



HAL
open science

Identification par méthodes inverses des paramètres de la loi de comportement Johnson-Cook pour l'alliage d'acier X100CrMoV5 par simulations de jumeaux numériques

Adam Najem, Guillaume Altmeyer, Louis Esnault, Arnaud Duchosal

► To cite this version:

Adam Najem, Guillaume Altmeyer, Louis Esnault, Arnaud Duchosal. Identification par méthodes inverses des paramètres de la loi de comportement Johnson-Cook pour l'alliage d'acier X100CrMoV5 par simulations de jumeaux numériques. Manufacturing'21, UGA, Grenoble INP, CNRS, Jun 2024, GRENOBLE, France. hal-04784367

HAL Id: hal-04784367

<https://hal.science/hal-04784367v1>

Submitted on 15 Nov 2024

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.



Identification par méthodes inverses des paramètres de la loi de comportement Johnson-Cook pour l'alliage d'acier X100CrMoV5 par simulations de jumeaux numériques

Adam NAJEM(a), Guillaume ALTMEYER(a), Louis ESNAULT(a),
Arnaud DUCHOSAL(a)

(a) Univ. Tours, Univ. Orléans, INSA CVL, LaMé, 7 Avenue Marcel Dassault, Tours
37200, France

Mail : adam.najem@univ-tours.fr

Résumé Ce travail s'intéresse à la caractérisation de l'alliage d'acier X100CrMoV5 par des essais de cisaillement menés dans des conditions quasi-statiques, à haute température et à vitesse élevée. Pour modéliser ce comportement complexe, une approche d'identification, par méthodes inverses, paramétrée et basée sur l'utilisation de jumeaux numériques est introduite. De plus, un algorithme de descente de gradient est intégré aux simulations numériques de compression afin de minimiser l'erreur entre les efforts mesurés expérimentalement et leurs contreparties numériques.

La loi de comportement de Johnson-Cook est utilisée. Une approche globale d'identification est adoptée : tous les paramètres sont identifiés simultanément pour saisir leurs interdépendances. Les résultats de caractérisation et d'identification du comportement de l'X100CrMoV5 sont présentés ici.

Mots clés : Simulation Numérique, Identification par méthodes inverses, Johnson-Cook, X100CrMoV5.

1 Introduction

Les procédés d'usinage font partie des principales méthodes de fabrication dans l'industrie de production d'aujourd'hui (Bergs, 2019). L'optimisation des conditions et des paramètres de coupe, visant à limiter les dépenses énergétiques, à améliorer la qualité de la pièce et à prolonger la durée de vie de l'outil, constitue un sujet majeur de la recherche en mécanique (Zhou, 2022). Une compréhension approfondie des phénomènes thermomécaniques extrêmes qui se produisent aux interfaces outil-pièce est nécessaire. La simulation numérique de l'usinage se révèle être un outil puissant et fiable, capable de reproduire la physique de la coupe. De plus, la méthode des éléments finis, couplée à la simulation numérique, offre la possibilité de prédire avec précision des champs physiques qui ne peuvent pas être facilement mesurés de manière expérimentale, tels que les champs de contrainte, de déformation, de vitesse de déformation et de température.

Cependant, il est essentiel que la simulation numérique de l'enlèvement de la matière reproduise correctement l'interaction (le frottement) entre l'outil et la pièce ainsi que son comportement thermomécanique, par l'introduction d'un modèle constitutif du matériau correspondant. Ce modèle constitutif doit refléter le comportement thermo-élasto-plastique complexe de la pièce ainsi que l'endommagement et la fissuration sous différentes conditions de chargement, sévères.

L'état de l'art actuel offre de nombreuses lois de comportement des matériaux métalliques utiles pour les simulations d'usinage des métaux. Le modèle le plus couramment utilisé est le modèle de Johnson-Cook. Il permet de reproduire les contraintes d'écoulement du matériau à des températures et des taux de déformation élevés. La simplicité de son expression et son implémentation dans la plupart des logiciels commerciaux d'analyse par éléments finis lui confère cette popularité (Rudnytskyj, 2020). Or, il convient de noter que la fiabilité et la précision de la simulation ne dépendent pas seulement du modèle de matériau choisi, mais aussi de l'identification de ses paramètres.

