



HAL
open science

Contribution à la caractérisation et à la modélisation de l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement en découpage de tôles minces

Abdelhamid Touache

► To cite this version:

Abdelhamid Touache. Contribution à la caractérisation et à la modélisation de l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement en découpage de tôles minces. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Franche-Comté, 2006. Français. NNT: . tel-00132399

HAL Id: tel-00132399

<https://theses.hal.science/tel-00132399>

Submitted on 21 Feb 2007

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.

THÈSE

présentée à

**L'U.F.R. DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE L'UNIVERSITÉ DE
FRANCHE-COMTÉ**

pour obtenir le
Grade de docteur de l'université de Franche-Comté
Spécialité : Sciences pour l'Ingénieur

**Contribution à la caractérisation et à la modélisation
de l'influence de la vitesse et de la température sur le
comportement en découpage de tôles minces**

Par

Abdelhamid TOUACHE

Soutenue le 14 Décembre 2006 devant la Commission d'Examen :

Rapporteur	J.L. BATOZ	Professeur, Université de Technologie de Compiègne
Rapporteur	Y.Q. GUO	Professeur, Université de Reims
Président de jury	R. HAMBLI	Professeur, Université d'Orléans
Directeur de thèse	P. PICART	Professeur, Université de Franche-Comté
Examineur	J. CHAMBERT	Maître de conférences, Université de Franche-Comté
Examineur	S. THIBAUD	Maître de conférences, Université de Franche-Comté

Remerciements

J'adresse mes remerciements à :

Monsieur Ridha Hambli, professeur à l'université d'Orléans, pour m'avoir fait l'honneur d'être président de jury,

Monsieur Jean-Louis Batoz, professeur à l'Université de Technologie de Compiègne, qui a accepté d'être rapporteur de ce mémoire,

Monsieur Ying-Qiao Guo, professeur à l'Université de Reims, qui a également accepté d'être rapporteur de ce mémoire,

Monsieur Philippe Picart, professeur à l'Université de Franche-Comté, pour m'avoir proposé ce sujet de thèse et avoir su rester disponible malgré ses nombreuses responsabilités. Qu'il trouve dans ce travail, ma profonde gratitude vis-à-vis les connaissances qu'il m'a apportées,

Monsieur Jérôme Chambert, Maître de Conférence à l'Université de Franche-Comté, pour le co-encadrement, les discussions enrichissantes et son aide intellectuelle durant les trois années de thèse,

Monsieur Sébastien Thibaud, Maître de Conférence à l'Université de Franche-Comté, pour le co-encadrement son aide et ses recommandations scientifiques précieuses.

L'ensemble du personnel du LMARC, permanent ou pas, qu'il m'ait été donné de cotoyer durant ces trois années.

L'ensemble des thésards du LMARC avec qui j'ai travaillé, discuté et rigoler,

Mes amis avec qui j'ai passé d'agréables moments,

Et en fin, je remercie très tendrement mes très chers parents et mes frères Mohammad, Abdelwahed et Assia, pour m'avoir soutenu le long de ma vie universitaire.

Sommaire

Introduction générale	1
------------------------------	----------

Chapitre I : Etat de l'art en découpage de tôles minces	5
--	----------

1	Un peu d'histoire	6
2	Synthèse des travaux expérimentaux	7
2.1	Procédé de découpage des tôles minces	7
2.2	Caractérisation du procédé	8
2.2.1	<i>Courbe effort-déplacement</i>	8
2.2.2	<i>Profil de la pièce découpée</i>	9
2.3	Paramètres influents	10
2.3.1	<i>Paramètres géométriques</i>	10
2.3.2	<i>Paramètres liés au matériau</i>	15
2.4	Bilan	18
3	Développements numériques	19
3.1	Simulation numérique du découpage	19
3.2	Aspects maillage et remaillage	20
3.3	Aspects mécaniques	21
3.3.1	<i>Comportement sans prise en compte de l'endommagement</i>	21
3.3.2	<i>Comportement avec prise en compte de l'endommagement</i>	22
3.3.3	<i>Modélisation de l'initiation et de la propagation de la rupture</i>	23
3.4	Simulation tridimensionnelle du découpage	25
4	Conclusion	27

Chapitre II : Présentation du code éléments finis Blankform	29
--	-----------

1	Introduction	30
	Méthodologie de maillage et de remaillage pour la simulation du	
2	découpage	30
2.1	Maillage initial	30
2.2	Remaillage	31
3	Transport des champs et des conditions aux limites	32
3.1	Transport des conditions aux limites	32
3.2	Transport des champs nodaux	33
3.3	Transport des champs aux points d'intégration	34
4	Méthode Implicite pour l'intégration temporelle	35

5	Contact unilatéral	37
6	Intégration des lois de comportement	38
6.1	Notions générales	39
6.2	Schéma d'intégration des équations constitutives	40
6.3	Comportement thermo-élasto-viscoplastique en grandes déformations	42
6.3.1	<i>Prédiction élastique</i>	42
6.3.2	<i>Correction plastique, schéma de retour radial</i>	43
6.3.3	<i>Calcul de l'opérateur tangent cohérent</i>	45
7	Endommagement et rupture	46
7.1	Modèles couplés d'endommagement	46
7.1.1	<i>Modèle d'endommagement de Lemaitre</i>	46
7.1.2	<i>Modèle d'endommagement de Gurson</i>	48
7.2	Critères d'amorce de fissures	49
7.3	Outils numériques pour la propagation de fissures	50
8	Conclusion	51

Chapitre 3 : Caractérisation et modélisation de l'influence de la vitesse et de la température	53
---	-----------

1	Introduction	54
2	Modèles de comportement thermo - élasto - viscoplastique	54
2.1	Modèle de Johnson-Cook	55
2.2	Modèle de Prandtl-Ludwik	55
2.3	Modèle de Zener-Holomon	56
2.4	Modèle de Armstrong-Zerilli	56
2.5	Modèle de Picart	57
2.6	Conclusion	57
3	Caractérisation expérimentale d'un alliage cuivreux	57
3.1	Moyens et méthodes	57
3.2	Essais à température ambiante	59
3.3	Essais à vitesse imposée	63
4	Modélisation et identification du comportement	64
4.1	Loi d'écoulement proposée pour la nuance CuNiP	64
4.2	Identification des paramètres de la loi d'écoulement	65
5	Implémentation dans le code EF Blankform et validation	65
6	Exploitation en simulation du découpage.	67
6.1	Présentation du modèle éléments finis	67
6.2	Résultats de la simulation numérique du découpage	68
6.2.1	<i>Prédiction de la courbe effort/déplacement</i>	68
6.2.2	<i>Analyse de la distribution de la température et de la vitesse de déformation.</i>	70
6.2.3	<i>Influence du jeu poinçon/matrice</i>	71
6.2.4	<i>Influence des rayons R_p et R_m</i>	73
6.2.5	<i>Influence de la vitesse du poinçon</i>	74

7	Conclusion	76
---	------------	----

Chapitre 4 : Découpage avec recristallisation dynamique : Application au Cua1	77
--	-----------

1	Contexte et motivations de l'étude	78
2	Phénomène physique de la recristallisation dynamique	79
3	Modèles de lois de comportement avec recristallisation dynamique	81
3.1	Modèle d'Avrami	81
3.2	Modèle de Sandstrom et Lagneborg (1975)	82
3.3	Modèles Monte Carlo	82
4	Caractérisation expérimentale	83
4.1	Matériau étudié	83
4.2	Essais de traction	84
4.2.1	<i>Sensibilité à la température</i>	84
4.2.2	<i>Sensibilité à la vitesse</i>	86
5	Modélisation phénoménologique du comportement avec recristallisation dynamique	89
5.1	Inégalité de Clausius-Duhem	89
5.2	Formulation de l'énergie libre spécifique d'Helmholtz	90
5.2.1	<i>Définition des variables d'état</i>	90
5.2.2	<i>Additivité des taux de déformations</i>	90
5.2.3	<i>Lois d'état et potentiel thermodynamique</i>	91
5.2.4	<i>Matériaux standard généralisés</i>	92
5.3	Dissipation et lois complémentaires	92
5.3.1	<i>Principe de dissipation maximum</i>	93
5.3.2	<i>Choix de la fonction potentielle associée au comportement thermo-élasto-viscoplastique</i>	94
5.3.3	<i>Choix de la fonction potentielle associée à la recristallisation dynamique</i>	95
6	Validation de l'implémentation numérique	98
6.1	Essai de traction simple	98
6.2	Essais de cisaillement simple	100
6.3	Eprouvette de traction	101
7	Exploitation en simulation du découpage	103
8	Conclusion	107

Chapitre 5 : Simulation numérique tridimensionnelle du découpage	109
---	------------

1	Introduction	110
2	Présentation du problème étudié	111
2.1	Description géométrique et conditions aux limites	111
2.2	Maillage éléments finis	112
2.3	Paramètres de la simulation	114
3	Analyse de sensibilité	115

3.1	Remarques préliminaires	115
3.2	Configuration de référence	115
3.3	Influence du rayon dans les coins de l'empreinte rectangulaire	117
3.4	Influence du jeu poinçon-matrice	120
3.5	Influence de la distance entre poinçons	121
4	Conclusion	123
<hr/>		
	Conclusions générales et perspectives	125
<hr/>		
	Bibliographie	129
<hr/>		

Introduction générale

Le découpage mécanique de tôle en faible épaisseur est un procédé largement utilisé pour la fabrication de petits composants pour les systèmes électroniques dans de nombreuses entreprises de Franche-Comté. Les phases de conception et de fabrication reposent pour l'essentiel sur des approches basées sur le savoir-faire des opérateurs et sur des règles empiriques qui ne suffisent plus dans un contexte mondial fortement concurrentiel. En outre, la mise en œuvre de méthodes plus scientifiques est indispensable si l'on souhaite avoir un meilleur contrôle des qualités mécaniques et géométriques des composants fabriqués. Celles-ci dépendent non seulement des paramètres technologiques (géométrie des outils et des matrices, cadence de frappe, conditions de lubrification, de frottement, etc.), mais également du comportement mécanique des matériaux utilisés (déformations élastique et plastique, endommagement, mécanismes de rupture et nature de la microstructure). La très faible taille des composants fabriqués les rend d'autant plus sensibles aux variations de ces paramètres. Depuis 1999, l'équipe Mise en Forme des Matériaux du Laboratoire de Mécanique Appliquée R. Chaléat (LMARC), qui est un département de l'institut FEMTO-ST, a engagé des travaux de recherche en étroite collaboration avec la société AUGÉ Découpage (fabriquant de supports pour semi-conducteurs de puissance appelés leadframes). Un partenariat a également été entrepris avec les sociétés BRUDERER (fabriquant de presses de découpage) et GRISSET (fournisseur de tôles en alliages cuivreux). Ces travaux contribuent à une meilleure compréhension scientifique des phénomènes mis en jeu lors du découpage de haute précision des métaux à grande vitesse. Au cours de ses six dernières années, cinq thèses complémentaires traitant du découpage sous différents aspects ont été engagées sur les thématiques suivantes :

- Modélisation et simulation numérique du découpage des métaux (thèse de V. LEMIALE avec une bourse MENRT au LMARC, soutenue en juin 2004),
- Evaluation des paramètres technologiques influents sur le résultat d'une opération de découpage (thèse de S. MEUNIER en contrat CIFRE avec AUGÉ Découpage et partenariat avec le LMARC, soutenue en décembre 2005),
- Caractérisation de la découpeabilité des alliages cuivreux (thèse de F. GREBAN en contrat CIFRE avec AUGÉ Découpage et partenariat avec le Laboratoire de Microanalyse des Surfaces (LMS) et le LMARC, soutenue en février 2006),

- Influence de la vitesse et de la température sur le découpage d'alliages cuivreux (thèse d'A. TOUACHE avec une bourse MENRT au LMARC),
- Mesure, analyse, et modélisation de l'usure des outils de découpage (thèse d'H. MAKICH en contrat Région avec AUGÉ Découpage, le LMS et le LMARC, commencée en septembre 2006).

Il est à signaler que les deux doctorants en contrat CIFRE ont été embauchés par AUGÉ Découpage à l'issue de leur thèse.

Le rôle du LMARC dans ces diverses collaborations est d'apporter ses compétences, d'une part dans le domaine de la modélisation et de la simulation numérique en mise en forme des matériaux, et d'autre part dans le domaine de la caractérisation mécanique des matériaux. L'objectif global est d'apporter une contribution à la caractérisation et à la modélisation mécanique du comportement des matériaux en découpage. Les modèles proposés sont ensuite implémentés dans le code de calcul par éléments finis appelé Blankform©, code dédié à la simulation du découpage et développé au sein de l'équipe Mise en Forme des Matériaux dans le cadre des travaux de recherche précédemment cités.

Les travaux présentés dans ce mémoire s'inscrivent parfaitement dans cette problématique. En effet, ces travaux concernent, d'une part la modélisation mécanique et la simulation numérique du découpage au travers de l'analyse des effets de la vitesse et de la température, et d'autre part la caractérisation mécanique de certains alliages cuivreux utilisés dans le découpage par la réalisation de plusieurs campagnes d'essais expérimentaux.

Ce mémoire traite principalement de l'influence de la vitesse et de la température sur le découpage d'alliages cuivreux ainsi que le phénomène de recristallisation dynamique observé dans certaines conditions. Il s'articule autour de cinq chapitres.

Le premier chapitre présente une analyse bibliographique du découpage en mettant l'accent, d'une part sur les travaux expérimentaux et numériques effectués, et d'autre part sur les manques pour lesquels des développements restent à réaliser. Le second chapitre présente les outils numériques développés initialement dans le code de calcul par éléments finis Blankform©. Nous nous attachons particulièrement aux points qui ont fait l'objet de modifications et de développements pour les besoins de la thèse. Nous présentons les algorithmes utilisés pour le remaillage, le contact et le calcul local des contraintes. Nous décrivons succinctement ensuite les approches utilisées pour traiter de l'endommagement et de la fissuration de la tôle. Le troisième chapitre traite de la modélisation et de la caractérisation expérimentale de l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement d'alliages de cuivre, le CuNiP notamment,

dans le cadre du procédé de découpage de tôles minces. Le quatrième chapitre concerne la modélisation du phénomène de recristallisation dynamique qui est présent lors du découpage de tôles en cuivre notamment pour la nuance Cua1. Dans le cinquième chapitre est proposée une simulation numérique tridimensionnelle du découpage à partir d'un cas de figure rencontré dans l'industrie. En guise de conclusion, une synthèse rappelle les principales contributions de ce travail. Enfin, nous décrivons les perspectives ouvertes par cette étude.

Etat de l'art en découpage de tôles minces

1	Un peu d'histoire	6
2	Synthèse des travaux expérimentaux	7
2.1	Procédé de découpage des tôles minces	7
2.2	Caractérisation du procédé	8
2.3	Paramètres influents	10
2.4	Bilan	18
3	Développements numériques	19
3.1	Simulation numérique du découpage	19
3.2	Aspects maillage et remaillage	20
3.3	Aspects mécaniques	21
3.4	Simulation tridimensionnelle du découpage	25
4	Conclusion	27

1 Un peu d'histoire

L'étude scientifique du procédé de découpage des tôles a réellement débuté à partir de 1950. A cette époque, l'objectif était d'optimiser les paramètres technologiques permettant de découper avec un effort minimal. Les premières études expérimentales portaient sur l'impact du jeu, de la courbure des outils et de l'angle du poinçon [1]. L'analyse des résultats se concentre sur l'effort maximal et sa position par rapport à la pénétration du poinçon, la pénétration à rupture et l'énergie de découpage. Chang [1] présente une méthode graphique pour l'approximation de la courbe effort/déplacement. Cette méthode permet de calculer l'effort de découpage quelle que soit la valeur de l'angle en bout du poinçon si l'on dispose de cette dernière courbe pour une valeur donnée de l'angle en bout. L'objectif étant toujours la prédiction de l'effort maximal de découpage pour un dimensionnement optimal des presses. Les premières analyses des modes de rupture commencent également à la même période. Les années 60 marquent l'apparition des premiers modèles théoriques de découpage [2-4]. Cependant ces modèles sont basés sur des hypothèses assez grossières : les hypothèses géométriques ne prennent pas en compte correctement le champ de déplacement et les hypothèses relatives au comportement matériel considèrent généralement celui-ci comme étant élastique ou rigide plastique alors que les matières découpées présentent des comportements plus complexes. Les études expérimentales menées en parallèle [3-6] avaient pour objectif la caractérisation des paramètres conditionnant le procédé. En effet, l'influence de la vitesse de coupe a été largement étudiée durant cette période. Une synthèse des résultats de ces travaux est donnée par [5].

Les progrès dans le domaine informatique ont permis le développement des méthodes numériques pour la résolution de problèmes physiques et plus particulièrement les problèmes mécaniques de calcul des structures. On peut citer par exemple la méthode des éléments finis. Le découpage implique de grandes déformations et de grands déplacements, les phénomènes introduits ont la plupart du temps un caractère fortement non linéaire. Là encore, l'outil informatique a permis la mise en œuvre des méthodes numériques avec des temps de calculs limités. Grâce à ces développements, un algorithme pour la modélisation de l'indentation est présenté par [7], cet algorithme a été utilisé pour modéliser le découpage par [8]. En parallèle, de nouvelles techniques expérimentales ont été développées pour mieux comprendre les phénomènes liés à la vitesse de déformation et à la localisation de la déformation [9].

Les années 80 ont été marquées par l'intégration des phénomènes d'endommagement dans les modèles de comportement des matériaux utilisés dans les codes de calcul par éléments finis. L'utilisation de ce type de modèles pour la simulation du découpage permet une meilleure prédiction du procédé [10-18]. On distingue deux grandes familles de modèles pour la prise en

compte de l'endommagement : endommagement couplé et endommagement non couplé [12, 13, 19]. Dans les travaux les plus récents, on s'intéresse de plus en plus à la prise en compte des effets de la température et de la vitesse [20-23].

2 Synthèse des travaux expérimentaux

2.1 Procédé de découpage des tôles minces

L'opération de découpage consiste à enlever de la matière par cisaillement. La matière à découper disponible sous forme de tôle (appelée généralement flan, bande, etc.) est maintenue dans l'outil de découpage par la matrice et le serre flan. La séparation de la matière est assurée grâce aux parties coupantes de l'outil de découpage : la matrice et le poinçon. Dans la configuration la plus utilisée pour ce type de procédés, l'outil de découpage présenté schématiquement par la figure 1.1 est composé de trois blocs principaux:

- Bloc poinçon: Il porte le poinçon dont le contour extérieur correspond à la forme à découper. Il est animé d'un mouvement de translation vertical alternatif via le coulisseau d'une presse afin de permettre la pénétration du poinçon dans la matière puis sa remontée.
- Bloc matrice: Il contient l'empreinte à découper. L'écrasement de la matière découpée entre l'arête coupante de l'empreinte et celle du poinçon permet de concentrer l'effort exercé sur la zone séparant le rayon de la matrice et le rayon du poinçon. Le bloc matrice permet également de positionner la bande pendant le découpage.
- Bloc serre-flan ou dévêtisseur : Il est généralement lié au bloc poinçon par des ressorts, il assure le maintien de la bande pendant la découpe. Dans de nombreuses applications, le serre-flan sert aussi à dévêtir le poinçon de la bande.

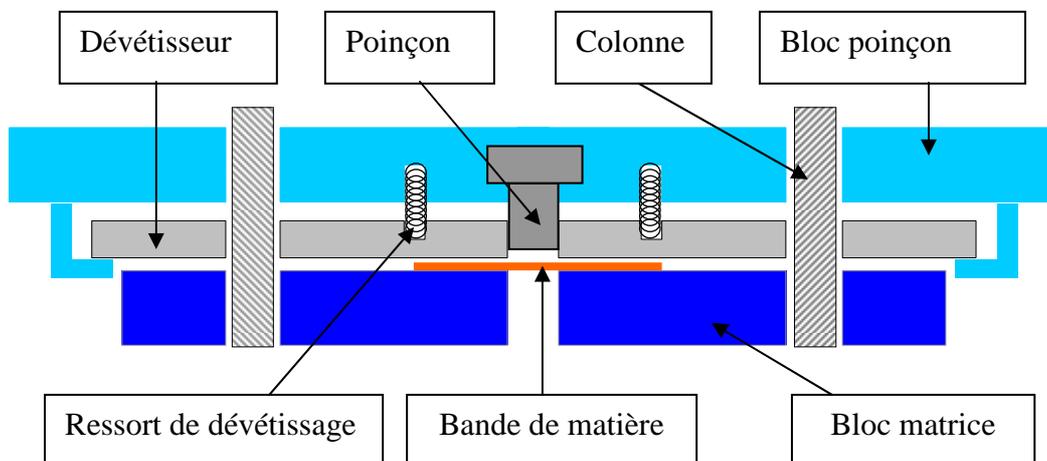


Figure 1.1 : Schématisation d'un outil de découpage de tôles minces.

Dans cette configuration, le produit final est la tôle ajourée. Dans le cas où le produit final correspond au morceau de tôle extrait de la bande, il est possible d'améliorer la qualité de la pièce finale en modifiant la forme du serre-flan (dévétisseur) par l'adjonction d'une forme en V de par et d'autre de la pièce découpée. La figure 1.2 montre schématiquement la forme du serre flan pour le découpage fin.

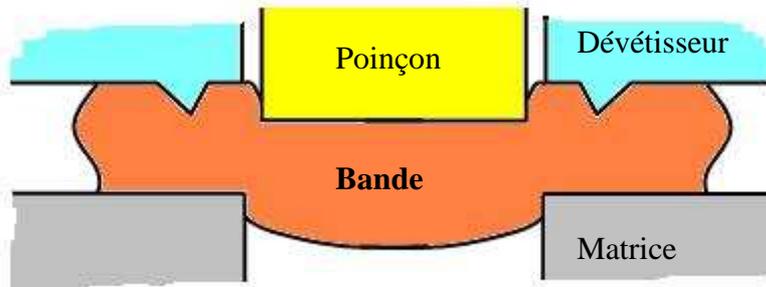


Figure 1.2 : Schématisation du découpage fin.

2.2 Caractérisation du procédé

Dans la littérature, la caractérisation d'un procédé de découpage est très souvent réalisée en se basant sur deux aspects : la courbe effort/déplacement du poinçon et le profil dans l'épaisseur de la pièce découpée.

2.2.1 Courbe effort-déplacement

Dans [5, 24-26] on trouve la définition des phases principales de la courbe effort-déplacement du procédé de découpage (voir figure 1.3).

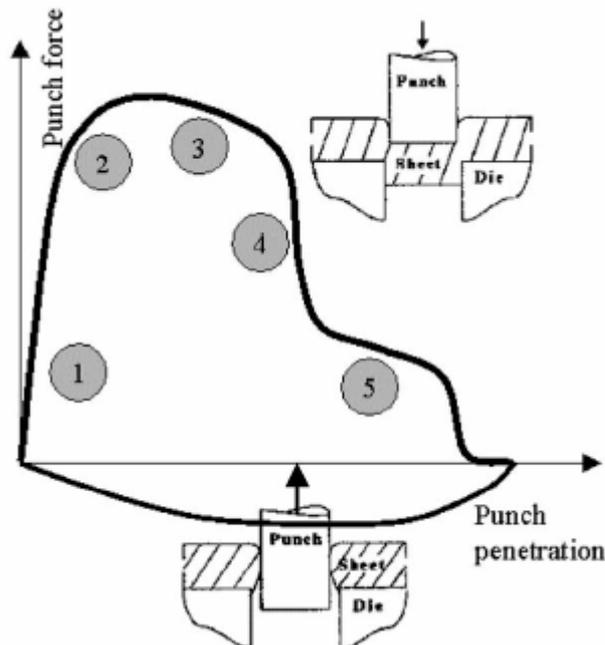


Figure 1.3 : Représentation de la forme générale de la courbe effort/ déplacement [25].

- **Phase 1** : Déformation élastique de la tôle et apparition d'une déformation plastique localisée autour des arêtes des outils coupants.
- **Phase 2** : Formation d'une bande de cisaillement plastique ou ligament.
- **Phase 3** : Réduction de l'épaisseur de la bande cisillée et endommagement du matériau. Une intégration de la courbe sur les phases 1, 2 et 3 permet le calcul de l'énergie nécessaire pour déclencher la rupture du matériau.
- **Phase 4** : Apparition et propagation des fissures, réduction rapide de la section cisillée et par conséquent la chute de l'effort.
- **Phase 5** : Expulsion de la partie découpée, elle nécessite de vaincre les frottements accentués par le retour élastique. L'intégration de la courbe pendant la phase 5 permet le calcul du travail des forces de frottement entre la partie découpée et la matrice.

2.2.2 Profil de la pièce découpée

La qualité d'un découpage est souvent fonction de l'aspect géométrique du bord découpé [27]. La figure 1.4 présente un Cliché MEB d'un profil de découpe, on distingue quatre zones principales sur le profil de la pièce découpée.



Figure 1.4 : Caractérisation du profil d'une pièce découpée [19].

- **La tombée de découpe (ou bombée)** : Elle apparaît dans la phase élasto-plastique du procédé. Plusieurs auteurs [12, 24] affirment que la forme du profil, à ce niveau, s'explique par la flexion de la matière sous l'effet du couple engendré entre le poinçon et la matrice. Cette forme est due bien évidemment à une déformation plastique. Les déformations sont bien réparties au départ du fait de la répartition homogène des déformations élastiques. En effet, au cours de la phase 1, citée au paragraphe précédent, le passage élastique/plastique se fait dans un premier temps sans phénomène de localisation, et puisque le champ des déformations

élastiques ne présente pas de gradient important, la répartition des déformations plastiques au cours de la phase élasto-plastique n'est pas très différente de celle du champ élastique de départ.

- **La partie cisailée (lisse)** : Elle est caractérisée par sa forme quasi-rectiligne, elle correspond à l'apparition d'une bande continue de déformation plastique. On parle ici d'écoulement plastique. Cette zone correspond aux phases 2 et 3 de la courbe effort/déplacement.

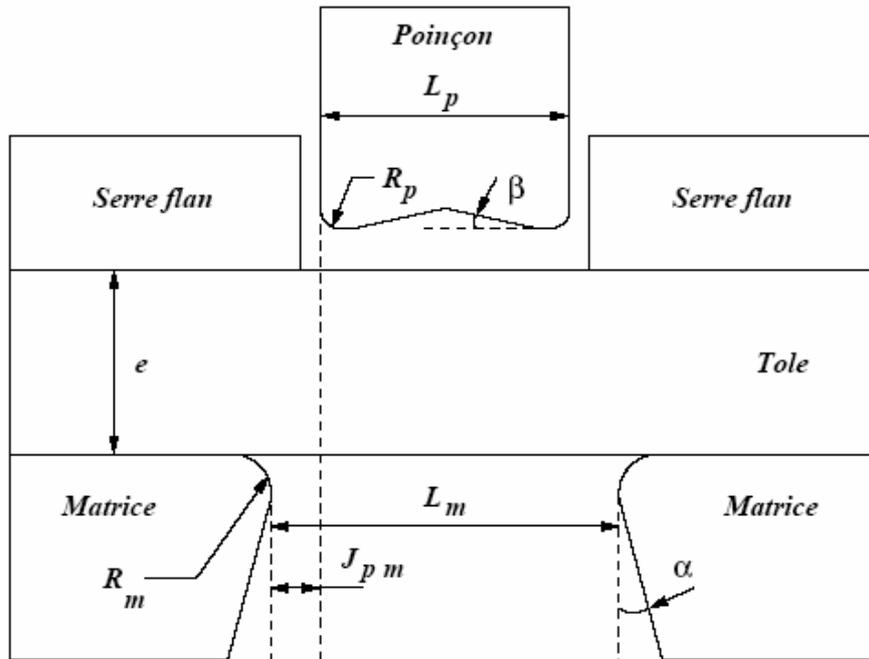
- **La partie arrachée** : Elle correspond à la rupture de la matière. En effet, dans la phase 3, le matériau subit une déformation importante localisée dans la bande de cisaillement entre le rayon du poinçon et le rayon de la matrice, les microfissures apparaissent et se propagent rapidement d'un bord à l'autre de la tôle.

- **La bavure** : Taupin et al. [26] affirment que la bavure résulte de la formation de la tombée de découpe en phase 1 et de l'initiation de fissures macroscopiques en phase 4.

2.3 Paramètres influents

2.3.1 Paramètres géométriques

Parmi les paramètres les plus influents dans un procédé de découpage, on compte les paramètres géométriques. La figure 1.5 présente une liste de ces paramètres.



- L_p Largeur ou diamètre (cas axisymétrique) du poinçon
- L_m Largeur ou diamètre (cas axisymétrique) de la matrice
- J_{pm} Jeu poinçon matrice, généralement donné en % de l'épaisseur de la tôle
- e Epaisseur
- R_p Rayon de l'arête coupante du poinçon
- R_m Rayon de l'arête coupante de la matrice
- β Angle de forme en bout du poinçon, de signe positif ou négatif
- α Angle de dépouille

Figure 1.5 : Paramètres géométriques caractéristiques du découpage [19].

Effets du jeu poinçon-matrice

C'est le paramètre le plus étudié dans le procédé découpage de tôles. Il a une grande influence sur la forme du profil et donc sur la qualité du procédé. Nous allons montrer dans un premier temps l'influence du jeu sur l'effort maximal de découpage, ensuite nous donnerons les résultats des travaux concernant l'influence du jeu sur le profil des pièces découpées.

Chang [1] montre une diminution de 9.2% de l'effort maximal de découpage lorsque le jeu passe de 0 à 20%. Cette tendance est valide pour l'ensemble des matériaux étudiés (Aluminium, Zinc, Cuivre, Laiton, Acier doux, Fonte) et même lorsque l'on change le rapport diamètre du poinçon/épaisseur découpée. Ces résultats seront confirmés par Trisley et al. [28] (voir figure 1.6).

Johnson et Slater [5] montrent, pour un alliage de cuivre (B.S. 1432), une valeur de l'effort maximal quasi-constante pour une variation du jeu de 0 et 11%. Zunkler [29] (cité par Johnson et Slater) montre une faible diminution de l'effort maximal, de l'ordre de 5%, lorsque le jeu varie de 1.59 à 8.34% pour des aciers. Pour le même type de matériaux, Choy et Balendra [30] montrent une

diminution de l'effort lorsque le jeu poinçon-matrice augmente de 0.5 à 5%. Ils notent également que l'analyse de l'effort maximal seul ne suffit pas pour caractériser le découpage. Ils se basent donc d'une part sur la pénétration à l'initiation de la rupture, et d'autre part sur la pénétration à rupture totale pour calculer l'énergie de séparation.

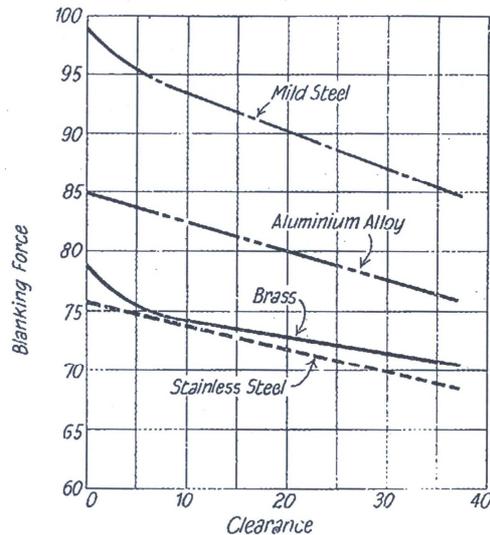


Figure 1.6 : Evolution de l'effort maximum de découpage en % de la résistance à la traction en fonction du jeu poinçon/matrice en % de l'épaisseur [28].

Plus récemment, pour des alliages cuivreux, Meunier [31] montre, par la méthode des plans d'expérience, que le jeu poinçon-matrice est un paramètre significatif pour l'analyse de l'effort maximal de découpage ainsi que pour sa position sur la courbe effort-déplacement. Les résultats obtenus sont conformes avec les résultats déjà cités. Ainsi l'effort diminue lorsque le jeu augmente.

Pour des aciers, Taupin et al. [26] montrent l'influence du jeu sur le profil en le faisant varier entre deux valeurs : 4.5 et 15%. En diminuant le jeu, la zone de tombée, la zone arrachée et la bavure diminuent, alors que la zone cisillée augmente de 75%. Hilditch et Hodgson [32] montrent des résultats cohérents avec les précédents pour d'autres matériaux et un intervalle de variation du jeu plus large [4%, 50%]. Les fiches conseils CETIM [33] présentent pour plusieurs matériaux l'évolution des différentes zones du profil en fonction du jeu. La figure 1.7 donne un exemple de ces fiches pour un alliage CuZn33 en état H12. En résumé, en faisant abstraction de l'influence du matériau, lorsque le jeu augmente, nous pouvons dégager les constatations suivantes :

- La hauteur de la zone tombée augmente,
- La hauteur de la zone cisillée diminue,

- La hauteur de la zone arrachée augmente puis diminue pour des valeurs du jeu élevées (>20%).
- La hauteur de la bavure augmente.

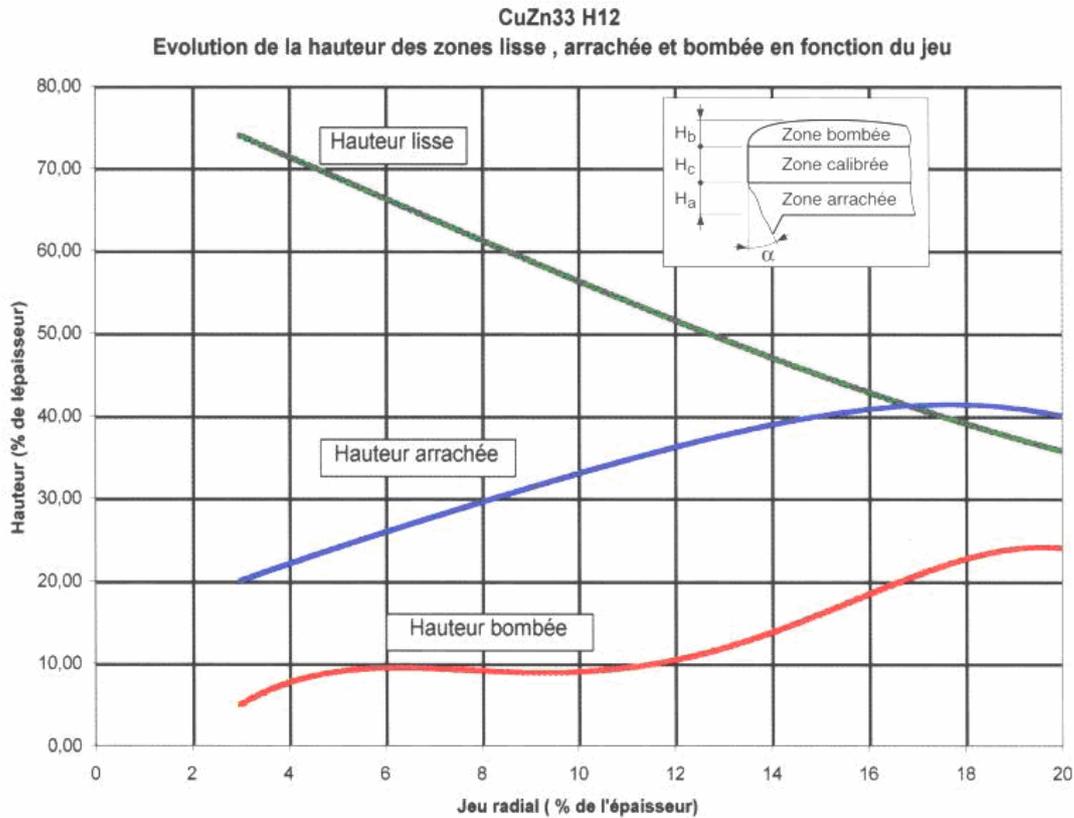


Figure 1.7 : Influence du jeu poinçon/matrice sur le profil découpé (fiches conseils CETIM).

Le trajet de la fissure est fortement influencé par le jeu. En effet, plusieurs travaux [34] montrent que l'aspect de la zone arrachée est dépendant de la valeur du jeu. En fait, pour des jeux très importants ou très faibles, les deux fissures amorcées au niveau de l'arête poinçon et de l'arête matrice risquent de ne pas se rejoindre.

Effets des rayons des arêtes coupantes du poinçon et de la matrice

L'étude de l'influence des rayons a commencé avec les premiers travaux sur le découpage pendant les années 50. En effet, Tilsley et al. [28] montrent une faible dépendance de l'effort de découpage par rapport aux rayons (notés R_p et R_m dans la figure 1.5). L'analyse de la micro-dureté a permis à Noble et Oxley [3] de montrer un fort gradient de la dureté au voisinage des arêtes les plus coupantes. Ils montrent également que les fissures s'amorcent dans les zones de fort gradient de dureté, par contre ils ne donnent pas d'information sur les valeurs des rayons étudiés (voir figure 1.8).

En étudiant l'impact du nombre de coups de presse sur l'usure des outils, Maillard [24] montre une relation quasi-linéaire entre le nombre de coups de presse effectués et la variation des rayons R_p et R_m . Ces résultats ont été utilisés par Hambli [12] pour quantifier l'influence de l'usure sur le profil découpé. Il montre, pour un jeu de 10%, une augmentation de 8% de la hauteur relative à la zone cisailée lorsque le rayon augmente de 0 à 0.2mm pour une épaisseur de la tôle égale à 3.5mm. Par contre la hauteur relative à la zone arrachée diminue, ces résultats sont cohérents avec ceux de Noble et Oxley [3].

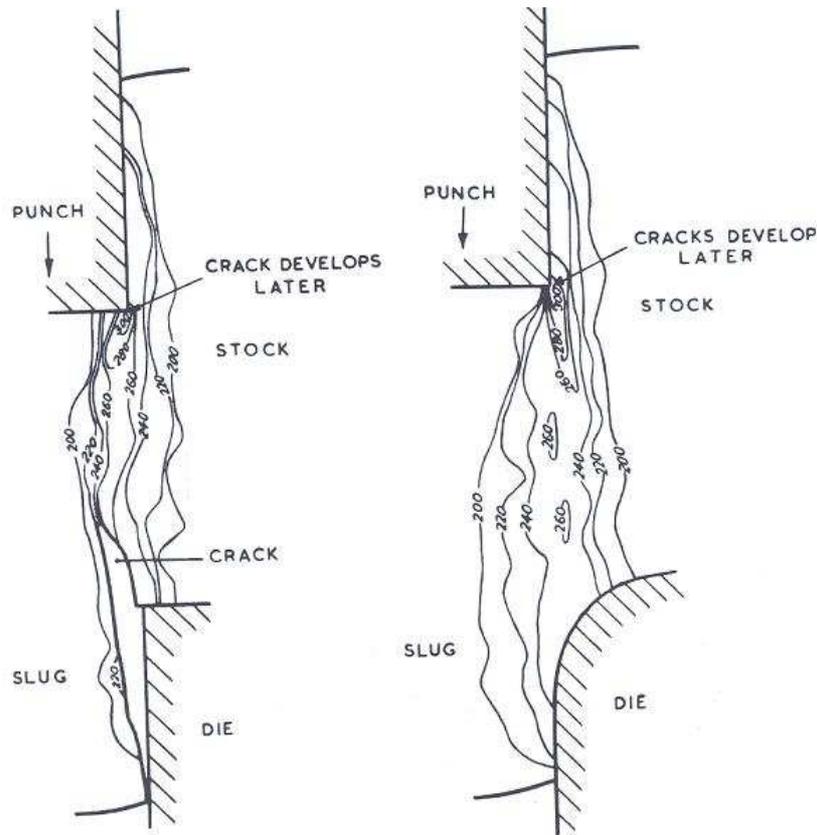


Figure 1.8 : Isolignes de dureté Vickers du matériau au cours du découpage [3].

Effets de la forme en bout du poinçon

Chang [1] a étudié l'angle au bout du poinçon (\square dans la figure 1.5). Les résultats sont donnés vis-à-vis de la courbe effort-déplacement. La figure 1.9 montre que l'augmentation de l'angle en bout de poinçon provoque:

- Une diminution de l'effort maximale de découpage,
- Une augmentation de la pénétration à effort maximal,
- Une diminution de la pente de la courbe correspondant à la phase 1,

- Une stabilité de l'énergie de découpage.

A partir de ces résultats, l'auteur propose une méthode graphique pour prédire la courbe effort-déplacement.

