mesure et le calcul obtenu à partir de la simulation sont donnés en Figure 66 alors que les écarts en ASTM sont en Figure 67.

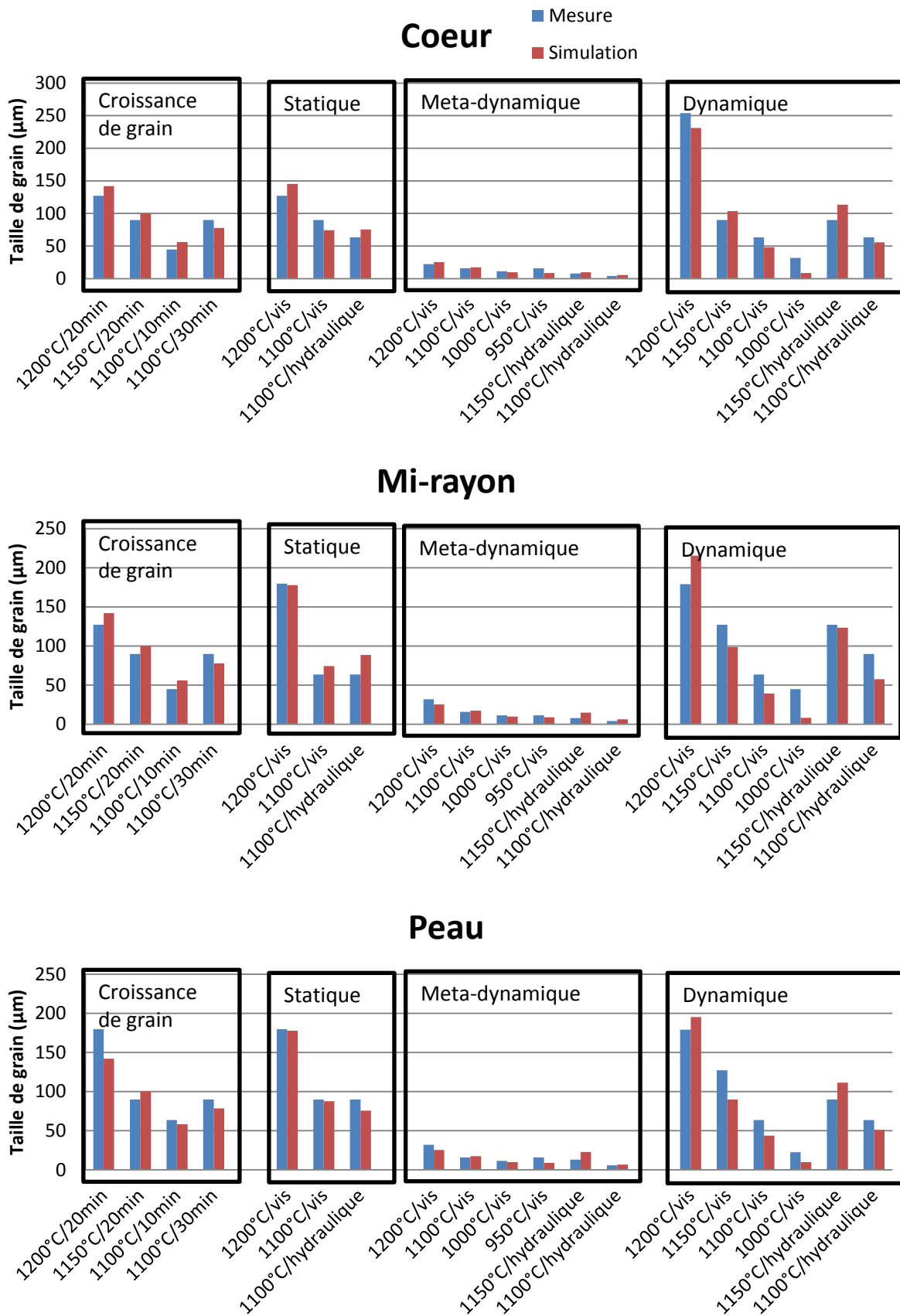


Figure 66 Ecart μm entre la taille de grains moyenne mesurée et celle simulée avec le modèle JMAK.

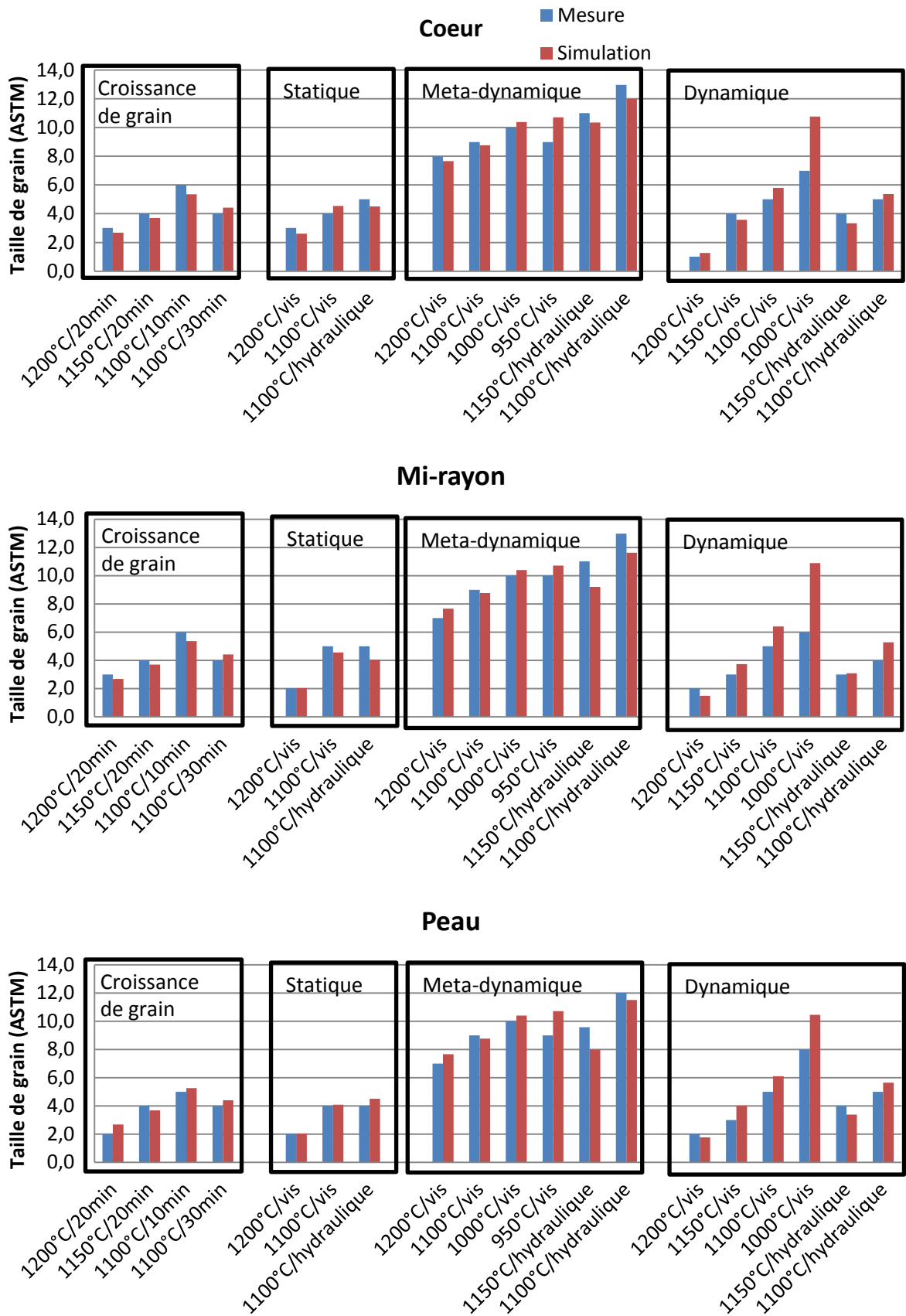


Figure 67 Ecart ASTM entre la taille de grains moyenne mesurée et celle simulée avec le modèle JMAK.

Une très nette amélioration de la prédiction a été atteinte par rapport à ce que proposait la base de données. Pour la majorité des essais, les écarts restent inférieurs à 1 ASTM, ce qui permet de donner une tendance. Cette amélioration était attendue car la base de données ne proposait même pas le même matériau.

Bien que la majorité des écarts ne dépassent pas 1 ASTM, il reste que 5 des 18 essais montrent un écart supérieur à 1 ASTM. L'écart maximum est de 5 ASTM dans le cas de la recristallisation dynamique à 1000°C. Cet écart maximum aurait peut-être été moindre en changeant la fonction-coût. Les tailles ASTM sont sur une échelle logarithmique, ce qui implique que des petits écarts en micromètres peuvent aboutir à de grands écarts en ASTM si la valeur de la mesure est faible en micromètres. En choisissant une fonction-coût avec une pondération intégrée (comme en équation 16 de la partie 1.3.3) ou en optimisant directement sur la taille ASTM plutôt que la taille en micromètres, cet écart aurait pu être réduit. Ceci ce serait bien sûr sans doute fait en échange d'écarts plus grands sur certains autres essais. Toujours est-il que des écarts non négligeables existent entre simulation et mesure, même en ne regardant que les écarts en micromètres (qui peuvent dépasser 40 μm dans certains cas). Un écart supérieur à 1 ASTM est suffisamment grand pour ne pas pouvoir l'expliquer par une mauvaise estimation expérimentale de la taille de grains. C'est donc probablement dans les simulations que se trouve l'origine des écarts. L'optimisation elle-même peut aussi être mise en cause : peut-être que les bornes inférieures et supérieures des paramètres recherchés sont mal choisies. En cherchant un point d'optimisation sur la surface de réponse complètement ailleurs, le résultat aurait peut-être été meilleur. Au vu des écarts présentés, aucune tendance ne se dégage sur la nature des écarts. Le grossissement de grains tout comme les recristallisations statique, dynamique et méta-dynamique présentent des écarts tantôt négatifs, tantôt positifs. Les zones concernées du lopin ne semblent pas non plus influencer les écarts, pas plus que la température. On notera tout de même que c'est la recristallisation statique qui présente le moins d'écarts. Cependant, comme c'est aussi ce phénomène sur lequel le moins de tests ont été faits, l'absence d'un écart semblable à celui de la recristallisation dynamique à 1000°C n'est peut-être due qu'au hasard.