Des essais de cisaillement sont réalisés à différentes vitesses et températures sur des éprouvettes en forme de chapeau en acier X100CrMoV5. Dans ce travail, une méthode d'identification des paramètres de la loi de comportement par méthodes inverses est développée. Elle est basée sur l'utilisation de l'algorithme de Levenberg-Marquardt pour minimiser l'erreur entre les efforts expérimentaux et ceux prédits par un jumeau numérique de l'essai. L'ensemble de paramètres du modèle constitutif est identifié en une seule fois en prenant en compte l'ensemble des essais expérimentaux.

Une description détaillée de la procédure expérimentale, de la modélisation et de la simulation numérique est proposée dans la section suivante, ainsi que les résultats obtenus.

2 Procédure expérimentale

2.1 Matériau étudié

Les essais d'identification ont été réalisés sur un alliage d'acier : l'acier X100CrMoV5, dont la composition chimique, fournie par ThyssenKrupp, est présentée dans le Tableau 1. Cet acier est utilisé pour la production de grands couteaux, d'emporte-pièces, de mâchoires de roulage de filets et d'outils d'emboutissage, d'estampages et de moulage.

Tableau 1 : Composition chimique du X100CrMoV5

Composition	C	Si	Mn	S	S	Cr	Mo	V
Contenance (en masse en %)	1	0.3	0.70	<0.025	<0.025	5.3	1.1	0.20

2.2 Procédure expérimentale

Des essais de cisaillement, dont la démarche est explicitée dans les travaux de Hor (Hor, 2011), ont été réalisés pour quantifier les paramètres de la loi de comportement Johnson-Cook de l'acier X100CrMoV5. Les essais sont effectués sur des éprouvettes de type chapeau (Figure 1). Cette géométrie permettant de créer une zone de cisaillement localisée et de reproduire des conditions de chargement proches de celles rencontrées en usinage. Les essais ont été conduits sur un simulateur thermomécanique Gleeble 3500 pour s'approcher des vitesses de déformation importantes ayant lieu en usinage (Figure 2). Cette machine permet également de réaliser des essais à haute température en chauffant l'éprouvette par effet Joule jusqu'à la stabilisation à une température donnée. Les mesures de température sont effectuées grâce à un thermocouple soudé en surface de l'éprouvette.

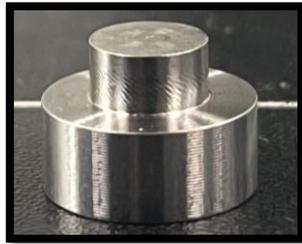


Figure 1 : Éprouvette chapeau

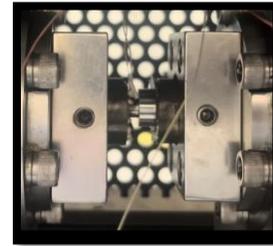


Figure 2 : Simulateur Gleeble

Les essais sont réalisés sous vide (10^{-5} torr) pour des températures variant de l'ambiante à 800°C et des vitesses s'échelonnant de $5.0 \cdot 10^{-5} \text{ ms}^{-1}$ à 1.0 ms^{-1} . La répétabilité des mesures est systématiquement vérifiée en réalisant 3 essais pour chaque condition.

3 Identification par méthode inverse

3.1 Modélisation et simulation numérique des essais de cisaillement :

Un jumeau numérique des essais de cisaillement permet de reproduire au mieux les sollicitations et les conditions expérimentales. Une modélisation axisymétrique des éprouvettes chapeaux est réalisée. La rigidité de la machine est prise en compte en introduisant les deux mors cylindriques de hauteur 1 mm et de longueur 6 mm chacun - dessus et au-dessous de l'éprouvette. Leur comportement est purement élastique linéaire avec un module de Young et un coefficient de Poisson issus de la littérature (Antoinat, 2015). Le comportement plastique de l'éprouvette chapeau suit la loi de Johnson-Cook (Eq. 1). Les termes de cette loi représentent respectivement l'écrouissage isotrope, la sensibilité à la vitesse de déformation et la sensibilité à la température (Johnson, 1983).