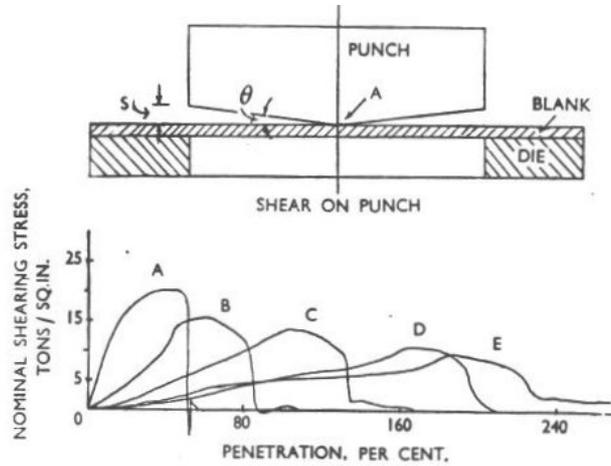


Figure 1.9 : Influence de la forme en bout du poinçon sur la courbe effort/déplacement [1].

2.3.2 Paramètres liés au matériau

En fonction de la nature du matériau, de sa composition et de sa microstructure, le comportement en découpage varie de façon très importante. Chang [1] analyse l'impact des paramètres géométriques sur plusieurs matériaux, il observe une grande différence concernant l'énergie de découpage pour les différents matériaux. Il compare ensuite le rapport résistance en cisaillement/résistance en traction. Ce rapport change en fonction du matériau découpé, de l'épaisseur et des dimensions géométriques des outils.

La variation du rapport résistance en cisaillement (mesurée sur la courbe effort-déplacement)/résistance en traction varie entre 0.47 pour le plomb et 3.1 pour une fonte. Pour le cuivre testé de 3.3 mm d'épaisseur, le rapport passe de 0.7 à 0.77 lorsque le rapport épaisseur/diamètre du poinçon augmente de 0.0215 à 0.13. Tilsley et al. [28] montrent que l'effort de découpage est plus important pour un acier doux que pour un acier inoxydable. En parallèle, ils citent les travaux de Zener (1948) qui a démontré la différence entre un chargement «statique» et un chargement «dynamique» : il constate que la zone des déformations plastiques est plus large pour un chargement statique.

Johnson et Slater [5] présentent une étude sur l'influence de la température sur le comportement en découpage de plusieurs matériaux.

Dans les paragraphes qui suivent nous allons détailler ces différents points.

Effets de la dureté du matériau

Pour le même matériau (acier), Balendra et Travis [6] ont changé la dureté par traitements thermiques. Ils ont ensuite réalisé un ensemble d'essais de découpage à faibles vitesses et à grandes vitesses. Les essais à faibles vitesses sont réalisés sur une machine de traction. Dans ce paragraphe nous nous limitons aux essais statiques, les essais dynamiques seront étudiés plus tard. La figure 1.10 montre les enregistrements de la courbe effort/déplacement pour différentes duretés.

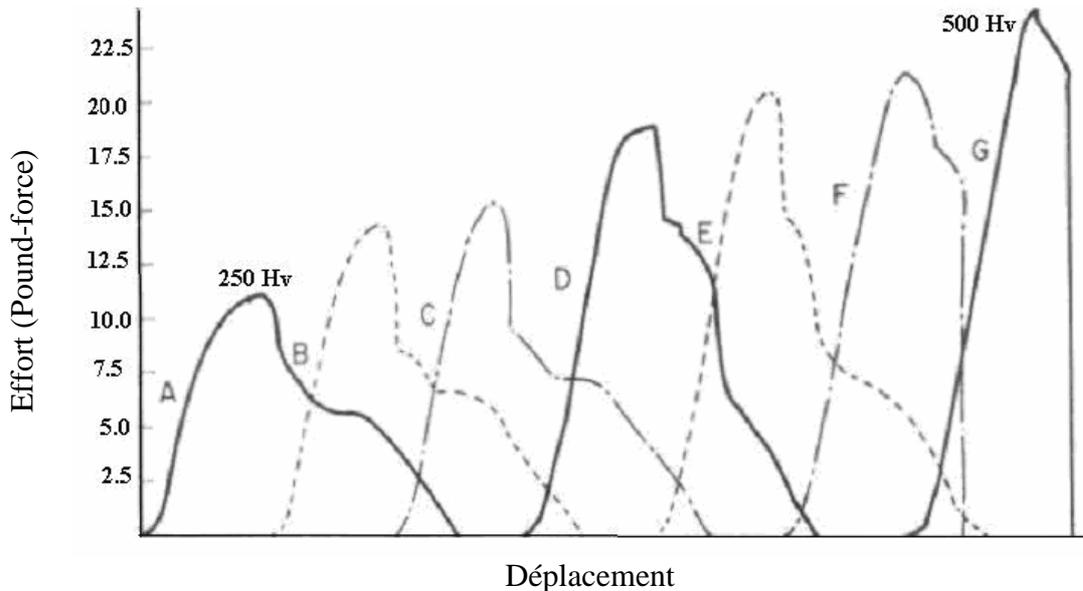


Figure 1.10 : Influence de la dureté du matériau sur la courbe effort-déplacement, la dureté varie entre 250 et 500 Vickers [6].

Balendra et Travis [6] constatent que l'effort maximal de découpage augmente de façon quasi-linéaire avec l'augmentation de la dureté. L'énergie de découpage de la phase 1 augmentent également. Par contre, la pénétration à rupture diminue.

Conformément à ces résultats, Wong et Das [8] distinguent deux modes de rupture en se plaçant dans les deux configurations extrêmes : rupture ductile pour les matériaux de faible dureté et rupture fragile pour les matériaux très durs.

Effets de la vitesse de découpage

L'étude de l'influence de la vitesse de découpage a débuté avec les travaux de Zener (1948) cité dans [28]. On distingue deux procédés : le découpage statique et le découpage dynamique [6]. Ainsi Johnson et Slater [5] précisent que le découpage statique correspond à des vitesses de déformation de l'ordre de 10^{-4} à 10^{-3} s⁻¹ tandis que le découpage dynamique correspond à des vitesses de l'ordre de 10^3 à 10^4 s⁻¹. On montre que le rapport entre l'énergie de découpage dynamique et l'énergie de découpage statique varie de 1 à 2 pour les différents matériaux testés. En mesurant la dureté HS correspondant à un essai d'indentation statique et la dureté HD correspondant à un essai

dynamique, Davis et Hunter cités dans [5] montrent que le rapport HD/HS varie de 1.36 à 1.48 pour un acier doux, un alliage d'aluminium et un alliage de cuivre. Jana et Ong [35] ont également étudié l'influence de la dureté des matériaux à différentes vitesses, ils ont montré que la flexion du matériau découpé est plus faible lorsque la dureté augmente.

Stegman et al. [36] et plus récemment Meunier [31] montrent que l'effort maximal de découpage chute lorsque la vitesse du poinçon augmente. La pénétration à rupture totale augmente également ce qui se traduit par une hauteur de la zone cisailée plus importante. En effet, la vitesse importante du poinçon force le matériau à se déformer plus rapidement. Cette variation rapide de déformation plastique conduit à une dissipation thermique plus importante et donc à une augmentation de la température. Il est bien connu que la température provoque un adoucissement du matériau.

La localisation d'une énergie de déformation plastique importante dans une zone étroite conduit à une élévation de température très importante dans cette zone. Ce phénomène thermo-mécanique est appelé cisaillement adiabatique [37].

Effets de la température

La température est l'un des paramètres les moins maîtrisés en découpage. Peu de travaux expérimentaux traitent cet aspect. Pourtant l'influence de la température sur le comportement des matériaux utilisés en découpage est très importante. Zunkler cité dans [5] présente l'influence de l'augmentation de température sur l'effort maximal de découpage. Ces résultats sont reportés pour le cuivre dans la figure 1.11.

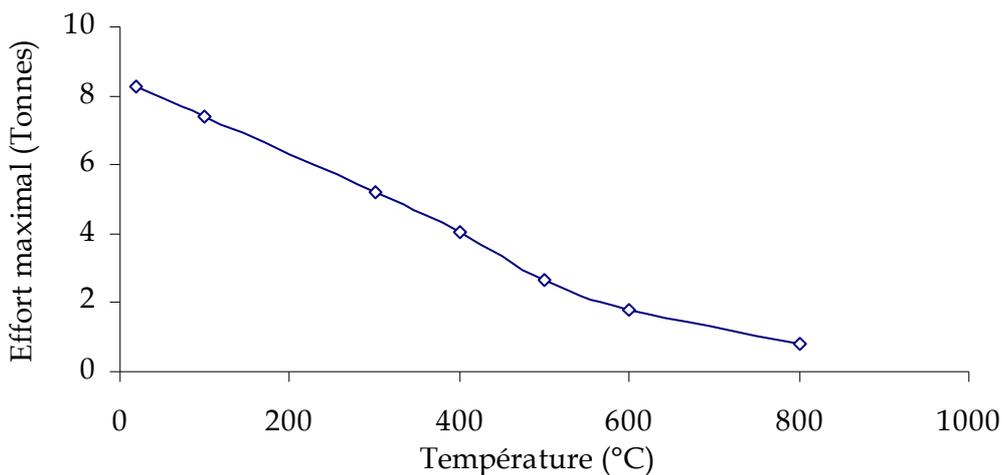


Figure 1.11 : Evolution de l'effort maximal de découpage en fonction de la température pour un cuivre et un jeu poinçon/matrice de 1.59% [5].

Effets de microstructure

Les produits découpés sont de plus en plus fins. Lorsque l'épaisseur de la tôle est diminuée de façon à ce qu'elle soit du même ordre de grandeur que celle des grains, on parle de phénomènes d'effets d'échelle [38]. Pour une épaisseur fixée, Goijaerts [27] constate une diminution de l'effort de découpage lorsque la taille de grains est augmentée. Il explique ce résultat par la densité de joints de grains. En effet, plus l'épaisseur de la tôle est faible, plus la densité de joints de grains diminue. Ces derniers présentent alors moins d'obstacles aux mouvements des dislocations. C'est dans ces conditions que l'on observe une déformation plus importante du matériau. La loi de Hall-Petch modélise assez bien ce phénomène à l'échelle macroscopique.

Kals et Eckstein [39] montrent que les hauteurs des zones caractéristiques du profil sont peu influencées par la diminution de l'épaisseur. Par contre, le trajet de la rupture et la taille de la bavure qui en résultent sont très influencés. La prise en compte des effets d'échelle n'est donc nécessaire que si les tôles découpées présentent un rapport épaisseur/taille de grains suffisamment faible notamment pour les épaisseurs inférieures à 5mm.

2.4 Bilan

Le procédé de découpage est caractérisé principalement par la courbe effort/déplacement et par le profil de découpe. La séparation de la tôle se produit généralement à travers quatre phases, la présence et l'importance de chacune de ces phases est fonction de la nature du matériau découpé. La sensibilité du matériau à la vitesse de déformation, à la température et à la microstructure (taille des grains) influence la courbe effort/déplacement et le profil de découpe. Les paramètres géométriques influent également sur l'effort et la qualité du découpage. Les deux paramètres les plus influents sont le jeu poinçon/matrice et les rayons des arêtes coupantes du poinçon et de la matrice. Le tableau 1.1 donne une synthèse de quelques travaux expérimentaux. Le paragraphe suivant présente les différents développements numériques relatifs à la simulation du procédé de découpage des tôles.

AUTEURS	MATERIAUX	METHODE	ETUDES REALISEES
Chang [1]	Zinc, cuivre, aluminium, acier Epaisseur : 1 à 10mm	Jeu : 0 à 20% de l'épaisseur Angle poinçon : 0 à 3°	Caractérisation du matériau Méthode graphique
Noble et Oxley [3]	Acier	Micro-dureté	Influence de la dureté
Balendra et Travis [6]	Acier Epaisseur : ≥ 3 mm	Vitesse de découpe jusqu'à : 90m.s^{-1}	Influence de la vitesse
Maillard [24]	Acier XES Epaisseur : 2.5mm	Découpe partielle	Analyse des déformations Influence de l'usure
Taupin et al. [26]	Acier doux Epaisseur : 0.6 à 1.5mm	Instrumentation presses	Contrôle des presses en production
Goijaerts [27]	Acier doux Epaisseur : 1mm	Recuit de recristallisation	Influence de la taille des grains
Faura et al. [40]	Acier inoxydable Epaisseur : 1mm	Presse de production	Outil d'aide à la décision
Chen et al. [47]	Acier SS400	Découpage fin	Mesure de la déformation par la méthode de grille
Hambli [12]	Acier Epaisseur : 1.5 à 3mm	Plan d'expériences	Influence des paramètres technologiques
Tekiner et al. [57]	Aluminium Epaisseur : 0.8 à 1.5mm	Jeu : 1 à 35%	Influence du jeu sur le profil
Meunier [31]	Alliages cuivreux Epaisseur : 0.254mm	Plan d'expériences	Influence des paramètres technologiques
Hilditch et Hodgson [32]	Acier, alliage d'aluminium	Jeu : 3 à 35%	Allure de la rupture
Gréban [56]	Alliages cuivreux Epaisseur : 0.254 mm	-Essais de traction et de gonflement -Micro-dureté	Découpabilité des alliages cuivreux Microstructure Usure

Tableau 1.1 : *Quelques travaux expérimentaux en découpages.*

3 Développements numériques

3.1 Simulation numérique du découpage

Les premières tentatives pour prédire le comportement des matériaux en découpage ont commencé par des modèles analytiques. Ces modèles sont basés en général sur des hypothèses simplificatrices. Par conséquent, leur utilisation est très conditionnée et ne peut couvrir toutes les configurations possibles d'une opération de découpage, en particulier le comportement complexe des matériaux. En 1975, Wong et Das [8] présentent une des premières applications de la méthode des éléments finis au découpage, ils utilisent un modèle 2D élasto-plastique en petites déformations. En 1989, Popat et al. [10] proposent une modélisation 2D élasto-plastique pour réaliser une étude paramétrique du procédé de découpage.

L'objectif étant de simuler de façon réaliste le découpage, de nombreux développements ont été proposés en se basant sur des codes, soit commerciaux, soit spécifiques de développement [12,

13, 15, 22-26, 34, 36, 40-51]. Des approches en grandes déformations, un comportement matériel dépendant de la vitesse de déformation et de la température ont été mis en place. Des modèles d'endommagement ont été largement utilisés dans ces développements. Plus récemment des modèles pour la prise en compte de la taille des grains ont été implémentés pour mieux prédire le comportement en découpage de faible épaisseur [54]. Voyons plus en détails les aspects spécifiques au découpage et les différentes approches envisagées.

3.2 Aspects maillage et remaillage

Une des étapes les plus importantes pour la résolution d'un problème par la méthode des éléments fins est la phase de maillage. La sensibilité des résultats numériques au maillage est très connue en calcul des structures. En grandes déformations, cette sensibilité est encore plus importante du fait des grands chargements appliqués (déplacements, forces). Or en découpage, le matériau subit de très grands taux de déformation localisés dans une petite bande de matière. Une description numérique correcte des phénomènes mécaniques se produisant dans cette zone nécessite donc le choix d'éléments de petite taille. Maillard [24] a testé plusieurs maillages pour aboutir à un compromis précision/temps de calcul. Il présente donc un maillage anisotrope avec localisation des éléments de petite taille dans les zones au voisinage des arêtes du poinçon et de la matrice. Il a choisi des éléments triangles à six nœuds. La plupart des auteurs adoptent la même stratégie pour définir le maillage initial même pour d'autres types d'éléments notamment les quadrangles à quatre nœuds.

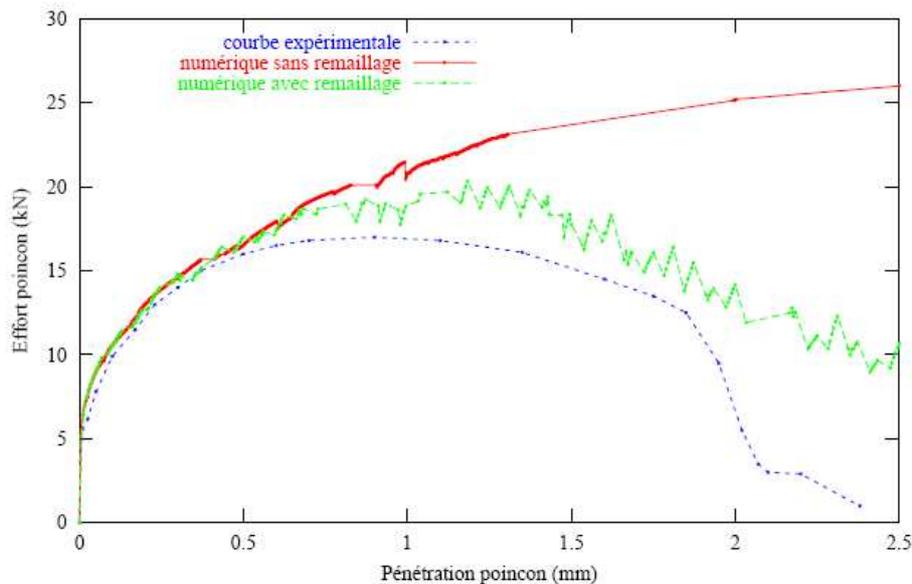


Figure 1.12 : Comparaison des courbes d'effort sans et avec remaillage [19].

À cause des distorsions que subissent les éléments situés dans la bande de cisaillement, Homsî et al. [52] montrent que le maillage déformé ne permet plus le respect des conditions de contact. Il montre également que les éléments distordus conduisent à des solutions très approximatives voire incorrectes. Ceci se traduit par une augmentation de l'effort de découpage. Lemiale [19] montre que remaillage permet une meilleure prédiction de la courbe effort/déplacement (figure 1.12). Pour Hambli [12], le problème de remaillage ne se pose pas puisque l'élément distordu sera rompu (kill-element) et donc n'intervient plus dans le calcul. Certains auteurs [13, 25] ont adopté une formulation arbitraire lagrangienne eulérienne (ALE) pour diminuer l'influence du maillage sur le résultat du calcul. Un remaillage total de la structure et un remaillage par la méthode de relocalisation des nœuds ont été présentés par les mêmes auteurs.

Après remaillage, le calcul de l'incrément en cours nécessite les données de l'incrément précédent. Une étape de transport des variables calculées à l'incrément avant remaillage est donc obligatoire [19, 25]. Après transport, les résultats sont perturbés. Le rééquilibrage de la structure avec un pas de chargement « vide » permet de revenir à l'équilibre local et global. En déposant une grille par gravure sur la pièce à découper, Leung et al. [41] montrent que la mesure expérimentale des déformations sans remaillage n'est fiable que si la pénétration du poinçon est inférieure à 30% de l'épaisseur. En conclusion, le remaillage est une solution indispensable pour éviter les problèmes numériques de distorsion des éléments même si la phase de transport des champs entraîne certains imprécisions.

3.3 Aspects mécaniques

3.3.1 Comportement sans prise en compte de l'endommagement

La modélisation du comportement mécanique des matériaux pour le découpage est un élément clé pour la compréhension des mécanismes de déformation au cours du procédé et la prédiction de la qualité du produit final. Le premier défi est de prédire correctement les premières phases du procédé, notamment les deux premières phases de la courbe effort/ déplacement jusqu'à l'effort maximal. Plusieurs auteurs se sont basés sur les modèles élasto-plastiques. Les travaux de Wong et Das [8] et Popat et al. [10] représentent les premiers exemples de modélisation par éléments finis du découpage. L'objectif étant de prédire les premières phases, les résultats sur l'effort maximal de découpage permettent d'approcher les mesures expérimentales assez correctement pour les matériaux testés. Les algorithmes numériques utilisés étaient basés sur l'hypothèse des petites déformations. Taupin et al. [26] considèrent également un comportement élasto-plastique sur un code industriel (DEFORM-2D). Une formulation en grandes déformations est utilisée. Le modèle a permis de simuler toutes les phases du procédé. Les résultats numériques sont validés expérimentalement. Plusieurs travaux se sont basés sur le même concept [13, 40, 44-

48, 50, 53]. En conclusion, les modèles de comportement élasto-plastiques sont suffisants pour une prédiction relativement correcte de l'effort maximal de découpage.

La prise en compte de la sensibilité matérielle à la vitesse et à la température en découpage devient indispensable. En effet, les cadences élevées des nouvelles presses impliquent des vitesses de découpe élevées et par conséquent des vitesses de déformation importantes. Peu de travaux ont été consacrés à la modélisation du découpage avec prise en compte de la vitesse et de la température. Ko et al. [22] présentent une modélisation avec prise en compte des effets de vitesse avec et sans température. Ils montrent ainsi que la forme de la tombée est fonction de la vitesse pour une configuration géométrique donnée. Ils montrent également un échauffement local, dans la zone de cisaillement, allant jusqu'à 786°C. Ces auteurs constatent la formation d'une bande de cisaillement adiabatique pour une vitesse du poinçon de 20m/s. Pour une vitesse de 10-3 m/s, cette bande de cisaillement adiabatique n'apparaît pas. En introduisant un comportement thermo-élasto-visco-plastique, Fang et Zeng [42] mettent en évidence l'influence du jeu sur le profil découpé. Husson et al. [54] présentent deux modèles de plasticité pour des alliages cuivreux. Le premier est un modèle de plasticité mécanistique rendant compte des mouvements des dislocations (modèle de plasticité Kovacs et Voros modifié : KVm), ce modèle est valide pour une large plage de vitesse de déformation de 10^{-4} à $10^{+4}s^{-1}$. Le deuxième modèle prend en compte les effets de la microstructure en introduisant la loi de Hall-Petch (model MTS). Vaz et Bressan [21] considère un échauffement adiabatique pour un modèle élasto-plastique de l'acier. La température maximale atteinte est de 92°C, il considère donc le découpage comme un procédé de mise en forme à froid. Lemiale [19] utilise une loi thermo-élasto-visco-plastique de type multiplicative pour modéliser le découpage d'alliage cuivreux. Enfin, Situ et al. [34] utilisent la loi de Johnson-Cook [59] identifiée pour un alliage de cuivre. En se basant sur une comparaison avec des résultats expérimentaux, ils montrent que seule la déformation plastique peut caractériser l'amorçage des fissures.

3.3.2 Comportement avec prise en compte de l'endommagement

Le phénomène d'endommagement correspond à la détérioration progressive du matériau qui précède la rupture. La théorie de l'endommagement décrit l'évolution des phénomènes physiques entre l'état vierge et la fissuration. En découpage, l'endommagement concerne surtout la troisième phase. Dans la littérature, on trouve deux modèles largement utilisés. Le premier s'appuie sur la théorie de la thermodynamique des processus irréversibles. La définition d'une contrainte effective et l'équivalence en déformations, permettent de définir une variable d'endommagement notée généralement D . Ce modèle a été proposé par Lemaitre [60]. Le deuxième modèle d'endommagement repose sur l'analyse de l'évolution des microcavités par nucléation, croissance et coalescence. Ce dernier modèle a été proposé par Gurson [61]. Par la suite, Ces deux modèles ont été modifiés par plusieurs auteurs.

Pour la simulation numérique du découpage, plusieurs auteurs ont essayé de réaliser des simulations plus réalistes en introduisant l'un des deux modèles d'endommagement. Le modèle de Gurson a été utilisé dans [12,14-16, 25, 49, 52, 58, 54]. Ces auteurs montrent que ce modèle permet une bonne prédiction de la courbe d'effort lorsque l'on compare les résultats des simulations avec l'expérience. Cependant, Hambli [58] montre que le modèle de Gurson couplé à un comportement élasto-plastique ne permet pas d'obtenir des résultats réalistes. Par contre, il montre que le modèle de Lemaitre est plus réaliste car la localisation de l'endommagement maximal se fait suivant la bande de cisaillement. Sur la figure 1.13, la courbe effort-déplacement simulé par le modèle de Lemaitre est en meilleur accord avec la courbe expérimentale que celle prédite par le modèle de Gurson. La figure 1.13 montre également l'intérêt de la prise en compte de l'endommagement

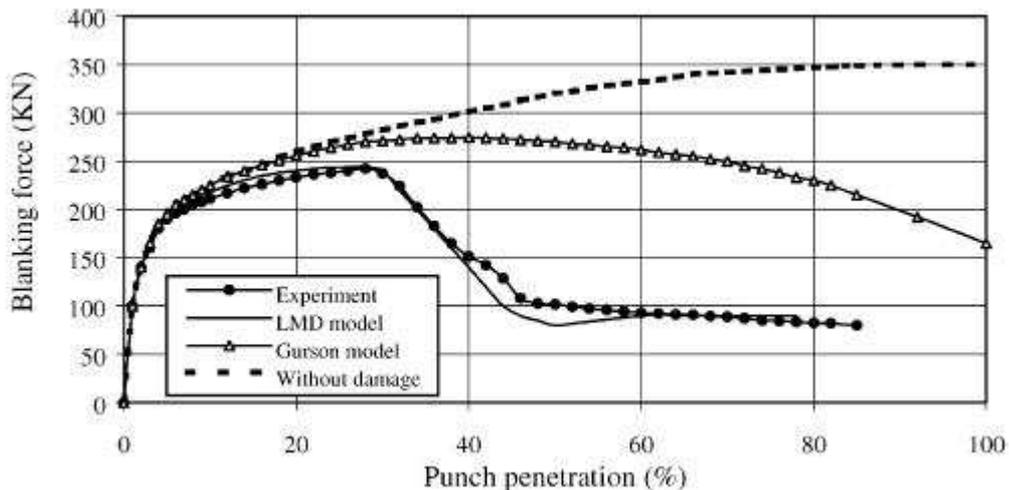


Figure 1.13 : Comparaison des courbes effort/déplacement numériques avec la courbe expérimentale [58].

3.3.3 Modélisation de l'initiation et de la propagation de la rupture

La quatrième phase du procédé de découpage est caractérisée par l'initiation et la propagation de fissures macroscopiques jusqu'à la rupture totale de la tôle. La théorie de l'endommagement permet de prévoir l'apparition d'une ou plusieurs fissures, en revanche, la théorie de la fissuration permet de prédire la trajectoire de propagation d'une ou plusieurs fissures.

Les critères d'amorce de fissures sont nombreux. Il existe principalement deux grandes familles de critères : d'une part, les critères reposant sur l'analyse de l'évolution des microcavités, et d'autre part les critères de nature empirique. Dans le deuxième cas, on ne parle pas de variables d'endommagement. On définit une fonction de l'histoire du chargement et des déformations

supposée capable d'indiquer le niveau d'endommagement. Hambli [12] et Lemiale [19] présentent un inventaire de ces différents critères.

De nombreux critères de rupture ont été établis dans des conditions d'essais très différentes du découpage. De ce fait, plusieurs études ont été consacrées au choix des critères les plus adaptés au problème de découpage. Goijaerts [27] a étudié quatre critères : le critère de Freudenthal, le critère Cockroft-Latham, le critère de Rice et Tracey et enfin le critère de Oyane. La valeur critique de chaque critère est donnée connaissant la pénétration à rupture pour un jeu poinçon/matrice donné. La validité du critère est vérifiée en faisant varier le jeu et en comparant les simulations numériques avec les données des essais sur presse. Goijaerts propose une modification des critères de Rice et Tracey et de Oyane. Il montre que ces deux critères modifiés sont capables de prédire la pénétration à rupture pour plusieurs valeurs du jeu poinçon/matrice. Hambli [12] affirme également d'après une étude comparative des différents critères que le critère de Rice et Tracey est le plus adapté pour le problème du découpage, il propose également une amélioration de ce critère. D'autres travaux se sont intéressés surtout au critère de Cockroft-Latham [22, 40, 42, 48, 50, 51]. Ces travaux montrent que ce critère permet une prédiction correcte de la pénétration à rupture.

Lemiale [19] précise que l'avantage des approches non couplées à l'endommagement est la simplicité d'implémentation numérique. Cependant, comme le montre la figure 1.12, les approches dites non couplées conduisent à surestimer l'effort de découpage. Ce qui peut remettre en question la fiabilité de ces critères et leurs capacités à prédire le comportement en découpage pour différentes configurations géométriques et matérielles.

Une fois que la fissure est amorcée, il faut définir la direction de propagation. En découpage, peu de travaux se basent sur la théorie de la mécanique de la rupture. Cela peut s'expliquer par les difficultés numériques pour la mise en œuvre des outils théoriques de la mécanique de rupture. Une autre raison peut aussi expliquer ce choix, c'est le fait que, dans les configurations les plus utilisées du procédé, l'endommagement concerne essentiellement une bande assez mince entre le poinçon et la matrice. On peut donc en déduire que le trajet d'une fissure se situe dans cette bande.

Pour modéliser la propagation d'une fissure, certains auteurs utilisent la technique d'annulation de raideur des éléments (donc l'énergie de déformation) pour lesquels une valeur critique de l'endommagement est atteinte [12]. Une autre technique assez proche de celle-ci consiste à réactualiser le maillage lorsqu'un élément atteint la valeur seuil d'endommagement, la réactualisation s'effectue par suppression de cet élément. Ces deux techniques (annulation des raideurs et suppression des éléments) sont largement utilisées dans les codes commerciaux. Il faut noter que pour ces méthodes la direction et la forme de la fissure sont très dépendantes du maillage : plus le maillage est fin, meilleurs seront les résultats. Komori [55] précise que la suppression d'éléments entraîne une modification de la masse totale. Pour y remédier, il propose

d'utiliser la méthode de séparation des nœuds, qui consiste à dédoubler les nœuds satisfaisants au critère d'endommagement. Brokken [13] définit un potentiel d'endommagement permettant de calculer la direction de la fissure et sa longueur d'avance. Ces deux paramètres (angle et longueur d'avance) permettent de reconstruire le contour externe de la pièce découpée. Le nouveau contour est maillé et les variables mécaniques nécessaires à la poursuite du calcul seront transportées sur le nouveau maillage par des techniques d'interpolation.

3.4 Simulation tridimensionnelle du découpage

Peu de travaux ont été consacrés à la modélisation tridimensionnelle du procédé de découpage. Cela peut s'expliquer par le fait que les formes découpées sont généralement simples (circulaires ou rectangulaires). Le problème est généralement résolu dans un cadre axisymétrique ou en déformations planes. Murakawa et al. [63] proposent une modélisation 3D du découpage avec le code DEFORM-3D. Le comportement du matériau est supposé rigide-plastique. L'influence de l'angle et du rayon en coins du poinçon est étudiée. Ils montrent ainsi une bonne capacité du modèle à prédire la taille de la zone bombée. Lee et al. [98] présentent également une modélisation 3D du découpage progressif. Ils comparent une analyse par EF avec des résultats expérimentaux. Les résultats sont donnés en termes de décalage des connexions. Li et Peng [88] présentent un modèle rigide visco-plastique couplé à l'endommagement pour la simulation 3D du découpage. Les résultats sont comparés qualitativement avec les connaissances issues de l'expérience. Bouchard et al. [17] présentent une modélisation 3D du découpage assez complète. Il propose un modèle élasto-viscoplastique couplé à l'endommagement avec un remaillage adaptatif permettant d'éviter la distorsion des éléments. En conclusion, peu de travaux ont été consacrés à la modélisation 3D du découpage, les comparaisons avec l'expérience étant encore plus rares. Le tableau 1.2 présente une synthèse des différents travaux numériques sur le découpage.

Auteurs	Logiciel	Dimension	Remillage	Comportement	Rupture
Homsy et al. [52]	SIC	axi	√	Elasto-plastique	Gurson
Jeong et al. [69]	DEFORM2D	axi	√	Thermo-visco-plastique	Elimination d'éléments
Post et Voncken [16]	MARC	axi	√	Plastique	Gurson
Taupin et al. [26]	DEFORM2D	axi	√	Elasto-plastique	Elimination d'éléments
Ko et al. [22]	DEFORM2D	DP	√	Thermo-visco-plastique	Elimination d'éléments
Bellenger et Bussy [70]	OPTIFIA	DP		Elasto-visco-plastique	Approche phénoménologique
Faura et al. [40]	ANSYS 5.3	DP		Elasto-plastique	Non couplé
Quinlan et Monaghan [68]	DEFORM2D	Axi	√	Elastique	Elimination d'éléments
Samuel [15]	MARC	Axi	√	Elasto-plastique	Gurson
Golovaschenko [95]	Code propre	DP		Elasto-plastique	Elimination d'éléments
Brokken [13]	MARC	DP	√	Thermo-visco-plastique	Propagation fissure
Gouveia et al. [67]	PLAST2	Axi	√	Plastique	Non couplé
Maiti et al. [46]	ANSYS 5.3	DP		Elasto-plastique	
Pyttel et al. [64]	MARC	Axi	√	Elasto-plastique	Non couplé
Wisselink [66]	Code propre	DP	√	Elasto-plastique	Non couplé
Bouchard et al. [17]	FORGE2	Axi	√	Elasto-plastique	Mécanique de la rupture
Komori [55]	Code propre	DP	√	Plastique	Gurson + séparation des nœuds
Murakawa et al. [63]	DEFORM3D	3D	√	Plastique	
Yoshida et al. [14]	Code propre	DP	√	Plastique	Gurson
Fang et Zeng [42]	DEFORM2D	Axi	√	Plastique	Elimination d'éléments
Hambli et Reszka [53]	ABAQUS	Axi		Elasto-plastique	Couplé et non couplé + élimination d'éléments
Lee et al. [7]	PAM STAMP	3D		Elasto-plastique	
Mariage [65]	FORGE2	Axi	√	Thermo-visco-plastique	Couplé + élimination d'éléments
Rachik [25]	ABAQUS	Axi		Elasto-plastique	Gurson
Vaz et Bressan [21]	Code propre	Axi	√	Thermo-elasto-plastique	
Klingenberg et Singh [49]	ABAQUS	DP		Plastique	Gurson
Poizat et al. [20]	ABAQUS	DP	√	Thermo-visco-plastique	Non couplé
Bouchard et al. [62]	FORGE3	3D	√	Thermo-visco-plastique	Couplé + élimination d'éléments
Lemiale [19]	Code propre	DP	√	Thermo-visco-plastique	Couplé et non couplé propagation de fissure.
Komori [18]	Code propre	Axi	√	Elasto-plastique	Gurson + séparation des noeuds
Situ et al. [34]	ABAQUS	DP		Elasto-plastique	Elimination d'éléments

Tableau 1.2 : Quelques travaux numériques en découpage de tôles.

4 Conclusion

Ce chapitre présente un état de l'art synthétique des travaux scientifiques relatifs au découpage de tôles. Nous avons essayé de présenter les résultats les plus pertinents depuis 1948 jusqu'à aujourd'hui. Les travaux ont été classés suivant deux grandes classes : travaux expérimentaux et travaux numériques.

Dans la partie expérimentale, la courbe effort/déplacement ainsi que le profil de découpe permettent de caractériser le comportement d'un matériau en découpage. En effet l'analyse de ces deux éléments nous permet de comprendre les mécanismes de déformation et de rupture associés au procédé. L'influence des paramètres liés au matériau et des paramètres dépendant du procédé a été discutée en se basant sur les résultats obtenus dans les différentes références bibliographiques.

La présentation des travaux numérique est faite de façon chronologique par rapport aux différentes phases du découpage. Ainsi, on montre que les modèles numériques se basant sur la théorie de l'élasto-plasticité ou de l'élasto-visco-plasticité sont généralement suffisants pour prédire assez correctement les trois premières phases de la courbe effort/déplacement. Le couplage de ces modèles à l'endommagement permet d'avoir une estimation assez correcte de la phase correspondant à la détérioration du matériau. Enfin, plusieurs critères d'amorçage de fissures ont été étudiés et adaptés à ce procédé.

Présentation du code éléments finis Blankform[©]

1	Introduction	30
2	Méthodologie de maillage et de remaillage pour la simulation du découpage	30
2.1	Maillage initial	30
2.2	Remaillage	31
3	Transport des champs et des conditions aux limites	32
3.1	Transport des conditions aux limites	32
3.2	Transport des champs nodaux	33
3.3	Transport des champs aux points d'intégration	34
4	Méthode Implicite pour l'intégration temporelle	35
5	Contact unilatéral	37
6	Intégration des lois de comportement	38
6.1	Notions générales	39
6.2	Schéma d'intégration des équations constitutives	40
6.3	Comportement thermo-élasto-viscoplastique en grandes déformations	42
7	Endommagement et rupture	46
7.1	Modèles couplés d'endommagement	46
7.2	Critères d'amorce de fissures	49
7.3	Outils numériques pour la propagation de fissures	50
8	Conclusion	51

1 Introduction

Depuis environ une dizaine d'années, l'équipe mise en forme des matériaux du LMARC développe un code de calcul par éléments finis appelé Polyform© permettant de simuler des procédés de mise en forme impliquant de grandes déformations. Dans ce chapitre nous présentons une version de ce code spécifiquement dédiée au procédé de découpage des tôles sous l'hypothèse de déformations planes ou d'axisymétrie, appelée Blankform© [19]. On ne présente que les éléments sur lesquels nous sommes intervenues directement dans le cadre de ces travaux ainsi que les éléments nécessaires pour la bonne compréhension des développements effectués. Le détail des caractéristiques du code Blankform© est disponible dans la thèse de Lemiale [19].

Le principe des travaux virtuels (PTV) permet de retrouver une formulation faible des équations d'équilibre. Après maillage par éléments finis de la structure étudiée, le PTV conduit à un système d'équations non linéaires que l'on résout par la méthode de Newton-Raphson. L'intégration temporelle des équations constitutives est réalisée grâce à un algorithme implicite basé sur la méthode de Newton-Raphson. Les matériaux découpés sont supposés obéir aux hypothèses de l'érouissage isotrope dans le cadre de la plasticité associée, le critère retenu est celui de von Mises. La prise en compte de effets de la température est réalisée dans un cadre adiabatique.

A partir de ces considérations, nous présentons dans ce chapitre la méthodologie de maillage et de remaillage automatiques pour le découpage ainsi que les algorithmes de transport des champs. Nous présentons également l'algorithme de calcul local des contraintes en transformations finies. Nous décrivons ensuite le couplage matériel avec l'endommagement, les méthodes pour la détection de l'amorçage de fissures et les techniques numériques pour le traitement de la propagation.

2 Méthodologie de maillage et de remaillage pour la simulation du découpage

2.1 Maillage initial

Le découpage de tôles implique une localisation de la déformation plastique dans une bande de cisaillement. La définition d'une taille d'élément assez petite pour la description des phénomènes de localisation est nécessaire dans cette zone. Cependant, le temps de calcul est un paramètre à prendre en compte au moment de la modélisation par éléments finis. Il est donc nécessaire de mettre en œuvre une procédure permettant l'optimisation de la taille des éléments en fonction de

leur position par rapport à la zone de cisaillement si l'on ne veut pas avoir une simulation coûteuse en temps de calcul.

Blankform© est couplé à un mailleur 2D anisotrope, à savoir Bamg¹, permettant de définir un maillage avec des éléments triangles à trois nœuds. La définition automatique de la taille des éléments est fonction de leur position par rapport à la bande de cisaillement. Initialement, Lemiale [19] a proposé de définir trois zones et deux tailles moyennes d'éléments afin d'améliorer la qualité du maillage. Nous définissons pour notre part cinq zones et trois tailles moyennes. La figure 2.1 présente la partition de la tôle à découper en cinq zones. Pour chaque zone, on associe une des trois tailles d'éléments.

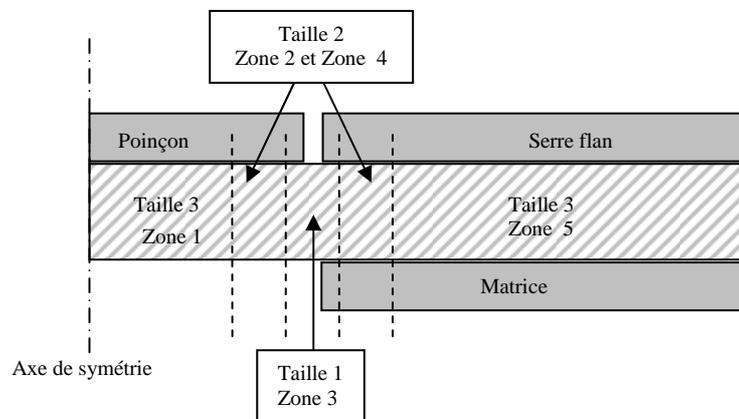


Figure 2.1 : Schéma descriptif de la procédure de maillage automatique de la tôle.

La taille 1 est la plus petite (20% du minimum des rayons d'entrée du poinçon et de la matrice). La taille 2 est une taille intermédiaire permettant d'avoir des éléments de bonne qualité à la frontière entre la zone de taille 1 et les zones de taille 3. La taille 3 est très grossière et égale à la moitié de l'épaisseur car les déformations des éléments dans les zones de taille 3 sont limitées. Les zones de taille 2 permettent une transition progressive de la taille entre la zone fine et la zone grossière.