4.3 Conclusion

Dans ce chapitre, la procédure d'identification paramétrique utilisée dans les chapitres précédents a été appliquée à la rhéologie l'Inconel 625. Dans un second temps, les paramètres d'un modèle de prédiction de la taille de grain moyenne ont été identifiés. Il s'est avéré que les deux optimisations ont améliorés les simulations par rapport à ce que proposait la base de données pour l'Inconel 718, qui était la nuance disponible la plus proche de l'Inconel 625. Cependant, il existe des défauts dans les résultats des différentes optimisations. Les simulations utilisant les résultats des précédentes identifications, il est difficile de savoir d'où viennent les problèmes. Si la taille de grains est mal prédite, est-ce à cause d'une mauvaise identification des paramètres JMAK, d'une rhéologie imparfaitement définie, ou d'une thermique non représentative ? Pour progresser dans l'amélioration des simulations, j'estime qu'il faudrait reprendre la procédure depuis le début en s'assurant que chaque étape soit entachée du minimum d'erreurs. Il pourrait être intéressant de faire plus d'essais et de forcer les algorithmes d'optimisation à explorer encore plus l'espace des solutions. A l'heure actuelle, la méthode proposée permet tout de même de voir des tendances générales.

Conclusion et perspectives

L'objectif principal de la thèse était de développer une démarche permettant d'identifier les paramètres d'un modèle rhéologique de matériau métallique à l'aide de moyens industriels. Pour ce faire, des essais de compressions uniaxiales à chaud sur un acier 42CrMo4 ont été menés sur des presses industrielles. Un premier verrou était l'instrumentation des essais. Les presses industrielles ne sont pas toujours instrumentées. Pour répondre au problème, des capteurs de déplacement et un capteur d'effort ont été installés sur un outillage dédié, lui-même installé sur les presses. En procédant ainsi, des mesures dissociées de la chaîne d'effort ont été obtenues. La problématique de l'exploitation de ces données se pose alors. Les données d'effort et de déplacement enregistrées ont servi d'objectif à atteindre pour un algorithme d'optimisation. Cet algorithme était couplé au logiciel d'éléments finis FORGE® sur lequel la compression est simulée afin de prendre en compte les hétérogénéités de la déformation. Pour dé-corréler les effets de la rhéologie, du frottement et de la température dans le résultat final, des tests supplémentaires devaient être menés à bien. Un test de l'anneau ainsi que des essais de refroidissement ont été faits pour définir respectivement les frottements et les transferts thermiques qui ont lieu entre le lopin et les outils.

Les limites d'une identification paramétrique sur presse industrielle ont été explorées. Pour ce faire, le jeu de paramètres trouvé a été comparé à une identification paramétrique faite sur le même acier avec une machine Gleeble dédiée, ces machines étant largement utilisées pour réaliser des essais rhéologiques. Les différences entre des courbes contrainte/déformation simulées avec l'un et l'autre des jeux de paramètres sont visibles mais restent relativement faibles, montrant qu'il n'est pas déraisonnable d'utiliser des moyens industriels pour l'identification. Pour valider les prédictions des modèles identifiés sur un cas plus complexe, une pièce industrielle a été ensuite forgée sur une des presses ayant servi à l'identification. Le forgeage de cette pièce fut aussi simulé sous FORGE® avec les deux jeux de paramètres. Les trois courbes d'effort en fonction du déplacement ont été comparées et s'avèrent proches l'une de l'autre, appuyant la conclusion précédente.

Pour mettre encore la méthodologie d'identification à l'épreuve, Le processus d'identification sur presse industrielle a été de nouveau fait sur de l'Inconel 625. A la suite de l'identification, la simulation était en mesure de donner une assez bonne estimation de l'effort appliqué au lopin mais la géométrie finale du lopin simulé ne correspondait pas à celle observée expérimentalement, montrant que des progrès restent à faire. Un deuxième objectif du travail sur l'Inconel était de tester si l'identification paramétrique peut être menée avec succès sur d'autres modèles que les modèles rhéologiques, comme par exemple les modèles d'évolution de la microstructure. Les paramètres rhéologiques trouvés précédemment ont donc été utilisés pour identifier les paramètres d'un modèle de microstructure. Après identification, le modèle est capable de donner une estimation raisonnable de la taille de grains moyenne dans la majorité des cas. L'amélioration par rapport à ce que propose la base de données est très nette. Il semble que ce soit un champ d'application intéressant.

Il est donc possible d'utiliser des moyens industriels pour identifier des modèles utilisés dans les simulations de forgeage à condition d'instrumenter les outillages pour mesurer le déplacement du coulisseau et la force développée. Cependant, certains points doivent être améliorés pour atteindre un niveau proche des machines spécialisées :

- Modéliser le gradient de température au sein du lopin est nécessaire dès lors que le matériau est influencé par la température. Cependant, pour le moment, seul trois points de mesure de température en surface ont servi à calibrer les échanges thermiques avec le lopin. Même ainsi, la prédiction de températures aux points de mesure n'est pas parfaite. Les défauts au niveau de la mesure de températures se répercutent sur tout le reste de l'identification. Il serait donc judicieux dans le futur de faire une expérience permettant de mesurer la température sur plus de points, et en particulier à l'intérieur du lopin. Deuxièmement le modèle de thermique et l'identification de ses paramètres mériteraient plus d'attention pour obtenir une meilleure correspondance entre la température mesurée et simulée. Une autre solution serait de faire des essais isothermes mais cela implique plus d'instrumentation sur la presse, ce qui réduit l'intérêt d'utiliser une presse industrielle plutôt qu'une machine spécialisée.
- Les identifications menées dans cette thèse reposent sur l'utilisation d'algorithmes cherchant un minimum d'une fonction-coût sur une partie de l'espace des solutions. Cette façon de procéder est censée donner les mêmes résultats qu'une identification des paramètres manuelle, prenant en compte la signification physique des paramètres. Cependant, les identifications faites sur certains modèles plus physiques que le modèle de Hensel-Spittel n'ont pas donné de meilleurs résultats. On peut alors se demander si le minimum global a bien été atteint. Pour y répondre, il serait intéressant de réutiliser les données expérimentales pour faire une identification basée sur une réflexion modèle par modèle qui ne se reposerait pas entièrement sur la capacité de l'algorithme à trouver un minimum.
- Seule la taille de grains moyenne a été utilisée pour le calibrage du modèle de microstructure. Mais il y a beaucoup de façons pour le modèle choisi d'atteindre une taille de grains donnée. Mesurer et utiliser d'autres informations issues des micrographies, comme des fractions recristallisées, orienteraient sans doute l'optimisation vers des solutions plus physiques. Faire plus d'essais est aussi une voie d'amélioration, surtout si les essais supplémentaires sont choisis à l'aide d'une analyse de sensibilité.
- Pour mieux vérifier que l'identification paramétrique fonctionne, la comparaison des jeux de paramètres sur le forgeage d'une pièce industrielle mériterait d'être refaite sur d'autres configurations. Que ce soit en changeant la pièce, la presse ou les températures.

Annexe 1 : Résultats d'identification paramétrique avec les modèles de Johnson-Cook, Hor et Gavrus

