



HAL
open science

Contribution à l'identification du comportement des matériaux à partir d'essais de micro-impact répétés

Halim Al Baida

► **To cite this version:**

Halim Al Baida. Contribution à l'identification du comportement des matériaux à partir d'essais de micro-impact répétés. Matériaux. Université de Technologie de Belfort-Montbéliard, 2015. Français. NNT : 2015BELF0274 . tel-01875383

HAL Id: tel-01875383

<https://theses.hal.science/tel-01875383>

Submitted on 17 Sep 2018

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

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



SPIM

Thèse de Doctorat



école doctorale sciences pour l'ingénieur et microtechniques

UNIVERSITÉ DE TECHNOLOGIE BELFORT-MONTBÉLIARD

CONTRIBUTION À L'IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT DES MATERIAUX À PARTIR DES ESSAIS DE MICRO- IMPACT RÉPÉTÉS

 HALIM AL BAIDA

N° D'ordre : 274.

Ecole Doctorale "Sciences pour l'Ingénieur Microtechnique"

Université de Franche-Comté

Université de Technologie de Belfort-Montbéliard

Thèse en vue de l'obtention du titre docteur en

Mécanique

Présentée par

Halim AL BAIDA

**CONTRIBUTION À L'IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT DES
MATERIAUX À PARTIR DES ESSAIS DE MICRO-IMPACT RÉPÉTÉS**

Soutenue le 20 Novembre 2015 devant la commission d'examen

M. M. FRANCOIS, Professeur des Universités, UTT. (Rapporteur)

M. G. MAUVOISIN, Maître de conférences HDR, Université de Rennes. (Rapporteur)

M. A. IOST, Professeur des Universités, ENSAM Lille. (Président)

Mme. C. LANGLADE, Professeur des Universités, UTBM. (Directeur de thèse)

M. G. KERMOUCHE, Professeur des Universités, EMSE. (Co-directeur de thèse)

M. J. BADREDDINE, Ingénieur R&D, Groupe SAFRAN.

M. J-F. CARTON, Responsable R&D, SAFE METAL.

Je tiens tout d'abord à remercier Madame Cécile LANGLADE, professeur à l'UTBM, directrice du laboratoire IRTES-LERMPS et directrice de la thèse, pour m'avoir confié ce sujet et garanti tous les besoins de l'étude. Sans oublier le temps précieux qu'elle m'a consacré et son aide efficace dans toutes les phases du travail, dans la rédaction de ce mémoire, avec les idées et les conseils. Je tiens aussi à la remercier pour sa disponibilité et sa réponse rapide. Elle m'a donné la chance de profiter de sa large connaissance des industriels et des collaborateurs institutionnels.

Je tiens à remercier M. Guillaume KERMOUCHE professeur à l'ENSM-SE et co-directeur de la thèse (aussi ancien tuteur de stage et projets de master), pour son aide précieuse et les conseils numériques et scientifiques qu'il m'a prodigués. Il était, malgré la distance, toujours disponible pour répondre aux questions et pour suivre l'avancement des travaux par des réunions téléphoniques ou visiophoniques.

Je tiens à remercier très sincèrement M. Alain IOST, professeur des universités pour avoir présidé le jury. Egalement je remercie M. Gérard MAUVOISIN, maître de conférences HDR et M. Manuel FRANCOIS, professeur des universités pour avoir accepté d'être rapporteur de ce travail et de rédiger un rapport sur la thèse. Je remercie aussi les personnalités industrielles M. Jean-François CARTON et M. Jawad BADREDDINE pour avoir participé au jury.

Je remercie l'ensemble des membres du laboratoire IRTES-LERMPS, pour leur sympathie et leur accueil pendant ces 3 ans. Je remercie Mme Odile RIBET pour m'avoir formé sur les machines de caractérisation. Je tiens à remercier particulièrement mes collègues, les membres du laboratoire Amina, Iman, Soumya, Asma, Fang Fang, Hui, Éloi, les Jérémies...

Je suis reconnaissant à ma famille, surtout Mariam, pour leur encouragement, leur soutien et leur aide.

Finalement, je remercie tous ceux qui ont contribué à l'accomplissement de ce travail.

RESUME

La loi de comportement est un élément essentiel de la caractérisation mécanique des matériaux. Pour pouvoir identifier le comportement d'un matériau, il existe plusieurs méthodes expérimentales (traction statique, barres d'Hopkinson...) qui permettent d'obtenir des lois mécaniques applicables dans des conditions bien définies et le plus souvent sur des matériaux massifs homogènes. La plupart de ces essais sont de plus coûteux et exigent le plus souvent des géométries d'échantillons spécifiques. L'utilisation de ces tests reste limitée et ne permet pas d'analyser tous les types de matériaux comme les revêtements ou les matériaux poreux...par exemple. Or ces matériaux eux aussi nécessitent aujourd'hui une connaissance fine de leurs propriétés afin de permettre une simulation au plus juste de leur comportement en service. Les lois de comportement établies à l'échelle d'un matériau massif ne répondent également que partiellement aux besoins de modélisation de certains procédés de traitement mécanique de surface comme par exemple le grenailage, car elles ne prennent pas en compte les effets de la surface. L'objectif principal de cette étude est de développer une méthode à la fois rapide et facile pour pouvoir identifier le comportement local des matériaux sous condition dynamique, afin de pouvoir caractériser les surfaces soumises à des sollicitations de type chocs.

Pour atteindre cet objectif, une méthode inverse a été développée pour identifier le comportement des matériaux à l'aide d'une combinaison d'approche expérimentale et numérique d'essais d'impacts répétés. Les lois de comportements obtenues à l'aide de cette méthode inverse restent sujettes à caution car difficile à comparer à des valeurs de référence par manque de données dans la littérature. Pour cette raison ces lois seront ensuite comparées avec une méthode analytique inspirée de la théorie de l'indentation.

Afin de valider l'efficacité de la méthode inverse et de la méthode analytique, des essais numériques ont été menés, ensuite des applications sur des matériaux modèles et industriels ont été réalisées pour déterminer les limites des méthodes.

ABSTRACT

The behavior law is an essential element of the mechanical characterization of materials. To identify the material behavior several experimental methods can be used such as (static traction, Hopkinson bars ...) that allow to obtain mechanical laws applied under well-defined conditions, i.e. on homogeneous and bulk materials. However, due to the rising cost of these tests and their specific sample geometry, their use is limited and does not allow to probe and measure all types of materials (like coatings or porous materials...). Moreover, a broad knowledge of their properties allows a more accurate simulation of their behavior in working process. Behavior laws appropriate for bulk material do not always fit to process modeling shot peening, due to surface deformation. The main objective of this study is to develop a simple, rapid method for identifying the local behavior of materials under dynamic conditions, in order to characterize surfaces under impact loading.

An inverse method has been developed to identify the behavior of materials using a combination of numerical and experimental approaches of repeated impact tests. The behavior laws obtained by the inverse method must be further investigated due to missing comparison data in literature. A comparison with an analytical method based on the theory of indentation must be carried out for more accuracy.

In order to validate the efficiency of the inverse method and the analytical method, numerical tests were conducted, then applications on industrial and ideal materials have been carried out to determine the limits.

Table des matières

Chapitre I. Indentation et loi de comportement	16
I.1. Introduction	17
I.2. Introduction sur les lois de comportement	17
I.2.1. Loi de comportement en statique	18
I.2.2. Loi de comportement en dynamique	19
I.2.3. Notion sur les types d'écroutissement	22
I.2.4. Conclusion préliminaire	24
I.3. Indentation et impact	24
I.3.1. Indentation des solides élastiques.....	26
I.3.2. Indentation sphérique des solides élastoplastiques.....	28
I.3.3. Indentation dynamique ou impact	32
I.3.1. Calcul de la vitesse de déformation au cours d'un impact	35
I.3.2. Conclusion intermédiaire	37
I.4. Loi de comportement à partir de l'indentation	37
I.4.1. Méthodes directes.....	38
I.4.2. Méthodes inverses	42
I.4.3. Conclusion intermédiaire	44
I.5. Synthèse du chapitre 1	45
Chapitre II. Impact : Expérience et Simulation	46
II.1. Introduction	47
II.2. Présentation du micro impacteur	47
II.3. Essai d'impacts répétés	51
II.4. Modélisation des impacts répétées par la méthode des éléments finis	54

II.4.1.	Méthodes d'extraction des paramètres de l'empreinte résiduelle.....	55
II.4.2.	Caractéristique mécanique et conditions de contact.....	56
II.4.3.	Validation du modèle FEM.....	60
II.5.	Conclusion du chapitre 2.....	61
Chapitre III.	<i>Identification des lois de comportement par méthode inverse.....</i>	62
III.1.	Introduction.....	63
III.2.	Stratégie de l'identification inverse de la courbe contrainte-déformation	63
III.2.1.	Développement des bases de données	65
III.2.2.	Etude paramétrique.....	66
III.2.3.	Procédure d'identification	67
III.2.4.	La méthode d'interpolation	68
III.3.	Tests numériques	69
III.3.1.	Tests numériques sur les matériaux virtuels suivant la loi de Hollomon.....	69
III.3.2.	Tests numériques sur des matériaux virtuels non-Hollomon.....	73
III.3.3.	Effet de l'énergie d'impact sur la fiabilité de la méthode inverse	75
III.4.	Approche analytique aux valeurs des contraintes-déformations.....	76
III.4.1.	Application expérimentale de l'approche analytique	76
III.4.2.	Tests numériques sur des matériaux virtuels suivant la loi de Hollomon.....	79
III.4.3.	Application de la méthode inverse avec l'approche analytique.....	81
III.5.	Conclusion chapitre 3	83
Chapitre IV.	<i>Application expérimentale des méthodes d'identification</i>	84
IV.1.	Introduction.....	85
IV.2.	Application sur les matériaux modèles	85
IV.2.1.	Application sur le cuivre pur	86
IV.2.2.	Application sur le fer pur.....	89

IV.2.3.	Etude de l'influence de la taille de grains.....	93
IV.2.4.	Etude de l'influence de la dureté du matériau	97
IV.3.	Conclusion du chapitre IV	101
Chapitre V.	<i>Application des méthodes d'identification à des matériaux industriels.....</i>	104
V.1.	Introduction.....	105
V.2.	Application sur des matériaux industriels massifs.....	105
V.2.1.	Application sur l'aluminium 6061-T651.....	105
V.2.2.	Application sur l'aluminium 7075-T651.....	109
V.3.	Application sur des pièces de fonderie en acier.....	112
V.3.1.	Matériau de base.....	113
V.3.2.	Etude du cordon de soudure, après détensionnement	115
V.3.3.	Essai sur la pièce soudée après restauration	117
V.3.4.	Conclusion intermédiaire	119
V.4.	Ouverture vers les problématiques du laboratoire: Application sur les revêtements abradables.....	120
V.4.1.	Introduction	120
V.4.2.	Démarche expérimentale, identification de la loi de comportement	122
V.5.	Conclusion finale du chapitre V	131
Chapitre VI.	<i>Conclusion finale et perspectives.....</i>	132
	<i>References bibliographies</i>	136

LES PRINCIPALES NOTATIONS

σ	Contrainte (Pa)
ε	Déformation
n	Coefficient d'écrouissage
E	Module de Young (Pa)
ν	Coefficient de poisson
Y	Limite d'élasticité (Pa)
k	Limite d'écoulement à 100% de déformation (Pa)
A	Limite élastique de la loi Johnson-Cook (Pa)
B	Module d'écrouissage (Pa)
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation (s ⁻¹)
C	Sensibilité à la vitesse de déformation
m_t	Coefficient de dépendance à la température
T_{melt}	Température de fusion du matériau (K)
T_{ref}	Température ambiante de travail (K)
β	Angle d'attaque d'un indenteur conique (deg)
θ	Demi-angle d'ouverture d'un angle conique (deg)
R	Rayon d'un indenteur sphérique (m)
P_m	Pression moyenne d'indentation (Pa)
H	Dureté du matériau (Pa)
F	Force d'indentation ou d'impact (N)
a	Rayon d'empreinte résiduelle (m)
h	Pénétration de l'indenteur (m)
t	Temps (s)
δ	Profondeur de l'empreinte (m)
V	Vitesse (m/s)
ρ	Densité (Kg/m ³)

INTRODUCTION GENERALE

Le comportement mécanique d'un matériau est un élément essentiel dans la caractérisation de ses propriétés mécaniques. Cependant le comportement d'un matériau est dépendant de la nature de sollicitation exercée. Ainsi un matériau va répondre différemment lorsqu'il est soumis à une contrainte de traction, compression ou cisaillement, s'il est sollicité à très faible vitesse ou en conditions balistiques. Pour chaque type de sollicitation, il existe des moyens différents pour identifier le comportement. Traditionnellement, c'est le comportement en traction quasi statique qui est le plus souvent caractérisé et sert de référence pour la plupart des applications. C'est en effet le plus simple à obtenir via un essai de traction normalisé. Cependant les résultats obtenus au cours de cet essai ne sont représentatifs du comportement du matériau que dans un cas de sollicitation spécifique. De plus l'essai sollicitant le volume entier de l'éprouvette de test, la réponse identifiée est une réponse moyenne de l'ensemble de la pièce. Elle ne permet pas de discriminer les hétérogénéités locales (anisotropie, effet de surface...). La loi de comportement issue de l'essai de traction quasi-statique est cependant communément utilisée dans de nombreuses modélisations ou simulations à défaut de valeurs plus adaptées à chaque cas d'utilisation.

Elle est en particulier généralement considérée lors de la modélisation de traitement de surface par voie mécanique. Ces techniques de traitement mécanique des surfaces sont de plus en plus utilisées dans les industries et une des techniques la plus répandue est le grenailage. L'objectif de ce procédé est d'augmenter la résistance mécanique superficielle des matériaux traités par la création d'une couche plastifiée à l'aide des chocs des billes à grande vitesse [1]. Ce procédé peut également engendrer des contraintes résiduelles superficielles de compression très bénéfiques pour la tenue en fatigue des pièces traitées. Utilisé traditionnellement depuis des décennies dans l'industrie sur de nombreux alliages, ce traitement fait l'objet aujourd'hui de nombreuses études afin de mieux maîtriser les performances et l'étendre à de nouveaux alliages.

Cependant, pour décrire correctement la réponse mécanique des surfaces soumises aux chocs répétés des billes durant le traitement, le comportement mécanique dynamique et superficiel du matériau à traiter doit être connu [2]. C'est la raison pour laquelle un type d'essai mécanique différent des essais standards (essais de traction, barres d'Hopkinson...) doit être utilisé.

Dans le domaine des sollicitations dynamiques, l'identification du comportement mécanique à grande vitesse de déformation est souvent effectuée grâce à des essais de barres d'Hopkinson [3]. Cependant, la courbe contrainte-déformation résultante correspond au comportement massif de l'éprouvette testée et ne prend pas en compte les modifications induites par la préparation ou le traitement de surface. C'est la raison pour laquelle un autre type de test mécanique doit être utilisé. A l'inverse, les propriétés mécaniques locales sont le plus souvent extraites d'essais de la nano-indentation instrumentée [4]–[6]. Cependant, la nano-indentation standard n'est pas réellement adaptée à l'identification des lois de comportement des matériaux à grande vitesse de déformation. C'est pour résoudre cette difficulté que des dispositifs d'indentation dynamique et des nano-impacts instrumentés ont été conçus [7], [8], permettant diverses mesures. Néanmoins, l'instrumentation de ces dispositifs est très difficile et coûteuse, ce qui limite leur utilisation pratique.

Le principal objectif de cette thèse était donc de développer une méthode facile et rapide pour identifier la loi de comportement dynamique superficielle des matériaux pouvant être utilisée pour modéliser ensuite leur réponse lors de traitement de surface de type grenailage ou tout autre sollicitation comportant des impacts isolés ou répétés.

L'essai à mettre au point devait donc solliciter principalement la surface des matériaux, selon un mode de compression dynamique. Il devait être facile à réaliser sur des pièces industrielles ou des échantillons ne nécessitant que peu de préparation. Le volume sollicité lors de l'essai devait être représentatif du comportement spécifique de la surface sans pour autant être trop sensible à l'hétérogénéité de chaque grain de la microstructure.

Pour atteindre cet objectif, plusieurs outils et méthodes ont été mis en place:

- Le premier chapitre rappelle les différentes lois de comportement qui peuvent décrire le comportement d'un matériau en régime quasi-statique et dynamique. Ensuite les méthodes

directes et inverses destinées à l'identification des lois de comportement par indentation présentées dans la littérature ont été analysées.

- Dans le deuxième chapitre, le dispositif d'impacts répétés est présenté ainsi que son fonctionnement et l'instrumentation mise en place afin d'obtenir une description la plus complète de chaque impact. Le modèle par éléments finis développé pour modéliser les impacts répétés est ensuite détaillé. Ensuite les moyens expérimentaux utilisés pour caractériser l'impact et l'empreinte résiduelle sont présentés.

- Dans le troisième chapitre, le modèle analytique et la méthode inverse utilisés dans cette étude sont détaillés. Avant de confronter les résultats de ces modèles à la réalité expérimentale, différentes vérifications et validations numériques ont été conduites. Ainsi des séries de vérifications par des tests numériques de la méthode inverse et de la méthode analytique ont été menées, suivies d'applications numériques à des matériaux réels modèles. Cette partie permet en particulier d'évaluer la précision maximale atteignable des méthodes proposées. Ce travail fait l'objet de deux publications dans la revue « Mechanics of Materials » [9] et la revue « Matériaux et Techniques » [10].

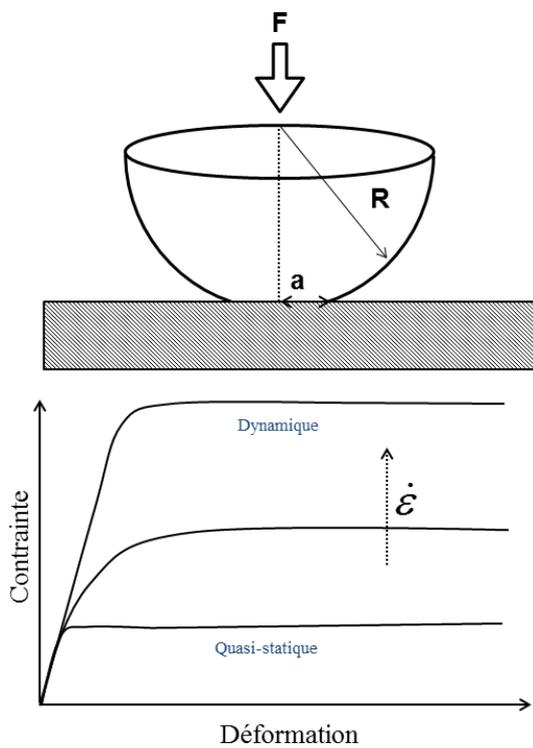
- Dans le quatrième chapitre nous avons appliqué la méthode inverse et l'approche analytique sur différents matériaux réels et nous avons comparé les résultats obtenus avec des essais de compression à plusieurs vitesses de sollicitation afin de mettre à l'épreuve leur efficacité. L'influence de la vitesse de déformation sur le comportement a été aussi étudiée. Des essais complémentaires ont également été réalisés sur des alliages de cuivre présentant des tailles de grains et des duretés différentes pour identifier les limites possibles des méthodes proposées.

- Le cinquième chapitre présente les résultats obtenus lors de l'utilisation de ces méthodes sur des matériaux industriels et sur un revêtement abrasable. Les essais sur des alliages d'aluminium corroyés permettent d'obtenir des résultats en cohérence avec les essais de traction connus malgré une microstructure complexe alors que la loi de comportement obtenue sur le revêtement abrasable permet une modélisation très cohérente de sa dureté HR15Y. Certains de ces travaux ont été publiés dans la revue « Journal of Materials Research » [11].

- Les conclusions de cette étude et des comparaisons ainsi réalisées font l'objet du dernier chapitre. Il permet ainsi de mettre en évidence la pertinence des essais et méthodes proposés pour la détermination de la loi de comportement en compression dynamique de la surface de

matériaux industriels. Les essais réalisés ont également permis de poser les limites de la méthode en termes de tailles de grains et de dureté. Ils ont en revanche montré que les méthodes restaient utilisables sur des matériaux aussi hétérogènes que les matériaux abrasables ou les alliages d'aluminium corroyés. En particulier les derniers résultats concernant le revêtement abrasable semblent très prometteurs et ouvrent des perspectives intéressantes d'applications. Enfin nous présentons différentes pistes pour poursuivre l'étude menée afin d'étendre le champ d'applications possibles et parfaire la connaissance des limites de la méthode proposée.

Chapitre I. Indentation et loi de comportement



Loi de comportement par indentation

Résumé :

Ce chapitre contient les principaux outils dont nous avons besoin pour démarrer l'étude. Différents aspects du comportement des matériaux en régime quasi-statique et dynamique sont présentés. Ensuite l'indentation avec sa théorie ainsi que l'impact avec ses principaux paramètres sont détaillés. Enfin, une discussion à propos des méthodes d'identification inverse et directe des lois de comportement à partir de l'indentation et de l'impact est proposée.

I.1. Introduction

L'originalité de la présente étude est de développer une méthode facile et rapide destinée à l'identification des lois de comportement des matériaux soumis aux impacts répétés. Partant de cet objectif, dans ce chapitre plusieurs termes doivent être analysés. Les termes clés sont : loi de comportement, indentation, impact dynamique et effet de la vitesse de déformation. Nous détaillerons chacun de ces points en expliquant leurs intérêts dans cette étude.

I.2. Introduction sur les lois de comportement

La réponse mécanique des matériaux est généralement schématisée par une courbe de contrainte-déformation. Le plus souvent, cette courbe est obtenue à l'aide d'un essai de traction sur une éprouvette plane ou cylindrique. Lors de cet essai, les principaux paramètres qui peuvent être retirés sont le module de Young E , la limite d'élasticité conventionnelle $R_{0.2}$, et la contrainte maximale ou la résistance R_m . Avant, les contraintes et les déformations conventionnelles peuvent être calculées à partir des allongements et des forces selon les équations suivantes (I. 1) et (I. 2) :

$$\varepsilon_c = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{I. 1})$$

$$\sigma_c = \frac{F}{S_0} \quad (\text{I. 2})$$

Suite au changement de la section de l'éprouvette au cours de la traction, les contraintes et déformations vraies sont obtenues à l'aide des équations (I. 3) et (I. 4) :

$$\varepsilon_r = \ln(1 + \varepsilon_c) \quad (\text{I. 3})$$

$$\sigma_r = (1 + \varepsilon_c) \sigma_c \quad (\text{I. 4})$$

Aujourd'hui il existe un large éventail de lois de comportement divisées en catégories selon la nature plus ou moins complexe de la sollicitation. On peut d'ores et déjà mentionner l'existence de deux grandes familles de lois de comportement selon si elles ont été obtenues en régime (quasi)statique ou en régime dynamique.

I.2.1. Loi de comportement en statique

Le régime élastique d'une loi de comportement peut être traduit par la loi de Hooke $\sigma = E\varepsilon$. Sauf dans le cas des élastomères, bétons ou verres, chaque matériau entre en régime de déformation irréversible ou plastification à partir d'un certain seuil de contrainte. Le régime plastique de nombreux matériaux purs et des alliages métalliques peut être approché par une loi de type puissance [12]. Parmi les différentes variantes possibles, la loi de puissance nommée «loi de Hollomon» s'écrit sous la forme suivante $\sigma = k\varepsilon^n$ avec k le coefficient de résistance et n le coefficient d'écrouissage [12]–[15]. Comme représenté dans la Figure I. 1 les contraintes et déformations vraies peuvent être décrites selon le couple d'équations (I. 5) :

$$\left. \begin{array}{l} \sigma = E\varepsilon, \text{ pour } \varepsilon \leq \frac{Y}{E} \\ \sigma = K\varepsilon^n, \text{ pour } \varepsilon > \frac{Y}{E} \end{array} \right\} \text{Loi de Hollomon} \quad (\text{I. 5})$$

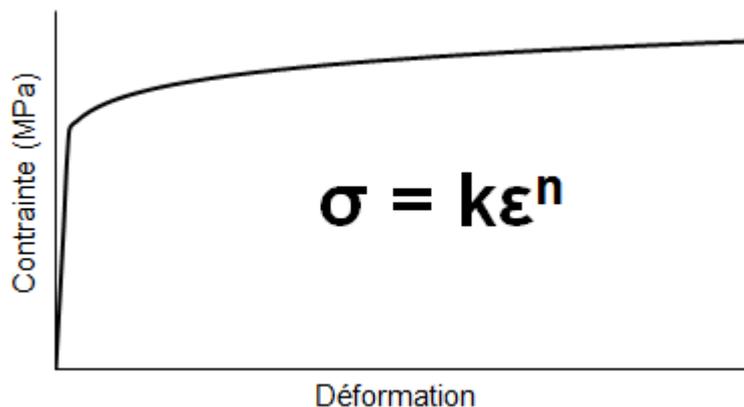


Figure I. 1 La loi de puissance contrainte-déformation

La loi de Hollomon à deux paramètres facilite la présentation de la forme de la courbe de contrainte déformation. D'autres lois plus complexes et comportant plus de paramètres ajustables peuvent également être utilisées pour une description plus fine mais par sa simplicité elle est le meilleur choix dans le cas des méthodes d'identification inverse. Pour cette raison la loi de Hollomon est devenue la loi la plus adoptée dans la description du comportement des matériaux au cours de l'indentation sphérique quasi-statique et parfois dynamique [12], [16]–[19].

I.2.2. Loi de comportement en dynamique

Lorsque la vitesse de déformation dépasse un certain seuil [20] on peut considérer que le matériau est sollicité en régime dynamique et sa réponse à la contrainte dynamique appliquée peut significativement différer de sa réponse en régime statique. Selon le nombre de paramètres ajustables de la loi de comportement, les courbes contrainte-déformation peuvent tenir compte des effets mécaniques plus ou moins compliqués. Notons que la loi de Hollomon comme la loi de Johnson-Cook [21], donnent une bonne approximation de la plupart des comportements des métaux sous chargements monotones [22]. Cependant il est à noter que la courbe de contrainte-déformation de Hollomon ne tient pas compte de la sensibilité à la vitesse de déformation [19].

C'est pourquoi, quand la vitesse de déformation dépasse un certain niveau, l'ajout dans la loi de comportement d'un terme tenant compte de la vitesse de déformation devient essentiel.

Différentes solutions ont été proposées dans la littérature pour prendre en compte l'effet de la vitesse de déformation. Nous allons donc rapidement les passer en revue ainsi que leurs avantages, inconvénients et spécificités.

L'objectif de cette présentation est de permettre d'éclairer le choix d'un modèle de comportement qui sera compatible avec les méthodes d'identification inverse qui vont être utilisées dans la suite.

Tout d'abord la loi de Hollomon que nous avons rappelée dans le paragraphe précédent peut être modifiée afin de tenir en compte de l'effet de la vitesse de déformation et de la sensibilité à la vitesse de déformation, en ajoutant quelques paramètres. La loi de Hollomon modifiée peut être exprimée selon la formule (I. 6) [23], [24] :

$$\sigma = k\varepsilon^n \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} \right)^m \quad (\text{I. 6})$$

Cette loi de Hollomon modifiée peut alors être un bon candidat pour les méthodes inverses. Si la vitesse de déformation imposée peut être déduite facilement, alors il ne reste que trois paramètres à identifier ce qui est généralement réalisable dans un temps de calcul raisonnable.

Plus connue, la loi de Johnson-Cook prend également en compte la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation et l'effet de la température. Cette loi peut être écrite sous la forme suivante (I. 7) [21], [25], [26] :

$$\bar{\sigma} = \underbrace{\left(A + B(\bar{\epsilon}^{pl})^n \right)}_{\text{élasto-plasticité}} \underbrace{\left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}}{\dot{\bar{\epsilon}}_0} \right) \right]}_{\text{Viscosité}} \underbrace{\left[1 - \left(\frac{T - T_{ref}}{T_{melt} - T_{ref}} \right)^{m_t} \right]}_{\text{Adoucissement thermique}} \quad (\text{I. 7})$$

En se référant à l'équation de Johnson-Cook, un coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation peut être obtenu, la valeur de C peut alors être déterminée à l'aide de l'équation suivante (I. 8) [11] :

$$C = \frac{(\sigma_1 - \sigma_2)}{\sigma_2 \ln \dot{\epsilon}_1 - \sigma_1 \ln \dot{\epsilon}_2} \quad (\text{I. 8})$$

Si on considère une température constante, la loi de Johnson-Cook peut être simplifiée et seuls trois paramètres restent à identifier comme dans le cas de la loi de Hollomon modifiée.

La loi de Zerilli-Armstrong prend également en compte la vitesse de déformation et la température. La loi de Zerilli-Armstrong est un modèle physique plus complexe que les lois précédentes et est plus particulièrement basée sur l'étude mécanique des dislocations dans les structures cristallines, en particulier les structures CC et CFC [27], [28].

La loi de Zerilli-Armstrong peut s'écrire sous la forme suivante (I. 9) [29] :

$$\sigma = \begin{cases} C_0 + C_1(\epsilon^{pl})^n \left[\text{EXP}(-C_3 T + C_4 \ln \dot{\epsilon}^*) \right] + C_5(\epsilon^{pl})^n & \text{Pour les matériaux CC} \\ C_0 + C_1(\epsilon^{pl})^n \left[\text{EXP}(-C_3 T + C_4 \ln \dot{\epsilon}^*) \right] & \text{Pour les matériaux CFC} \end{cases} \quad (\text{I. 9})$$

où C_0 à C_5 et n sont des constantes du matériau, ϵ^{pl} la déformation plastique et $\dot{\epsilon}^*$ est la vitesse de déformation.

La complexité de ce modèle le rend délicat à manipuler dans des méthodes rapides d'identification inverse et il ne sera donc pas considéré dans la suite de ce travail.

Il existe aussi d'autres lois, par exemple celle de Cowper-Symond [30] qui règle la contribution de l'écrouissage isotrope cinématique. Ce modèle définit la limite d'élasticité Y

par deux facteurs, un facteur de déformation et un facteur de la vitesse de déformation Eq. (I. 10).

$$Y = \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{C} \right)^{1/p} (\sigma_0 + \beta E_p \varepsilon_p^{eff}) \right] \quad (\text{I. 10})$$

Avec σ_0 la limite d'élasticité initiale, $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation, p , C paramètres de Cowper-Symond et β est un paramètre d'écrouissage, qui règlent la contribution de l'écrouissage cinématique et l'écrouissage isotrope.

La loi de Cowper–Symond présente une difficulté semblable à celle du modèle de Zerilli Armstrong avec l'utilisation de plus de trois paramètres inconnus, ce qui rend l'identification inverse trop longue et trop compliquée.

Cependant, en raison des paramètres de test spécifiques utilisés dans cette étude, la vitesse de déformation estimée varie dans un intervalle de 100 s^{-1} à 1000 s^{-1} . Considérant cet intervalle qui reste restreint vis-à-vis du comportement de la plupart des métaux, il sera donc possible de choisir une loi de comportement indépendante de la vitesse de déformation (celle-ci sera assimilée à une constante) qui pourra être utilisée pour modéliser la réponse mécanique de la surface [9], [19].

Aussi l'objectif est de choisir une loi simple avec un nombre de paramètres réduit pour faciliter l'identification inverse.

I.2.3. Notion sur les types d'écrouissage

Les chargements mécaniques peuvent être monotones ou répétés (cycliques). Cependant, compte tenu des modifications possibles de la microstructure, le matériau ne réagira pas de la même façon dans le cas d'un chargement monotone ou d'une sollicitation cyclique. Pour prendre en compte ces effets dans la modélisation, on peut distinguer deux types d'écrouissage : l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique.

Selon le type d'écrouissage du matériau, la limite d'élasticité n'évolue pas de la même façon au cours des cycles de charge-décharge successifs.

Description de l'écrouissage isotrope

Ce type d'écrouissage est le plus simple pour décrire un comportement lors d'un chargement monotone. L'écrouissage isotrope augmente le domaine d'élasticité ou autrement dit augmente la limite d'élasticité au cours de la déformation plastique comme l'illustre la Figure I. 2.

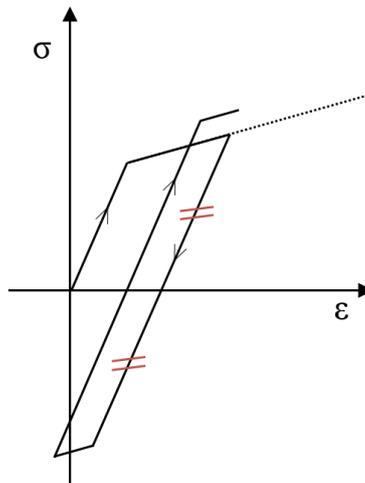


Figure I. 2 Écrouissage isotrope.

Dans ce cas le critère de Von Mises dépend d'une variable scalaire supplémentaire qui en général est la déformation plastique équivalente p . Le critère de Von Mises sera écrit sous la forme (I. 11) [32] :

$$f(\sigma) = J(\sigma) - Y - R(p) \quad (\text{I. 11})$$

Où J est la contrainte équivalente de Von Mises et $R(p)$ est une fonction qui représente la dilatation du domaine d'élasticité.

Il est à noter que ce modèle ne décrit pas correctement les sollicitations cycliques et ne représente pas l'asymétrie de comportement en traction-compression et donc ne peut pas reproduire l'effet de Baushinger. En conclusion, ce modèle permet de représenter l'effet d'un durcissement non linéaire en fonction de la déformation équivalente.

Description de l'écrouissage cinématique

Ce type d'écrouissage est souvent utilisé dans la simulation des essais cycliques de type charge-décharge car il prend en compte l'asymétrie de comportement. L'écrouissage cinématique est caractérisé par le déplacement sans déformation du domaine d'élasticité défini à partir de la courbe d'écrouissage monotone [33] comme illustre la Figure I. 3.

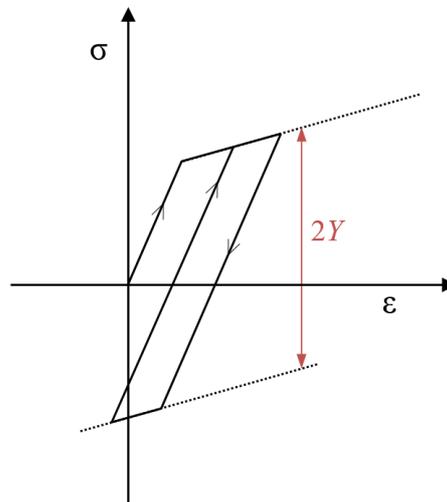


Figure I. 3 Écrouissage cinématique.

Par conséquent le nombre de paramètres de la loi de comportement devient important. Le critère de Von Mises s'écrit alors en ajoutant le tenseur X (I. 12) :

$$f(\sigma) = J(\sigma - X) - Y \quad (\text{I. 12})$$

On peut également combiner l'écroutissement cinématique et l'écroutissement isotrope pour décrire un comportement particulier des matériaux [34], le critère de Von Mises s'écrit alors (I. 13) :

$$f(\sigma) = J(\sigma - X) - Y - R(p) \quad (\text{I. 13})$$

Dans la suite et notamment en Chapitre III, nous montrerons que dans le cas de cette étude la prise en considération d'un écroutissement isotrope est suffisante.

I.2.4. Conclusion préliminaire

Cette première partie du chapitre a présenté les lois de comportement qui peuvent raisonnablement être accessibles par des méthodes d'identification inverse des courbes contrainte-déformation. Si la complexité de certaines lois rend leur utilisation dans des problèmes d'identification inverse délicate, ce paragraphe nous a permis d'isoler trois lois potentiellement utilisables (Hollomon, Hollomon modifiée et Johnson-Cook). Dans la suite, le choix définitif de la loi de comportement sera fondé sur la réponse du matériau et les exigences de la méthode inverse. De plus au cours d'un chargement monotone la réponse mécanique d'un matériau est différente de celle observée sous chargement cyclique, la question du choix d'un type d'écroutissement sera également à poser lors de la mise en place de la simulation des impacts.

Enfin, si la modélisation de l'indentation dynamique de type impact est quasiment absente de la littérature, il n'en est pas de même de la simulation des conditions d'indentation statique. Nous avons donc choisi de faire une rapide présentation de l'essai d'indentation et la théorie associée.

I.3. Indentation et impact

Indentation

Depuis un siècle et jusqu'à aujourd'hui, l'indentation est la technique la plus répandue pour déterminer la dureté des matériaux. Au fil du temps l'essai d'indentation a été modifié, voire détourné afin de permettre d'obtenir d'autres informations sur le comportement des matériaux comme par exemple la résistance à l'usure ou aux rayures. En fonction de l'objectif du test (dureté, rayure, usure...) et du matériau (métaux durs, polymères, revêtements, couches

minces....) la géométrie de l'indenteur mais également la charge appliquée ou la vitesse de sollicitation peuvent varier.

Ainsi il existe des indenteurs pointus ou sphériques avec une géométrie standard de taille micro mais aussi nanométrique. Les plus utilisés sont les indenteurs Vickers ou Berkovich, mais on peut également utiliser des pointes conique ou sphérique...Le Tableau I. 1 résume les différentes possibilités.

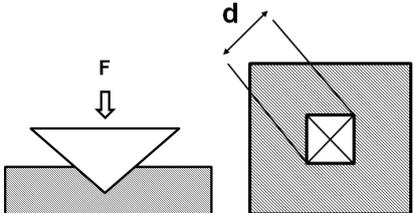
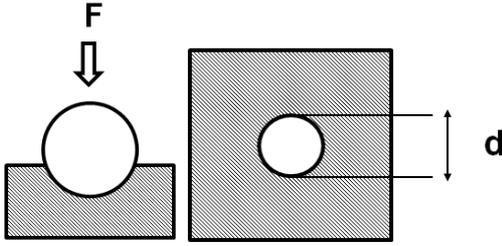
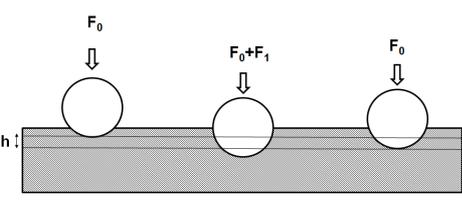
Type	Géométrie	Calcul de dureté	Application
Vickers	<p>Pyramide à 4 cotés en diamant. Angle au sommet entre deux faces égal à 136°.</p> 	$HV = 0.189 * F / d$	Matériau massif, couche mince
Brinell	<p>Bille en acier ou en carbure et de diamètre D</p> 	$HB = \frac{0.065 * F}{D * (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$	Matériaux massif
Rockwell	<p>Bille en acier de diamètre spécifique pour chaque type de test Rockwell</p> 	<p>Il existe plusieurs essais Rockwell. Dans cette étude, nous nous sommes intéressés à la dureté HR15Y</p> $HR15Y = 100 - h/0,001$	Matériaux durs et revêtements épais

Tableau I. 1 Type d'indenteurs et calcul de dureté

Le choix de l'indenteur dépend des objectifs de l'étude. Malgré l'utilisation fréquente de l'indenteur conique, l'indenteur sphérique peut faciliter la compréhension de la réponse mécanique de la surface après un traitement mécanique de type grenailage qui est basé sur la projection des billes sphériques à grande vitesse. Dans cette étude l'indenteur choisi est une bille. Dans la suite nous présentons la théorie de l'indentation.

I.3.1. Indentation des solides élastiques

Johnson [35] a présenté la théorie de Heinrich Rudolf Hertz [36] qui a étudié le cas d'un contact entre une sphère et un plan (Figure I. 4). Dans le cas où l'observation d'une trace après l'essai d'indentation est possible, on peut considérer que le matériau est entré dans le domaine élastoplastique, alors dans ce cas des formules spécifiques devront être utilisées.

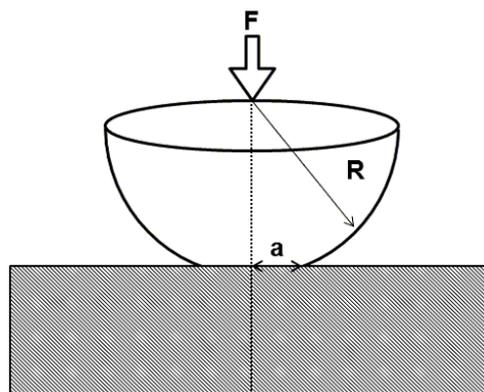


Figure I. 4 Contact élastique entre sphère plan

Les principaux paramètres de contact sont : la pression, le rayon de la sphère et le rayon du contact. En supposant que le contour est circulaire et que l'indenteur est rigide non déformable, nous pouvons définir plusieurs paramètres comme le rayon du contact, l'enfoncement de la sphère, et la force du contact, à l'aide des formules de Hertz.

D'après Johnson [35], le rayon de contact peut être exprimé par la formule suivante (I. 14) :

$$a = \left(\frac{3 F R^*}{4 E^*} \right)^{1/3} \quad (\text{I. 14})$$

Avec F la force du contact et E^* le module de Young équivalent, qui peut être défini par l'équation (I. 15) et qui combine respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson de l'indenteur et de l'échantillon.

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \quad (\text{I. 15})$$

R^* le rayon équivalent peut être exprimé selon l'équation suivante (I. 16) :

$$\frac{1}{R^*} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \quad (\text{I. 16})$$

Dans le cas du contact sphère-plan, le rayon du plan $R_2 = \infty$ donc $R^* =$ rayon de la sphère (R_1).