Si l'optimisation du maillage permet de limiter les problèmes de distorsion des éléments, il est impossible de conserver le même maillage pour simuler un découpage complet (pénétration de 100% de l'épaisseur). Le remaillage de la structure est nécessaire car il a l'avantage d'assurer une bonne qualité des éléments au cours de la pénétration du poinçon.

2.2 Remailage

Il existe plusieurs critères pour l'activation du remaillage, les plus utilisés dans les codes de développement et les codes commerciaux se basent sur une périodicité constante choisie par l'utilisateur ou des critères se basant sur la qualité géométrique des éléments (angle minimale,

¹ BAMG : Bibimentionnel Anisotropic Mesh generator, disponible sur : <http://rocq.inria.fr/frederic.hecht>

rapport de cotés, etc.). On s'intéresse à la première technique dans le reste du travail pour sa simplicité. Une étude préliminaire nous a permis de déterminer une fréquence de remaillage optimale de 5% de pénétration du poinçon. Pour la définition de la taille des éléments, nous avons conservé la procédure décrite pour le maillage initial. La figure 2.2 présente les maillages obtenus par la procédure mise en place pour deux valeurs du rayon R_p (5 et 20% de l'épaisseur) et pour une pénétration de 25% de l'épaisseur.

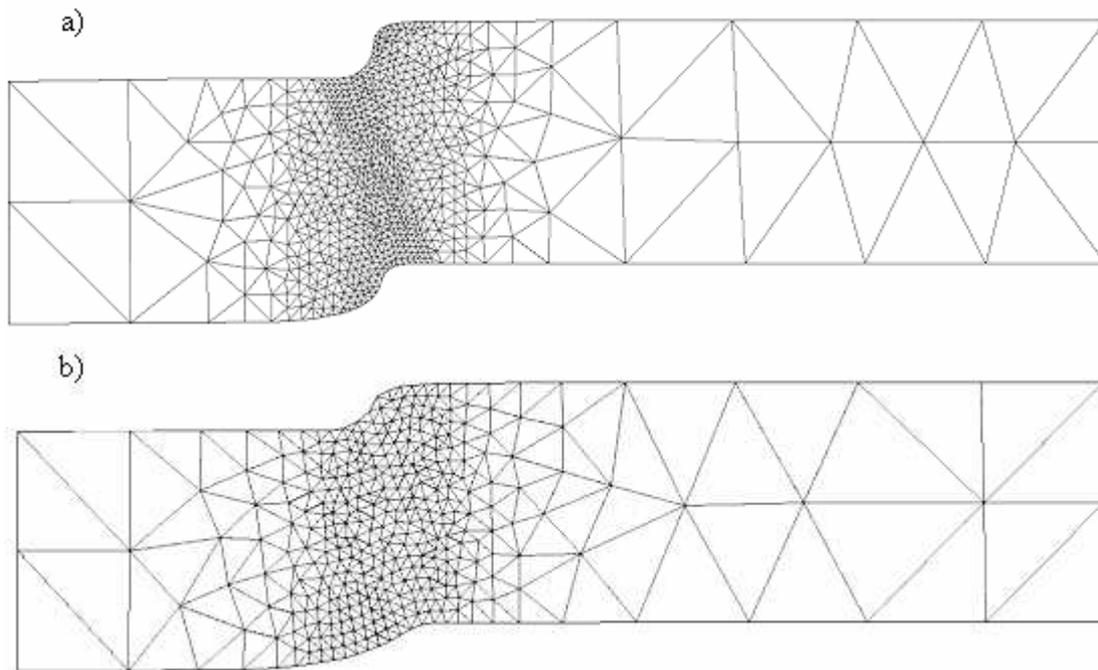


Figure 2.2 : Maillages automatiques obtenus après 25% de pénétration pour deux valeurs du rayon poinçon/matrice : a) $R_p = 5\%$, b) $R_p = 20\%$ de l'épaisseur.

3 Transport des champs et des conditions aux limites

Une fois le remaillage effectué, il est nécessaire de transporter les champs des variables mécaniques en perturbant le moins possible l'équilibre de la structure. Ainsi il faut transporter les conditions aux limites et les valeurs des variables mécaniques (déplacements, déformations, contraintes, variable d'endommagement, etc.). Ces variables seront considérées comme des conditions initiales lors de l'incrément suivant, donc elles sont nécessaires à la poursuite du calcul. On distingue trois formes de variables à transporter : les conditions aux limites imposées aux nœuds, les variables calculées aux nœuds et les variables calculées aux points d'intégration.

3.1 Transport des conditions aux limites

Dans le cas du découpage étudié (découpage 2D en déformations planes ou axisymétrique), les conditions aux limites sont des conditions de symétrie axiale (voir figure 2.3). De manière générale, la stratégie pour le transport des conditions aux limites est la suivante :

Pour un nœud M du contour du nouveau maillage, on cherche l'arête d'appartenance dans l'ancien maillage L.

- Si les deux nœuds à l'extrémité de l'arête L ont une condition aux limites non nulle (déplacement imposé non nul), on impose au nœud M la moyenne barycentrique des deux conditions.
- Si les deux nœuds de l'arête L ont une condition aux limites nulle, on impose à M une condition aux limites nulles, le nœud est bloqué.
- Dans les autres cas, M est laissé libre.



Figure 2.3 : Conditions aux limites de type symétrie pour le découpage 2D.

Le transport des conditions aux limites permet de reformuler le problème. Après avoir transporté les conditions aux limites, il faut transporter les variables mécaniques.

3.2 Transport des champs nodaux

Sur la figure 2.4, M désigne un nœud du nouveau maillage et E_a son élément d'appartenance dans l'ancien maillage. La valeur du champ V (déplacement, vitesse, force, etc.) au nœud M est donnée en considérant les fonctions de forme de l'élément E_a . On a donc :

$$V_M = \sum_{i=1}^n N_i V_i \tag{2.1}$$

N_i est la fonction d'interpolation correspondant au $i^{\text{ème}}$ nœud de l'élément E_a . V_i est la valeur du champ au $i^{\text{ème}}$ nœud de l'élément E_a de l'ancien maillage.

Sachant que les fonctions de forme sont données pour l'élément de référence, l'application de la relation (2.1) nécessite la connaissance des coordonnées paramétriques de l'image du point M dans l'élément de référence.

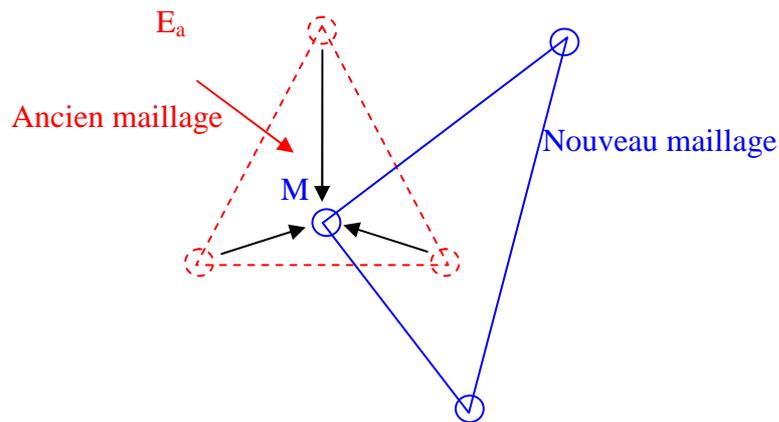


Figure 2.4 : *Illustration de la technique de transport des champs nodaux.*

3.3 Transport des champs aux points d'intégration

Lemiale [19] avait proposé une méthodologie de transport des champs aux points d'intégration fondée sur trois étapes consécutives :

- La première étape consiste à extrapoler dans l'ancien maillage les valeurs aux points d'intégration de l'ancien maillage vers les nœuds.
- La deuxième étape est identique à celle présentée dans la section 3.2 de ce chapitre, à savoir le transport des champs nodaux de l'ancien maillage vers le nouveau maillage.
- La troisième étape consiste à interpoler sur le nouveau maillage les valeurs aux points de d'intégration à partir des valeurs aux nœuds.

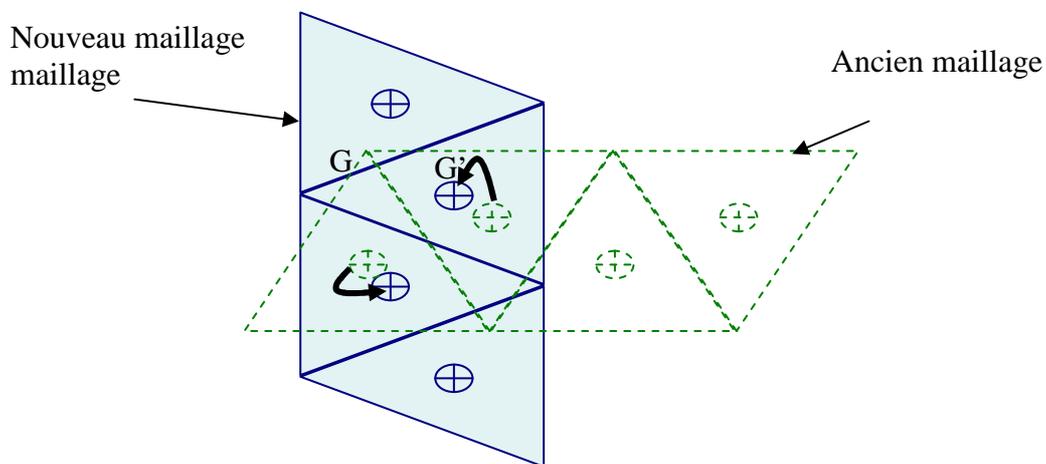


Figure 2.5 : *Illustration de la technique de transport des champs aux points d'intégration.*

Comme nous l'avons déjà évoqué, le problème de découpage implique la localisation des déformations et des contraintes. Le transport des champs aux points d'intégration par la méthode exposée ci-dessus entraîne un lissage des valeurs des différentes variables. Afin d'éviter le lissage des champs, nous proposons une méthode plus simple que celle proposée par Lemiale [19]. Sur la figure 2.5, G désigne un point d'intégration du nouveau maillage et E_a son élément d'appartenance dans l'ancien maillage. Désignons par G' le point d'intégration de l'ancien maillage appartenant à E_a . Notre stratégie consiste d'une part à chercher l'élément d'appartenance de point d'intégration G , et d'autre part à supposer que la valeur du champ V au point G est égale à la valeur du même champ au point G' . Plus le maillage est fin, plus la validité de la méthode augmente.

Après transport des champs, la structure n'est plus en équilibre, le champ de contraintes est perturbé par l'étape de transport. Pour ramener la structure à l'équilibre global, on effectue un incrément de calcul à « vide », c'est à dire sans modification du chargement.

4 Méthode Implicite pour l'intégration temporelle

La discrétisation dans le temps du principe des puissances virtuelles est réalisée selon deux grandes classes d'algorithmes : les algorithmes explicites et les algorithmes implicites.

Nous supposons que les forces d'inertie pour un problème de découpage sont négligeables. En effet, même si la vitesse des poinçons est importante, leurs masses restent faibles. Dans ce cas la résolution de ce type de problème est souvent réalisée par des algorithmes quasi-statiques pour lesquels le problème non linéaire est remplacé par un système d'équations linéaires résolu par une méthode de type Newton. Cette classe d'algorithme n'est pas inconditionnellement stable. Par conséquent, pour les problèmes fortement non linéaires, des problèmes de convergence numérique peuvent être rencontrés.

Rappelons la forme du système d'équations obtenu après discrétisation par éléments finis :

$$\mathbf{R}(\mathbf{u}) = \mathbf{F}_{ex} - \mathbf{F}_{in}(\mathbf{u}) = 0 \quad (2.2)$$

$\mathbf{R}(\mathbf{u})$ est le résidu des efforts nodaux, \mathbf{F}_{ex} et \mathbf{F}_{in} sont les vecteurs globaux des forces extérieures et intérieures. \mathbf{u} est le vecteur global des déplacements nodaux.

Ce système d'équations est généralement non linéaire. Pour le résoudre par la méthode de Newton, il est nécessaire de le linéariser. Le chargement est discrétisé en N_{inc} incréments. Sur chaque incrément, la méthode de Newton-Raphson est appliquée :

$$\left\{ \frac{\partial \mathbf{R}}{\partial \mathbf{u}} \right\}_{\mathbf{u}^k} \Delta \mathbf{u} = -\mathbf{R}(\mathbf{u}^k) \quad (2.3)$$

Où $\Delta \mathbf{u} = \mathbf{u}^{k+1} - \mathbf{u}^k$ est la correction du vecteur \mathbf{u}^k calculée à l'itération k. On en déduit le vecteur des déplacements inconnus \mathbf{u} à l'itération k+1. D'autre part, on a :

$$\left\{ \frac{\partial \mathbf{R}}{\partial \mathbf{u}} \right\}_{\mathbf{u}^k} = -\frac{\partial \mathbf{F}_{in}(\mathbf{u}^k)}{\partial \mathbf{u}} = -\mathbf{K}(\mathbf{u}^k) \quad (2.4)$$

$\mathbf{K}(\mathbf{u}^k)$ est la matrice de raideur tangente de la structure.

On peut donc écrire :

$$\mathbf{K}(\mathbf{u}^k) \Delta \mathbf{u} = \mathbf{R}(\mathbf{u}^k) \quad (2.5)$$

La résolution de ce système d'équations linéaires permet de calculer la correction itérative du vecteur des déplacements inconnus \mathbf{u} . On réactualise, après chaque résolution, ce vecteur.

Pour stopper la procédure itérative du schéma de Newton-Raphson, un critère basé sur la valeur du résidu des efforts nodaux est utilisé :

$$\frac{\|\mathbf{R}(\mathbf{u}^k)\|}{\|\mathbf{F}_{ex}\|} \leq Tol \quad (2.6)$$

Tol est une tolérance à préciser par l'utilisateur. On prend généralement une valeur de 10^{-4} .

Le calcul de la matrice \mathbf{K} consiste en la différentiation de \mathbf{F}_{in} :

$$d\mathbf{F}_{in} = \frac{\partial \mathbf{F}_{in}}{\partial \mathbf{u}} d\mathbf{u} \quad (2.7)$$

Après dérivation de la puissance des travaux virtuels, on montre que la matrice \mathbf{K} peut être décomposée en une partie géométrique et une partie matérielle sous la forme suivante :

$$\mathbf{K} = \mathbf{K}_{mat} + \mathbf{K}_{geo} \quad (2.8)$$

La partie matérielle s'écrit de la manière suivante :

$$\mathbf{K}_{mat} = \bigcup_{elts \Omega_t^e} \int \mathbf{B}^T \underline{\underline{\mathbf{C}}} \mathbf{B} dV_t \quad (2.9)$$

Où $\underline{\underline{C}}$ est l'opérateur tangent permettant l'introduction de la loi de comportement. L'opérateur

\bigcup_{elts} signifie assemblage des matrices élémentaires. B est la matrice gradient des fonctions de forme.

La partie géométrique prend la forme suivante :

$$\mathbf{K}_{geo} = \bigcup_{elts} \int_{\Omega_t^e} \nabla N^T \underline{\underline{\sigma}} \nabla N dV_t \quad (2.10)$$

N est la matrice des fonctions de forme. Le tableau 2.1 présente l'algorithme de Newton-Raphson pour la résolution globale.

<p>1. Incrément n = 1, itération k = 0 Initialisation : $\mathbf{u}_n^k = 0, \underline{\underline{\sigma}}_n^k = \underline{0}$</p> <p>2. Si Incrément = 1 $\mathbf{K}_n^k = \mathbf{K}_{mat}^0 + \mathbf{K}_{geo}^0$ Avec $\mathbf{K}_{mat}^0 = \mathbf{K}_{elastic}$ $\mathbf{R}_n^k = (\mathbf{F}_{ex})_n - \mathbf{F}_{in}(\mathbf{u}_n^k)$ Aller en 7. Sinon $\mathbf{K}_n^k = \mathbf{K}_{n-1}$ et $\mathbf{R}_n^k = \mathbf{R}_{n-1}$ Aller en 7.</p> <p>3. Calcul de $\underline{\underline{\sigma}}_n^k$ (voir tableau 2.2)</p> <p>4. Calcul et assemblage de \mathbf{K}_n^k</p> <p>5. Calcul et assemblage de $(\mathbf{F}_{ex})_n$ et $\mathbf{F}_{in}(\mathbf{u}_n^k)$</p> <p>6. Prise en compte des conditions aux limites (contact)</p> <p>7. Résolution de $\mathbf{K}_n^k \Delta \mathbf{u}_n^k = \mathbf{R}_n^k$</p> <p>8. Mise à jour des déplacements $\mathbf{u}_n^{k+1} = \mathbf{u}_n^k + \Delta \mathbf{u}_n^k$</p> <p>9. Test de convergence Si convergence : n = n + 1 Sinon : k = k + 1, aller en 3</p> <p>10. Si n = nombre total d'incréments : Fin. Sinon aller en 2.</p>

Tableau 2.1 : Algorithme de la méthode de Newton-Raphson pour la résolution globale du problème.

5 Contact unilatéral

Dans le problème de découpage envisagé dans cette étude, on dispose de trois outils : le poinçon, la matrice et le serre flan. On définit les géométries des outils par des segments de droite.

Les rayons sont discrétisés en quatre segments. Cette démarche nous permet de simplifier le traitement du contact. Les outils sont supposés rigides.

La condition de non pénétrabilité de la matière entre tôle et outils stipule que la tôle ne peut pénétrer les outils. Soit M un nœud du contour externe du solide déformable (tôle), on définit (\vec{n}, \vec{t}) le repère local au point M. \vec{t} et le vecteur unitaire tangent au contour au point M et \vec{n} le vecteur normal unitaire au point M, dirigé vers l'extérieur du solide déformable. La distance d entre le point M et le solide rigide (outil) est donnée par la projection de M suivant \vec{n} sur le contour du corps rigide. Si d est nulle, alors les deux solides sont en contact au point M. Si la distance $d > 0$ alors les deux solides ne sont pas en contact. Dans le cas d'une pénétration d'un nœud du solide déformable ($d < 0$), ce nœud est ramené par projection suivant \vec{n} sur l'outil.

Pour un incrément de chargement, si le nœud M devient intérieur à un outil, il est considéré comme étant en contact durant tout l'incrément. Au début de l'incrément suivant, si la réaction normale au point ayant pénétré l'outil est positive, le nœud est considéré comme ayant décollé de l'outil. La prise en compte des déplacements imposés pour les nœuds ayant pénétré un des outils est réalisée par pénalisation. En effet, à la première itération, on applique un déplacement égal à la distance de pénétration d. Pour les autres itérations, on impose un déplacement nul, traduisant le fait que le nœud reste sur la surface de l'outil pendant l'incrément en cours. En fin d'incrément, on retire les nœuds qui ont tendance à décoller de la liste des nœuds en contact. Ces décollements déséquilibrant le système, le calcul est poursuivi jusqu'à obtention de l'équilibre global.

6 Intégration des lois de comportement

On se place sur un incrément de chargement, c'est-à-dire sur un intervalle de temps $[t_n ; t_{n+1}]$. On suppose que la solution du problème est totalement connue à l'instant t_n , c'est-à-dire le champ des déplacements un aux nœuds, les champs de contraintes et des variables internes aux points d'intégration. On suppose également que le champ des déplacements \mathbf{u}_{n+1} à t_{n+1} est donné par :

$$\mathbf{K}_n^k \Delta \mathbf{u}_n^k = \mathbf{R}_n^k \quad (2.11)$$

où : $\Delta \mathbf{u}_n^k = \mathbf{u}_{n+1}^k - \mathbf{u}_n^k$

L'actualisation des déplacements permet le calcul des déformations aux points d'intégration. L'objectif est l'actualisation des contraintes et des variables internes à l'instant t_{n+1} . Pour ce faire, nous disposons :

- d'une loi de comportement exprimée en vitesse,

- de lois d'évolution des variables internes, exprimées en fonction des forces thermodynamiques associées (notées forces associées par la suite).

Il s'agit de résoudre un problème d'équations différentielles du premier ordre, à valeurs initiales, sur l'intervalle $[t_n ; t_{n+1}]$. Une condition supplémentaire est vérifiée pour le calcul des contraintes, à savoir le respect du principe d'objectivité².

6.1 Notions générales

Soit Ω_0 la configuration de référence appelée également configuration lagrangienne d'un solide déformable. La configuration à l'instant t , notée Ω_t , correspond à la configuration eulérienne. On note \vec{X} le vecteur définissant la position d'un point M dans Ω_0 . De même \vec{x} repère la position du point M dans la configuration courante. Le vecteur déplacement du point M est donné par la différence des vecteurs \vec{X} et \vec{x} soit : $\vec{x} = \vec{X} + \vec{U}(\vec{X}, t)$.

Pour caractériser ce qui se passe au voisinage du point M , on définit le tenseur gradient de transformation \underline{F} (application linéaire tangente de $d\vec{x}$), soit :

$$d\vec{x} = \underline{F}(\vec{X}, t)d\vec{X} \quad (2.12)$$

Le Jacobien J caractérise le changement de volume entre les configurations initiale et courante :

$$J = \det(\underline{F}) \quad (2.13)$$

Soit \vec{v} la vitesse d'un point matériel M à l'instant t , le tenseur gradient des vitesses est défini par : $\underline{L} = \text{grad}(\vec{v})$. Par conséquent :

$$\underline{L} = \dot{\underline{F}} \underline{F}^{-1} \quad (2.14)$$

On définit également le tenseur des taux de déformations \underline{D} par la partie symétrique de \underline{L} :

$$\underline{D} = \frac{1}{2}(\underline{L} + \underline{L}^T) = (\underline{L})^s \quad (2.15)$$

En petites déformations, le découplage additif du tenseur des déformations en une partie élastique plus une partie plastique est possible. Pour généraliser la partition des déformations dans

le cas des transformations finies, on introduit une configuration intermédiaire Ω_p obtenue par déchargement local des contraintes. On a alors un découplage multiplicatif de \underline{F} :

$$\underline{F} = \underline{F}^e \underline{F}^p \quad (2.16)$$

Après dérivation de cette dernière relation, on obtient une décomposition additive des taux de déformation sous la forme :

$$\underline{D} = \underline{D}^e + \underline{D}^p \quad (2.17)$$

Avec respectivement $\underline{D}^e = \left(\dot{\underline{F}}^e (\underline{F}^e)^{-1} \right)^s$ et $\underline{D}^p = \left(\dot{\underline{F}}^p (\underline{F}^p)^{-1} \right)^s$ les tenseurs des taux de déformations élastique et plastique.

De la même manière que pour les déformations, on peut définir plusieurs tenseurs pour caractériser l'état des contraintes. Le tenseur eulérien de Cauchy est donné par :

$$d\vec{f} = \underline{\sigma} \vec{n} dS_t \quad (2.18)$$

Où $d\vec{f}$ est le vecteur des forces s'exerçant sur l'élément d'aire dS_t dont la normale est \vec{n} . Enfin, dans les lois de comportement intervient souvent le tenseur de Kirchhoff relié au tenseur de Cauchy par :

$$\underline{\tau} = J \underline{\sigma} \quad (2.19)$$

Une mesure lagrangienne des contraintes est donnée par le second tenseur de Piola-Kirchhoff :

$$\underline{S} = J \underline{F}^{-1} \underline{\sigma} \underline{F}^{-T} \quad (2.20)$$

6.2 Schéma d'intégration des équations constitutives

La méthode retenue ici pour l'intégration objective² des équations constitutives par transport convectif est la suivante :

- La loi de comportement en vitesse est transportée dans la configuration initiale par transport convectif,

² Le principe d'objectivité exprime que toute loi de comportement doit satisfaire l'invariance vis-à-vis des mouvements de corps rigide

- L'intégration temporelle est réalisée sur les quantités transportées,
- Le schéma d'intégration est transporté ensuite convectivement sur la configuration courante.

Le transport convectif de $\underline{\tau}$ donne :

$$\underline{\tau} = \underline{F} \underline{S} \underline{F}^T \quad (2.21)$$

La dérivée convective contravariante de $\underline{\tau}$ est donnée par:

$$\underline{\tau}^c = \underline{F} \underline{\dot{S}} \underline{F}^T \quad (2.22)$$

On définit une famille de configurations intermédiaires $\Omega_{n+\alpha}$, $\alpha \in [0 ; 1]$ par :

$$\bar{x}_{n+\alpha} = (1 - \alpha) \bar{x}_n + \alpha \bar{x}_{n+1} \quad (2.23)$$

Sur la configuration $\Omega_{n+\alpha}$, on a:

$$\underline{\tau}_{n+\alpha}^c = \underline{F}_0^{n+\alpha} \underline{\dot{S}}_{n+\alpha} \left(\underline{F}_0^{n+\alpha} \right)^T \quad (2.24)$$

$$\text{où } \underline{F}_0^{n+\alpha} = \frac{\partial x_{n+\alpha}}{\partial X_0}$$

\underline{S} est un tenseur lagrangien, on peut écrire :

$$\underline{S}_{n+1} = \underline{S}_n + \Delta t \underline{\dot{S}}_{n+\alpha} \quad (2.25)$$

Donc :

$$\underline{\tau}_{n+\alpha}^c = \underline{F}_0^{n+\alpha} \frac{\underline{S}_{n+1} - \underline{S}_n}{\Delta t} \left(\underline{F}_0^{n+\alpha} \right)^T \quad (2.26)$$

Après calculs [19], on obtient :

$$\boxed{\underline{\tau}_{n+1} = \underline{F}_n^{n+1} \underline{\tau}_n \left(\underline{F}_n^{n+1} \right)^T + \underline{F}_{n+\alpha}^{n+1} \Delta t \underline{\tau}_{n+\alpha}^c \left(\underline{F}_{n+\alpha}^{n+1} \right)^T} \quad (2.27)$$

C'est cette relation que nous utiliserons pour le calcul de $\underline{\tau}_{n+1}$. Pour respecter l'objectivité incrémentale, on prendra une valeur de 1/2 pour α .

6.3 Comportement thermo-élasto-viscoplastique en grandes déformations

Le calcul des incréments de contraintes et des variables internes est basé sur un schéma de type prédiction-correction. Dans les sous-paragraphes qui suivent, nous détaillerons la procédure retenue pour notre étude.

6.3.1 Prédiction élastique

La loi de Hooke peut être exprimée par :

$$\Delta t \underline{\underline{\tau}}_{n+\alpha}^c = \Delta t \underline{\underline{C}}^e : \underline{\underline{D}}_{n+\alpha}^e \quad (2.28)$$

où $\underline{\underline{C}}^e$ représente le tenseur d'élasticité du 4ème ordre, pour un matériau isotrope de Hooke :

$$\underline{\underline{C}}^e = K \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}} + 2G \left(\underline{\underline{1}} - \frac{1}{3} \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}} \right)$$

où K et G sont respectivement les modules de compressibilité et de cisaillement. $\underline{\underline{1}}$ et $\underline{\underline{1}}$ sont respectivement le tenseur identité du second ordre et le tenseur identité du 4ème ordre.

En considérant l'additivité des taux de déformation (2.17), on a :

$$\Delta t \underline{\underline{\tau}}_{n+\alpha}^c = \Delta t \underline{\underline{C}}^e : \left(\underline{\underline{D}}_{n+\alpha} - \underline{\underline{D}}_{n+\alpha}^{vp} \right) \quad (2.29)$$

Pour un chargement purement élastique, on aura

$$\underline{\underline{\tau}}_{n+1}^e = \underline{\underline{F}}_n^{n+1} \underline{\underline{\tau}}_n \left(\underline{\underline{F}}_n^{n+1} \right)^T + \underline{\underline{F}}_{n+\alpha}^{n+1} \Delta t \underline{\underline{C}}^e : \underline{\underline{D}}_{n+\alpha} \left(\underline{\underline{F}}_{n+\alpha}^{n+1} \right)^T \quad (2.30)$$

où $\underline{\underline{\tau}}_{n+1}^e$ représente la prédiction élastique. On en déduit le tenseur des contraintes de Cauchy

$\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^e = (J_{n+1})^{-1} \underline{\underline{\tau}}_{n+1}^e$ puis $\left\| \underline{\underline{s}}_{n+1}^e \right\|$ la norme du déviateur de la prédiction élastique. On peut alors vérifier l'hypothèse du comportement élastique donnée par la surface de charge de von Mises :

$$f_{vp} = \sqrt{\frac{3}{2}} \left\| \underline{\underline{s}}_{n+1}^e \right\| - \sigma_0 \quad (2.31)$$

σ_0 est la contrainte d'écoulement uniaxiale correspondant à la limite d'élasticité courante.

Si f_{vp} est strictement positive, il y a écoulement plastique et il est nécessaire d'effectuer une correction plastique, sinon la prédiction est correcte.

6.3.2 Correction plastique, schéma de retour radial

La correction plastique est donnée par :

$$\underline{\sigma}_{n+1} = \underline{\sigma}_{n+1}^e - J_{n+1}^{-1} \underline{F}_{n+1}^{n+1} \Delta t \underline{C}^e : \underline{D}_{n+1}^{vp} \left(\underline{F}_{n+1}^{n+1} \right)^T \quad (2.32)$$

Si on effectue le transport convectif de $\underline{\tau}_{n+1}$ dans $C_{n+\alpha}$ on obtient :

$$\underline{\tau}_{n+\alpha} = \underline{F}_{n+1}^{n+\alpha} \underline{\tau}_{n+1} \left(\underline{F}_{n+1}^{n+\alpha} \right)^T \quad (2.33)$$

L'utilisation de l'équation (2.27) permet d'écrire :

$$\underline{\tau}_{n+\alpha} = \underline{F}_n^{n+\alpha} \underline{\tau}_n \left(\underline{F}_n^{n+\alpha} \right)^T + \Delta t \underline{\tau}_{n+\alpha}^c \quad (2.34)$$

En remplaçant (2.34) dans (2.32):

$$\underline{\sigma}_{n+\alpha} = \underline{\sigma}_{n+\alpha}^e - J_{n+\alpha}^{-1} \Delta t \underline{C}^e : \underline{D}_{n+\alpha}^{vp} \quad (2.35)$$

De plus, en considérant la loi d'écoulement plastique pour un matériau standard, on a :

$$\Delta t \underline{D}_{n+\alpha}^{vp} = \Delta \lambda \left(\frac{\partial f_{vp}}{\partial \underline{\sigma}} \right)_{n+\alpha} \quad (2.36)$$

où $\Delta \lambda$ est le multiplicateur de plasticité.

ce qui permet d'écrire :

$$\Delta t \underline{D}_{n+\alpha}^{vp} = \frac{3}{2} \Delta \lambda \frac{\underline{s}_{n+\alpha}}{(\underline{\sigma}_{eq})_{n+\alpha}} = \Delta \lambda \underline{n}_{n+\alpha} \quad (2.37)$$

$$\text{Avec } \underline{n}_{n+\alpha} = \frac{3}{2} \frac{\underline{s}_{n+\alpha}}{(\underline{\sigma}_{eq})_{n+\alpha}} \quad (2.38)$$

alors

$$\Delta t \underline{\underline{C}}^e : \underline{D}_{n+\alpha}^{vp} = 2G\Delta\lambda \underline{n}_{n+\alpha} \quad (2.39)$$

L'équation (2.35) s'écrit alors : $\underline{\sigma}_{n+\alpha} = \underline{\sigma}_{n+\alpha}^e - 2G J_{n+\alpha}^{-1} \Delta\lambda \underline{n}_{n+\alpha}$

En introduisant le fait que $\underline{n}_{n+\alpha}$ et $\underline{n}_{n+\alpha}^e$ ont la même direction, on obtient après calcul la correction plastique sur la configuration Ω_{n+1} :

$$\underline{\sigma}_{n+1} = \underline{\sigma}_{n+1}^e - 2G \Delta\lambda J_{n+1}^{-1} \underline{F}_{n+\alpha}^{n+1} \underline{n}_{n+\alpha}^e \left(\underline{F}_{n+\alpha}^{n+1} \right)^T \quad (2.40)$$

On rappelle que la vitesse de déformation équivalente $\dot{\bar{\epsilon}}^{vp} = \dot{\lambda}$ de sorte que :

$$\bar{\epsilon}_{n+1}^{vp} = \bar{\epsilon}_n^{vp} + \Delta\lambda \quad (2.41)$$

La prise en compte l'influence de la température est réalisée dans un cadre adiabatique. En effet, la dissipation sous forme de chaleur se traduit par l'équation suivante :

$$\dot{T} = \frac{\xi}{\rho C_v} \dot{\bar{\epsilon}}^p \sigma_0$$

où ρ est la masse volumique, C_v est la chaleur spécifique et ξ est un paramètre indiquant la portion de l'énergie dissipée sous forme de chaleur.

Pour déterminer $\Delta\lambda$, on utilise l'expression de la fonction de charge calculée à l'instant t_{n+1} . Pour des raisons de stabilité numérique, celle-ci est écrite en fonction de la prédiction élastique. La fonction de charge devient :

$$f_p(\Delta\lambda) = \sqrt{\frac{3}{2}} \left\| \underline{s}_{n+1}^e - \Delta\lambda \underline{N}_{n+1} \right\| - R(\dot{\bar{\epsilon}}^{vp}, \bar{\epsilon}^{vp}, T) = 0 \quad (2.42)$$

Avec \underline{N}_{n+1} le tenseur d'ordre 2 défini par :

$$\underline{N}_{n+1} = 2 J_{n+1}^{-1} G \operatorname{dev} \left(\underline{F}_{n+\alpha}^{n+1} \underline{n}_{n+\alpha}^e \left(\underline{F}_{n+\alpha}^{n+1} \right)^T \right) \quad (2.43)$$

$\sigma_0 = R(\dot{\bar{\epsilon}}^{vp}, \bar{\epsilon}^{vp}, T)$ est la limite élastique courante.

L'équation non linéaire (2.42) est résolue par une méthode itérative de type Newton.

6.3.3 Calcul de l'opérateur tangent cohérent

Nous avons montré que dans le cas d'une résolution globale implicite (équation 2.5), il est nécessaire de calculer l'opérateur tangent cohérent $\underline{\underline{C}}^{evp}$. Celui-ci est défini par une loi de comportement en vitesse :

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}} = \underline{\underline{C}}^{evp} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} \quad (2.44)$$

Tous calculs faits [19], on obtient l'expression suivante ;

$$\underline{\underline{C}}^{evp} = J^{-1} \left(K \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}} + 2G\beta \left(\underline{\underline{1}} - \frac{1}{3} \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}} \right) - 2G\varpi \frac{\underline{\underline{s}}}{\|\underline{\underline{s}}\|} \otimes \frac{\underline{\underline{s}}}{\|\underline{\underline{s}}\|} \right) \quad (2.45)$$

$$\text{avec : } \beta = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{\sigma_0}{\|\underline{\underline{s}}^e\|} \text{ et } \varpi = \beta - 1 + \frac{1}{1 + \frac{1}{3GJ^{-1}} \frac{\partial \sigma_0}{\partial \bar{\varepsilon}^p}}$$

σ_0 est la contrainte limite d'écoulement. Le tableau 2.2 résume les étapes principales pour la réalisation de la correction plastique par un le schéma de retour radial. Ce tableau présente les étapes principales de l'algorithme correspondant à l'étape 3 du tableau 2.1.

- Pour chaque point d'intégration :
- 3.1. Calcul de : $\underline{\underline{F}}_n^{n+1}$, $\underline{\underline{F}}_{n+\alpha}^{n+1}$, $\underline{\underline{F}}_n^{n+\alpha}$, J_{n+1} et de $\underline{\underline{D}}_{n+\alpha}$
 - 3.2. Prédiction élastique : $\underline{\underline{\tau}}_{n+1}^e$, $\underline{\underline{\tau}}_{n+\alpha}^e$, $\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^e$ et $\underline{\underline{s}}_{n+1}^e$
 - 3.3. Test du critère de plasticité f_p :
 Si chargement élastique : $\underline{\underline{C}}^{evp} = \underline{\underline{C}}^e$, aller en 3.6
 - 3.4. Correction plastique :
 Résolution de $f_p(\Delta\lambda) = 0$ (Newton-Raphson)
 Mise à jour de la déformation plastique et de la température (variables internes)
 - 3.5. Calcul de l'opérateur tangent $\underline{\underline{C}}^{evp}$
 - 3.6. Fin

Tableau 2.2 : Algorithme de calcul et de correction des contraintes aux points d'intégration.

7 Endommagement et rupture

7.1 Modèles couplés d'endommagement

Il existe plusieurs types d'endommagement en fonction de la nature du matériau et de la forme du chargement (rapide, lent, cyclique, thermique, etc.). Les plus courants sont :

- Endommagement fragile,
- Endommagement par fatigue,
- Endommagement de fluage appelé également endommagement viscoplastique fragile,
- Endommagement ductile.

C'est ce dernier type que l'on peut rencontrer lors du découpage des tôles en alliage de cuivre. Il existe de nombreux modèles ayant pour objectif la description de ce mode d'endommagement du matériau. Les deux modèles les plus utilisés pour le découpage ont été implémentés dans Blankform. Nous allons présenter ces deux modèles de manière succincte.

7.1.1 Modèle d'endommagement de Lemaitre

Ce modèle est basé sur deux notions importantes : la contrainte effective et l'équivalence en déformation [60].

On suppose que le matériau est isotrope, la variable interne représentant l'endommagement est de type scalaire. Soit S_a l'aire apparente d'un élément de volume dV , S_v est l'aire corrigée des défauts engendrés par les fissures et les cavités d'aire S_d . On définit une mesure D de l'endommagement local par :

$$D = \frac{S_d}{S_a} \tag{2.46}$$

La variable d'endommagement D a une valeur nulle pour un élément de volume vierge de fissures et de cavités. D égale à l'unité pour un élément de volume totalement rompu. D_c désigne la valeur critique de la variable D à partir de laquelle une fissure macroscopique apparaît. La valeur critique de l'endommagement est inférieure à 1. D_c peut être déterminée expérimentalement à partir d'un essai de traction.

La contrainte effective est définie comme étant la contrainte rapportée à la section corrigée. Cette définition se traduit, dans le cas uniaxial, par :

$$\sigma_{eff} = \frac{F}{S_v} \quad (2.47)$$

F est la force appliquée. Dans le tridimensionnel, l'hypothèse d'isotropie conduit à écrire :

$$\underline{\sigma}_{eff} = \frac{\underline{\sigma}}{1-D} \quad (2.48)$$

La fonction de charge de von Mises modifiée, permettant la prise en compte de l'endommagement dans un modèle de comportement élasto-plastique, est donnée par :

$$f_p = \frac{\sigma_{eq}}{1-D} - R(\bar{\epsilon}^p) - \sigma_y \quad (2.49)$$

La connaissance du potentiel d'endommagement permet d'obtenir la cinétique de l'endommagement, elle est donnée par:

$$\dot{D} = \frac{\dot{\lambda}}{1-D} \left(-\frac{Y}{S_0} \right)^{s_0} \quad (2.50)$$

où S_0 et s_0 sont deux paramètres dépendant du matériau. Y est la force thermodynamique associée à D donnée par :

$$-Y = \frac{\sigma_{eq}^2}{2E(1-D)^2} \left(\frac{2}{3}(1-\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^2 \right) \quad (2.51)$$

où σ_m est la contrainte moyenne hydrostatique.

La fonction de charge (2.49) et l'équation de la cinétique d'endommagement (2.50) permettent de définir complètement le comportement du matériau endommagé. La référence [60] présente plus de détails sur ce modèle de comportement.

7.1.2 Modèle d'endommagement de Gurson

Ce modèle est fondé sur l'analyse du comportement microscopique des cavités (vides). Les résultats sont transférés au niveau macroscopique par homogénéisation. Ce modèle est largement utilisé pour les milieux poreux. Les hypothèses introduites sont les suivantes :

- Analyse d'un vide sphérique au centre d'une matrice métallique également sphérique.
- Comportement rigide parfaitement plastique de la matrice.

Le milieu hétérogène est modélisé par un milieu homogène équivalent dans lequel les grandeurs macroscopiques représentent les moyennes des grandeurs microscopiques.