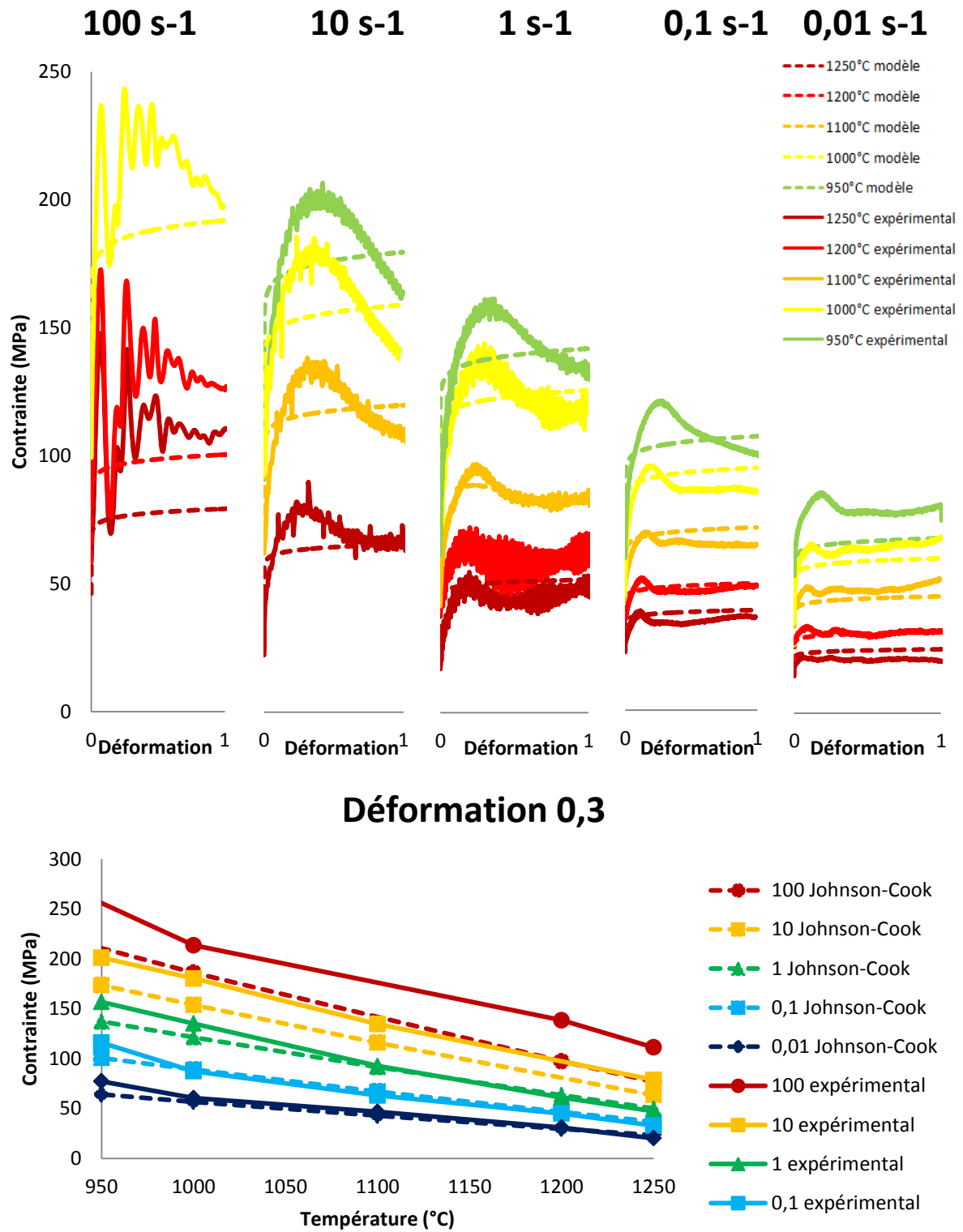
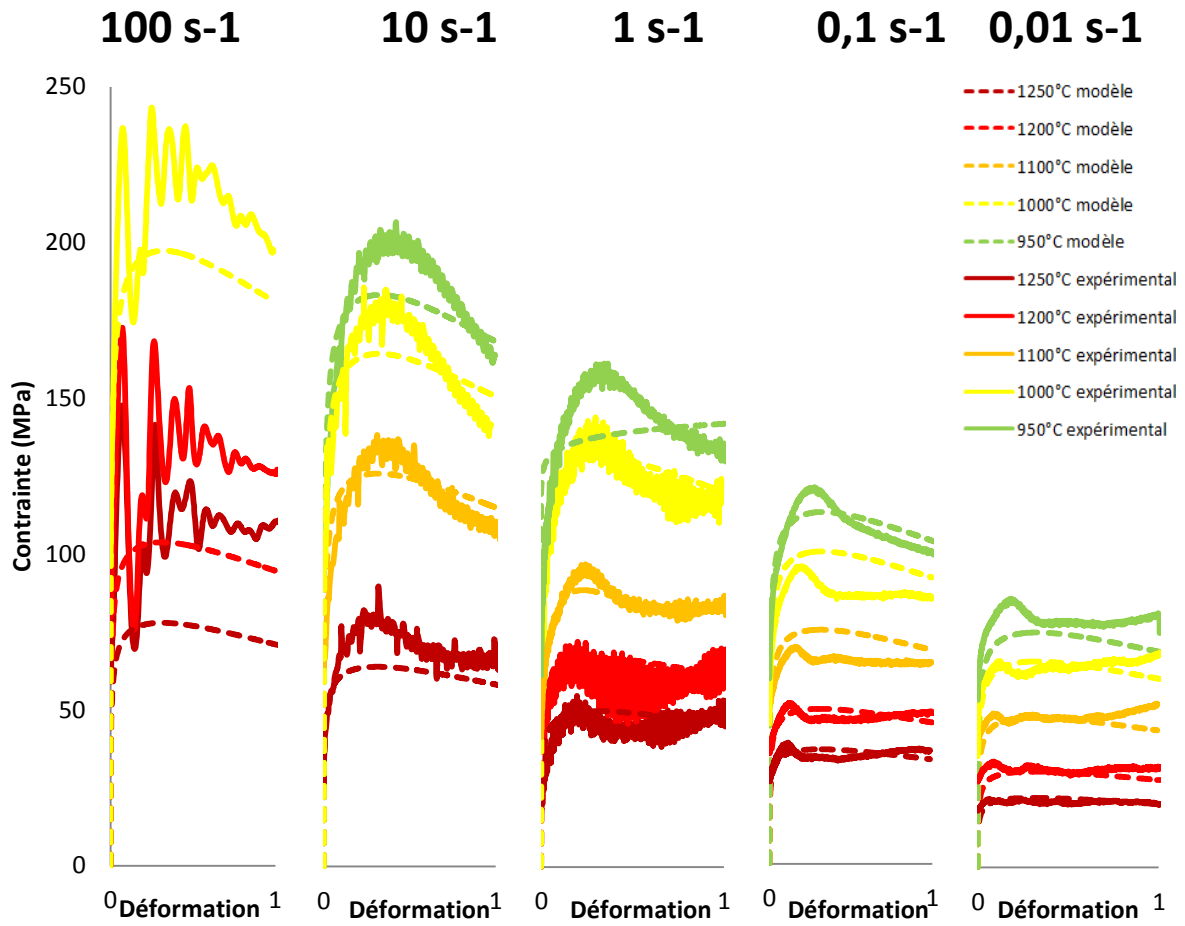


Figure 68 Courbes contrainte/déformation expérimentales issues d'essais Gleeble (traits pleins) avec les courbes simulées à partir du jeu de paramètres de **Johnson-Cook** trouvé grâce à l'identification paramétrique (traits pointillés) avec le plan d'expériences réduit.



Déformation 0,3

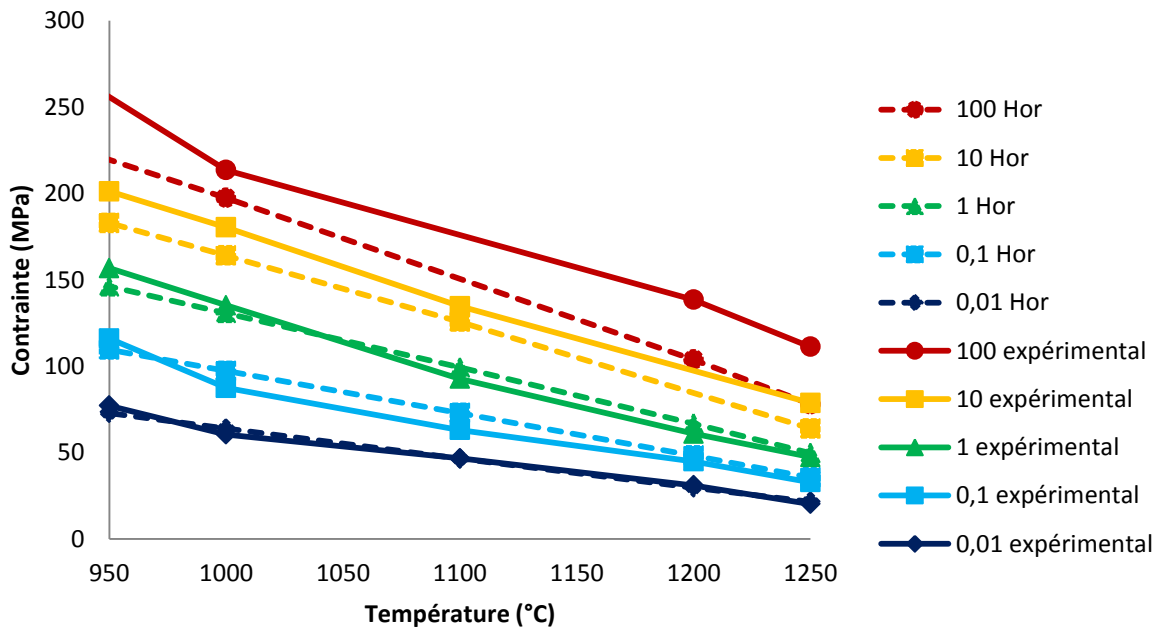


Figure 69 Courbes contrainte/déformation expérimentales issues d'essais Gleeble (traits pleins) avec les courbes simulées à partir du jeu de paramètres de *Hor* trouvé grâce à l'identification paramétrique (traits pointillés) avec le plan d'expériences réduit.