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\epsilon}_p^n) \left(1 + C \ln\left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}_p}{\dot{\bar{\epsilon}}_0}\right)\right) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a}\right)^m\right) \quad (1)$$

Avec $\bar{\sigma}$ la contrainte équivalente, $\bar{\varepsilon}_p$ la déformation plastique équivalente, $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$ et $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$ respectivement la vitesse de déformation et la vitesse de déformation de référence. A , B et n sont les coefficients d'écrouissage, C et m représentent respectivement la dépendance à la vitesse de déformation et à la température. T est la température, T_a est la température ambiante (de référence) et T_f est la température de fusion.

Un des intérêts de ce type de sollicitation est l'apparition rapide de l'endommagement (Hor, 2011). L'apparition de la striction diffuse, et puis de l'endommagement est prise en compte dans la modélisation du comportement de l'éprouvette (Eq. 2). Une formulation multiplicative permet de définir un seuil de déformation plastique équivalent à partir duquel apparaît la déformation d'initiation, après laquelle commence l'endommagement en tenant compte de la sensibilité à la vitesse de déformation et de la dépendance à la température (Johnson, 1985).

$$\bar{\varepsilon}_f = (D_1 + D_2 e^{D_3(p/\bar{\sigma}_{eq})}) (1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right)) \left(1 + D_5 \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right)^m \right) \quad (2)$$

Avec $\bar{\varepsilon}_f$ la déformation d'initiation, p la pression hydrostatique, $\bar{\sigma}_{eq}$ la contrainte équivalente de *von-Mises*. D_1 , D_2 , D_3 sont des constantes du matériau correspondant à la triaxialité des contraintes, D_4 et D_5 la représentent la dépendance à la vitesse et à la température. L'évolution de l'endommagement varie entre 0 et 1, avec la valeur 1 impliquant la dégradation complète de l'élément et sa disparition lors de la simulation. La loi d'évolution de l'endommagement est basée sur le critère énergétique de Hillerborg (Hillerborg, 1976) [Eq. 3] :

$$G_f = \int_{\bar{\varepsilon}_{0p}}^{\bar{\varepsilon}_{fp}} L \sigma_y d\bar{\varepsilon}_p \quad (3)$$

G_f représente l'énergie de rupture de matériau et dépend de L la longueur caractéristique de l'élément, σ_y est la limite d'élasticité, $\bar{\varepsilon}_{0p}$ la déformation plastique initiale et $\bar{\varepsilon}_{fp}$ la déformation plastique finale à la rupture. Il permet de définir deux types d'évolution de l'endommagement : soit linéaire, soit exponentielle. Cette dernière est choisie pour calculer \dot{D} le taux d'évolution de l'endommagement [Eq. 4].

$$\dot{D} = \frac{\sigma_y L \dot{\bar{\varepsilon}}_p}{2G_f} \quad (4)$$

Afin de reproduire l'auto-échauffement de l'éprouvette dû à la dissipation plastique, le coefficient de β de Taylor-Quinney est fixé à 0.9. La température de l'éprouvette et des mors est supposée uniforme au début de la simulation, étant donné la stabilisation durant l'essai. Le frottement au niveau des mors n'affectant pas l'évolution de l'effort durant la simulation, le contact entre les mors et l'éprouvette est considéré parfait, sans prise en compte du frottement (Harzallah, 2018). Les sollicitations sont pilotées par un déplacement vrai, mesuré pendant les essais, imposé sur le haut du mors supérieur. Le mors inférieur est encasté. Les efforts sont relevés au niveau du mors supérieur. La simulation numérique est réalisée sur le logiciel Abaqus. Le schéma numérique explicite est choisi pour la résolution des équations en configuration dynamique thermomécanique couplée. Le modèle géométrique est constitué de 1334 éléments quadrangulaires

axisymétriques, couplés et à intégration réduite (CAX4RT), dont 588 sont à proximité de la zone de cisaillement. Une étude sur la sensibilité du maillage a été réalisée afin de trouver le bon compromis entre la finesse des résultats et le temps de calcul, en revanche, alors qu'on puisse s'affranchir de la sensibilité au maillage sur la phase élasto-plastique, celle-ci persiste dès apparition de l'endommagement et se manifeste notamment au niveau de la rupture, vue qu'elle se traduit par une suppression de l'élément concerné (*kill element*) dès que la variable d'endommagement atteint un seuil prédéfini (1 dans cette étude). Cette variable dépend de la taille de l'élément [Eq. 3] [Eq. 4].