V , V_m et V_t représentent respectivement le volume des vides, le volume de la matrice et le volume total. On introduit une variable scalaire, notée f , représentant l'endommagement du matériau et appelée fraction volumique de vides ou microcavité, soit :

$$f = \frac{V}{V_t} = \frac{V_t - V_m}{V_t} \quad (2.52)$$

Gurson [61] propose une généralisation du critère de von Mises, la fonction de charge est donnée par :

$$f_p = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y} \right)^2 + 2f \cosh \left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_y} \right) - 1 - f^2 \quad (2.53)$$

où σ_m et σ_y sont respectivement la contrainte moyenne hydrostatique et la limite d'écoulement en traction. σ_{eq} est la contrainte équivalente au sens de von Mises. Ce modèle surestime la déformation à rupture pour les faibles taux de triaxialité. Tvergaard [87] a proposé une extension de ce modèle en introduisant trois paramètres q_1 , q_2 et q_3 . La limite d'écoulement en traction σ_y est remplacée par la contrainte équivalente de traction σ_M de la matrice, soit :

$$f_p = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_M} \right)^2 + 2fq_1 \cosh \left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_M} \right) - 1 - q_3 f^2 \quad (2.54)$$

En plus de la fonction de charge, il est nécessaire de définir la loi d'évolution de la variable interne introduite.

L'accroissement de la fraction volumique de vides est fonction de la nucléation de nouvelles cavités et de la croissance des cavités existantes. Soit :

$$\dot{f} = \dot{f}_{nu} + \dot{f}_{cr} \quad (2.55)$$

La cinétique de la nucléation est donnée par :

$$\dot{f}_{nu} = A \dot{\bar{\epsilon}}_M^p + B (\dot{\sigma}_m + \dot{\sigma}_M) \quad (2.56)$$

où $\dot{\bar{\epsilon}}_M^p$ est la vitesse de déformation plastique équivalente de la matrice. Pour une distribution normale de la nucléation, **A** et **B** s'écrivent :

$$\mathbf{A} = \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}_M^p - \epsilon_n}{s_n}\right)^2\right) \quad (2.57)$$

$$\mathbf{B} = \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_m + \sigma_M - \sigma_n}{s_n}\right)^2\right) \quad (2.58)$$

où $\sigma_m + \sigma_M$ est la contrainte normale maximale, f_n la fraction de cavités nucléées, ϵ_n et σ_n sont respectivement la déformation plastique et la contrainte moyenne de nucléation enfin s_n représente l'écart type de la distribution de cavités.

La cinétique de la croissance des cavités est donnée par :

$$\dot{f}_{cr} = (1 - f) tr(\dot{\underline{\epsilon}}^p) \quad (2.59)$$

La dernière phase est la phase de coalescence. Pour tenir compte de la perte rapide de rigidité du matériau, on remplace dans la fonction de charge f par f^* telle que :

$$f^* = \begin{cases} f & si \quad f \leq f_c \\ f_c + \frac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c} (f - f_c) & si \quad f > f_c \end{cases} \quad (2.60)$$

Où f_F est la porosité correspondant à la rupture finale et $f_u^* = 1/q_1$. f_c est la fraction critique à partir de laquelle la coalescence commence.

7.2 Critères d'amorce de fissures

Le problème d'initiation des fissures peut être traité de différentes manières. Si l'on utilise un modèle d'endommagement, il est possible de considérer l'apparition d'une fissure par l'intermédiaire de la variable d'endommagement. Il suffit de définir la valeur critique de l'endommagement correspondant à l'initiation de la fissure.

Une deuxième approche pour la détection de l’amorçage de fissure est possible même pour les modèles de comportement non couplés à l’endommagement. Il s’agit de prédire l’initiation de fissures macroscopiques par l’intermédiaire d’une fonction indicatrice de l’endommagement. Dans ce cas, les propriétés mécaniques du matériau ne sont pas affectées par son endommagement progressif.

L’avantage majeur de ces critères est la simplicité de leur implémentation numérique dans les codes de calcul par éléments finis. Le tableau 2.3 donne la liste des critères implémentés dans le code.

Critère d’amorce de fissure	Mesure	Nature
Rice et Tracey	$D_c = \int_0^{\varepsilon^r} \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\varepsilon}^p$	Croissance de cavités
Oyane	$D_c = \int_0^{\varepsilon^r} \left\langle 1 + A \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right\rangle d\bar{\varepsilon}^p$	Croissance de cavités
Déformation équivalente	$D_c = \varepsilon^r$	Empirique
Freudenthal	$D_c = \int_0^{\varepsilon^r} \sigma_{eq} d\bar{\varepsilon}^p$	Energie plastique dissipée
Cockroft et Latham	$D_c = \int_0^{\varepsilon^r} \langle \sigma_1 \rangle d\bar{\varepsilon}^p$	Empirique

Tableau 2.3 : Liste des critères d’amorçage de rupture implémentés dans Blankform [19].

Après avoir détecté l’amorce d’une fissure, il est nécessaire de déterminer comment elle se propage. Le paragraphe qui suit décrit les techniques numériques utilisées pour la simulation de la propagation de fissures.

7.3 Outils numériques pour la propagation de fissures

Le traitement de la propagation de fissures par les concepts de la mécanique de la rupture n’est pas utilisé dans Blankform©. La fissuration dans le problème de découpage est assez simple à traiter d’un point de vue numérique. En effet, les lieux d’amorçage et de propagation sont bien connus. Le problème majeur réside dans l’adaptation du maillage pour la prise en compte des discontinuités matérielles qui se propagent. Il existe deux stratégies possibles pour la simulation de la propagation d’une fissure, à savoir la technique par élimination des éléments et la technique de propagation par actualisation du contour de la pièce.

La première méthode [19] consiste en l'élimination des éléments du contour externe de la tôle pour lesquels la valeur critique de l'indicateur de rupture D_c est atteinte. On définit alors un nouveau contour. On reprend le calcul après remaillage et rééquilibrage de la structure fissurée après avoir éliminé tous les éléments satisfaisant le critère de rupture.

La deuxième méthode [13,19] consiste à propager la fissure par ouverture du maillage. On définit une zone (portion de disque) ayant pour centre la pointe de la fissure déjà amorcée. On cherche les éléments satisfaisant au critère de rupture dans cette zone. La direction de propagation pour chaque élément trouvé est calculée. La fissure est supposée se propager selon la moyenne de toutes les directions trouvées pondérées par la distance entre la pointe de la fissure et l'élément. On rajoute un nouveau nœud selon la direction calculée, puis on dédouble le nœud en pointe de la fissure existante. Le contour externe est réactualisé, il suffit alors de le remailler, de transporter les variables et de rééquilibrer la structure.

8 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté les principales caractéristiques du code permettant la simulation du procédé de découpage. Nous avons présenté la formulation du problème. La discrétisation spatiale est réalisée grâce à un algorithme de maillage automatique adapté pour le découpage. Afin d'éviter la distorsion des éléments, un remaillage global est effectué selon une fréquence constante. La discrétisation temporelle est réalisée par un algorithme implicite quasi-statique. Le contact est géré par pénalisation. La mise en place d'algorithmes locaux pour l'intégration des lois de comportement dans le cadre de la théorie des transformations finies est l'une des étapes importantes pour la simulation du procédé. Le comportement est couplé à l'endommagement à travers les modèles de Lemaitre et de Gurson qui permettent de modéliser l'influence de l'endommagement sur les propriétés mécaniques de la tôle. La détection de l'amorçage de fissure est possible avec et sans couplage à l'endommagement. Enfin, la propagation a été traitée par des techniques numériques à savoir la technique par élimination d'éléments et la technique par ouverture de la fissure. Cependant le problème de la fermeture des fissures n'est pas traité, ceci peut générer des problèmes au niveau de la résolution du système global.

Caractérisation et modélisation de l'influence de la vitesse et de la température

1	Introduction	54
2	Modèles de comportement thermo - élasto - viscoplastique	54
2.1	Modèle de Johnson-Cook	55
2.2	Modèle de Prandtl-Ludwik	55
2.3	Modèle de Zener-Holomon	56
2.4	Modèle de Armstrong-Zerilli	56
2.5	Modèle de Picart	57
2.6	Conclusion	57
3	Caractérisation expérimentale d'un alliage cuivreux	57
3.1	Moyens et méthodes	57
3.2	Essais à température ambiante	59
3.3	Essais à vitesse imposée	63
4	Modélisation et identification du comportement	64
4.1	Loi d'écoulement proposée pour la nuance CuNiP	64
4.2	Identification des paramètres de la loi d'écoulement	65
5	Implémentation dans le code EF Blankform et validation	65
6	Exploitation en simulation du découpage.	67
6.1	Présentation du modèle éléments finis	67
6.2	Résultats de la simulation numérique du découpage	68
7	Conclusion	76

1 Introduction

La vitesse de découpe fait partie des paramètres technologiques les plus influents du procédé de découpage des tôles minces. En effet, elle affecte directement la productivité des entreprises. La concurrence accrue et la recherche d'une productivité toujours plus grande impliquent l'utilisation de presses de plus en plus rapides. Cependant la rapidité n'est pas sans contrepartie. D'une part la qualité du produit découpé tant du point de vue géométrique que mécanique est dépendante de la vitesse de découpage, d'autre part elle affecte la durée de vie des outils. Les premières études expérimentales qui ont été réalisées pour évaluer l'influence de la vitesse de coupe se trouvent dans les travaux de Zunkler [29] cité par Tilsley [28]. Ces travaux ont été repris et approfondis par Tilsley [28], Johnson et Slater [5] et Jana et Ong [35]. Plus récemment, Stegeman et al. [36] ainsi que Meunier [31] ont étudié également l'influence de la vitesse en découpage. Ces travaux se sont concentrés généralement sur l'évaluation de l'influence de la vitesse sur l'effort maximal de découpage et le profil de découpe. En effet, pour tous les matériaux étudiés, on observe que l'effort maximal de découpage diminue et la hauteur de la zone cisailée augmente lorsque la vitesse de découpage augmente.

Dans ce chapitre, nous allons présenter la modélisation mise en œuvre pour prendre en compte les effets de la vitesse et de la température sur le découpage de tôles en alliages cuivreux. Les résultats issus des expériences seront utilisés pour l'identification des paramètres des lois de comportement. Cette modélisation permet la simulation du procédé du découpage et la caractérisation de l'influence de la vitesse de coupe sur l'effort de découpage.

2 Modèles de comportement thermo - élasto - viscoplastique

Le comportement viscoplastique présente une surcontrainte que l'on n'observe pas dans le cas de comportement indépendant de la vitesse. Généralement, la loi d'écoulement thermo-élasto-viscoplastique prend la forme suivante :

$$\sigma_{eq} = \sigma^{st}(\bar{\epsilon}^{vp}, \theta, V) \left(1 + \Pi(\bar{\epsilon}^{vp}, \dot{\bar{\epsilon}}^{vp}, \theta, V) \right) \quad (3.1)$$

Avec : $\rightarrow \sigma_{st}$ est la partie statique de la contrainte d'écoulement,

$\rightarrow \theta$ est une mesure relative de la température,

$\rightarrow V$ est une variable d'écrouissage,

$\rightarrow \Pi$ est une mesure relative de la surcontrainte de nature viscoplastique.

2.1 Modèle de Johnson-Cook

Le modèle de viscoplasticité de Johnson-Cook cité par [59] est valable pour une grande gamme de vitesse de déformation allant de 10^{-3} à 10^5 s⁻¹. C'est une approche phénoménologique pour exprimer la contrainte d'écoulement viscoplastique en fonction de la déformation viscoplastique, de la vitesse de déformation viscoplastique et de la température.

$$\sigma^{st} = A(1 + C_1(\bar{\epsilon}^{vp})^{C_2})(1 - \theta^n) \quad (3.2)$$

$$\Pi = C_3 \ln\left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}^{vp}}{C_4}\right) \quad (3.3)$$

$C_i=1:4$, A et n sont des constantes relatives au matériau. La mesure relative de la température est donnée par :

$$\theta = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad (3.4)$$

T est la température calculée, T_r la température de référence et T_m la température de fusion du matériau. Le modèle de Johnson-Cook est largement utilisé notamment pour la modélisation du cisaillement adiabatique. On le trouve implémenté généralement dans les codes commerciaux de calcul par éléments finis (Abaqus, LS-Dyna, Radioss, etc.). Andrade et al. [96] ont modifié le modèle de Johnson-Cook pour prendre en compte l'effet de la recristallisation dynamique à haute température. Le modèle modifié est donné par la multiplication de la contrainte équivalente par un terme $H(T)$ avec :

$$H(T) = \frac{1}{1 - \left(1 - \frac{(\sigma_y)_{rec}}{(\sigma_y)_{def}}\right) u(T)} \quad (3.5)$$

où $u(T)$ est nul si $T < T_c$ ou égal à l'unité si $T > T_c$. T_c est la température de recristallisation du matériau. $(\sigma_y)_{def}$ et $(\sigma_y)_{rec}$ sont respectivement les contraintes d'écoulement du matériau juste avant et juste après recristallisation.

2.2 Modèle de Prandtl-Ludwik

Ce modèle résulte d'une modification du modèle empirique de Ludwik-Holomon-Swift [59]. Il s'exprime par la forme suivante :

$$\sigma_{st} = Y(\theta) \left(1 + C_5(\theta) \left(\bar{\dot{\epsilon}}^{vp} \right)^{C_6(\theta)} \right) \quad (3.6)$$

$Y(\theta)$ est la contrainte d'écoulement uniaxiale initiale. En ce qui concerne la surcontrainte, elle est donnée par la forme suivante :

$$\Pi = C_8(\theta) \ln \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}^{vp}}{C_7(\theta)} \right) \quad (3.7)$$

$C_{i=5:8}$ sont les paramètres relatifs au matériau, ils sont dépendants de la température.

Ce modèle est assez proche de celui de Johnson-Cook. Cependant il met plus en évidence l'influence de la température sur les différents paramètres $C_{i=5:8}$. On a ici une forme générale prenant en compte l'influence de la température sur tous les paramètres de la loi.

2.3 Modèle de Zener-Holomon

Zener et Holomon cité par [59] ont proposé la forme suivante pour quantifier la surcontrainte viscoplastique :

$$\Pi = \left(1 + \frac{\dot{\bar{\epsilon}}^{vp}}{C_9(\theta)} \right)^{C_{10}(\theta)} - 1 \quad (3.8)$$

$C_{i=9,10}$ sont les paramètres matériau, ils sont dépendants de la température.

2.4 Modèle de Armstrong-Zerilli

Armstrong et Zerilli cités par [59] se sont basés sur la théorie des dislocations pour présenter leur modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique pour différents matériaux (CC, CFC, etc.). La contrainte uni-axiale gouvernant l'écoulement viscoplastique réécrite sous forme multiplicative [59] est donnée par :

$$\sigma_{eq} = Y(\theta) \left(1 + C_{11}(\theta) \left(\bar{\dot{\epsilon}}^{vp} \right)^{C_{12}(\theta)} + C_{13}(\theta) \left(\bar{\dot{\epsilon}}^{vp} \right)^{C_{14}(\theta)} \right) \quad (3.9)$$

$C_{i=11,14}$ sont des paramètres matériau.

Comme pour les modèles de Zener-Holomon et de Prandtl-Ludwik, les paramètres C_i sont fonctions de la température.

2.5 Modèle de Picart

Picart [93] présente un modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique respectant la forme multiplicative donnée par l'équation (3.1). Le modèle est donné par :

$$\sigma_{eq} = \sigma_y + C_{15}(\bar{\varepsilon}^{vp})^{C_{16}} \left(\exp\left(\frac{\Delta H}{\eta T}\right) \right)^{\frac{1}{C_{17}}} \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}^{vp}}{C_{18}} \right)^{\frac{1}{C_{19}}} \quad (3.10)$$

Les paramètres $C_{i=15:19}$, σ_y , ΔH et η sont fonctions du matériau et de la température.

2.6 Conclusion

Après avoir présenté quelques modèles de comportement thermo-élasto-viscoplastique, le choix du modèle le mieux adapté sera basé sur l'analyse expérimentale du comportement du matériau étudié. Nous allons présenter dans la section qui suit la démarche et les résultats des essais expérimentaux de caractérisation.

3 Caractérisation expérimentale d'un alliage cuivreux

Afin de choisir le modèle de comportement le mieux adapté, nous allons réaliser d'abord une campagne d'essais afin de quantifier l'influence de la vitesse et de la température sur un alliage de cuivre représentatif des produits utilisés dans l'électronique. Cette analyse repose sur plusieurs essais de traction uniaxiale réalisés dans des conditions de vitesse et de température variées. Ces conditions ne sont pas exactement celles du découpage mais réalisable sur les machines d'essais du laboratoire.

3.1 Moyens et méthodes

Afin de caractériser l'érouissage du CuNiP, nous avons réalisé des essais de traction sur des éprouvettes d'épaisseur 0.254mm respectant la norme nf en 10002-1. La figure 3.1 présente les dimensions géométriques des éprouvettes utilisées.

En effet, l'essai de traction uniaxiale est largement utilisé pour la caractérisation mécanique des matériaux. Il permet d'obtenir les propriétés de base comme le module d'élasticité, la limite élastique conventionnelle, la limite à rupture mais également les paramètres de la loi d'érouissage.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction de type INSTRON, avec une cellule de force de 5 kN. La mesure de la déformation est réalisée grâce à un extensomètre pour les faibles températures. Dans ce cas, le pilotage du mouvement de la traverse mobile de la machine de

traction en vitesse de déformation est possible. Pour les essais à températures imposées supérieures à 150°C, le calcul des déformations est réalisé à partir du déplacement de la traverse mobile à laquelle on impose une vitesse de déplacement. Une opération de recalage des déplacements s'avère nécessaire pour l'élimination du jeu dû à la mise en place des éprouvettes. L'allongement longitudinal de l'éprouvette Δl est considéré non nul à partir de l'instant où le taux de variation de l'effort de traction est fortement positif. La déformation logarithmique notée ε (vraie) est obtenue à partir de la relation :

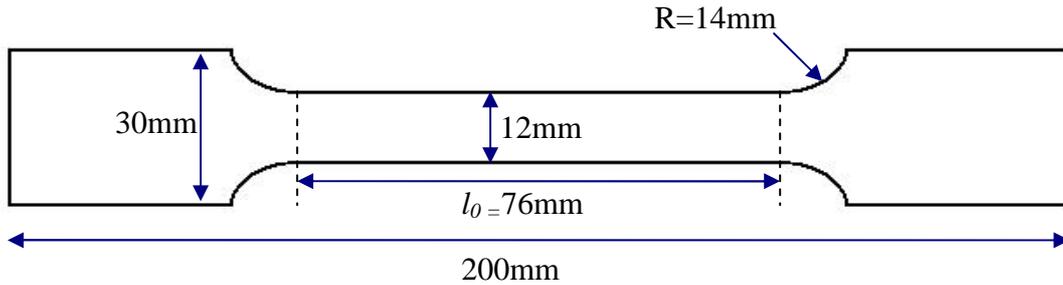


Figure 3.1 : Dimensions des éprouvettes de traction utilisées pour la caractérisation du comportement de la nuance CuNiP à l'état H12.

$$\varepsilon = \ln\left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right) \quad (3.11)$$

l_0 est la longueur utile initiale de l'éprouvette, l_0 est égale à 76mm.

L'aire de la section courante S , nécessaire pour le calcul de la contrainte, est obtenue à partir de

l'hypothèse de conservation de volume : $S(l_0 + \Delta l) = S_0 l_0$

On en déduit :
$$S = S_0 \frac{l_0}{l_0 + \Delta l}$$

La contrainte de Cauchy est alors calculée à partir de l'effort de traction : $\sigma = \frac{F}{S}$

Une caméra thermique permet la mesure du champ de température dans l'éprouvette au cours des essais de traction à température ambiante. Cette mesure nous permet de quantifier la dissipation thermique.

La figure 3.2 présente l'enceinte thermique permettant d'imposer une température à l'éprouvette pendant l'essai. En conclusion, les moyens mis en œuvre pour la réalisation de cette campagne d'essais sont les suivants :

- Machine de traction INSTRON,

- Cellule de force 5kN (± 1 N),
- Extensomètre (Base 20%),
- Enceinte thermique isotherme ($\pm 5^\circ\text{C}$),
- Caméra thermique ($\pm 0.001^\circ\text{C}$),
- PC d'acquisition.

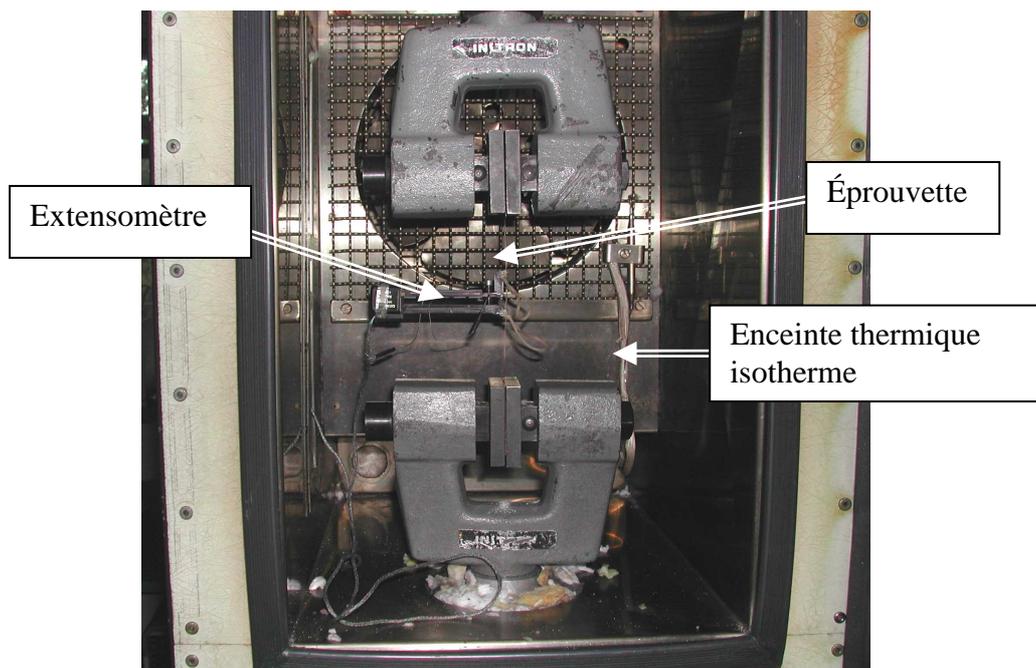


Figure 3.2 : *Dispositif utilisé pour les essais en température.*

Nous allons présenter dans les sous-sections suivantes les deux séries d'essais de traction réalisées. La première série à température fixée et à vitesses variables nous permettra de caractériser la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation. La deuxième série à vitesse fixée et à températures variables nous permettra de caractériser la sensibilité du matériau à la température.

3.2 Essais à température ambiante

Nous avons réalisé une première série de deux essais à température ambiante ($\sim 20^\circ\text{C}$) pour une vitesse de déformation de $4.03 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Les valeurs relevées par l'extensomètre permettent le calcul de la déformation vraie comme nous l'avons montré dans le paragraphe précédent. Le calcul des contraintes vraies permet de tracer les courbes déformation vraie / contrainte vraie. La figure 3.3 représente la superposition des deux essais. On constate une faible différence de $\pm 2\%$ sur les valeurs de la contrainte. Pour chaque configuration d'essais, on effectue deux essais. Les résultats étant reproductible, on ne présentera qu'une seule courbe pour chaque configuration d'essais.

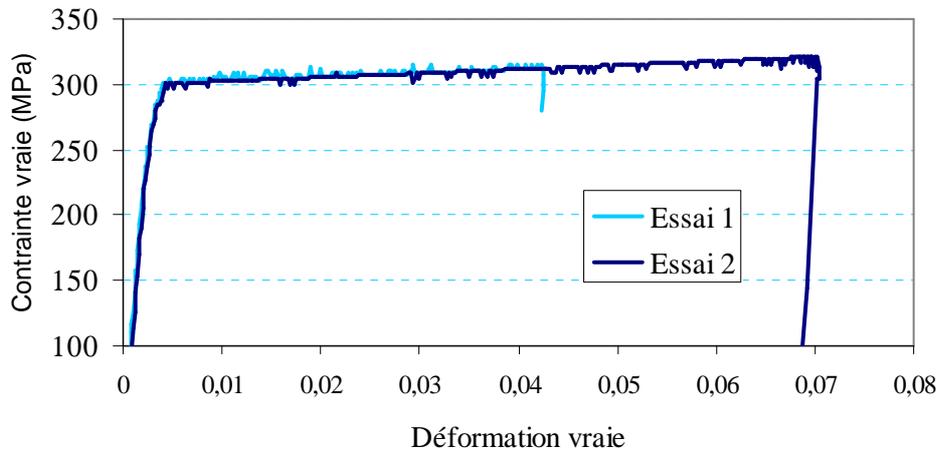


Figure 3.3 : *Illustration de la répétabilité des mesures pour deux essais de traction.*

L'utilisation de la caméra thermique nous permet de quantifier l'évolution de la température dans les éprouvettes. La figure 3.4 donne un exemple d'image prise par la caméra thermique. On constate que la température est homogène au centre de l'éprouvette.

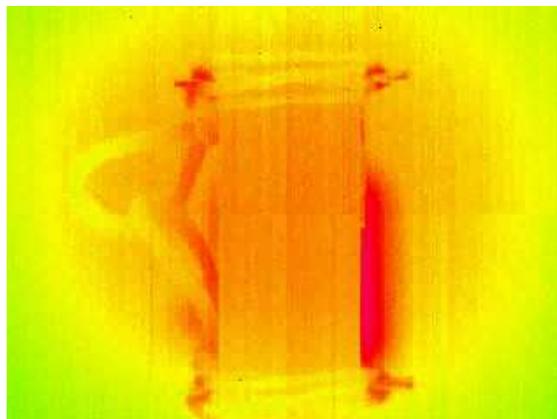
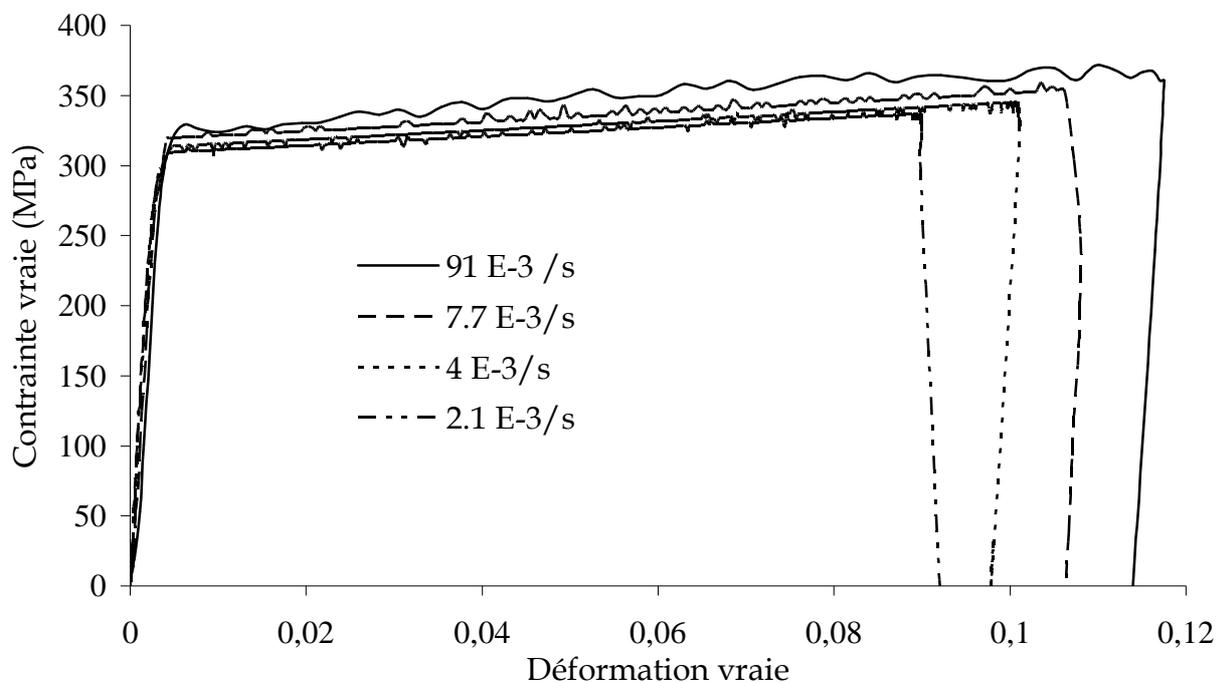


Figure 3.4 : *Image obtenue par la caméra thermique pour un essai de traction à température ambiante au centre de l'éprouvette.*

Une première série d'essais a été réalisée à température ambiante et à vitesse de déplacement imposée. Le tableau 3.1 présente les valeurs des vitesses de déplacement imposées et leurs équivalents en vitesse de déformation. Les résultats de l'enregistrement des efforts permettent de remonter à la contrainte vraie. La figure 3.5 présente les courbes contrainte vraie/déformation vraie relatives à cette série d'essais.

Vitesse de déformation (10^{-3} s^{-1})	2.1	4.03	7.69	21	40.3	91.3
Vitesse de déplacement (mm s^{-1})	0.05	0.1	0.2	0.5	1	2

Tableau 3.1 : Vitesses de déformation imposées à température ambiante et leurs équivalents en vitesse de déplacement de la traverse.



Fig

ure 3.5 : Influence de la vitesse de déformation sur la courbe d'écrouissage pour le CuNiP à température ambiante.

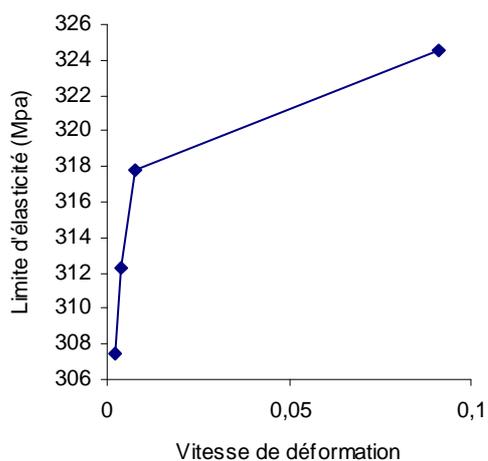


Figure 3.6 : Evolution de la limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation (s^{-1}) pour le CuNiP

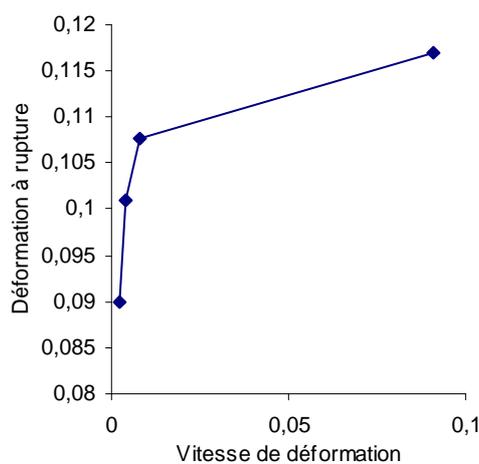


Figure 3.7 : Evolution de la déformation à rupture en fonction de la vitesse de déformation (s^{-1}) pour le CuNiP.

Pour des raisons de lisibilité de la figure, nous avons choisi de ne représenter que les courbes contrainte vraie/déformation vraie correspondantes à quatre valeurs de la vitesse de déformation parmi les six de la série réalisée. Nous constatons deux résultats importants lorsque la vitesse de déformation augmente :

- La contrainte d'écoulement uniaxiale augmente avec la vitesse de déformation. En effet, la figure 3.6 montre que l'augmentation de la limite d'élasticité a une allure logarithmique.
- La limite à rupture augmente également avec la vitesse de déformation. Comme pour la limite d'élasticité, cette augmentation a une allure logarithmique (figure 3.7).

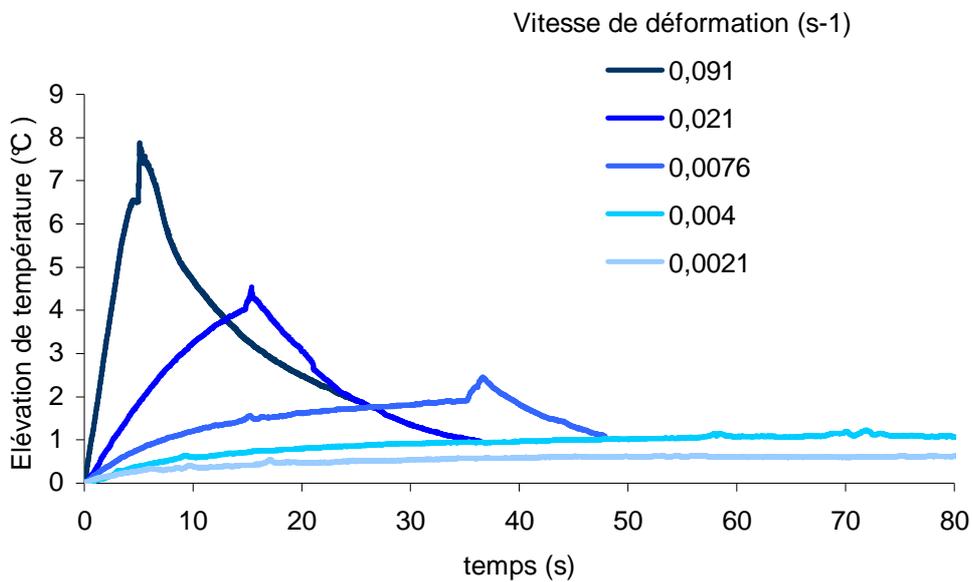


Figure 3.8 : Courbes d'élévation de température au centre de l'éprouvette en fonction du temps pour différentes vitesses de déformation pour le CuNiP.

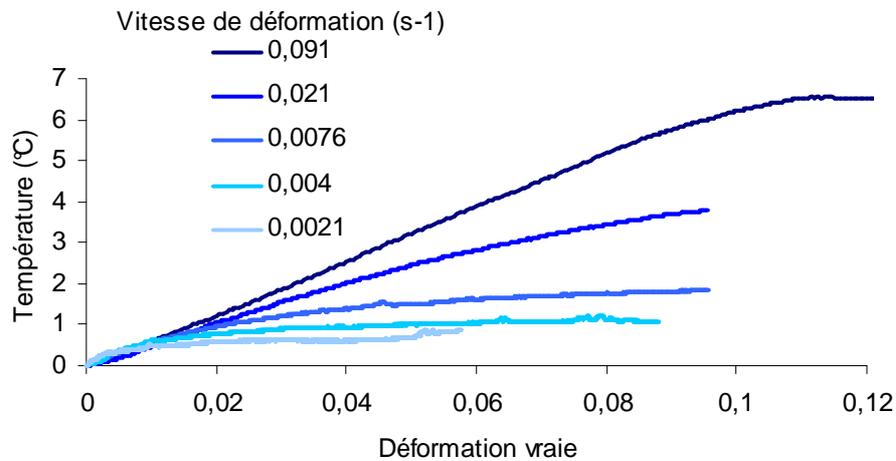


Figure 3.9 : Courbes d'élévation de température au centre de l'éprouvette en fonction de la déformation vraie pour différentes vitesses de déformation pour le CuNiP.

A partir des mesures obtenues avec la caméra thermique, nous avons pu quantifier l'élévation de température dans la zone centrale des éprouvettes. Les résultats sont donnés dans les figures 3.8 et 3.9 en termes de courbes d'élévation de la température en fonction du temps (figure 3.8) et en fonction de la déformation (figure 3.9). Les différentes courbes montrent un comportement à saturation de la température qui devra être pris en compte dans la modélisation. De plus, le bon sens physique est respecté puisque la température augmente avec la vitesse de déformation. Dans la suite, nous présenterons les essais à températures imposées.

3.3 Essais à vitesse imposée

Ces essais ont été réalisés dans le but d'analyser le comportement du matériau à différentes températures. Ils sont effectués à une vitesse de déplacement imposée constante de 0.1 mm/s. Trois températures sont considérées : 20°C, 50°C, 100°C. Le dispositif de conditionnement thermique est représenté dans la figure 3.2. L'enceinte thermique utilisée pour les essais dispose d'un système de régulation de la température.

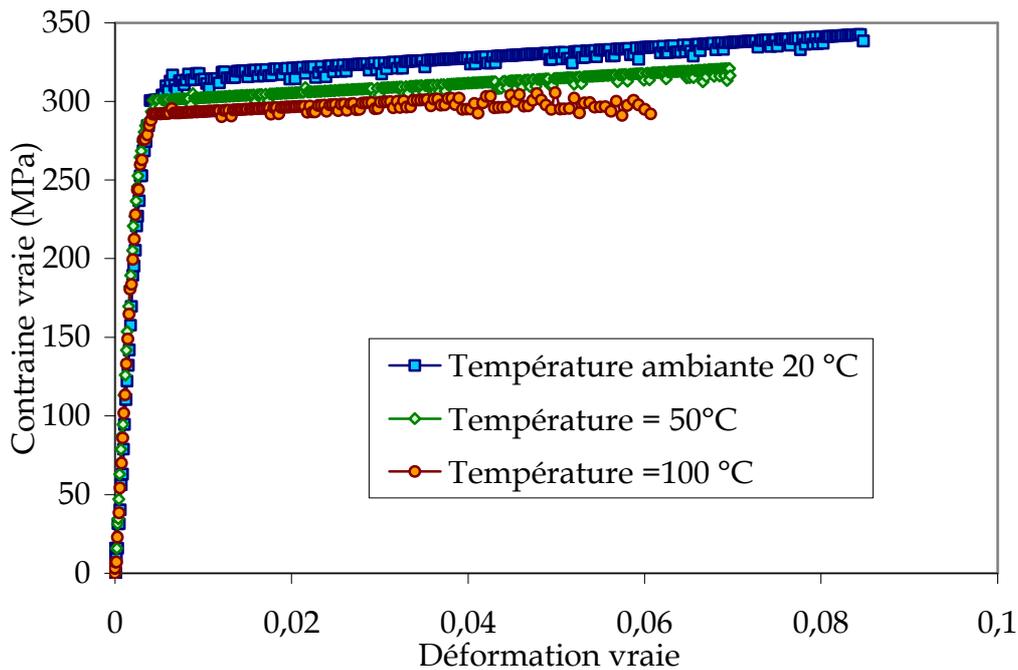


Figure 3.10 : Influence de la température sur les courbes d'érouissage du CuNiP à une vitesse de déplacement de 0.1mm/s

La figure 3.10 représente les résultats obtenus en termes des courbes d'érouissage. Ces résultats montrent que :

- L'augmentation de la température tend à diminuer la contrainte d'écoulement et la pente des courbes d'écrouissage.
- L'augmentation de la température tend à diminuer la déformation à rupture.

L'ensemble de ces essais va nous permettre de définir le modèle le mieux adapté pour décrire le comportement prenant en compte la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température pour la nuance CuNiP.

4 Modélisation et identification du comportement

Les résultats expérimentaux sur la caractérisation du comportement thermo-élasto-viscoplastique de la nuance CuNiP en état H12 nous permettent de dégager les constatations suivantes :

- L'élévation de température tend à diminuer la contrainte d'écoulement.
- La vitesse de déformation tend à augmenter la contrainte d'écoulement et à augmenter la déformation à rupture.
- La vitesse de déformation augmente la dissipation sous forme de chaleur, le phénomène tend à saturer.
- L'élévation de température semble diminuer la déformation à rupture.

De ces constatations, nous allons proposer un modèle reproduisant au mieux les essais et donc les sensibilités à la vitesse et à la température. Ce modèle est présenté dans la suite.

4.1 Loi d'écoulement proposée pour la nuance CuNiP

D'après les résultats des essais, nous proposons la modélisation suivante pour l'évolution de la contrainte d'écoulement :

$$\sigma_{eq} = \left(\sigma_y + Q \left(1 - e^{-b\bar{\epsilon}^p} \right) + \frac{K_0}{T} \bar{\epsilon}^p \right) \left(1 + a_v \ln \left(1 + \frac{\dot{\bar{\epsilon}}^p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right) e^{\frac{\alpha}{T}} \quad (3.12)$$

Le terme d'écrouissage en exponentielle permet de prendre en compte la forte pente du début de la courbe d'écrouissage ainsi que la quasi-saturation de celle-ci. Le second terme linéaire permet de rendre compte de la pente de la courbe. Le terme en $1/T$ dans l'écrouissage permet de rendre compte de la chute de la pente avec l'élévation de la température. L'influence de la vitesse est proposée selon un terme en logarithme. Il permet de faire saturer l'effet de vitesse. Enfin un terme

proportionnel à l'exponentielle de l'inverse de la température permet de rendre compte de la saturation à la température et aussi à l'adoucissement.

L'identification directe des paramètres montre que ce modèle permet une meilleure prédiction des courbes contrainte/déformation par rapport aux modèles présentés dans la section 2 de ce chapitre.