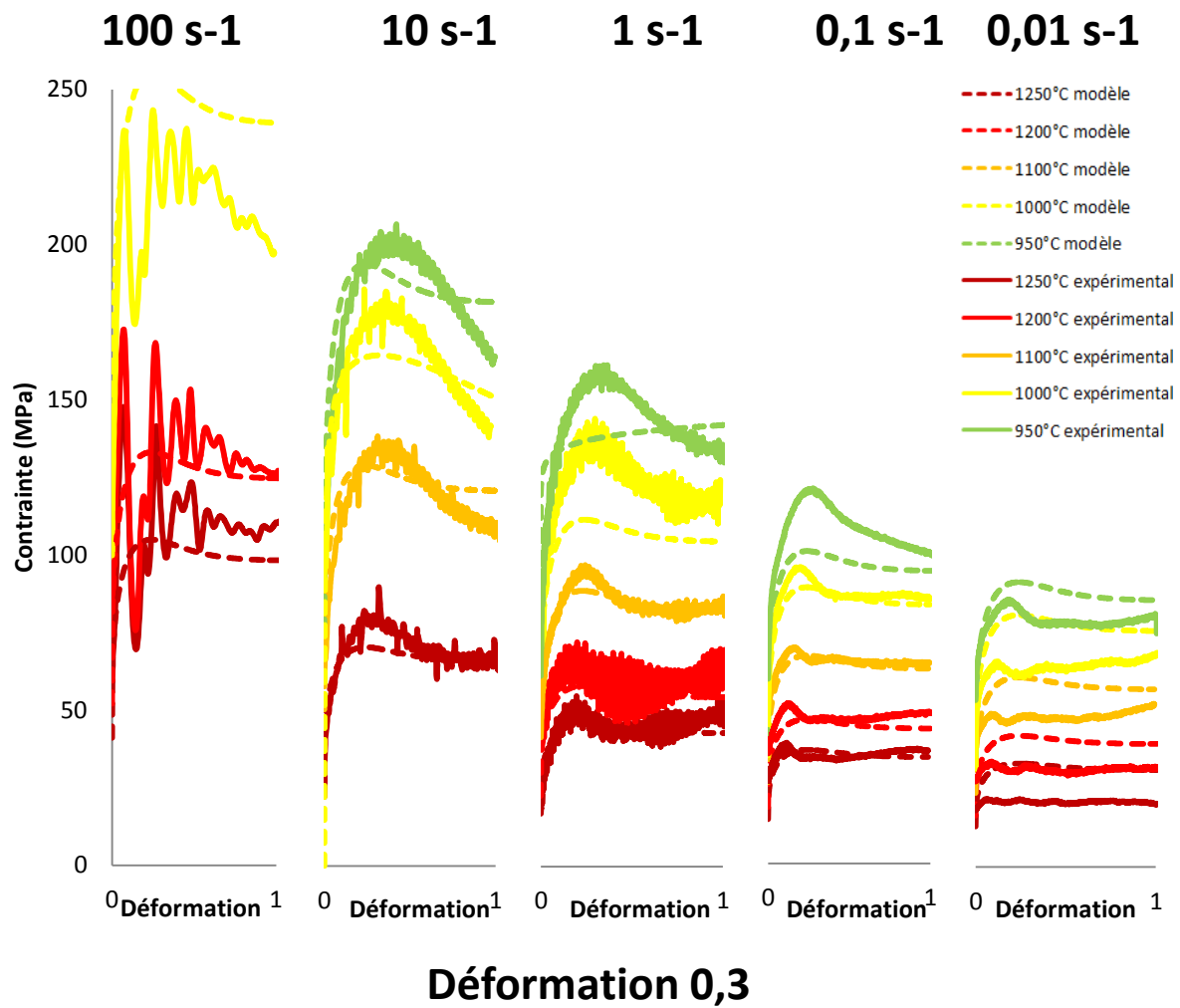


Figure 70 Courbes contrainte/déformation expérimentales issues d'essais Gleeble (traits pleins) avec les courbes simulées à partir du jeu de paramètres de **Gavrus** trouvé grâce à l'identification paramétrique (traits pointillés) avec le plan d'expériences réduit.

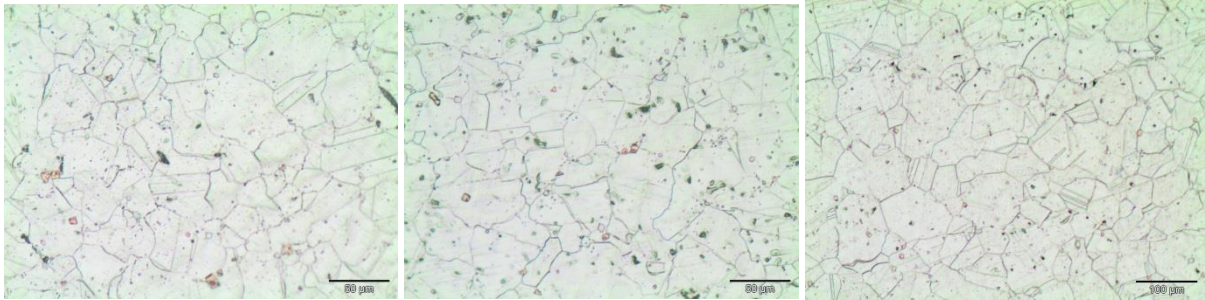
Annexe 2 : micrographies de l'Inconel 625

Toutes les micrographies sont données dans l'ordre suivant : Cœur ; mi-rayon ; peau.

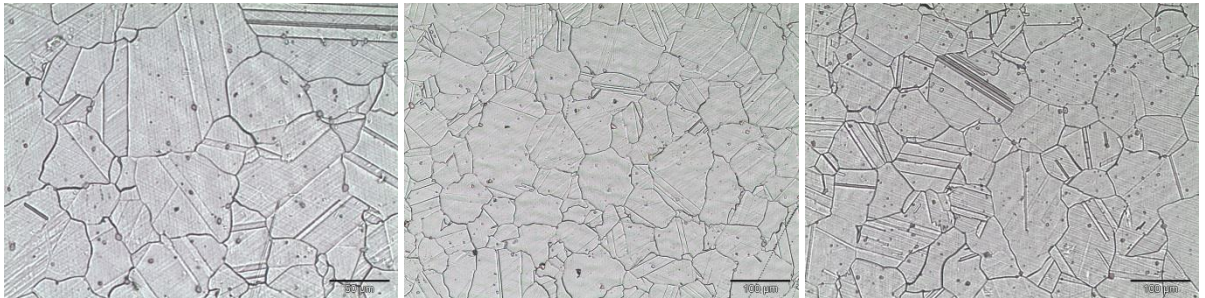
Attention : les échelles ne sont pas les mêmes pour toutes les micrographies.