3.2 Algorithme d'optimisation Levenberg-Marquardt

Le comportement thermomécanique de l'acier X100CrMoV5 modélisé par les équations explicites dans la section précédente nécessite l'estimation de 11 paramètres distincts A, B, C, n et m (Plasticité), D_1, D_2, D_3, D_4, D_5 (Endommagement) et G (Rupture).

L'identification de ces paramètres repose sur l'optimisation d'une fonction coût qui quantifie l'erreur entre les valeurs des efforts mesurées et les valeurs prédites par la simulation numérique. Les 11 paramètres sont alors simultanément actualisés afin de réduire cette erreur et s'approcher au mieux des grandeurs expérimentales. La fonction d'erreur quadratique [Eq. 5] a été choisie pour cette étude, puisqu'elle mène à la convergence la plus rapide. L'optimisation est réalisée avec l'algorithme de Levenberg-Marquardt.

$$f_{\text{coût}} = \sqrt{\sum_{i=1}^j (\tilde{F}_i - F_i)^2} \quad (5)$$

où \tilde{F}_i sont les efforts expérimentaux mesurés à chaque déplacement \tilde{U}_i , et F_i sont les efforts obtenus par la simulation numérique, qui correspondent aux déplacements imposés U_i au niveau des mors et tels que $\tilde{U}_i = U_i$. La totalité des essais expérimentaux, à différentes vitesses et températures est prise en compte simultanément dans le calcul de la fonction d'erreur. Afin de s'affranchir des hypothèses liées au choix de l'espace contraintes-déformations, réduisant l'essai à un essai ponctuel, l'identification a été réalisée dans l'espace effort-déplacement permettant de prendre en compte l'ensemble des effets de structures. La démarche suivie par l'algorithme consiste à combiner deux méthodes de minimisation numérique différentes : la méthode de descente du gradient et la méthode de Gauss-Newton sont combinées dans l'algorithme. La fonction coût dans la méthode de descente de gradient est réduite en mettant à jour les paramètres dans la direction de la descente suivant la plus grande pente calculée à partir de la matrice Jacobienne [Eq. 6].

$$P_{k+1} = P_k - \alpha J(P)^T g_k(P) \quad (6)$$

Avec P_{k+1} et P_k sont les itérations respectivement d'ordre $k+1$ et k des paramètres, $J(P)$ la matrice Jacobienne, α représente la norme du pas dans la direction de descente.

La fonction g_k est la décomposition de la fonction coût donnée par :

$$g_k(P) = \sum_{i=1}^j (\tilde{F}_i - F_i(P)) \quad (7)$$

Avec la méthode de Gauss-Newton, l'actualisation se fait en s'appuyant sur la matrice Hessienne [Eq. 7].

$$P_{k+1} = P_k - [H(P) + \lambda \text{tr}(H(P)) I]^{-1} J(P)^T g_k(P) \quad (8)$$

$H(P)$ la matrice Hessienne et $tr(H(P))$ sa trace. I est la matrice identité. α représente la norme du pas dans la direction de descente et λ est un paramètre de régularisation pour assurer la stabilité de la méthode de Newton-Gauss, aussi appelé paramètre de Levenberg-Marquardt

La rapidité de la convergence de cet algorithme est assurée par une actualisation dynamique de la direction de recherche : la méthode agit comme la descente de gradient lorsque les paramètres sont éloignés de leurs valeurs optimales, et se rapproche de la méthode de Gauss-Newton lorsque les paramètres s'approchent de l'extremum.

4 Résultats et discussion :

On s'intéresse ici aux résultats expérimentaux de l'essai de cisaillement sur les éprouvettes chapeaux pour des vitesses de 0.5 ms^{-1} (condition quasi-statique) à 1.0 ms^{-1} (condition dynamique) et des températures allant de 25°C à 800°C . Ils sont présentés sans correction de la rigidité de la machine si dessous (Figure 3)