4.2 Identification des paramètres de la loi d'écoulement

L'utilisation de la loi proposée (3.12) requiert la détermination de sept paramètres, à savoir : σ_y , Q , b , K_0 , $a\nu$, $\dot{\epsilon}_0$, α . Le module d'Young E , est déduit directement à partir des courbes d'écroutissage, le coefficient de Poisson ν vient de la littérature. Le comportement élastique est totalement déterminé par ces deux paramètres (voir tableau 3.2).

E	99500 (MPa)
ν	0.31

Tableau 3.2 : Paramètres élastiques pour la nuance CuNiP à l'état H12.

Nous avons procédé à une identification directe des sept paramètres d'écroutissage. Le solveur GENOCOP [94] basé sur un algorithme génétique permet l'identification des paramètres du modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique. Le tableau 3.3 donne les résultats de l'identification pour la nuance CuNiP à l'état H12.

σ_y	199	(MPa)
Q	97	(MPa)
b	1300	
K_0	8200	(MPa °C)
$a\nu$	0.02	
$\dot{\epsilon}_0$	$2.1 \cdot 10^{-3}$	(s ⁻¹)
α	0.9	(°C)

Tableau 3.3 : Paramètres du comportement inélastique de la nuance CuNiP à l'état H12.

5 Implémentation dans le code EF Blankform et validation

La loi de comportement thermo-élasto-viscoplastique proposée pour le CuNiP a été implémentée dans le code de calcul par éléments finis Blankform© développé pour la modélisation numérique du découpage. Une validation élémentaire est réalisée sur un cas simple de traction uniaxiale. On considère un cylindre de rayon 1mm et de hauteur de 2mm. On impose un

déplacement de traction $U=0.15\text{mm}$ sur les faces supérieure et inférieure du cylindre. Du fait de la symétrie du problème, le cylindre est modélisé par un plan carré maillé par deux éléments axisymétriques triangulaires à 3 nœuds et un point d'intégration. Les conditions aux limites sont données sur la figure 3.11.

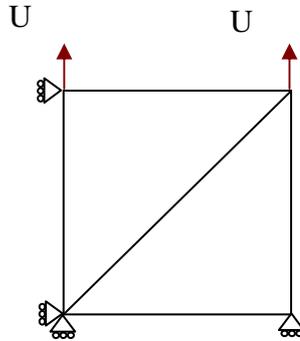


Figure 3.11: Conditions aux limites pour un maillage composé de deux éléments T3 axisymétrique en traction uniaxiale.

On reporte sur la figure 3.12 l'évolution de la contrainte de von Mises en fonction de la déformation équivalente pour trois valeurs de la température 20, 50 et 150°C pour une vitesse de déplacement $\dot{U} = 0.1\text{mm/s}$. Les valeurs calculées numériquement aux points de Gauss sont comparées à la solution analytique. L'accord entre les résultats numériques et analytiques est très bon pour cet essai élémentaire. La figure 3.13 représente l'évolution de la contrainte de von Mises en fonction de la déformation équivalente pour trois valeurs de la vitesse de déplacement (0.01, 0.1 et 1mm/s) à 20°C. Les résultats numériques et analytiques sont également en très bon accord.

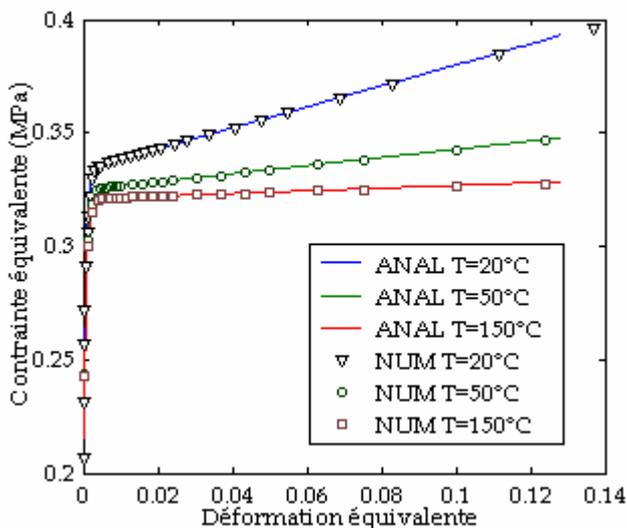


Figure 3.12 : Comparaison des courbes contrainte/déformation numériques et analytiques pour une vitesse de déplacement de 0.1mm/s et trois valeurs de la température

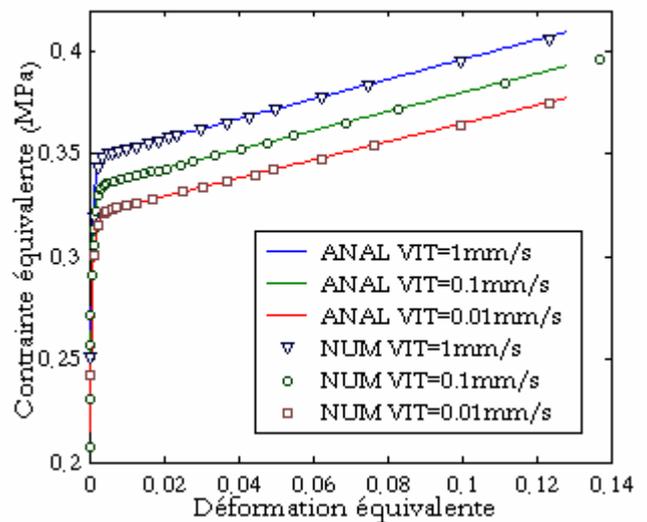


Figure 3.13 : Comparaison des courbes contrainte/déformation numériques et analytiques à 20°C pour trois vitesses de déplacement.

6 Exploitation en simulation du découpage.

6.1 Présentation du modèle éléments finis

Dans cette partie, nous allons appliquer le modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique dans un cadre adiabatique proposé précédemment pour le CuNiP dans le cas du découpage d'une empreinte rectangulaire. Nous pourrions ainsi évaluer la capacité du modèle à prédire le comportement en découpage du matériau étudié. La géométrie modélisée est donnée sur la figure 3.14.

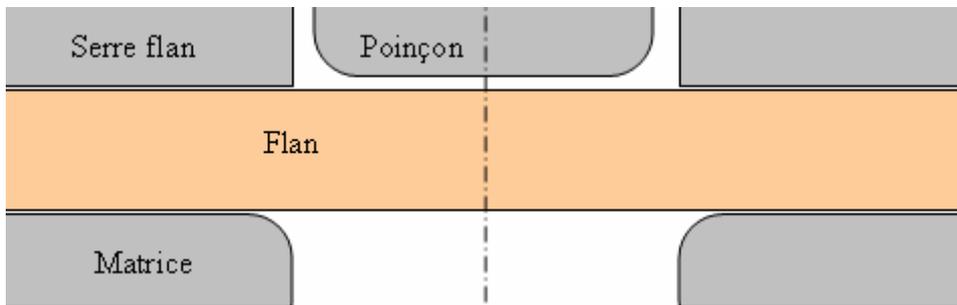


Figure 3.14 : Description géométrique de l'essai de découpage modélisé.

Les dimensions des différents composants du procédé (flan, poinçon et matrice) sont données par le tableau 3.4.

	Valeur (mm)
Largeur du poinçon(L_p)	1.7
Largeur de la matrice(L_m)	1.72
Rayon du poinçon (R_p)	0.01
Rayon de la matrice (R_m)	0.01
Jeu poinçon/matrice(J_{pm})	0.01
Épaisseur du flan(E)	0.254
Largeur flan (l)	10

Tableau 3.4 : Dimensions des outils et du flan.

On considère que la température est égale à 20°C. le contact entre le flan et des outils est supposé glissant. Le flan est maillé en éléments triangulaires linéaires à trois nœuds et un point d'intégration. Une formulation en déformations planes a été adoptée pour ce problème. Le maillage initial est composé de 3118 éléments. La taille moyenne des éléments dans la bande de cisaillement est de l'ordre de 1.3% de l'épaisseur.

Le procédé du découpage se caractérise par l'apparition d'une bande de cisaillement où la déformation est très importante : localement, la déformation peut dépasser 300% pour une pénétration du poinçon supérieure à 30% de l'épaisseur du flan. Pour réduire l'influence de la distorsion des éléments sur les résultats, nous avons procédé à un remaillage total du flan tous les 5% de pénétration du poinçon. Le remaillage est réalisé de manière à ce que les éléments de la zone cisailée du flan gardent la même taille avant et après remaillage.

La vitesse du poinçon est supposée constante et égale à 0.1mm/s. Pour une course du poinçon égale à deux fois l'épaisseur, cette vitesse est équivalente à une cadence de frappes de 12 coups/minute. Cet essai a été réalisé expérimentalement par Gréban [59] sur un outil développé spécialement pour le découpage sur une machine de traction [19].

6.2 Résultats de la simulation numérique du découpage

6.2.1 Prédiction de la courbe effort/déplacement

La figure 3.15 présente l'évolution de la distribution de la déformation équivalente en fonction de la pénétration du poinçon. On constate l'apparition d'une bande de localisation des déformations plastiques. Cette bande se situe entre les arêtes coupantes du poinçon et de la matrice. Elle apparaît dès 1% de pénétration du poinçon à proximité des arêtes coupantes des outils, ensuite elle se propage dans l'épaisseur de la tôle à découper. On obtient des valeurs très élevées de déformation dans cette zone, ainsi pour une pénétration de 47% la déformation équivalente vaut 370%. Au centre de la bande, la déformation équivalente vaut environ 200%. Si l'on compare avec les essais de traction réalisés pour caractériser le comportement, les valeurs des déformations sont très inférieures aux valeurs constatées en découpage.

La validité de la loi utilisée dans ce domaine de déformation est donc à vérifier. Pour cela on dispose de la courbe expérimentale effort/déplacement issue de l'essai de découpage réalisé sur l'outil spécifique. La figure 3.16 donne une comparaison entre les courbes expérimentale et numérique. On note que la prédiction de l'effort de découpe est assez correctement réalisée jusqu'à l'initiation de la phase de fissuration où l'effort chute, l'erreur sur la valeur maximale de l'effort de découpage est de l'ordre de 5%. Le modèle utilisé ne prenant pas en compte l'endommagement, les deux courbes (expérimentale et numérique) s'éloignent à partir de la fin de troisième phase.

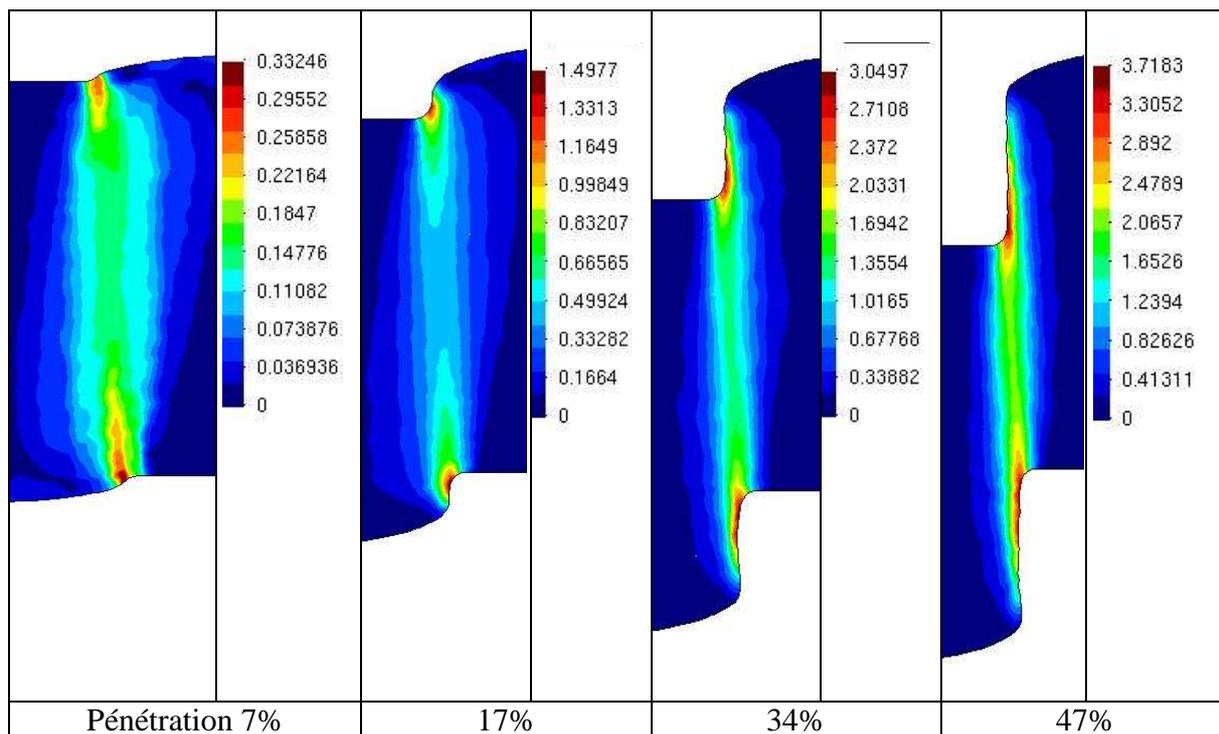


Figure 3.15 : Distributions de la déformation équivalente pour différentes pénétrations du poinçon.

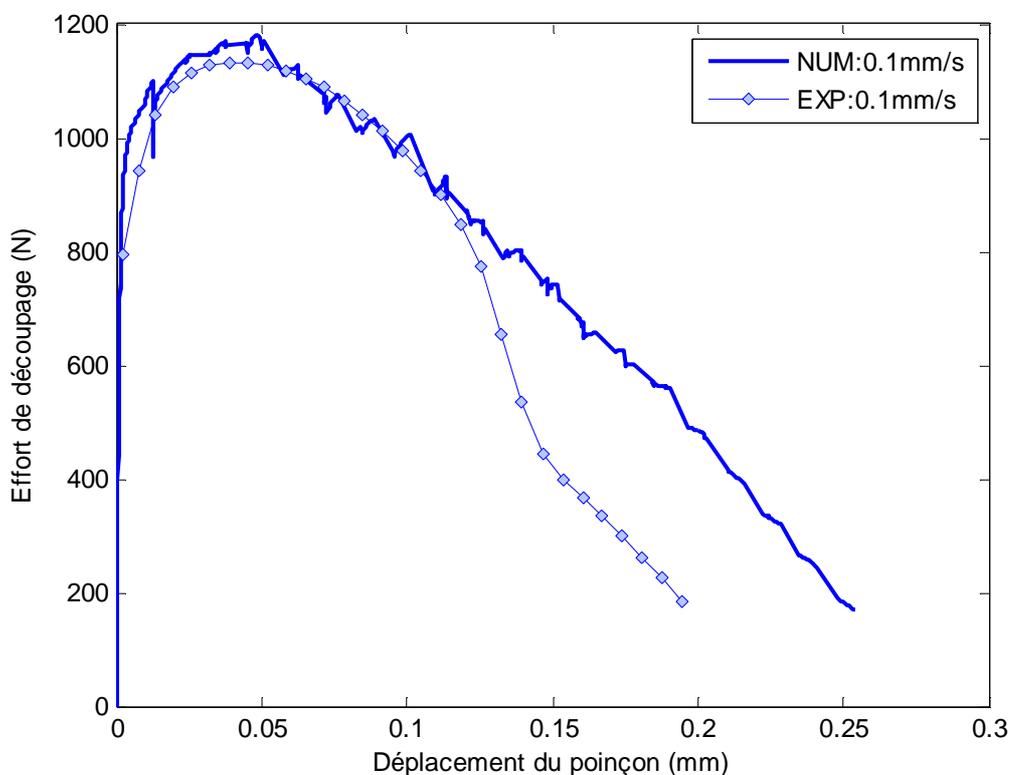


Figure 3.16 : Comparaison des courbes effort/déplacement expérimentale et numérique pour le CuNiP H12.

6.2.2 Analyse de la distribution de la température et de la vitesse de déformation.

L'analyse des cartes de distribution de la température montre un grand échauffement adiabatique dans la bande de cisaillement. La figure 3.17 illustre la distribution de la température pour différentes pénétrations du poinçon. On montre ainsi que la température augmente jusqu'à 450°C pour une pénétration de 47%. Cet échauffement adiabatique excessif ne concerne qu'une zone très réduite au voisinage des arêtes coupantes du poinçon et de la matrice. Dans la zone centrale de la bande de cisaillement, l'échauffement est environ égal à la moitié de la valeur maximale.

La figure 3.18 présente la distribution de la vitesse de déformation dans la bande de cisaillement pour différentes pénétrations du poinçon. La vitesse de déformation est localisée, comme la température, au voisinage des arêtes coupantes du poinçon et de la matrice. La valeur de la vitesse de déformation dans la zone centrale de la bande de cisaillement est environ égale à la moitié de la valeur maximale. La vitesse de déformation augmente en fonction de la pénétration du poinçon jusqu'à une pénétration comprise entre 34% et 47%. La vitesse de déformation diminue ensuite. Cela peut être expliqué par la diminution de l'épaisseur.

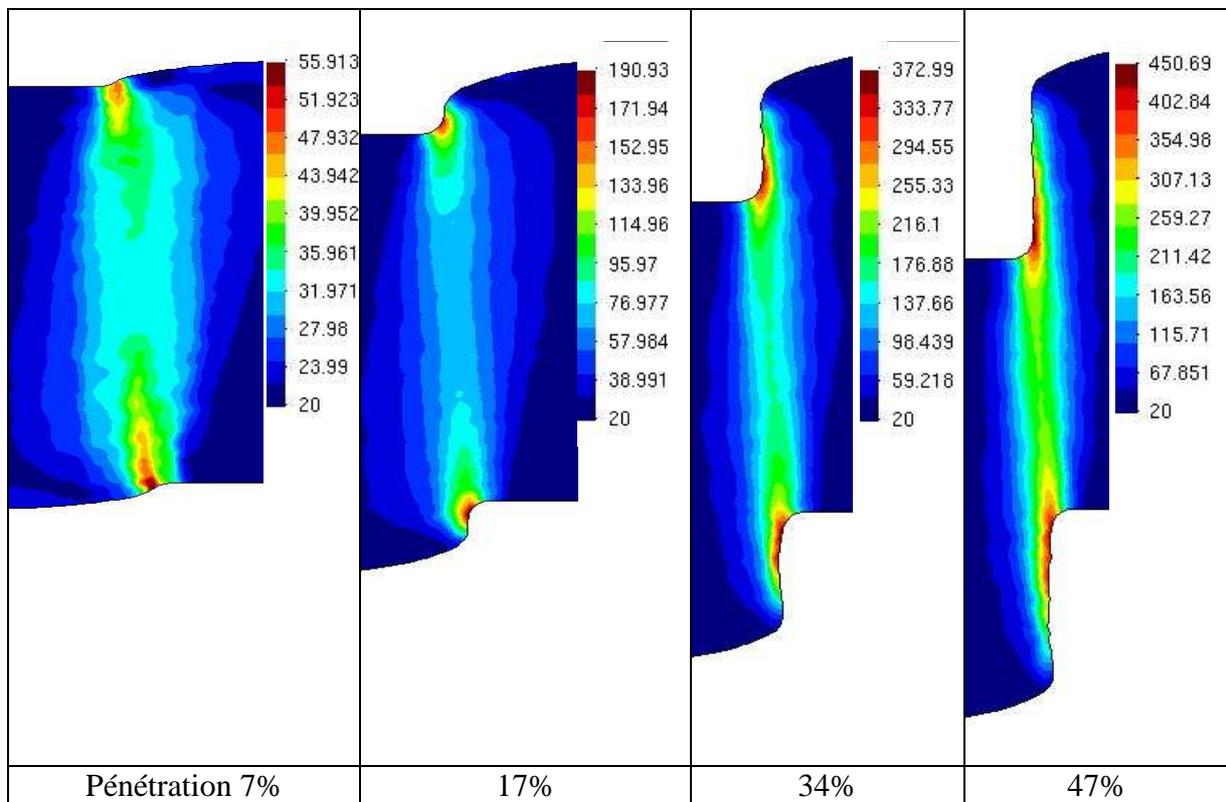


Figure 3.17 : Distributions de la température (°C) dans la bande de cisaillement pour différentes pénétrations du poinçon.

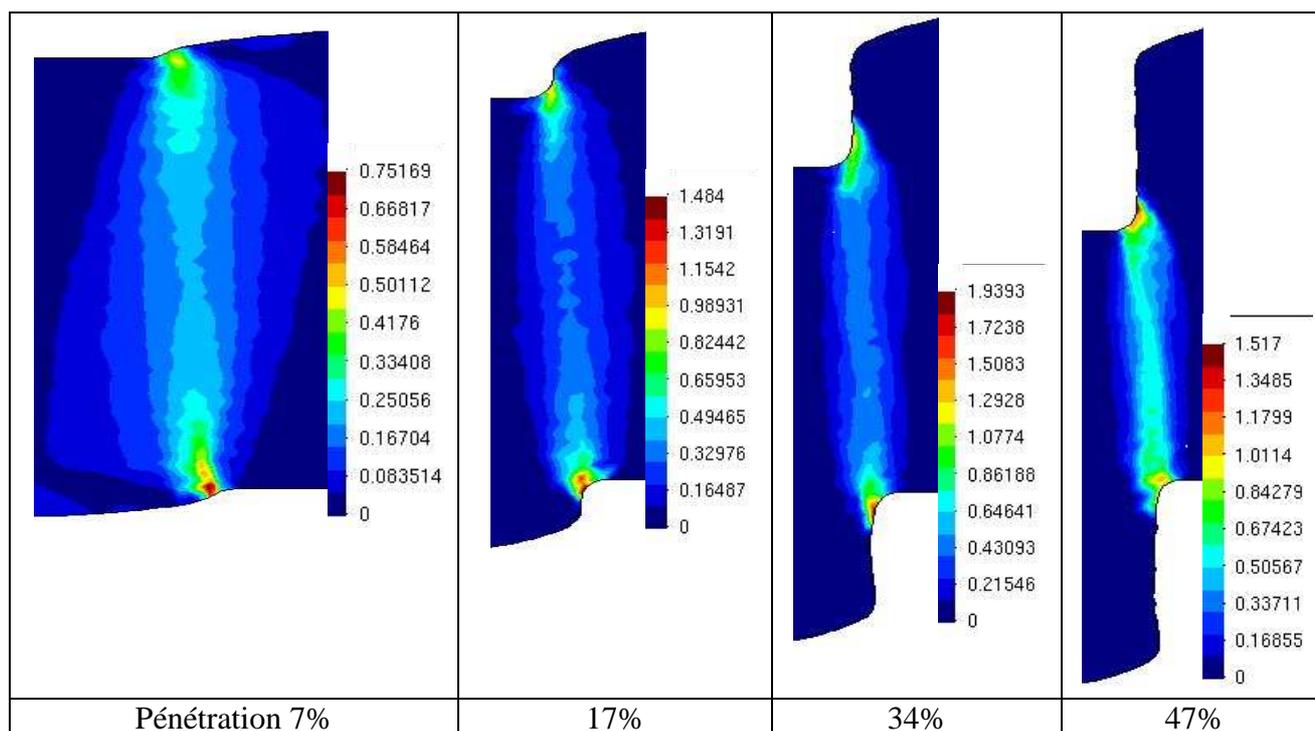


Figure 3.18 : Distributions de la vitesse de déformation (s^{-1}) dans la bande de cisaillement pour différentes pénétrations du poinçon.

6.2.3 Influence du jeu poinçon/matrice

La figure 3.19 montre la distribution des vitesses de déformation dans la bande de cisaillement pour deux valeurs du jeu poinçon/matrice. Nous constatons que l'augmentation du jeu poinçon/matrice de 4 à 8% de l'épaisseur du flan entraîne une diminution de la valeur de la vitesse de déformation maximale de $1.939s^{-1}$ à $1.674s^{-1}$ pour une pénétration du poinçon de 34%. On observe donc un écart relatif de la vitesse de déformation égal à 13.7% entre les deux jeux. La figure 3.20 montre la distribution de la température pour une pénétration de 34%. On a un échauffement adiabatique quasiment égal pour les deux jeux. La différence est de l'ordre de 1%.

Nous venons de voir que la diminution du jeu provoque une augmentation de la vitesse de déformation. Nous avons montré également grâce aux essais de traction, que la contrainte d'écoulement viscoplastique augmente avec la vitesse de déformation. A partir de ces remarques, on peut expliquer la valeur supérieure de l'effort maximal de découpage pour des jeux faibles à une vitesse de découpage de $0.1mm/s$.

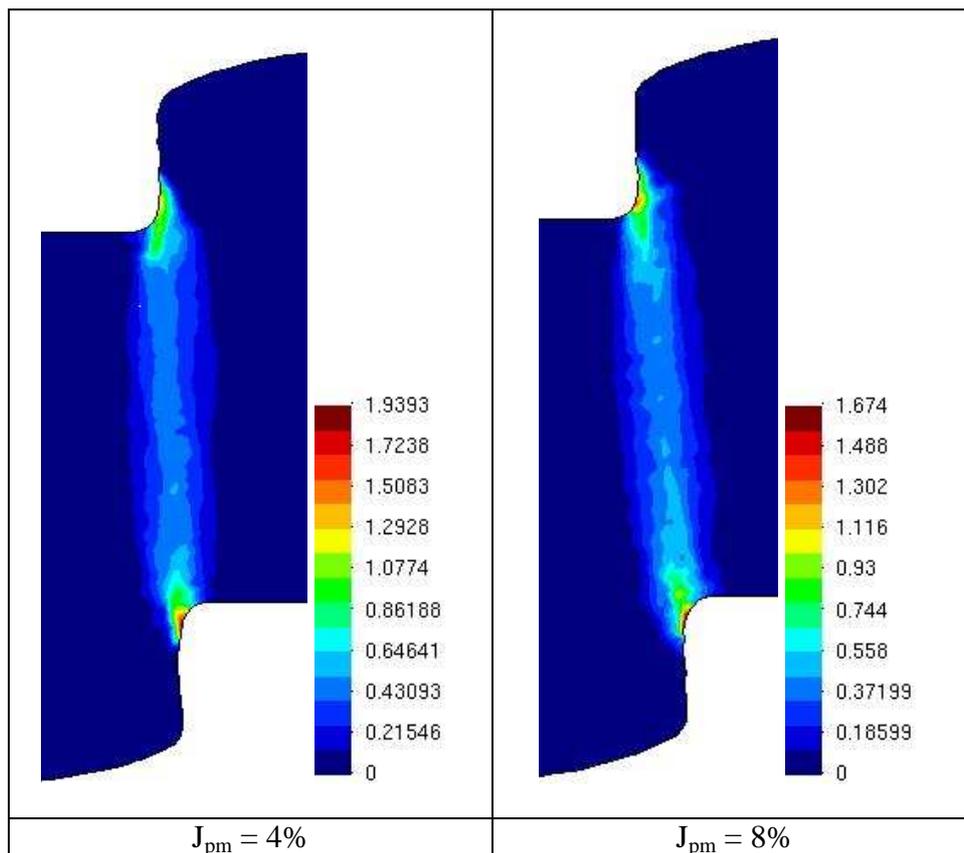


Figure 3.19 : Distributions de la vitesse de déformation (s^{-1}) dans la bande de cisaillement pour deux valeurs du jeu poinçon/matrice à 34% de pénétration du poinçon.

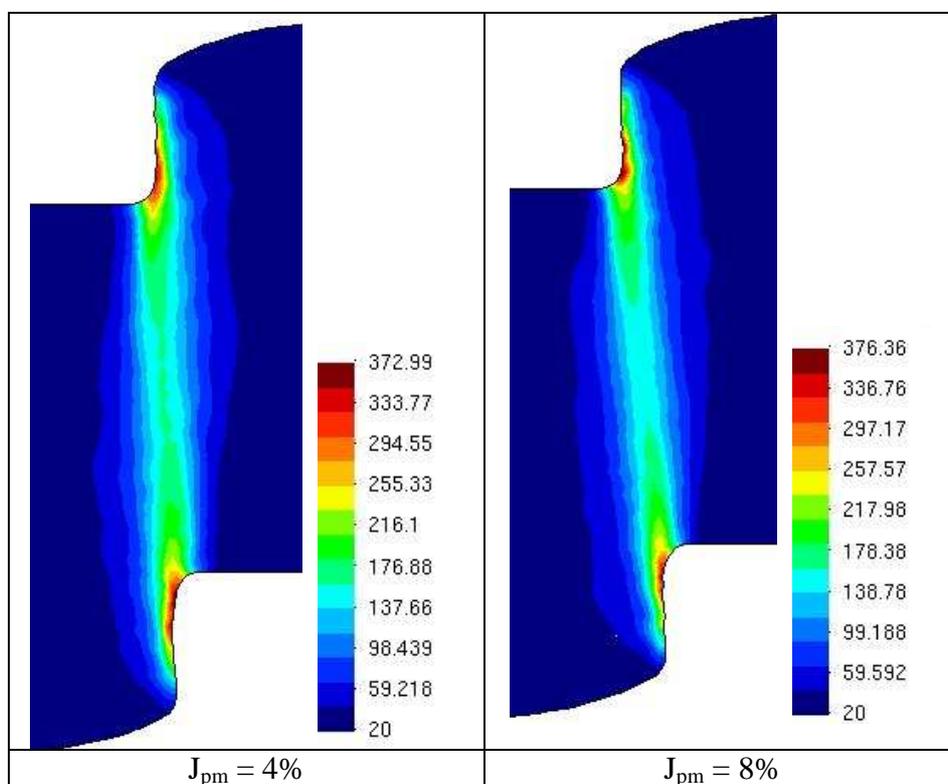


Figure 3.20 : Distributions de la température ($^{\circ}C$) dans la bande de cisaillement pour deux valeurs du jeu poinçon/matrice à 34% de pénétration du poinçon.

6.2.4 Influence des rayons R_p et R_m

Les rayons des arêtes coupantes du poinçon et de la matrice sont des paramètres technologiques très importants dans le procédé de découpage de tôles minces car ils représentent un indicateur de l'état d'usure des outils. Afin de mettre en évidence leur influence sur le comportement en découpage, nous avons fait varier les rayons R_p et R_m entre deux valeurs réalistes de 0.01 et 0.03mm. La figure 3.21 montre les distributions de la déformation équivalente, de la vitesse de déformation et de la température à 34% de pénétration du poinçon pour ces deux valeurs.

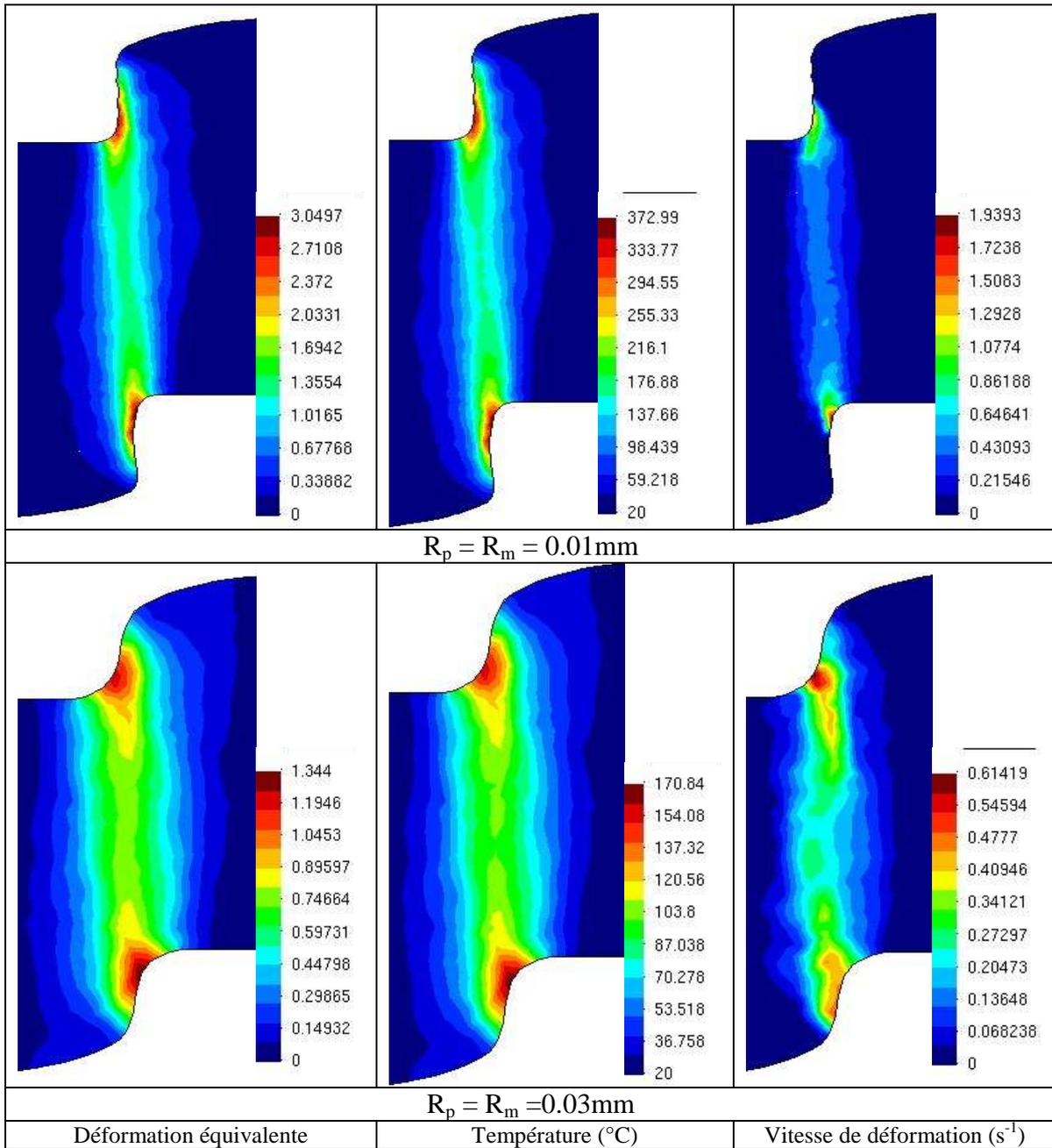


Figure 3.21 : Distributions de la déformation équivalente, de la température et de la vitesse de déformation dans la bande de cisaillement pour deux valeurs des rayons R_p et R_m à 34% de pénétration du poinçon.

L'analyse des résultats numériques nous permet de constater que la diminution des rayons R_p et R_m entraîne :

- Une augmentation de la déformation équivalente maximale de 134% à 305%,
- Une augmentation de la température maximale de 170°C à 373°C,
- Une augmentation de la vitesse de déformation maximale de 0.61 s⁻¹ à 1.94 s⁻¹.

L'analyse des courbes effort/déplacement montre que l'effort maximal de découpage diminue de 8.8% lorsque les rayons R_p et R_m passent de 0.03mm à 0.01mm. La figure 3.22 illustre ce résultat. On note également que la position de l'effort maximal par rapport à la pénétration du poinçon passe de 14.5% à 30% de l'épaisseur lorsque les rayons R_p et R_m augmentent. Ces deux résultats sont qualitativement en bon accord avec les constatations expérimentales.

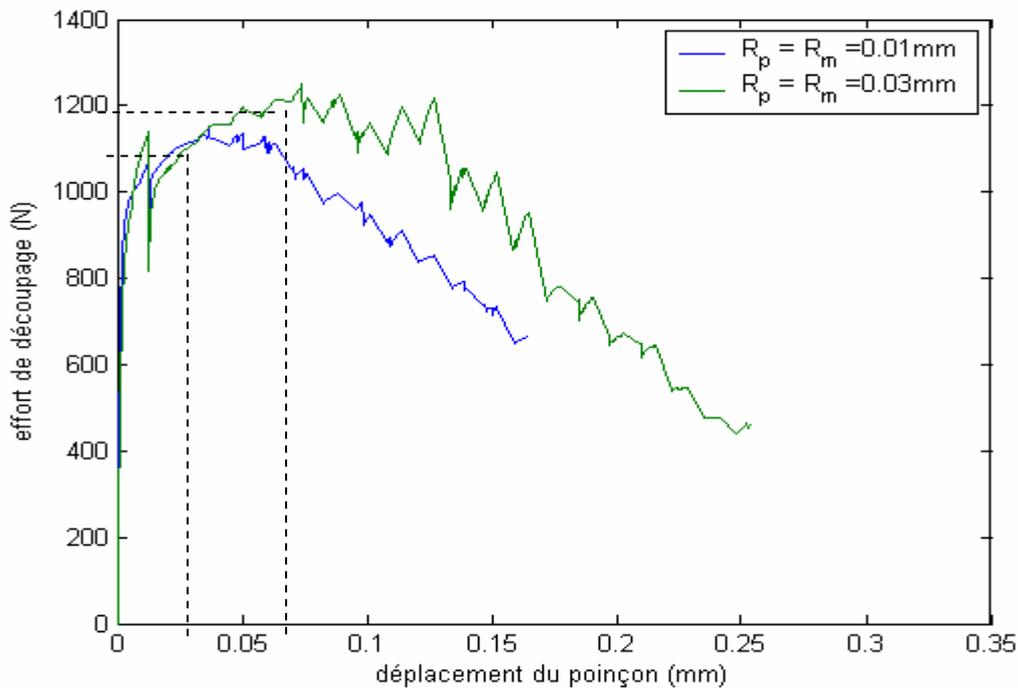


Figure 3.22 : Courbes effort/déplacement pour deux valeurs des rayons R_p et R_m .

6.2.5 Influence de la vitesse du poinçon

Afin de mettre en évidence l'influence de la vitesse de déformation sur l'effort de découpage, nous avons imposé au poinçon plusieurs vitesses de déplacement. La figure 3.23 donne les courbes effort/déplacement pour deux valeurs de la vitesse imposée au poinçon. Pour une course du poinçon égale à l'épaisseur de la tôle à découper, le tableau 3.5 donne la correspondance entre la vitesse du poinçon et la cadence de la presse coups/minute.

Vitesse (mm/s)	0.1	6
Fréquence (coups/min)	12	710

Tableau 3.5 : Vitesses de déplacement imposées sur le poinçon en mm/s et en coups/min.

La figure 3.23 montre que le modèle proposé pour le comportement thermo-élasto-viscoplastique du CuNiP H12 permet une bonne prédiction de la courbe effort/déplacement et notamment la prise en compte de la sensibilité à la vitesse du découpage. La différence relative, entre les courbes expérimentales et numériques, sur la valeur maximale de l'effort est de l'ordre de 5%. Nous constatons également que lorsque la vitesse du poinçon augmente, l'effort maximal de découpage augmente aussi. En conclusion, le modèle proposé pour le comportement thermo-élasto-viscoplastique permet de prédire assez correctement la sensibilité de l'effort maximal de découpage à la vitesse du poinçon.

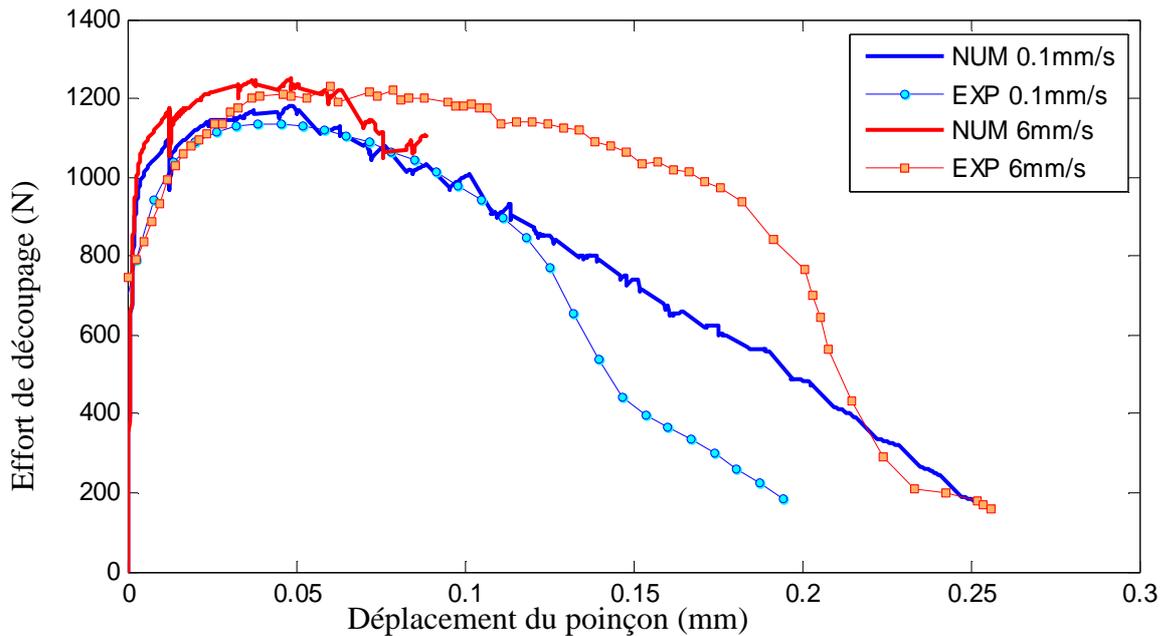


Figure 3.23 : Comparaison des courbes effort/déplacement expérimentales et numériques pour deux valeurs de la vitesse du poinçon (0.1 et 6mm/s).