Croissance de grains

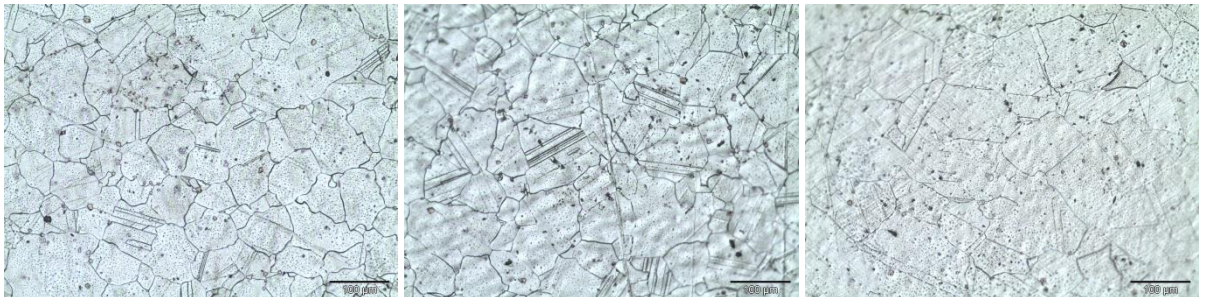
1100°C/10 minutes d'attentes



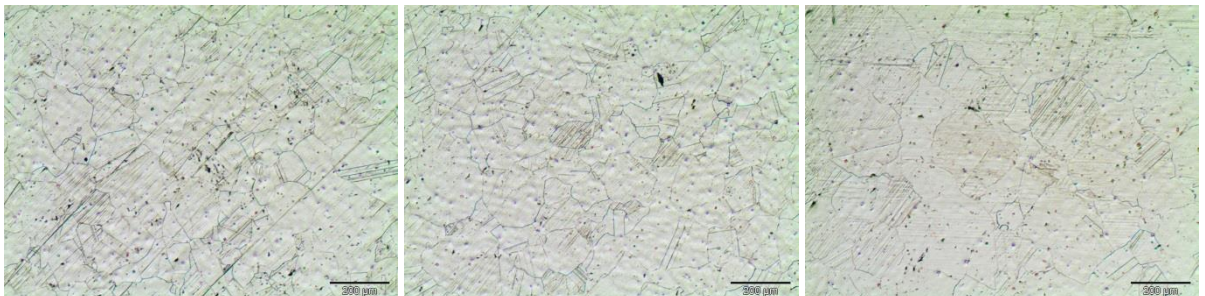
1100°C/30 minutes d'attentes



1150°C/20 minutes d'attentes

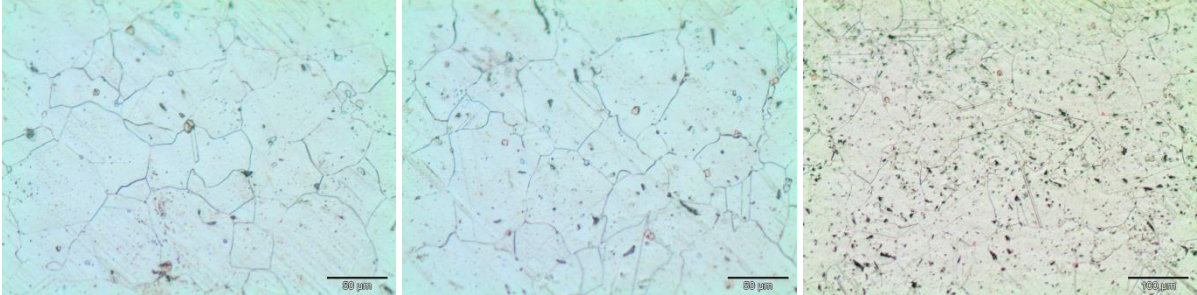


1200°C/20 minutes d'attentes



Recristallisation statique

1100°C/Presse hydraulique



1100°C/Presse à vis

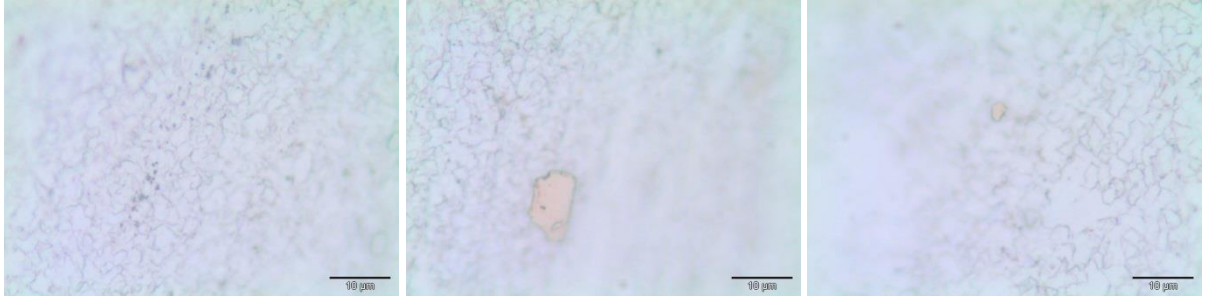


1200°C/Presse à vis

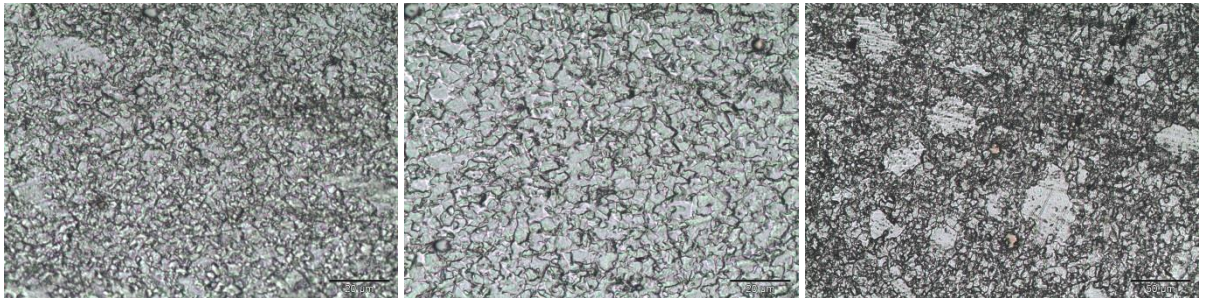


Recristallisation dynamique

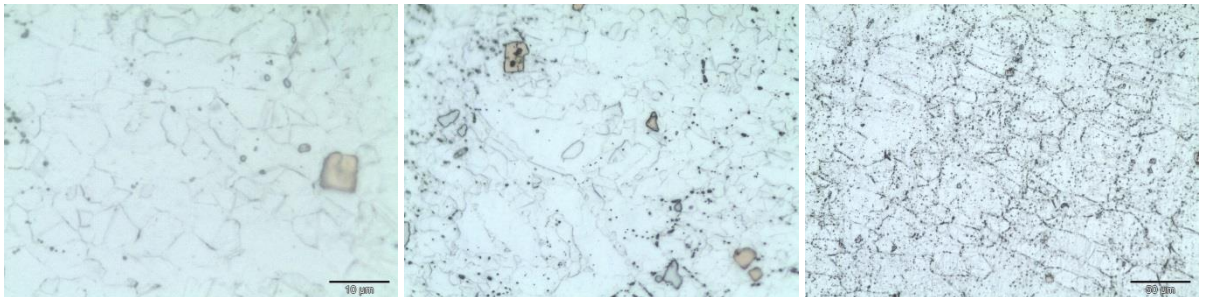
1100°C/Presse hydraulique



1150°C/Presse hydraulique



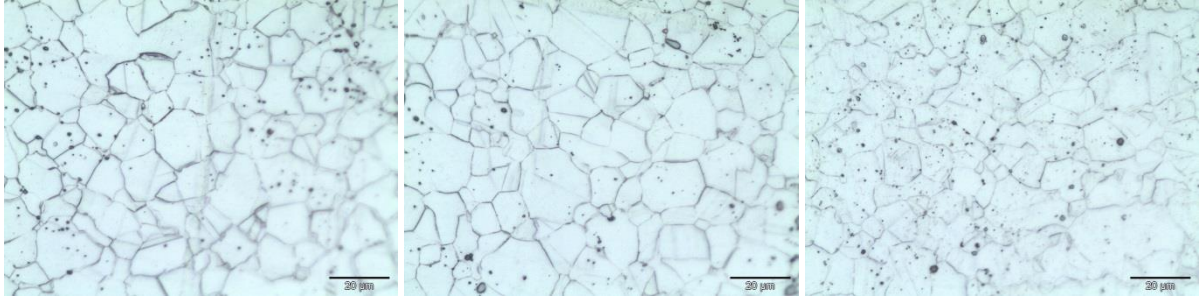
950°C/Presse à vis



1000°C/Presse à vis



1100°C/Presse à vis

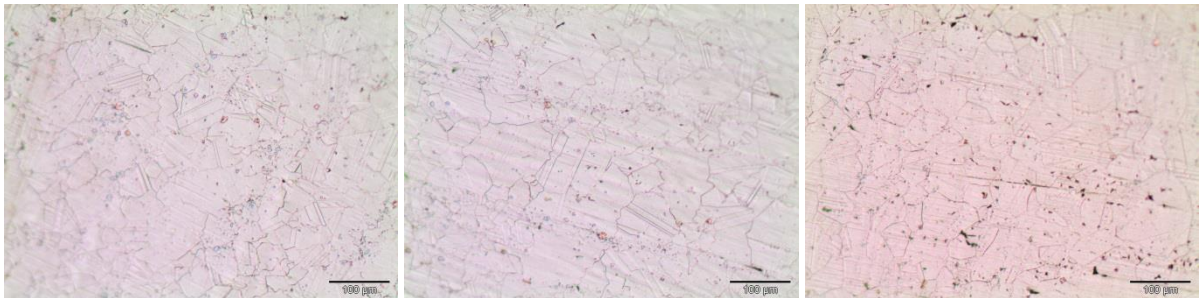


1200°C/Presse à vis

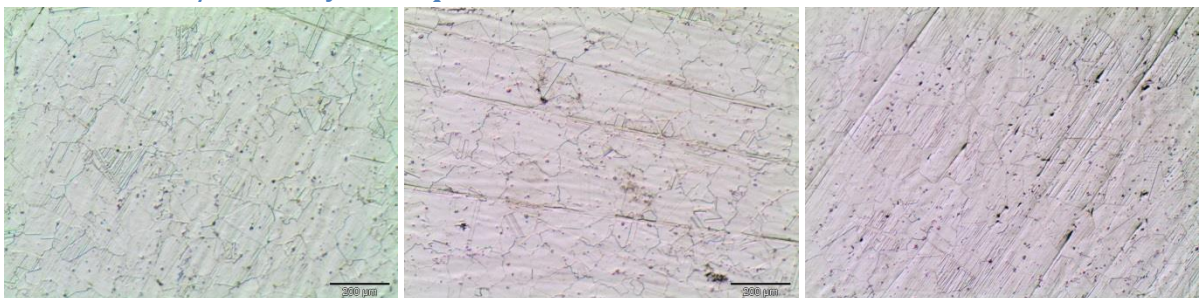


Recristallisation métadynamique

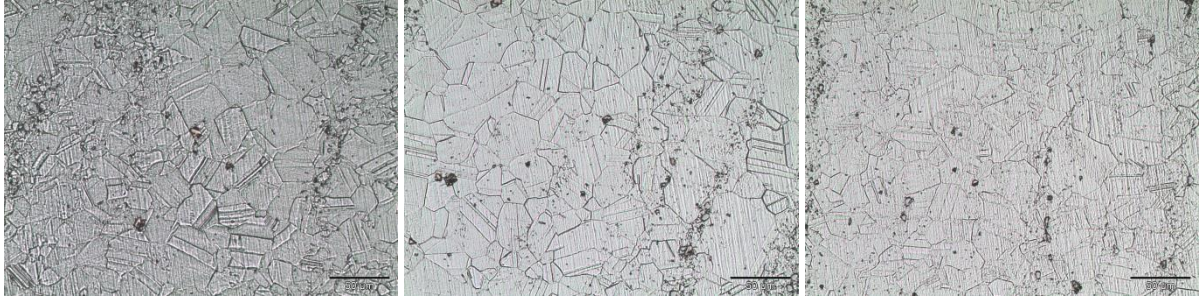
1100°C/Presse hydraulique



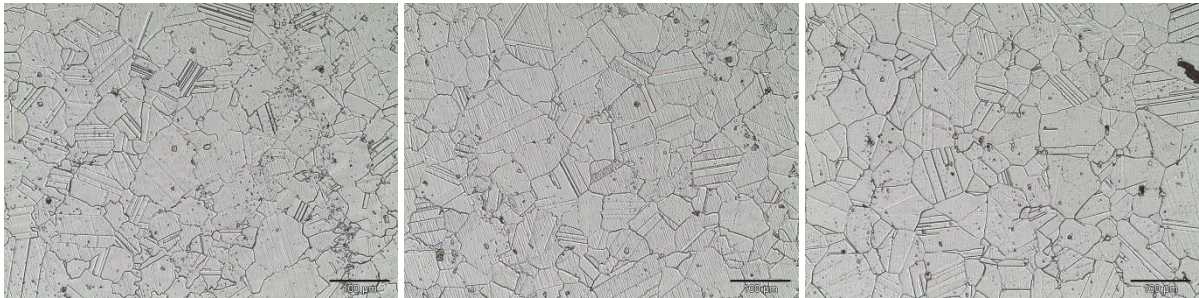
1150°C/Presse hydraulique



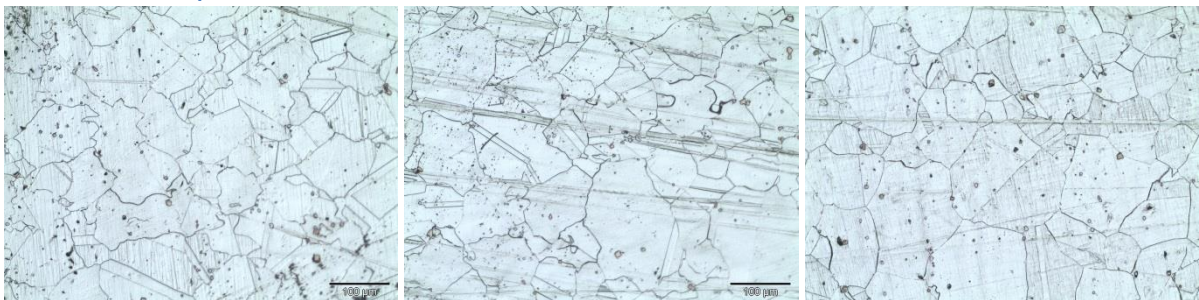
1000°C/Presse à vis



1100°C/Presse à vis



1150°C/Presse à vis



1200°C/Presse à vis



Bibliographie

- [1] E. P. DeGarmo, *Materials and processes in manufacturing*, 9th ed., update ed. Hoboken, N.J: Wiley, 2003.
- [2] P. E. J. Rivera-Díaz-del-Castillo et M. Huang, « Dislocation annihilation in plastic deformation: I. Multiscale irreversible thermodynamics », *Acta Mater.*, vol. 60, n° 6-7, p. 2606-2614, avr. 2012.
- [3] B. Hutchinson, « Nucleation of recrystallisation », *Scr. Metall. Mater.*, vol. 27, n° 11, p. 1471-1475, déc. 1992.
- [4] Y. C. Lin et X.-M. Chen, « A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working », *Mater. Des.*, vol. 32, n° 4, p. 1733-1759, avr. 2011.
- [5] P. Pauskar et R. Shivpuri, « Microstructure and Mechanics Interaction in the Modeling of Hot Rolling of Rods », *CIRP Ann.*, vol. 48, n° 1, p. 191-194, 1999.
- [6] D. L. Preston, D. L. Tonks, et D. C. Wallace, « Model of plastic deformation for extreme loading conditions », *J. Appl. Phys.*, vol. 93, n° 1, p. 211-220, janv. 2003.
- [7] G. Z. Voyiadjis et A. H. Almasri, « A physically based constitutive model for fcc metals with applications to dynamic hardness », *Mech. Mater.*, vol. 40, n° 6, p. 549-563, juin 2008.
- [8] H. Lim, C. C. Battaile, J. D. Carroll, B. L. Boyce, et C. R. Weinberger, « A physically based model of temperature and strain rate dependent yield in BCC metals: Implementation into crystal plasticity », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 74, p. 80-96, janv. 2015.
- [9] J. H. Hollomon, « Tensile Deformation », *Trans AIME*, vol. 162, p. 268-290, 1945.
- [10] D. Fields et W. Backofen, « Determination of strain hardening characteristics by torsion testing », in *Proc. ASTM*, 1957, vol. 57, p. 1259-1272.
- [11] J. C. Gelin et O. Ghouati, « An inverse method for determining viscoplastic properties of aluminium alloys », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 45, n° 1-4, p. 435-440, sept. 1994.
- [12] S. Diot, « Identification du comportement d'un acier en compression : du quasi-statique au dynamique / identification of a steel compression behaviour: from quasi static approach to dynamic one », *Mécanique Ind.*, vol. 4, n° 5, p. 519-524, oct. 2003.
- [13] M. Di Donato, « Flow curve determination by torsion tests using inverse modelling », 2016.
- [14] J.-M. Zhou, L.-H. Qi, et G.-D. Chen, « New inverse method for identification of constitutive parameters », *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 16, n° 1, p. 148-152, 2006.
- [15] A. Andrade-Campos, S. Thuillier, P. Pilvin, et F. Teixeira-Dias, « On the determination of material parameters for internal variable thermoelastic-viscoplastic constitutive models », *Int. J. Plast.*, vol. 23, n° 8, p. 1349-1379, août 2007.
- [16] C. F. Gauss, *Theoria motus corporum coelestium in sectionibus conicis solem ambientium*, vol. 7. Perthes et Besser, 1809.
- [17] J. M. Ortega et W. C. Rheinboldt, *Iterative solution of nonlinear equations in several variables*. Philadelphia: Society for Industrial and Applied Mathematics, 2000.
- [18] I. Rechenberg, « Cybernetic Solution Path of an Experimental Problem », *R. Aircr. Establ. Libr. Transl.*, 1965.
- [19] M. Mitchell, *An introduction to genetic algorithms*. Cambridge, Mass.: MIT Press, 1996.