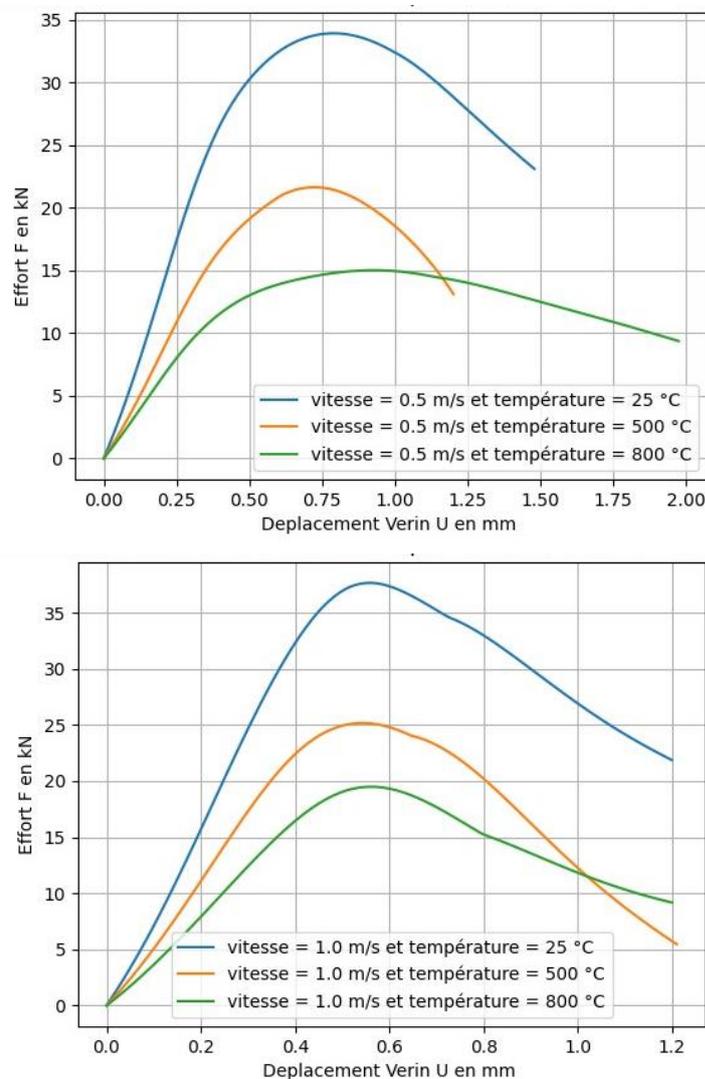


Figure 3 : Evolution de l'effort en fonction du déplacement sous différentes conditions de vitesses et de températures

A température ambiante, l'effort augmente avec la vitesse de sollicitation. La sensibilité de l'effort, donc de la contrainte d'écoulement, à la vitesse (figure 3) met en évidence l'aspect visqueux du matériau et la prédominance de l'écrouissage à basses températures malgré l'auto-échauffement que subira le matériau dû à la dissipation plastique qui entraîne une élévation rapide de sa température. En revanche, l'adoucissement thermique que subit le matériau se manifeste par un allongement très important de l'éprouvette et une faible variation de l'effort avec le déplacement ce qui retarde la rupture. Lors des essais dynamiques, une compétition entre les phénomènes d'écrouissage et d'adoucissement thermique se met en place (figure 3). Pour une vitesse 'moyenne' $V = 0.5 \text{ ms}^{-1}$, la courbe présente une augmentation en effort lié au déclenchement du processus d'écrouissage puis une stabilisation engendrée par l'adoucissement jusqu'à la rupture. Lorsque la vitesse de sollicitation s'élève à 1.0 ms^{-1} , l'auto-échauffement du matériau n'est plus négligeable et accentue davantage l'effet de l'adoucissement qui est plus dominant sur le comportement du matériau. Une décroissance plus importante de l'effort et une stabilisation en plateau avant la rupture est observée (figure 3).