L'enfoncement est égal à (I. 17) :

$$\delta_0 = \frac{a^2}{R^*} = \left(\frac{9F^2}{16R^*E^{*2}} \right)^{1/3} \quad (\text{I. 17})$$

Et la pression maximale appliquée au centre de la surface P_0 est égale à (I. 18) :

$$P_0 = \frac{3}{2} P_m = \left(\frac{6FE^{*2}}{\pi^3 R^2} \right)^{1/3} \quad (\text{I. 18})$$

Selon Tabor [37] la pression moyenne de contact P_m dans le cas d'un contact élastique peut être exprimée par (I. 19) :

$$P_m = \frac{F}{\pi a^2} \quad (\text{I. 19})$$

Avec F est la force appliquée et a est le rayon de contact.

Dans le cas de l'indentation conique des solides élastiques, l'expression de la pression moyenne peut s'écrire sous la forme [32], [38] **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** :

$$Pm = \frac{1}{2} \frac{E}{1-\nu^2} \tan(\beta) \quad (\text{I. 20})$$

Avec β l'angle d'attaque de l'indenteur conique (Figure I. 5).

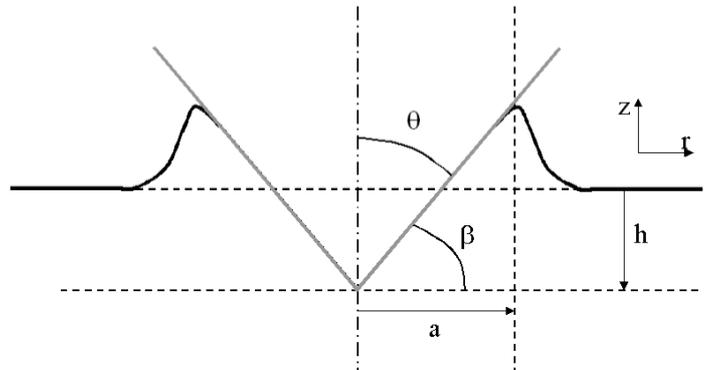


Figure I. 5 Description géométrique de l'indentation conique.

D'après l'expression de la pression moyenne Pm en indentation sphérique et conique, nous pouvons déduire que Pm en indentation sphérique évolue avec le rayon de contact a alors qu'en indentation conique Pm ne dépend que des paramètres fixes, donc reste invariable au cours de l'indentation. Dans la suite nous présentons les principales théories d'indentation des solides élastoplastiques.

I.3.2. Indentation sphérique des solides élastoplastiques

Meyers, Tabor et Hill [37], [39], [40] ont étudié le comportement élastoplastique des matériaux au cours de l'indentation. Les premières études ont débuté avec Tabor [37] qui a proposé une relation entre la pression moyenne et les contraintes et déformations qui peuvent être obtenues lors d'un essai de traction.

D'après Tabor et Hill [37], [40] une partie des indenteurs ayant une forme géométrique spécifique respectent le principe de similarité géométrique (nommé PGS dans la suite). Pour que le PGS soit respecté, les indenteurs doivent être autosimilaires (voir Figure I. 6) et le premier contact doit se faire en un point (pointe de l'indenteur dans le cas du cône) ou une ligne (dièdre) [32]. Les indenteurs de type pyramidaux, coniques et diédriques respectent ces conditions, contrairement aux indenteurs sphériques ou cylindriques. De plus, le solide indenté doit être homogène semi-infini.

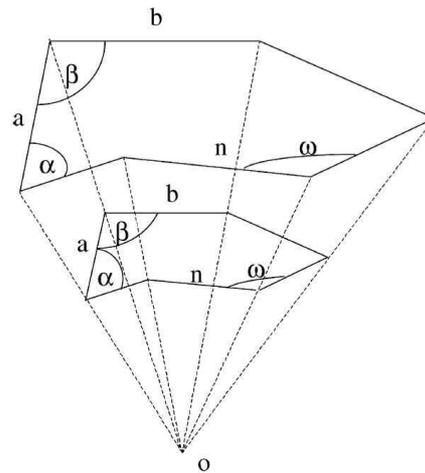


Figure I. 6 Forme d'un indenteur autosimilaire. [41]

Le PGS signifie que quelle que soit la profondeur de pénétration, la pression moyenne est la même et les champs de contraintes et de déformations sont géométriquement similaires.

Par exemple, pour le cas d'un indenteur Vickers la pression moyenne peut être écrite sous la forme suivante (I. 21) :

$$Pm = CY \quad (\text{I. 21})$$

Avec :

Y : la limite d'élasticité, et C : une constante dépendant de l'indenteur. Pour l'indenteur Vickers $C = 3,3$ [35].

On peut d'ores et déjà préciser que les indenteurs pointus de type Vickers ou Berkovich peuvent être assimilés à un indenteur conique en définissant un angle de cône; par exemple il est possible d'assimiler l'indenteur Berkovich à un indenteur conique avec un angle d'attaque $\beta = 19,7^\circ$ [32].

Une des conséquences du PGS est qu'il est possible de définir des distributions représentatives de l'état de contraintes et de l'état de déformations relatives à l'essai d'indentation. Il est donc aussi possible de définir des tenseurs de contraintes et déformations représentatifs de ces distributions. De même, on peut définir un scalaire représentatif de ces tenseurs, adapté aux problèmes que l'on traite. Ces grandeurs sont dénommées contraintes et

déformations représentatives. Par exemple, une écriture possible du tenseur de déformation représentatif est (I. 22) [32]:

$$(\varepsilon_{ij})_r = \frac{k_\varepsilon}{V_r} \int_{V_r} \varepsilon_{ij} dV \quad (\text{I. 22})$$

Avec V_r est le volume représentatif (voir Figure I. 7) et k_ε un scalaire fonction des propriétés élastoplastiques du solide.

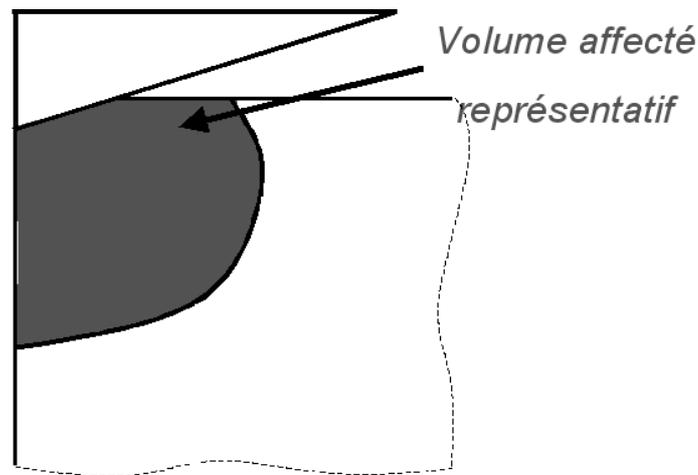


Figure I. 7 Volume représentatif de matière affecté par l'indentation à l'instant t [32].

Pour un solide élastique linéaire isotrope, la relation entre déformations et contraintes représentatives peut s'écrire : $\sigma_r = E\varepsilon_r$, alors pour le cas des solides élastoplastiques Tabor [37] et Johnson [35] ont proposé les équations suivantes (I. 23) :

$$\sigma_r = \frac{Pm}{3} \text{ et } \varepsilon_r = 0,2 * \tan(\beta) \quad (\text{I. 23})$$

Dans ce cas les déformations et contraintes représentatives sont définies de façon à ce que la relation entre σ_r et ε_r lors d'un essai d'indentation soit la même que celle reliant σ et ε lors d'un essai de traction uniaxial (voir Figure I. 8).

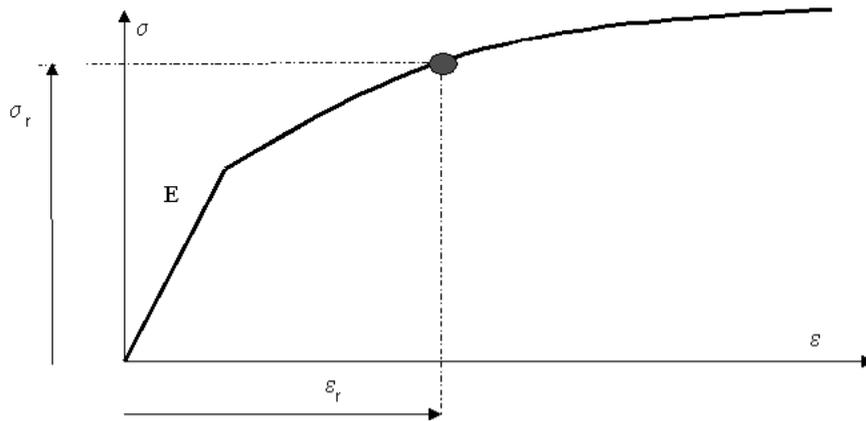


Figure I. 8 Les paramètres représentatifs. σ_r et ϵ_r se correspondent sur la courbe contrainte-déformation du solide élastoplastique [32].

Contrairement à l'indentation conique, dans le cas de l'indentation sphérique la pression moyenne P_m évolue avec la charge appliquée [37]. Considérant le cas d'un solide élastique parfaitement plastique, le matériau réagit d'une façon élastique jusqu'à ce que la pression moyenne dépasse $1,1*Y$ la limite d'élasticité, comme le montre la Figure I. 9. Après cette valeur commence le début du régime élastoplastique et le matériau commence à se plastifier localement au-dessous de l'indenteur. Lorsque P_m atteint γ_p*Y c'est alors le début du régime plastique, dans ce cas la pression moyenne reste constante.

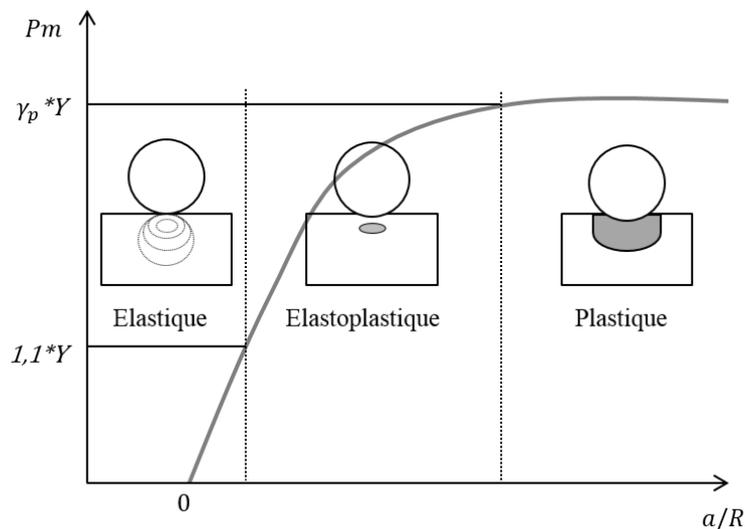


Figure I. 9 Illustration des différents régimes pendant l'indentation et zones de plastification [42]

Dans le cas de l'indentation sphérique ou parabolique, le principe de similarité géométrique n'est pas respecté et le champ de déformation évolue proportionnellement à $\frac{a}{R}$ [40]. S'il

existe des formules théoriques pour le régime élastique et plastique, il n'en existe pas pour le régime élastoplastique. Dans le cas du régime plastique, il est possible de définir des contraintes et des déformations représentatives qui se correspondent sur une courbe de traction. D'après Tabor [37] σ_r et ε_r s'écrivent (I. 24) :

$$\sigma_r = \frac{Pm}{2,8} \text{ et } \varepsilon_r = 0,2 * \frac{a}{R} \quad (\text{I. 24})$$

Mais cette relation n'est cependant pas vérifiée pour tous les matériaux [41].

Pour résumer, en indentation conique il est possible de déterminer une seule valeur de contrainte et de déformation représentative associée à l'angle de cône alors qu'en indentation sphérique, pour une même sphère, il est possible de déterminer plusieurs valeurs de ces grandeurs. Dans les parties suivantes nous présenterons des méthodes pour identifier la loi de comportement à partir de l'indentation sphérique.

I.3.3. Indentation dynamique ou impact

Introduction

L'impact avec une bille à grande vitesse est la base du procédé de grenailage qui est fréquemment utilisé dans le traitement mécanique des surfaces. Un des objectifs de la thèse est de déterminer la loi de comportement de la surface soumis à ce type de sollicitation afin de pouvoir améliorer et de modéliser le procédé de grenailage.

Généralement, les propriétés mécaniques locales sont extraites en utilisant la technique de la nano-indentation [4]–[6]. Cependant, la nano-indentation standard n'est pas réellement adaptée à l'identification des lois de comportements des matériaux à grande vitesse de déformation. Pour cela des dispositifs d'indentation dynamique et des nano-impacts instrumentés ont été conçus [7], [8], permettant diverses mesures.

Lu et al [43] ont ainsi utilisé l'indentation dynamique « aussi nommée indentation à grande vitesse ou impact » pour déterminer la sensibilité des matériaux à la vitesse de déformation. Cependant pour être utilisée, cette méthode a besoin d'une mesure continue de la hauteur de pénétration de l'indenteur et de la valeur de la force. Ainsi, si on peut obtenir l'histoire

complète du chargement et donc le tracé précis de la courbe charge-déplacement durant l'impact, il sera possible d'identifier une loi de comportement, mais cela nécessite l'utilisation d'une chaîne d'acquisition ultra rapide, ce qui est difficile et coûteux.

D'autres comme Subhash et al. [44] ont développé un système d'impact pour mesurer la dureté dynamique des matériaux. Aussi ils ont comparé la dureté résultante en indentation et la dureté en impact pour certains matériaux. En utilisant une pointe Vickers, les résultats obtenus de la dureté dynamique (DHV) sont : $(DHV) = \text{dureté statique (HV)} + \{ 30\% \text{ pour le titane ; } 20\% \text{ pour l'acier ; } 10\% \text{ pour l'aluminium} \}$ ce qui signifie une augmentation de la résistance du matériau sous impact. D'après ces résultats on peut déduire que pour un même matériau la courbe contrainte-déformation en dynamique est probablement située au-dessus de la courbe contrainte-déformation en statique.

Dans cette étude tous les essais d'impacts ont été réalisés avec des billes, nous présenterons dans la suite les principaux paramètres d'un impact avec une pointe sphérique.

Caractéristiques d'un impact

L'une des principales différences entre une indentation et un impact, c'est que dans le cas d'un essai d'indentation l'enfoncement de la pointe est imposé, tandis qu'en impact, l'enfoncement de l'indenteur est dépendant de l'énergie cinétique initiale (Figure I. 10). Cependant la réaction du matériau est conditionnée par la vitesse de sollicitation. Les déformations de la matière peuvent être plus ou moins rapides. Plusieurs paramètres interviennent dans ce cas et doivent être examinés.

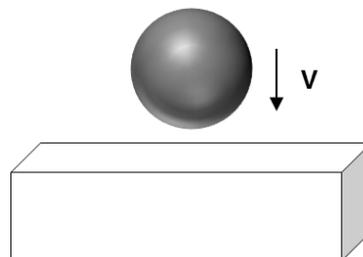


Figure I. 10 Schématisation d'un impact

Théorie de l'impact sphérique d'un solide élastique

La principale caractéristique d'un impact est son énergie cinétique qui peut être exprimée par $E_c = \frac{1}{2} mV^2$ avec m la masse du projectile et V sa vitesse. Dans le cas où l'énergie d'impact est importante, les déformations du matériau absorbent une partie de l'énergie et la partie restante sera restituée sous forme d'énergie cinétique de rebond.

D'après Johnson [35], dans le cas d'impact sur un solide élastique, l'enfoncement maximal δ_{max} de la bille dans le matériau pendant l'impact peut être écrit sous la forme (I. 25) :

$$\delta_{max} = \left(\frac{5}{4}\right)^{4/5} \left(\frac{mV^2}{E^* \sqrt{R^*}}\right)^{2/5} \quad (\text{I. 25})$$

Et l'équation de la force maximale s'écrit sous la forme suivante (I. 26) :

$$F_{max} = \frac{4}{3} \left(\frac{15}{16}\right)^{3/5} [m^3 V^6 E^{*2} R^*]^{1/5} \quad (\text{I. 26})$$

Cette formule de force maximale sera utilisée dans le chapitre suivant dans la validation du modèle numérique d'impact.

Théorie de l'impact sphérique d'un solide élastoplastique

La principale théorie concernant l'impact sphérique d'un solide élastoplastique a été proposée par Johnson [35].

Jusqu'à l'instant de la compression maximale en impact, l'énergie cinétique est absorbée par la déformation locale, élastique et plastique des deux corps en collision. Ensuite, l'énergie cinétique du rebond est égale au travail accompli lors de la récupération élastique [35].

La vitesse nécessaire pour atteindre la limite d'élasticité d'un matériau en impact peut être calculée grâce à l'équation (I. 27) :

$$\frac{\rho V_Y^2}{Y} = 26(Y/E^*)^4 \quad (\text{I. 27})$$

avec ρ est la masse volumique de la sphère projectile.

Johnson a distingué deux comportements au cours de l'impact dépendants de la vitesse d'impact. Une vitesse seuil liée au rapport entre la vitesse d'impact et la vitesse des ondes élastique peut être définie. Selon Johnson [35], cette vitesse peut être estimée à environ 5 m/s.

Pour les impacts à vitesse inférieure à la vitesse seuil, la théorie utilisée en indentation quasi-statique est considérée comme toujours applicable et peut être utilisée en impact.

Au-delà de la vitesse seuil, des formules spécifiques seront utilisées. Dans le cas de notre étude, la vitesse d'impact maximale ne dépasse jamais 650 mm/s. Les équations développées en conditions quasi-statiques seront donc toujours valides.

Mok et Duffy [45] ont établi une relation entre l'énergie cinétique, l'empreinte résiduelle, la pression moyenne et le coefficient d'érouissage n de la loi de Hollomon (nommé uniquement loi de puissance dans leur article) d'après leurs formules, n peut être ensuite calculé selon la formule suivante (I. 28) :

$$n = \frac{(4Pm(\pi d^4/32D)) - (4\frac{1}{2}mV^2)}{\frac{1}{2}mV^2} \quad (\text{I. 28})$$

Avec d et D le diamètre de l'empreinte résiduelle et le diamètre de la bille respectivement. Les auteurs [45] ont validé cette équation pour une vitesse de déformation de 1500 s⁻¹.

I.3.1. Calcul de la vitesse de déformation au cours d'un impact

La vitesse de déformation est un paramètre primordial de l'impact dynamique. Subhash et al. [44] et Mok [46] ont proposé de définir le taux de déformation nominal comme le rapport entre la vitesse du pénétrateur et le rayon de l'empreinte résiduelle. Mok et Duffy [45], Tirupataiah et Sundararajan [8] et Lu et al. [43] ont proposé de leur côté de définir la vitesse de déformation comme le rapport de la déformation représentative sur la durée de l'impact. Il

est clair que ces définitions ne sont qu'une estimation globale, mais elles permettent d'exprimer qualitativement le niveau de la vitesse de déformation induite par un impact.

Mathématiquement, la vitesse de déformation est la dérivée de la déformation par rapport au temps et peut s'écrire sous la forme suivante (I. 29) :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} \quad (\text{I. 29})$$

Partant de ce même principe, Lu et al [47] ont proposé l'équation suivante (I. 30) :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_r}{t_0} \quad (\text{I. 30})$$

Avec ε_r la déformation vraie calculée avec $\varepsilon_r = 0,2a/R$ et t_0 la durée de chargement.

D'après Kermouche et al. [19], [48] en cas d'indentation dynamique, la vitesse de déformation peut être exprimée par une relation entre la vitesse d'impact et le rayon de l'empreinte résiduelle (I. 31) :

$$\dot{\varepsilon} = \gamma \frac{V}{a} \quad (\text{I. 31})$$

Avec γ une constante à définir.

Mok et al [46] ont présenté une formule plus complète de la vitesse de déformation en indentation sphérique. Cette formule peut être écrite sous la forme suivante (I. 32) :

$$\dot{\varepsilon} = \left(\frac{2}{5}\right) \left(\frac{V}{d}\right) \left\{ 1 - \left(\frac{d}{D}\right)^2 \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (\text{I. 32})$$

Avec V la vitesse de pénétration au début de l'impact, d le diamètre de l'empreinte résiduelle et D le diamètre de la bille.

Considérant les tailles d'empreinte obtenues après un impact et le diamètre des billes utilisées, l'équation (I. 32) peut prendre la forme simplifiée suivante (I. 33) :

$$\dot{\epsilon} = 0,2 \frac{V}{a} \quad (\text{I. 33})$$

Comme présenté précédemment et en accord avec Mok et al [45] et Kermouche et al [19], une vitesse d'impact comprise entre 1 et 6000 mm/s est suffisamment faible pour que l'impact puisse être considéré comme quasi-statique. Cela signifie qu'il n'y a pas d'effet de dissipation d'énergie par propagation d'ondes. Dans cette étude la vitesse d'impact est limitée à 650 mm/s donc un modèle numérique quasi-statique peut servir à modéliser l'impact à cette vitesse.

I.3.2. Conclusion intermédiaire

Dans cette partie, nous sommes concentrés sur certains aspects théoriques de l'indentation et de l'impact sphérique de solides élastoplastiques. En indentation conique la contrainte et la déformation représentatives restent invariables et dépendent de la forme géométrique de l'indenteur. Il est donc possible de déterminer un seul point de la courbe contrainte - déformation. En revanche, dans le cas de l'indentation sphérique la contrainte et la déformation représentatives varient en fonction de a/R , il est possible donc de déterminer plusieurs couples de ces grandeurs. Généralement, en utilisant une pointe sphérique et pour des faibles vitesses d'impact, la théorie développée dans le cas d'indentation statique peut être appliquée en impact. L'objectif est maintenant de pouvoir remonter à la loi de comportement des matériaux par une exploitation judicieuse des résultats expérimentaux. Nous présentons donc dans la suite des méthodes directes et inverses qui ont pu être développées dans la littérature afin de déduire la loi de comportement des matériaux au cours de l'indentation.

I.4. Loi de comportement à partir de l'indentation.

Il existe deux classes de méthodes pour extraire la loi de comportement à partir de l'indentation. La première est la classe des méthodes directes, qui reposent sur la théorie de Tabor [37], [49]. La seconde est la classe des méthodes inverses reposant sur la minimisation de l'écart entre l'ajustement des courbes expérimentales et celui des courbes obtenues par des simulations numériques ou par des formules théoriques. Dans la suite nous présenterons les deux classes.

I.4.1. Méthodes directes

Dans cette partie nous présentons des différentes méthodes reliant les paramètres de la loi de comportement qui est généralement la loi Hollomon aux paramètres de l'indentation. En outre, depuis l'existence de l'indentation instrumentée dans les années 80 il est devenu possible d'exploiter la courbe complète de charge-déplacement en indentation, cette courbe servant à la fois dans les méthodes directes et dans les méthodes inverses.

En 1908 Meyer a proposé une relation entre la charge (L) d'indentation et le diamètre de l'empreinte résiduelle (d) [16], [39] (I. 34) :

$$L = B * d^\mu \quad (\text{I. 34})$$

Avec B et μ des paramètres du matériau.

Ensuite Tabor [49] a proposé une relation entre μ et le coefficient d'écroutissage n de la loi de Hollomon avec $n = \mu - 2$.

En 1980 Matthews [50], [51] a proposé une équation reliant la pression moyenne Pm aux paramètres k et n de la loi de Hollomon (I. 35):

$$Pm = (6k / (2 + n)) (8 / 9\pi)^n (a / R)^n \quad (\text{I. 35})$$

En 2004, Cao et Lu [52] ont étendu la technique développée par Dao et al. en 2001 [12] pour l'indentation conique à l'indentation sphérique. Ils ont exprimé la force d'indentation P en fonction des paramètres de la loi de comportement, paramètres de l'indenteur et de l'indentation (I. 36):

$$P = f(h, E^*, \sigma_r, n) = \sigma_r h^2 \Pi_1 \left(\frac{E^*}{\sigma_r}, n \right) \quad (\text{I. 36})$$

Avec :

$$\sigma_r = \sigma_y \left(1 + \frac{E^*}{\sigma_y} \varepsilon_r \right)^n \quad (\text{I. 37})$$

La déformation représentative peut être écrite selon la formule (I. 41) :

$$\varepsilon_r = 0,00939 + 0,435 \frac{h}{R} - 1,106 \left(\frac{h}{R} \right)^2 \quad (\text{I. 38})$$

À condition que h/R soit compris entre 0,01 et 0,1.

La fonction Π_1 apparaissant dans l'équation (I. 36) est indépendante de n pour $\varepsilon_r = 0,0316$, Π_1 peut alors s'écrire:

$$\Pi_1 \left(\frac{E^*}{\sigma_r} \right) = C_1 \ln^3 \left(\frac{E^*}{\sigma_r} \right) + C_2 \ln^2 \left(\frac{E^*}{\sigma_r} \right) + C_3 \ln \left(\frac{E^*}{\sigma_r} \right) + C_4 \quad (\text{I. 39})$$

Avec C_1 à C_4 des coefficients dépendants de h/R .

En appliquant deux charges différentes et à partir de ces équations il sera possible de déterminer la limite d'élasticité σ_y et le coefficient de l'écrouissage n . Même si cette méthode est fiable dans certains cas, elle reste difficile à appliquer lors d'un essai d'impact puisque la mesure de l'enfoncement de la bille ne peut pas être réalisée avec la même précision qu'en indentation quasi-statique.

En 2002 Nayebi et al [53] ont proposé une relation entre la courbe charge-déplacement en indentation statique sphérique et les paramètres de la loi Hollomon, les équations peuvent être écrites de la façon suivante [54] (I. 40) :

$$h = A(\sigma_y, n) P^{B(\sigma_y, n)} \quad (\text{I. 40})$$

Avec h la pénétration et P la charge appliquée. Les paramètres A et B sont fonction de l'équation de Hollomon et ils s'écrivent (I. 41) :

$$B = \frac{1}{(-0,151\sigma_y + 0,609)n + 0,09\sigma_y + 0,975} \quad (\text{I. 41})$$

$$A = \left[(-3294 + 22170\sigma_y^{0,8}) e^{2,9n\sigma_y^{-0,323}} \right]^{-B}$$

La procédure d'identification est basée sur la minimisation de l'erreur entre les courbes expérimentales et théoriques et conduit à une optimisation des valeurs de σ_y et n .

En 2009 Collin et al.[55], [56] ont repris le modèle de Nayebi et al [53] pour proposer des équations améliorées.

L'équation proposée par Collin s'écrit (I. 42) :

$$\frac{P}{E^* R^2} = \left(\frac{h}{R} \right)^A \exp(-B) \quad (\text{I. 42})$$

Où E est le module d'élasticité de l'indenteur, R son rayon, P (charge) et h (pénétration) les variables d'indentation. A et B sont deux paramètres qui dépendent de la loi de comportement (ici la loi considérée est une loi d'Hollomon). A et B peuvent être exprimés en fonction des paramètres de la loi de Hollomon avec $\sigma_y^* = \sigma_y / E$ et n (I. 43):

$$A = \frac{0.8946 + 227.6553\sigma_y^* - 10699.6670\sigma_y^{*2} + 3.6171n + 0.0717n^2 + 1.3472n^3}{1 + 143.5716\sigma_y^* - 6922.85720\sigma_y^{*2} - 26221.0330\sigma_y^{*3} + 2.5028n} \quad (\text{I. 43})$$

$$B = \frac{5.3303 + 22.8952\sigma_y^* - 12.9210n - 7502.3214\sigma_y^{*2} + 6.2890n^2 + 18.4632\sigma_y^*n}{1 + 309.8288\sigma_y^* - 0.7235n - 4693.6406\sigma_y^{*2} - 1.9085n^2 - 303.3440\sigma_y^*n}$$

Comme dans le cas de la méthode développée par Nayebi et al [53], la loi de comportement peut être déterminée en minimisant l'écart entre le modèle (équation

(I. 43)) et les données expérimentales de charge-déplacement, en fonction des paramètres de la loi de Hollomon.

Kermouche et al. [4], [32] ont proposé une méthode d'identification des contraintes et déformations représentatives reposant sur une solution approchée du problème de l'indentation conique. Cette technique a été ensuite adaptée à l'indentation sphérique dans le

cadre de la thèse de Kermouche [32] mais n'a jamais été exploitée sur des essais réels. Cette méthode consiste à déterminer les valeurs de contrainte et de déformation à partir des valeurs de pression moyenne et du rayon d'empreinte résiduelle. La pression moyenne en indentation sphérique peut être écrite comme: $Pm = F/\pi a^2$ où F est la force appliquée et a le rayon de l'empreinte résiduelle. Ensuite, selon le modèle de Kermouche [32] la contrainte et la déformation représentative σ_r et ε_r peuvent être déduites à partir des équations suivantes (I. 44) et (I. 45) :

$$\sigma_r = \frac{\zeta \frac{a}{R} Pm}{\gamma_p \zeta \frac{a}{R} - (1 - \zeta B) \frac{Pm}{E}} \quad (I. 44)$$

Et

$$\varepsilon_r = \varepsilon_r^e + \varepsilon_r^p = (1 - \zeta B) \frac{\sigma_r}{E} + \zeta \frac{a}{R} \quad (I. 45)$$

Dans l'expression précédente γ_p est le rapport entre la pression moyenne et la limite d'élasticité. Pour γ_p une valeur de 2,8 a été suggérée par Tabor [49] dans le cas d'un contact lisse et une valeur de 3 a été suggérée par Johnson [35] dans le cas d'un contact sans glissement relatif. La valeur de B est égale à: $(1-\nu^2)3,3\pi/4$ et ζ est donnée par l'équation suivante (I. 46) :

$$\zeta = \frac{4}{3\pi \gamma_p (1-\nu^2)} \quad (I. 46)$$

R et les propriétés élastiques du matériau étant connues, les valeurs de B et ζ peuvent alors facilement être déduites. Considérant les valeurs expérimentales de force et de rayon, Pm peut être calculée et le couple de valeurs de contrainte-déformation pour le matériau testé peut être déterminé. Ceci conduit à l'identification d'un ensemble de points qui peuvent être tracés afin d'obtenir des courbes de contrainte-déformation.

I.4.2. Méthodes inverses

Lorsque l'identification des lois de comportement devient trop compliquée avec les moyens conventionnels, il peut alors devenir intéressant de se tourner vers des méthodes inverses.

La méthode inverse cherche les propriétés mécaniques du matériau pour lesquelles les valeurs prédites par le modèle numérique seront les plus proches possibles des résultats expérimentalement mesurés [57].

La méthode de simulation par éléments finis a facilité l'utilisation des méthodes inverses notamment puisqu'il est devenu possible de procéder à un ensemble de calculs pour obtenir rapidement des valeurs numériques à comparer aux valeurs expérimentales de référence. L'essai qui a sans doute le plus profité de ces méthodes inverses est très certainement l'indentation instrumentée.

En 2001, Futakawa et al. [58] ont suggéré que le nombre de pénétrateurs avec différents angles au sommet devrait être au moins égal au nombre de constantes inconnues dans le modèle constitutif. Ensuite plusieurs études comme Lan et al. et Chen et al. [59], [60] ont adopté des méthodes inverses se basant sur les résultats de l'indentation utilisant des indenteurs avec différentes géométries.

En 2004 Cheng et Cheng [41] ont indiqué qu'il existe une gamme de valeurs de paramètres de la loi de comportement pour laquelle les courbes charge-décharge simulées sont pratiquement superposées. Ce constat a été établi après avoir développé une méthode inverse pour prédire les paramètres des matériaux à partir de la courbe charge-décharge en indentation conique en 1999 [61]. Enfin ils ont déduit qu'il est difficile de déterminer les couples de paramètres de la loi de comportement à partir de la seule courbe charge-décharge issue de l'indentation.

En 2005, Beghini et al. [16] ont proposé une méthode inverse qui cherche à minimiser l'écart entre la courbe charge-déplacement théorique et expérimentale (I. 47) :

$$X(E, \sigma_0, n) = \sum_{m=1}^M \left[L^{(th)}(h_m^{(exp)}, E, \sigma_0, n) - L_m^{(exp)} \right]^2 \quad (I. 47)$$

Le principe est de minimiser l'écart entre la charge théorique en fonction de la profondeur expérimentale et les paramètres de la loi d'Hollomon $L^{(th)}(h_m^{(exp)}, E, \sigma_0, n)$ et la charge expérimentale $L_m^{(exp)}$ pour un nombre de points M pouvant dépasser 100 points.

En 2012, Moussa et al. [62] ont proposé une méthode reposant sur l'utilisation du logiciel SiDoLo [63]. La méthode repose sur la minimisation de la fonction suivante (I. 48) pour identifier la courbe contrainte-déformation :

$$L(A) = \frac{1}{h_f} \int_0^{h_f} (F_{exp} - F_{num}(A))^2 dh \quad (\text{I. 48})$$

Avec F_{exp} la force expérimentale et $F_{num}(A)$ la force obtenue par simulation pour un ensemble spécifique de paramètres, h la profondeur de pénétration. Pour l'optimisation, le logiciel SiDoLo utilise un algorithme hybride qui combine trois techniques classiques de minimisation: la méthode de gradient, la méthode de Newton-Raphson et la méthode de Levenberg-Marquardt. De plus, ce logiciel permet d'identifier le comportement en indentation statique monotone ou cyclique [64].

Une étude a été réalisée par Collin dans sa thèse [34] sur les méthodes indirectes et inverses destinées à l'identification de la loi de comportement par indentation.

La plupart des études antérieures présentées ci-dessus ont montré qu'il est possible d'identifier une loi de comportement en indentation à partir de la comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux, notamment de la courbe charge-déplacement. Cependant, si la courbe charge-déplacement est facilement exploitable en indentation, il est en revanche très compliqué d'acquérir précisément cette courbe lors d'un essai d'impact. En effet la courte durée des impacts et les phénomènes vibratoires qui peuvent être induits dans la chaîne de mesure obligent à l'utilisation de matériels d'instrumentation adaptés (haute fréquence d'acquisition par exemple).

Reprenant ces principes, Kermouche et al.[19] ont développé une première méthode inverse permettant d'identifier les paramètres d'une loi de Hollomon à partir de la comparaison entre les résultats expérimentaux de l'impact (profondeur et rayon de l'empreinte résiduelle) et leurs correspondants obtenus par simulation numérique. Les premiers résultats obtenus ayant été prometteurs quant à la capacité de la méthode à identifier des lois de comportement à

partir des données expérimentales facilement exploitables en impact, cette méthode a été reprise, adaptée et optimisée dans le cadre de cette étude. La description détaillée de cette méthode sera présentée en chapitre III.

I.4.3. Conclusion intermédiaire

Plusieurs études ont présenté des méthodes de détermination de la loi de comportement par indentation. Cette dernière partie du chapitre a présenté les méthodes directes et inverses rencontrées dans la littérature concernant les équations de l'indentation sphérique des matériaux élastoplastiques. Ces équations permettent également d'obtenir une approche du comportement des matériaux sollicités en impact. L'approche analytique proposée par Kermouche et al [32] semble pertinente dans le cas d'impacts. Outre sa simplicité d'utilisation, cette méthode ne nécessite pas de connaître à l'avance le type de loi d'érouissage à utiliser ce qui est un véritable avantage.

Ainsi cette approche sera ensuite utilisée dans les prochains chapitres pour valider les lois de comportement obtenues par la méthode inverse.

D'autre part, la plupart des méthodes inverses présentes dans la littérature servent à déterminer des lois de comportement à partir de la courbe charge-décharge-déplacement en indentation. Si ces méthodes inverses sont efficaces en cas d'indentation, elles restent difficiles à utiliser en cas d'impact. Pour cette raison Kermouche et al [19] ont développé une méthode adaptée à ces conditions particulières. Cette méthode a été reprise dans cette étude et modifiée afin d'optimiser la qualité des résultats obtenus tout en gagnant en facilité d'utilisation. Les limites de cette méthode ont également été recherchées et seront également évoquées dans les chapitres suivants.

I.5. Synthèse du chapitre 1

L'objectif général de ce premier chapitre était de présenter les méthodes de détermination d'une loi de comportement à partir de l'essai d'indentation sphérique. Dans la première partie du chapitre, les lois de comportement qui peuvent être des candidates à la méthode inverse ont été présentées. Dans la suite, la théorie de l'indentation et de l'impact a été rappelée. Enfin les méthodes directes et inverses pour déterminer la loi de comportement en indentation ont été détaillées.

De plus, il est nécessaire de choisir les techniques adaptées aux moyens expérimentaux accessibles. Pour cette raison, l'approche analytique de la loi de comportement par indentation développée par Kermouche et al.[32] a été présentée.

Ce chapitre a également révélé les points communs et les différences entre les conditions d'indentation et d'impact. Dans le cas de l'impact, intervient le terme de la vitesse de déformation qui peut modifier le comportement des matériaux. Dans cette étude la plage de vitesses de déformation est comprise entre [100 et 1000] s^{-1} ce qui reste assez limité et autorise à ne pas prendre en compte les effets dynamiques des sollicitations.

En conséquence, dans la plage de paramètres expérimentaux utilisée, la loi de Hollomon à deux paramètres, indépendante de la vitesse de déformation, a été adoptée.

Chapitre II. Impact : Expérience et Simulation

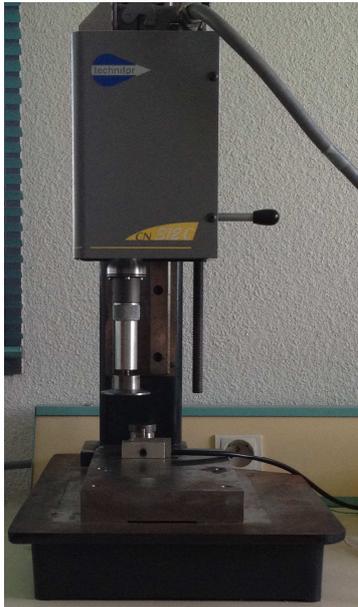


Photo du micro-impacteur

Résumé :

Dans ce chapitre nous présentons l'essai de micro-impacts répétés, expérimental et numérique avec les méthodes d'extraction des paramètres des impacts et des empreintes résiduelles. Une discussion autour de l'effet du frottement et de l'écroutissage au cours des impacts multiples est proposée. Enfin une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques en termes de force d'impact permet d'évaluer la fiabilité des 2 approches.

II.1. Introduction

Cette partie du chapitre présente le dispositif expérimental des impacts répétés, puis la procédure des essais expérimentaux. Il est à noter que la machine utilisée dans cette étude a été utilisée dans plusieurs études précédentes [65]–[69]. Elle a permis de comprendre des phénomènes physiques et mécaniques liés au cloquage des films minces et le comportement en fatigue sous impacts multiples. Dans cette étude ce dispositif va servir à l'identification des lois de comportement des matériaux soumis aux impacts multiples à grande vitesse.

II.2. Présentation du micro impacteur

Tous les résultats présentés dans la suite ont été obtenus avec le dispositif de marquage par percussion de type CN312C fabriqué par la société Technifor[®] pour la gravure de pièces métalliques (Figure II. 1). Pour réaliser les gravures industrielles, la machine est normalement équipée de stylets de marquage en carbure (WC-Co) taillés afin d'obtenir une pointe hémisphérique de rayon 0,1 à 0,3 mm. Cependant le mauvais état de surface de ces pointes (lié au procédé de taille) et les conditions mécaniques très sévères induites par l'utilisation de pointes d'aussi petits diamètres, nous a conduit à modifier les stylets et porte-stylets afin de permettre l'utilisation d'impacteurs de géométrie et nature différentes. Cette machine a été donc reconditionnée et équipée d'un support spécifique pour projeter des billes de différentes dimensions à partir d'un rayon 2 mm jusqu'à 10 mm. L'électroaimant permet de propulser l'indenteur. L'intensité de l'électroaimant est fixe mais il est possible de varier la durée d'impulsion électromagnétique ce qui permet de contrôler la vitesse incidente du projectile en ajustant également la distance initiale entre le projectile et la cible. Le déplacement latéral de l'indenteur entre deux impacts est également contrôlable avec une précision inférieure à 10 micromètres. Le micro-impacteur peut être utilisé en régime dynamique ainsi que sous conditions statiques en pressant manuellement la bille sur la surface de l'échantillon suivant la procédure standard de dureté Brinell. Ce mode de fonctionnement en conditions statiques sera également utilisé dans le cadre de cette étude.

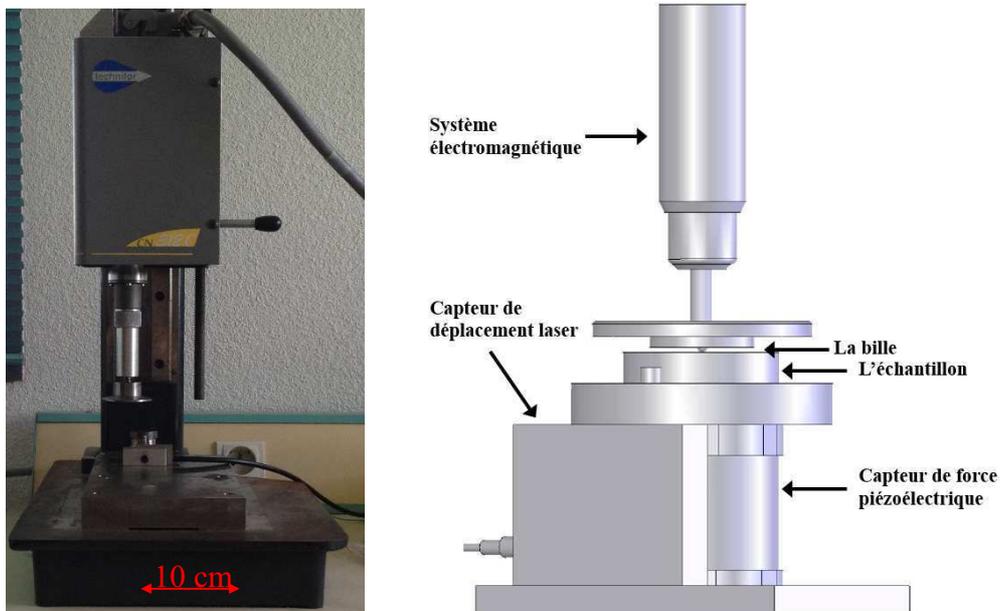


Figure II. 1 Dispositif des impacts répétés

Le micro-impacteur est équipé d'un capteur de force et d'un capteur de déplacement reliés à une chaîne d'acquisition. Cette chaîne associée à un logiciel développé sur LABVIEW permet de visualiser, mesurer et d'enregistrer les différentes données expérimentales comme les forces d'impact et les trajectoires du projectile. A l'aide de la courbe de trajectoire de la bille il est possible de mesurer la vitesse d'impact. La Figure II. 2 montre la trajectoire de la chute d'une bille, la vitesse correspond à la pente de la descente avant l'impact comme représenté sur Figure II. 2 (valeur de B) ensuite l'énergie cinétique de l'impact peut être obtenue à partir de l'équation fondamentale du mouvement $E_{impact} = mv^2 / 2$ avec m est la masse de l'indentateur et v est la vitesse de la bille. La machine peut projeter avec des vitesses entre [100-600] $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ce qui correspond à une énergie cinétique comprise entre [1 et 32] mJ et une vitesse de déformation entre [100 -1000] s^{-1} .