- [20] P.-O. Bouchard, J.-M. Gachet, et E. Roux, « Ductile damage parameters identification for cold metal forming applications », présenté à The 14th international esaform conference on material forming, Belfast, (United Kingdom), 2011, p. 47-52.

- [21] E. Roux et P.-O. Bouchard, « Kriging metamodel global optimization of clinching joining processes accounting for ductile damage », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, n° 7, p. 1038-1047, juill. 2013.
- [22] X.-S. Yang, *Nature-inspired metaheuristic algorithms*. Frome: Luniver Press, 2008.
- [23] J. Kennedy et R. Eberhart, « Particle swarm optimization », in *Proceedings of ICNN'95 - International Conference on Neural Networks*, Perth, WA, Australia, 1995, vol. 4, p. 1942-1948.
- [24] R. Oftadeh, M. J. Mahjoob, et M. Shariatpanahi, « A novel meta-heuristic optimization algorithm inspired by group hunting of animals: Hunting search », *Comput. Math. Appl.*, vol. 60, n° 7, p. 2087-2098, oct. 2010.
- [25] M. R. Hestenes et E. Stiefel, « Methods of conjugate gradients for solving linear systems », *J. Res. Natl. Bur. Stand.*, vol. 49, n° 6, p. 28, déc. 1952.
- [26] J. Nocedal et S. J. Wright, « Quasi-Newton Methods », in *Numerical Optimization*, New York: Springer, 1999, p. 192-221.
- [27] R. Fletcher, *Practical methods of optimization*, 2nd ed. Chichester ; New York: Wiley, 1987.
- [28] J. Gawad, R. Kuziak, L. Madej, D. Szeliga, et M. Pietrzyk, « Identification of Rheological Parameters on the Basis of Various Types of Compression and Tension Tests », *Steel Res. Int.*, vol. 76, n° 2-3, p. 131-137, févr. 2005.
- [29] Y. Huang, M. Li, Z. Xiao, H. Liu, et S. Wang, « A Dynamic Recrystallization (DRX) Constitutive Model for Elevated Temperature Flow Behavior of Cu-0.5Cr-0.1Zr Alloy », *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 8, n° 1, p. 45-57, févr. 2019.
- [30] M. Pietrzyk et J. Jędrzejewski, « Identification of parameters in the history dependent constitutive model for steels », *CIRP Ann.-Manuf. Technol.*, vol. 50, n° 1, p. 161-164, 2001.
- [31] † Sztangret, D. Szeliga, J. Kuziak, et M. Pietrzyk, « Application of inverse analysis with metamodeling for identification of metal flow stress », *Can. Metall. Q.*, vol. 51, n° 4, p. 440-446, oct. 2012.
- [32] D. J. Yu, D. S. Xu, H. Wang, Z. B. Zhao, G. Z. Wei, et R. Yang, « Refining constitutive relation by integration of finite element simulations and Gleeble experiments », *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 35, n° 6, p. 1039-1043, juin 2019.
- [33] E. Kablman, A. H. Kolody, M. Kommenda, et G. Kronberger, « Prediction of stress-strain curves for aluminium alloys using symbolic regression », présenté à proceedings of the 22nd international esaform conference on material forming, Vitoria-Gasteiz, Spain, 2019, p. 180009.
- [34] A. Kawałek, H. Dyja, A. M. Gałkin, K. V. Ozhmegov, et S. Sawicki, « Physical Modelling of the Plastic Working Processes of Zirconium Alloy Bars and Tubes in Thermomechanical Conditions », *Arch. Metall. Mater.*, vol. 59, n° 3, p. 935-940, oct. 2014.
- [35] V. Pidvysotsky et Z. Łapczyński, « Characterization of a steel grade on Gleeble simulator », Instytut metalurgii Zelaza, Poland, technical report B0-1613, avr. 2018.
- [36] J.-L. Chenot, « Méthodes de calcul en plasticité », p. 23, 1991.
- [37] R. Ebrahimi et A. Najafzadeh, « A new method for evaluation of friction in bulk metal forming », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 152, n° 2, p. 136-143, oct. 2004.
- [38] D. Szeliga et M. Pietrzyk, « Identification of Rheological and Tribological Parameters », in *Metal Forming Science and Practice*, Elsevier Science Ltd., Amsterdam: John G. Lenard, 2002, p. 227-258.
- [39] A. Hor, F. Morel, J.-L. Lebrun, et G. Germain, « An experimental investigation of the behaviour of steels over large temperature and strain rate ranges », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 67, p. 108-122, févr. 2013.
- [40] M. Awang, V. H. Mucino, Z. Feng, et S. A. David, « Thermo-Mechanical Modeling of Friction Stir Spot Welding (FSSW) Process: Use of an Explicit Adaptive Meshing Scheme », présenté à SAE 2005 World Congress & Exhibition, 2005, p. 2005-01-1251.
- [41] S. Guerdoux et L. Fourment, « A 3D numerical simulation of different phases of friction stir welding », *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 17, n° 7, p. 075001, oct. 2009.