7 Conclusion

Le comportement thermo-élasto-viscoplastique de la nuance CuNiP à l'état H12 a été caractérisé grâce à une campagne d'essais de traction à vitesses et températures imposées. Les essais à température ambiante et à vitesses imposées permettent de caractériser l'influence de la vitesse de déformation sur les courbes d'érouissage de la nuance étudiée. A vitesse constante, une enceinte thermique nous permet d'imposer différentes valeurs de la température sur les éprouvettes en traction. Grâce à cette deuxième série d'essais, nous avons caractérisé et modélisé l'influence de la température sur les courbes d'érouissage. Une loi de comportement de forme multiplicative nous a permis de prendre en compte la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation et à la température. Après avoir identifié par algorithme génétique les paramètres de la loi de comportement, elle a été implémentée dans le code de calcul par éléments finis Blankform© et validée pour un essai élémentaire de traction simple. L'application en simulation du procédé de découpage montre que le modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique développé pour la nuance CuNiP permet une prédiction correcte de la sensibilité de l'effort maximal de découpage à la vitesse de découpe. Cependant, il sera nécessaire de valider la démarche expérimentale pour la caractérisation de la sensibilité à la vitesse et à la température sur d'autres nuances de cuivre afin de vérifier si le modèle proposé pour la nuance CuNiP est également valide sur ces nuances.

Découpage avec recristallisation dynamique : Application au Cua1

1	Contexte et motivations de l'étude	78
2	Phénomène physique de la recristallisation dynamique	79
3	Modèles de lois de comportement avec recristallisation dynamique	81
3.1	Modèle d'Avrami	81
3.2	Modèle de Sandstrom et Lagneborg (1975)	82
3.3	Modèles Monte Carlo	82
4	Caractérisation expérimentale	83
4.1	Matériau étudié	83
4.2	Essais de traction	84
5	Modélisation phénoménologique du comportement avec recristallisation dynamique	89
5.1	Inégalité de Clausius-Duhem	89
5.2	Formulation de l'énergie libre spécifique d'Helmholtz	90
5.3	Dissipation et lois complémentaires	92
6	Validation de l'implémentation numérique	98
6.1	Essai de traction simple	98
6.2	Essais de cisaillement simple	100
6.3	Eprouvette de traction	101
7	Exploitation en simulation du découpage	103
8	Conclusion	107

1 Contexte et motivations de l'étude

Les mesures de micro-dureté (figure 4.1), réalisées par Gréban [56] sur plusieurs alliages cuivreux le long du profil de découpe, mettent en évidence un adoucissement important pour la nuance Cua1 alors que pour les autres nuances du cuivre (exemple du CuNiP dans la figure 4.2) on observe une augmentation de la dureté qui peut atteindre 160 à 170 Hv dans la zone cisailée. Noble et Oxley [3] ainsi que Cervenka et al. [86] ont également observé un fort écrouissage le long du profil de découpe pour des tôles en acier.

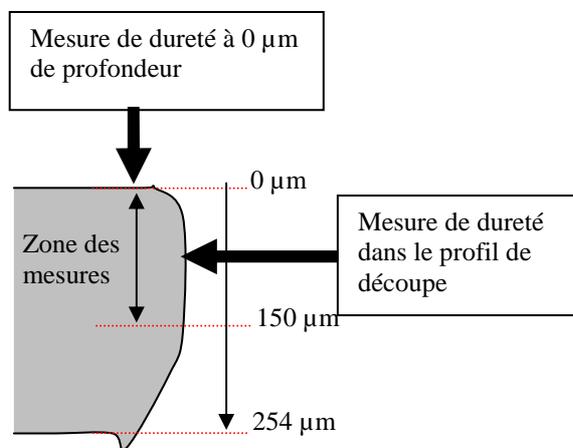


Figure 4.1 : Représentation schématique de la zone de mesure de micro-dureté dans le profil de découpe.

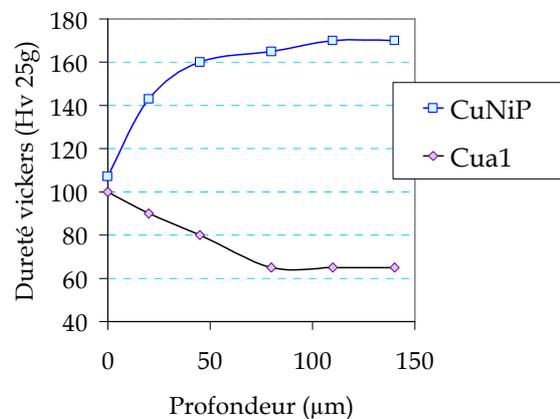


Figure 4.2 : Evolution de la micro-dureté en fonction de la profondeur dans le profil de découpe pour deux nuances de cuivre [56].

Gréban [56] précise que l'adoucissement observé pour le Cua1 (figure 4.2) résulte d'une recristallisation dynamique (phénomène illustré par la figure 4.3). En effet, une analyse micrographique du profil de découpe effectuée par MEB montre des grains d'une taille moyenne de 3 µm dans la zone cisailée contre 22 µm avant la découpe.

Si le phénomène de recristallisation dynamique n'affecte que la nuance Cua1, cela est dû à la température de recristallisation qui est de 250°C pour un recuit sans écrouissage de 30 minutes alors qu'elle est beaucoup plus élevée pour les autres nuances (figure 4.5). Cependant, la température de recristallisation du Cua1 pendant un temps de chauffage très court (correspondant à la durée effective du découpage de la tôle 10-3s) est normalement supérieure à 300°C. Mais la déformation très importante subie par la tôle pendant son découpage entraîne une diminution de la température de recristallisation car celle-ci dépend aussi du taux d'écrouissage, plus l'écrouissage

est important plus la température de recristallisation est faible. D'autre part, la chaleur produite par le frottement entre deux corps (outils/tôle) se partage proportionnellement à leur facteur L.C.D (L conductivité thermique, C chaleur massique et D densité). Le produit C.D est équivalent pour le cuivre et le carbure de tungstène (outils) alors que la conductivité thermique L est nettement plus importante pour le cuivre (facteur 5), ainsi la majeure partie de la chaleur produite par le frottement se concentre dans le cuivre, favorisant ainsi sa recristallisation [56].

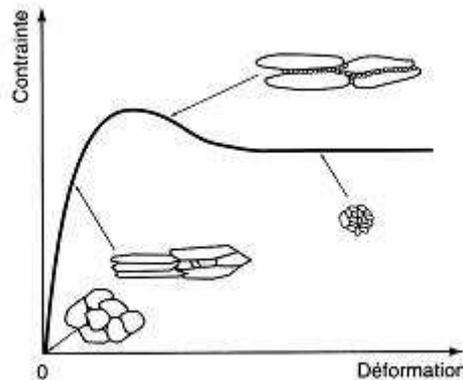


Figure 4.3 : Illustration de l'allure de la courbe contrainte/déformation avec le développement du phénomène de recristallisation [56].

L'adoucissement et/ou la diminution de la taille de grains engendrés par la recristallisation dynamique du Cu1 retardent sensiblement l'initiation de la rupture, favorisant ainsi la zone cisailée.

Dans ce chapitre, nous allons proposer une modélisation du phénomène de recristallisation dynamique basée sur une caractérisation expérimentale par essais de traction uni-axiale à vitesses de déplacement et températures imposées. L'implémentation de ce nouveau modèle de comportement, dans le code de calcul par éléments finis Blankform, nous permettra une prise en compte du phénomène de recristallisation au cours du procédé de découpage pour la nuance Cu1 notamment.

2 Phénomène physique de la recristallisation dynamique

Sous un chargement mécanique et à haute température, les matériaux métalliques (acier, aluminium, cuivre...) présentent des phénomènes de restauration et de recristallisation dynamiques. Ces phénomènes apparaissent pour une valeur critique ϵ_c de la déformation équivalente qui dépend généralement de la taille initiale des grains, de la vitesse de déformation et de la température. L'énergie emmagasinée dans un matériau augmente avec la déformation plastique à cause de l'accroissement des dislocations. Le matériau se trouve dans un état thermodynamique instable. La restauration implique le réarrangement des dislocations en une

structure moins énergétique, par exemple la formation de sous-joints. Une nouvelle structure de grains dépourvus de dislocations apparaît pendant la recristallisation.

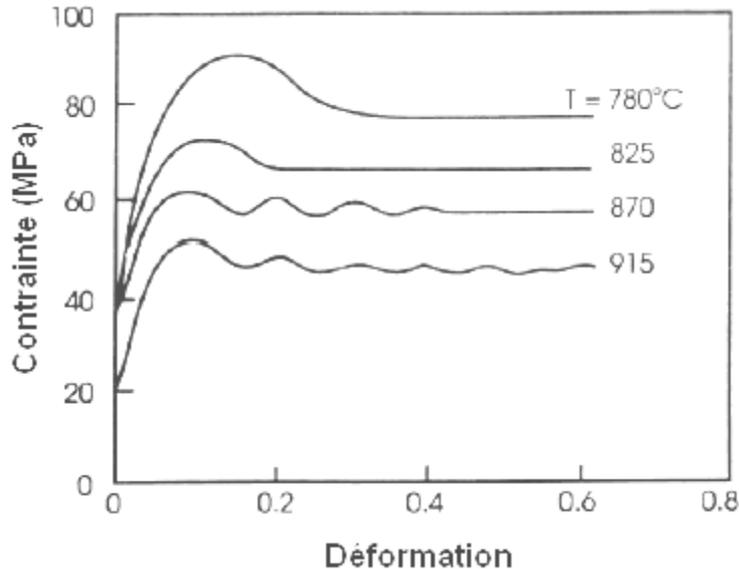


Figure 4.4 : *Effet de la température sur la courbe contraintes/déformations en présence du phénomène de recristallisation dynamique [99].*

La figure 4.4 montre schématiquement les courbes contraintes/déformations à températures imposées. Avec l'augmentation de la déformation, la contrainte uniaxiale augmente pour atteindre une valeur maximale notée σ_p . Ce maximum correspond à une déformation critique qui est fonction de la vitesse de déformation et de la température, elle est notée ϵ_c . Suite à ce maximum, la contrainte diminue progressivement. Cette diminution marque le commencement et la propagation du phénomène de recristallisation dynamique. A la fin de la courbe, la contrainte est quasi-constante. En effet, le matériau est complètement recristallisé. Pour des valeurs importantes de la température (faibles contraintes de Zener-Hollomon définies par l'équation 4.4), le processus de recristallisation passe par plusieurs cycles avant la saturation. Ainsi, on constate que la contrainte présente un comportement oscillatoire entre le début de l'adoucissement et la saturation du phénomène de recristallisation (voir courbes à 870°C et 915°C de la figure 4.4 [99]).

Il n'existe pas de critère universel pour prédire la valeur maximale de la contrainte σ_p (ou de la déformation critique ϵ_c), mais des critères qui s'appliquent pour une gamme de matériaux et dans des conditions d'utilisation spécifiques. Nous allons revenir sur ce point pour détailler le critère que nous avons choisi pour le modèle de recristallisation dynamique proposé.

3 Modèles de lois de comportement avec recristallisation dynamique

3.1 Modèle d'Avrami

Pour caractériser la cinétique de la recristallisation dynamique, on définit X la fraction volumique de grains recristallisés. Avrami cité dans [71] propose un modèle mathématique, sous forme d'une loi exponentielle, pour décrire l'évolution de cette variable :

$$X = 1 - \exp(-K_A t^{n_A}) \quad (4.1)$$

Où K_A et n_A sont deux paramètres liés au matériau. Cette loi a été proposée pour la modélisation du phénomène de recristallisation statique, elle a été ensuite modifiée par plusieurs auteurs [71] pour décrire la cinétique de la recristallisation dynamique en fonction de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température.

Le temps t écoulé pendant la recristallisation est donné par :

$$t = \frac{(\varepsilon - \varepsilon_p)}{\dot{\varepsilon}} \quad (4.2)$$

Soit $t_{0.5}$ le temps nécessaire pour que la moitié des grains soit recristallisée. En utilisant l'équation (4.1), le coefficient K_A est donné par :

$$K_A = \frac{0.693}{(t_{0.5})^{n_A}} \quad (4.3)$$

n_A varie entre 1 et 2 en fonction du paramètre de Zener-Hollomon que nous rappelons ici :

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.4)$$

Avec Q l'énergie d'activation apparente (égale à 301 KJ/mol dans le cas du cuivre) et R la constante des gaz parfaits (8.32 J/mol/°K). Pour un cuivre pur (99.9%), Fernandez [71] estime de manière expérimentale que le paramètre n_A est donné par la relation suivante :

$$n_A = 3.3 - 0.21 * \ln(Z)$$

La fraction volumique de grains recristallisés est donnée par remplacement des équations (4.2) et (4.3) dans l'équation (4.1):

$$X = 1 - \exp\left(0.693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon} t_{0.5}}\right)^{n_A}\right) \quad (4.5)$$

Il est également possible d'exprimer la fraction volumique de grains recristallisés en fonction de la contrainte uniaxiale σ :

$$X = \frac{\sigma_p - \sigma}{\sigma_p - \sigma_s} \quad (4.6)$$

σ_s est la valeur de la contrainte de saturation après une recristallisation complète. Les équations (4.5) et (4.6) permettent d'écrire :

$$\sigma = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_s) \left(1 - \exp \left(0.693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon} t_{0.5}} \right)^{n_A} \right) \right) \quad (4.7)$$

L'équation (4.6) ne peut être vérifiée dans toutes les situations et pour tous les matériaux. Par conséquent, ce modèle ne sera pas retenu pour la nuance Cua1.

3.2 Modèle de Sandstrom et Lagneborg (1975)

Sandstrom et Lagneborg, cités par [71], ont présenté un modèle théorique basé sur la définition de deux fonctions représentant respectivement la densité de dislocation à l'intérieur des grains et la densité de dislocation dans les joints des grains. Cette dernière fonction ne contribue que très peu dans la contrainte. Ils ont montré l'existence d'une loi statistique reliant les deux fonctions. En effet, l'augmentation de la fraction volumique de grains recristallisés X est accompagnée par la diminution de la densité des dislocations à l'intérieur des grains et par l'augmentation de la densité de dislocation dans les joints. Cette dernière fonction présente un comportement oscillatoire avec une fréquence qui tend vers zéro à partir d'une valeur critique de la densité de dislocation. Ce modèle permet la prise en compte des phénomènes oscillatoires que l'on observe sur la contrainte de traction (compression) à haute température et faible vitesse. Pour un cuivre pur (99.9%) dont les propriétés sont assez proches du Cua1 [71], on commence à observer ces phénomènes d'oscillations pour des vitesses de déformation inférieures à $0.01s^{-1}$ et des températures supérieures à $750^{\circ}C$. Par conséquent, ce modèle ne sera pas retenu pour la modélisation du découpage. Dans ce procédé, la vitesse de déformation est nettement supérieure (100 à 1000 fois) alors que la température augmente localement pour atteindre $500^{\circ}C$.

3.3 Modèles Monte Carlo

Rollett et al., cités par [71], ont utilisé un algorithme de type simulation de Monte Carlo pour simuler le changement de la microstructure durant la recristallisation. Un maillage bidimensionnel, formé de triangles, permet d'assigner à chaque nœud une texture. L'augmentation périodique (incrémentale) de l'énergie stockée H permet de prendre en compte l'écroutissage du matériau. Les

jointes voisins ayant une texture différente marquent l'existence de joints de grains. La nucléation des grains recristallisés est réalisée en ajoutant de nouveaux grains dans des positions choisies aléatoirement. Les grains se développent ou pas quand l'orientation d'une région a été aléatoirement changée. Bien que ce modèle nécessite l'identification des paramètres matériaux permettant de calculer la contrainte en fonction de la densité de dislocation, d'après Fernandez [71], le modèle ne permet pas une prédiction assez correcte vis-à-vis des résultats expérimentaux.

Après avoir présenté les modèles les plus utilisés pour la prédiction et la description du phénomène de recristallisation dynamique, nous allons présenter notre démarche pour la caractérisation expérimentale du comportement de la nuance Cua1 à température et à vitesse de déplacement imposées. Cette caractérisation permettra de choisir la modélisation du comportement retenue pour la nuance analysée.

4 Caractérisation expérimentale

4.1 Matériau étudié

Les grains de la nuance Cua1 (99,9%) sont plus gros que ceux de la nuance CuNiP étudiée dans le chapitre précédent, leur taille est de l'ordre de 22 μm . La microdureté Vickers de cette nuance a été mesurée, elle est de l'ordre de 99 ± 2 Hv. Le tableau 4.1 présente la composition élémentaire du Cua1 et de deux autres nuances de cuivre.

Eléments (ppm)	FPG	CuNiP	Cua1
P	11,30	5,65	1,29
Fe	21,49	3,58	0,14
Ni	8,52	46,19	0,05
Pb		0,68	0,08
Zn	7,65	4,59	0,15
Sn	4,21	1,68	

Tableau 4.1 : Composition élémentaire de trois nuances de cuivre [56].

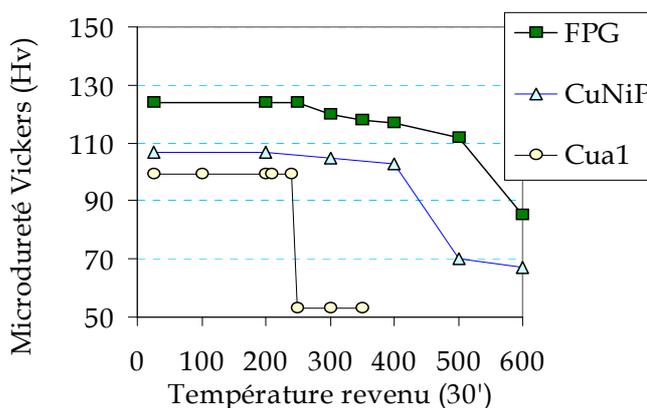


Figure 4.5 : Essais de tenue en température de quelques alliages cuivreux utilisés en découpage [56].

La figure 4.5 illustre la variation de la température de recristallisation pour trois alliages cuivreux. La nuance Cua1 recristallise à 250°C alors que les autres nuances recristallisent à des températures nettement supérieures (entre 400 et 500°C pour le CuNiP et entre 500 et 600°C pour le FPG).

Dans le paragraphe qui suit, nous allons présenter la démarche choisie pour la caractérisation mécanique du comportement thermo-élasto-viscoplastique avec prise en compte du phénomène de recristallisation dynamique pour le cuivre Cua1.

4.2 Essais de traction

Afin de caractériser le comportement thermo-élasto-viscoplastique et la recristallisation du Cua1, nous avons réalisé des essais de traction sur des éprouvettes d'une géométrie similaire à celle présentée dans le chapitre 3. Cinq valeurs de température ont été imposées : 20, 100, 200, 300 et 400°C. Trois vitesses de déplacement de la traverse ont été imposées pour chaque température à savoir : 0.05, 2, 5mm/s (ce qui est équivalent en vitesse de déformation à $0.675 \cdot 10^{-3}$, $27.02 \cdot 10^{-3}$ et $67.56 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$). Au total, nous avons effectué 5x3 essais expérimentaux. La mesure de la déformation au centre de l'éprouvette est réalisée par un extensomètre pour des températures inférieures à 200°C. Pour les autres températures, la déformation est calculée en fonction du déplacement de la traverse. Les essais ont été réalisés selon la procédure et les moyens présentés dans le chapitre précédent. Deux essais ont été réalisés pour chaque configuration afin de vérifier la répétabilité des essais.

4.2.1 Sensibilité à la température

Les figures 4.6 représentent les courbes contrainte/déformation pour les différentes températures et cela pour les trois vitesses choisies. Quelle que soit la vitesse imposée, la température a une grande influence sur le comportement de la nuance Cua1. En effet, la contrainte d'écoulement diminue avec l'augmentation de la température. L'allure générale des courbes contrainte/déformation du Cua1 est relativement proche de celle du CuNiP (figure 3.8) en plus, le tableau 4.1 montre que les compositions élémentaires des deux nuances sont qualitativement assez proches. Par conséquent, pour modéliser l'influence de la température et de l'érouissage sur la contrainte d'écoulement de la nuance Cua1, il est possible d'utiliser une loi multiplicative avec un terme de sensibilité à la température et à l'érouissage du matériau identique à celle proposée pour le CuNiP et que nous rappelons ici :

$$\sigma_{eq} = \underbrace{\left(\sigma_y + Q \left(1 - e^{-b\bar{\epsilon}^p} \right) + \frac{K_0}{T} \bar{\epsilon}^p \right)}_{\text{Sensibilité à l'érouissage et à la température}} e^{\frac{\alpha}{T}} \underbrace{f(\dot{\bar{\epsilon}}^p)}_{\text{Sensibilité à la vitesse}}$$

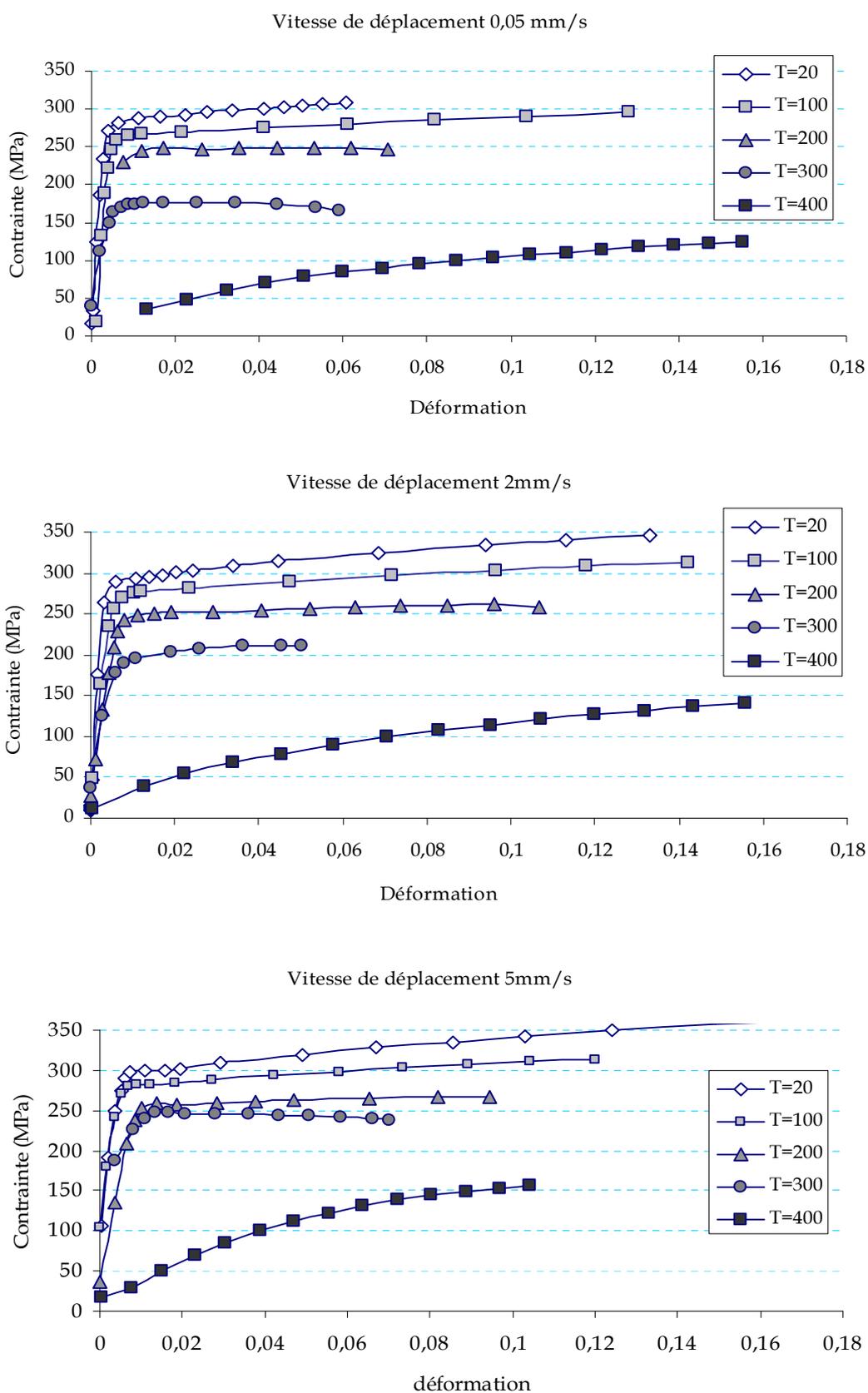


Figure 4.6 : Influence de la température sur l'évolution de la contrainte uniaxiale en fonction de la déformation pour des éprouvettes en CuAl en traction.

4.2.2 Sensibilité à la vitesse

Les figures 4.7(a-b-c-d-e) représentent les évolutions des courbes contrainte/ déformation pour les différentes vitesses imposées et cela pour les cinq températures choisies. Quelle que soit la température imposée, la vitesse de déplacement (déformation) influe sur le comportement de la nuance Cua1 : qualitativement, la contrainte augmente avec la vitesse de déplacement. L'allure des courbes est semblable à celle de la nuance CuNiP (figure 3.5). Il est donc possible de modéliser la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse par le même terme que celui utilisé pour le CuNiP, à savoir :

$$\sigma_{eq} = \underbrace{\left(\sigma_y + Q \left(1 - e^{-b\bar{\epsilon}^p} \right) + \frac{K_0}{T} \bar{\epsilon}^p \right)}_{\text{Sensibilité à l'écrouissage et à la température}} e^{\frac{\alpha}{T}} \underbrace{\left(1 + a_v \ln \left(1 + \frac{\dot{\bar{\epsilon}}^p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right)}_{\text{sensibilité à la vitesse}} \tag{4.8}$$

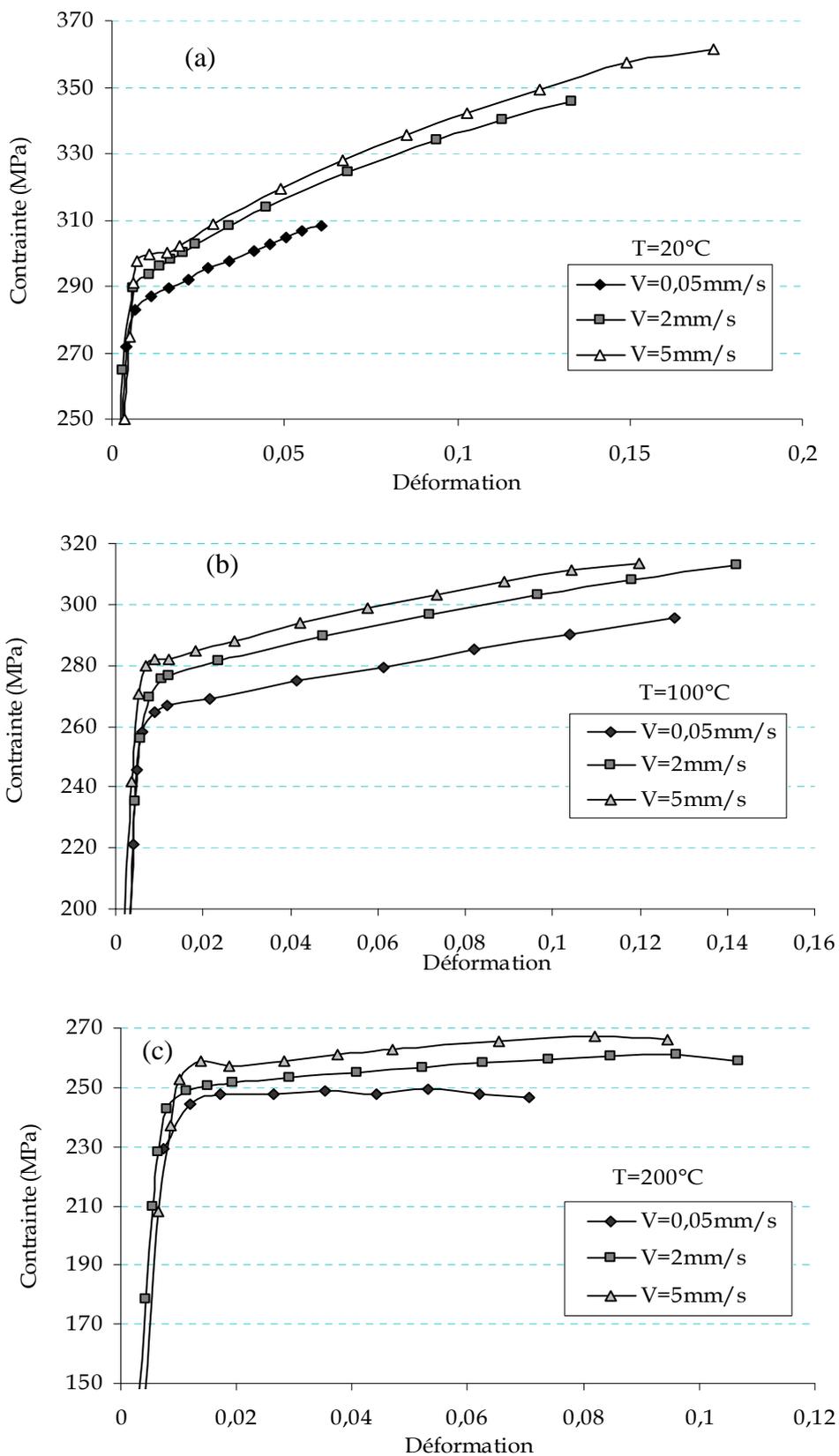
L'identification des paramètres de la loi d'écrouissage (4.8) a été réalisée par un algorithme génétique. Les résultats de l'identification sont donnés dans le tableau 4.2.

σ_y (Mpa)	Q (Mpa)	b	K_0 (MPa °C)	a_v	$\dot{\epsilon}_0$ (s ⁻¹)	α (°C)
21.71	276.2	402.5	279.7	1.436 10 ⁴	9758	-732.5

Tableau 4.2 : Paramètres de la loi d'écrouissage de la nuance Cua1.

Nous avons proposé une loi pour la prise en compte de la sensibilité de la nuance Cua1 à la vitesse et à la température. Il nous reste maintenant à déterminer les aspects relatifs au phénomène de recristallisation dynamique.

Les courbes, issues des essais de traction sur la nuance Cua1, ne présentent pas un adoucissement des contraintes même pour les températures de 300°C et de 400°C supérieures à la température de recristallisation déterminée par recuit de 30min (figure 4.5). De plus, les analyses de la microstructure réalisées au MET sur les différentes éprouvettes ne montrent pas de variation de la taille des grains après les essais de traction. En effet, l'allongement à rupture pour ce matériau lors des essais de traction ne dépasse pas 18%. Or, Fernandez [71] montre par des essais de compression sur un cuivre pur (99.9%) dont la taille de grains est de l'ordre de 637 µm, une recristallisation à partir d'une déformation d'environ 40% à 650°C et pour une vitesse de déformation de 0.03s-1. La figure 4.8 montre les résultats obtenus par essais de compression [71]. Par conséquent, pour ce type d'alliage, les essais de traction ne permettent pas d'activer le phénomène de recristallisation.



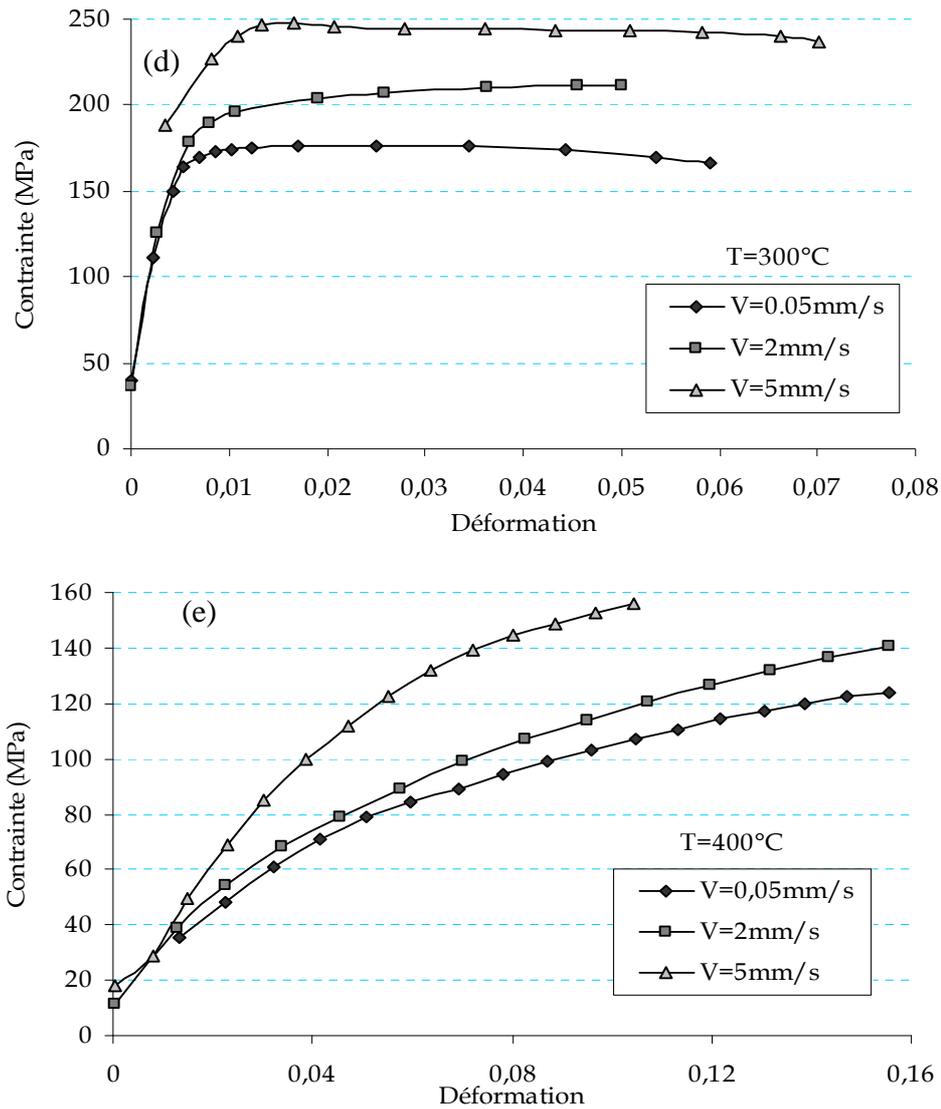


Figure 4.7 (a-b-c-d-e) : Courbes d'évolution de la contrainte uniaxiale en fonction de la déformation pour des éprouvettes en CuAl sollicitées en traction à des vitesses de déplacement différentes pour des températures imposées a- $T=20^{\circ}\text{C}$, b- $T=100^{\circ}\text{C}$, c- $T=200^{\circ}\text{C}$, d- $T=300^{\circ}\text{C}$ et e- $T=400^{\circ}\text{C}$

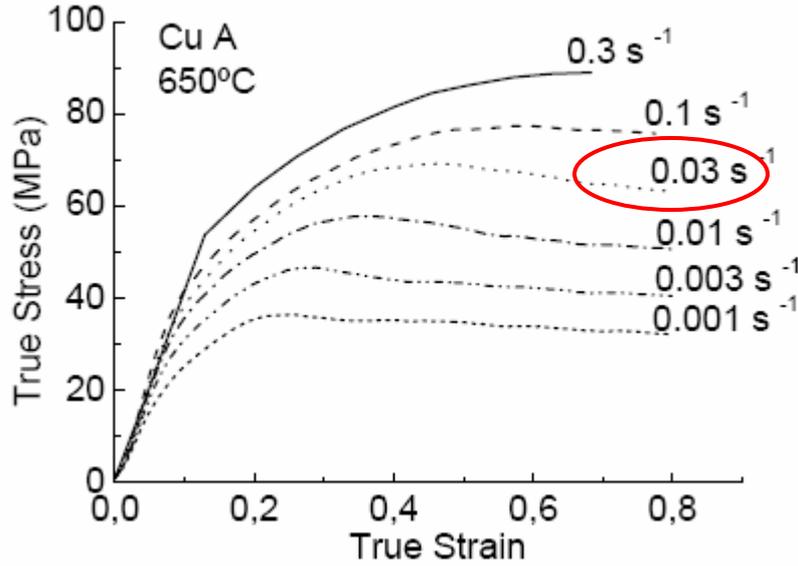


Figure 4.8 : Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la contrainte uniaxiale pour des éprouvettes en cuivre pur (99.9%) pour des essais de compression à 650°C [71].

5 Modélisation phénoménologique du comportement avec recristallisation dynamique

La majeure partie des modélisations proposées dans la littérature sont données par des lois issues soit de la métallurgie (lois physiques, modèles basés sur la théorie des dislocations), soit des modèles empiriques. L'objectif de la modélisation du phénomène de recristallisation dans le cadre des alliages cuivreux est de pouvoir introduire le comportement de ces alliages en découpage dans un code de calcul par éléments finis. Nous proposons une voie de modélisation de type phénoménologique par utilisation de la thermodynamique des processus irréversibles. Il nous faut proposer une loi d'évolution des grains recristallisés qui traduit fidèlement l'influence de la recristallisation dynamique sur la courbe contrainte/déformation et cela en rapport avec les constatations expérimentales exposées précédemment.

5.1 Inégalité de Clausius-Duhem

Le premier et le second principe de la thermodynamique permettent d'obtenir l'inégalité de Clausius-Duhem dans le cadre de l'hypothèse des petites perturbations, elle est donnée par :

$$\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \rho \left(\frac{d\psi}{dt} + s \frac{dT}{dt} \right) - \bar{q} \frac{\nabla T}{T} \geq 0 \quad (4.9)$$

où ψ est l'énergie libre spécifique d'Helmholtz, s l'entropie, \bar{q} le flux de chaleur.

5.2 Formulation de l'énergie libre spécifique d'Helmholtz

5.2.1 Définition des variables d'état

Il existe deux possibilités pour formuler l'énergie libre spécifique d'Helmholtz. La première est physique, la seconde est phénoménologique. C'est cette dernière qui sera utilisée.

Le comportement peut être décomposé en deux phases :

- Comportement thermo-élasto-viscoplastique sans recristallisation pour les déformations inférieures à la déformation critique ε_c ou les températures inférieures à la température de recristallisation.
- Comportement thermo-élasto-viscoplastique avec recristallisation pour les déformations supérieures à la déformation critique ε_c et les températures supérieures à la température de recristallisation.

L'énergie spécifique est une fonction de l'écrouissage, de la vitesse de déformation, de la température, de la taille initiale des grains et de la fraction volumique de grains recristallisés. On choisit alors comme variables d'état :

- Les variables observables, i.e. la température T et le tenseur des déformations élastiques $\underline{\varepsilon}^e$.
- Les variables internes, i.e. la variable associée à l'écrouissage isotrope p et la fraction volumique de grains recristallisés X .

L'influence de la vitesse de déformation et de la taille de grains n'est pas occultée et sera présente dans le modèle de manière explicite. Finalement, on pose : $\psi = \psi(\underline{\varepsilon}^e, p, X, T)$.

5.2.2 Additivité des taux de déformations

Dans le cadre de l'hypothèse des petites déformations, on considère l'hypothèse d'additivité des taux de déformations qui se traduit par :

$$\underline{\dot{\varepsilon}} = \underline{\dot{\varepsilon}}^e + \underline{\dot{\varepsilon}}^{vp} \quad (4.10)$$

Où $\underline{\dot{\varepsilon}}^P$ représente le tenseur des taux de déformation plastique.