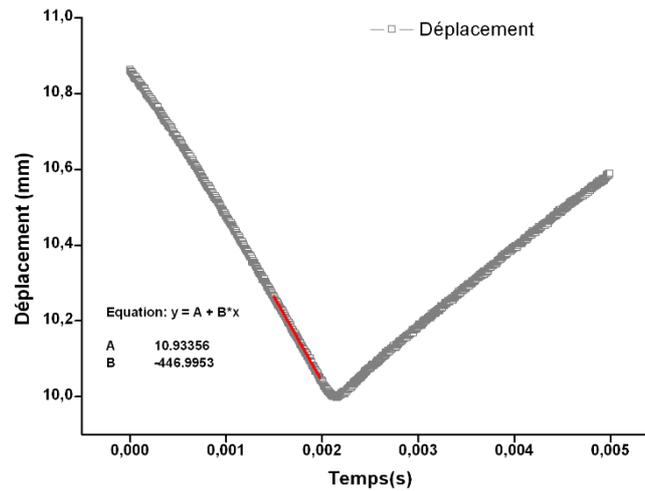


Figure II. 2. Trajectoire de la bille et détermination de la vitesse

Type de projectiles : billes et poinçons

Les billes utilisées pour réaliser les impacts peuvent être de plusieurs diamètres grâce à un jeu de porte billes adaptés. Les dimensions les plus souvent utilisées sont les diamètres 2, 6, 10 et 20.638 mm. Toute nature de bille peut a priori être utilisée i.e métallique, céramique ou polymère. Dans la pratique et afin de garantir un parfait état de surface et la reproductibilité des billes nous avons opté pour l'utilisation de billes de qualité roulement de grade G10 (surface de très haute qualité, $Ra \sim 0,04 \mu\text{m}$) et nous avons sélectionné trois matières différentes afin de pouvoir explorer si besoin l'influence des propriétés mécaniques ou rhéologiques, à savoir ZrO_2 , et 100Cr6. Dans cette étude nous utiliserons préférentiellement des billes de zircone ZrO_2 de diamètre 2 et 10 mm et des billes de 100Cr6 de diamètre 6 mm. De plus l'utilisation d'une bille de plus gros diamètre plus lourde est compensée par la conception d'un porte bille différent de poids réduit. La différence de masse entre les différents projectiles est assez faible ce qui permet de considérer une masse globale de 170 g (bille + porte-bille) pour tous les essais.

Le tableau ci-dessous résume les principales caractéristiques du micro-impacteur.

Matériaux des billes	ZrO ₂ , 100Cr6; ($E \approx 210$ GPa, $\nu = 0,3$)
Rayon des billes	450 μ m - 10 mm
Masse de l'indenteur	170 g
Vitesse de l'impact	100 mm/s – 600 mm/s
L'énergie de l'impact	1,0 mJ – 32 mJ

Tableau II. 1 Caractéristique d'un impact avec une bille.

Capteur de Force

Le capteur de force utilisé est un capteur piézoélectrique de type Kistler 9333A caractérisé par une fréquence propre très élevée (>40 KHz) afin de ne pas interférer avec le signal de force enregistré. Il est installé sous l'échantillon. Ce capteur est capable de mesurer des forces variant entre 50 et 2500 N [70]. La Figure II. 3 montre un signal de force obtenu après un impact élastique sur un échantillon d'acier M2 traité utilisant une bille de diamètre 2 mm de zircone et une vitesse d'impact de 310 mm/s. Il est à noter que le signal est très peu bruité et ne sera donc jamais filtré dans toute la suite de l'étude.

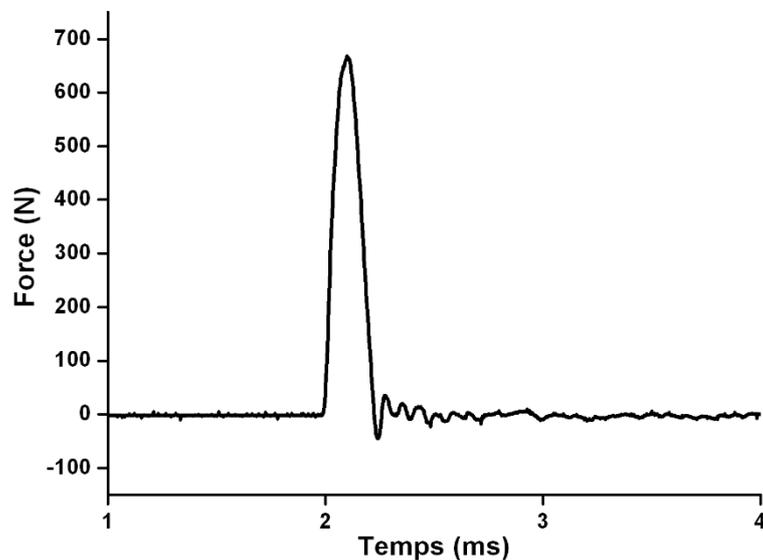


Figure II. 3 Signal de force au cours d'un impact sur M2 traité

La valeur maximale de la force dans ce cas vaut 671 N. Dans le même temps la valeur de la force calculée à l'aide de l'équation de Hertz (I. 26) vaut 726 N conduisant à un écart entre la force mesurée et calculée de 8,3%. Nous considérons cet écart comme suffisamment petit pour estimer fiable cette mesure expérimentale par la suite.

II.3. Essai d'impacts répétés

Considérant les dimensions de la zone de marquage et la taille du capteur de force nous pouvons estimer les dimensions idéales des échantillons. Les échantillons à privilégier sont de formes rectangulaires et de dimensions 30*30*7 mm. L'échantillon doit être rectifié et la surface de travail doit être polie jusqu'à obtention du fini miroir afin d'éviter les problèmes liés à la mesure du rayon de l'empreinte ou de la profondeur.

L'échantillon est ensuite collé au-dessus du capteur de force en utilisant un ruban adhésif double face fin. Si ce mode de fixation peut paraître un peu surprenant, il faut noter que c'est celui qui induit le moins de vibrations parasites ou de défauts de planéité après installation de l'échantillon. En revanche le type d'adhésif doit être choisi avec soin afin de ne pas induire d'effet d'amortissement.

La méthode inverse présentée dans le chapitre suivant vise à établir la loi de comportement en se basant sur l'évolution des forces d'impact et les rayons des empreintes résiduelles par rapport au nombre d'impacts (Figure II. 4).

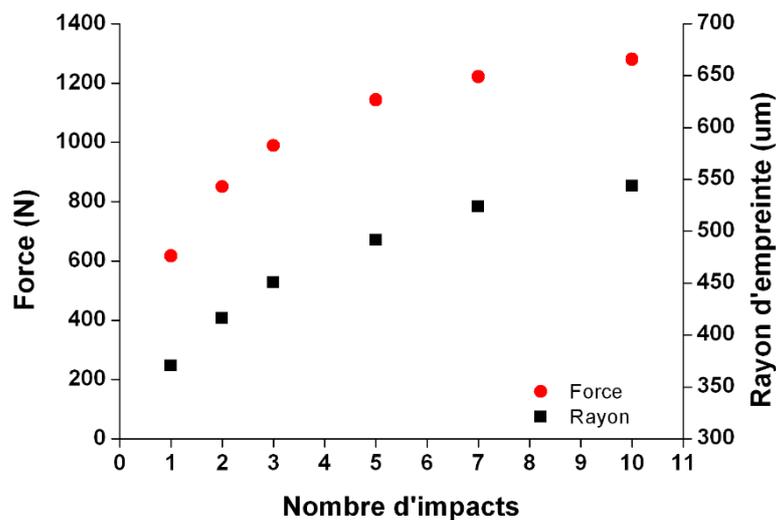


Figure II. 4 Evolution du rayon et de la force en fonction de nombre d'impacts sur un fer pur impacté avec une bille de diamètre 2 mm à 17 mJ.

Les travaux expérimentaux et numériques précédents de Kermouche et al. [19] ont également montré que les principales évolutions des empreintes se produisent pendant les 10 premiers impacts. En effet Kermouche et al. [72] ont montré que deux régimes d'impact peuvent être identifiés. Le régime transitoire d'impact est caractérisé par une croissance de l'empreinte résiduelle à chaque impact [65] et une augmentation de la force induite maximale. Ce régime

transitoire d'impact est suivi par un régime stabilisé caractérisé par une réponse élastique macroscopique. Pendant ce dernier régime il n'y a plus d'augmentation de la surface de contact par impact. Selon la théorie d'indentation sphérique, l'augmentation de l'empreinte résiduelle et de la charge maximale par impact dans le régime transitoire est liée à la courbe contrainte-déformation de la matière sollicitée.

Après les 10 premiers impacts, les valeurs du rayon et de la force restent quasiment constantes jusqu'à l'apparition de l'usure qui est généralement générée après quelques centaines d'impacts [72]. Partant de cette constatation, 3 séries de [1, 2, 3, 5, 7, 10] impacts successifs ont été effectués (Figure II. 5) puis la moyenne entre les trois séries a été prise en compte dans les calculs.



Figure II. 5 Photographie des impacts réalisés sur un échantillon d'aluminium

Les principales caractéristiques d'une empreinte sont son rayon et sa profondeur, ces deux paramètres peuvent être acquis facilement grâce aux dispositifs de caractérisation disponibles au laboratoire.

Mesure du rayon de l'empreinte

Les rayons des empreintes peuvent être mesurés à l'aide d'un microscope optique et d'un système d'analyse d'image comme illustré Figure II. 6, (Leica Leitz DM RM).

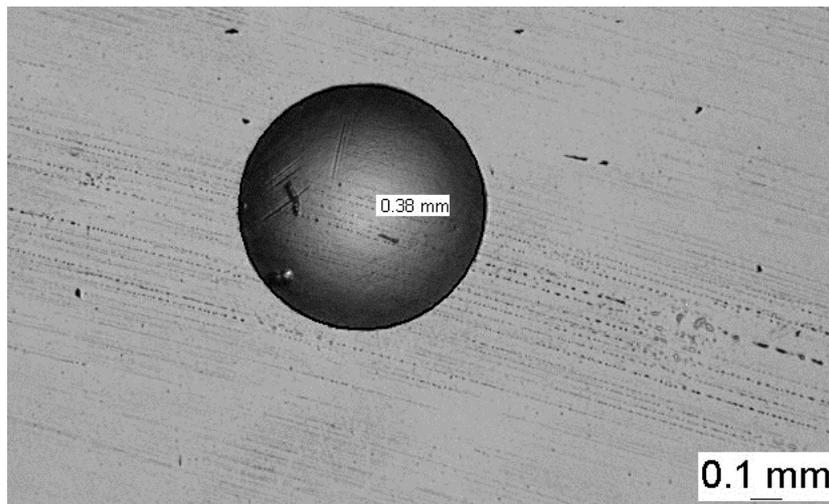


Figure II. 6 Mesure du rayon d'une empreinte

Mesure de la profondeur

Les profondeurs ensuite ont été mesurées à l'aide d'un profilomètre optique 3D de marque Altimet Altisurf 500 (Figure II. 7).

Une analyse automatique des profils obtenus permet la détermination de la profondeur moyenne de l'empreinte.

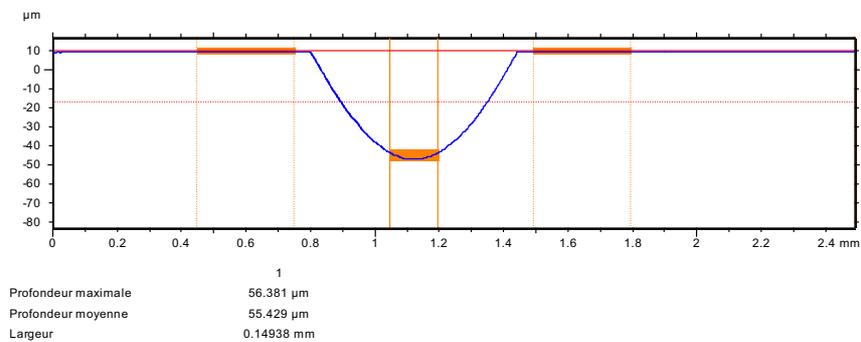


Figure II. 7 Mesure de la profondeur d'une empreinte

Pour ces deux mesures i.e. diamètre et profondeur, la qualité de l'état de surface initial est primordiale. La présence de rugosité initiale importante rend les évaluations difficiles et induit une erreur importante dans la suite de l'étude.

II.4. Modélisation des impacts répétées par la méthode des éléments finis

Introduction

L'objectif de cette étape est de modéliser les impacts répétés sur un matériau élastoplastique avec plusieurs paramètres de loi de comportement. Le modèle des impacts répétés est un dérivé du modèle développé par Kermouche et al. [19] et il a été amélioré pour prendre en compte les valeurs des forces d'impact. Comme pour la partie expérimentale, seuls les 10 premiers impacts ont été considérés pour la simulation.

Caractéristiques du modèle par éléments finis

Géométrie et maillage

Les impacts répétés ont été modélisés à l'aide des simulations dynamiques sur Abaqus Explicit [26]. Pour simplifier le modèle et pour gagner du temps de calcul, le modèle a été développé avec une symétrie axiale suivant l'axe OY. Le substrat est considéré comme un massif semi-infini. Les billes sont assimilées à des sphères, les premiers calculs présentés ont été obtenus avec un rayon de 1 mm. Le maillage a été généré en utilisant des éléments quadrilatéraux à 4 nœuds de type CAX4R, suivi d'un raffinement des zones de contact afin d'obtenir des valeurs des rayons et des forces plus précises (Figure II. 8).

Conditions aux limites et chargement

Le modèle est composé d'un solide massif et de dix billes superposées qui génèrent dix impacts successifs. Le contact entre les billes et l'échantillon est selon les cas supposé sans frottement ou sans glissement relatif. Les algorithmes de contact utilisés sont l'algorithme cinématique et l'algorithme pénalité (Abaqus) pour le contact sans frottement et le contact sans glissement relatif respectivement. Le solide est encastré à la base avec un déplacement libre dans la direction OY. Les billes sont projetées avec une vitesse initiale et leurs mouvements sont libres dans la direction OY avec une fixation suivant la direction OX sur la face de l'axe de symétrie (Figure II. 8).

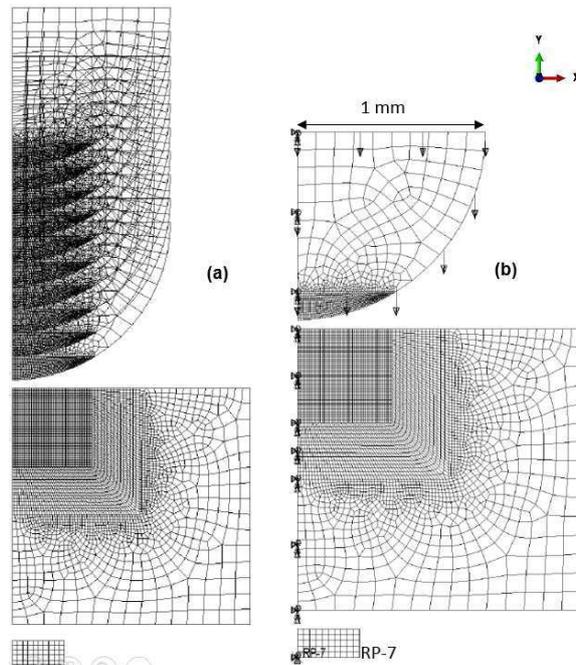


Figure II. 8 (a) : Maillage complet des 10 impacts, (b) : Conditions aux limites et chargement appliqué.

La masse associée à chaque bille numérique est en fait celle du projectile embarqué à savoir non seulement la bille mais son support soit 170 g. Ceci permet d'assurer une énergie cinétique d'impact équivalente lors des essais expérimentaux et numériques.

II.4.1. Méthodes d'extraction des paramètres de l'empreinte résiduelle

L'objectif principal de la simulation numérique de l'essai d'impact est de développer des bases de données pour la méthode d'identification inverse. Ces bases de données doivent contenir les caractéristiques des empreintes résiduelles parmi lesquelles la force, le rayon et la profondeur.

Extraction des valeurs de la force d'impact

L'évolution de la force verticale au cours de l'impact a été relevée à partir d'un point repère situé au-dessous de l'échantillon RP-7 (Figure II. 8). Ce point repère est lié à un corps rigide qui rassemble toutes les forces nodales des nœuds situés à la base de l'échantillon.

Extraction des valeurs de déplacement

Le déplacement a été relevé à partir de l'enfoncement d'un nœud situé sur la surface de l'échantillon et sur l'axe de symétrie.

Extraction des valeurs du rayon d'impact

La mesure du rayon doit prendre en compte plusieurs phénomènes pouvant intervenir lors des impacts comme par exemple la présence ou non de bourrelet autour des empreintes (Pile-up and sink-in [73]). En plus le rayon est le seul paramètre qui est difficile à mesurer automatiquement pendant l'impact. Il est donc mesuré à la fin de chaque impact. La description du rayon de l'empreinte résiduelle présentée par Swain [74] est utilisée ici.

La technique consiste à détecter le rayon comme abscisse d'un nœud pour lequel la tangente associée atteint un minimum. La Figure II. 9 présente les itérations afin de détecter la pente de la tangente inférieure à un certain seuil (seuil dépendant du matériau).

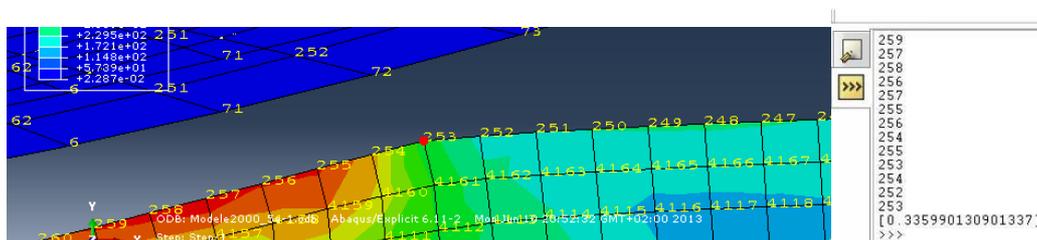


Figure II. 9 Méthode de mesure du rayon en fin d'impact.

II.4.2. Caractéristique mécanique et conditions de contact

Le substrat est considéré comme un massif élastique-plastique homogène. Les propriétés élastiques dépendent du matériau à tester. Nous considérons ici une loi de comportement élastoplastique classique (contrainte équivalente de Von Mises) de type Hollomon. L'indenteur en céramique est quant à lui supposé parfaitement élastique avec $E = 210$ GPa et $\nu = 0,25$ (zircone).

Dans le cas des impacts répétés une des problématiques est de choisir le type d'érouissage le plus convenable. D'après la littérature, Huber et al. [75] ont noté que dans le cas de l'indentation sphérique les effets d'érouissage de la matière sont générés par l'érouissage isotrope pur. Aussi plusieurs auteurs comme Miao et al. [76] ont adopté l'érouissage isotrope pour modéliser le procédé de grenailage. Cependant Collin et al. [71] ont proposé l'utilisation de l'érouissage cinématique avec la loi de Chaboche dans le cas de l'indentation avec plusieurs cycles de charge/décharge.

Afin de choisir le type d'érouissage le plus pertinent, des simulations de dix impacts ont été réalisées sur un matériau virtuel avec un érouissage isotrope linéaire et sur un autre matériau avec un érouissage cinématique linéaire. Les propriétés des matériaux sont les suivantes: module d'Young $E = 210$ GPa, $Y = 500$ MPa et la pente d'érouissage: $\{0,1 ; 0,5 \text{ et } 1 \text{ GPa}\}$, l'énergie d'impact est de 17 mJ.

L'écart entre les valeurs obtenues sur dix forces d'impact et sur dix rayons d'empreinte par les deux modèles est présenté dans la Figure II. 10. On peut noter que l'écart ne dépasse pas 6% pour la pente d'érouissage de 1 GPa, ce qui est déjà très important pour un matériau métallique. Ceci indique que 10 cycles d'impact restent insuffisants dans notre cas pour avoir une différence significative entre les résultats obtenus en considérant un érouissage cinématique et isotrope. En se basant sur ces résultats, l'érouissage isotrope a été adopté pour la suite de l'étude.

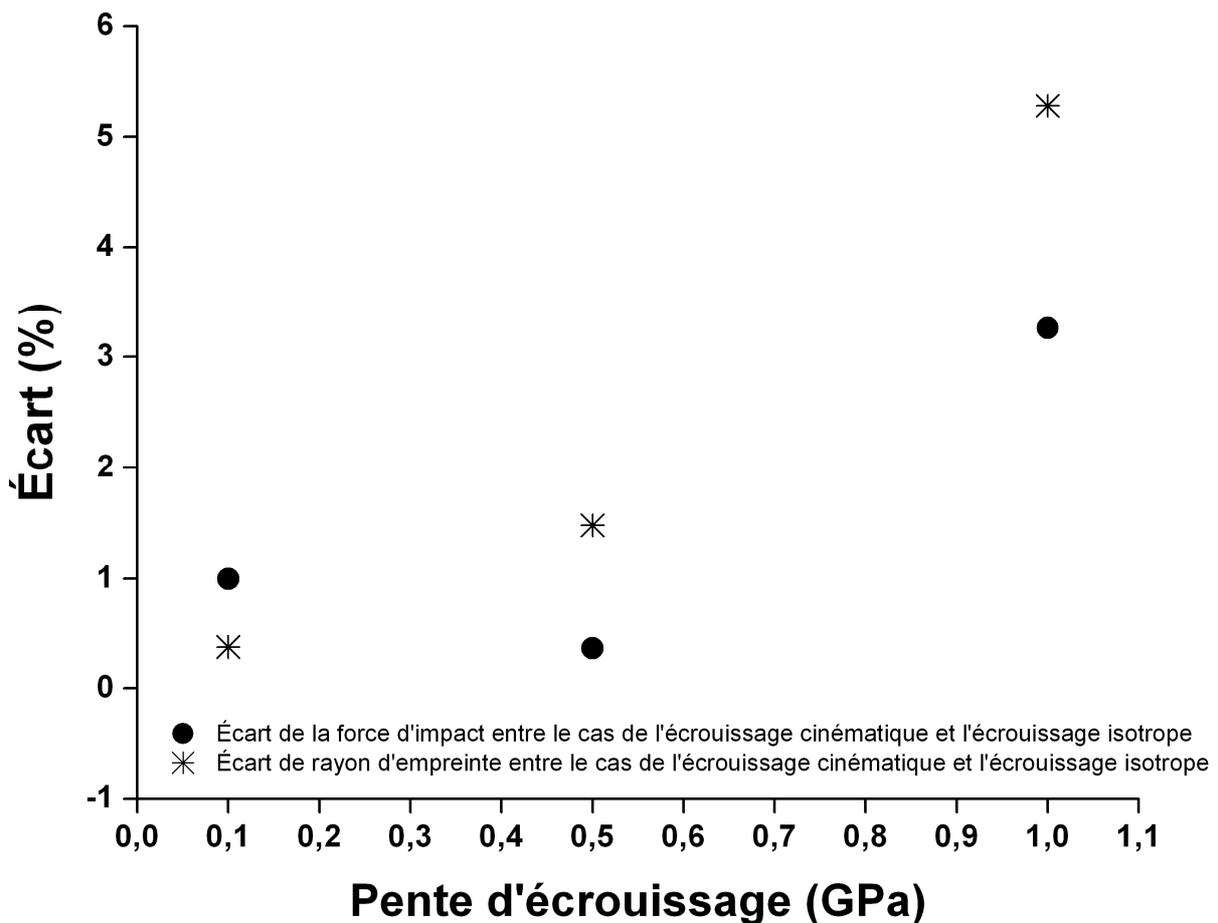


Figure II. 10 Ecart de la force d'impact et du rayon d'empreinte entre le cas d'érouissage isotrope et d'érouissage cinématique

Condition de contact et effet du frottement

Généralement dans la littérature [18] le contact entre une sphère et un plan en indentation est estimé avec un coefficient de frottement entre 0.1 et 0.15. Dans nos premières simulations, le contact a été supposé sans frottement.

En effet dans les premières études, Kermouche et al [19] n'ont pas détecté de différences significatives entre les rayons et les profondeurs après 10 impacts sans glissement relatif ou sans frottement. En revanche le rayon d'impact dans leur étude n'a pas dépassé 0,5 mm (soit $a/R = 0,5$) alors que dans nos travaux des tailles d'empreintes plus importantes ont été obtenues. Dans cette partie nous examinons l'effet du frottement, lorsque l'aire de contact devient plus importante et donc que l'influence du frottement peut être plus significatif.

Simulation avec différents types de contact

Afin de mieux comprendre l'effet du frottement en fonction de a/R , plusieurs simulations numériques ont été réalisées utilisant une bille de diamètre 2 mm et avec plusieurs types de frottement et d'algorithme de contact (cinématique et pénalité) ensuite l'évolution de la force et du rayon d'impact a tout particulièrement été étudiée.

Considérons des paramètres élastiques et une loi de Hollomon avec $k = 100$ MPa et $\nu = 0,3$ et modifions la nature du contact en utilisant tout d'abord une hypothèse sans frottement puis sans glissement relatif. La Figure II. 11 montre un écart sur la force dépassant 5% après le 5^{ème} impact ce qui correspond à une valeur de $a/R = 0,65$.

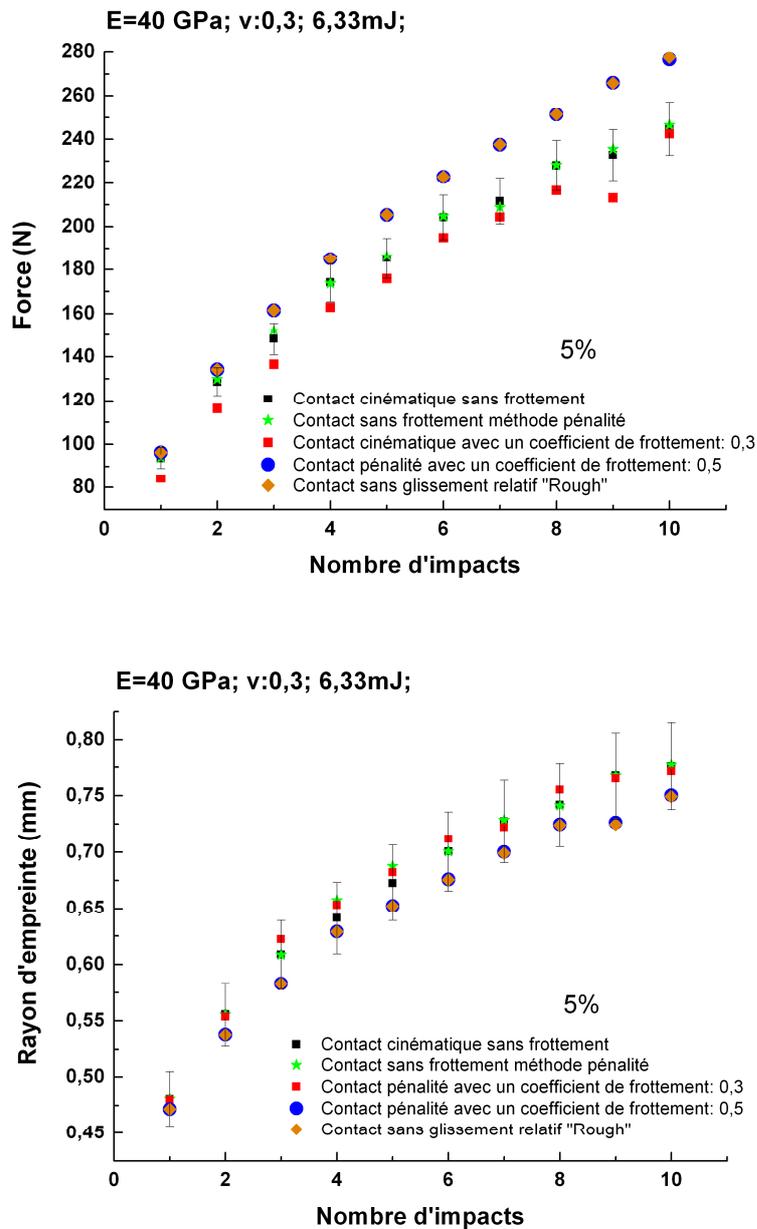


Figure II. 11 Force d'impact et rayon de l'empreinte résiduelle après dix impacts sur un matériau virtuel avec différents types de frottement

Essais expérimentaux sur le plomb pur avec et sans lubrification de la surface

Afin de vérifier l'effet du frottement observé numériquement, des essais expérimentaux ont été réalisés. Pour avoir des empreintes qui dépassent le rapport $a/R = 0,5$, un matériau mou comme le plomb pur a été choisi pour l'essai. Des essais d'impact ont été générés sur des

surfaces lubrifiées avec l'huile dégrippante et sur des surfaces non lubrifiées, la Figure II. 12 présente les résultats obtenus sur un échantillon de plomb pur. Il est à noter que l'écart entre les valeurs de force et de rayon observées sur les deux types de surface augmente avec le nombre d'impact i.e. les dimensions du contact. Cet écart dépasse 5% au-delà d'une valeur de $a/R = 0,6$. On peut en déduire que l'effet de frottement peut devenir sensible et doit être pris en compte dans certains cas d'empreinte de grand diamètre relatif.

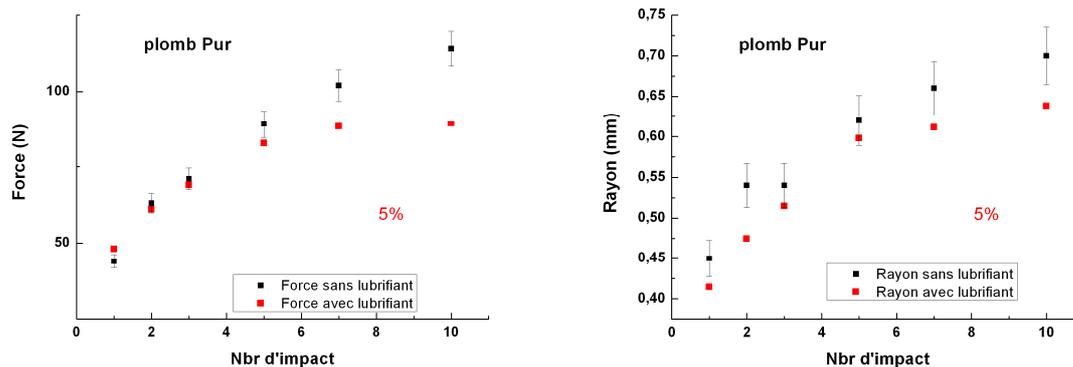


Figure II. 12 Force d'impact et rayon de l'empreinte résiduelle après dix impacts sur un échantillon de plomb avec et sans lubrifiant

Conclusion

En se basant sur les résultats précédents, le contact sans glissement relatif dit parfois "contact rugueux" ou "rough" a été adopté pour les matériaux mous, les revêtements et les matériaux durs impactés avec des énergies dépassant 17 mJ pour lesquels $a/R > 0,5$. Et le contact sans frottement a été adopté pour les autres cas.

II.4.3. Validation du modèle FEM

Afin de valider le modèle FEM ainsi que la fiabilité et la précision des mesures de la force expérimentale, des essais d'impact avec une bille de diamètre 2 mm ont été réalisés sur un échantillon traité M2 (AISI M2, trempé et traité thermiquement pour atteindre 62-64 HRC) dans des conditions purement élastiques. La Figure II. 13 montre la différence entre le signal de la force simulé et celui de l'expérience pour une vitesse d'impact de 402 mm.s^{-1} . Le temps

d'impact expérimental vaut $2,8 \cdot 10^{-4}$ s et le temps d'impact numérique vaut $2,4 \cdot 10^{-4}$ s. Ces deux valeurs sont donc en plein accord.

L'écart détecté entre les valeurs maximales des deux courbes ($F_{num} = 1051$ N et $F_{exp} = 957$ N) est environ 9%. A titre de comparaison, l'utilisation de l'équation classique de Hertz (I. 26) conduit à une valeur théorique de $F = 986$ N qui est en très bon accord avec les valeurs expérimentales et numériques.

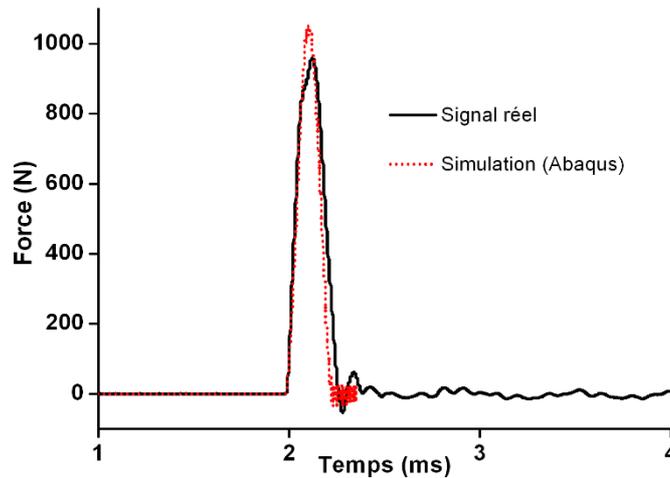


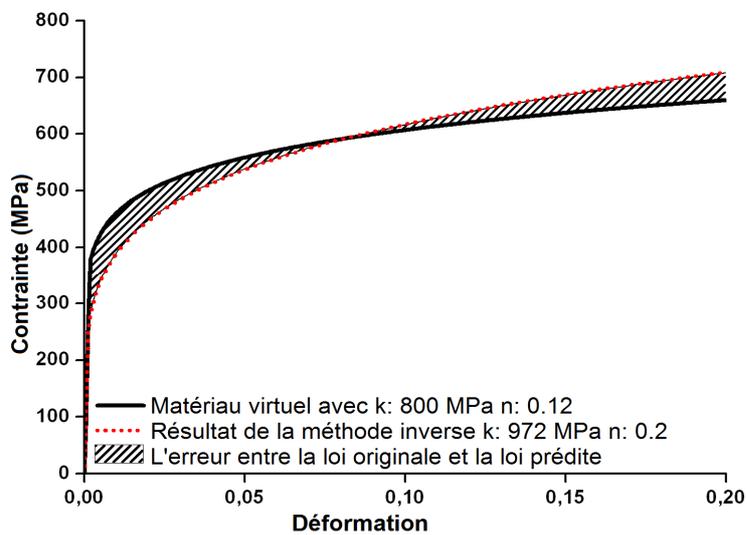
Figure II. 13 Comparaison entre un signal de force réel et un signal issu de la simulation FEM

II.5. Conclusion du chapitre 2

Dans ce chapitre, la machine de micro impact a été présentée ainsi que les techniques d'acquisition associées. D'autre part le modèle par éléments finis destiné à simuler l'impact répété est aussi présenté avec les techniques d'acquisition des caractéristiques de l'empreinte virtuelle. Dans l'objectif de révéler l'effet du frottement sur les résultats de force et de rayons, des essais expérimentaux et des simulations numériques avec différents types de contact ont été réalisés. Les résultats montrent que l'effet du frottement est significatif lorsque le rapport a/R est supérieur à 0,5. En conséquence, des bases de données ont été développées avec un contact sans frottement ou rugueux afin de permettre une simulation au plus juste des conditions et résultats d'impact. Enfin une comparaison entre les résultats simulés et expérimentaux a été menée afin de garantir la précision du modèle par éléments finis.

Dans la suite nous présenterons les méthodes directes et inverses destinées à l'identification des lois de comportement.

Chapitre III. Identification des lois de comportement par méthode inverse



Résumé :

Ce chapitre présente la méthode d'identification inverse de la loi de comportement dynamique et les validations réalisées sur matériaux virtuels. Une méthode analytique est également présentée pour comparaison.

Comparaison entre la loi de comportement initiale et la loi approchée à l'aide de la méthode inverse.

III.1. Introduction

Afin de pouvoir proposer une loi de comportement dynamique utilisable dans les nombreuses simulations de grenailage ou d'impacts, une méthode d'identification inverse à partir de résultats expérimentaux d'impacts répétés a été mise en place. Ce chapitre présente tout d'abord la stratégie d'identification inverse retenue, la construction des bases de données indispensables, et les différents tests de validation réalisés sur des matériaux virtuels.

Pour cela différents comportements mécaniques virtuels ont été considérés afin de tester la capacité de la méthode proposée à prédire la loi de comportement. Les erreurs engendrées ont été estimées pour chaque cas.

Afin d'avoir une meilleure base de comparaison, une seconde méthode a été également testée. Celle-ci est une extension au cas de l'indentation sphérique du modèle de Kermouche et al[32] développé originellement pour l'indentation conique. Ce chapitre se termine par une application expérimentale en indentation statique et une application numérique en impact. Les résultats de la méthode inverse et de l'approche analytique sont finalement présentés pour deux matériaux virtuels.

III.2. Stratégie de l'identification inverse de la courbe contrainte-déformation

Les premiers travaux sur le développement d'une méthode d'identification inverse de la loi de comportement sous impacts ont été réalisés dans le cadre du stage de Master de F. Grange [77]. Cette étude partait du constat expérimental que les dimensions des empreintes résiduelles ainsi que la force induite lors des impacts évoluaient au cours des premiers impacts pour se stabiliser après environ cinq à dix impacts répétés. Cette évolution semblait donc traduire l'écroutissement subi par le matériau et il était apparu intéressant d'utiliser ces résultats pour tenter d'en extraire la loi de comportement.

La mesure d'effort au cours de l'impact nécessitant l'installation d'un capteur et d'une chaîne d'acquisition spécifiques, il avait été choisi lors de cette première étude [78] de se concentrer uniquement sur l'évolution de la géométrie des empreintes, accessible en fin d'essai par profilométrie 3D.

Les couples des valeurs (rayon, profondeur) étaient alors utilisés pour l'identification inverse. Cette première étude très encourageante avait permis de valider le principe même de la méthode mais avait également mis en évidence la difficulté d'utiliser la mesure de profondeur comme second paramètre d'entrée de la méthode et ceci pour deux raisons principales :

- la difficulté de déterminer avec précision la profondeur de l'empreinte compte tenu des ordres de grandeur typiques des profondeurs obtenues (quelques micromètres). Ainsi toute rugosité initiale ou présence de bourrelet de déformation en bord d'empreinte devient problématique et source d'erreur importante.

- le lien de dépendance géométrique entre les deux grandeurs utilisées à savoir le rayon et la profondeur peut réduire les chances d'identification optimales des paramètres de la loi de comportement. La convergence de la méthode n'était généralement pas bien assurée.

Forts de ces constats nous avons donc décidé de développer une nouvelle méthode reprenant le même schéma logique mais utilisant le rayon d'empreinte et la force réduite comme données d'entrée. La Figure III. 1 illustre donc le principe de cette identification inverse. De nouvelles bases de données ont donc été développées pour différents matériaux i.e. aciers mais aussi cuivre et aluminium et utilisées pour l'identification de la loi de comportement dynamique des matériaux virtuels.

Afin d'en évaluer la pertinence et la fiabilité, de nombreux tests et d'estimation de l'incertitude de l'identification inverse ont été réalisés, les résultats sont également présentés dans la suite de ce chapitre.