- [42] V. Laxmanan et M. C. Flemings, « Deformation of semi-solid Sn-15 pct Pb alloy », *Metall. Trans. A*, vol. 11, n° 12, p. 1927–1937, 1980.
- [43] E. Becker, V. Favier, R. Bigot, P. Cezard, et L. Langlois, « Impact of experimental conditions on material response during forming of steel in semi-solid state », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, n° 11, p. 1482-1492, août 2010.
- [44] A. Neag, V. Favier, R. Bigot, et M. Pop, « Microstructure and flow behaviour during backward extrusion of semi-solid 7075 aluminium alloy », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, n° 7, p. 1472-1480, juill. 2012.
- [45] R. de-Carvalho, R. A. F. Valente, et A. Andrade-Campos, « Optimization strategies for non-linear material parameters identification in metal forming problems », *Comput. Struct.*, vol. 89, n° 1-2, p. 246-255, janv. 2011.
- [46] A. Hensel et T. Spittel, *Kraft und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren*. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978.
- [47] G. Venet, T. Balan, C. Baudouin, et R. Bigot, « Direct usage of the wire drawing process for large strain parameter identification », *Int. J. Mater. Form.*, nov. 2018.
- [48] E. S. Puchi-Cabrera, J. D. Guérin, J. G. La Barbera-Sosa, M. Dubar, et L. Dubar, « Incremental constitutive description of SAE 5120 steel deformed under hot-working conditions », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 133, p. 619-630, nov. 2017.
- [49] M. El Mehtedi, F. Gabrielli, et S. Spigarelli, « Hot workability in process modeling of a bearing steel by using combined constitutive equations and dynamic material model », *Mater. Des.*, vol. 53, p. 398-404, janv. 2014.
- [50] R. Johnson et W. K. Cook, *A constitutive model and data for metals subjected to large strains high strain rates and high temperatures. The 7th International Symposium on Ballistics*. 1983.
- [51] S. K. Paul, « Predicting the flow behavior of metals under different strain rate and temperature through phenomenological modeling », *Comput. Mater. Sci.*, vol. 65, p. 91-99, déc. 2012.
- [52] Y. C. Lin et X.-M. Chen, « A combined Johnson–Cook and Zerilli–Armstrong model for hot compressed typical high-strength alloy steel », *Comput. Mater. Sci.*, vol. 49, n° 3, p. 628-633, sept. 2010.
- [53] H. Shin et J.-B. Kim, « A Phenomenological Constitutive Equation to Describe Various Flow Stress Behaviors of Materials in Wide Strain Rate and Temperature Regimes », *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 132, n° 2, p. 021009, 2010.
- [54] H. Zhang, W. Wen, et H. Cui, « Behaviors of IC10 alloy over a wide range of strain rates and temperatures: Experiments and modeling », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 504, n° 1-2, p. 99-103, mars 2009.
- [55] A. Hor, « Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement », Arts et Métiers ParisTech, Angers, 2011.
- [56] P. Caestecker, « Contribution à l'analyse et au choix de l'identification d'une loi de comportement - Application à la simulation numérique de la coupe », Thèse de doctorat, INSA de Rennes, 2003.
- [57] B. Davoodi, « Etude du comportement quasi-statique et dynamique des matériaux métalliques à haute température - simulation numérique du formage à chaud », Thèse de doctorat, INSA de Rennes, 2006.
- [58] A. Gavrus, « Etude du comportement des matériaux métalliques en dynamique rapide », HDR, Université de Rennes 1, Rennes, 2008.
- [59] J. Cao et J. Lin, « A study on formulation of objective functions for determining material models », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 50, n° 2, p. 193-204, févr. 2008.
- [60] J. V. Beck et K. J. Arnold, *Parameter estimation in engineering and science*. New York: Wiley, 1977.

- [61] R. Forestier, « Development of a parameter identification method by inverse analysis coupled with a 3D finite element model », Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2005.
- [62] T. Baudin, « Comportement et endommagement d'aciers sous sollicitations combinées de traction-torsion », Thèse de Docteur en Sciences et Génie des Matériaux, ENSMP, Sophia Antipolis, 1988.
- [63] C. Zhang, M. Bellet, M. Bobadilla, H. Shen, et B. Liu, « Inverse finite element modelling and identification of constitutive parameters of UHS steel based on Gleeble tensile tests at high temperature », *Inverse Probl. Sci. Eng.*, vol. 19, n° 4, p. 485–508, 2011.
- [64] D. Schmicker *et al.*, « Experimental identification of flow properties of a S355 structural steel for hot deformation processes », *J. Strain Anal. Eng. Des.*, vol. 50, n° 2, p. 75-83, févr. 2015.
- [65] D. J. Celentano, M. A. Palacios, E. L. Rojas, M. A. Cruchaga, A. A. Artigas, et A. E. Monsalve, « Simulation and experimental validation of multiple-step wire drawing processes », *Finite Elem. Anal. Des.*, vol. 45, n° 3, p. 163-180, févr. 2009.
- [66] D. Banabic, H.-J. Bunge, K. Pöhlandt, et A. E. Tekkaya, *Formability of Metallic Materials : plastic anisotropy, formability testing, forming limits*. Springer, 2000.
- [67] S. Khoddam, P. D. Hodgson, et M. Jafari Bahramabadi, « An inverse thermal–mechanical analysis of the hot torsion test for calibrating the constitutive parameters », *Mater. Des.*, vol. 32, n° 4, p. 1903-1909, avr. 2011.
- [68] A. Gavrus, E. Massoni, et J.-L. Chenot, « Thermo-viscoplastic parameter identification formulated as an inverse finite element analysis of the hot torsion test », *Steel Res. Int.*, vol. 70, n° 7, p. 259–268, 1999.
- [69] P. Cavaliere, E. Cerri, et E. Evangelista, « Isothermal forging of AA2618 + 20% Al₂O₃ by means of hot torsion and hot compression tests », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 387-389, p. 857-861, déc. 2004.
- [70] A. M. Eleiche, « Torsional strength and ductility of mild steel in quasi-static, dynamic and strain-rate-jump loading at different temperatures », *J. Mech. Work. Technol.*, vol. 13, n° 1, p. 23-37, mars 1986.
- [71] M. Rastegaev, « Neue Methode der homogenen Stauchung von Proben zur Bestimmung der Fließspannung und des Koeffizienten der inneren Reibung (russ.) », *Zavod Lab*, p. 354, 1940.
- [72] B. Hopkinson, « A Method of Measuring the Pressure Produced in the Detonation of High Explosives or by the Impact of Bullets », *Proc. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 89, n° 612, p. 411-413, janv. 1914.
- [73] L. Meyer et S. Manwaring, « Critical adiabatic shear strength of low alloyed steel under compressive loading », in *International Conference on Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena(EXPLOMET85)*, 1985, p. 657–674.
- [74] J. Peirs, P. Verleysen, J. Degrieck, et F. Coghe, « The use of hat-shaped specimens to study the high strain rate shear behaviour of Ti–6Al–4V », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 37, n° 6, p. 703-714, juin 2010.
- [75] C. A. Bronkhorst, E. K. Cerreta, Q. Xue, P. J. Maudlin, T. A. Mason, et G. T. Gray, « An experimental and numerical study of the localization behavior of tantalum and stainless steel », *Int. J. Plast.*, vol. 22, n° 7, p. 1304-1335, juill. 2006.
- [76] M. Pietrzyk, J. G. Lenard, et G. M. Dalton, « A study of the plane strain compression test », *CIRP Ann.-Manuf. Technol.*, vol. 42, n° 1, p. 331–334, 1993.
- [77] B. Kowalski, C. M. Sellars, et M. Pietrzyk, « Identification of rheological parameters on the basis of plane strain compression tests on specimens of various initial dimensions », *Comput. Mater. Sci.*, vol. 35, n° 2, p. 92-97, févr. 2006.
- [78] M. Graf, T. Henseler, M. Ullmann, R. Kawalla, U. Prah, et B. Awiszus, « Study on determination of flow behaviour of 6060-aluminium and AZ31-magnesium thin sheet by means of stacked compression test », *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 480, p. 012023, mars 2019.

- [79] B. Roebuck, J. D. Lord, M. Brooks, M. S. Loveday, C. M. Sellars, et R. W. Evans, « Measurement of flow stress in hot axisymmetric compression tests », *Mater. High Temp.*, vol. 23, n° 2, p. 59-83, 2006.
- [80] A. Hor, F. Morel, J.-L. Lebrun, et G. Germain, « Modelling, identification and application of phenomenological constitutive laws over a large strain rate and temperature range », *Mech. Mater.*, vol. 64, p. 91-110, sept. 2013.
- [81] P. L. Charpentier, B. C. Stone, S. C. Ernst, et J. F. Thomas, « Characterization and modeling of the high temperature flow behavior of aluminum alloy 2024 », *Metall. Trans. A*, vol. 17, n° 12, p. 2227-2237, déc. 1986.
- [82] V. Favier et H. V. Atkinson, « Micromechanical modelling of the elastic–viscoplastic response of metallic alloys under rapid compression in the semi-solid state », *Acta Mater.*, vol. 59, n° 3, p. 1271-1280, févr. 2011.
- [83] V. Krušič, M. Arentoft, S. Mašera, A. Pristovšek, et T. Rodič, « A combined approach to determine workpiece-tool-press deflections and tool loads in multistage cold-forging », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, n° 1, p. 35-42, janv. 2011.
- [84] J.-F. Mull, C. Durand, C. Baudouin, R. Bigot, et M. Borsenberger, « Validation of a purely elastic model and a finite element model for a screw press », présenté à PROCEEDINGS OF THE 22ND INTERNATIONAL ESAFORM CONFERENCE ON MATERIAL FORMING: ESAFORM 2019, Vitoria-Gasteiz, Spain, 2019, p. 040002.
- [85] S. Leleu, « Contribution à l'évaluation des angles : conception, réalisation et validation d'un plateau pivotant de très haute précision : vers une nouvelle référence angulaire nationale », Ecole nationale supérieure d'Arts et Métiers, Metz, 1999.
- [86] S. Vajpayee, M. M. Sadek, et S. A. Tobias, « The efficiency and clash load of impact forming machines to the second order of approximation », *Int. J. Mach. Tool Des. Res.*, vol. 19, n° 4, p. 237-252, janv. 1979.
- [87] F. Jia et F. Xu, « Dynamic analysis of closed high-speed precision press: Modeling, simulation and experiments », *Proc. Inst. Mech. Eng. Part C J. Mech. Eng. Sci.*, vol. 228, n° 13, p. 2383-2401, sept. 2014.
- [88] W. F. Savage, « Apparatus for studying the effects of rapid thermal cycles and high strain rates on the elevated temperature behavior of materials », *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 6, n° 21, p. 303-315, mai 1962.
- [89] S. Zinn et S. L. Semiatin, *Elements of induction heating: design, control, and applications*. Metals Park, Ohio: ASM International, 1988.
- [90] P. Feltham, « Grain growth in metals », *Acta Metall.*, vol. 5, n° 2, p. 97-105, févr. 1957.
- [91] L. Michalski, K. Eckersdorf, J. Kucharski, et J. McGhee, *Temperature Measurement*, 1^{re} éd. Wiley, 2001.
- [92] T. J. Seebeck, *Magnetische polarisation der metalle und erze durch temperatur-differenz*. W. Engelmann, 1895.
- [93] J.-C. Peltier, « Nouvelles expériences sur la calorité des courants électrique », *Ann Chim Phys*, vol. 56, n° 371, p. 371-386, 1834.
- [94] D. Szeliga et M. Pietrzyk, « Testing of the inverse software for identification of rheological models of materials subjected to plastic deformation », *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 7, n° 1, p. 35-52, 2007.
- [95] CETIM, « Test de l'anneau ». 01-janv-1989.
- [96] A. T. Male et M. G. Cockcroft, « A Method for the Determination of the Coefficient of Friction of Metals under Conditions of Bulk Plastic Deformation », *J Inst Met.*, vol. 93, p. 38-46, 1964.
- [97] A. Gavrus, H. Francillette, et D. T. Pham, « An optimal forward extrusion device proposed for numerical and experimental analysis of materials tribological properties corresponding to bulk forming processes », *Tribol. Int.*, vol. 47, p. 105-121, mars 2012.