Ces observations mettent en lumière les limites du modèle de Johnson-Cook pour reproduire fidèlement le comportement de l'acier X100CrMoV5. Ce modèle ne fait que translater la courbe en fonction des conditions d'essai grâce à sa formulation multiplicative, mais il ne permet pas de reproduire l'interdépendance vitesse-température : la formulation ne permet ni l'évolution des paramètres d'écrouissage B, n en fonction de la température et ni l'évolution de paramètre d'adoucissement thermique m en fonction de la vitesse. De plus, le paramètre C de ce modèle est supposé constant, ne permettant pas de reproduire la compétition écrouissage-adoucissement. Les mêmes constatations sont aussi présentes pour l'endommagement. En effet, la formulation phénoménologique de la loi de Johnson-Cook permet de définir une variable d'endommagement. La rupture aura lieu lorsque cette variable atteint l'unité. Similairement à la modélisation viscoplastique, la loi est multiplicative et ne reproduit pas l'interdépendance vitesse-température entre les différents paramètres. Par exemple, le seuil de déformation plastique D_1 est supposé constant, et n'est que translaté d'une condition à une autre, alors que ce dernier évolue en fonction de la condition dominante de l'essai (température ou vitesse). L'identification de cette loi nécessite la connaissance de la déformation à la rupture sous différentes conditions d'essai et différentes géométries d'éprouvettes. La méthode d'identification développée permet d'identifier le seuil de déclenchement de l'endommagement en même temps que l'ensemble des paramètres de la loi et en utilisant l'ensemble des essais réalisés sous différentes conditions de chargements thermiques et mécaniques. Aucun choix arbitraire sur ce paramètre et aucune hypothèse sur le déclenchement de la striction ou de la rupture n'est nécessaire grâce à l'utilisation du jumeau numérique.

L'identification simultanée des 11 paramètres de la loi de comportement Johnson-Cook ainsi que les paramètres élastique du simulateur Gleeble et de l'X100CrMoV5 sur la totalité des essais s'avèrent plus coûteuse en temps de calcul qu'une identification individuelle, par essai, de chaque paramètre. En revanche, elle permet de s'approcher de leurs interdépendances et de reproduire au mieux les résultats expérimentaux.

Finalement, étant donné que l'algorithme de Levenberg-Marquardt n'assure pas la possibilité de trouver un minimum global, et pour éviter le calcul très coûteux des algorithmes génétiques sollicitent un espace plus large pour trouver la solution optimale, sans que la nature globale du minimum soit certaines non plus, on a décidé de faire tourner l'algorithme de minimisation en partant de plusieurs points de départ.

Les tableaux 2(a-b) et 3(a-b) donne les valeurs initiales des paramètres (première ligne) et les valeurs finales trouvées (deuxième ligne) respectivement pour la loi de comportement thermoélastique et plastique pour deux cas de recherche a et b. Les résultats des essais à $V = 0.5 \text{ ms}^{-1}$ à l'ambiante et à 500°C sont présenté dans la figure 5 et 6 respectivement pour chaque état initial.

Tableau 2 -a : Paramètres de la loi thermoélastique pour l'*X100CrMoV5*- 1^{er} cas test

E à T = 25°C	ν à T = 25°C	E à T = 500°C	ν à T = 500°C	E à T = 800°C	ν à T = 800°C
8.43271e+09	0.3	6.65281e+09	0.32	5.13990e+09	0.31
9.92101e+09	0.29	6.36189e+09	0.31	3.32022e+09	0.31

Tableau 2 -b : Paramètres de la loi thermoélastique pour l'*X100CrMoV5*- 2^{ème} cas test

E à T = 25°C	ν à T = 25°C	E à T = 500°C	ν à T = 500°C	E à T = 800°C	ν à T = 800°C
9.12010e+09	0.31	6.8900461e+09	0.31	4.18388e+09	0.31
8.87592e+09	0.31	6.47838e+09	0.29	4.12604e+09	0.35

Tableau 3 -a : Paramètres de la loi plastique et endommagement Johnson-Cook couplée au paramètre de Hillerborg pour l'*X100CrMoV5*- 1^{er} cas test

A (Pa)	B (Pa)	n	m	C
3.462236e+08	1.786793e+08	0.1	1.1	0.0008
3.42674e+08	2.30518e+08	0.0992955	1.10441	0.003

D1	D2	D3	D4	D5
0.1	26.47	6.76	-0.039	1.01
0.0934691	26.4717	6.75369	-0.0374933	0.986931

G (J)
30105.6
31088.6

Tableau 3 -b : Paramètres de la loi plastique et endommagement Johnson-Cook couplée au paramètre de Hillerborg pour l'*X100CrMoV5*- 2^{ème} cas test

A (Pa)	B (Pa)	n	m	C
3.718961e+08	2.443950e+08	0.21	0.99	0.032
4.68575e+08	1.00047e+08	0.10087	0.849501	0.0107