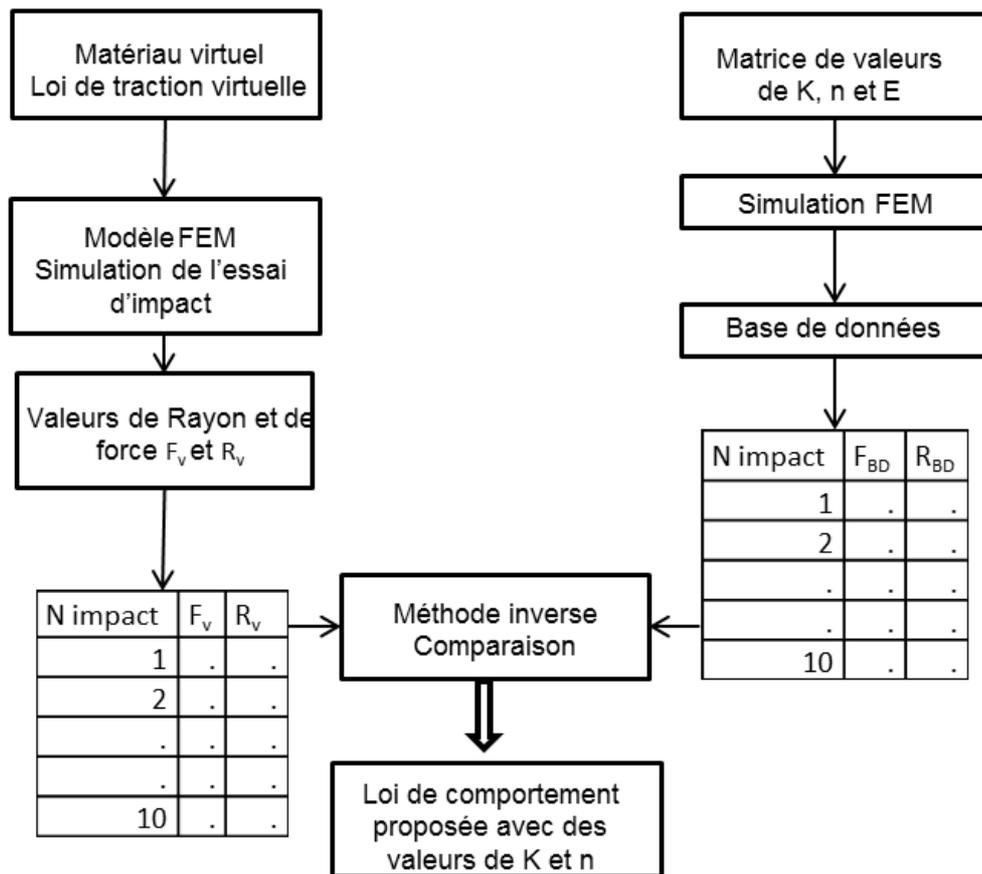


Figure III. 1 Organigramme expliquant le principe de fonctionnement de la méthode inverse.

III.2.1. Développement des bases de données

Comme illustre la Figure III. 1, la stratégie développée doit permettre de déterminer une courbe de contrainte-déformation afin d'obtenir la meilleure approche du rayon expérimental de l'empreinte résiduelle et de la force d'impact mesurée à une énergie d'impact donnée. Cette méthode reposant en grande partie sur l'utilisation d'une base de données de comparaison, une étude vaste a donc d'abord été réalisée avec différentes valeurs des paramètres $[k, n, E_{impact}]$, afin de couvrir une large gamme de courbes contrainte-déformation possibles et de conditions d'impact.

Pour chaque simulation par éléments finis, dix cycles de charge / décharge, correspondant à dix impacts, ont été simulées sur un matériau virtuel caractérisé par un ensemble de paramètres (k, n, E, ν) .

Plusieurs bases de données ont ainsi été développées pour différentes valeurs de paramètres représentatifs des matériaux métalliques les plus courants et les conditions opératoires accessibles

avec notre dispositif. Le Tableau III.1 présente les valeurs caractéristiques retenues pour l'établissement des bases.

	Module d'élasticité (GPa)	Coefficient de Poisson	Energies d'impacts (mJ)
Aciers au carbone	210	0,3	[1, 8, 17]
Alliage d'aluminium	75	0,3	[3, 17]
Alliage cuivre et titane	105	0,3	[9, 17]
Acier inoxydable	180	0,3	[2, 3, 14]

Tableau III. 1 Caractéristiques des bases de données par rapport aux différents alliages.

Les paramètres de la loi de Hollomon utilisé dans toutes les bases sont les suivants :

k : [500, 1000, 2000, 3000, 4000, 5000] MPa,

n : [0,0 ; 0,1 ; 0,2 ; 0,3 ; 0,4 ; 0,5],

Les bases ont tout d'abord été développées avec un modèle FEM utilisant l'hypothèse d'un contact lisse sans frottement entre la bille et le substrat. Pour la suite d'autres bases de données ont été développées avec une hypothèse de contact sans glissement relatif.

III.2.2. Etude paramétrique

Pour chaque simulation numérique correspondant à un ensemble donné de $[k, n, E_{impact}]$, nous obtenons des valeurs de force et de rayon en fonction du nombre d'impacts (utilisant une bille de diamètre 2 mm) comme le montre la Figure III. 2. Afin d'obtenir une évolution continue des valeurs de rayon et de force plus facilement exploitable dans la méthode inverse, ces variations ont été ajustées à l'aide de l'équation suivante (III. 1) :

$$x(N) = A_x \ln(N)^2 + B_x \ln(N) + C_x \quad (\text{III. 1})$$

Avec N est le nombre d'impacts, x est le paramètre caractéristique de l'impact, c'est à dire le rayon r et / ou de la force f .

D'autres fonctions auraient également pu être utilisées comme par exemple une loi exponentielle de type (III. 2) :

$$x(N) = x_0 \left(1 - \exp \frac{-N}{N_0} \right) \quad (III. 2)$$

Une telle loi aurait permis de donner plus aisément une signification physique aux différents paramètres avec x_0 la valeur de rayon ou force stabilisée et N_0 le nombre d'impacts nécessaires avant le régime stationnaire. Différents essais ont montré que l'utilisation de l'une ou l'autre de ces équations n'avait aucune influence significative sur les résultats obtenus. Nous avons donc préféré choisir la fonction d'ajustement (III. 1) en accord avec des études d'essais d'indentation [12], [17]. A_x, B_x, C_x sont alors des fonctions de $[k, n, E_{impact}]$ et ont été stockées dans les bases de données: une pour la croissance de la force (A_f, B_f, C_f) et l'autre pour la croissance du rayon (A_r, B_r, C_r).

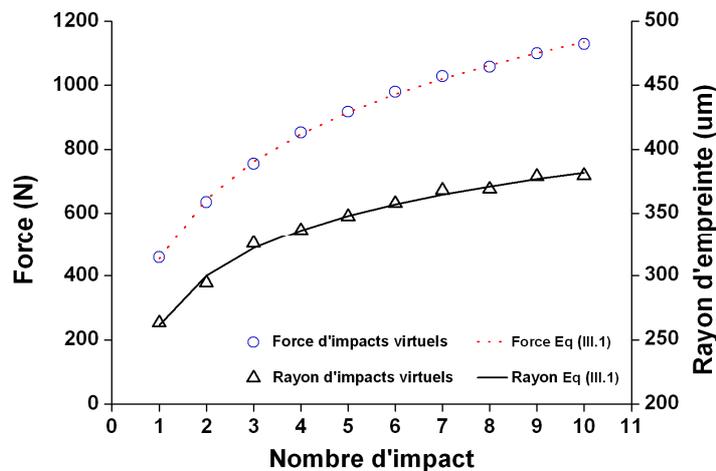


Figure III. 2 Evolution de la force et du rayon résiduel en fonction du nombre d'impacts obtenue par simulation numérique (ici $k = 2000$ MPa, $n = 0,3$ et $E_{impact} = 8,3$ mJ) et approximés à partir de l'équation (III. 1).

III.2.3. Procédure d'identification

Les résultats expérimentaux virtuels ou réels peuvent aussi être estimés à l'aide de l'équation (III. 1). Notons $r_e(N)$ et $f_e(N)$, les valeurs expérimentales du rayon de l'empreinte résiduelle et de la force d'impact après N impacts à une énergie donnée.

Ayant les courbes expérimentales $r_e(N)$ et $f_e(N)$ et les équations numériques issues des bases de données $r(N)$ et $f(N)$ en fonction de $[k, n, E_{impact}]$, une méthode d'identification peut être mise au point pour identifier le meilleur couple $[k$ et $n]$ qui approche des valeurs expérimentales.

Connaissant l'énergie d'impact E_{impact} , les valeurs optimales de k et n sont déterminées en visant le minimum de la fonction suivante [19] (III. 3):

$$I_x(k, n) = 100 * \frac{\sqrt{\int_0^{N_{max}} (x(N) - x_{exp}(N))^2 dx}}{\sqrt{\int_0^{N_{max}} (x_{exp}(N))^2 dx}} \quad (III. 3)$$

où x est le paramètre caractéristique de l'impact, c'est à dire le rayon r et / ou de la force f . Cette fonction est issue du concept général de la variance ou l'écart type [19]. Elle a été établie à partir de la méthode des moindres carrés classique et calcule la surface entre l'ajustement de la courbe expérimental et numérique de rayon ou de la force. En cherchant le minimum de la fonction $I_r(k, n)$ (resp $I_f(k, n)$) il est alors possible d'identifier le meilleur couple (k, n) qui permet d'ajuster au mieux la variation expérimentale du rayon (de la force resp.) au nombre d'impacts. Parfois les deux minimums des rayons et des forces correspondent au même couple de valeurs, mais dans la plupart des cas, deux ensembles de valeurs sont identifiés et il peut être difficile de déterminer la meilleure solution. Différentes fonctions combinant $I_r(k, n)$ et $I_f(k, n)$ ont alors été testées afin d'obtenir un optimal relatif aux deux grandeurs. Nous avons retenu la fonction combinée $I_r(k, n) * I_f(k, n)$ qui donne la même importance aux deux paramètres tout en évitant les problèmes d'ordre de grandeur des valeurs rencontrés en utilisant des fonctions d'addition (plusieurs centaines de Newtons pour quelques centaines de micromètres).

III.2.4. La méthode d'interpolation

Afin d'augmenter le potentiel de la méthode et de permettre son utilisation pour une plus grande gamme d'énergies d'impact, c'est-à-dire de vitesse de déformation, sans avoir à créer une nouvelle base de données pour chaque énergie en particulier, une méthode d'interpolation a été développée afin d'extrapoler une nouvelle base à une énergie donnée à partir de deux bases déjà existantes.

Par exemple, pour obtenir une nouvelle base de données avec des énergies intermédiaires entre 8 et 17 mJ, nous avons utilisé une méthode d'interpolation de l'équation suivante (III. 4):

$$c(x) = \frac{(a(x) - b(x)) * E}{(E1 - E2)} + \frac{(E1 * b(x) - E2 * a(x))}{(E1 - E2)} \quad (\text{III. 4})$$

Avec $c(x)$ la valeur du rayon ou de la force et E l'énergie désirée, $E1$ l'énergie la plus grande et $E2$ l'énergie la plus basse qui existent déjà dans les bases de données. $a(x)$ et $b(x)$ sont les valeurs de rayon ou de la force pour $E1$ et $E2$ respectivement.

III.3. Tests numériques

Afin de vérifier les performances de la méthode inverse et de valider les bases de données, nous avons effectué des tests numérique sur des matériaux virtuels. Nous avons dans un premier temps considérés des matériaux supposés suivre une courbe contrainte-déformation de type Hollomon. Nous avons ensuite testé d'autres matériaux virtuels qui ne suivent pas la loi de Hollomon (appelé matériaux "non-Hollomon" dans la suite) afin de déterminer la pertinence de cette méthode sur des matériaux « quelconques ».

A l'aide de ces tests, la fiabilité de la méthode d'interpolation peut être également testée en utilisant une base de données interpolée.

III.3.1. Tests numériques sur les matériaux virtuels suivant la loi de Hollomon

La méthode inverse a été appliquée d'abord sur des matériaux virtuels supposés suivre une loi de Hollomon. Pour chaque matériau, la méthode inverse a permis de proposer un couple de valeurs (k, n) qui a été ensuite comparé à celui initialement choisi dans la loi virtuelle. Considérant que plusieurs couples de valeurs (k, n) peuvent donner des courbes contrainte-déformation très proches, les comparaisons n'ont donc pas été effectuées sur les couples de valeurs eux-mêmes mais sur les courbes issues des couples $(k$ et $n)$. En particulier, l'erreur relative entre la courbe contrainte-déformation du matériau initial et la courbe contrainte-déformation obtenue par le procédé inverse est calculée à l'aide de l'équation (III. 5), où $f_o(\epsilon)$ est l'équation de Hollomon de la courbe contrainte-déformation initiale, et $f_p(\epsilon)$ est l'équation Hollomon de la courbe contrainte-

déformation prédite par la méthode inverse sur une plage de déformation de 0 à 0,2. Cet intervalle de valeurs couvre largement la plage de valeurs expérimentales accessibles pour comparaison comprise entre 0,01 et environ 0,1.

$$Er = 100 * \frac{\sqrt{\int_0^{0,2} (f_o(\epsilon) - f_p(\epsilon))^2 d\epsilon}}{\sqrt{\int_0^{0,2} (f_o(\epsilon))^2 d\epsilon}} \quad (\text{III. 5})$$

La Figure III. 3 illustre les résultats obtenus. Ainsi une loi de comportement a été choisie initialement pour un acier avec $E = 210$ GPa, $\nu = 0,3$, $k = 800$ MPa et $n = 0,12$. Cette loi de comportement a été utilisée pour calculer des valeurs de rayon d'empreintes re (N) et de force normale maximale fe (N) pour chaque impact et ces valeurs ont été utilisées dans la méthode inverse qui a permis de proposer une loi de Hollomon avec le couple $k = 972$ MPa et $n = 0,2$. L'erreur relative entre les deux courbes a ensuite été estimée à 5% en utilisant l'équation (III. 5).

D'après la Figure III. 3 on peut aussi constater que la limite d'élasticité est mal prédite, tout comme les premiers niveaux de déformations plastiques. Ceci est lié au principe même de la méthode qui se fonde en particulier sur la mesure d'empreintes résiduelles et ne peut donc pas donner accès à des valeurs pertinentes des premiers points de la courbe. L'identification de la partie élastoplastique de la courbe est donc très délicate. A l'inverse le dispositif d'impact utilisé ne permet pas de dépasser des taux de déformation de l'ordre de 0,1. En effet le résultat de la méthode inverse reste dépendant des résultats des impacts donc de la plage de déformation correspondant aux dimensions des empreintes résiduelles. Les courbes présentées et les analyses qui en découlent ont donc été restreintes à la plage de déformation plus étendue entre 0-0,2.

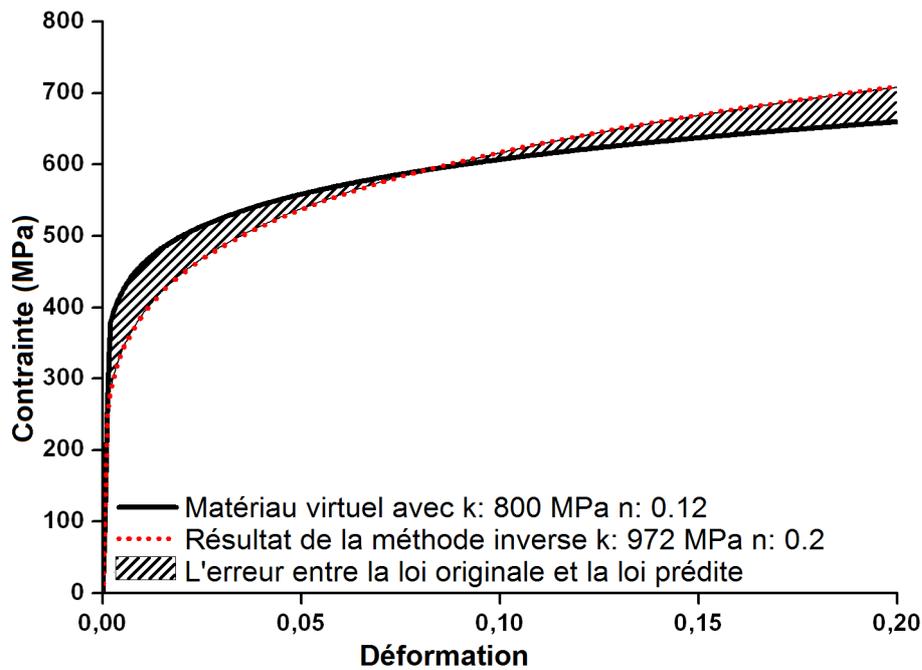


Figure III. 3 Erreur entre la courbe contrainte-déformation virtuelle utilisée pour simuler l'impact virtuel et la courbe contrainte-déformation prédite obtenue par la méthode inverse, dans ce cas, elle est autour de 5%.

Afin de valider cet accord observé, une étude paramétrique de l'erreur potentielle a été conduite. Plusieurs matériaux ont été donc testés avec différentes valeurs de k et n sous deux énergies différentes. Les propriétés élastiques retenues pour cette étude sont $E = 210$ GPa et $\nu = 0,3$. Les paramètres k et n de matériaux virtuels testés sont les suivants:

k : [800; 1500; 2800; 3300] MPa

n : [0,12; 0,25; 0,35; 0,47]

Deux bases de données ont été utilisées, i.e. une première base de données avec $E_{impact} = 8$ mJ et une autre base de données avec $E_{impact} = 11$ mJ. La base de données avec $E_{impact} = 11$ mJ a été obtenue par la méthode d'interpolation à l'aide de deux bases de données initiales, la base de données de 8 mJ et 17 mJ. Ces deux niveaux d'énergie permettent donc également d'évaluer l'influence de l'interpolation de la base sur la valeur d'erreur constatée.

La Figure III. 4 présente les valeurs d'erreurs observées entre l'ajustement de la courbe contrainte-déformation initiale et celui de la courbe contrainte-déformation obtenue par la méthode inverse dans la plage de déformation comprise entre 0 et 0,2. Figure III. 4 (a) pour une énergie de 8 mJ montre que l'erreur ne dépasse pas 14%, alors que la Figure III. 4 (b) au niveau d'énergie de 11 mJ n'indique pas une erreur supérieure à 15%.

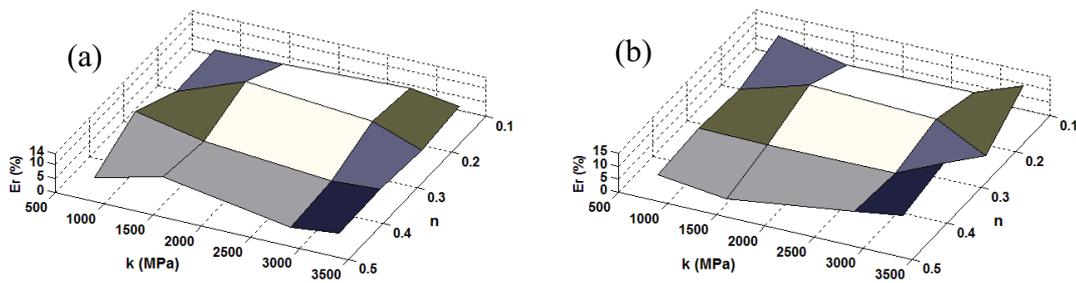


Figure III. 4 L'erreur relative Er de (Eq. (III. 5)) en fonction de k et de n : (a); l'énergie d'impact 8 mJ, (b); l'énergie d'impact 11 mJ.

La Figure III. 4 montre donc que les erreurs ne dépassent pas 15% sur la plage de paramètres testés. Cet écart contenu à 15% montre également que la méthode inverse permet de proposer une bonne estimation de la courbe contrainte-déformation des matériaux virtuels suivant la loi de Hollomon en utilisant uniquement le résultat de dix impacts à énergie constante.

Ainsi, même si les valeurs de k et n proposées par la méthode inverse ne sont pas identiques aux valeurs d'origine ($k = 800$ MPa, $n = 0,12$) contre ($k = 972$ MPa, $n = 0,2$) pour l'exemple donné en figure III.3), elles permettent une bonne approche de la loi de comportement qui pourra ensuite être utilisée dans d'autres types de simulations de procédés.

La Figure III. 4.b permet également de valider l'utilisation de bases de données interpolées pour la méthode inverse. En effet aucune différence sensible au niveau de l'erreur commise n'a été relevée dans le cas de l'utilisation de bases de données interpolées. Ce résultat est important car il justifie de ne calculer numériquement que le contenu de deux bases de données avec des niveaux d'énergie significativement différents et représentatifs des valeurs de déformations visées. Les essais réalisés à d'autres niveaux d'énergie ne nécessiteront pas la reconstruction complète d'une base mais un travail d'interpolation beaucoup plus rapide pour un résultat tout aussi acceptable en termes d'erreur.

Ces résultats fixent aussi le niveau de précision qu'il est raisonnable d'attendre avec cette démarche. Il ne sera ainsi pas réaliste de prétendre à une erreur de justesse meilleur que 10% dans des cas d'application réelle lorsque les essais numériques sur des matériaux virtuels indiquent une erreur comprise typiquement entre 10 et 15%. En revanche, considérant le peu d'impacts à réaliser et la facilité d'interpolation des bases de données, cette méthode offre assurément un rapport précision/temps d'essais très intéressant.

III.3.2. Tests numériques sur des matériaux virtuels non-Hollomon

Des matériaux virtuels qui ne suivent pas la loi de Hollomon ont également été testés par la méthode inverse afin de vérifier la limite de l'approche proposée.

Un alliage d'aluminium AU4G (AlCu4Mg) et l'acier inoxydable AISI316L virtuels ont été choisis pour ces tests. Des courbes de contrainte-déformation statiques issues d'essais de traction présentés dans la littérature ont été utilisées comme lois de comportement du matériau virtuel dans les simulations numériques. Les résultats des simulations d'impacts i.e. les valeurs des rayons et des forces ont été ensuite utilisés dans la méthode inverse afin d'obtenir une loi de comportement prédite de type Hollomon.

Dans un premier temps, un matériau AU4G virtuel a été choisi. Des essais d'impacts avec une énergie de 17 mJ ont été simulés afin d'obtenir une série de valeurs de rayon et force virtuelles. La base de données construite avec les paramètres $E = 75$ GPa et $\nu = 0,3$ a été ensuite mise en regard. La Figure III. 5 montre dans ce cas un très bon accord entre la courbe contrainte-déformation initiale et prédite. Ce résultat semble donc mettre en évidence la capacité de la méthode inverse de proposer une loi de comportement quasi identique à la loi initiale même si cette dernière ne suit pas parfaitement une loi d'Hollomon. La coïncidence entre de la loi cherchée avec une loi existant dans la base de données peut rendre le résultat de la méthode inverse plus précis.

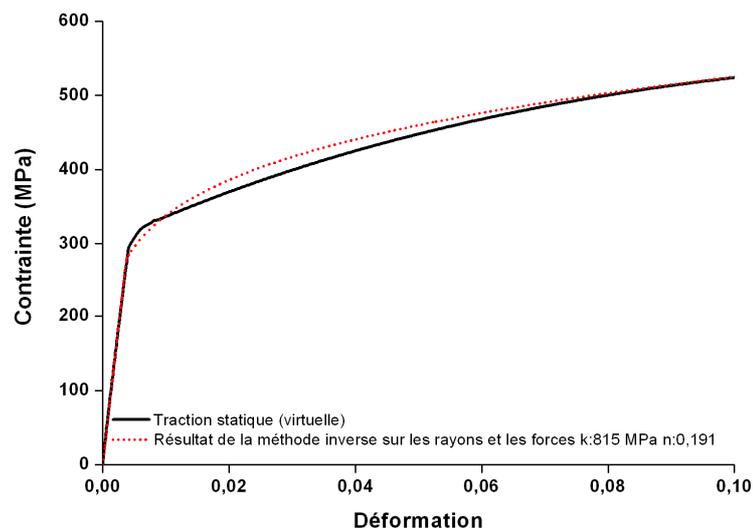


Figure III. 5 Comparaison entre la courbe contrainte-déformation initiale et le résultat de la méthode inverse pour l'AU4G.

Un échantillon d'AISI316L virtuel a été ensuite impacté avec une énergie de 14 mJ. La simulation directe de l'impact FEM conduit à la détermination d'un ensemble de valeurs virtuelles de rayons d'empreintes et de force pour chaque impact simulé. La base de donnée construite avec les paramètres $E = 180 \text{ GPa}$ et $\nu = 0,3$ a été mise en regard.

La méthode inverse appliquée sur les valeurs de rayons et de force issues de la simulation directe des impacts mène au couple $k = 977 \text{ MPa}$ et $n = 0,26$. La comparaison entre les valeurs virtuelles et celles obtenues à l'aide de la méthode proposée est tracée en Figure III. 6 (a). Elle montre un bon accord entre les croissances de rayon et de force mesurées numériquement et celles résultant de ce couple (k, n) . Cependant la Figure III. 6 (b) montre que la courbe contrainte-déformation proposée par la méthode inverse est légèrement au-dessus de l'initiale bien que les valeurs particulières de rayon et de force soient en très bon accord. Malgré cela l'écart reste dans la barre d'erreur de 15% qui a été observée pour les matériaux virtuels de type Hollomon (Figure III. 4).

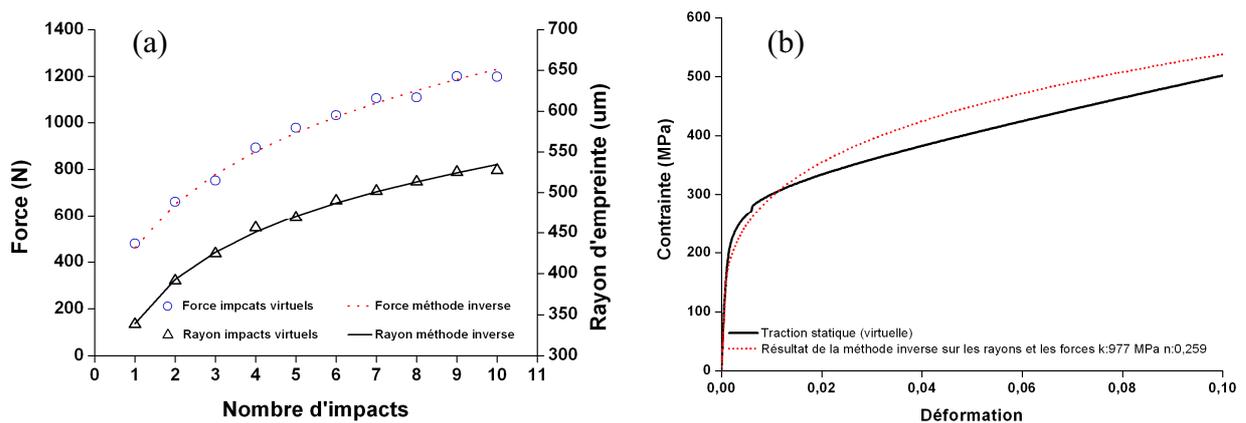


Figure III. 6 (a) ; Comparaison entre les rayons et les forces obtenus par simulation numérique sur l'acier l'AISI316L virtuel avec les valeurs approchées par la méthode inverse. (b) ; comparaison entre la courbe contrainte-déformation initiale de l'AISI316L et celle prédite par la méthode inverse.

Il apparait donc que, même si l'écart reste très acceptable, la méthode développée rencontre plus de difficultés à retrouver parfaitement la courbe contrainte-déformation de ce matériau.

La différence de précision dans les résultats obtenus par la méthode inverse dans le cas de l'AU4G et le cas de l'AISI316L peut être expliquée par plusieurs paramètres qui doivent être pris en compte pour que la méthode inverse soit au plus efficace.

Tout d'abord la méthode reposant sur l'utilisation d'une loi de type Hollomon, elle ne pourra pas décrire avec une aussi bonne précision tous les comportements des alliages métalliques.

Cependant la bonne coïncidence entre les valeurs des forces et rayons issues des deux calculs est à souligner. Cela signifie en particulier que, même si la loi proposée n'est pas exacte, les résultats obtenus par son utilisation sont cohérents et peuvent être tout à fait pertinents pour des applications où le manque de certaines données rend de toute façon le calcul imprécis.

Ensuite, indépendamment du fait que la loi initiale soit de type Hollomon ou non, un paramètre comme l'énergie d'impact semble essentiel dans les calculs. En effet lorsque l'énergie d'impact augmente, la différence entre le rayon et la force obtenus après le premier et le dernier impact devient plus important ce qui rend l'identification inverse plus facile.

Si les essais précédents ont permis de valider la méthode proposée pour des matériaux virtuels de type Hollomon ou non, l'influence du choix des paramètres d'essais, en particulier celui de l'énergie d'impact utilisée, est à étudier afin de pouvoir appliquer au mieux la méthode proposée.

III.3.3. Effet de l'énergie d'impact sur la fiabilité de la méthode inverse

Dans l'objectif d'étudier l'effet de l'énergie d'impact et de savoir si la précision de la méthode inverse peut être liée à l'influence des paramètres énergétiques ou matériels, des tests numériques ont été réalisés sur les mêmes matériaux virtuels (AU4G et AISI316L), mais avec des énergies différentes. La Figure III. 7 présente les résultats obtenus pour les deux matériaux avec deux énergies d'impact différentes. Les deux courbes proposées sont comparées à la loi de comportement initiale et montrent clairement que les résultats de la méthode inverse sont dépendants de l'énergie d'impact utilisée.

Dans les deux cas l'énergie la plus faible conduit à une proposition plus éloignée de la courbe initiale alors que l'utilisation d'un niveau d'énergie plus élevé permet de mieux se rapprocher de la loi originale.

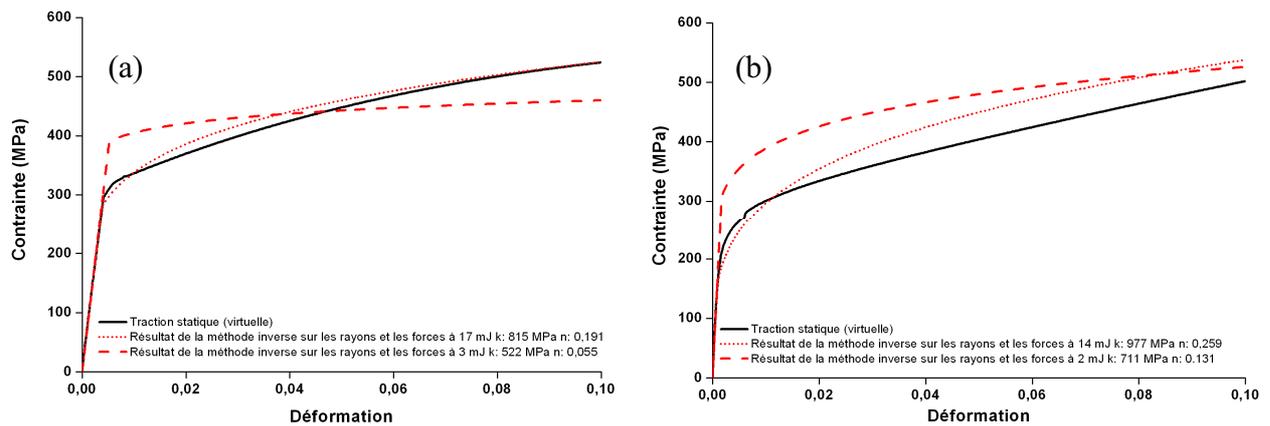


Figure III. 7 Comparaison entre la courbe contrainte-déformation du matériau virtuel et les résultats de la méthode inverse pour différentes énergies d'impact: (a) AU4G; (b) AISI316L.

Ceci peut s'expliquer par l'intervalle des valeurs de rayon et de la force générée lors des impacts virtuels. Utilisant de faibles énergies, la déformation plastique induite reste limitée conduisant à des faibles valeurs de contrainte et de déformation. La série de valeurs ainsi obtenue se situent donc toutes sur le début du domaine plastique de la courbe contrainte-déformation, et en l'absence de données pour des déformations plus élevées, la méthode inverse propose une courbe moins précise. Cette étude semble donc indiquer que l'énergie d'impact utilisée doit être choisie de façon à assurer des déformations atteignant au moins 0,1. L'utilisation d'énergies d'impact élevées générant de plus grandes forces et rayons d'empreinte semble conduire à des solutions améliorées. Selon les propriétés plastiques des matériaux, un seuil d'énergie menant à une solution acceptable est susceptible d'exister. Selon la Figure III. 7, ce seuil d'énergie semble être inférieur à 17 mJ pour le matériau AU4G alors qu'une énergie de 14 mJ semble être encore insuffisante pour l'AISI316L.

III.4. Approche analytique aux valeurs des contraintes-déformations

III.4.1. Application expérimentale de l'approche analytique

Parallèlement au développement de la méthode inverse, une approche analytique a également été conduite. Ce type d'approche nécessite le plus souvent quelques hypothèses simplificatrices mais peut permettre d'obtenir des résultats tout à fait intéressants avec des coûts réduits de calculs.

L'objectif de cette seconde approche est donc de compléter et valider la méthode inverse en offrant des points de comparaison.

L'approche analytique utilisée dans cette étude reprend les équations développées par Kermouche dans sa thèse [32] et détaillée dans le chapitre I. L'efficacité de l'approche analytique a été démontrée dans le cas de l'indentation conique par Kermouche et al. [5]. Cette approche a été étendue au cas de l'indentation sphérique et les équations reformulées pour l'indentation sphérique ont également été validées par Kermouche à partir de simulations numériques. Cependant, l'application expérimentale de cette méthode n'avait jamais été réalisée.

Les travaux réalisés dans le cadre de cette étude ont donc visé à la validation expérimentale de l'approche analytique sphérique en indentation statique et à son extension en conditions d'impacts jamais évoquées auparavant.

Nous nous sommes tout d'abord attachés à valider expérimentalement les équations proposées en indentation sphérique. Pour cela une application expérimentale de l'approche analytique en indentation statique sphérique sur un cuivre commercialement pur a été réalisée. Les paramètres de l'empreinte résiduelle i.e. force et rayons de l'empreinte résiduelle conduisent aux valeurs de contrainte-déformation représentatives en utilisant les équations de l'approche analytique (III. 6) et (III. 7) :

$$\sigma_r = \frac{\zeta \frac{a}{R} Pm}{\gamma_p \zeta \frac{a}{R} - (1 - \zeta B) \frac{Pm}{E}} \quad (\text{III. 6})$$

Et

$$\varepsilon_r = \varepsilon_r^e + \varepsilon_r^p = (1 - \zeta B) \frac{\sigma_r}{E} + \zeta \frac{a}{R} \quad (\text{III. 7})$$

Avec B est égale à: $(1 - \nu^2)3,3\pi/4$ et ζ est donnée par l'équation (I. 46).

L'équation (III. 8) proposé par Tabor [37] montre que la déformation est inversement proportionnelle au rayon de la bille (l'indenteur). En se basant sur cette équation, la bille de rayon

1 mm a été utilisé pour atteindre les déformations élevées, tandis que les billes de rayon 3 et 5 mm induisent de plus faibles déformations et pourront être utilisées pour compléter la description de la courbe sur l'ensemble de la plage de déformation.

$$\varepsilon_r = 0,2 \frac{a}{R} \quad (\text{III. 8})$$

Des essais d'indentation sphérique ont donc été réalisés sur notre dispositif utilisé en mode statique manuel. Ces tests ont permis de réaliser des séries d'empreintes sous différents chargements et en utilisant les trois diamètres de billes. Les valeurs de force enregistrées et de rayon d'empreintes mesurées ont ensuite été utilisées dans les équations (III. 6) et (III. 7) afin de déterminer des points correspondants dans le plan contrainte-déformation. Une erreur d'environ 5% sur la position de chaque point a été estimée liée aux erreurs de mesures expérimentales.

La Figure III. 8 montre une comparaison entre l'approche analytique utilisant l'indentation sphérique et un essai de compression statique sur le cuivre pur. Une bonne corrélation entre les points de l'approche analytique et la courbe statique peut être observée, la plupart des écarts entre la courbe de compression et les points de l'approche analytique sont inférieurs à 10%. Si la limite d'élasticité des matériaux testés ne peut être identifiée en utilisant l'approche analytique, le régime de déformation plastique est relativement bien décrit.

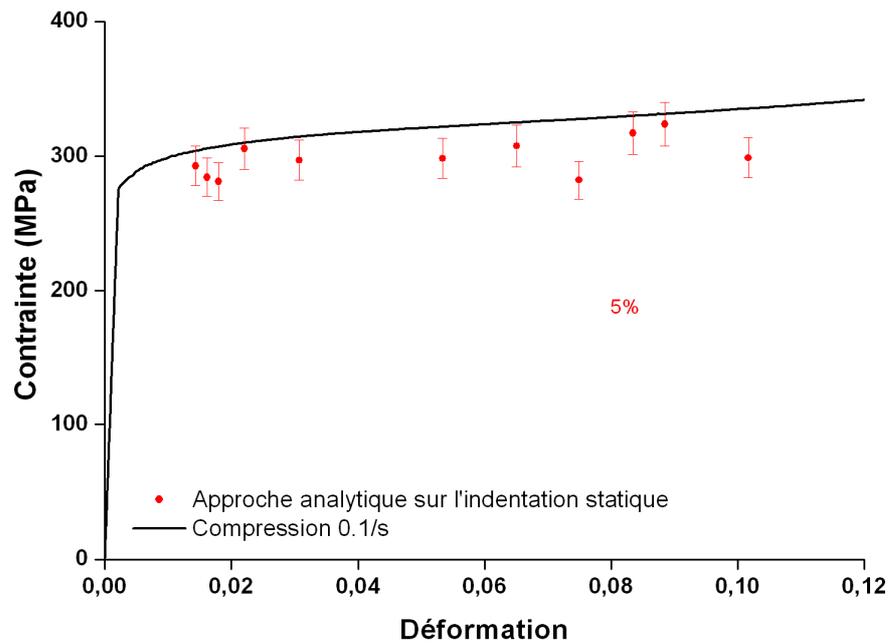


Figure III. 8 Comparaison entre la courbe contrainte-déformation de compression statique de cuivre pur et les valeurs de contrainte et de déformation obtenues à partir de l'approche analytique.

Les différents essais réalisés ont ainsi permis de valider la pertinence de l'approche analytique en indentation statique en utilisant une pointe sphérique pour proposer une description de la loi de comportement statique.

Afin de tester la fiabilité de l'approche analytique en indentation dynamique et de statuer sur sa possible utilisation en impact, nous présenterons dans la suite des tests numériques en appliquant l'approche analytique sur des résultats des impacts réalisés sur des matériaux virtuels.

III.4.2. Tests numériques sur des matériaux virtuels suivant la loi de Hollomon

Dix impacts successifs avec une énergie de 8 mJ ont été réalisés sur chaque matériau virtuel. Les matériaux virtuels ont été testés avec différentes valeurs de k et n . Les propriétés élastiques ont été choisies en rapport avec les aciers au carbone : $E = 210$ GPa et $\nu = 0,3$. Les paramètres k et n des matériaux virtuels utilisés lors de ces tests sont:

k : [800; 1500; 2800; 3300] MPa

n : [0,12 ; 0,23; 0,35; 0,47]

Les simulations d'impact conduisent à obtenir dix valeurs de force et de rayon qui permettent ensuite d'identifier dix valeurs de contrainte et de déformation à l'aide des équations de

l'approche analytique (III. 6) et (III. 7). Ces valeurs sont ensuite comparées avec la loi de comportement du matériau virtuel issue de l'équation de Hollomon. tout en restant sur la plage de déformation de l'approche analytique comme illustré la Figure III. 9.

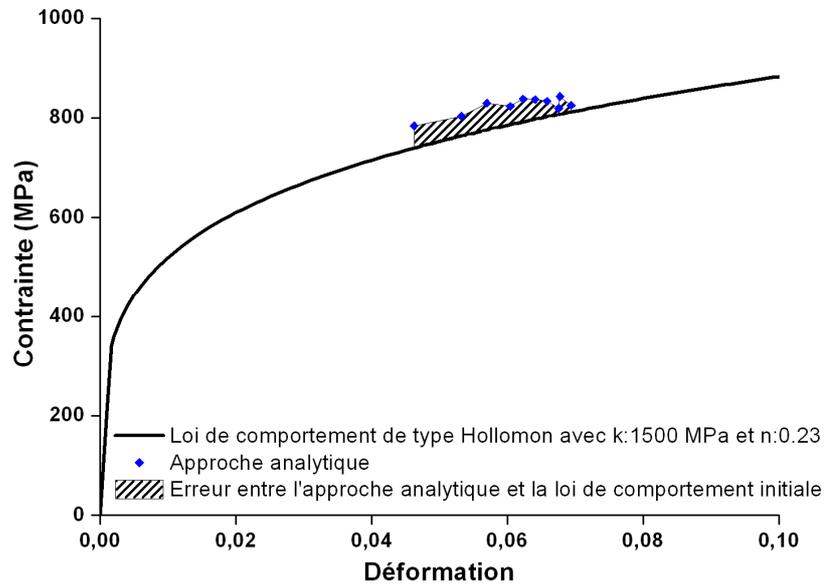


Figure III. 9 Comparaison entre la courbe initiale de type Hollomon et les résultats de l'approche analytique conduisant à une erreur de 5% sur la plage de données connues.

L'erreur relative entre la loi initiale de type Hollomon et l'approche analytique peut être estimée à partir de l'équation Eq. (III. 9) calculée sur les $N=10$ impacts réalisés, avec $f_o(\epsilon)$ la contrainte originale de la loi Hollomon $\sigma = k\epsilon^n$ et $f_p(\epsilon)$ la contrainte prédite obtenue par l'approche analytique Eq. (III. 6).

$$Er = 100 * \frac{\sqrt{\int_{\epsilon_1}^{\epsilon_N} (f_o(\epsilon) - f_p(\epsilon))^2 d\epsilon}}{\sqrt{\int_{\epsilon_1}^{\epsilon_N} (f_o(\epsilon))^2 d\epsilon}} \quad (III. 9)$$

Dans la Figure III. 9 l'erreur est estimée à 5% sur la plage de données comparables.

Afin de consolider cette valeur, une étude paramétrique systématique a été conduite comme précédemment « §III.3.1 » sur différentes valeurs de k et n La Figure III. 10 présente l'erreur relative commise entre la loi de comportement et l'approche analytique sur toute la gamme des valeurs de k et n étudiées. La Figure III. 10 montre que l'erreur ne dépasse pas 6% sur tout le plan de données considérées.