En utilisant la dérivation en chaîne :

$$\dot{\psi} = \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\varepsilon}^e} \dot{\underline{\varepsilon}}^e + \frac{\partial \psi}{\partial p} \dot{p} + \frac{\partial \psi}{\partial X} \dot{X} + \frac{\partial \psi}{\partial T} \dot{T} \quad (4.11)$$

L'inégalité de Clausius-Duhem devient :

$$\underline{\sigma} : (\dot{\underline{\varepsilon}}^e + \dot{\underline{\varepsilon}}^{vp}) - \rho \left(\frac{\partial \psi}{\partial \underline{\varepsilon}^e} \dot{\underline{\varepsilon}}^e + \frac{\partial \psi}{\partial p} \dot{p} + \frac{\partial \psi}{\partial X} \dot{X} + \frac{\partial \psi}{\partial T} \dot{T} + s \frac{dT}{dt} \right) - \bar{q} \frac{\nabla T}{T} \geq 0 \quad (4.12)$$

5.2.3 Lois d'état et potentiel thermodynamique

Imaginons une transformation élastique à température constante, dans ce cas $\dot{\underline{\varepsilon}}^p = 0$, $\dot{X} = 0$ et $\dot{p} = 0$. Alors on a :

$$\left(\underline{\sigma} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\varepsilon}^e} \right) : \dot{\underline{\varepsilon}}^e = 0, \quad \forall \dot{\underline{\varepsilon}}^e \quad (4.13)$$

De cette façon, nous obtenons les lois d'état :

$$\begin{cases} \underline{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\varepsilon}^e} \\ s = -\frac{\partial \psi}{\partial T} \end{cases} \quad (4.14)$$

En utilisant le même concept, on définit les (variables) forces thermodynamiques associées aux variables internes par :

$$R = \rho \frac{\partial \psi}{\partial p} \quad (4.16)$$

$$\pi = \rho \frac{\partial \psi}{\partial X} \quad (4.17)$$

A présent, on propose de partitionner l'énergie libre spécifique en un terme élastique et un terme inélastique, soit :

$$\psi = \psi^e(\underline{\varepsilon}^e) + \psi^{in}(\underline{\varepsilon}^{vp}, p, X, T) \quad (4.18)$$

Il vient alors la dissipation intrinsèque (mécanique) :

$$\left(\underline{\sigma} - \rho \frac{\partial \psi^e}{\partial \underline{\varepsilon}^e} \right) : \dot{\underline{\varepsilon}}^e + \left(\underline{\sigma} : \dot{\underline{\varepsilon}}^{vp} - \rho \frac{\partial \psi^{in}}{\partial p} \dot{p} \right) + \left(-\rho \frac{\partial \psi^{in}}{\partial X} \dot{X} \right) \geq 0 \quad (4.19)$$

Il est à noter que le terme de recristallisation est introduit dans le terme inélastique, car dans le cadre du procédé de découpage, on considère le phénomène irréversible. Dans l'inégalité (4.19),

les trois termes représentent respectivement le comportement élastique, le comportement inélastique lié à l'écroutissage et le phénomène de recristallisation.

Généralement, le terme ψ^e est souvent choisi sous une forme quadratique en déformation. Pour un matériau isotrope à comportement élastique linéaire, la loi de Hooke est donnée par :

$$\psi^e = \frac{1}{2\rho} \underline{\dot{\epsilon}}^e : \underline{\underline{C}} : \underline{\dot{\epsilon}}^e \quad (4.20)$$

5.2.4 Matériaux standard généralisés

Le second principe de la thermodynamique a permis de construire la loi d'état conduisant à l'expression du tenseur des contraintes en fonction du tenseur des déformations. Cependant, il est nécessaire d'ajouter des lois complémentaires. Pour cela, on utilise l'approche des matériaux standard généralisés.

Pour construire les lois complémentaires, on postule l'existence d'un potentiel de dissipation cinématique φ fonction des cinétiques des variables internes et tel que celles-ci satisfassent aux critères des processus dissipatifs normaux, c'est-à-dire : $V = \frac{\partial \varphi}{\partial \dot{\vartheta}}$, où V est la variable flux associée à ϑ , elle appartient au sous-différentiel de φ . Les propriétés de φ sont :

- φ est une fonction convexe positive,
- φ est définie pour toutes les variables internes admissibles,
- φ contient l'origine et est nulle en ce point.

5.3 Dissipation et lois complémentaires

Les lois d'évolution des variables internes sont obtenues en considérant un processus dissipatif normal dans le cas d'un comportement indépendant du temps. L'énergie libre spécifique est remplacée par le potentiel de dissipation φ qui est une fonction homogène d'ordre un. Il faut exprimer les lois d'évolution complémentaires avec les cinétiques des variables internes fonction de leurs variables flux associées. Pour cela, on utilise la fonction duale φ^* introduite par la transformée de Legendre-Fenchel :

$$\varphi^*(\underline{\dot{\epsilon}}^{vp}, \dot{p}, \dot{X}; T) = \underset{(\underline{\dot{\epsilon}}^{vp}, \dot{p}, \dot{X}; T)}{\text{Sup}} (\underline{\sigma} : \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} - \varphi(\underline{\sigma}, R, \pi; T)) \quad (4.21)$$

Ce potentiel est aussi appelé fonction indicatrice du domaine convexe $\Omega = \{(\underline{\sigma}, R, \pi; T) / f(\underline{\sigma}, R, \pi; T) \leq 0\}$, i.e. le domaine élasto-dissipatif représenté par la fonction de charge dont on donnera une définition formelle par la suite. φ^* est appelée fonction indicatrice car elle permet de rendre compte des deux états que peut occuper le critère de charge, soit :

$$\begin{aligned} \varphi^* &= 0 \text{ si } f < 0 \Rightarrow \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} = 0 \\ \varphi^* &\rightarrow +\infty \text{ si } f = 0 \Rightarrow \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} \neq 0 \end{aligned}$$

L'introduction de ce potentiel dual n'est donc qu'une fonction indicatrice et ne permet pas d'aboutir directement aux lois d'évolutions. Afin de pouvoir énoncer celles-ci, on introduit le principe de travail maximum proposé par Hill.

5.3.1 Principe de dissipation maximum

La fonction de dissipation est une fonction convexe positivement homogène d'ordre un et sa fonction duale φ^* est non différentiable. Par considération des matériaux standard généralisés, $\underline{\dot{\epsilon}}^{vp}$ appartient au sous différentiel de φ^* défini par

$$\partial \varphi^*_{\underline{\sigma}_0} = \left\{ \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} / \varphi^*_{\underline{\sigma}} \geq \varphi^*_{\underline{\sigma}_0} + \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} : (\underline{\sigma} - \underline{\sigma}_0), \forall \underline{\sigma} \right\} \quad (4.22)$$

Afin de proposer les lois d'évolution, nous allons utiliser le principe de dissipation maximum de Hill. Ce principe stipule que parmi toutes les forces thermodynamiques admissibles, les flux solutions sont ceux qui maximisent la dissipation, il en découle par utilisation de la fonction indicatrice φ^* et du domaine convexe Ω :

$$D = \underset{(\underline{\sigma}, R, \pi) \in \Omega}{\text{Max}} \left\{ \underline{\sigma} : \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} - R\dot{p} - \pi\dot{X} \right\} \quad (4.23)$$

Or le maximum d'une fonction convexe est donné par le minimum de son opposée, soit

$$D = - \underset{(\underline{\sigma}, R, \pi) \in \Omega}{\text{Min}} \left\{ \underline{\sigma} : \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} - R\dot{p} - \pi\dot{X} \right\} \quad (4.24)$$

Ceci est un problème de minimisation sous contraintes (les flux doivent appartenir au domaine convexe Ω). On peut remplacer ce problème par un problème équivalent non contraint par utilisation d'une fonction de Lagrange L , tel que

$$L(\underline{\sigma}, R, \pi) = -(\underline{\sigma} : \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} - R\dot{p} - \pi\dot{X}) + \lambda \phi(\underline{\sigma}, R, \pi; T) \quad (4.25)$$

$\dot{\lambda}$ est le multiplicateur de Lagrange relatif au problème non contraint. Les conditions d'optimalité associées au problème de minimisation non contraint défini par l'équation (4.25) peuvent être résolues par application des relations de Kuhn-Tucker, il vient

$$\underline{\dot{\epsilon}}^{vp} = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\sigma}} \quad (4.26)$$

$$\dot{p} = -\dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial R} \quad (4.27)$$

$$\dot{X} = -\dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \pi} \quad (4.28)$$

$$\phi = 0 \quad (4.29)$$

Le multiplicateur de Lagrange satisfait les contraintes (conditions de Kuhn-Tucker) :

$$\dot{\lambda} \geq 0 \quad (4.30)$$

$$\dot{\lambda} \phi = 0 \quad (4.31)$$

Ces deux relations décrivent le fait que la viscoplasticité n'évolue que lorsque le critère de charge est satisfait.

5.3.2 Choix de la fonction potentielle associée au comportement thermo-élasto-viscoplastique

Il est possible d'avoir un écoulement viscoplastique sans avoir apparition du phénomène de recristallisation dynamique. De la même manière, il est possible également d'avoir un phénomène de recristallisation sans écoulement viscoplastique. On peut alors découpler la fonction potentielle en un potentiel viscoplastique et un potentiel de recristallisation, soit

$$\phi = \phi^{vp}(\underline{\sigma}, R; X, T, p) + \phi^{drx}(\pi; X, T, p) \quad (4.32)$$

Donc la cinétique des variables internes est donnée par :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^{vp} = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi^{vp}}{\partial \underline{\sigma}} \quad (4.33)$$

$$\dot{p} = -\dot{\lambda} \frac{\partial \phi^{vp}}{\partial R} \quad (4.34)$$

$$\dot{X} = -\dot{\lambda} \frac{\partial \phi^{drx}}{\partial \pi} \quad (4.35)$$

Le potentiel viscoplastique ϕ^{vp} est identifié comme étant la fonction convexe (ou fonction de charge) qui est, dans notre cas, le critère de von Mises, soit

$$\phi^{vp}(\underline{\sigma}, R; X, T, p) = f_{vp} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{P}} : \underline{\underline{\sigma}}} - R(X, T, p, \dot{p}) = 0 \quad (4.36)$$

où $\underline{\underline{P}}$ est le projecteur déviatorique.

Par introduction du potentiel viscoplastique dans l'équation (4.34), il vient :

$$\dot{p} = \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^{vp} = \dot{\lambda}$$

Le multiplicateur de Kuhn-Tucker est égal à la vitesse de déformation équivalente définie par

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^{vp} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^{vp} : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^{vp}} \quad (4.37)$$

5.3.3 Choix de la fonction potentielle associée à la recristallisation dynamique

Dans cette partie, on définit le potentiel associé à la recristallisation dynamique. On rappelle qu'il est nécessaire d'introduire deux cas :

- Cas relatif à l'écroissage seul,
- Cas relatif à l'influence de la recristallisation sur la courbe d'écroissage.

Pour cela on reprend l'expression de la dissipation (4.23) en faisant l'hypothèse d'un processus sans écroissage, il vient alors

$$D = -\pi \dot{\chi} \geq 0 \quad (4.38)$$

Par définition du processus de recristallisation, la croissance de la fraction volumique de grains recristallisés est positive ou nulle, il vient alors

$$-\pi \geq 0 \quad (4.39)$$

Cette force thermodynamique positive caractérise la cinétique de la recristallisation. Il faut donc définir une fonction positive dépendante des paramètres influant sur la recristallisation dynamique, à savoir :

- La température,
- La vitesse de déformation,
- L'écroissage défini par la déformation plastique cumulée,
- La taille initiale des grains.

La recristallisation dynamique s'initie à partir d'une déformation seuil que l'on notera ϵ_{drx} . Cette déformation seuil dépend de la température et surtout de la vitesse de déformation. On propose l'expression suivante

$$\varepsilon_{drx} = \zeta \langle T - T_{drx} \rangle \ln \left(1 + \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^{vp}}{\varepsilon_{drx}^0} \right) \quad (4.40)$$

ζ et ε_{drx}^0 sont des paramètres matériaux. ζ est fonction unique de la température. Si la température est en dessous de la température de recristallisation T_{drx} , alors ζ tend vers l'infini de façon à ce que la recristallisation ne soit pas activée.

On introduit un paramètre souvent utilisé pour caractériser l'influence de la température. Il s'agit du paramètre de Zener-Hollomon. On propose de définir $-\pi$ la force thermodynamique sous la forme :

$$\pi = -\chi d_0^q Z^m f_{drx}(\bar{\varepsilon}^{vp}) \quad (4.41)$$

χ , q et m sont des paramètres matériau, d_0 est la taille initiale de grains, Z le paramètre de Zener-Hollomon et f_{drx} une fonction de modulation de la déformation sur l'évolution de la recristallisation. On propose une fonction à saturation, il vient :

$$f_{drx}(\bar{\varepsilon}^{vp}) = 1 - \exp\left(-k \langle \bar{\varepsilon}^{vp} - \varepsilon_{drx} \rangle\right) \quad (4.42)$$

Où k est un paramètre matériau. On obtient alors l'expression de la force thermodynamique associée à la recristallisation dynamique. Il reste à définir le potentiel associé à la recristallisation dynamique. On le prend sous forme quadratique en $-\pi$, il vient :

$$\phi_{drx} = (-\pi)^2 \frac{(1-X)}{2} \quad (4.43)$$

Le terme $(1-X)$ permet de désactiver la recristallisation lorsqu'elle est complète. Par introduction de (4.43) dans (4.35), on obtient

$$\dot{X} = -\pi(1-X)\dot{\bar{\varepsilon}}^{vp} \quad (4.44)$$

L'intégralité des phénomènes liés à la recristallisation dynamique est alors modélisée. La résolution de l'équation (4.44), à température et vitesse de déformation imposées, permet d'avoir une fonction à saturation. La figure 4.9 présente l'évolution de la fraction volumique de grains recristallisés en fonction de la vitesse de déformation pour une température égale à 20°C. Les paramètres matériau utilisés pour ce test numérique sont donnés par le tableau 4.3. On note que ces valeurs sont purement numériques et ne correspondent à aucun matériau.

ζ	ε_{drx}^0	T_{drx}	m	k	χd_0^q
0.1	1 (s ⁻¹)	20 (°C)	-0.5	0.1	100

Tableau 4.3 : Valeurs des paramètres pour le modèle de recristallisation dynamique utilisés dans la figure 4.9.

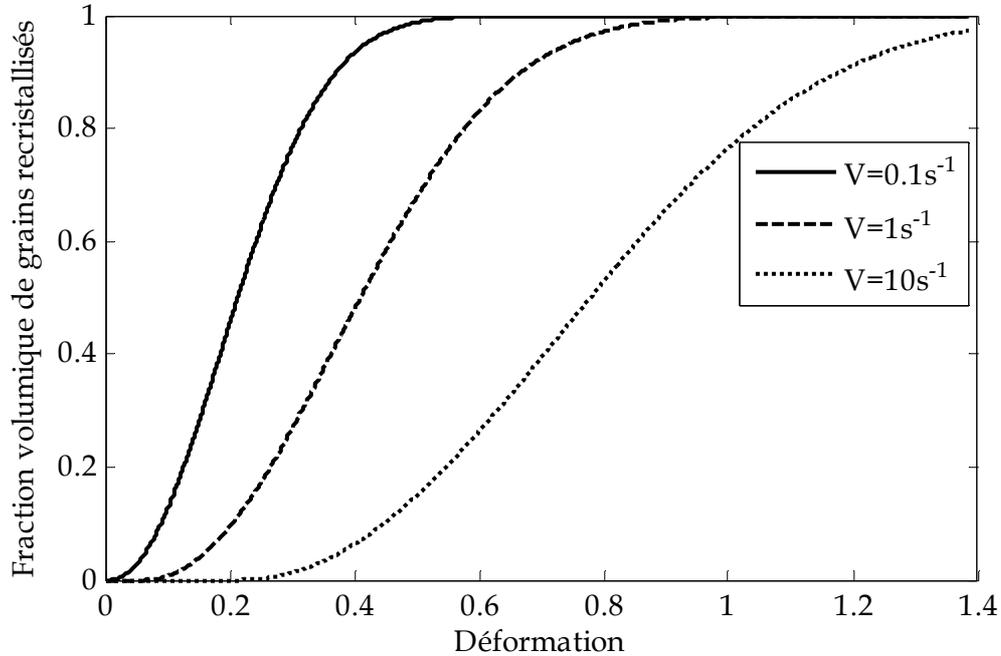


Figure 4.9 : Evolution de la fraction volumique de grains recristallisés en fonction de la vitesse de déformation pour le modèle de recristallisation dynamique proposé pour le Cual.

Il faut maintenant relier l'évolution de la fraction volumique de grains recristallisés à la contrainte d'écoulement viscoplastique. Pour cela, on propose le modèle d'écrouissage isotrope suivant

$$\begin{cases} R = R_{ecr}(\bar{\varepsilon}^{vp}) & \text{Si } \bar{\varepsilon}^{vp} < \varepsilon_{drx} \text{ ou } T < T_{drx} \\ R = R_{ecr}(\varepsilon_{drx}) - X \Delta\sigma_{drx} & \text{Sinon} \end{cases} \quad (4.45)$$

$$\quad \quad \quad (4.46)$$

Où $R_{ecr}(\cdot)$ est le terme d'écrouissage isotrope sans effet de la recristallisation déjà proposé pour les nuances étudiées au chapitre précédent. $\Delta\sigma_{drx}$ est la variation de contrainte pour une recristallisation complète ($X=1$).

La figure 4.10 représente l'évolution de la contrainte d'écoulement en présence du phénomène de recristallisation dynamique pour $\Delta\sigma_{drx} = 0.03 \text{ GPa}$. On constate que le modèle reproduit correctement les phénomènes que l'on cherche à modéliser.

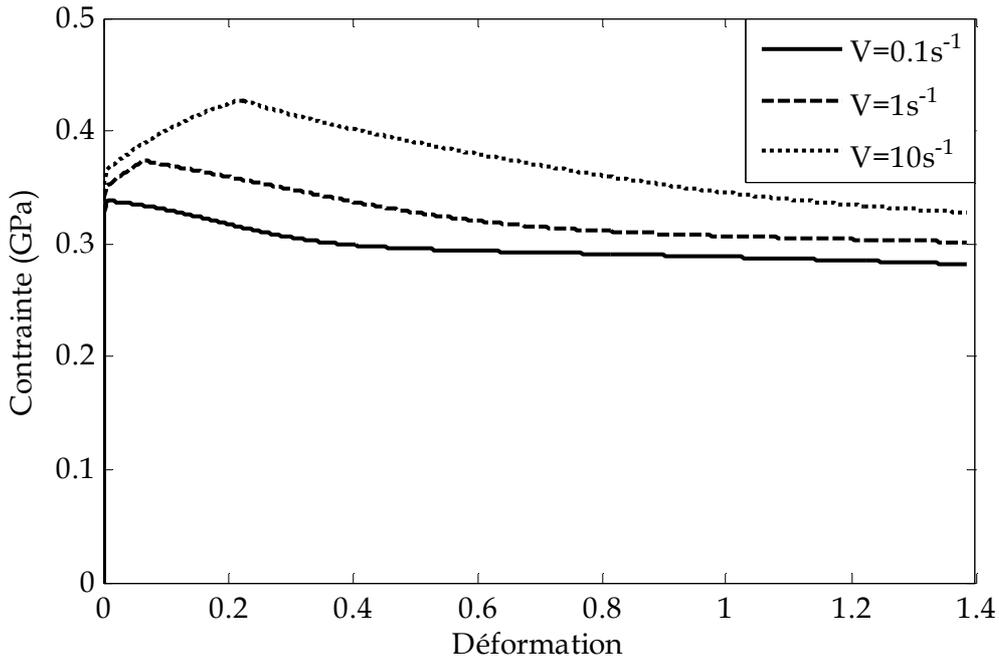


Figure 4.10 : Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation pour le modèle de recristallisation dynamique proposé pour le CuAl.

6 Validation de l'implémentation numérique

Le modèle proposé pour la prise en compte de la phase de recristallisation dynamique a été implémenté dans le code éléments finis Blankform. Dans les sous-sections qui suivent, nous allons présenter les tests numériques de validation de l'implémentation. Les valeurs des paramètres de la loi d'écrouissage sont données par le tableau 4.2 et les valeurs liés à la recristallisation sont données par le tableaux 4.3.

6.1 Essai de traction simple

La validation de l'implémentation est réalisée sur un cas simple de traction uniaxiale. On considère un cylindre de rayon 1mm et de hauteur de 2mm. On impose un déplacement de traction $U = 5\text{mm}$ à une vitesse V sur la face supérieure et la face inférieure du cylindre. Le cylindre est modélisé par deux éléments axisymétriques triangulaires à 3 nœuds avec un point d'intégration. Les conditions aux limites sont données par la figure 4.11.

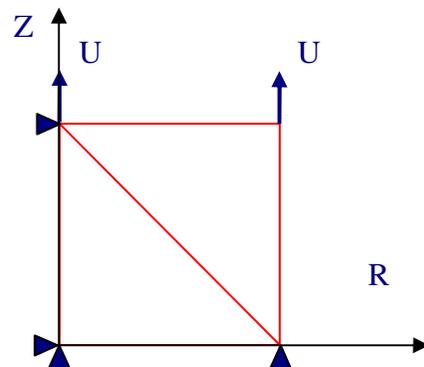


Figure 4.11 : Conditions aux limites et maillage pour le test de traction élémentaire.

Les figures 4.12 et 4.13 représentent une confrontation des résultats analytique et numérique obtenue par Blankform. Sur la figure 4.12, la contrainte de traction calculée numériquement par éléments finis correspond à la solution analytique. On constate également que la fraction volumique de grains recristallisés est correctement calculée.

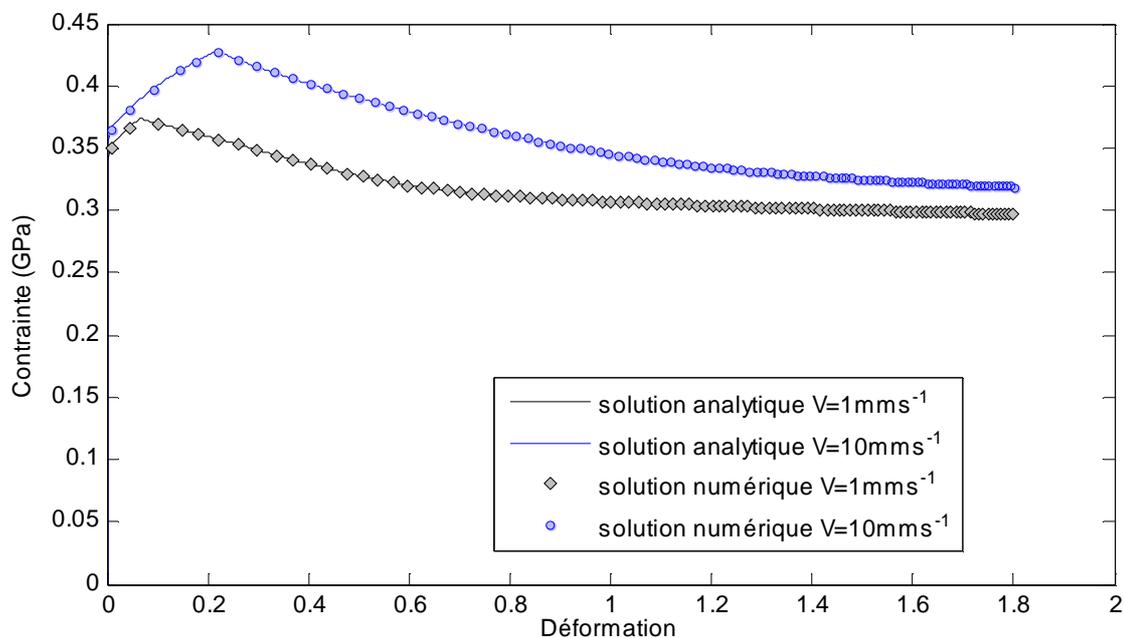


Figure 4.12 : Comparaison des courbes d'écroutissage analytiques et numériques pour le modèle thermo-élasto-viscoplastique avec recristallisation dynamique dans le cas d'un essai de traction simple pour deux vitesses de déplacement.

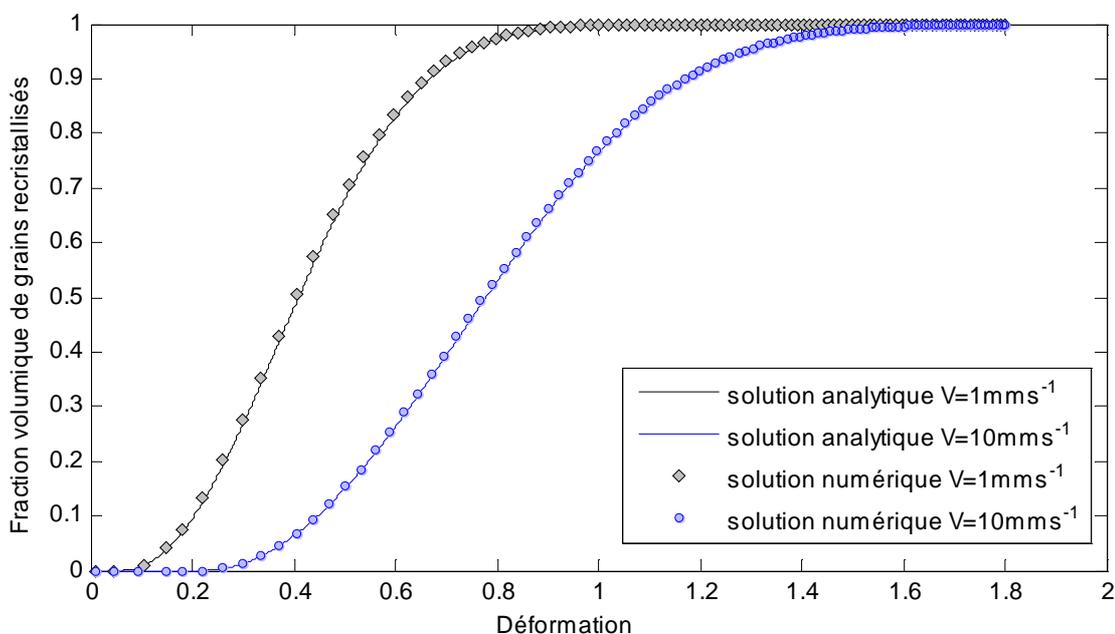


Figure 4.13 : Comparaison des résultats analytiques et numériques sur l'évolution de la fraction volumique de grains recristallisés pour le modèle thermo-élasto-viscoplastique avec recristallisation dynamique dans le cas d'un essai de traction simple pour deux vitesses de déplacement.

6.2 Essais de cisaillement simple

Le mode de déformation prépondérant en découpage est le cisaillement, d'où l'importance de la validation de la loi développée dans des configurations de sollicitation où le mode prépondérant est le cisaillement. Nous considérons un patch test de quatre éléments quadrangle à quatre nœuds et quatre points d'intégration. On adopte l'hypothèse des déformations planes. La figure 4.14 donne les conditions aux limites considérées pour le test.

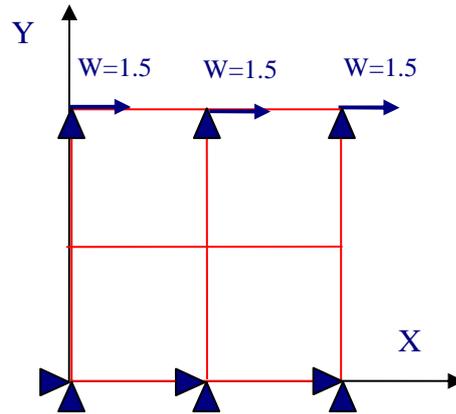


Figure 4.14 : Conditions aux limites et maillage pour le test de validation élémentaire en cisaillement.

La température initiale est de 100°C. Les figures 4.15 et 4.16 représentent respectivement la fraction volumique de grains recristallisés et la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente. Comme pour le cas de traction simple, le modèle de comportement est correctement reproduit. Les figures montrent également que la sensibilité de la loi à la vitesse est correctement reproduite.

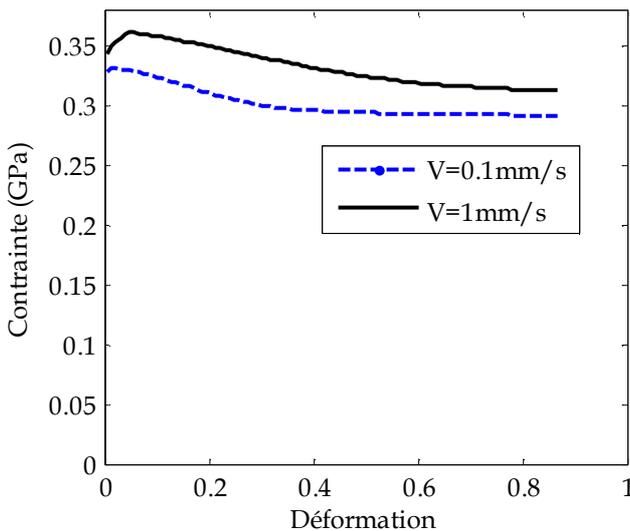


Figure 4.15 : Evolutions de la fraction volumique de grains recristallisés pour le modèle thermo-élasto-viscoplastique avec recristallisation dynamique pour un essai de cisaillement à deux vitesses de déplacement.

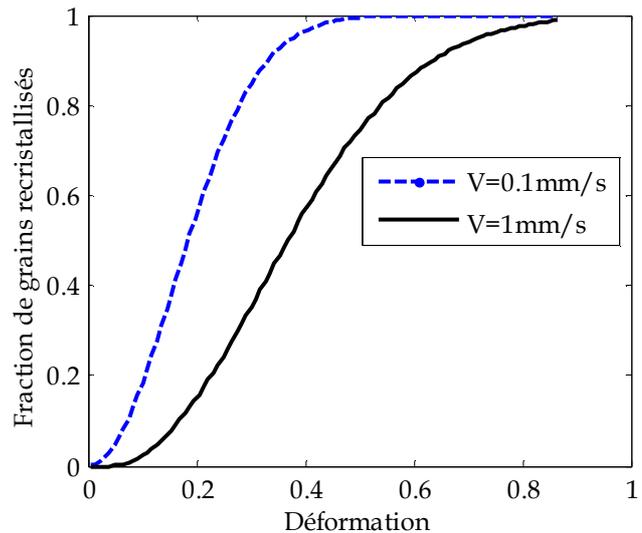


Figure 4.16 : Evolutions de la contrainte d'écoulement pour le modèle élasto-thermo-viscoplastique avec recristallisation dynamique pour un essai de cisaillement à deux vitesses de déplacement.

6.3 Eprouvette de traction

L'objectif maintenant est de tester la loi développée, pour la modélisation de la recristallisation dynamique du Cu₃₁, dans un cas réel de sollicitation uniaxiale. On considère une éprouvette de traction dont la géométrie est donnée dans le chapitre précédent (figure 3.1). La figure 4.17 représente le maillage choisi et les conditions aux limites. L'éprouvette a été discrétisée en 708 éléments quadrangulaires à 4 nœuds à 4 points d'intégration. Le nombre total des nœuds est 800.

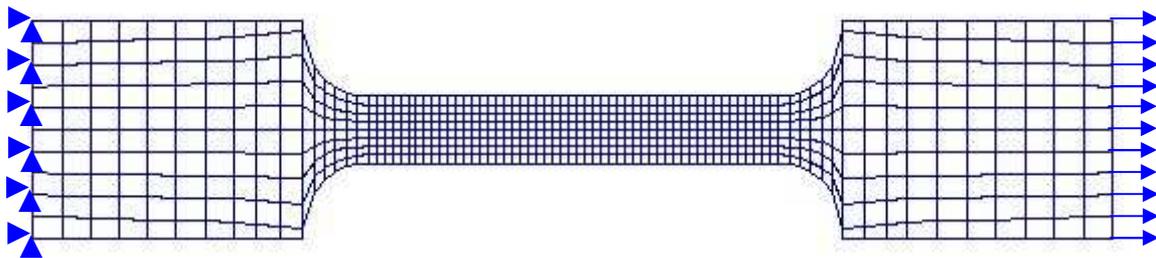


Figure 4.17 : Maillage et conditions aux limites de l'éprouvette de traction.

On adopte l'hypothèse des déformations planes en gardant le même type d'éléments que celui utilisé dans l'essai de cisaillement simple. La température initiale est de 100°C. Les nœuds de l'extrémité gauche sont bloqués. On applique un déplacement $U = 20\text{mm}$ sur les nœuds de l'extrémité droite de l'éprouvette à une vitesse de $V = 1\text{mm/s}$.

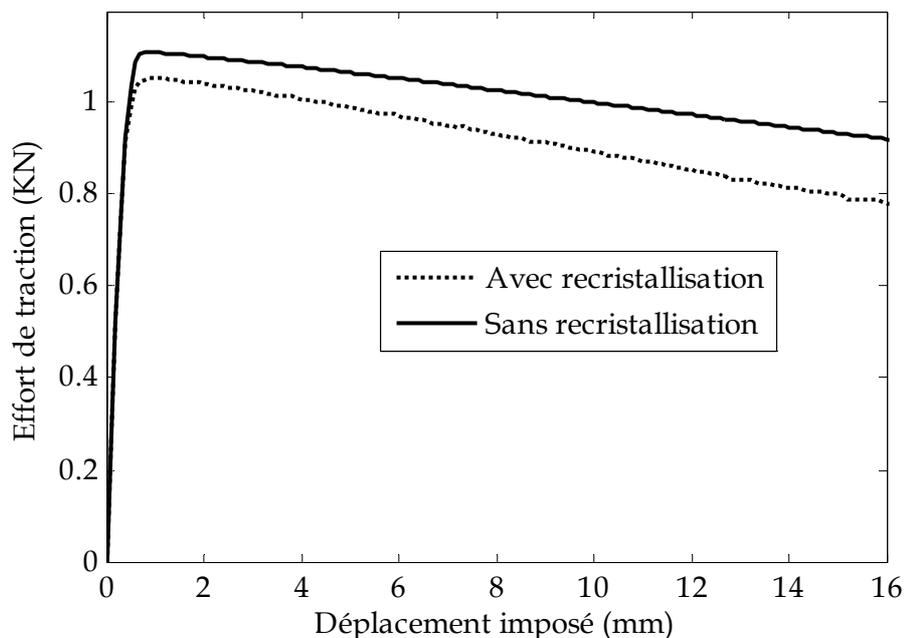


Figure 4.18 : Comparaison des courbes effort/déplacement pour un essai numérique de traction avec et sans prise en compte de la recristallisation.

La figure 4.19 présente respectivement l'évolution de la fraction volumique de grains recristallisés et de la contrainte équivalente en fonction du déplacement imposé. La recristallisation commence au centre de l'éprouvette. Pour un déplacement imposé relativement faible (7.7 mm), la fraction volumique de grains recristallisés est homogène sur toute la partie utile de l'éprouvette, elle est d'environ 0.4. Plus le déplacement augmente, plus la fraction volumique de grains recristallisés augmente et se localise dans la partie centrale. Ce constat est tout à fait logique puisque la déformation viscoplastique équivalente se localise au centre de l'éprouvette. En ce qui concerne la contrainte équivalente, dès l'apparition du phénomène de recristallisation, la contrainte équivalente diminue. Ce qui se traduit par une chute de l'effort global (figure 4.18). Ce résultat est cohérent avec ce que nous cherchons à mettre en évidence dans le cas du découpage, à savoir la diminution de l'effort de découpage pour le Cua1.

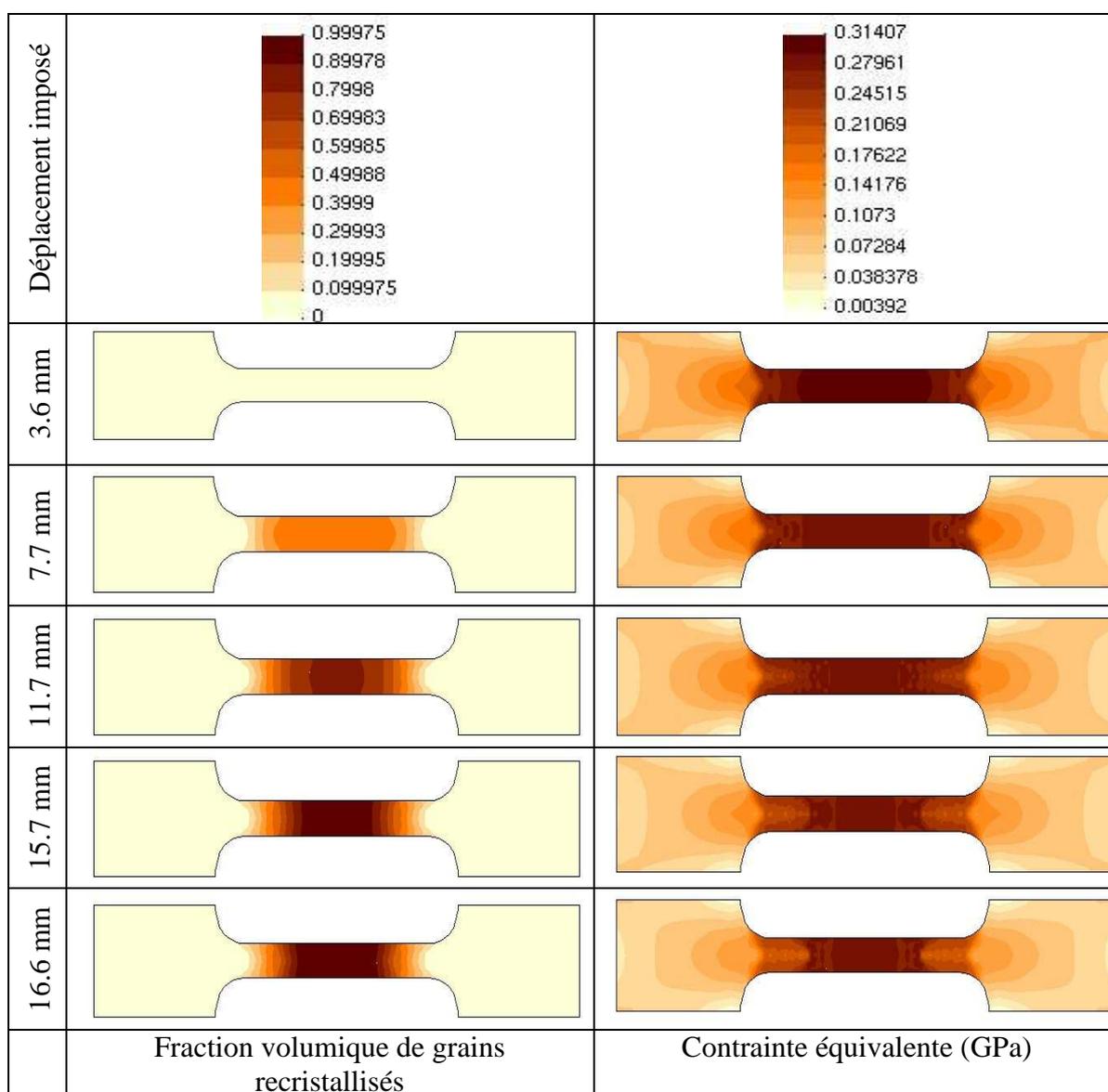


Figure 4.19 : Evolutions de la distribution de la fraction volumique de grains recristallisés et de la contrainte équivalente en fonction du déplacement imposé.

7 Exploitation en simulation du découpage

Le phénomène de recristallisation n'a pu être observé lors des essais expérimentaux de traction sur le Cua1. Cependant les mesures de micro dureté, dans la zone cisailée du profil, montrent un adoucissement du matériau (voir figure 4.2). Nous allons utiliser le modèle de recristallisation dynamique proposé dans ce chapitre afin de simuler le découpage de la nuance Cua1. Notre objectif est de tester la loi développée dans le cadre du découpage. Grâce à cette simulation, nous allons savoir si le modèle proposé répond qualitativement à nos attentes.

On considère une tôle d'épaisseur de 0.254mm. Le jeu poinçon-matrice est de 8% de l'épaisseur. Les rayons du poinçon R_p et de la matrice R_m sont égaux à 0.025mm. Le diamètre du poinçon est de 1.7mm. Les valeurs des paramètres liés à la loi d'écrouissage (4.8) sont données dans le tableau 4.2. On suppose que les valeurs des paramètres du modèle de recristallisation sont égales à celles présentées au tableau 4.4.

ζ	ε_{drx}^0	T_{drx}	M	K	χd_0^q
0.1	1 (s ⁻¹)	100 (°C)	-0.5	0.1	100

Tableau 4.4 : Paramètres du modèle de recristallisation pour la nuance Cua1.