D1	D2	D3	D4	D5
0.72	9.05	-2.61	-0.041	2.01
3.93677	9.3047	-3.54498	-0.0279178	3.93677

G(J)
66916.55
69080.7

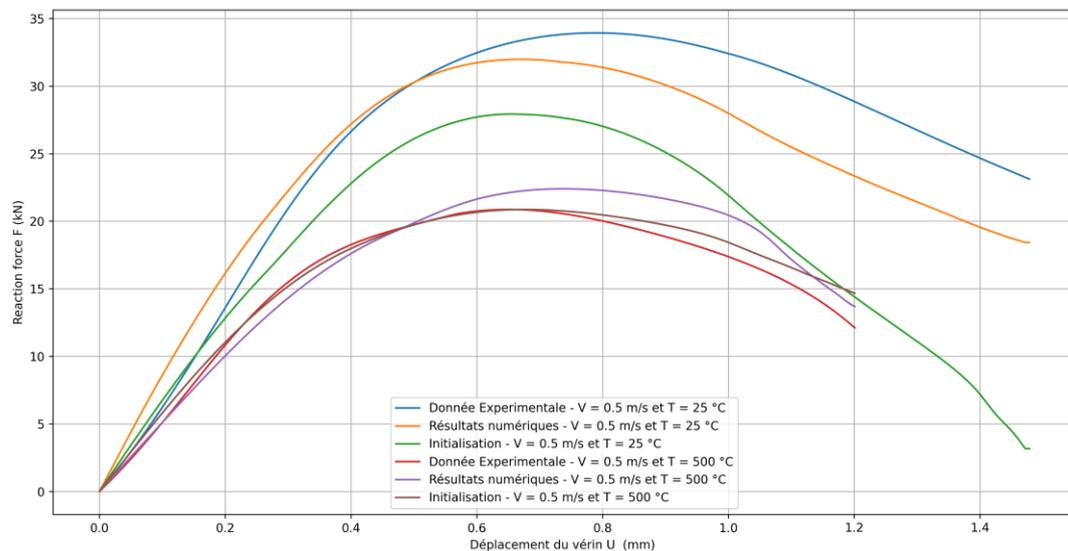


Figure 5 : Evolution de l'effort identifié en fonction du déplacement sous différentes conditions de vitesses et de températures – cas test - 1

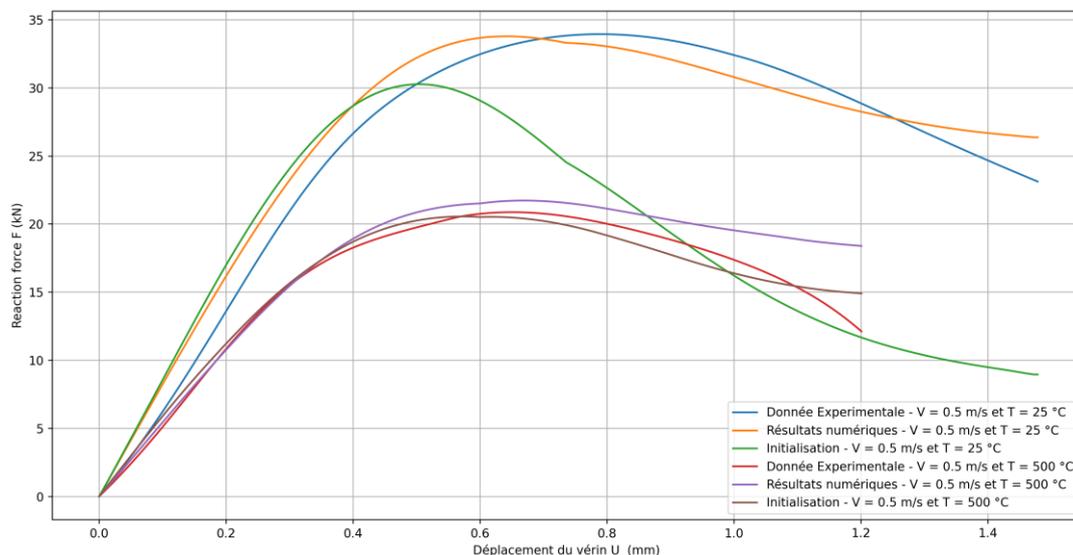


Figure 6 : Evolution de l'effort identifié en fonction du déplacement sous différentes conditions de vitesses et de températures – cas test - 1