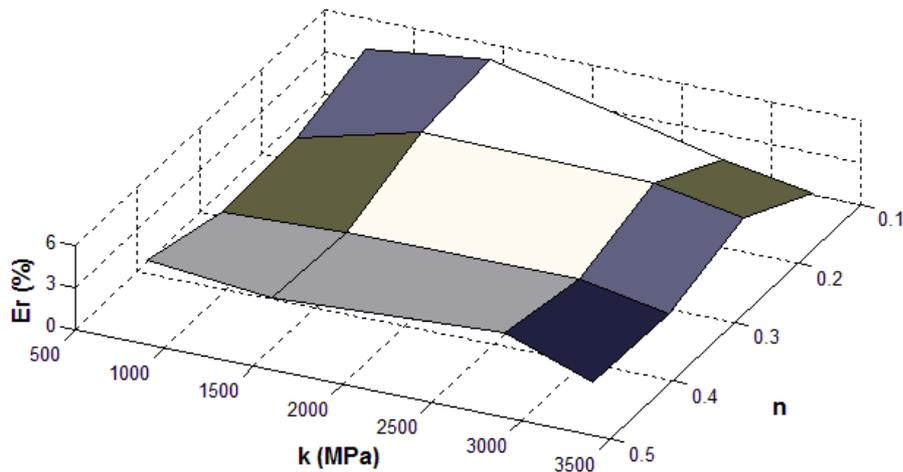


Figure III. 10 L'erreur relative E_r (Eq.(III. 9)) en fonction de k et n pour une énergie d'impact de 8 mJ.

La faible erreur relative obtenue sur toute la gamme de valeurs testées montre que l'approche analytique permet de proposer également une bonne estimation des valeurs de contrainte-déformation dans le cas des impacts dynamiques. Ces résultats valident donc l'utilisation de la méthode analytique pour les conditions d'impact dynamiques.

Des essais conduits sur des échantillons de cuivre pur et sur des aciers virtuels ont également conduit à des résultats similaires. Cela laisse donc à penser que les résultats obtenus par l'approche analytique ne sont pas influencés par les paramètres de matériau comme le module de Young ou les valeurs de k et n . La méthode analytique apparaît donc comme une approche complémentaire très intéressante pour une meilleure connaissance du comportement sous chargement dynamique d'alliages métalliques.

III.4.3. Application de la méthode inverse avec l'approche analytique

Les résultats des deux méthodes développées ont ensuite été comparés sur quelques matériaux virtuels. Une bonne corrélation des résultats obtenus par les deux méthodes permettrait naturellement de donner plus de crédibilité à l'ensemble des courbes.

De plus un des points de départ de ce travail rappelé en introduction était qu'une méthode inverse réalisée à partir des valeurs des rayons et des forces devrait être plus fiable que celle réalisée à partir des valeurs des rayons et des profondeurs (travaux de Grange et Kermouche [19], [77]). Nous présenterons donc ici une comparaison complète entre ces deux méthodes inverses et la méthode analytique pour une vision globale des différents résultats et potentiels.

La Figure III. 11 présente les différentes courbes de contrainte-déformation obtenues pour deux matériaux virtuels après le lancement de la méthode inverse sur les valeurs de force et de rayon et sur les valeurs de profondeur et de rayon [19]. Les points issus de l'approche analytique sont également tracés.

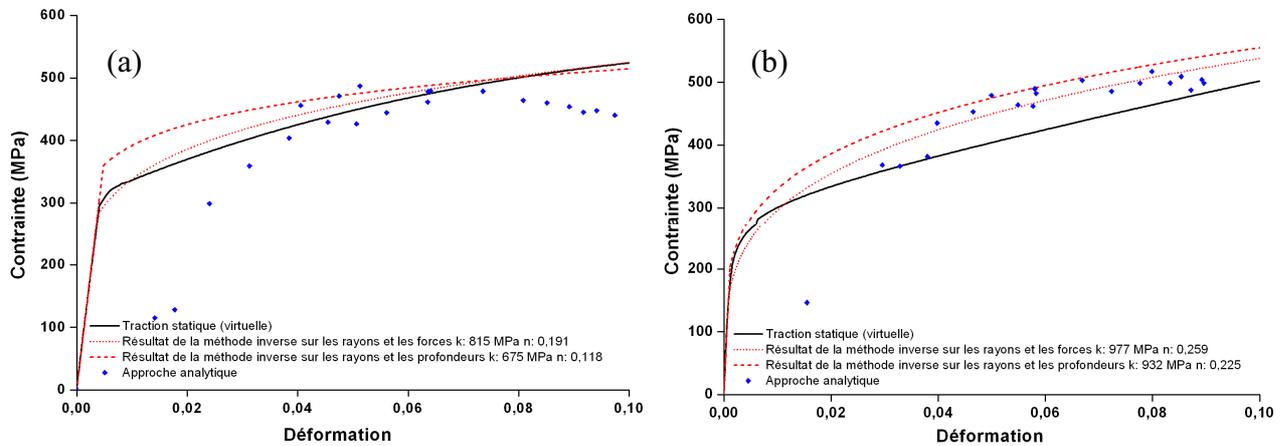


Figure III. 11 Comparaison entre les courbes contrainte-déformation obtenues par les méthodes inverses réalisées à partir de plusieurs données et l'approche analytique pour: (a) AU4G; énergie d'impact de 17 mJ, (b) AISI316L; énergie d'impact 14 mJ.

Par comparaison des courbes de contrainte-déformation obtenues par les méthodes inverses à l'aide de plusieurs séries de données différentes, il apparaît que la méthode inverse utilisant les valeurs de force et de rayon donne des meilleurs résultats, plus proches de la loi de comportement initiale, la méthode inverse fondée sur les rayons et les profondeurs proposant une approche un peu plus éloignée même si elle reste acceptable. Il faut de plus souligner ici que la méthode utilisant les profondeurs nécessite des essais de profilométrie 3D beaucoup plus longs. Cette méthode plus couteuse en temps n'apporte donc pas de gain en termes de précision au contraire. Ceci conforte le choix fait en début de projet de reconsidérer les données d'entrée de la méthode.

Concernant la méthode analytique, un bon accord peut être observé entre les points déterminés analytiquement et les courbes contrainte-déformation proposées, en particulier pour les valeurs de déformation moyennes d'environ 0,04 à 0,08.

De même que pour les résultats présentés précédemment, les résultats analytiques obtenus à faibles valeurs de contrainte-déformation semblent être moins précis que ceux obtenus pour les couples de valeurs de contrainte-déformation plus élevées.

III.5. Conclusion chapitre 3

Dans ce chapitre nous avons détaillé la méthode inverse suivie d'une validation à partir des tests numériques sur des matériaux virtuels suivant la loi de Hollomon (ou non). Parallèlement à ce travail numérique, la fiabilité de l'approche analytique utilisant des pointes sphériques a été testée à partir des essais expérimentaux sur un cuivre commercialement pur. De plus, des tests numériques ont été lancés afin de vérifier la fiabilité de l'approche analytique en impact dynamique.

Les différentes études conduites permettent également de montrer que la méthode inverse proposée et qui conduit à l'identification d'une courbe contrainte-déformation de type Hollomon, peut être également utilisée en tant que courbe contrainte-déformation approchée pour les matériaux "non-Hollomon".

D'autre part et en comparaison avec les travaux antérieurs, la méthode inversé réalisée à partir des valeurs de rayon et force montre une fiabilité supérieure à celle réalisée à partir des valeurs de rayon et profondeur. La méthode directe décrite par l'approche analytique est essentielle pour s'approcher de la loi de comportement en indentation statique et constitue un élément complémentaire dans le cas de l'identification en dynamique.

Dans la suite nous présentons des applications de la méthode inverse et de l'approche analytique sur différents matériaux réels.

Chapitre IV. Application expérimentale des méthodes d'identification

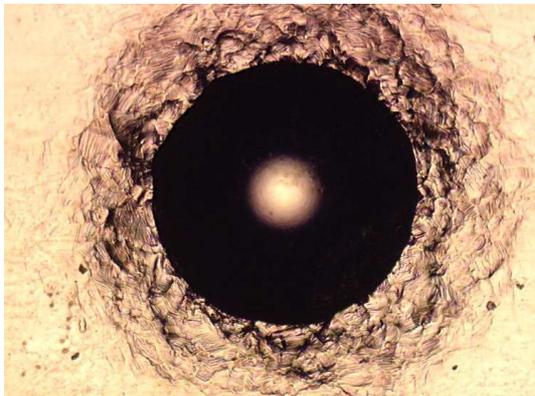


Image d'un impact sur du cuivre ultra-pur

Résumé :

Dans ce chapitre, des matériaux réels sélectionnés pour leur comportement modèle sont testés afin d'estimer la fiabilité et le niveau d'incertitude de la méthode inverse.

IV.1. Introduction

La méthode inverse a prouvé son efficacité sur les matériaux virtuels (de type Hollomon et non Hollomon). Dans ce chapitre nous nous attacherons à éprouver l'efficacité des méthodes d'identification des lois de comportement au cours des impacts répétés réalisés sur des matériaux réels. Tous les essais d'impact ont été réalisés à l'aide d'une bille de zircone de diamètre 2 mm, une bille de 100Cr6 de diamètre 6 mm et une bille de zircone de diamètre 10 mm. L'utilisation de ces différentes billes permet de couvrir une plus large plage de déformations induites. Cependant, compte tenu des bases de données développées, toutes les méthodes inverses ont été lancées sur les résultats d'impacts dynamiques (rayon et force) obtenus avec la bille de diamètre 2 mm.

De plus, des essais d'indentation sphérique ont été également réalisés pour permettre la comparaison avec les essais de traction disponibles. Les indenteurs utilisés sont les mêmes billes de diamètre 2, 6 ou 10 mm. Les valeurs de force induites sont mesurées en temps réel et les dimensions de l'empreinte résiduelle sont mesurées après indentation par microscopie optique. Plusieurs indentations sont réalisées à charge croissante et avec des billes différentes afin d'obtenir des taux de déformation variables.

Pour ce chapitre de validation expérimentale, les essais d'impact et d'indentation ont été effectués sur des matériaux réels modèles comme le fer pur et le cuivre pur. Les résultats sont ensuite comparés avec des courbes issues d'essais de compression macroscopiques.

Dans une seconde partie du chapitre nous regarderons l'influence de la microstructure et en particulier de la taille de grains sur les résultats obtenus. Nous étudierons également l'influence de la dureté du matériau. Ceci nous a amené à étudier plus précisément la convergence de la méthode inverse sur les valeurs des forces et des rayons. Les résultats sont en particulier présentés pour les matériaux qui ont eu un problème de convergence.

IV.2. Application sur les matériaux modèles

Dans l'objectif de la validation expérimentale des méthodes d'identification des lois de comportement, le choix d'un matériau-modèle idéal est primordial. Afin d'éviter tout effet d'échelle ou de dispersion, les matériaux modèles choisis sont des solides homogènes monophasés, isotropes et idéalement à grains fins. Les matériaux modèles sélectionnés sont donc un cuivre pur et un fer pur tous deux élaborés à l'Ecole des mines de Saint-Étienne. Dans la suite

nous présenterons les microstructures et caractéristiques de chacun d'eux. Pour chaque matériau, des essais de compression statique à deux vitesses de déformation ont été réalisés suivis de la méthode d'identification inverse et une application de l'approche analytique en indentation statique et en impact.

IV.2.1. Application sur le cuivre pur

Le cuivre commercialement pur a été ainsi choisi pour les premiers essais d'identification des lois de comportement. La Figure IV. 1 montre la microstructure, les grains équiaxes CFC fins garantissant un comportement homogène et isotrope. La microstructure autorise une répartition aléatoire et homogène des directions de glissement des dislocations, assure une déformation globale isotrope et permet d'obtenir une forme parfaitement circulaire pour une meilleure mesure du rayon de l'empreinte résiduelle.

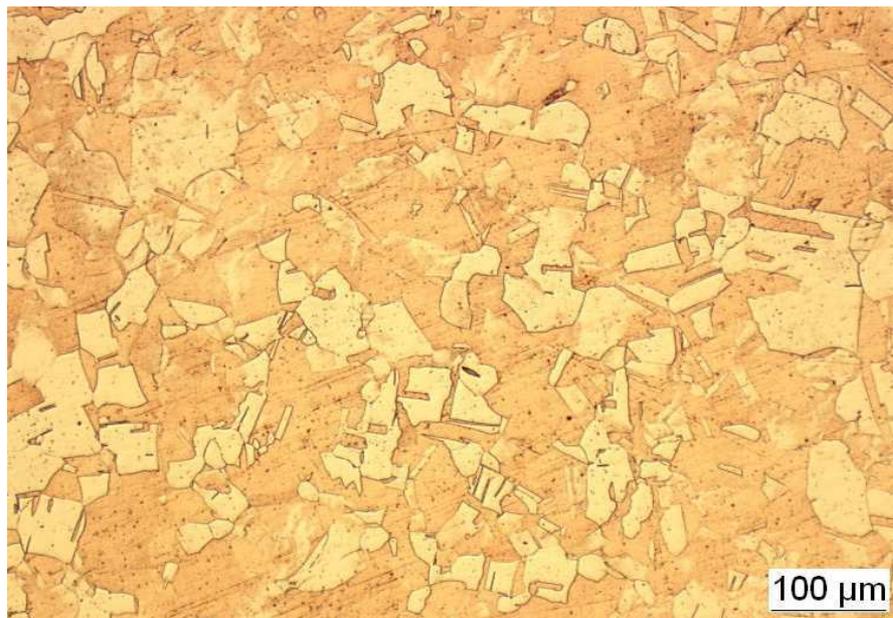


Figure IV. 1 Structure des grains du cuivre pur commercial

Ce choix de matériau a été inspiré des travaux de Beghini et al. [16] qui l'ont également utilisé pour valider leurs approches en indentation sphérique. Ils ont aussi montré que le comportement du cuivre pur peut être correctement décrit par une loi de Hollomon. Ceci permet donc de réunir les meilleures conditions possibles pour une première validation expérimentale de notre approche.

La Figure IV. 2 (a) présente l'évolution du rayon et de la force pendant dix impacts successifs avec une énergie de 11 mJ en utilisant une bille de 2 mm de diamètre. La Figure IV. 2 (b) montre

l'empreinte après un impact et on peut d'ores et déjà noter que les grains fins de cuivre conduisent à une déformation bien homogène et à la formation d'une empreinte parfaitement circulaire dont il est aisé de mesurer le rayon. On peut également noter l'absence de fissure autour de l'empreinte.

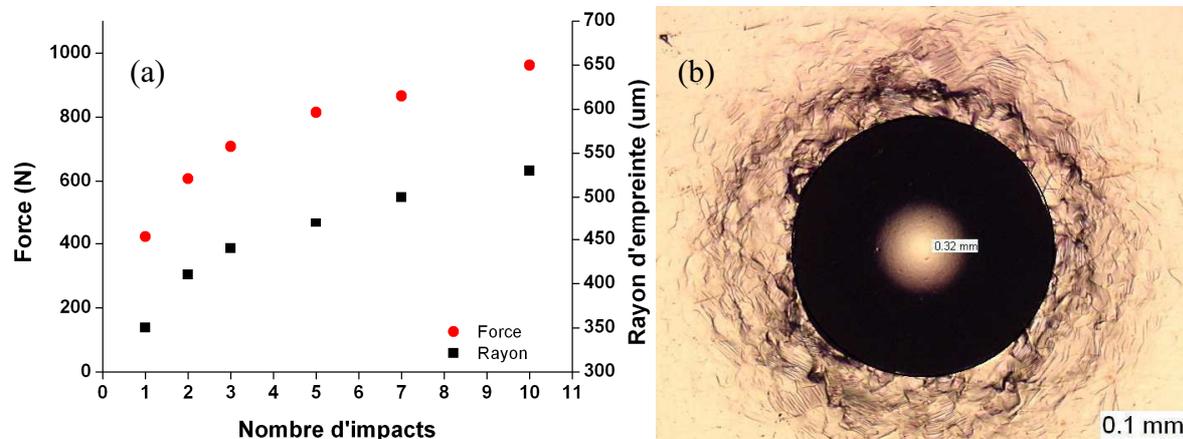


Figure IV. 2 (a) : L'évolution des rayons et forces sur le cuivre en fonction du nombre d'impacts avec une énergie d'impact de 11 mJ utilisant une bille de diamètre 2 mm. (b) : photographie d'une empreinte après impacts avec un rayon de 0,32 mm.

La Figure IV. 3 résume les différents résultats obtenus sur l'échantillon de cuivre.

Tout d'abord, deux courbes de compression sont tracées pour deux vitesses de déformations différentes à savoir $0,1 \text{ s}^{-1}$ (courbe b) et 4 s^{-1} (courbe c). Elles illustrent clairement l'influence de la vitesse de déformation montrant que l'augmentation de la vitesse de déformation conduit à un déplacement de la courbe vers des niveaux de contraintes plus élevés ce qui reflète l'effet viscoplastique.

La méthode analytique a ensuite été appliquée sur les résultats d'indentation statique. Les points correspondants (points rouges) sont tracés sur la Figure IV. 3 et la courbe notée (a) propose une approximation de la loi de comportement statique issue de cette approche. La comparaison entre les courbes (a) et (b) montre un très bon accord avec l'essai de compression statique ($0,1 \text{ s}^{-1}$). Cela confirme la pertinence de la méthode analytique pour identifier les courbes de traction statique à partir de l'indentation sphérique statique.

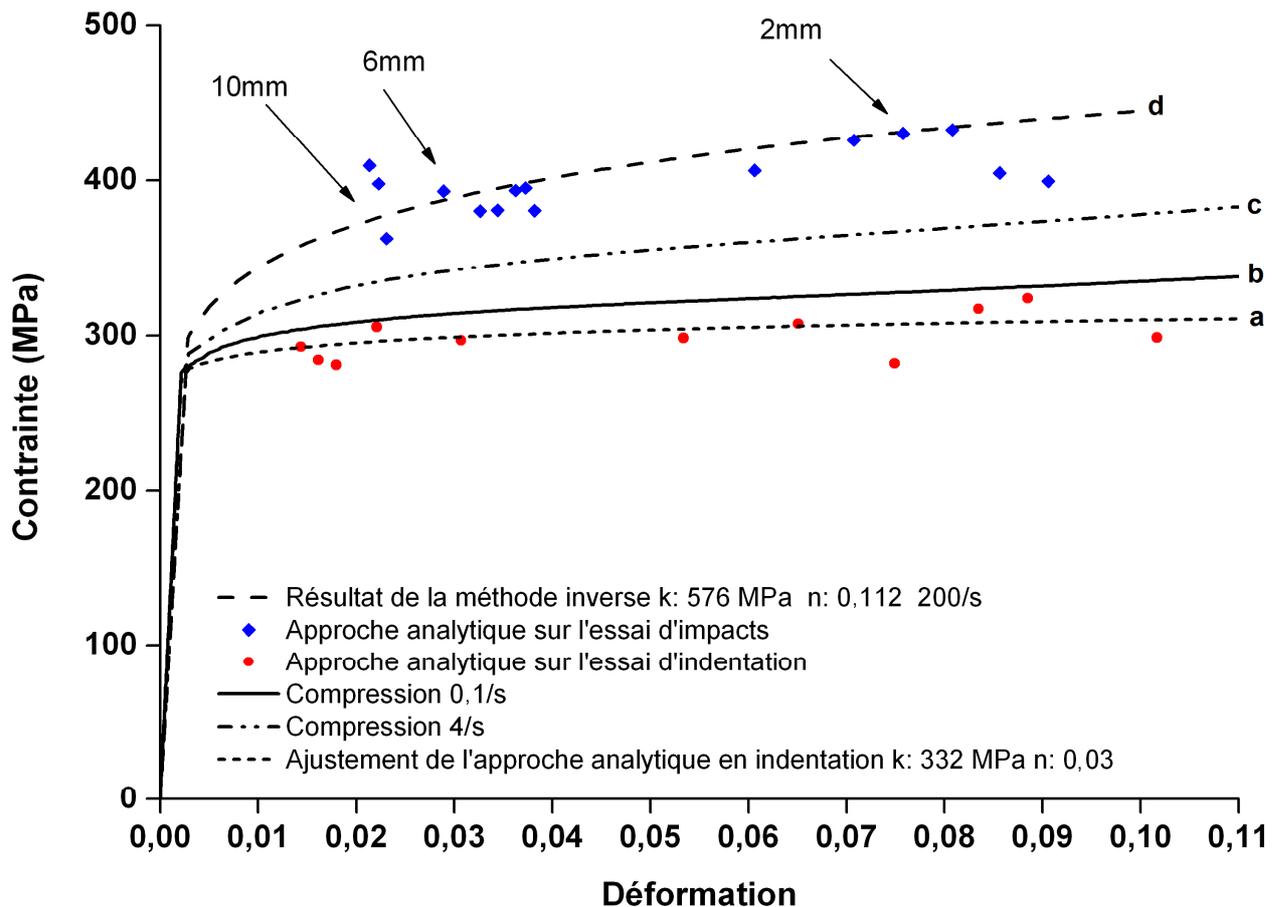


Figure IV. 3 Résultats des méthodes inverses et de l'approche analytique sur le cuivre pur commercial.

La méthode analytique a également été appliquée sur les impacts dynamiques obtenus en utilisant trois types de billes différentes menant à un second ensemble de points (points bleus) sur la Figure IV. 3. On peut d'ores et déjà souligner la position de cet ensemble de point qui se trouve décalée vers les contraintes plus élevées, soulignant là encore l'effet notable de la vitesse de sollicitation.

Ensuite, la méthode inverse a été lancée sur les impacts de billes de 2 mm de diamètre pour proposer une courbe de contrainte-déformation dynamique (courbe d). La base de données de 11 mJ a été créée à l'aide de la méthode d'interpolation entre deux bases de données complètement calculées à 9 mJ et 17,2 mJ.

On peut noter le bon accord entre les points analytiques et la loi contrainte-déformation proposée par la méthode inverse. Une vitesse de déformation de 200 /s peut être calculée à partir de l'équation (I. 33), avec V la vitesse d'impact et a le rayon de l'empreinte résiduelle après le premier impact utilisant la bille de diamètre 2 mm.

Cette série d'essais expérimentaux sur un échantillon de cuivre pur conduit à une bonne coïncidence entre les points de l'approche analytique en statique et la courbe de compression statique et valide donc la méthode analytique en statique.

De plus, la bonne coïncidence des points de l'approche analytique en dynamique avec la loi de comportement dynamique obtenue par la méthode inverse valide le résultat de la méthode inverse et l'adaptabilité de la méthode analytique en dynamique.

D'une autre part, l'écart entre les lois de comportement en statique et la loi de comportement en dynamique confirme l'influence modérée de la vitesse de déformation sur la courbe contrainte-déformation.

Ces observations sont tout à fait en accord avec la littérature qui indique que le cuivre pur est connu par la faible sensibilité à la vitesse de déformation. Considérant un modèle de comportement de type Johnson-Cook (Eq (I. 7)) un coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation $C = 0,025$ peut être trouvé dans la littérature pour le cas du cuivre OFHC [21], [39], [78].

A partir des courbes expérimentales présentées en Figure IV. 3, l'équation de Johnson-Cook permet alors d'estimer le coefficient de sensibilité de la vitesse de déformation $C = 0,038$ en utilisant les données de la courbe de compression à 4 s^{-1} (c) et la courbe de contrainte-déformation dynamique (d) en utilisant l'équation (I. 8).

IV.2.2. Application sur le fer pur

Afin de poursuivre la validation de la méthode inverse, un Fer pur de structure Cubique Centré (99,997% de fer) a été choisi pour une seconde série d'essais. Les échantillons sont disponibles sous forme de cylindres de 11 mm de diamètre et 5 mm d'épaisseur obtenus par fusion en creuset froid [79]. La Figure IV. 4 montre la microstructure du matériau. La composition de ces échantillons est ici parfaitement maîtrisée (élaboration au laboratoire ENSMSE), la taille importante des grains éloigne ce matériaux des conditions idéales recherchées avec un effet d'anisotropie sans doute marqué à craindre. En effet la taille moyenne de grain est $280 \mu\text{m}$, valeur à comparer à la dimension des empreintes avec un rayon de l'ordre de $500 \mu\text{m}$. L'hétérogénéité de la microstructure à l'échelle du volume sollicité est donc clairement un point à prendre en compte et un risque de non convergence des différentes méthodes d'analyse proposées. Afin de réduire

l'influence possible de la microstructure, les essais ont été réalisés avec une énergie d'impact élevée, permettant de maximiser le volume et donc le nombre de grains sollicités. Les essais d'impact ont donc été réalisés avec une énergie de 17 mJ.

La Figure IV. 5 (a) montre l'évolution du rayon d'impact et de la force induite en fonction du nombre d'impacts. Ces valeurs ont été ensuite utilisées comme données d'entrée pour la méthode inverse. La Figure IV. 5 (b) montre l'image de l'empreinte résiduelle après un impact et on peut clairement observer que la forme d'empreinte n'est pas parfaitement circulaire. Cet effet est directement à relier à l'anisotropie de la microstructure à l'échelle d'observation. L'hypothèse d'homogénéité et d'isotropie à la base de tous les calculs et simulations peut donc clairement être mise en doute et les résultats qui en découlent remis en question.

Cependant, considérant que les matériaux industriels sur lesquels la méthode devra principalement être utilisée seront eux aussi sans doute hétérogènes et/ou anisotropes, l'approche a été poursuivie afin d'estimer son potentiel dans ces cas les plus délicats. La première difficulté dans son application est tout d'abord l'estimation d'un rayon d'empreinte. Pour cela différentes mesures de largeur d'empreinte ont été réalisées. Une valeur moyenne sur une même empreinte a alors été calculée et considérée dans les différentes approches. De plus la Figure IV. 5 (b) laisse découvrir des fissures et décalages de grains importants. Là encore, ces phénomènes ne sont pas du tout pris en compte dans les différents modèles et peuvent être une source d'erreur dans nos approches.

Enfin vue l'énergie d'impact choisie de 17 mJ, les rayons peuvent dépasser le seuil de $a/R = 0,5$. C'est pourquoi, dans ce cas, une base de données avec un contact sans glissement relatif a été utilisée.



Figure IV. 4 Microstructure du fer pur

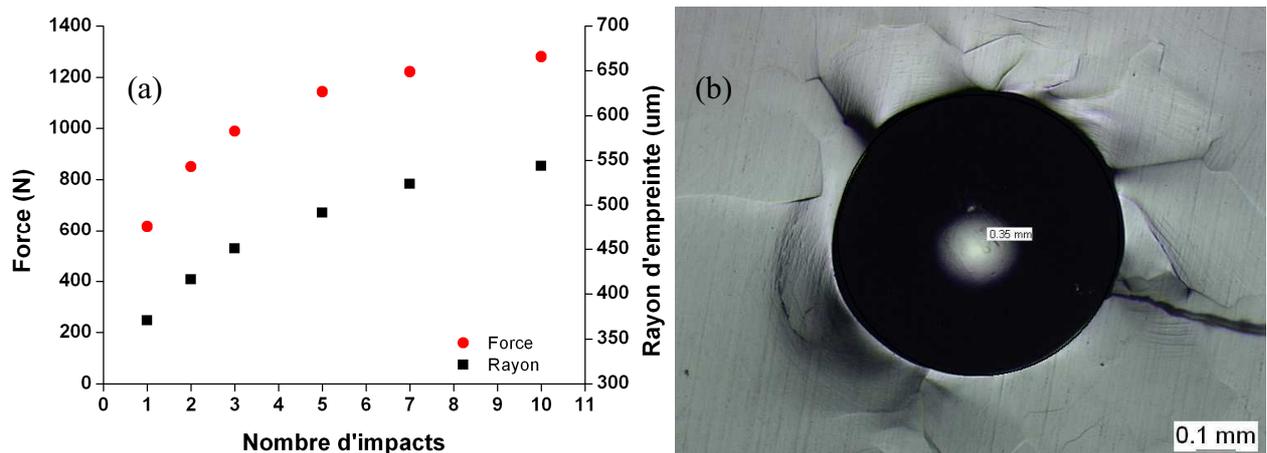


Figure IV. 5 (a) : L'évolution des rayons et forces sur le fer pur en fonction du nombre d'impact avec une énergie d'impact de 17 mJ utilisant une bille de diamètre 2 mm. (b) : Photographie du fer pur après un impact dynamique.

Comme lors de l'étude du cuivre pur présentée ci-dessus, la Figure IV. 6 résume les résultats des essais de compression à deux vitesses de déformation différentes, le résultat de la méthode inverse et le résultat de l'approche analytique.

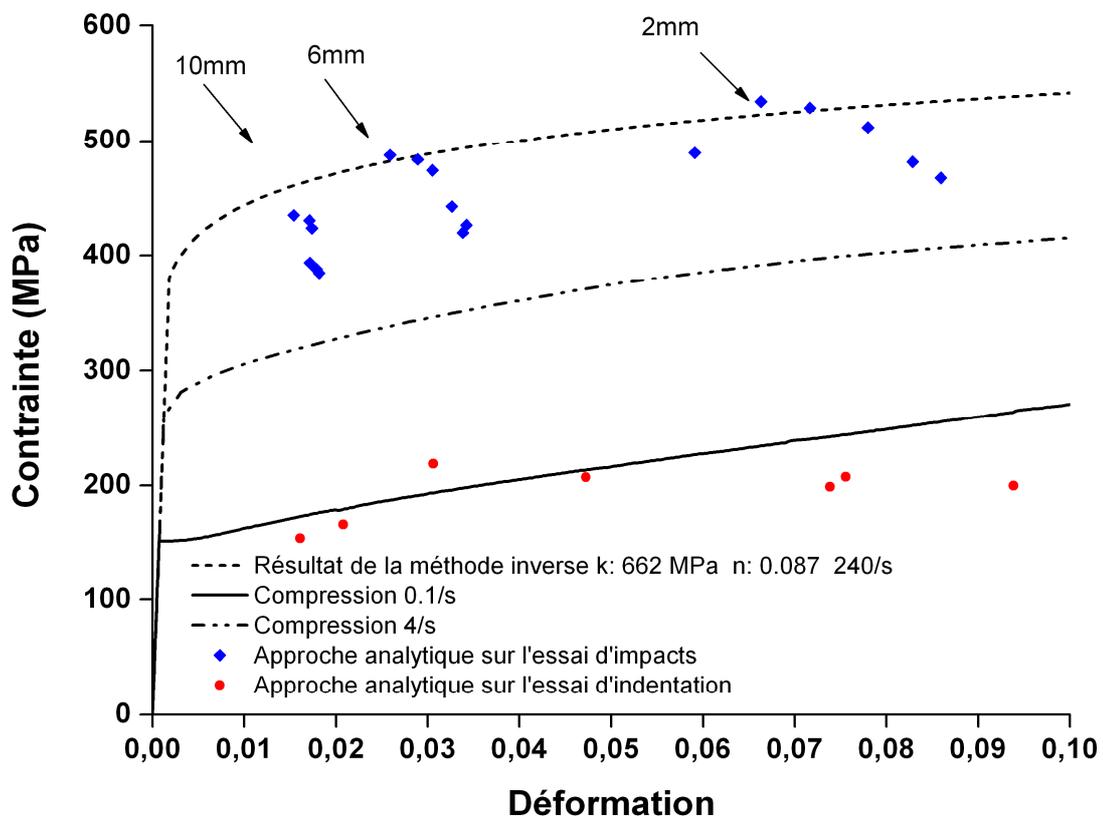


Figure IV. 6 Comparaison entre les courbes contrainte-déformation obtenues par essais de compression à deux vitesses de déformation sur fer pur, résultat de la méthode inverse et les résultats de l'approche analytique utilisant les billes de diamètres 2, 6 et 10 mm.

On peut d'abord noter que l'approche analytique en indentation statique est en bon accord avec la courbe de compression à 0,1/s. Par conséquent, nous pouvons conclure que, à l'échelle des essais d'impacts, la microstructure est suffisamment homogène pour ne pas perturber de façon significative les résultats de la méthode.

L'approche analytique a également été appliquée sur les impacts dynamiques utilisant les trois tailles de billes différentes. La méthode inverse, utilisant les impacts de billes de 2 mm, permet de proposer une courbe de contrainte-déformation en dynamique. La Figure IV. 6 révèle que la loi de comportement proposée par la méthode inverse est en accord raisonnable avec les points analytiques. Une vitesse de déformation de 240 /s a été calculée à partir de l'équation (I. 33).

L'écart entre les deux méthodes est cependant plus marqué que dans le cas du cuivre pur présenté ci-dessus. Plusieurs explications peuvent être suggérées pour ce phénomène.

La différence de structure cubique centré CC dans le cas du fer pur et cubique face centrée CFC pour le cuivre pur peut être une première raison avec une déformation peut être moins homogène dans le cas du réseau CC.

Ensuite la dimension très importante des grains peut être une source d'erreur. Comme souligné en introduction de ce paragraphe, la dimension des grains est du même ordre de grandeur que celle des empreintes. L'homogénéité de la déformation n'est donc pas assurée et on peut penser que les résultats obtenus seront donc très dépendants de l'orientation des quelques grains impactés.

La difficulté de mesurer précisément les dimensions de la trace d'impact est également une explication possible. De plus, la méthode analytique conduit à la détermination sur la courbe contrainte-déformation d'un point expérimental par impact réalisé. L'effet de l'hétérogénéité de la microstructure conduit à une dispersion plus prononcée des points alors que la méthode inverse propose une courbe lissée moyennant de fait les variations observées.

Comme pour le cas du cuivre pur, la Figure IV. 6 montre un écart de près de 60% entre les deux courbes de compression obtenues à différentes vitesses de déformation, ce qui montre la grande sensibilité du fer à la vitesse de déformation [80]. Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation peut être calculé comme précédemment en utilisant l'équation (I. 8). Une valeur du coefficient de sensibilité a de cette façon été estimée à $C = 0,11$ à partir des courbes expérimentales. Cette valeur diffère significativement des données de référence. Ainsi, considérant l'équation de Johnson-Cook (Eq (I. 7)), une valeur de $C = 0,06$ peut être trouvée dans la

littérature pour le fer pur Armco [21]. Différentes explications peuvent être avancées pour expliquer un tel écart. Tout d'abord il est à noter que l'étude a été ici réalisée sur un fer très pur alors que le fer Armco contient des impuretés qui ont un effet très significatif sur le comportement du matériau. Une différence de taille des grains peut également avoir une influence. Dans le cas de l'étude citée en référence [21], la taille des grains du fer Armco est entre 90 et 150 μm , presque deux fois plus fins que les grains du fer pur utilisé dans cette étude. Enfin la méthode proposée ici reflète le comportement de la surface du matériau alors que les essais utilisés dans la littérature sont des essais qui sollicitent essentiellement le volume des échantillons. Ces variations dans la microstructure et leurs inévitables effets sur les propriétés mécaniques du matériau peuvent expliquer cette différence de sensibilité sans pouvoir trancher en faveur de l'une ou l'autre des hypothèses.

IV.2.3. Etude de l'influence de la taille de grains

Afin de mieux cerner l'influence de la taille de grains sur la convergence et la précision de la méthode inverse indépendamment de la structure cristalline ou de la composition, des essais ont été conduits sur un alliage de Cuivre-Béryllium (CuBe2) pour lequel un traitement de recristallisation a permis de faire croître la taille des grains sans modifier la microstructure finale de l'échantillon. Les deux échantillons ont ensuite subi des essais d'impacts et la méthode inverse a été tentée afin de proposer une loi de comportement pour chacun d'eux.

Préparation des échantillons.

L'alliage CuBe2 est un alliage cuivreux à durcissement structural très utilisé dans l'aéronautique pour ces très bonnes propriétés mécaniques et son bon comportement au frottement. La Figure IV. 7 présente le diagramme d'équilibre de l'alliage et précise le domaine de température permettant la mise en solution du Béryllium. Un maintien prolongé dans ce domaine de température permet également de faire évoluer la taille de grains et d'obtenir une microstructure plus grossière. Suite au traitement de mise en solution, une trempe à l'eau est alors effectuée et permet de figer la solution solide sursaturée. Cet état trempé présente une dureté minimale, la solution solide ne permettant pas de durcir efficacement l'alliage.

Deux échantillons ont été préparés selon cette procédure. Le premier (E1) a subi une mise en solution de 20 minutes à 800°C alors que le second (E6) a été maintenu 1h à 850°C.

La Figure IV. 8 présente les deux microstructures obtenues avec des grains de quelques micromètres de diamètre pour l'échantillon E1 (Figure IV. 8 a) et de plus de 250 micromètres pour E6 (Figure IV. 8 b). Les duretés des deux échantillons sont très proches avec $HV_{0,3} = 103 \pm 10$ Vickers pour E1 et $HV_{0,3} = 90 \pm 10$ Vickers pour E6. Ce faible écart est cohérent avec la loi de Hall et Petch [81] ($\sigma = \sigma_0 + K d^{1/2}$) qui indique un durcissement limité pour les alliages de cuivre en fonction de la taille des grains d avec un coefficient $K = 0,11 \text{ MPa.m}^{-1/2}$ [81]

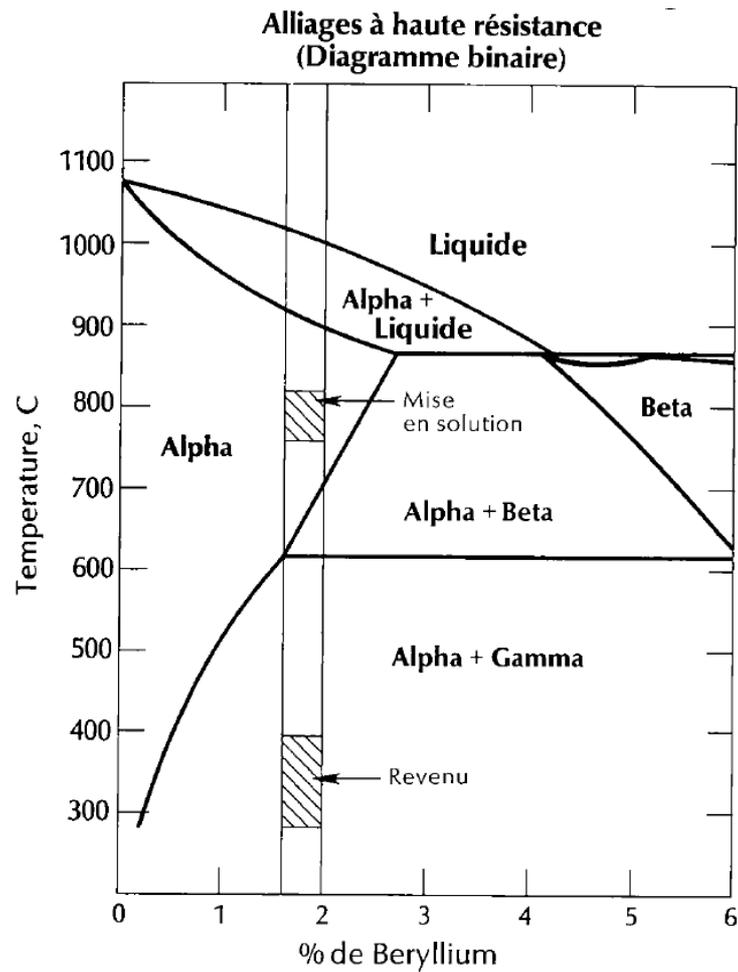
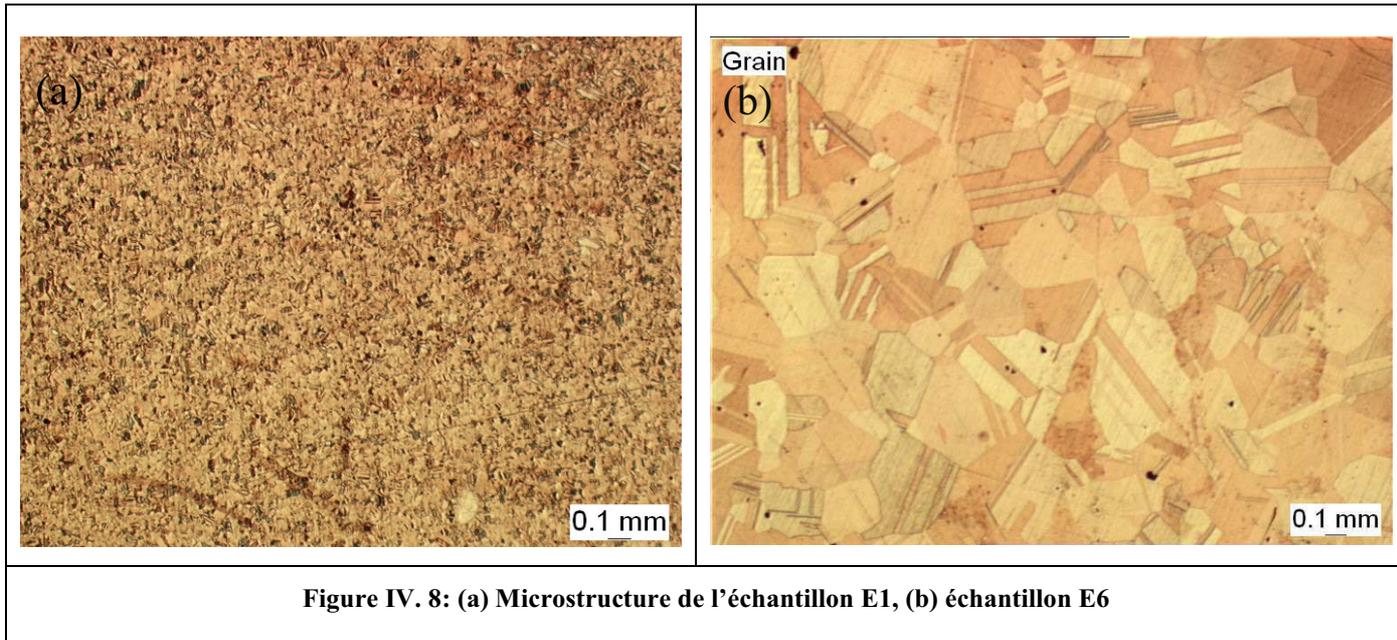
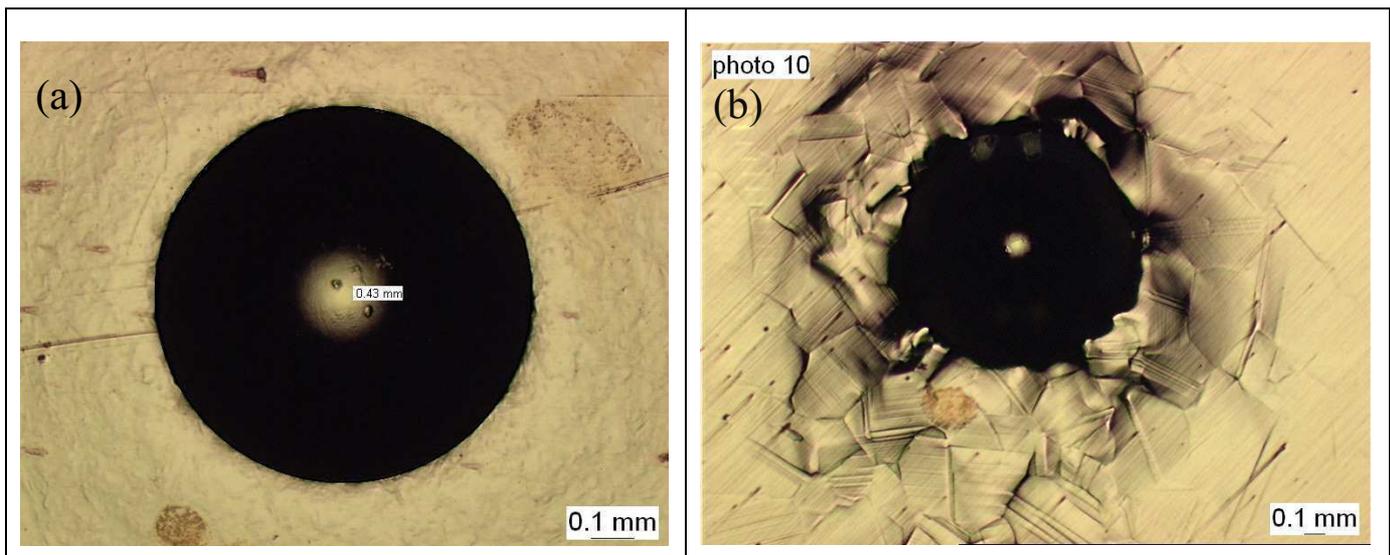


Figure IV. 7 Diagramme d'équilibre Cu-Be [82]



Après une préparation identique (polissage jusqu'à une finition poli miroir), les deux échantillons ont été testés en impacts dynamiques. La Figure IV. 9 illustre les empreintes observées sur ces deux échantillons. Si les dimensions des empreintes seront faciles à mesurer de façon fiable dans le cas de l'échantillon à petits grains E1, il n'en est pas de même pour l'échantillon E6. Pour celui-ci, comme dans le cas du fer pur présenté ci-dessus, plusieurs mesures de diamètres ont été réalisées afin d'obtenir une valeur moyenne utilisée ensuite pour la détermination de la loi de comportement.