- [98] E. Ghassemali, M.-J. Tan, A. E. W. Jarfors, et S. C. V. Lim, « Progressive microforming process: towards the mass production of micro-parts using sheet metal », *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 66, n° 5-8, p. 611-621, mai 2013.
- [99] D.-W. Zhang et H. Ou, « Relationship between friction parameters in a Coulomb–Tresca friction model for bulk metal forming », *Tribol. Int.*, vol. 95, p. 13-18, mars 2016.
- [100] C. H. Lee et T. Altan, « Influence of Flow Stress and Friction Upon Metal Flow in Upset Forging of Rings and Cylinders », *J. Eng. Ind.*, vol. 94, n° 3, p. 775, 1972.
- [101] P. K. Saha et W. R. D. Wilson, « Influence of plastic strain on friction in sheet metal forming », *Wear*, vol. 172, n° 2, p. 167-173, mars 1994.
- [102] R. Gruebler et P. Hora, « Temperature dependent friction modeling for sheet metal forming », *Int. J. Mater. Form.*, vol. 2, n° S1, p. 251-254, août 2009.
- [103] S. Marie, R. Ducloux, P. Lasne, J. Barlier, et L. Fourment, « Inverse Analysis of Forming Processes based on FORGE environment », in *Key Engineering Materials*, 2014, vol. 611, p. 1494–1502.
- [104] D. Krige, « A Statistical Approaches to Some Basic Mine Valuation Problems on the Witwatersrand », *J. Chem. Metall. Min. Soc. South Afr.*, n° 52, p. 119-139, 1951.
- [105] G. Matheron, *Traité de géostatistique appliquée*. France: Editions Technip, 1962.
- [106] C. Zhang, M. Bellet, M. Bobadilla, H. Shen, et B. Liu, « A Coupled Electrical–Thermal–Mechanical Modeling of Gleeble Tensile Tests for Ultra-High-Strength (UHS) Steel at a High Temperature », *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 41, n° 9, p. 2304-2317, sept. 2010.
- [107] G. P. Dinda, A. K. Dasgupta, et J. Mazumder, « Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 509, n° 1-2, p. 98-104, mai 2009.
- [108] J. Mittra, J. S. Dubey, et S. Banerjee, « Acoustic emission technique used for detecting early stages of precipitation during aging of Inconel 625 », *Scr. Mater.*, vol. 49, n° 12, p. 1209-1214, déc. 2003.
- [109] V. Shankar, K. Bhanu Sankara Rao, et S. L. Mannan, « Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy », *J. Nucl. Mater.*, vol. 288, n° 2-3, p. 222-232, févr. 2001.
- [110] M. Ahmad, J. I. Akhter, M. Shahzad, et M. Akhtar, « Cracking during solidification of diffusion bonded Inconel 625 in the presence of Zircaloy-4 interlayer », *J. Alloys Compd.*, vol. 457, n° 1-2, p. 131-134, juin 2008.
- [111] J. R. Davis, *Nickel, cobalt, and their alloys*. Materials Park, OH: ASM International, 2000.
- [112] J. W. Brooks, « Forging of superalloys », *Mater. Des.*, vol. 21, n° 4, p. 297-303, août 2000.
- [113] Q. Guo, D. Li, S. Guo, H. Peng, et J. Hu, « The effect of deformation temperature on the microstructure evolution of Inconel 625 superalloy », *J. Nucl. Mater.*, vol. 414, n° 3, p. 440-450, juill. 2011.
- [114] D. Li, Q. Guo, S. Guo, H. Peng, et Z. Wu, « The microstructure evolution and nucleation mechanisms of dynamic recrystallization in hot-deformed Inconel 625 superalloy », *Mater. Des.*, vol. 32, n° 2, p. 696-705, févr. 2011.
- [115] H. Y. Wang, J. X. Dong, M. C. Zhang, L. Zheng, Z. H. Yao, et Q. Q. Zhang, « Effect of Deformation Conditions on Dynamic Recrystallization of As-Cast GH625 Alloy », *Mater. Sci. Forum*, vol. 816, p. 620-627, avr. 2015.
- [116] E. I. Galindo-Nava et P. E. J. Rivera-Díaz-del-Castillo, « Grain size evolution during discontinuous dynamic recrystallization », *Scr. Mater.*, vol. 72-73, p. 1-4, févr. 2014.
- [117] Q. M. Guo, D. F. Li, et S. L. Guo, « Microstructural Models of Dynamic Recrystallization in Hot-Deformed Inconel 625 Superalloy », *Mater. Manuf. Process.*, vol. 27, n° 9, p. 990-995, sept. 2012.
- [118] M. Zouari, N. Bozzolo, et R. E. Loge, « Mean field modelling of dynamic and post-dynamic recrystallization during hot deformation of Inconel 718 in the absence of δ phase particles », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 655, p. 408–424, 2016.
- [119] M. Zouari, R. Logé, et N. Bozzolo, « In Situ Characterization of Inconel 718 Post-Dynamic Recrystallization within a Scanning Electron Microscope », *Metals*, vol. 7, n° 11, p. 476, 2017.

- [120] E04 Committee, « Test Methods for Determining Average Grain Size », ASTM International.
- [121] M. Avrami, « Kinetics of Phase Change. I General Theory », *J. Chem. Phys.*, vol. 7, n° 12, p. 1103-1112, 1939.
- [122] M. Avrami, « Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei », *J. Chem. Phys.*, vol. 8, n° 2, p. 212-224, févr. 1940.
- [123] M. Avrami, « Granulation, Phase Change, and Microstructure Kinetics of Phase Change. III », *J. Chem. Phys.*, vol. 9, n° 2, p. 177-184, févr. 1941.
- [124] O. Bylya, A. Reshetov, N. Stefani, M. Rosochowska, et P. Blackwell, « Applicability of JMAK-type model for predicting microstructural evolution in nickel-based superalloys », *Procedia Eng.*, vol. 207, p. 1105-1110, 2017.
- [125] A. Reshetov, O. Bylya, N. Stefani, M. Rosochowska, et P. Blackwell, « An Approach to Microstructure Modelling in Nickel Based Superalloys », in *Superalloys 2016*, M. Hardy, E. Huron, U. Glatzel, B. Griffin, B. Lewis, C. Rae, V. Seetharaman, et S. Tin, Éd. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2016, p. 531-538.
- [126] C. Sommitsch, D. Huber, F. Ingelman-Sundberg, S. Mitsche, M. Stockinger, et B. Buchmayr, « Recrystallization and grain growth in the nickel-based superalloy allvac 718Plus », *Int. J. Mater. Res.*, vol. 100, n° 8, p. 1088-1098, août 2009.

Identification paramétrique sur moyens industriels du comportement thermomécanique en forgeage à chaud

RESUME :

L'objectif principal de cette thèse est de procéder à une identification paramétrique d'un modèle rhéologique de matériau métallique à chaud en utilisant des données expérimentales issues d'une presse industrielle. Dans le premier chapitre, le principe de l'identification paramétrique est exposé. Des essais de compressions uniaxiale faites sur machine d'essais spécialisés y servent alors comme cas d'étude. Les notions de choix de la fonction-coût, du plan d'expérience et du modèle y sont alors abordées ainsi qu'une analyse de sensibilité. Le chapitre suivant présente l'outillage utilisé pour faire les expériences sur presse. Une évaluation des échanges thermiques et des frottements que subit la pièce lors de l'essai est faite. Le troisième chapitre se concentre sur l'identification paramétrique proprement dite. Ainsi, des simulations par élément fini de la compression sont faites et comparées aux essais expérimentaux. Les résultats de l'identification sont discutés et comparés à ce que proposait initialement la base de données du logiciel FORGE® ainsi que les paramètres identifiés pour le même matériau au chapitre 1. Le quatrième chapitre reprend les acquis du troisième en faisant une identification paramétrique pour la rhéologie d'Inconel 625. Une tentative d'identification d'un modèle de microstructure pour l'Inconel à partir d'essais industriel termine ce manuscrit.

Mots clés : Identification paramétrique ; Compression uniaxiale ; Forgeage à chaud

Parameter identification of thermomechanical behavior in hot forging with industrial means

ABSTRACT :

The main objective of this thesis is to identify the parameters of a hot metal rheology model by using experimental data from an industrial press. In the first chapter, the principle of parameter identification is exposed. Uniaxial compression testing done on specialized devices serves as a case study. The notions of cost function, experimental design and rheological model are examined. A sensitivity analysis is also performed. The next chapter present the experimental tools used on the industrial press. The friction and thermal exchange that will happen during the tests are evaluated. The third chapter is about the inverse analysis on industrial press. Finite elements modelling of the compression is made and compared with the experiments. The identification results are then compared with the FORGE® software database and the material parameters found in chapter 1. The fourth chapter uses the same methods as in chapter 3 to perform an identification on the rheological parameters of an Inconel 625. A microstructural model for the Inconel is then identified with industrial testing as reference.

Keywords : Parameter identification ; Uniaxial compression ; Hot forging