La première initialisation permettait de représenter au mieux les résultats de l'essai à l'ambiante alors que la deuxième reflétait plus le comportement du matériau à haute température. Sinon, alors que les résultats des deux identifications paraissent prometteurs, les paramètres identifiés ne sont pas dans la même région de l'espace de recherche, par exemple, le paramètre C lié à la dépendance de la vitesse de déformation plastique, vaut 0.003 dans le premier ensemble de paramètre alors qu'il vaille 0.0107 dans le deuxième, à peu près trois fois plus important ! Également, l'énergie de rupture a quasiment été multipliée par deux d'une recherche à une autre en fonction du point de départ. En effet, il paraît que ce critère est trop sensible au point de départ pour les cas étudiés. Cette variation importante des paramètres d'une identification à une autre n'est pas étonnante, en effet, pour le même matériau, on pourra trouver une dizaine de loi de comportement dans la littérature en fonction des essais de caractérisation et des méthodes d'identification, sinon cela est également lié au problème des minimums locaux, en effet

en fonction du départ, on a pu tomber sur deux minimum différent. Finalement, une source supplémentaire de cette divergence se trouve dans l'interdépendance des paramètres : augmenter l'un revient à diminuer l'autre, c'est le cas des coefficient A et B par exemple de la loi de Johnson-Cook. En effet, les deux identifications mènent à un coefficient d'érouissage n identique, ce qui fait que la fonction d'érouissage $(A + B\bar{\epsilon}_p^n)$ renvoie la même valeur, pour différente combinaison de A et de B.

5 Conclusion :

Un algorithme d'optimisation basé sur un jumeau numérique des essais de caractérisation a été développé et appliqué pour identifier les paramètres de la loi de comportement Johnson-Cook sur l'acier X100CrMoV5.

- Des essais de cisaillement sur un simulateur Gleeble ont été réalisés à différentes vitesses et températures.
- L'identification repose sur la minimisation de l'erreur entre les efforts mesurés et les efforts obtenus par la simulation numérique des essais.
- Le comportement élasto-plastique a été caractérisé en identifiant les 11 paramètres de la loi de comportement en s'appuyant sur tout le plan expérimental.
- Le modèle Johnson-Cook est incapable de parfaitement reproduire les résultats expérimentaux, néanmoins, l'identification globale permet de s'approcher de l'interdépendance entre les paramètres.

Remerciements

Les auteurs remercient le personnel du LAMPA de l'ENSAM d'Angers pour leur contribution à l'obtention des résultats expérimentaux des essais GLEEBLE.

Références

- A. Hillerborg, M. Modéer, P.-E. Petersson (1976) *Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements*, *Cement and Concrete Research*, Vol. 6, pp.773-781.
- A. Horr, (2011) *Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement*, ENSAM, thèse de doctorat
- A. Rudnytskya, P. Simonc, M. Jecha, C. Gachotb (2020) *Constitutive modelling of the 6061-aluminium alloy under hot rolling conditions and large strain ranges*, *Materials and Design*, Vol. 190.
- G.R. Johnson, W.H. Cook (1983) *A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates, and High Temperatures*. *Proceedings 7th International Symposium on Ballistics*, The Hague, pp.541-547.
- G.R. Johnson, W.H. Cook (1985) *Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures*, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 21, issue 1, pp.31-38.
- L. Antoinat (2014) *Contribution à la caractérisation de la déformation et de la rupture dynamique de structures sous impact : Modélisations et approche expérimentale*, ENSAM, thèse de doctorat.
- M. Harzallah (2018) *Caractérisation in-situ et modélisation des mécanismes et couplages thermomécaniques en usinage : application à l'alliage de titane Ti-6Al-4V*, *École Nationale Supérieure des Mines d'Albi-Carmaux*, thèse de doctorat.
- T. Bergs, M. Hardt, D. Schraknepper (2019) *Inverse material model parameter identification for metal cutting simulations by optimization strategies*, *MM Science Journal, Special issue on HSM2019*, pp.3172-3178.
- T. Zhou, L. He, Z. Feng, P. Tian, F. Du, Z. Zou, X. Zhou (2022) *Inverse identification of material constitutive parameters based on co-simulation*, *Journal of materials research and technology*, vol 20, pp.221-237.