La loi de comportement a été identifiée par la méthode inverse et l'approche analytique (Figure IV. 10). Il apparaît alors clairement que les points obtenus par l'approche analytique sur les deux séries de points sont très proches les uns des autres. Malgré la difficulté de mesure de la taille d'empreinte et la dispersion inévitable des résultats, les deux séries semblent indiquer une loi de comportement similaire. En revanche la méthode inverse donne des résultats très différents. Si la loi proposée par la méthode inverse sur la microstructure la plus fine est cohérente avec les points de la méthode analytique, celle associée aux grains les plus gros est assez éloignée des autres résultats.

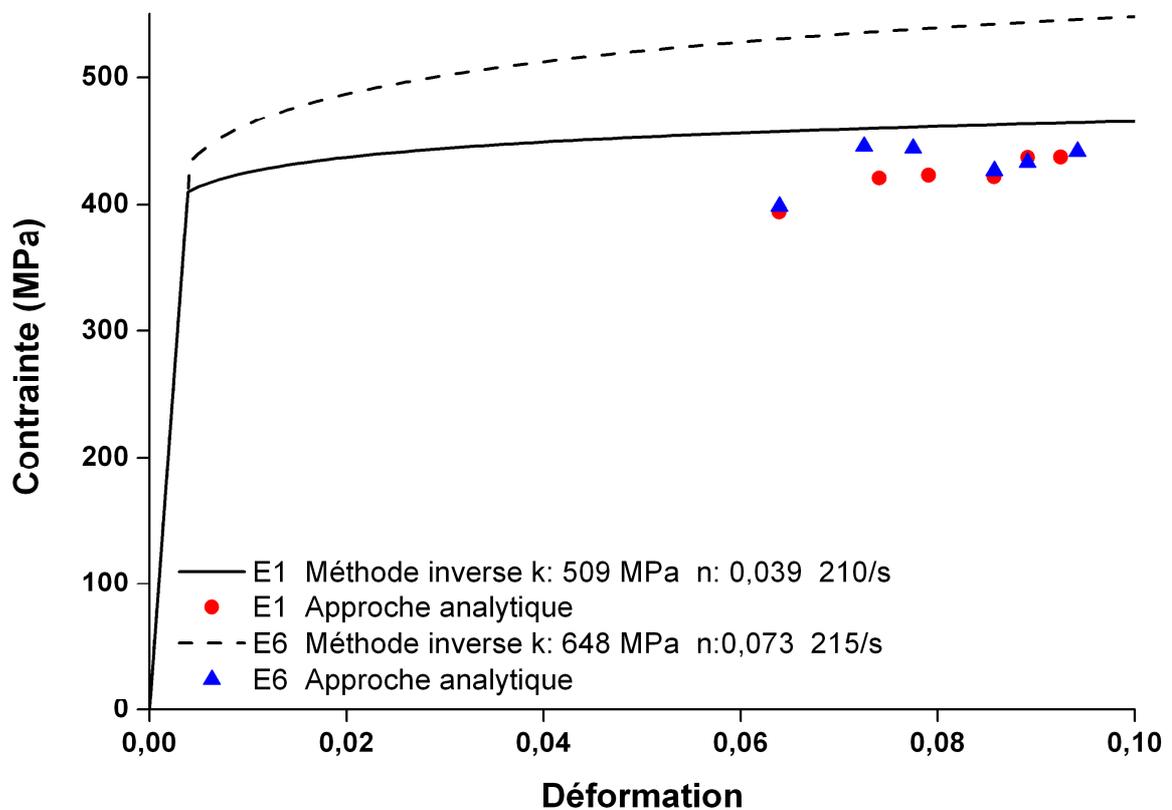


Figure IV. 10 Résultats de la méthode inverse et l'approche analytique

La Figure IV. 11 présente les résultats de la méthode inverse en termes de prédiction de rayon d'empreinte et de force normale induite durant l'impact pour le cas de l'échantillon E6. On peut constater que la méthode peine à converger sur les valeurs des rayons mais elle a bien décrit les valeurs des forces. Alors on peut déduire que l'estimation obtenue de la loi de comportement par la méthode inverse dans le cas de E6 n'est pas précise.

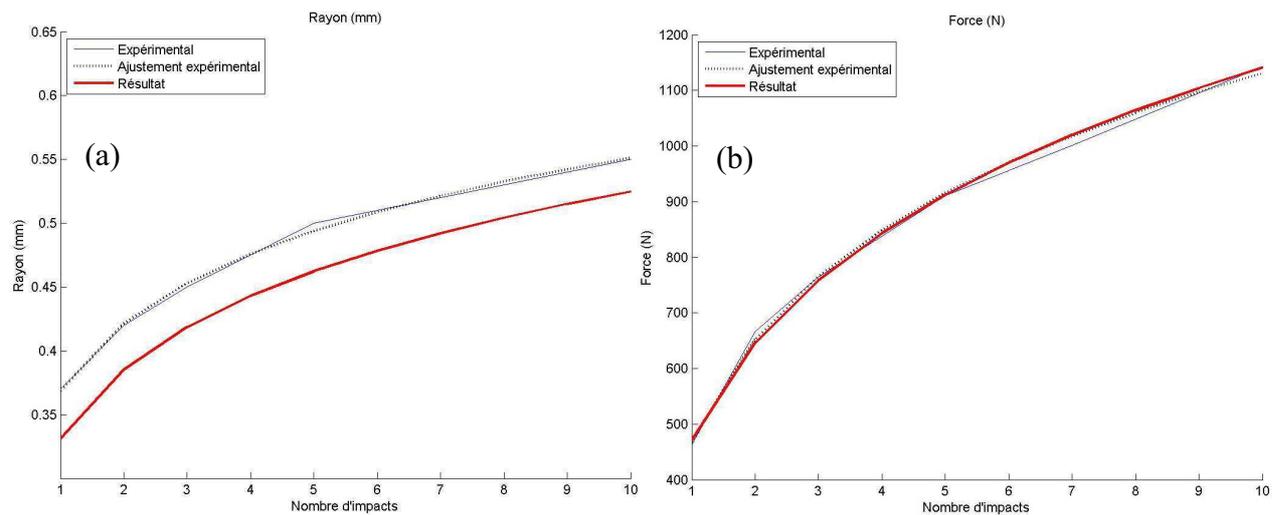


Figure IV. 11 Méthode inverse : convergence des valeurs de rayon (a) et de force (b).

D'après les résultats sur E1 et E6 on peut déduire, que plus cette taille sera élevée, moins la méthode inverse sera précise et pourra converger de façon satisfaisante. En revanche, la méthode inverse a pu converger sur les valeurs des rayons et des forces dans le cas de fer pur malgré la taille des grains élevée. Parmi les explications possibles à cette différence de réponse à la méthode inverse, on peut citer la différence de réseau cristallin i.e. CC pour le fer pur et CFC pour le CuBe2 et la présence d'atomes de Béryllium en solution solide forcée dans le cuivre tandis que le fer étudié était pur. La taille des grains sera donc une limitation de la méthode inverse pour certains types de matériaux, ce dernier point devra faire l'objet d'une étude plus approfondie.

IV.2.4. Etude de l'influence de la dureté du matériau

Avant de clore ce chapitre sur les matériaux modèles, nous avons souhaité examiner l'influence de la dureté du matériau sur la convergence de la méthode inverse dans le but là encore d'en définir les limites d'utilisation. En effet, la méthode inverse développée au cours de ce travail est essentiellement fondée sur l'évolution de la taille de l'empreinte et de la force induite au cours des dix premiers impacts répétés. Lorsque la dureté du matériau testé est très élevée, les variations induites par les impacts réalisés dans nos conditions d'essais risquent d'être trop faibles pour être exploitables par la méthode inverse qui là encore aura des difficultés à converger vers une solution satisfaisante.

Des échantillons de même composition et taille de grains mais présentant des duretés différentes ont pu être réalisés. Des échantillons de CuBe2 ont donc été traités thermiquement après trempe

(cf IV.2.3) afin de faire évoluer leur dureté par phénomène de durcissement structural. La Figure IV. 12 présente l'évolution attendue des propriétés mécaniques de l'alliage en fonction des températures et temps de traitement d'après [82].

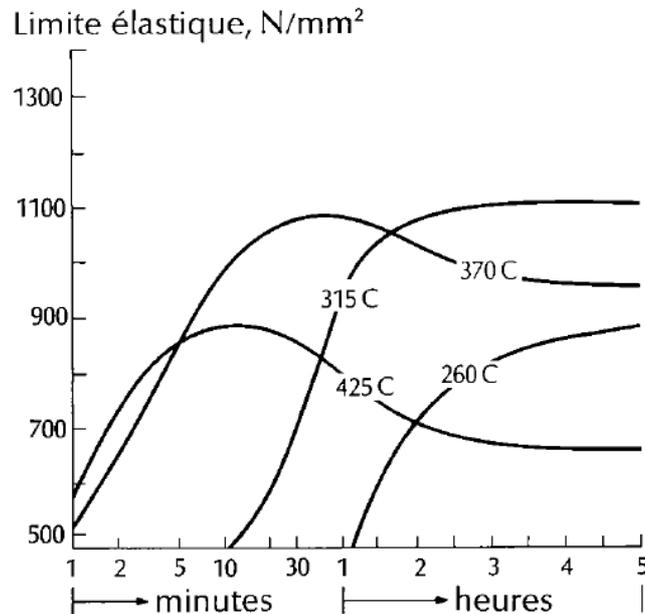


Figure IV. 12 Evolution de la limite d'élasticité du CuBe2 en fonction de la température et durée de traitement [82].

Différents traitements à 280°C et 315°C ont donc été réalisés afin d'obtenir des duretés comprises entre 90 HV (dureté minimale après trempe) et 340 HV (dureté maximale attendue d'après [82]). Le Tableau IV. 1 présente les différents échantillons réalisés. Les duretés obtenues sont comprises entre 90 HV et 280 HV. Les tailles de grains, modifiées selon les traitements de mise en solution, sont d'environ $\sim 10 \mu\text{m}$ pour les grains les plus fins (GF), $\sim 180 \mu\text{m}$ pour les grains moyens (GM) et supérieures à $250 \mu\text{m}$ pour les gros grains (GG). Les différents échantillons ont ensuite été testés en impacts afin de tenter d'identifier la loi de comportement dynamique par méthode inverse et approche analytique.

Echantillon	Taille de grains	Dureté
E1	GF	103
E2	GF	118
E3	GF	150
E4	GM	130
E5	GM	270
E6	GG	90
E7	GG	280

Tableau IV. 1 Dureté des échantillons obtenus après traitement.

La Figure IV. 13 présente les résultats obtenus sur la série d'échantillons à grains très fins E1, E2 et E3. Les points obtenus par la méthode analytique se positionnent logiquement selon l'échelle des contraintes avec trois séries de points distinctes à des niveaux de contraintes de plus en plus élevés lorsque la dureté des échantillons augmente. Les lois de comportement obtenues par la méthode inverse sont en bon accord pour les échantillons E1 et E2 mais la courbe proposée pour E3 apparaît plus éloignée des points analytiques tout en restant dans la barre d'erreur à 15% de la méthode inverse. Il est à noter le choix des bases de données était dépendent de la vitesse d'impact et de la disponibilité de la base de données. La base de données utilisée dans le cas de E3 a un module de Young de 145 GPa alors que dans le cas de E1 et E2 le module de Young des bases de données utilisées était de 105 GPa sachant que le module de l'alliage est de 135 GPa. Ce choix aurait normalement dû amener une meilleure prédiction dans le cas de E3, ce qui n'est pas le cas. De plus la comparaison des valeurs de rayons et forces expérimentales et prédites par la méthode inverse indique une bonne convergence numérique de la méthode dans les trois cas. Cette première série d'essais montre que les méthodes proposées sont sensibles à de faibles variations de dureté.

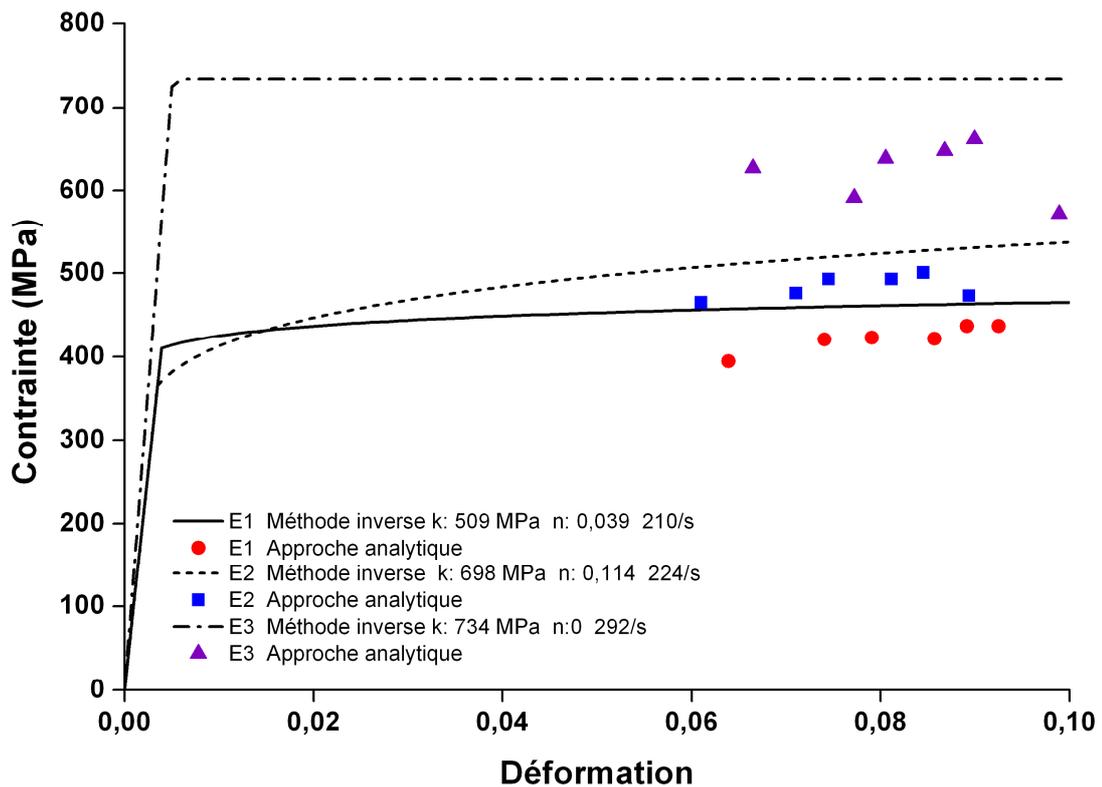


Figure IV. 13 Résultats de la méthode inverse et de l'approche analytique sur les échantillons E1, E2 et E3.

Afin de tenter de mieux comprendre le rôle de la dureté et de la taille de grain, une seconde série d'échantillons a donc été réalisée possédant des grains de taille intermédiaire E4 et E5.

La Figure IV. 14 présente les résultats obtenus sur ces deux échantillons en utilisant la méthode inverse et l'approche analytique. Là encore, l'approche analytique permet de proposer deux séries de points qui se positionnent logiquement en termes de contraintes atteintes. La méthode inverse converge pour l'échantillon E4 et permet de proposer une loi, certes approchée mais qui semble suivre l'allure de la courbe suggérée par les points analytiques. En revanche aucune convergence n'a pu être obtenue pour l'échantillon E5. Il semble donc ici que l'on confirme l'existence d'une limitation de la méthode inverse en termes de dureté.

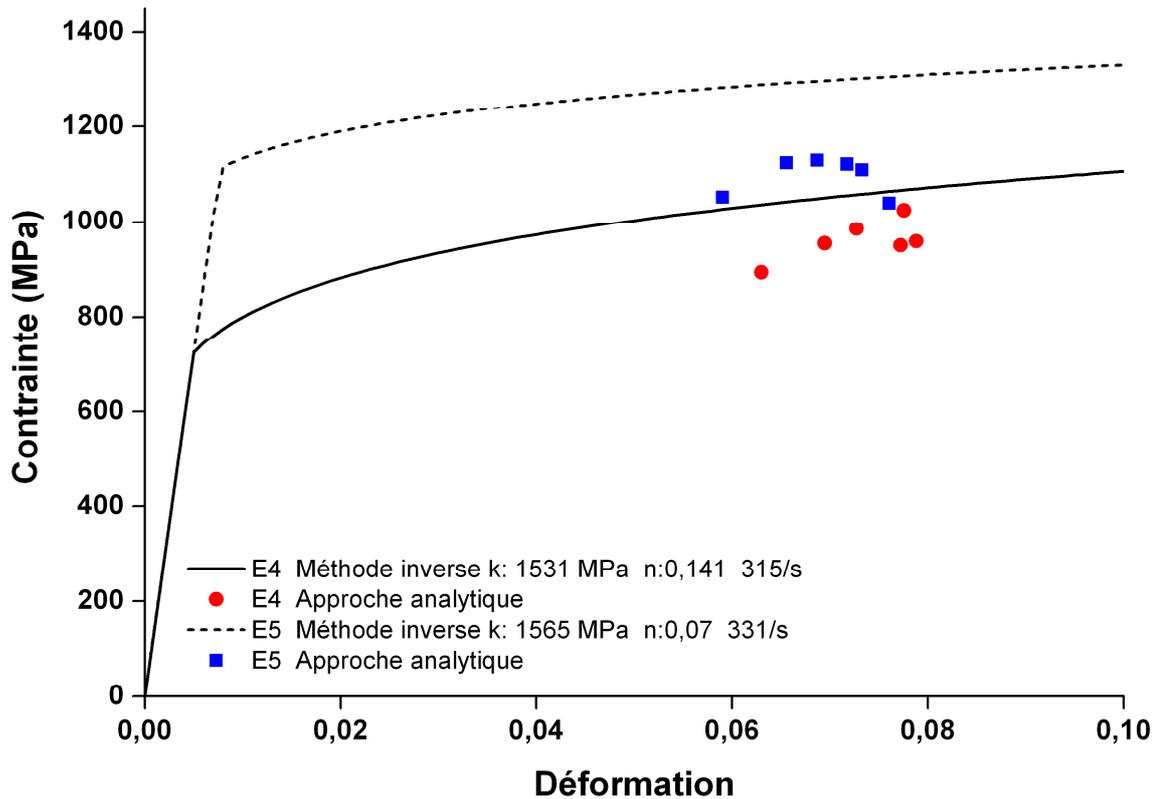


Figure IV. 14 Résultats de la méthode inverse et de l'approche analytique sur les échantillons E4 et E5.

IV.3. Conclusion du chapitre IV

D'après les résultats présentés sur le cuivre commercialement pur et le fer pur, il apparaît clairement que la méthode inverse appliquée sur les valeurs de rayon d'empreintes résiduelles et de force induite lors d'impacts est capable de proposer une courbe de contrainte-déformation en condition de sollicitations dynamiques. En particulier, la courbe contrainte-déformation proposée est en bon accord avec les résultats de l'approche analytique.

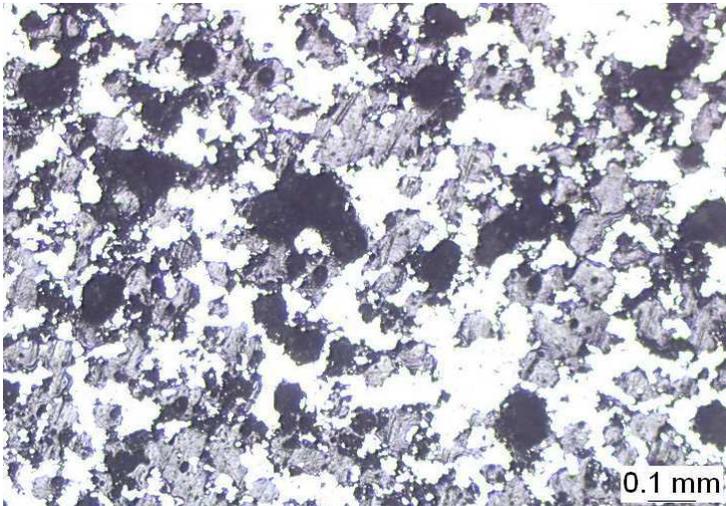
L'approche analytique utilisée sur les indentations statiques permet quant à elle de retrouver les lois de comportement connues extraites d'essais de compression. Même en présence de fissures ou de gros grains comme dans le cas du fer pur, la méthode inverse se révèle suffisamment robuste pour converger et proposer des lois de comportement pertinentes.

Quand une courbe de traction ou de compression statique est disponible, la méthode de l'impact dynamique permet également de donner une estimation du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation à partir de l'équation de Johnson-Cook.

L'étude sur l'alliage CuBe2 a également mis en évidence l'influence de la taille de grains sur la précision de la méthode. Une taille de grains trop importante, correspondant pour le cuivre à environ 250 μm conduit non seulement à une difficulté de mesure précise des dimensions de l'empreinte mais se traduit également par une mauvaise convergence de la méthode inverse, très probablement liée à la forte hétérogénéité du matériau à l'échelle de l'empreinte. Cette étude a également considéré l'effet de la dureté. Ces deux aspects étant difficiles à découpler, la part d'influence de chacun est délicate à déterminer. La limitation de la méthode est sans doute plutôt à exprimer en termes d'évolution minimale de l'empreinte entre le premier et le dixième impact afin que la phase d'identification inverse puisse être réalisée dans les meilleures conditions possibles. D'après les essais sur les différents matériaux il semble que la différence de valeurs de rayon entre le premier et le dernier impact doive être supérieure à 0,12 mm afin de garantir une bonne convergence de la méthode inverse.

La méthode inverse et l'approche analytique ayant été testées et validées sur des matériaux modèles et certaines de leur limites ayant été posées, le chapitre suivant présente des applications de ces deux méthodes sur des matériaux industriels afin d'en tester la pertinence et d'évaluer leur capacité à répondre à la demande des utilisateurs en termes de loi de comportement approchée pouvant apporter des réponses plus rapides que les essais de traction ou compression.

Chapitre V. Application des méthodes d'identification à des matériaux industriels



Microstructure d'un revêtement abrasable.

Résumé :

Ce chapitre présente une identification des lois de comportement sous conditions statique et dynamique sur des matériaux industriels comme les alliages d'aluminium, soudure et abrasables.

V.1.Introduction

Dans cette dernière partie de notre étude, nous avons choisi d'appliquer la méthode inverse et l'approche analytique sur différents matériaux industriels. Nous présenterons tout d'abord un cas d'application sur deux alliages d'aluminium, travail mené en partenariat avec le Dr. R. AMBRIZ de l'institut National Polytechnique de Mexico (IPN CIITEC).

Ensuite les outils développés ont été testés sur des aciers présentant des zones rechargées par procédé de soudure afin de vérifier s'il était possible de détecter des variations fines de loi de comportement, cette seconde application ayant été menée en collaboration avec la société SAFE Métal (Feurs). Dans tous ces cas, les résultats obtenus ont été comparés avec des courbes de traction statique.

Afin pour clore ce travail et afin de mieux détecter les limites des méthodes d'identification, une dernière application a été menée sur un revêtement abrasable suffisamment épais (épaisseur 5 mm) pour pouvoir être considéré comme massif en termes de simulation FEM. Ce revêtement très particulier est composé d'un mélange de plusieurs matériaux et présente un taux de porosité élevé. La méthode d'identification directe analytique a été appliquée en indentation statique ainsi que la méthode inverse en conditions d'essais dynamiques. La loi de comportement statique obtenue a ensuite été utilisée pour modéliser le comportement du matériau abrasable lors d'un essai de dureté HR15Y spécifique à ce type de revêtement.

V.2.Application sur des matériaux industriels massifs

V.2.1. Application sur l'aluminium 6061-T651

Afin de procéder de façon progressive dans les éventuelles difficultés d'applications de la méthode proposée, nous avons choisi de travailler dans un premier temps sur un alliage d'aluminium 6061-T651 laminé. La Figure V. 1 présente les directions du laminage.

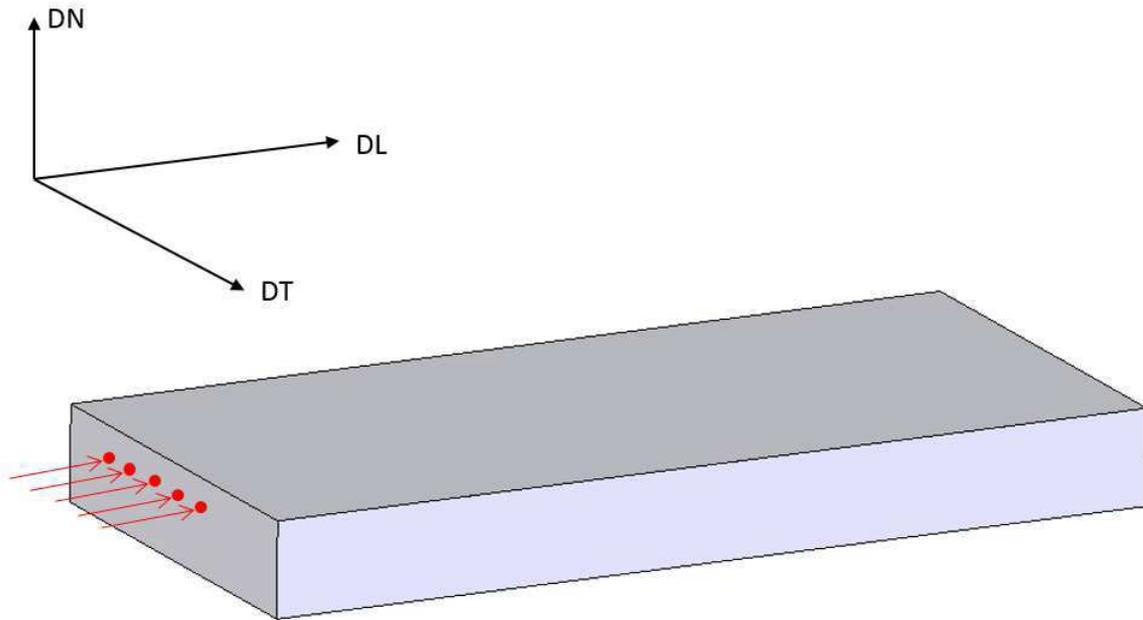


Figure V. 1 Directions du laminage avec DN : Direction normale au plan DT-DL, DT : Direction transversale et DL : Direction longitudinale. En rouge le sens des impacts.

Le Tableau V. 1 présente les principales caractéristiques du matériau considéré.

Matériau	6061 (Al-Mg-Si)
Traitement thermique	T-651
Dureté HV _{0,3}	104 Vickers
Module de Young E	72 GPa
Limite d'élasticité $\sigma_{e0,2}$	280 MPa

Tableau V. 1 Caractéristiques de l'Aluminium 6061-T651.

La Figure V. 2 montre la microstructure du matériau. La taille moyenne du grain est 90 μm [83], dimension qui, d'après l'étude menée dans le chapitre précédent, devrait permettre une convergence correcte de la méthode inverse. Cependant, si la taille de grain est acceptable, cet alliage de corroyage possède une texture morphologique très fortement marquée par le procédé de mise en forme et un faible coefficient d'écroutissage. Malgré cela, ce type de matériau a déjà été utilisé lors d'études en indentation sphérique par Beghini et al [16] et son comportement s'est révélé compatible avec la loi de Hollomon.

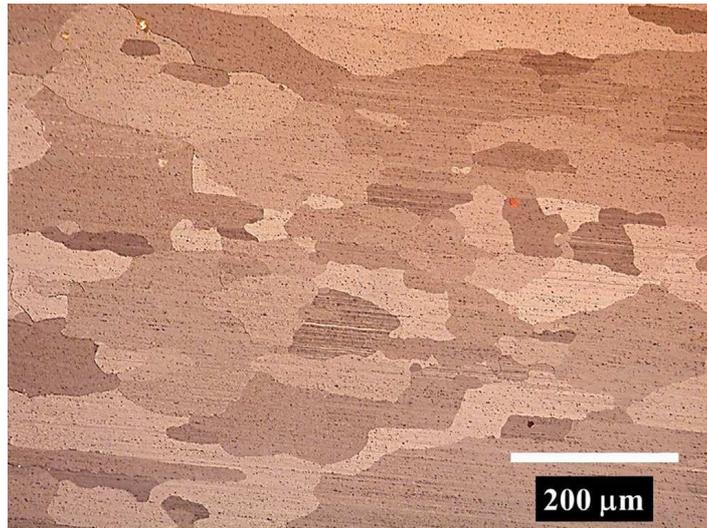


Figure V. 2 Microstructure de l'alu 6061-T651 [83], probablement dans le plan DT-DL.

Des essais d'impacts dynamiques ont donc été réalisés sur l'aluminium 6061-T651 avec une énergie de 10 mJ puis des essais d'indentation ont été réalisés. Il est à noter que les essais d'impacts ont été réalisés sur la face transversale (dans l'axe de laminage, dans le plan DT-DN) alors que les tests d'indentation ont été réalisés dans le sens longitudinal (plan DL-DT). Les deux méthodes, analytique et inverse ont été utilisées pour identifier les courbes contrainte-déformation de ce matériau à différentes vitesses de déformation. Les résultats ont été comparés avec des tests de traction quasi-statique (dans le sens longitudinal DL) effectués à CIITEC-IPN au Mexique [83]. La Figure V. 3 présente les résultats de l'approche analytique en indentation statique et en impact, le résultat de la méthode inverse et l'essai de traction.

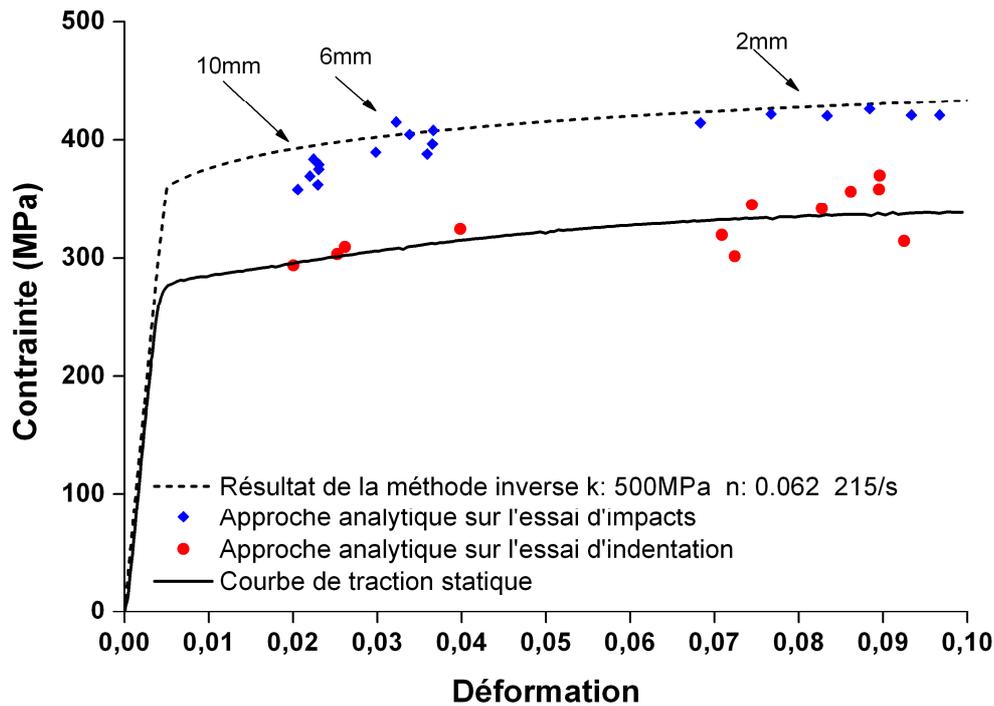


Figure V. 3 Comparaison entre l'essai de traction, la méthode inverse et approche analytique (en utilisant des billes de diamètres 2, 6 et 10 mm).

Comme dans le cas des matériaux modèles précédents, une bonne correction peut être observée entre les points de l'approche analytique en statique et la courbe de traction statique ce qui prouve encore une fois la pertinence de la méthode analytique même sur des matériaux aussi hétérogènes et anisotropes que l'aluminium 6061-T651.

Malgré l'anisotropie de la microstructure, la méthode inverse a pu converger et les points issus de l'approche analytique en dynamique sont en bonne adéquation avec la loi obtenue par la méthode inverse ce qui semble valider la loi de comportement proposée par le calcul inverse. Il est à noter que dans le cas de ces essais l'évolution du rayon d'empreinte entre le premier et dernier impact était de 0,15 mm alors que l'évolution de force induite correspondante était de 460 N. Ces écarts ont donc permis à la méthode de trouver un optimum pour les valeurs de K et n de la loi de comportement. En l'absence de données sur le comportement en compression ou traction dynamique, il est cependant impossible d'estimer l'erreur commise.

Comme dans les différents cas précédents, un écart peut être observé entre la courbe de traction statique et la loi dynamique obtenue par la méthode inverse, ce qui montre une fois encore une sensibilité significative à la vitesse de déformation. Une évolution vers des contraintes plus élevées apparaît clairement avec une loi de comportement dynamique plus élevée d'environ 30% que la

traction statique. Cette valeur est en accord avec les ordres de grandeur communément admis lorsqu'il s'agit de comparer les comportements dynamiques et statiques d'alliages métalliques [44]

Des essais d'impacts ont été réalisés dans les mêmes conditions sur la face transversale et longitudinale de l'échantillon, la méthode inverse a mieux convergé sur les impacts réalisés sur le sens transversal.

Cette première série de résultats montrent que les méthodes proposées sont également appropriées pour des matériaux industriels susceptibles d'avoir des hétérogénéités, d'écroutissage ou d'anisotropie. En conséquence, les deux méthodes peuvent être utilisées pour la détermination d'une courbe contrainte-déformation dynamique.

V.2.2. Application sur l'aluminium 7075-T651

Un second alliage d'aluminium 7075-T651 a été aussi choisi pour les essais d'identification de la loi de comportement. Le Tableau V. 2 présente les principales caractéristiques du matériau considéré. Il est à noter que ce matériau est plus dur que l'aluminium 6061-T651. La Figure V. 4 montre la microstructure du matériau. La taille moyenne du grain est 200 μm et la structure est anisotrope du fait de l'écroutissage préalable subi (alliage de corroyage). Ce matériau présente donc différentes difficultés combinées, à savoir une taille de grains, une dureté importante et de l'anisotropie.

Matériau	7075 (Al-Zn-Mg)
Traitement thermique	T-651
Dureté HV _{0,3}	190 Vickers
Module de Young E	72 GPa
Limite d'élasticité $\sigma_{e0,2}$	540 MPa

Tableau V. 2 Caractéristiques de l'Alu 7075-T651.

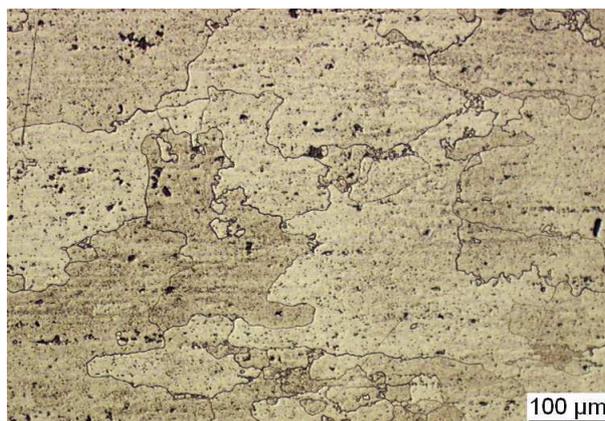


Figure V. 4 Taille des grains de l'alliage 7075-T651 dans le plan DL-DT.

Différents essais ont donc été réalisés sur l'aluminium 7075-T651. Vu la dureté de ce matériau et la petite taille des empreintes attendues, les essais d'impacts ont été réalisés sur la face longitudinale (parallèle à l'axe de laminage DL) avec une énergie 30 mJ (limite de l'énergie d'impact de la machine), il était proposé de réaliser les impacts dans le sens transversal mais vu la vitesse d'impact et les dimensions de l'échantillon, cette proposition n'était pas réalisable. La base de données utilisée a été développée avec un contact sans glissement relatif. Ensuite des essais d'indentation ont été réalisés aussi sur la face longitudinale (parallèle à l'axe de laminage DL). Les deux méthodes, analytique et inverse ont été utilisées pour identifier les courbes contrainte-déformation de ce matériau sous condition statique et dynamique. Les résultats ont été comparés avec des tests de traction quasi-statique effectués à CIITEC-IPN au Mexique.

La Figure V. 5 présente les résultats de l'approche analytique en indentation statique et en impact, le résultat de la méthode inverse et l'essai de traction.

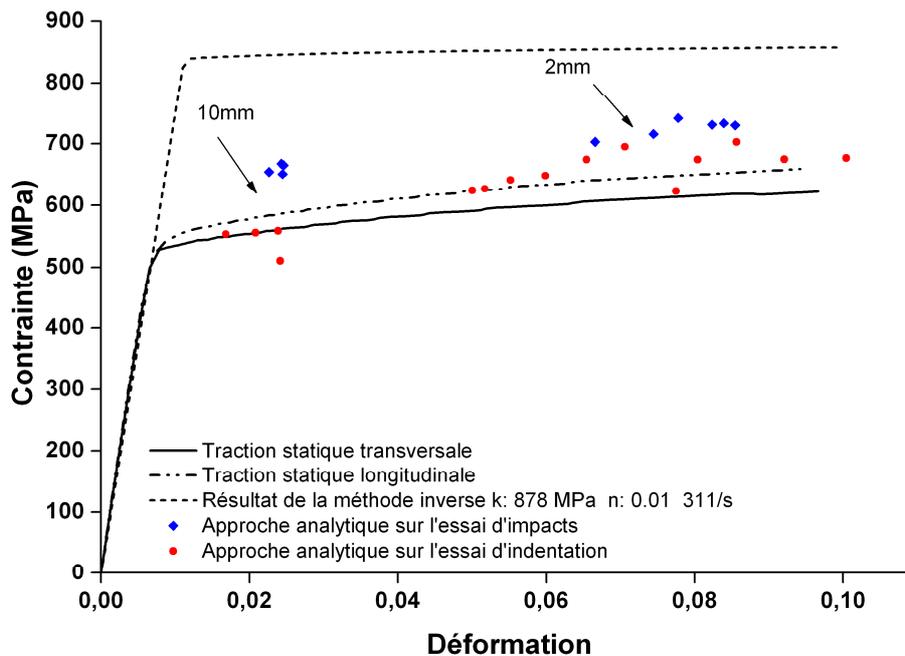


Figure V. 5 Comparaison entre l'essai de traction, la méthode inverse et l'approche analytique (en utilisant différentes billes).

Sur cette figure, un écart peut être observé entre les courbes de traction statique transversale et longitudinale ce qui confirme l'anisotropie du matériau lié l'histoire du matériau corroyé et de l'orientation préférentielle résultante de la microstructure.

Malgré l'hétérogénéité de la microstructure, une bonne corrélation peut être observée entre les points de l'approche analytique en statique et les courbes de traction statique.

Cependant, un désaccord notable entre résultats de la méthode inverse et de la méthode directe peut être ici observé. Une fois encore, ce désaccord entre les deux approches se produit alors que la méthode inverse n'a pas pu converger de façon satisfaisante. Ceci est illustré sur la Figure V. 6 (a) qui (resp (b)) présente la comparaison entre l'évolution du rayon d'empreinte (resp de la force) mesurée expérimentalement et l'évolution prédite par la simulation numérique avec les paramètres issus de l'identification inverse. Si la comparaison de l'évolution des rayons semble acceptable, la comparaison des valeurs de force révèle clairement une difficulté dans la prédiction des valeurs expérimentales.

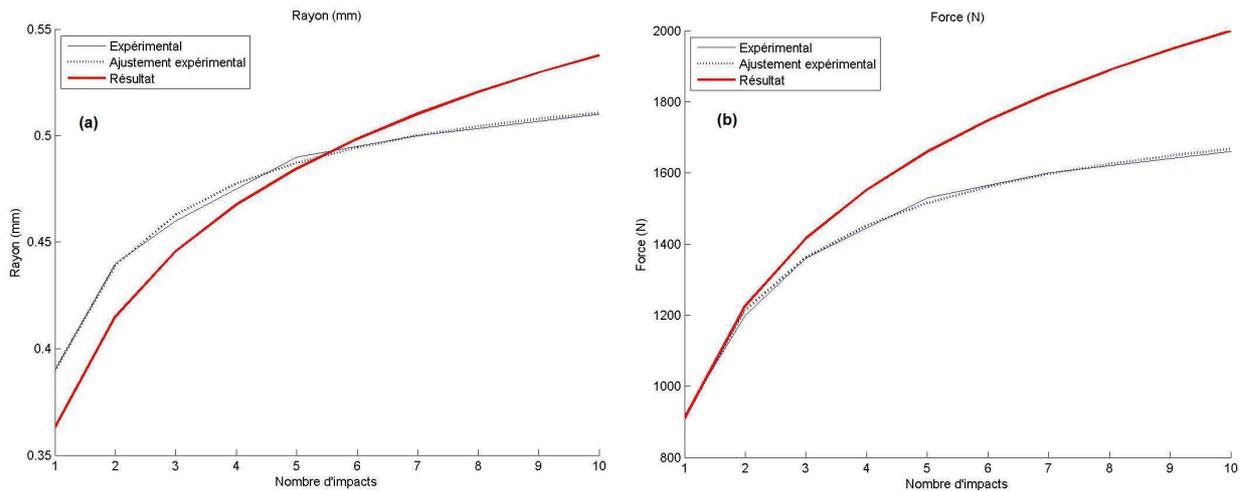


Figure V. 6 Méthode inverse : convergence des valeurs de rayon (a) et de force (b).

Les raisons d'un tel résultat sont très certainement à chercher du côté de la microstructure de l'alliage testé. La dureté plus élevée est un facteur important qui affecte les résultats. Dans le cas de la série d'essais réalisée ici et malgré une énergie d'impact élevée, la différence entre le rayon d'empreinte résiduelle après le premier impact et le dernier est de seulement 0,12 mm ce qui reste peu pour que la méthode inverse puisse détecter la bonne solution.

V.3. Application sur des pièces de fonderie en acier

Toujours dans l'objectif de tester les limites des méthodes, une application sur des pièces industrielles a été réalisée. A l'occasion d'un contrat « doctorant conseil » financé par la région de Franche-Comté, des échantillons ont été fournis par la société Safe Metal.

La problématique de cette entreprise de fonderie d'acier est la vérification des propriétés mécaniques de leurs pièces après rechargement par soudure de zones défectueuses. En effet, lors du processus d'élaboration, des défauts de fonderie (retassures en particulier) peuvent se créer et doivent être réparés avant livraison. Pour cela, la zone de défaut est affouillée et rechargée par un procédé de type soudure « MIG » avec apport de fil de composition différente. Il est à noter dès à présent que les dimensions des zones ainsi rechargées peuvent être assez étendues selon les défauts initiaux. Cependant, compte tenu du cycle thermique imposé par ce procédé, les zones fondues et affectées thermiquement (ZAT) peuvent présenter des microstructures différentes du reste de la pièce avec en particulier la présence de martensite qui se traduit par une augmentation de la dureté locale. Afin de résoudre cette difficulté, différents post-traitements sont effectués pour ramener la dureté de la zone rechargée au niveau de celle du reste de la pièce.

L'objectif de ces essais était donc de vérifier que les post-traitements permettaient bien de restaurer les propriétés de matériau rechargé ou à défaut de pouvoir quantifier les modifications de comportement mécanique dans le cordon de soudure et la ZAT.

Pour cette raison, des essais d'impact et d'indentation ont été réalisés et les lois de comportement identifiées par l'utilisation des méthodes analytiques et inverses. Des essais de traction ont également été réalisés après prélèvement d'éprouvettes dans les zones d'intérêt et les résultats obtenus ont été comparés aux résultats proposés par les méthodes développées au cours de ce travail. Les comportements observés sur les différents échantillons seront ensuite comparés afin de vérifier l'effet des différents traitements.

Nous présenterons nous d'abord les résultats obtenus sur l'alliage dans son état de référence puis ceux obtenues sur la zone soudée et détensionnée et enfin ceux après traitement thermique complet.

V.3.1. Matériau de base

Il s'agit d'un acier de fonderie G24Mn6 avec 0,2 %m de carbone et 1,25 %m de manganèse (Tableau V. 3).

C (%m)	Si (%m)	Mn (%m)	P (%m)	S (%m)
0,2 – 0,25	max 0,6	1,5 – 1,8	max 0,02	max 0,015

Tableau V. 3 Composition chimique standard du G24Mn6.

L'essai de traction statique sur une éprouvette cylindrique prélevée dans le matériau a permis d'identifier les principales caractéristiques mécaniques de l'alliage. Des essais de dureté Vickers ont été également effectués afin de compléter la connaissance du matériau de base. Le Tableau V. 4 présente les principales caractéristiques du matériau obtenues.

Matériau	G24Mn6
Dureté HV _{0,3}	215 Vickers
Module de Young E	208 GPa
Limite d'élasticité $\sigma_{e0,2}$	600 MPa

Tableau V. 4 Caractéristiques mécanique du G24Mn6.

Ensuite des essais d'indentation statique ont été réalisés, puis analysés selon la méthode analytique.

La Figure V. 7 présente une comparaison entre les points de l'approche analytique et la loi de traction statique. Elle permet de mettre en évidence la bonne corrélation entre l'approche analytique et la courbe statique pour les grandes déformations mais la limite d'élasticité est mal estimée. En effet comme déjà souligné, la méthode reposant sur la mesure des empreinte plastiques, le domaine élastoplastique/ début de plasticité ne peut pas être bien approché. C'est une limite inhérente à la méthode proposée.

Vue la dureté de ce matériau, des essais d'impacts dynamiques ont ensuite été réalisés avec une énergie de 30 mJ. La base de données utilisée a été développée avec un contact sans glissement relatif. Les résultats de la méthode inverse et la méthode analytique sont présentés dans la Figure V. 7. La bonne corrélation entre les points de l'approche analytique en dynamique et le résultat de la méthode inverse est remarquable ce qui tend à valider la loi de comportement dynamique obtenue par la méthode inverse. Enfin, ces résultats confirment le décalage entre les lois de comportement en conditions statique et dynamique, effet connu de l'augmentation de la vitesse de sollicitation.

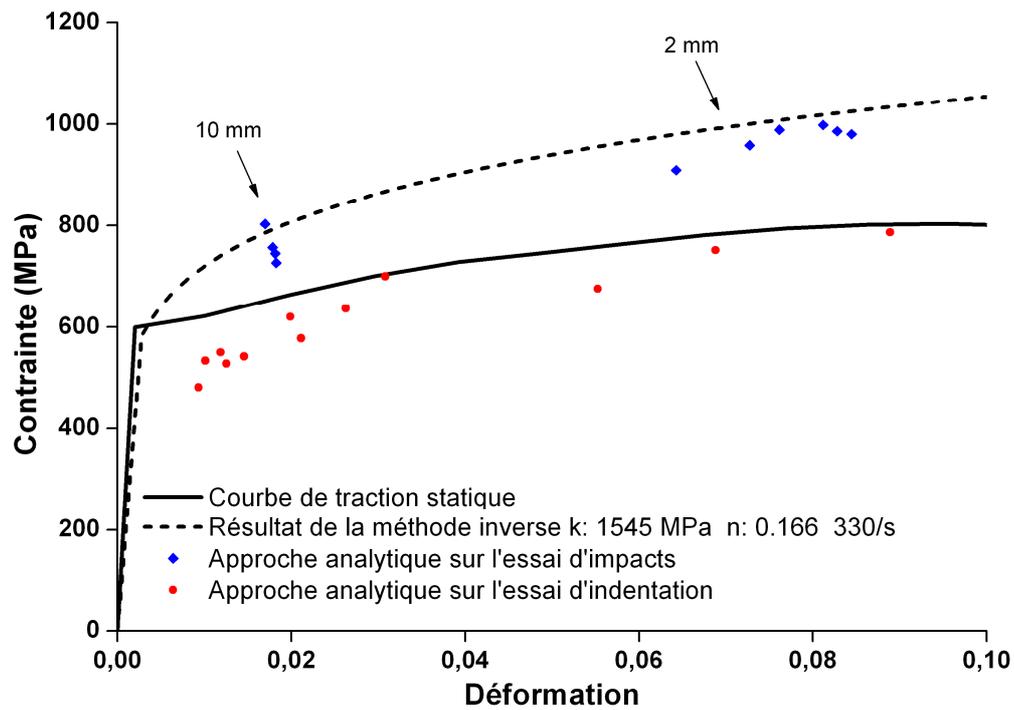


Figure V. 7 Application de la méthode inverse et de l'approche analytique sur le G24Mn6.

V.3.2. Etude du cordon de soudure, après détensionnement.

Compte tenu de l'utilisation d'un métal d'apport lors de la soudure, la composition chimique du matériau dans la soudure diffère de celle du matériau de base (Tableau V. 5)

C (%m)	Si (%m)	Mn (%m)	P (%m)	S (%m)	Cr (%m)	Ni (%m)	Mo (%m)	V (%m)	Cu (%m)
0,054	0,372	1,54	0,0067	0,0047	0,505	2,247	0,444	0,0018	0,0589

Tableau V. 5 Composition chimique standard de la soudure.

Cette soudure a subi un traitement de détensionnement à 500°C ce qui permet la suppression des contraintes résiduelles résultantes du soudage.

Un essai de traction statique avec une éprouvette plate prélevée dans le cordon de soudure a été réalisé et des essais de dureté Vickers ont été également effectués. Tableau V. 6 présente les principales caractéristiques du matériau au cœur du cordon de soudure.

Matériau	Soudure
Dureté HV _{0,3}	289 Vickers
Module de Young E	207 GPa
Limite d'élasticité $\sigma_{e0,2}$	717 MPa

Tableau V. 6 Caractéristiques mécaniques de la soudure.

On constate bien une augmentation de la dureté du matériau dans la zone soudée (289 HV_{0,3} au lieu de 215 HV_{0,3}) liée aux transformations métallurgiques issues de la soudure, non compensées par le traitement de détensionnement. Ceci laisse donc à penser que la zone soudée aura une loi de comportement statique et dynamique totalement différente de celles du matériau de base.

La Figure V. 8 présente les résultats obtenus après l'application de l'approche analytique et de la méthode inverse sur la soudure, les essais ayant été réalisés dans les mêmes conditions que pour le matériau de base.

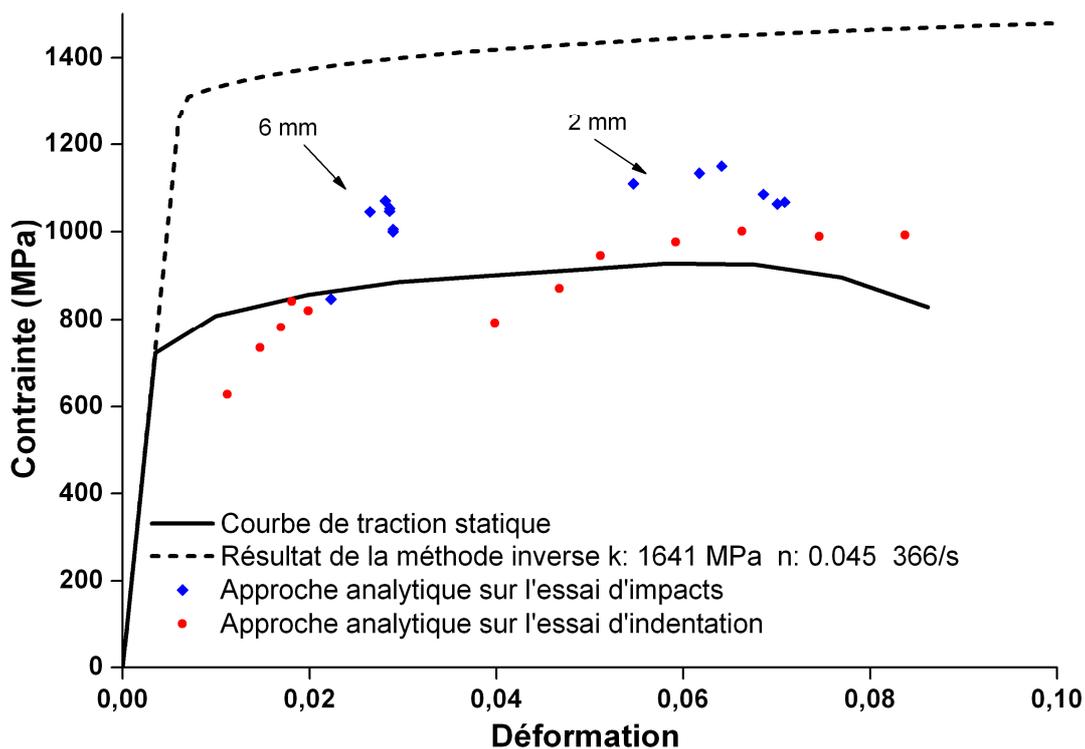


Figure V. 8 Application de la méthode inverse et de l'approche analytique sur la soudure.

Comme précédemment, un bon accord peut être observé entre l'approche analytique en statique et la courbe de traction ce qui valide la compatibilité de cette approche avec ce type de matériau. Cependant, un désaccord notable entre les résultats de la méthode inverse et de la méthode directe est observé pour les essais dynamiques.

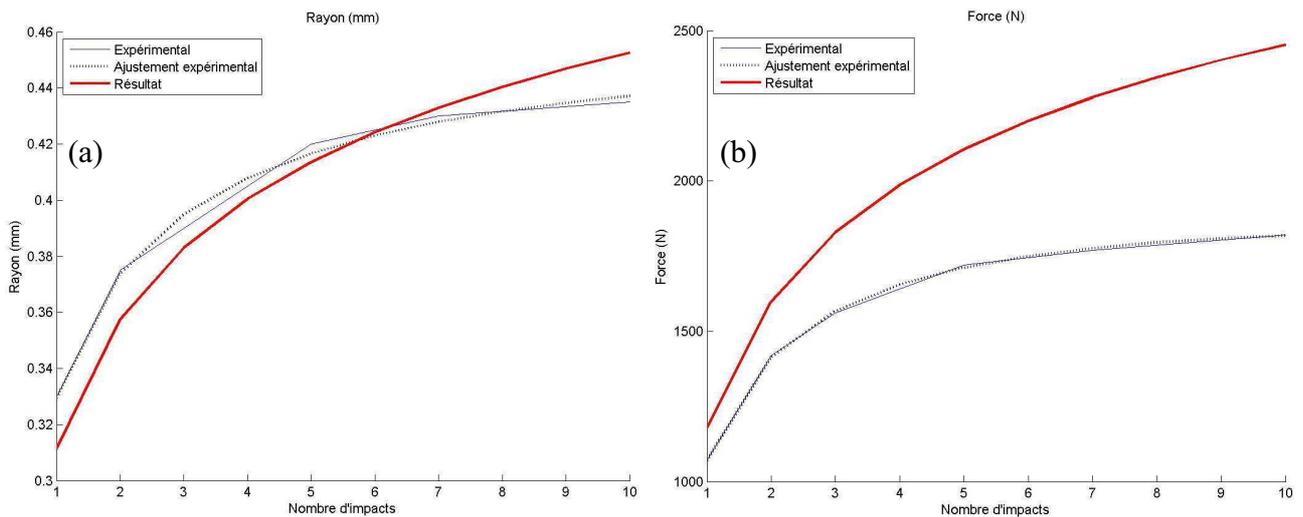


Figure V. 9 Méthode inverse : convergence des valeurs de rayon (a) et de force (b).

Comme dans le cas de l'alliage d'aluminium 7075-T651 présenté précédemment, l'origine de cet écart est certainement à rechercher du côté de la dureté du matériau qui limite l'évolution de rayon et de la force au cours des impacts ce qui rend difficile l'identification inverse d'une loi de comportement.

En effet la Figure V. 9 montre clairement que la méthode inverse n'a pas pu converger à la fois sur les valeurs du force et du rayon de contact. Malgré l'énergie d'impact élevée, la Figure V. 9 montre que la différence entre le rayon d'empreinte résiduelle après le premier impact et le dernier est de 0,1 mm ce qui reste très insuffisant pour que la méthode inverse puisse détecter la bonne solution. De nouveau la faible évolution des rayons d'empreinte au fur et à mesure des essais est sans doute en cause.

V.3.3. Essai sur la pièce soudée après restauration

Comme cité en introduction de cette partie, les cordons de soudure peuvent également subir un traitement complet (austénitisation à 920 °C/trempe/revenu 550°C) afin d'assurer une homogénéité entre la soudure et la pièce principale. Pour tester la fiabilité de ce traitement, des essais d'impacts ont été appliqués sur le cordon de soudure et en particulier sur le matériau de base, la zone affectée thermiquement (ZAT) et la soudure Figure V. 10.

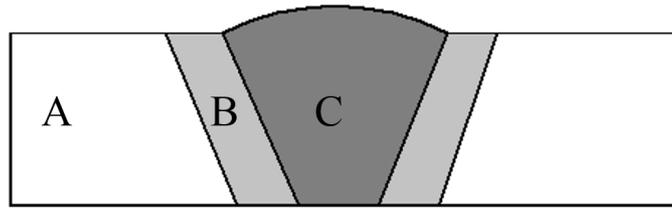


Figure V. 10 Différents domaines métalliques résultantes après le soudage. A: matériau de base, B: ZAT et C: Soudure.

Des essais de dureté ont été réalisés sur les trois matériaux. Les résultats obtenus sont répertoriés dans le Tableau V. 7 :

Matériau	Dureté HV _{0.3}
Matériau de base	195 Vickers
ZAT	215-260 Vickers
Soudure	217 Vickers

Tableau V. 7 Dureté mesurée sur les différents matériaux. L'écart entre les valeurs de dureté est autour de 10%.

D'après le Tableau V. 7 on peut constater que l'écart entre les valeurs de dureté des différents matériaux a été ramené à moins de 10%. La dureté de la ZAT est globalement autour de 215 Vickers avec une forte dispersion.

Des essais d'impact suivis de l'application de la méthode inverse ont été aussi réalisés sur les trois matériaux. Les résultats sont présentés dans la Figure V. 11 :

Les courbes issues de la méthode inverse sur la ZAT et la soudure montrent une bonne corrélation entre ces deux matériaux, en revanche un écart peut être observé avec la courbe du matériau de base, cet écart peut être expliqué par la différence de dureté entre ces trois matériaux.

Un écart peut être aussi observé entre l'approche analytique et les résultats de la méthode inverse, pour le cas de la ZAT et la soudure. En revanche, la méthode inverse a bien convergé les valeurs des rayons et des forces sur la ZAT et la soudure. Malgré cela, l'écart entre la méthode inverse et l'approche analytique reste dans la barre d'erreur de la méthode inverse 15% (valeur obtenue à partir les tests numériques).

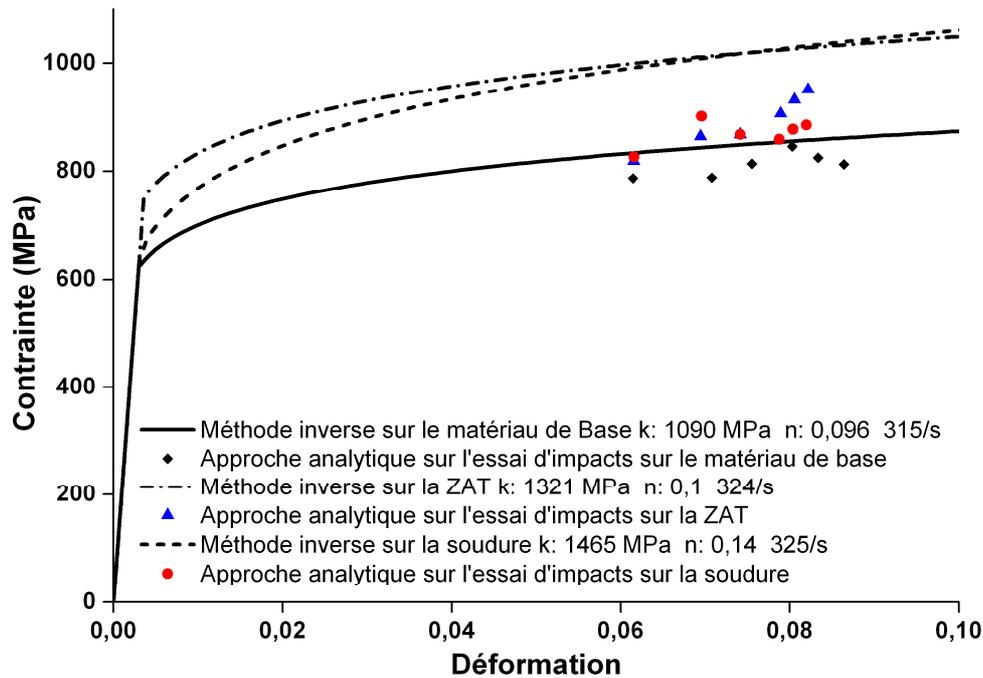


Figure V. 11 Application de la méthode inverse et de l'approche analytique sur le cordon de soudure après restauration.

D'après ces résultats, on peut noter que les méthodes inverses et analytiques peuvent servir dans la comparaison du comportement mécanique de zones distinctes au sein d'une même pièce. Elles ont permis ici d'observer l'effet de traitement thermique et de mettre en évidence de faibles écarts de dureté.

V.3.4. Conclusion intermédiaire

Différents essais sur les matériaux industriels massifs ont montré que la méthode inverse et l'approche analytique restent fiables même en présence de l'anisotropie microstructurale. Il est à noter que la méthode inverse et l'approche analytique devient plus difficilement applicable en l'état sur des matériaux durs ($\text{dureté} \geq 220$ Vickers) car dans ce cas l'évolution des rayons et des forces avec le nombre d'impacts n'est pas suffisamment importante pour permettre une évaluation précise, notamment au regard des incertitudes liées à la mesure des rayons d'empreinte. Dans tous les cas, le domaine élastoplastique/ début de plasticité ne peut pas être bien approché par la méthode analytique. Dans la suite nous finirons le chapitre avec une application sur un revêtement abaradable.

V.4. Ouverture vers les problématiques du laboratoire: Application sur les revêtements abrasables

V.4.1. Introduction

L'objectif de cette dernière série d'essais est de tester les méthodes développées sur un matériau hétérogène à comportement mécanique complexe afin d'en déterminer les limites. Dans cette optique, les revêtements abrasables sont très vite apparus comme de très bons candidats.

Les revêtements abrasables sont des joints d'étanchéité utilisés dans les turboréacteurs des avions ou les turbines pour la génération d'électricité. Ces matériaux sont déposés entre les parties fixes (stator par exemple) et tournantes (aubes par exemple) [84] pour assurer un jeu minimal nécessaire pour maintenir le meilleur rendement possible Figure V. 12. Cependant en cas d'aléas de fonctionnement, il est possible d'observer des chocs (Touches) entre le bout des aubes et le stator par exemple. Dans ce cas, le contact doit absolument préserver l'aube, quitte à sacrifier le revêtement du stator. Le matériau abrasable est donc un revêtement sacrificiel qui doit malgré tout résister à des températures et des environnements gazeux parfois extrêmes (parties haute température et haute pression de la turbine par exemple).

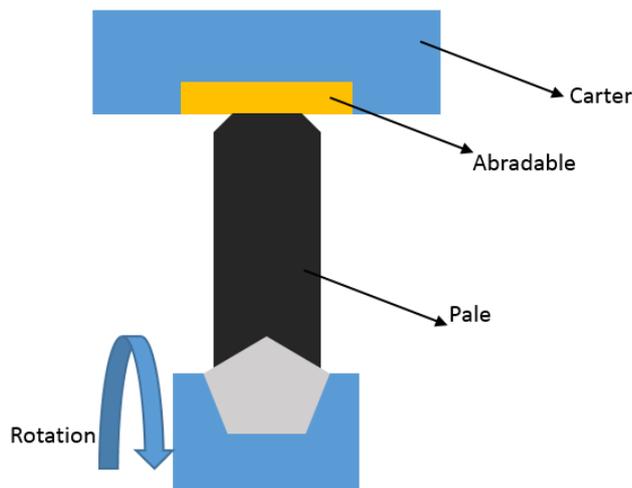


Figure V. 12 Revêtement abrasable dans une turbine.

Pour leur permettre de se sacrifier ainsi en cas de contact, les matériaux abrasables contiennent le plus souvent un fort taux de porosité (Figure V. 13) et une phase très ductile lamellaire de nature métallique ou céramique selon la température de la zone considérée.

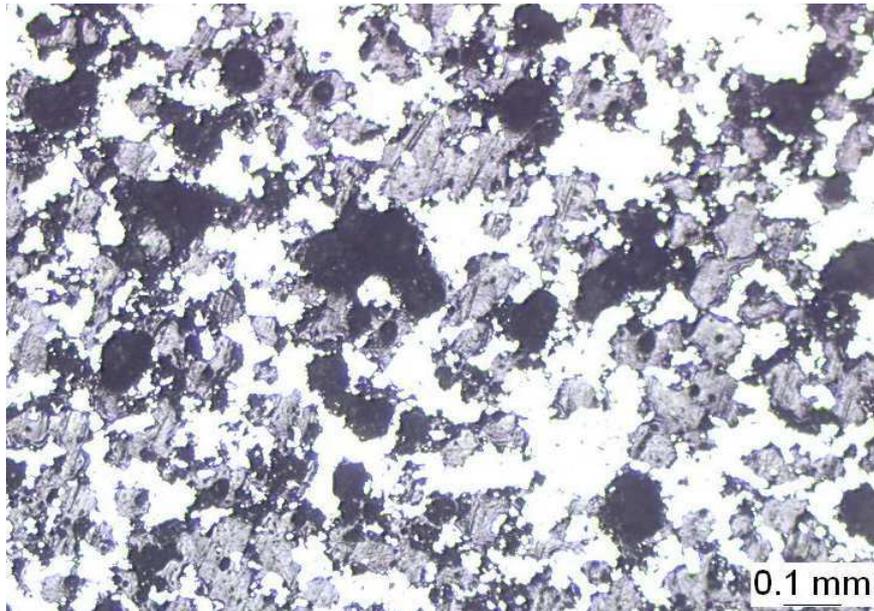


Figure V. 13 Revêtement abrasif de type AlSi-PE, les petites taches noires sont les pores.

L'hétérogénéité de ces matériaux et leur existence sous forme de revêtement, même épais, rend leur caractérisation mécanique délicate alors même qu'elle est indispensable pour la bonne conception du joint.

Afin d'avoir une information rapide à défaut d'être très précise sur le comportement mécanique de ces revêtements, les industriels du secteur ont développé un essai de dureté spécifique nommé HR15Y [85].

Nous avons donc décidé de nous intéresser à ces matériaux très hétérogènes et l'essai HR15Y afin de tester l'apport possible de notre méthode dans l'identification d'une loi de comportement plus précise et la simulation de l'essai HR15Y pour validation. Si les deux méthodes analytique et inverse ont été testées sur ces matériaux, seuls les résultats de l'approche analytique statique ont été utilisés pour la simulation de l'essai de dureté statique HR15Y. Notre démarche peut donc être illustrée ainsi (Figure V. 14):

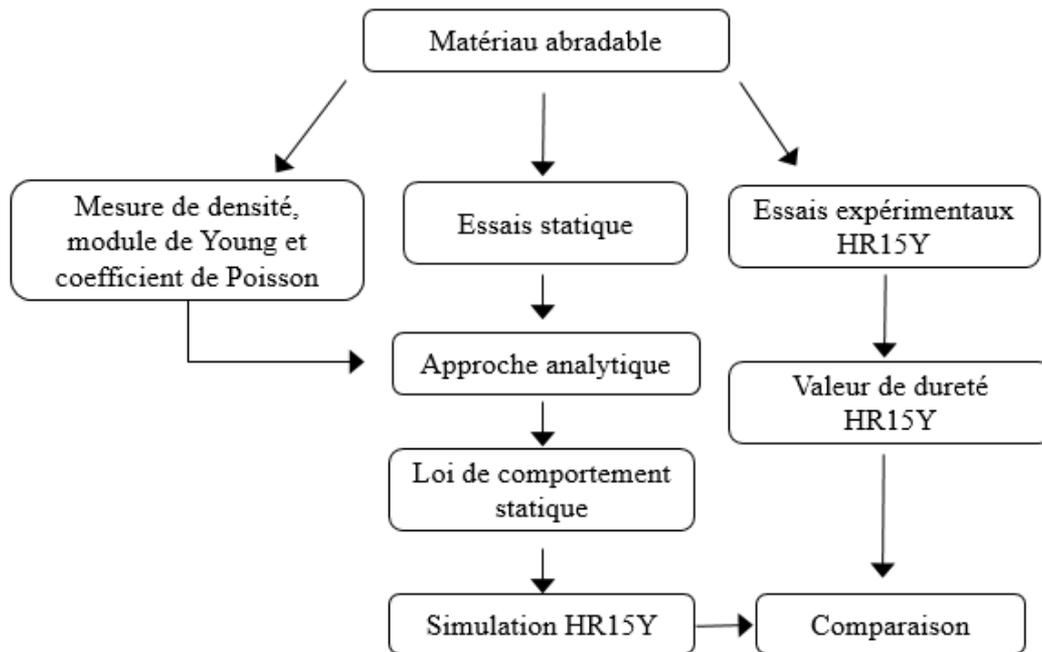


Figure V. 14 Démarche de validation de la loi de comportement statique.

Après la validation de la loi de comportement statique, une identification du comportement dynamique est proposée suivant la démarche développée dans les précédents chapitres.

V.4.2. Démarche expérimentale, identification de la loi de comportement

Dans le cas d'un revêtement, plusieurs paramètres vont être pris en considération:

- L'épaisseur des revêtements doit être (selon la taille de bille et de l'enfoncement) supérieure à au moins huit fois la profondeur de l'empreinte selon la norme de l'essai Brinell [86]. Compte tenu du comportement spécifique de ces matériaux, des empreintes de près 1 mm de rayon sont possibles en utilisant la bille de rayon 1 mm. Le revêtement doit donc aussi avoir une épaisseur d'au moins 4 mm.
- Le niveau de porosité doit être inférieur à 15 % (valeur estimée à partir des essais) afin de permettre la mesure du rayon résiduel avec une erreur raisonnable. Au-delà de ce taux de porosité, l'imprécision sur la mesure de l'empreinte résiduelle ne permettra sans doute que d'avoir une estimation pour comparaison entre revêtements.

Tenant compte de ces contraintes, un revêtement abrasable d'épaisseur 5 mm et d'un taux de porosité faible élaboré au laboratoire a été choisi. L'échantillon ne portait aucune information de composition ou propriétés mécaniques. Il était constitué d'un substrat métallique, sans doute en inox et d'un revêtement abrasable.

La plaque a été polie afin d'obtenir un état de surface type poli miroir pour faciliter le dépouillement des essais puis découpée en quatre parties afin de réaliser :

#1 : mesures de poussée d'Archimède et propagation d'Ultra-Sons après séparation du substrat et du revêtement pour déterminer les propriétés physiques et mécaniques indispensables comme la masse volumique, le module d'Young et le coefficient de Poisson.

#2 : tests d'indentation statique: afin de déterminer la loi de comportement statique par la méthode analytique.

#3 : mesures de dureté HR15Y afin d'obtenir une valeur expérimentale de comparaison.

#4 : tests d'impacts, pour l'identification de la loi de comportement en dynamique par la méthode inverse.

Les résultats des essais #1 et #2 ont pour objet de proposer une loi de comportement statique en compression du revêtement abradable.

La loi de comportement statique obtenue, combinée aux résultats #1, est utilisée afin d'obtenir une simulation de l'essai de dureté HR15Y. Une comparaison des valeurs simulées et expérimentales #3 est réalisée.

Finalement une comparaison entre les courbes contrainte-déformation résultant des essais statiques #2 et dynamiques #4 est présentée.

#1 MESURE DES PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANIQUES

Aucune donnée n'étant connue pour cet échantillon, une estimation de la densité, module d'élasticité et coefficient de Poisson étaient nécessaires.

Mesure de la densité :

Le principe de la poussée d'Archimède a été utilisé pour estimer la densité du revêtement.

Densité (valeur expérimentale) = $1,685 \pm 0,005$.

Cette valeur proche de la valeur théorique calculée sur d'autres lots également réalisés au laboratoire a été considérée comme cohérente et sera utilisée par la suite.

Mesure de module d'élasticité et coefficient de Poisson.

Aucun essai de traction n'étant possible sur les échantillons, la méthode de détermination des propriétés mécaniques par ultra-sons a été choisie. Là encore, compte tenu de la faible épaisseur du matériau et des caractéristiques des capteurs utilisés, les conditions de mesure ne sont pas dans la gamme préconisée, les résultats sont donc également sujets à caution.

Dans le cas du matériau abrasable, nous avons obtenu une valeur de module d'élasticité de 5 GPa avec une erreur que l'on peut estimer à ± 2 GPa compte tenu des erreurs possibles sur les différentes mesures. Des mesures réalisées sur d'autres abrasables de la famille AlSi-PE indiquent des valeurs de l'ordre de quelques GPa. Notre valeur a donc été jugée cohérente et a été validée.

Pour le coefficient de Poisson, la valeur obtenue est de 0,44, cette valeur est très élevée par rapport aux valeurs de la littérature pour des alliages métalliques[87] mais en l'absence d'autres données, cette valeur a été utilisée pour la suite des calculs.

#2 ESSAIS D'INDENTATION : LOI DE COMPORTEMENT STATIQUE

Essais d'indentation

Des essais d'indentation sphérique ont été réalisés. Plusieurs indentations sont réalisées à charge croissante et avec différentes billes (diamètre 10, 6 et 2 mm) afin d'obtenir des taux de déformation variables (Figure V. 15).

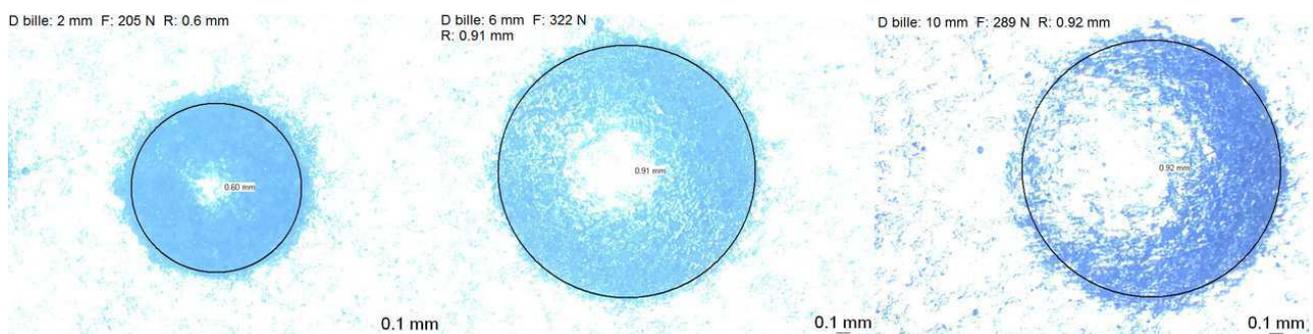


Figure V. 15 Micrographie des indentations statiques utilisant différentes billes.

Ensuite nous avons cherché les valeurs des couples (contrainte-déformation) correspondants à chaque indentation en appliquant l'approche analytique.

Les différents points expérimentaux obtenus sont approximés par une loi puissance de type Hollomon (Figure V. 16). L'écart entre la courbe ajustée et les valeurs initiales peut être estimé à moins de 10%.

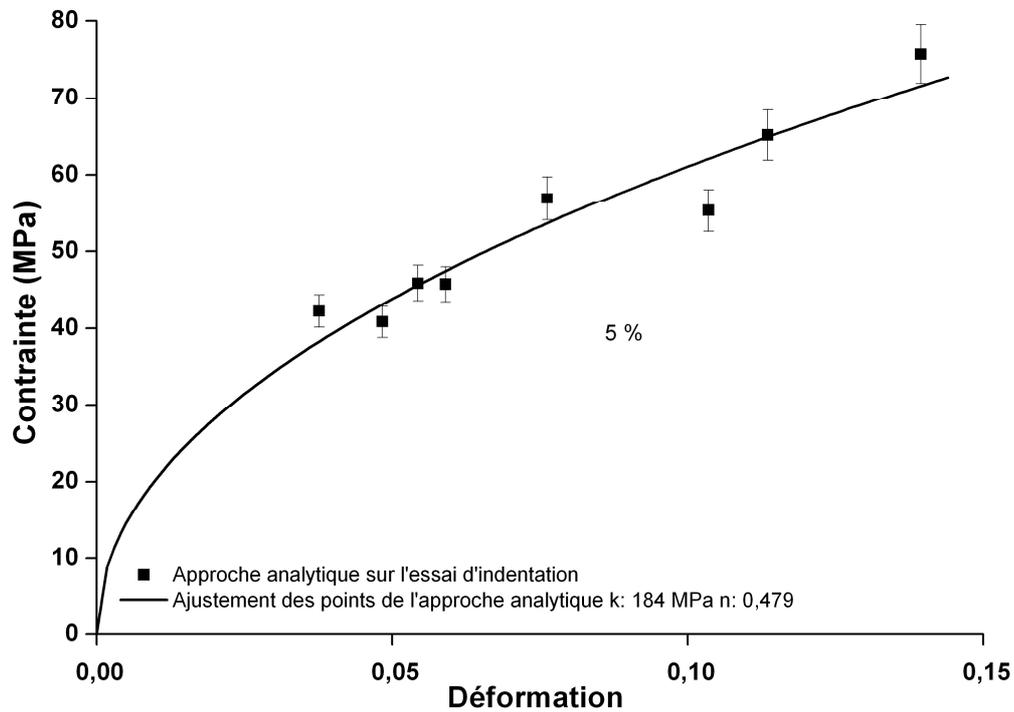


Figure V. 16 Résultats de l'approche analytique en indentation statique.

On peut constater que les points obtenus peuvent être raisonnablement approchés par une loi de type Hollomon. Le coefficient d'écroutissage apparent $n \sim 0,48$ qui résulte du calcul est dans ce cas sans doute plutôt représentatif de la densification qui a lieu dans le matériau poreux et illustrée sur la Figure V. 17. La courbe semblerait indiquer une valeur de limite d'élasticité à $\sim 9 \text{ MPa}$.

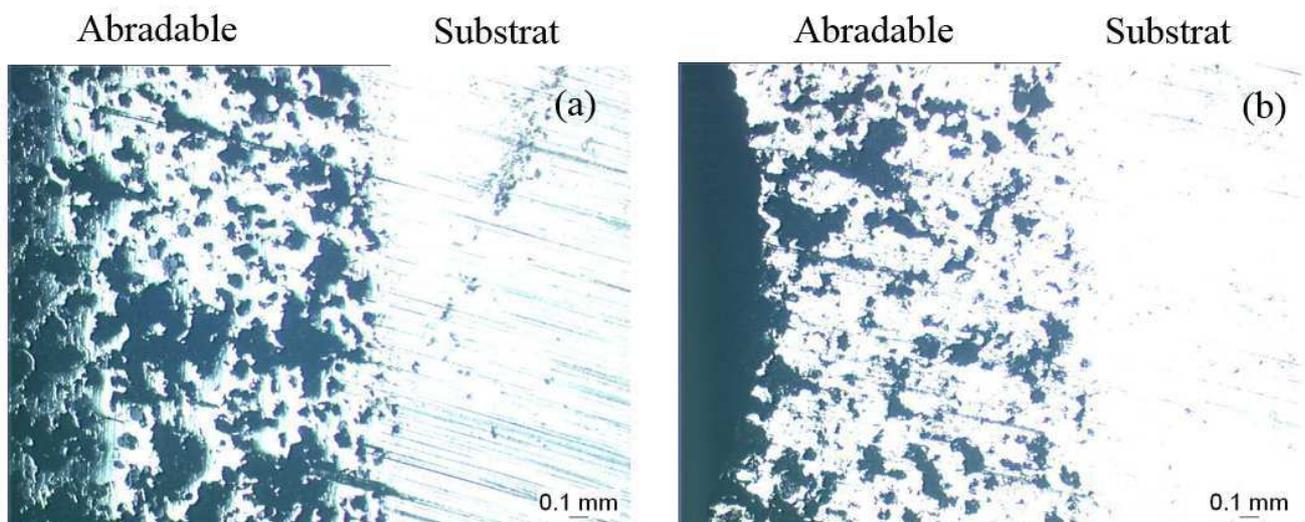


Figure V. 17 Vue de coupe d'un abrasable: (a) brut, (b) après une indentation avec une bille de diamètre 6 mm.

Etant donné que ce matériau est difficile à caractériser par les méthodes conventionnelles (traction, compression...) aucune courbe n'est disponible pour la comparaison. Un moyen de valider la loi de comportement en statique obtenue par la méthode analytique réside donc dans la comparaison de la dureté HR15Y expérimentale avec son correspondant prédit numériquement. Afin d'atteindre cet objectif, une simulation par éléments finis de l'essai HR15Y a été développée.

#3 HR15Y : EXPERIMENTAL ET SIMULATION

Partie expérimentale

La dureté HR15Y est un essai de dureté spécifique pour les abrasables. La mesure s'effectue avec une bille en acier de 12,70 mm de diamètre et un chargement en trois étapes (Figure V. 18) :

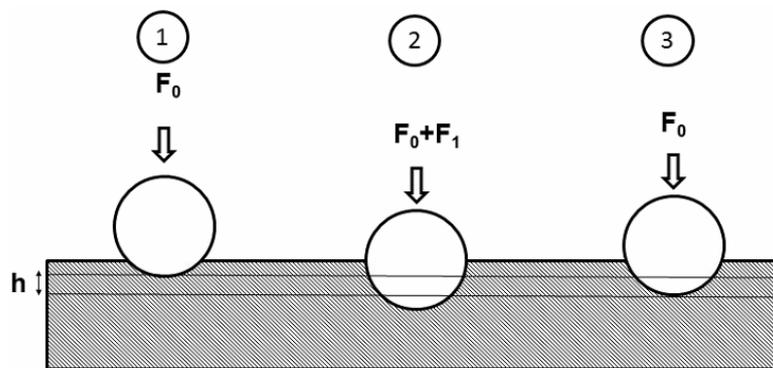


Figure V. 18 Schématisation du test Rockwell HR15Y.

Avec F_0 : 29 N et F_1 : 118 N

Ensuite la mesure de dureté s'effectue par la méthode suivante: $HR15Y = 100 - (h/0,001)$ avec h la différence de profondeur d'indentation en mm.

Partie numérique

Une modélisation par éléments finis a été développée pour simuler l'essai HR15Y et estimer l'index de dureté ainsi obtenu.

Caractéristiques de la simulation par éléments finis :

- 1- La simulation réalisée avec le logiciel Abaqus Standard.
- 2- Le maillage a été effectué avec des éléments à quatre nœuds comme le présente la Figure V. 19.

3- Un encastrement de la base avec un déplacement libre suivant l'axe OY est utilisé en condition aux limites.

4- Un contact de type « penalty » avec un coefficient de frottement 0,1 (conformément au modèle numérique de l'essai d'indentation [18]) sur le comportement tangentiel est utilisé avec un comportement normal avec les paramètres par défaut du logiciel.

5- La charge est une force appliquée en Newton sur le point de repère Rp.

6- La force obtenue est la somme des forces des nœuds de la base.

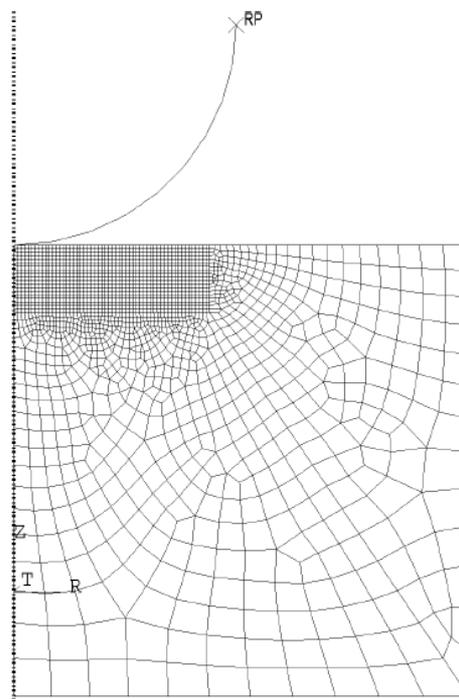


Figure V. 19 Modèle éléments finis destiné à la simulation du HR15Y.

Validation du modèle éléments finis sur un cuivre pur

Pour valider le modèle ainsi établi et tester sa pertinence, nous avons comparé un essai réel de dureté HR15Y avec une modélisation élément finis de l'essai en utilisant les résultats de l'approche analytique en statique obtenus pour le cas du cuivre pur (ajustement de l'approche avec la loi Hollomon $k : 332 \text{ MPa}$ et $n : 0,03$ sur la Figure IV. 3).

Des essais de dureté HR15Y ont été ensuite réalisés sur des échantillons de cuivre pur et les résultats expérimentaux sont compris entre 94 et 95. Le Tableau V. 8 compare les valeurs expérimentales et numériques.

Essais	Valeurs HR15Y obtenues
Expérimentaux	95 ± 1
Numériques	96.8

Tableau V. 8 Comparaison entre dureté expérimentale et numérique.

Le très bon accord entre ces deux valeurs valide donc la modélisation de l'essai HR15Y et la pertinence de l'utilisation de la loi de comportement issue de l'approche analytique.

Validation de la loi de comportement statique de l'abradable

La démarche et la simulation ayant été validées sur du cuivre pur, elles ont été appliquées au matériau abradable étudié.

Intégrant la loi de comportement statique identifiée sur la Figure V. 16 dans le modèle par éléments finis du HR15Y nous obtenons une valeur de HR15Y de 72,2. Le Tableau V. 9 compare les valeurs expérimentales et numériques.

Essais	Valeurs HR15Y obtenues
Expérimentaux	73 ± 2
Numériques	72,7

Tableau V. 9 Valeurs de duretés HR15Y.

On observe donc une très bonne corrélation entre la valeur moyenne expérimentale et la valeur numérique à l'issue de différents essais et simulations.

Cette bonne corrélation ne doit toutefois pas faire oublier les nombreuses hypothèses simplificatrices de cette identification. La plus importante est que nous supposons ici que le matériau ne peut s'écouler qu'en cisaillement ce qui est très peu probable pour les matériaux avec une telle porosité. Par exemple, un matériau comme la silice qui apparaît comme non poreux macroscopiquement peut se densifier significativement sous indentation à cause d'un volume libre non négligeable [88]. Il est donc évident que la modélisation du comportement mécanique d'un revêtement abradable à forte porosité ne peut passer que par le biais d'une loi de comportement prenant en compte le phénomène de densification. Néanmoins, malgré cette simplification, la loi de comportement identifiée est un

premier pas vers une modélisation de ces revêtements et est certainement plus représentative qu'un simple essai de dureté HR15Y.

#4 ESSAI D'IMPACTS : LOI DE COMPORTEMENT DYNAMIQUE

Le comportement dynamique de ces matériaux n'ayant jamais vraiment été étudié jusqu'à présent, il est difficile de valider l'utilisation des méthodes développées dans ce document. Comme dans le cas de la soudure, nous proposons donc de comparer les résultats obtenus par méthode inverse et ceux par méthode analytique directe. Une base de données a été développée spécifiquement avec un contact sans glissement relatif compte tenu de la grande déformation de l'abradable en impact. Les principaux paramètres de la base de données sont les suivants :

- Energie d'impact : 9.08 mJ
- $E = 5000 \text{ MPa}$; $\nu = 0,44$; k : [180 et 380] MPa ; n : [0, 0,1 ; 0,2 ; 0,3 ; 0,4 ; 0,5]

Les courbes de convergence des valeurs de rayon et force par méthode inverse sont présentées sur la Figure V. 20.

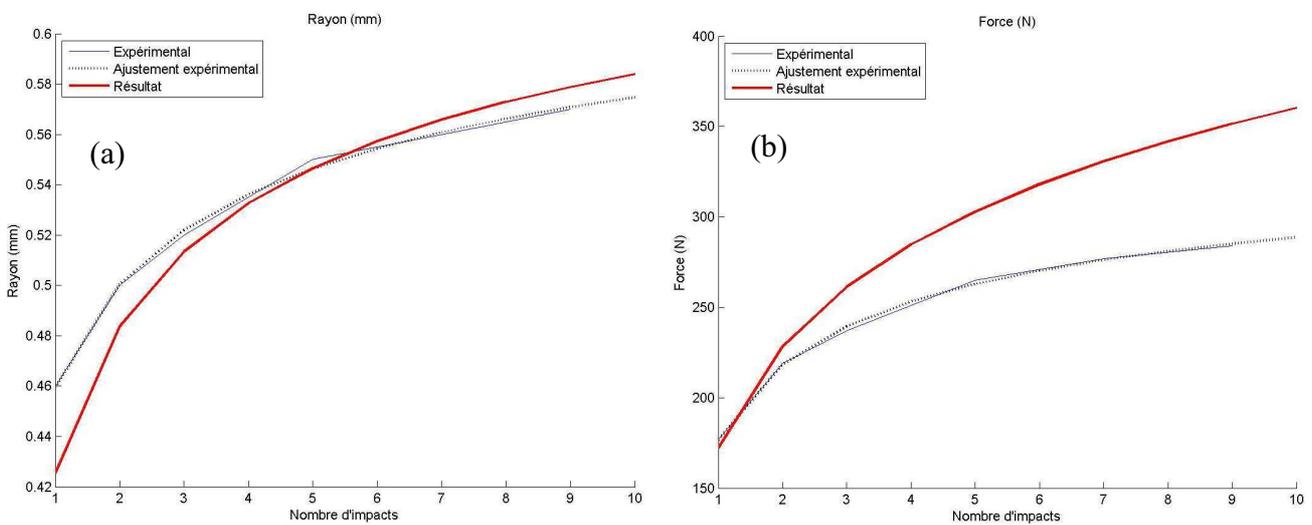


Figure V. 20 Méthode inverse : convergence des valeurs de rayon (a) et de force (b) pour 9 impacts répétés.

La Figure V. 20 présente plus précisément les résultats de la méthode inverse sur la prédiction des rayons d'empreinte et forces induites. On peut ainsi voir que la méthode semble donner une bonne prévision des dimensions de l'empreinte mais peine plus à prédire les forces induites. Les forces prédites sont aussi clairement plus élevées que celles observées.

Les résultats de la méthode inverse et de l'approche analytique en dynamique sont présentés dans la Figure V. 21:

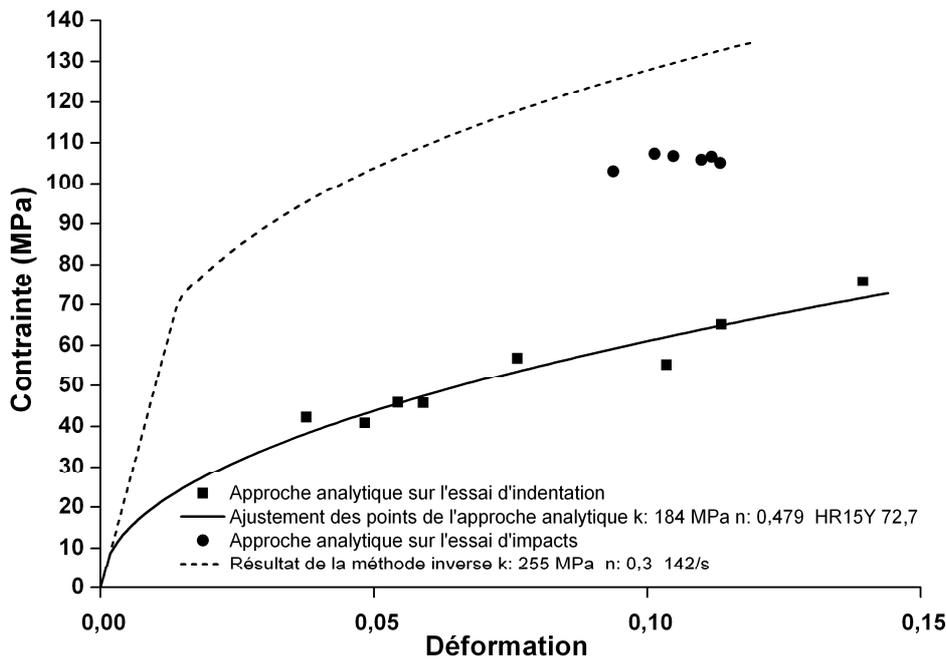


Figure V. 21 Courbes de contrainte-déformation obtenues par différentes méthodes sur un échantillon d'abradable.

En comparant l'approche analytique en dynamique et la méthode inverse nous pouvons remarquer qu'elles ne sont pas cohérentes contrairement aux cas des matériaux présentés précédemment. Il est à noter que l'abradable contient de la porosité et qu'il est très fortement hétérogène, ces propriétés sont contradictoires avec les propriétés du matériau virtuel utilisé pour le développement de la base de données, aussi elles ne sont pas compatibles avec les hypothèses de l'approche analytique.

En conséquence on peut déduire que les deux méthodes ne peuvent pas donner des résultats très fiables pour le cas de ce matériau. En revanche elles permettent de proposer malgré tout une approche de la loi de comportement. Globalement le matériau présente une résistance 2 à 3 fois plus élevée qu'en statique ce qui n'est pas négligeable vis à vis du dimensionnement de ces matériaux qui sont supposés absorber une partie significative des chocs entre aubes et stator dans les turboréacteurs.

S'il est difficile d'évaluer l'ampleur de cette l'augmentation, elle est dans tous les cas significative et constitue une difficulté à prendre en compte pour le choix d'un matériau abradable.

V.5. Conclusion finale du chapitre V

Dans ce chapitre nous avons présenté des résultats d'applications réelles de l'identification des lois de comportement à partir la méthode inverse en dynamique et la méthode analytique en dynamique et statique. Des matériaux réels modèles avec des grains fins ou grossiers, une forte ou faible sensibilité à la vitesse de déformation ont confirmé la fiabilité des deux méthodes, mais nous resterons dans la limite de 15% d'erreur (valeurs confirmées par les tests numérique). Les essais sur les matériaux industriels ont prouvé la fiabilité de la méthode inverse et de l'approche analytique sur des matériaux qui présentent des hétérogénéités, de la porosité, ou des anisotropies. Ces matériaux ne suivent souvent pas la loi de Hollomon, ils ont aussi un comportement particulier comme le cas de l'abradable qui se densifie à cause de la présence des pores. Malgré cela, les méthodes ont pu trouver des approches raisonnables de la loi de comportement en statique et en dynamique. Nous avons également montré que les rayons et les forces de dix impacts donnent des indications précieuses sur le comportement dynamique des structures. Cependant la méthode inverse reste limitée et semble ne pas pouvoir, en l'état, être appliquée sur des matériaux ayant une dureté supérieure à 220 Vickers.

La méthode inverse et l'approche analytique ont été aussi appliquées sur différents matériaux afin de répondre aux besoins de plusieurs industriels. Parmi lesquels : revêtements issu de la projection à froid (cold spray), acier inoxydable austénitique sous forme d'échantillons massifs, sous forme de revêtement ou de pièces élaborées par frittage laser sur lit de poudre, différentes matériaux à base d'aluminium, de fer, de nickel...

Dans la suite, nous présentons une conclusion finale et les différentes perspectives proposées comme poursuite de l'étude.

Chapitre VI. Conclusion finale et perspectives

Le comportement des matériaux soumis à des chocs est un sujet auquel de nombreuses recherches se sont intéressées aussi bien pour identifier la réponse d'un matériau massif que des surfaces exposées. Souvent le comportement dynamique a été caractérisé par la technique des barres d'Hopkinson alors que le comportement de surface a été souvent traité par la technique d'indentation.

Cette étude visait à la fois à identifier le comportement dynamique de la surface pour une meilleure compréhension des procédés de traitement de surface de type grenailage par exemple mais également la caractérisation mécanique des revêtements difficilement accessible par des méthodes traditionnelles.

Le chapitre I a présenté une étude bibliographique sur le comportement des matériaux sous indentation, alors que l'indentation reste un essai statique et ne permet pas de décrire l'aspect dynamique indispensable pour la modélisation du grenailage. D'autres études ont également traité du comportement des matériaux sous impacts dynamiques mais vu le coût de l'instrumentation et la difficulté liée à la mesure des forces et des déplacements en grande vitesse, l'application de ces techniques reste limitée. Afin de répondre à cette problématique Kermouche et al.[19] ont développé une méthode rapide et simple pour l'identification inverse du comportement à l'aide des données facilement exploitables en impact comme la profondeur et le rayon de l'empreinte résiduelle. Cependant cette méthode avait besoin d'amélioration, notamment pour prendre en compte la valeur de la force au cours de l'impact, ce qui est un enjeu important. Un des objectifs de cette thèse était d'améliorer cette méthode inverse en ajoutant la valeur de la force et ensuite de tester la fiabilité de la méthode inverse sur une large gamme de matériaux virtuels et réels.

Le chapitre II a présenté le dispositif expérimental d'impacts répétés et le modèle par éléments finis destiné à la simulation d'impacts. Ce chapitre s'est achevé par la validation du modèle établi à l'aide d'une comparaison entre les valeurs de la force obtenues à l'aide du modèle numérique et la valeur de la force expérimentale.

Dans le chapitre III, la stratégie de l'identification inverse a été expliquée et l'approche analytique de la loi de comportement a été validée en indentation sphérique. Ensuite, une série de tests numériques a été réalisée afin de détecter le niveau de précision de la méthode inverse et de l'approche

analytique. A la fin des tests numériques, la précision obtenue pour la méthode inverse est d'environ 15% et celui de l'approche analytique est de 6%.

Les chapitres IV et V ont ensuite détaillé diverses applications expérimentales.

Les premiers essais présentés dans le chapitre IV ont été réalisés sur des matériaux modèles comme le cuivre commercialement pur et le fer pur. Afin d'éprouver la méthode, des tests ont également été réalisés sur un alliage CuBe2. Ces essais ont permis de mieux préciser les limites de la méthode inverse proposée en termes de dureté avec une valeur critique estimée 260 HV. L'effet de la taille des grains a également été mis en évidence.

Le chapitre V est consacré à des applications plus larges sur des matériaux industriels à base d'aluminium, d'acier et se termine avec une application sur un revêtement abrasable.

Toutes les applications sur les matériaux massifs de dureté inférieure à 220 HV se sont révélées très satisfaisantes au niveau des résultats de la méthode inverse et de l'approche analytique en impact et en indentation statique. Ces deux méthodes complémentaires ont clairement permis de proposer des lois de comportement statique et dynamique à partir de séries de dix essais d'indentations et d'impacts réalisés sur des échantillons ne nécessitant qu'une préparation simple assurant la planéité et le poli miroir des surfaces. L'approche analytique permet en particulier d'obtenir une approche de la courbe contrainte-déformation à partir de points expérimentaux en statique et en dynamique. Dans le cas des essais statiques, la comparaison avec des courbes de traction ont montré un très bon accord. Cette méthode pourrait donc être utilisée en complément ou en substitution pour les matériaux ne permettant pas de réaliser des essais de traction normalisés (échantillons de petites tailles, revêtements) ou dans le cas de pièces industrielles complexes. Pour les essais dynamiques, la méthode analytique et la méthode inverse donnent dans la plupart des cas des résultats très proches ce qui tend à renforcer la confiance que l'on peut avoir dans ces deux approches. Considérant qu'elles utilisent les mêmes résultats expérimentaux et donc ne nécessitent pas d'essais supplémentaires, leur utilisation conjointe est donc recommandée. Elles permettent enfin d'accéder facilement à des informations sur le comportement dynamique des matériaux. De plus la combinaison des essais statiques et dynamique permet d'estimer un coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation.

Cependant ces applications ont aussi permis de mettre en évidence un certain nombre de difficultés mais également quelques points que des études futures devront éclaircir.

Une des difficultés identifiées se situe au niveau de l'estimation des contraintes aux faibles déformations. En effet, la méthode inverse est basée sur les résultats de mesures d'empreintes résiduelles correspondantes à la déformation plastique après impact et ne pourra que très difficilement donner accès à la partie élastoplastique de la courbe. D'autre part la méthode analytique n'est développée que pour le domaine plastique. Dans les deux cas, le début de la courbe contrainte-déformation sera mal estimé. Cette difficulté est inhérente aux deux méthodes et ne pourra pas être résolue directement. Ceci implique en particulier que la limite d'élasticité du matériau ne sera pas accessible avec précision et ne pourra pas, sur ce point, concurrencer l'essai de traction. Dans le cas où le début de la courbe doit être défini avec précision, une autre approche devra sans doute être développée pour venir compléter les données issues des méthodes analytiques et inverses.

Une autre difficulté a été rencontrée lors de l'application de la méthode inverse sur un cordon de soudure et l'aluminium 7075-T651 et concerne la dureté des matériaux. Ces échantillons possèdent une dureté élevée de 289 et 196 Vickers ce qui complique la procédure d'identification inverse, puisque les empreintes résiduelles ne varient pas suffisamment au cours des dix impacts de référence. Des essais mettant en jeu des indenteurs de géométrie et taille différentes pourraient être réalisés de façon à provoquer une évolution plus marquée.

Il faut pourtant noter que cette sensibilité particulière de la méthode à la dureté peut être un atout important car elle permet de détecter de faibles variations de dureté comme illustré lors de l'étude sur l'acier de fonderie.

Une taille de grains supérieure à 250 μm a également été identifiée comme un facteur pouvant influencer la qualité du résultat obtenu. Bien que les essais conduits sur le fer pur contenant de gros grains aient donné de très bons résultats, les essais conduits sur l'alliage CuBe2 et sur des aciers inoxydables austénitiques (non présentés dans le manuscrit) conduisent à des lois de comportement identifiées par la méthode inverse éloignées des résultats analytiques. Cependant d'autres paramètres pouvant également rentrer en compte (structure cristalline, pureté des matériaux...), cet effet est difficile à quantifier et aucun seuil critique n'a pu être mis en évidence. Des études complémentaires devront être réalisées afin de clarifier cette influence de la taille de grains.

Le dernier matériau étudié est le revêtement abrasable qui présente de l'hétérogénéité et de la porosité. Généralement le comportement de ce type de matériaux suit une loi de densification ce qui n'est pas le cas de la loi de Hollomon utilisée dans la méthode inverse. En statique, l'approche analytique a proposé une estimation de la loi de comportement. Cette loi, utilisée pour la modélisation de l'essai de dureté HR15Y, a montré une très bonne corrélation entre la dureté HR15Y expérimentale et numérique, cohérence permettant de valider la loi proposée. La méthode inverse n'a en revanche pas pu converger sur les valeurs des forces. Ceci indique que les limites de la méthode inverse ont été atteintes, ce qui est sans doute normal pour ce type de matériaux si complexes. Dans la poursuite de l'étude, la méthode inverse pourra être améliorée en développant des bases de données utilisant des simulations qui prennent en compte l'aspect morphologique (porosité en particulier) de tels matériaux. Cette étude sera à rapprocher des travaux en cours réalisés par Delphine Aussavy consacrés à l'élaboration de modèles numériques permettant de prédire la valeur des modules d'élasticité et les propriétés thermiques des matériaux abrasables à partir de la description de leur morphologie.

References bibliographies

- [1] V. O. Abramov, O. V. Abramov, F. Sommer, O. M. Gradov, et O. M. Smirnov, « Surface hardening of metals by ultrasonically accelerated small metal balls », *Ultrasonics*, vol. 36, n° 10, p. 1013-1019, oct. 1998.
- [2] G. Kermouche, J. Rech, H. Hamdi, et J. M. Bergheau, « On the residual stress field induced by a scratching round abrasive grain », *Wear*, vol. 269, n° 1-2, p. 86-92, mai 2010.
- [3] S. P. F. C. Jaspers et J. H. Dautzenberg, « Material behaviour in conditions similar to metal cutting: flow stress in the primary shear zone », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 122, n° 2-3, p. 322-330, mars 2002.
- [4] G. Kermouche, J. L. Loubet, J. M. Bergheau, et (Prénom), « Extraction of stress–strain curves of elastic–viscoplastic solids using conical/pyramidal indentation testing with application to polymers », *Mech. Mater.*, vol. 40, n° 4-5, p. 271-283, avr. 2008.
- [5] G. Kermouche, J.-L. Loubet, et J.-M. Bergheau, « An approximate solution to the problem of cone or wedge indentation of elastoplastic solids », *Comptes Rendus Mécanique*, vol. 333, n° 5, p. 389-395, mai 2005.
- [6] W. C. Olivier et G. M. Pharr, « An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments », *Mater Res*, vol. 7, n° 6, p. 1564-1583, 1992.
- [7] G. Sundararajan et Y. Tirupataiah, « The localization of plastic flow under dynamic indentation conditions: I. Experimental results », *Acta Mater.*, vol. 54, n° 3, p. 565-575, févr. 2006.
- [8] Y. Tirupataiah et G. Sundararajan, « A dynamic indentation technique for the characterization of the high strain rate plastic flow behaviour of ductile metals and alloys », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 39, n° 2, p. 243-271, 1991.
- [9] H. Al Baida, G. Kermouche, et C. Langlade, « Development of an improved method for identifying material stress–strain curve using repeated micro-impact testing », *Mech. Mater.*, vol. 86, p. 11-20, juill. 2015.
- [10] H. Al Baida, C. Langlade, G. Kermouche, et R. Ambriz, « Identification du comportement mécanique des matériaux à l'aide d'essais de micro-impact répétés », *Matér. Tech.*, vol. 102, n° 6-7, p. 604, 2014.
- [11] H. Al Baida, C. Langlade, G. Kermouche, et R. R. Ambriz, « Identifying the stress–strain curve of materials by microimpact testing. Application on pure copper, pure iron, and aluminum alloy 6061-T651 », *J. Mater. Res.*, vol. 30, n° 14, p. 2222–2230, 2015.

-
- [12] M. Dao, K. Chollacoop, K. J. Van Vliet, T. A. Venkatesh, et S. Suresh, « Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation », *Acta Mater.*, p. 3899-3918, 2001.
- [13] J. Hollomon, « Tensile deformation. », *Trans AIME* 162 268, 1945.
- [14] N. Chollacoop, M. Dao, et S. Suresh, « Depth-sensing instrumented indentation with dual sharp indenters », *Acta Mater.*, vol. 51, n° 13, p. 3713-3729, août 2003.
- [15] J. Lee, C. Lee, et B. Kim, « Reverse analysis of nano-indentation using different representative strains and residual indentation profiles », *Mater. Des.*, vol. 30, n° 9, p. 3395-3404, oct. 2009.
- [16] M. Beghini, L. Bertini, et V. Fontanari, « Evaluation of the stress-strain curve of metallic materials by spherical indentation », *Int. J. Solids Struct.*, vol. 43, n° 7-8, p. 2441-2459, avr. 2006.
- [17] Y. Huang, X. Liu, Y. Zhou, Z. Ma, et C. Lu, « Mathematical Analysis on the Uniqueness of Reverse Algorithm for Measuring Elastic-plastic Properties by Sharp Indentation », *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 27, n° 7, p. 577-584, 2011.
- [18] C. Moussa, O. Bartier, G. Mauvoisin, X. Hernot, J.-M. Collin, et G. Delattre, « Experimental and numerical investigation on carbonitrided steel characterization with spherical indentation », *Surf. Coat. Technol.*, vol. 258, p. 782-789, nov. 2014.
- [19] G. Kermouche, F. Grange, et C. Langlade, « Local identification of the stress-strain curves of metals at a high strain rate using repeated micro-impact testing », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 569, p. 71-77, mai 2013.
- [20] G. Gary et H. Zhao, « Étude expérimentale du comportement dynamique des matériaux », *Mécanique Ind.*, vol. 1, n° 1, p. 15-26, janv. 2000.
- [21] G. R. Johnson et W. H. Cook, « A constitutive model and data for metals subjected to large strains high strain rates and high temperature », *Proc. 7th Int. Symp. Ballist.*, p. 541-547, 1983.
- [22] N. Ranc et A. Chrysochoos, « Calorimetric consequences of thermal softening in Johnson-Cook's model », *Mech. Mater.*, vol. 65, p. 44-55, oct. 2013.
- [23] « [http://www.techniques-ingenieur.fr/Métallurgie en mise en forme à chaud](http://www.techniques-ingenieur.fr/Métallurgie%20en%20mise%20en%20forme%20à%20chaud) », 2009.
- [24] J. R. Davis, *Tensile Testing, 2nd Edition*. ASM International, 2004.
- [25] A. Maurel-Pantel et A. Maurel-Pantel, « Experimental study and 3D finite element modelling of milling process: Applications to the identification of behaviour law parameters. », *Experimental study and 3D finite element modelling of milling process: Applications to the identification of behaviour law parameters.*, Université de Franche-Comté, Université de Franche-Comté, 2009.
- [26] D. Systems, *Abaqus Explicit*. 2011.

-
- [27] R. W. Armstrong et F. J. Zerilli, « DISLOCATION MECHANICS BASED ANALYSIS OF MATERIAL DYNAMICS BEHAVIOR », *J. Phys. Colloq.*, vol. 49, n° C3, p. C3-529-C3-534, sept. 1988.
- [28] Y. K. Tuğrul Özel, « Identification of constitutive material model parameters for high-strain rate metal cutting conditions using evolutionary computational algorithms », *Mater. Manuf. Process. - MATER MANUF PROCESS*, vol. 22, n° 5, 2007.
- [29] 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.
- [30] G. R. Cowper, P. S. Symonds, United States, Office of Naval Research, Brown University, et Division of Applied Mathematics, *Strain-hardening and strain-rate effects in the impact loading of cantilever beams*. Providence, R.I.: Division of Applied Mathematics, Brown University, 1957.
- [31] C. Hernandez, A. Maranon, I. A. Ashcroft, et J. P. Casas-Rodriguez, « A computational determination of the Cowper–Symonds parameters from a single Taylor test », *Appl. Math. Model.*, vol. 37, n° 7, p. 4698-4708, avr. 2013.
- [32] G. Kermouche, « Contribution à la modélisation théorique et numérique des essais d'indentation et de rayure », Ecole Centrale de Lyon, Lyon, 2005.
- [33] H. Oudin, « Introduction à la plasticité », p. 49, mai 2009.
- [34] J.-M. Collin, *Identifiabilité des paramètres de lois de comportement de matériaux par essais d'indentation continue*. Rennes 1, 2008.
- [35] K. L. Johnson, *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, 1985.
- [36] H. Hertz, « Uber die Berührung fester elastische Körper und uber die Härte (on the contact of rigid elastic solids and on hardness) », *Journal für die reine und angewandte. Mathematik* 92, p. 156-171, 1881.
- [37] D. Tabor, « The hardness of solids. », *J App Phys*, vol. 145, p. 179, 1971.
- [38] P. Diss, J. Lamon, L. Carpentier, J. L. Loubet, et P. Kapsa, « Sharp indentation behavior of carbon/carbon composites and varieties of carbon », *Carbon*, vol. 40, n° 14, p. 2567-2579, 2002.
- [39] E. Meyer, « Untersuchungen über Härteprüfung und Härte », *Z Ver Dtsch Ing*, vol. 52, p. 645-654, 1908.
- [40] R. Hill, B. Storakers, et A. B. Zdunek, « A Theoretical Study of the Brinell Hardness Test », *Proc. R. Soc. Lond. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 423, n° 1865, p. 301-330, juin 1989.
- [41] Y.-T. Cheng et C.-M. Cheng, « Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements », *Mater. Sci. Eng. R Rep.*, vol. 44, n° 4-5, p. 91-149, août 2004.
- [42] J.-P. Deville et A. Cornet, *Physique et ingénierie des surfaces*. EDP Sciences, 2012.

-
- [43] J. Lu, S. Suresh, et G. Ravichandran, « Dynamic indentation for determining the strain rate sensitivity of metals », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 51, n° 11-12, p. 1923-1938, nov. 2003.
- [44] G. Subhash, B. J. Koeppel, et A. Chandra, « Dynamic Indentation Hardness and Rate Sensitivity in Metals », *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 121, n° 3, p. 257-263, juill. 1999.
- [45] C. H. Mok et J. Duffy, « The dynamic stress-strain relation of metals as determined from impact tests with a hard ball », *Int J Mech Sci*, vol. 7, p. 355-371, 1965.
- [46] C.-H. Mok, « The dependence of yield stress on strain rate as determined from ball-indentation tests », *Exp. Mech.*, vol. 6, n° 2, p. 87-92, févr. 1966.
- [47] J. Lu, S. Suresh, et G. Ravichandran, « Dynamic indentation for determining the strain rate sensitivity of metals », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 51, n° 11-12, p. 1923-1938, nov. 2003.
- [48] M. Pasha, C. Hare, A. Hassanpour, et M. Ghadiri, « Numerical analysis of strain rate sensitivity in ball indentation on cohesive powder Beds », *Chem. Eng. Sci.*, vol. 123, p. 92-98, févr. 2015.
- [49] D. Tabor, *The Hardness of Metals*. Oxford University Press, 2000.
- [50] J. R. Matthews, « Indentation hardness and hot pressing », *Acta Metall.*, vol. 28, n° 3, p. 311-318, mars 1980.
- [51] Y. Tirupataiah et G. Sundararajan, « On the constraint factor associated with the indentation of work-hardening materials with a spherical ball », *Metall. Trans. A*, vol. 22, n° 10, p. 2375-2384, oct. 1991.
- [52] Y. P. Cao et J. Lu, « A new method to extract the plastic properties of metal materials from an instrumented spherical indentation loading curve », *Acta Mater.*, vol. 52, n° 13, p. 4023-4032, août 2004.
- [53] A. Nayebi, R. El Abdi, O. Bartier, et G. Mauvoisin, « New procedure to determine steel mechanical parameters from the spherical indentation technique », *Mech. Mater.*, vol. 34, n° 4, p. 243-254, avr. 2002.
- [54] S. Kucharski et Z. Mróz, « Identification of yield stress and plastic hardening parameters from a spherical indentation test », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 49, n° 11, p. 1238-1250, nov. 2007.
- [55] J.-M. Collin, G. Mauvoisin, O. Bartier, R. El Abdi, et P. Pilvin, « Experimental evaluation of the stress-strain curve by continuous indentation using different indenter shapes », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 501, n° 1-2, p. 140-145, févr. 2009.
- [56] J.-M. Collin, G. Mauvoisin, et P. Pilvin, « Materials characterization by instrumented indentation using two different approaches », *Mater. Des.*, vol. 31, n° 1, p. 636-640, janv. 2010.

-
- [57] A. Gavrus, « Identification automatique des paramètres rhéologiques par analyse inverse », phdthesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1996.
- [58] M. Futakawa, T. Wakui, Y. Tanabe, et I. Ioka, « Identification of the constitutive equation by the indentation technique using plural indenters with different apex angles », *J. Mater. Res.*, vol. 16, n° 8, p. 2283 - 2292, 2001.
- [59] H. Lan et T. A. Venkatesh, « Determination of the elastic and plastic properties of materials through instrumented indentation with reduced sensitivity », *Acta Mater.*, vol. 55, n° 6, p. 2025-2041, avr. 2007.
- [60] X. Chen, N. Ogasawara, M. Zhao, et N. Chiba, « On the uniqueness of measuring elastoplastic properties from indentation: The indistinguishable mystical materials », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 55, n° 8, p. 1618-1660, août 2007.
- [61] Y.-T. Cheng et C.-M. Cheng, « Can stress–strain relationships be obtained from indentation curves using conical and pyramidal indenters? », *J. Mater. Res.*, vol. 14, n° 09, p. 3493–3496, 1999.
- [62] C. Moussa, O. Bartier, G. Mauvoisin, P. Pilvin, et G. Delattre, « Characterization of homogenous and plastically graded materials with spherical indentation and inverse analysis », *J. Mater. Res.*, vol. 27, n° 01, p. 20–27, 2012.
- [63] 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.
- [64] J.-M. Collin, T. Parenteau, G. Mauvoisin, et P. Pilvin, « Material parameters identification using experimental continuous spherical indentation for cyclic hardening », *Comput. Mater. Sci.*, vol. 46, n° 2, p. 333-338, août 2009.
- [65] A. C. Sekkal, C. Langlade, et A. B. Vannes, « Tribologically transformed structure of titanium alloy (TiAl6V4) in surface fatigue induced by repeated impacts. », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 393, p. 140-146, 2005.
- [66] S. Lamri, C. Langlade, G. Kermouche, et V. Martinez, « Estimation of the stress relief induced in CRN thin films by buckling. », *Mater. Sci. Eng. A*, 2010.
- [67] G. Kermouche, F. Grange, et C. Langlade, « Local identification of the stress–strain curves of metals at a high strain rate using repeated micro-impact testing », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 569, p. 71-77, mai 2013.
- [68] S. Lamri, *Mécanismes d'endommagement des dépôts minces sous impact répété*. Belfort-Montbéliard, 2010.
- [69] F. Ledrappier, *Méthodologie d'étude pour optimiser la tenue en fatigue superficielle de dépôts minces*. Ecully, Rhône, France: Ecole centrale de Lyon, 2005.
- [70] S. Lamri, C. Langlade, et G. Kermouche, « Damage phenomena of thin hard coatings submitted to repeated impacts: Influence of the substrate and film properties », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 560, p. 296-305, janv. 2013.

-
- [71] J.-M. Collin, G. Mauvoisin, et P. Pilvin, « Identification des paramètres de lois de comportement des métaux par test d'indentation sphérique », *Matér. Tech.*, vol. 96, n° Hors Série, p. 105-113, 2008.
- [72] G. Kermouche, G. Pacquaut, C. Langlade, et J.-M. Bergheau, « Investigation of mechanically attrited structures induced by repeated impacts on an AISI1045 steel », *Comptes Rendus Mécanique*, vol. 339, n° 7-8, p. 552-562, juill. 2011.
- [73] X. Hernot, O. Bartier, G. Mauvoisin, et J.-M. Collin, « A universal formulation for indentation whatever the indenter geometry », *Mech. Mater.*, vol. 81, p. 101-109, févr. 2015.
- [74] M. V. Swain, « Mechanical property characterisation of small volumes of brittle materials with spherical tipped indenters », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 253, n° 1-2, p. 160-166, sept. 1998.
- [75] N. Huber et C. Tsakmaki, « Determination of constitutive properties from spherical indentation data using neural networks. Part ii: plasticity with nonlinear isotropic and kinematic hardening », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 47, n° 7, p. 1589-1607, juin 1999.
- [76] H. Y. Miao, S. Larose, C. Perron, et M. Lévesque, « Numerical simulation of the stress peen forming process and experimental validation », *Adv. Eng. Softw.*, vol. 42, n° 11, p. 963-975, nov. 2011.
- [77] F. GRANGE, « Identification du comportement à haute vitesse de déformation des aciers par micro-percussion répétée », Rapport de stage, 2010.
- [78] C. Peng, Y. Zhong, Y. Lu, S. Narayanan, T. Zhu, et J. Lou, « Strain rate dependent mechanical properties in single crystal nickel nanowires », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 102, n° 8, p. 083102, févr. 2013.
- [79] V. Lacaille, G. Kermouche, D.-Y. T. Spinel, E. Feulvarch, C. Morel, et J.-M. Bergheau, « Modeling nitriding enhancement resulting from the NanoPeening treatment of a Pure Iron », *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 63, n° 1, p. 012124, août 2014.
- [80] D. Ostwaldt, J. R. Klepaczko, et P. Klimanek, « Compression Tests of Polycrystalline α -Iron up to High Strains Over a Large Range of Strain Rates », *J. Phys. IV*, vol. 07, n° C3, p. C3-385-C3-390, août 1997.
- [81] « Grain boundary strengthening », *Wikipedia, the free encyclopedia*. 04-août-2015.
- [82] « <http://www.matthey.ch>. Guide To Copper Beryllium. » 08-oct-2015.
- [83] R. R. Ambriz, C. Froustey, et G. Mesmacque, « Determination of the tensile behavior at middle strain rate of AA6061-T6 aluminum alloy welds », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 60, p. 107-119, oct. 2013.
- [84] N. Salvat, A. Batailly, et M. Legrand, « Modeling of Abradable Coating Removal in Aircraft Engines Through Delay Differential Equations », *J. Eng. Gas Turbines Power*, vol. 135, n° 10, p. 102102-102102, août 2013.
- [85] « Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials. ASTM E18 - 15 ». 2015.

-
- [86] « Saga Web - NF EN ISO 6506-1 ». [En ligne]. Disponible sur: <http://sagaweb.afnor.org/fr-FR/sw/consultation/xml/1408517/?menu=True&supNumDos=FA173751&type=chapter&page=6>. [Consulté le: 28-août-2015].
- [87] *Analyse des structures et milieux continus: mécanique des structures*. PPUR presses polytechniques, 2000.
- [88] G. Kermouche, E. Barthel, D. Vandembroucq, et P. Dubujet, « Mechanical modelling of indentation-induced densification in amorphous silica », *Acta Mater.*, vol. 56, n° 13, p. 3222-3228, août 2008.

SPIM

■ École doctorale SPIM - Université de Technologie Belfort-Montbéliard
F - 90010 Belfort Cedex ■ tél. +33 (0)3 84 58 31 39
■ ed-spim@univ-fcomte.fr ■ www.ed-spim.univ-fcomte.fr