La tôle est discrétisée en éléments triangles à trois nœuds et un point d'intégration. Le maillage initial contient 502 éléments et 297 nœuds. La taille moyenne des éléments dans la zone de cisaillement est de l'ordre de 10% de l'épaisseur. Pour éviter la distorsion des éléments, un remaillage global de la structure est réalisé tous les 10% de pénétration du poinçon. Après le premier remaillage (raffinement), le nombre total d'éléments est égal à 2081 tandis que le nombre total de nœuds est égal à 1092. La taille moyenne des éléments situés dans la zone de cisaillement est de l'ordre de 2.5% de l'épaisseur. L'hypothèse des déformations planes est adoptée. La température de recristallisation est supposée égale à la valeur identifiée par Gréban [56], à savoir 250°C. La température initiale est de 20°C. La vitesse de coupe est de 1mm/s. On suppose que le contact entre la tôle et les outils est glissant. Le serre flan est bloqué en déplacement.

La figure 4.20 présente la distribution de la fraction volumique de grains recristallisés dans la zone de cisaillement pour trois valeurs de la pénétration du poinçon. Pour une pénétration du poinçon de 35%, le phénomène de recristallisation dynamique débute au niveau de l'arête du poinçon. La recristallisation se développe rapidement dans cette zone. La fraction volumique de grains recristallisés est d'environ 90% au voisinage de l'arête du poinçon pour une pénétration de 55%. A partir de cette même pénétration, la recristallisation prend naissance au niveau de l'arête de la matrice. Sur la distribution correspondant à 69% de pénétration, on constate que la fraction

volumique de grains recristallisés s'est développée pour couvrir pratiquement toute la zone entre les arêtes du poinçon et de la matrice.

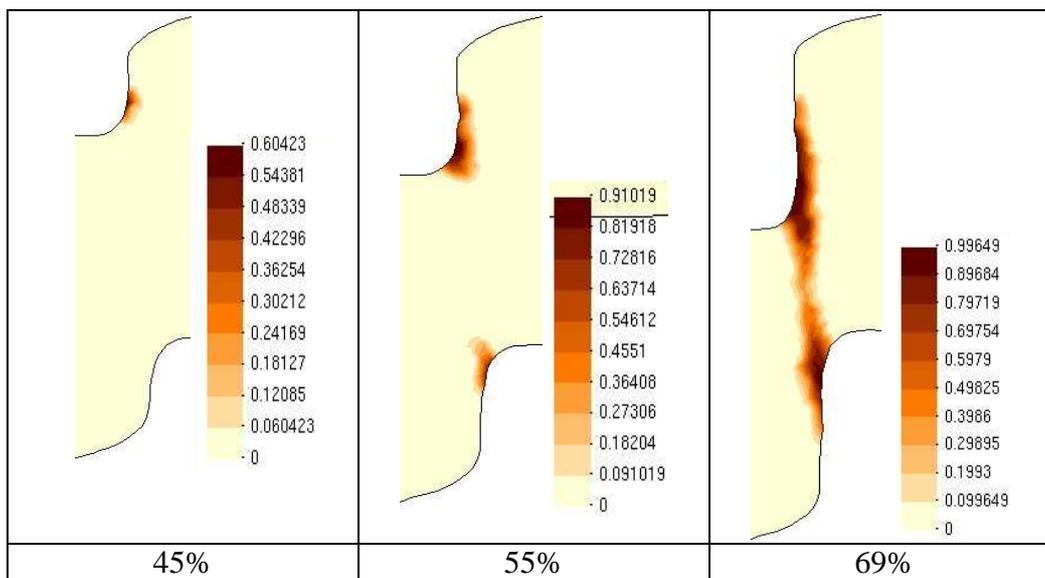


Figure 4.20 : Evolution de la distribution de la fraction volumique de grains recristallisés en fonction de la pénétration du poinçon pour le CuAl.

La figure 4.21 montre la distribution de la contrainte équivalente pour trois valeurs de la pénétration du poinçon. On constate que l'apparition de la recristallisation entraîne une diminution de la contrainte équivalente. Ce constat apparaît clairement sur la distribution correspondant à 69% de pénétration.

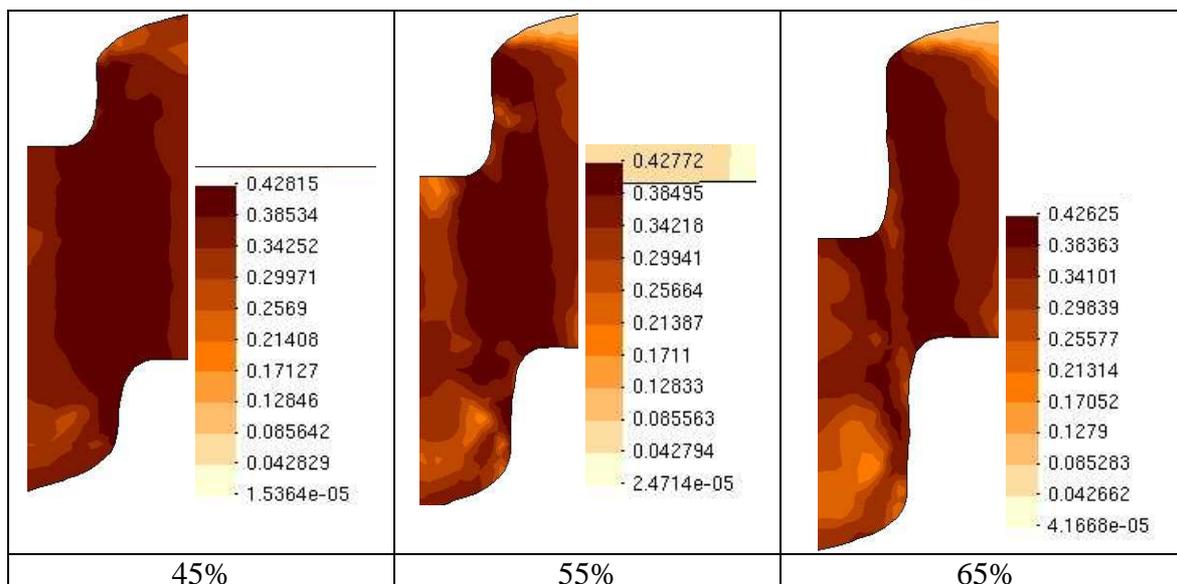


Figure 4.21 : Evolution de la distribution de la contrainte d'écoulement (GPa) en fonction de la pénétration du poinçon avec prise en compte du phénomène de recristallisation.

La figure 4.22 montre l'évolution de la contrainte équivalente issue de la simulation et la micro-dureté issue des mesures expérimentales le long du profil de découpe. La profondeur est définie sur la figure 4.1. Nous constatons que la courbe d'évolution de la contrainte équivalente obtenue par simulation, en prenant en compte la recristallisation, est totalement différente de celle du modèle sans recristallisation. La comparaison de la courbe d'évolution de la contrainte équivalente et de la courbe d'évolution de la micro-dureté nous permet de dire que le modèle reproduit correctement les phénomènes de recristallisation observée en découpage.

L'adoucissement de la micro-dureté se stabilise à partir d'une profondeur d'environ 70µm alors que la contrainte équivalente commence une phase de décroissance. L'activation tardive de la recristallisation peut expliquer ce décalage entre les deux courbes. L'un des paramètres les plus influent sur l'activation du processus de recristallisation est la température de recristallisation T_{drx} que nous avons supposée égale à une valeur de 250°C identifiée par recuit. Gréban [56] affirme que cette température est inférieure dans le cas du découpage à cause de l'écroutissage du matériau. Le décalage de la chute et de la stabilisation des courbes de la contrainte et de la micro-dureté confirme cette constatation.

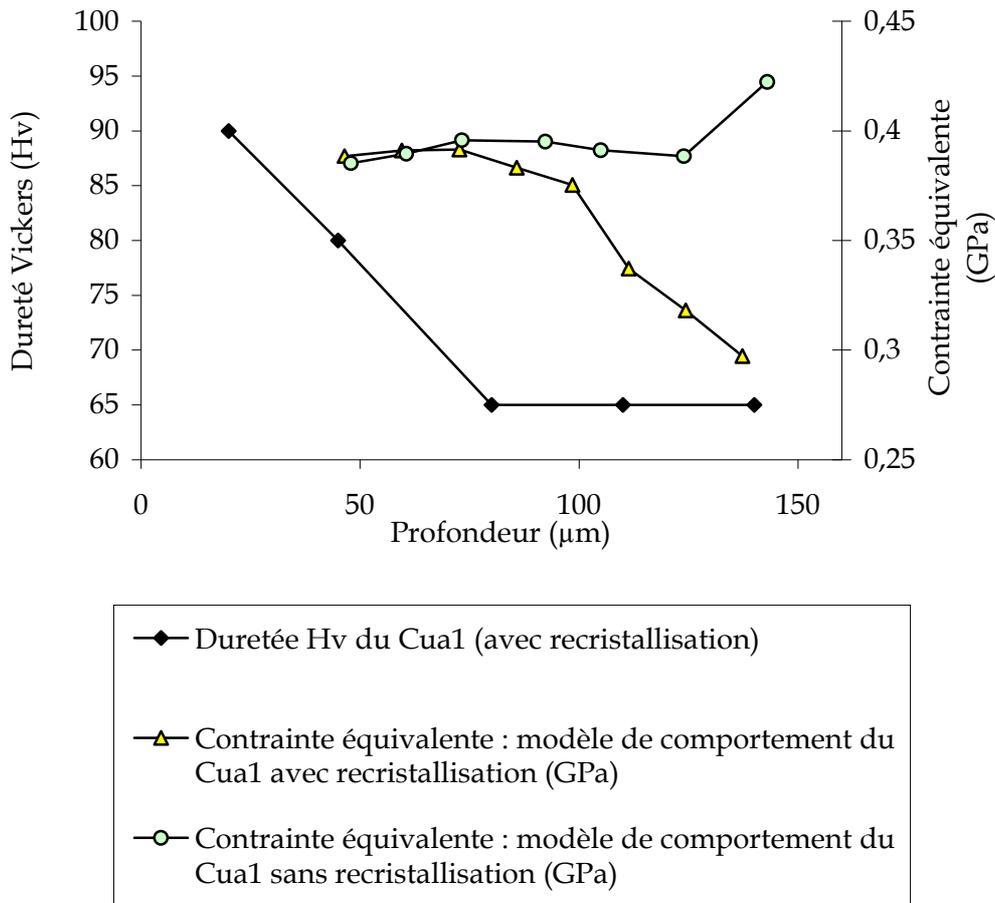


Figure 4.22 : Courbes d'évolution de la contrainte équivalente avec et sans recristallisation (modélisation) et de la micro-dureté (expérimentale) en fonction de la profondeur dans le profil de découpe.

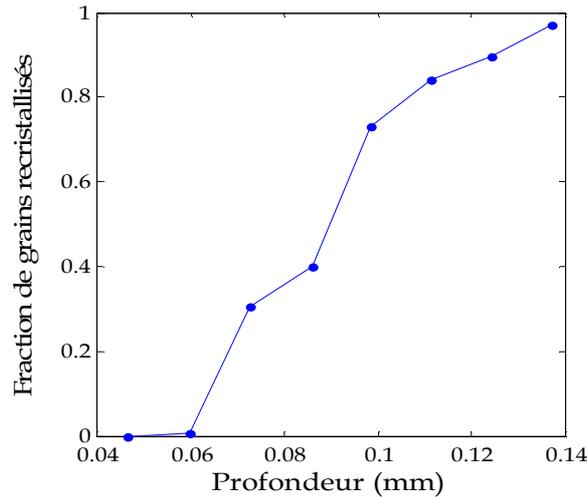


Figure 4.23 : Evolution de la fraction volumique de grains recristallisés en fonction de la profondeur dans le profil de découpe.

La figure 4.23 représente l'évolution de la fraction volumique de grains recristallisés en fonction de la profondeur. Lorsque la profondeur augmente, la fraction volumique de grains recristallisés augmente jusqu'à saturation du phénomène.

Bilan

Nous pouvons affirmer que le modèle reproduit qualitativement bien le comportement que l'on cherche à mettre en évidence pour la nuance Cua1. Cependant la caractérisation du comportement mécanique nécessite l'identification de tous les paramètres liés à la recristallisation dynamique. La confrontation des simulations numériques de découpage et des essais expérimentaux doit permettre un recalage du modèle de recristallisation dynamique par utilisation d'une méthode inverse. Il sera donc possible de remonter aux vraies valeurs des paramètres liés à la recristallisation dynamique de la nuance Cua1 en se basant sur les mesures de micro-dureté dans le profil ou/et la courbe effort/déplacement. Ainsi le comportement thermo-élasto-viscoplastique avec prise en compte de la recristallisation pourra être totalement caractérisé pour le procédé de découpage de tôles.

8 Conclusion

Dans ce chapitre, il a été montré que le phénomène de recristallisation dynamique de Cu₄₁ apparaît lors d'une opération de découpage. Ce phénomène de recristallisation se traduit par un adoucissement au niveau de la contrainte d'écoulement. Des essais de traction à vitesses et températures imposées nous ont permis de caractériser le comportement thermo-élasto-viscoplastique de la nuance étudiée. Un modèle de comportement pour la prise en compte de la sensibilité du matériau à la vitesse et à la température a été proposé et identifié par un algorithme génétique. Nous avons également montré que les essais de traction réalisés ne permettent pas d'obtenir une recristallisation de ce matériau. En effet, la limite de rupture en traction est inférieure à la déformation d'activation du phénomène de recristallisation dynamique. Une démarche pour la caractérisation du comportement avec recristallisation dynamique par une méthode inverse sur la base d'un essai expérimental de découpage semble être mieux adaptée que la démarche classique par essais de traction. Un modèle de comportement pour la prise en compte de la recristallisation dynamique a été développé dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles. Ce modèle a ensuite été implémenté dans le code Blankform. L'implémentation numérique a été validée par des essais élémentaires de traction et de cisaillement sous l'hypothèse des déformations planes et d'axisymétrie. La simulation numérique du découpage nous a permis de vérifier que le modèle de recristallisation dynamique développé permet de retrouver qualitativement les phénomènes observés expérimentalement en découpage. L'adoucissement que l'on observe expérimentalement au niveau de la micro-dureté dans le profil de découpe est retrouvé par simulation numérique au niveau de la contrainte équivalente. En perspective, nous envisageons d'identifier le modèle pour la recristallisation de la nuance Cu₄₁ par méthode inverse en se basant sur les mesures de micro-dureté dans le profil et/ou la courbe expérimentale d'effort/déplacement.

Simulation numérique tridimensionnelle du découpage

1	Introduction	110
2	Présentation du problème étudié	111
2.1	Description géométrique et conditions aux limites	111
2.2	Maillage éléments finis	112
2.3	Paramètres de la simulation	114
3	Analyse de sensibilité	115
3.1	Remarques préliminaires	115
3.2	Configuration de référence	115
3.3	Influence du rayon dans les coins de l'empreinte rectangulaire	117
3.4	Influence du jeu poinçon-matrice	120
3.5	Influence de la distance entre poinçons	121
4	Conclusion	123

1 Introduction

Les pièces obtenues par opération de découpage sont très souvent de géométrie relativement simple : soit rectangulaire, soit circulaire. De ce fait, la majorité des travaux scientifiques sur la simulation numérique du découpage traite de problèmes en deux dimensions, en adoptant une hypothèse de déformations planes (pièces rectangulaires) ou d'axisymétrie (pièces circulaires). Néanmoins, la simulation bidimensionnelle ne permet pas d'analyser l'ensemble des problèmes industriels. Dans certains cas, il s'avère nécessaire d'utiliser une modélisation tridimensionnelle.

Dans la littérature, très peu d'études portent sur la simulation numérique tridimensionnelle du découpage de pièces ayant des formes géométriques plus ou moins complexes. Murakawa et al. [63] ont simulé par un modèle 3D les premières phases du découpage jusqu'à la formation de la zone cisailée pour un poinçon rectangulaire. Bouchard et al. [62] ont réalisé des simulations 3D d'une opération de découpage comportant un poinçon circulaire. Contrairement au découpage traditionnel, le découpage fin permet d'obtenir une très grande précision sur les pièces découpées. Li et Peng [88] ont proposé une modélisation 3D du découpage fin pour une pièce ayant une empreinte de forme approximativement elliptique jusqu'à une pénétration du poinçon de 42% de l'épaisseur de la tôle. Même si cela ne concerne pas directement le découpage tel que nous l'avons défini, il est à remarquer que le procédé de cisailage de tôle a été également simulé par des modélisations 3D [66, 91, 90].

Ce chapitre présente une modélisation tridimensionnelle fondée sur une problématique d'origine industrielle. Afin de limiter la formation de bavure à l'extrémité de connecteurs de type leadframes, Devillers et Meunier [89] de l'entreprise AUGÉ DECOUPAGE ont effectué une campagne d'essais de découpage de tôles rectangulaires à coins arrondis en faisant varier le rayon de coin du poinçon. L'objectif majeur de cette étude était de déterminer le rayon optimal dans la forme découpée, c'est-à-dire celui pour lequel le niveau de bavure serait le plus faible.

L'objectif de la modélisation 3D proposée est d'étudier l'influence, d'une part de la forme du contour à découper (rayon des coins arrondis), et d'autre part du jeu poinçon-matrice, sur la distribution des contraintes et des déformations dans la tôle afin de prédire le faciès de rupture dans l'épaisseur, élément important définissant la qualité du produit. Dans un souci de confidentialité, les données de la géométrie et du matériau utilisées dans cette étude numérique ne sont pas totalement identiques à celles de [89]. En outre, contrairement à [89], nous n'allons pas focaliser notre analyse sur la bavure. Enfin, nous allons présenter une simulation 3D de multi-poinçonnage, qui est un procédé mettant en jeu non pas un mais plusieurs poinçons. Dans ce cadre, nous allons

analyser l'influence de la distance inter-poinçons sur les champs mécaniques. Le logiciel de calcul utilisé est LS-DYNA 970 [92].

2 Présentation du problème étudié

2.1 Description géométrique et conditions aux limites

Nous nous sommes intéressés à un découpage simple (figure 5.1) d'une empreinte de forme rectangulaire à coins arrondis dans un flan dont les bords sont libres. Les quatre coins du poinçon et de la matrice sont des quarts de cercle de même rayon comme le montre la figure 5.2. Les valeurs des paramètres géométriques du modèle sont données dans le tableau 5.1. La figure 5.1 présente une coupe de l'outillage étudié. Notre étude concerne l'analyse des champs de contraintes et de déformations le long du contour découpé et dans l'épaisseur afin d'analyser les différences de comportement de la matière entre les parties rectilignes et les coins de la découpe. Pour ce problème, une représentation axisymétrique ou plane n'étant pas appropriée, il convient alors de développer un modèle tridimensionnel, dont les données géométriques choisies correspondent à celles d'essais expérimentaux.

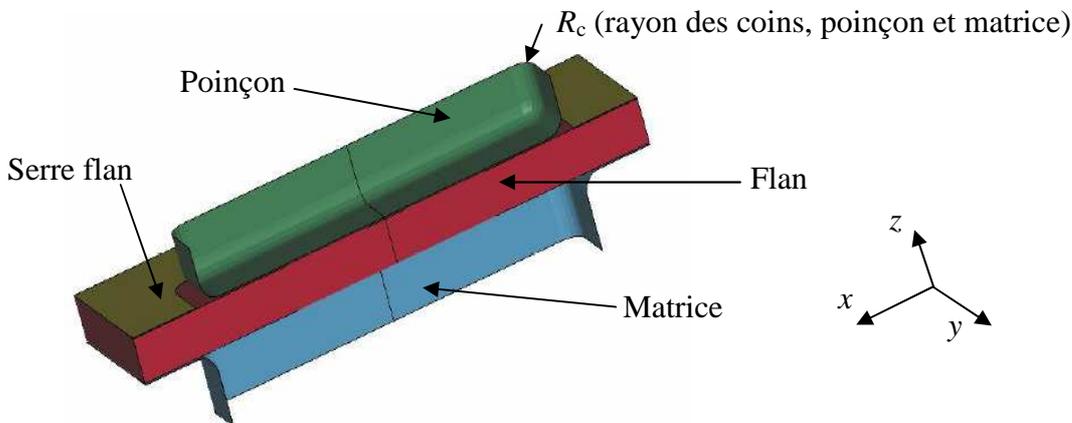


Figure 5.1 : Coupe de l'outillage de découpage (suivant le plan $y=0$).

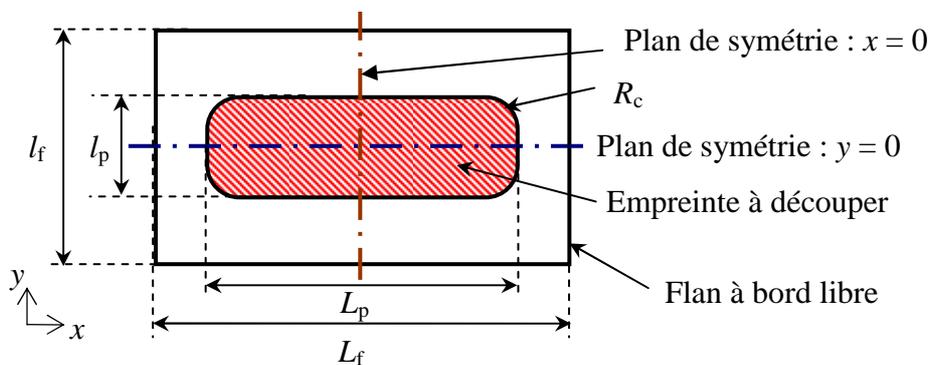


Figure 5.2 : Géométrie et conditions aux limites du problème dans le plan (x,y) .

Le problème possède deux plans de symétrie, le premier plan est donné par $x = 0$ et le second par $y = 0$. Nous limiterons la modélisation éléments finis à $1/4$ du problème (figure 5.3).

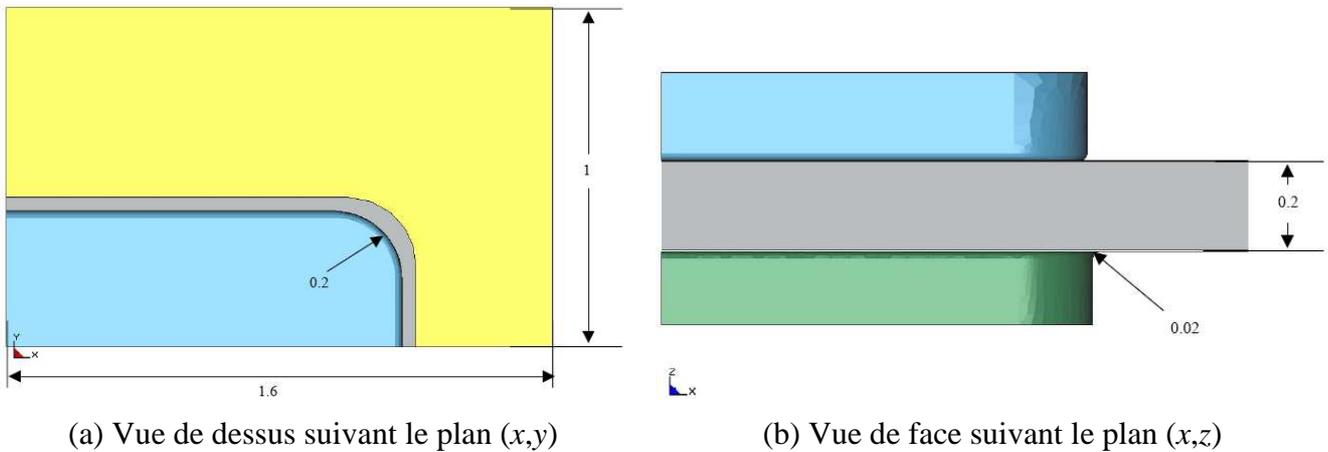


Figure 5.3 : Géométrie du modèle proposée.

Épaisseur du flan e	0.24 mm
Longueur du flan L_f	3.2 mm
Largeur du flan l_f	2 mm
Longueur du poinçon L_p	2.34 mm
Largeur du poinçon l_p	0.82 mm
Rayon arête poinçon R_p	0.02 mm
Rayon arête matrice R_m	0.02 mm
Rayon des coins poinçon et matrice R_c	0.2 mm
Jeu poinçon-matrice J_{pm}	4 % $\times e$
Jeu poinçon-serre flan J_{ps}	2 μm

Tableau 5.1 : Caractéristiques géométriques du modèle.

2.2 Maillage éléments finis

La définition du maillage est une étape importante pour tout problème de simulation numérique par éléments finis. En effet, la qualité, la fiabilité et la précision des résultats dépendent de la discrétisation géométrique notamment pour les procédés de mise en forme qui induisent de grandes déformations, par conséquent une distorsion des éléments. Généralement, un critère déterminant la qualité des éléments est défini. A chaque fois que la valeur de celui-ci atteint une valeur seuil dans un élément, on déclenche un remaillage automatique de la structure, cela ne pose aucun problème majeur en 2D car les algorithmes de remaillage automatique existent. Dans le cas d'une modélisation 3D, le logiciel utilisé ne possède un tel algorithme. Nous devons donc définir un maillage initial optimisé de telle sorte que le critère seuil ne soit pas atteint pour une pénétration maximale du poinçon.

Une autre contrainte s'ajoute à la précédente. Dans les procédés de mise en forme comme le découpage, les déformations sont très importantes mais surtout elles sont localisées dans une zone réduite entre les arêtes du poinçon et de la matrice. Dans le reste du flan, les déformations sont faibles et restent inférieures à la limite élastique. Le maillage du flan sera fin dans la zone de concentration des déformations, alors qu'il sera plus grossier ailleurs. Cela permet de concilier la qualité des résultats numériques avec un temps de calcul réduit. En effet pour tout problème de modélisation par éléments finis 3D impliquant de grandes déformations non linéaires, un facteur important est le temps de calcul. Le nombre de degrés de liberté du modèle influence directement le temps de calcul. Un autre élément à prendre en compte dans la définition du maillage initial, l'étude paramétrique que nous allons réaliser nécessite l'utilisation d'un même maillage quelles que soient les variations géométriques du modèle (rayon des coins et jeu poinçon matrice) afin de ne pas rendre caduque la comparaison des résultats.

Dans un premier temps, le problème a été discrétisé par un maillage anisotropique, d'une part dans le plan (x,y), et d'autre part dans l'épaisseur de la tôle en utilisant des éléments tétraédriques linéaires à 4 nœuds et 1 point d'intégration (figure 5.4). Au cours de la simulation, il s'est avéré que certains éléments sont devenus instables.

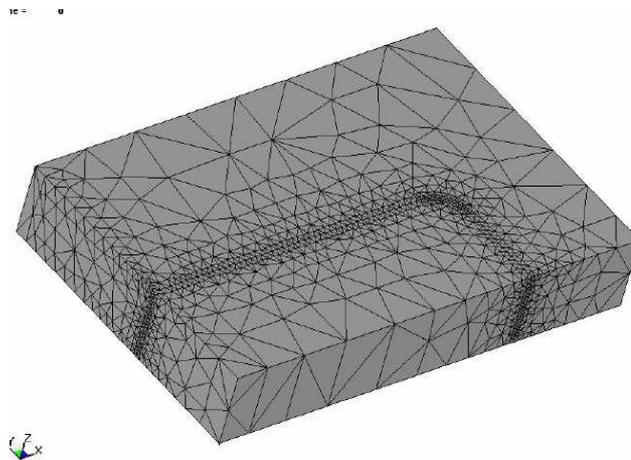


Figure 5.4 : *Premier maillage éléments finis initial composé de 9290 éléments solides à 4 nœuds et 1 point d'intégration.*

Afin d'éviter ces problèmes, nous avons utilisé des éléments hexaédriques, appelés également éléments « brique ». Ces éléments finis sont reconnus pour avoir un bon comportement dans les problèmes fortement non linéaires. De ce fait, l'épaisseur de la tôle est composée de 10 couches d'éléments brique (figure 5.5). Le maillage peut alors être considéré comme réglé suivant l'épaisseur de la tôle. En outre, ce type de maillage permet de bien visualiser la zone de fort cisaillement située entre les arêtes du poinçon et de la matrice. Après avoir effectué plusieurs tests, le maillage retenu est composé de 16700 éléments brique linéaires à 8 nœuds et 8 points d'intégration (figure 5.5).

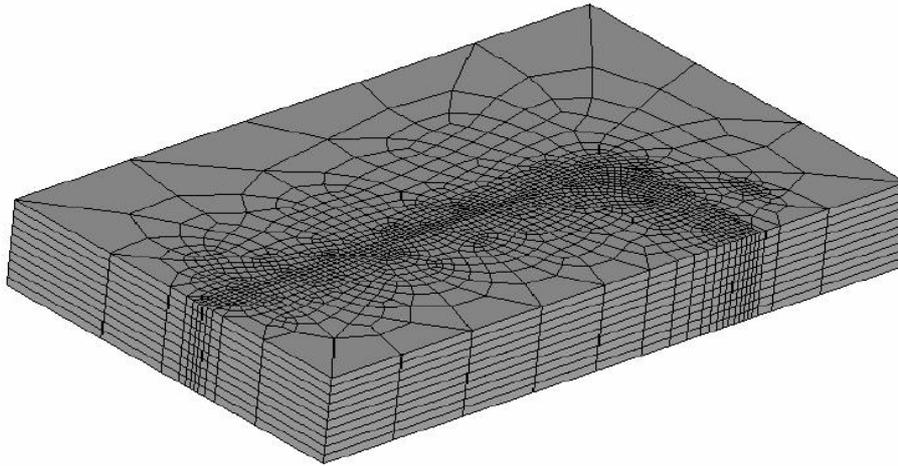


Figure 5.5 : *Maillage éléments finis initial utilisé pour l'étude paramétrique : 16700 éléments brique à 8 nœuds et 8 points d'intégration (intégration complète).*

2.3 Paramètres de la simulation

Le matériau utilisé est un alliage cuivreux dont les caractéristiques mécaniques sont résumées dans le tableau 5.2. Le comportement considéré est élasto-plastique et la loi d'écrouissage est donnée par la relation suivante :

$$\sigma_0 = \sigma_y + K \left(\bar{\epsilon}^p \right)^N \quad (6.1)$$

où σ_0 représente la contrainte d'écoulement et $\bar{\epsilon}^p$ la déformation plastique équivalente

Module de Young	E	113000 MPa
Coefficient de Poisson	ν	0.32
Limite d'élasticité initiale	σ_y	400 MPa
Coefficient d'écrouissage	K	697 MPa
Exposant d'écrouissage	N	0.1

Tableau 5.2 : *Caractéristiques mécaniques de l'alliage cuivreux.*

Les conditions de frottement entre outils et flan sont de type Coulomb, la valeur du coefficient de frottement choisie est de 0.1. Un schéma d'intégration temporelle explicite est utilisé. Le poinçon est piloté en déplacement alors que le serre-flan est piloté en effort. Il varie de manière linéaire entre 300 N, au moment du contact poinçon/flan, et 500 N pour une pénétration de 100%.

3 Analyse de sensibilité

3.1 Remarques préliminaires

Le but de l'étude proposée est d'effectuer une analyse de sensibilité de paramètres technologiques (rayon des coins poinçon et matrice, jeu poinçon-matrice, distance inter-poinçons) sur les variables mécaniques locales (champs de contraintes et déformations) et globales (courbe force-déplacement, dimension de la partie bombée). Sachant qu'aucune procédure de remaillage n'est utilisée, certains éléments subissent de telles distorsions à partir de pénétrations du poinçon de l'ordre de 30% de l'épaisseur du flan, qu'il devient illusoire de donner une interprétation mécanique à ces résultats numériques. De ce fait, les résultats seront présentés pour des pénétrations inférieures à 25% de l'épaisseur. Un ensemble de simulations numériques est réalisé en faisant varier les paramètres technologiques dans une plage de test préalablement choisie. Les plages de test des différents paramètres sont présentées dans le tableau 5.3. Lorsqu'un paramètre est étudié, les valeurs des autres sont fixées à une valeur dite « de référence » de la manière suivante : $R_c = 0.2 \text{ mm}$ et $J_{pm} = 4\% \times e$. Par la suite, nous parlerons de configuration de référence.

Grandeur		Valeurs				
Rayon des coins	R_c [en mm]	0.1	0.15	0.2	0.25	0.3
Jeu poinçon-matrice	J_{pm} [en $\% \times e$]	2	4	6	8	10
Distance entre poinçons	D [en mm]	0.38	0.58	0.78	0.95	1.18

Tableau 5.3 : Plages de test des paramètres technologiques (Valeurs de référence en gras).

Après avoir présenté les résultats dans la configuration de référence, nous allons analyser tout d'abord l'influence du rayon R_c dans les coins, puis celle du jeu poinçon-matrice J_{pm} et enfin celle de la distance inter-poinçons D .

3.2 Configuration de référence

L'analyse des cartes des iso-valeurs de contraintes dans le flan fait apparaître une grande concentration sur le contour de l'empreinte rectangulaire cisailée. Le long de ce contour, la distribution n'est pas uniforme. En effet, si l'on observe la face supérieure du flan (côté poinçon), les valeurs maximales 650 MPa sont localisées dans les coins (figure 5.6).

Sur la figure 5.7 qui montre les distributions de la déformation plastique équivalente sur les faces supérieure (côté poinçon) et inférieure (côté matrice) du flan, on remarque une « symétrie inverse ». Pour la face inférieure, les valeurs maximales de la déformation plastique équivalente (59,8%) sont localisées sur les parties rectilignes du contour alors qu'elles sont localisées dans les coins sur la face supérieure.

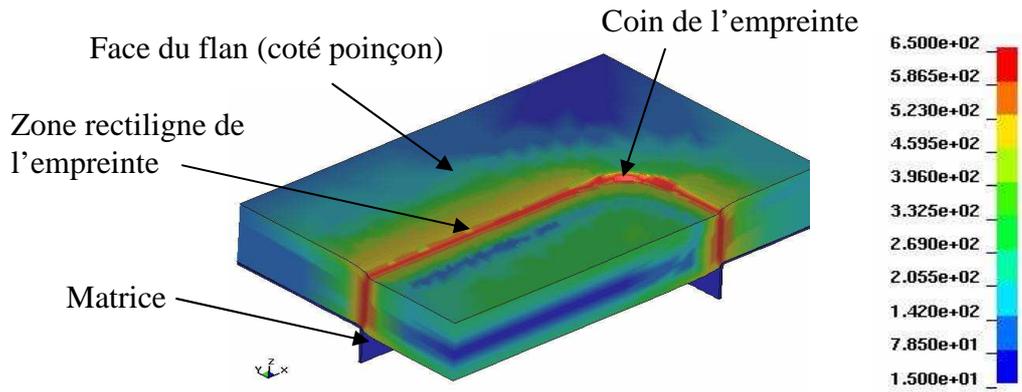


Figure 5.6 : Distribution de la contrainte équivalente (en MPa) dans le flan pour une pénétration du poinçon de 13% de l'épaisseur dans la configuration de référence.

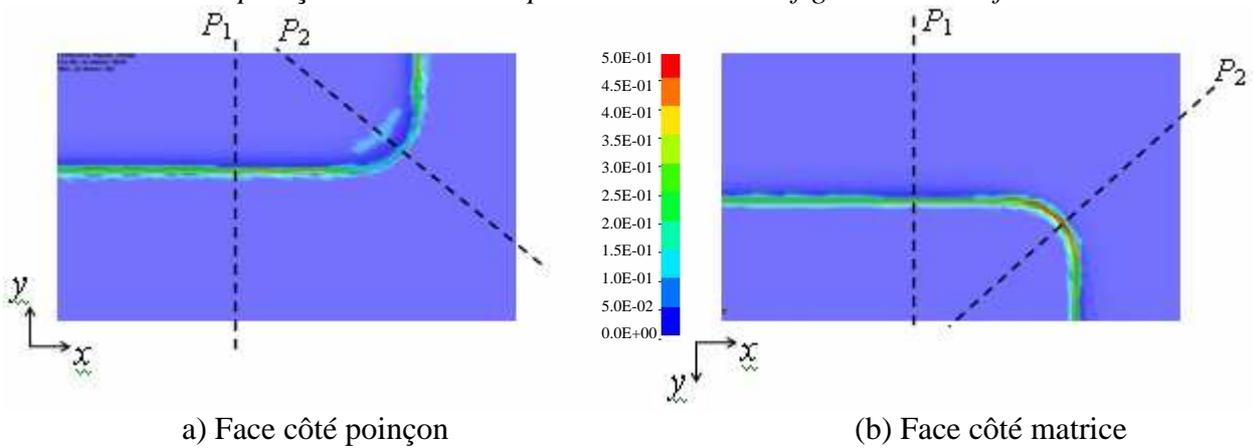


Figure 5.7 : Distribution de la déformation plastique équivalente pour une pénétration du poinçon de 13% de l'épaisseur dans la configuration de référence.

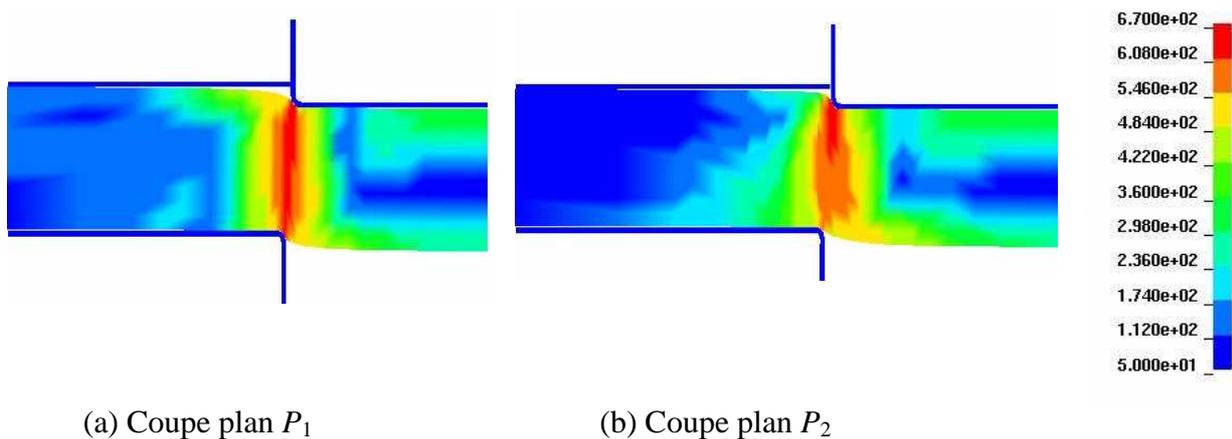


Figure 5.8 : Distributions de la contrainte équivalente (en MPa) dans l'épaisseur du flan pour une pénétration du poinçon de 13% de l'épaisseur dans la configuration de référence.

On regarde maintenant les champs de contraintes (ou des déformations) dans l'épaisseur du flan. La figure 5.8 présente deux distributions dans 2 plans de coupe orthogonaux au plan (x,y). Le

premier noté P1 est situé dans la zone rectiligne du contour et le second P2 dans la zone des coins (voir figure 5.7).

La figure 5.8 montre bien la différence de comportement entre les zones de coins et les zones rectilignes du contour de l’empreinte. Dans les zones rectilignes, la distribution de contraintes est symétrique par rapport aux arêtes poinçon matrice alors que dans les coins, les contraintes sont concentrées sur l’arête du poinçon. L’amorce de rupture et l’arrachement auront lieu plus tôt dans la partie rectiligne que dans les coins, cette tendance corrobore les observations expérimentales. Le profil dans l’épaisseur des pièces découpées présente moins d’arrachement et plus de cisaillement dans les coins. La figure 5.9 illustre cette constatation. En effet, sur cette figure, nous observons que la hauteur de la zone cisailée est plus faible dans la zone rectiligne que dans les coins. Par contre nous observons une tendance inverse pour la tombée de découpe.



Figure 5.9 : Photographies du profil de découpe pour une empreinte rectangulaire [95].

3.3 Influence du rayon dans les coins de l’empreinte rectangulaire

Dans un premier temps, nous avons fait varier le rayon des coins R_c tout en conservant un jeu poinçon-matrice égal à 4% de l’épaisseur de tôle. Une confrontation des courbes d’effort/déplacement simulées pour cinq valeurs du rayon des coins R_c est présentée sur la figure 5.10. Il ne faut pas oublier qu’aucune procédure de remaillage n’est utilisée, par conséquent les résultats numériques ne sont pertinents que jusqu’à une pénétration d’environ 30% de l’épaisseur du flan, ce qui correspond approximativement à l’effort maximal pour les diverses courbes de la figure 5.10.

Nous remarquons que le maximum de l'effort diminue de 5.5% lorsque le rayon des coins augmente de 0.1 à 0.3mm.

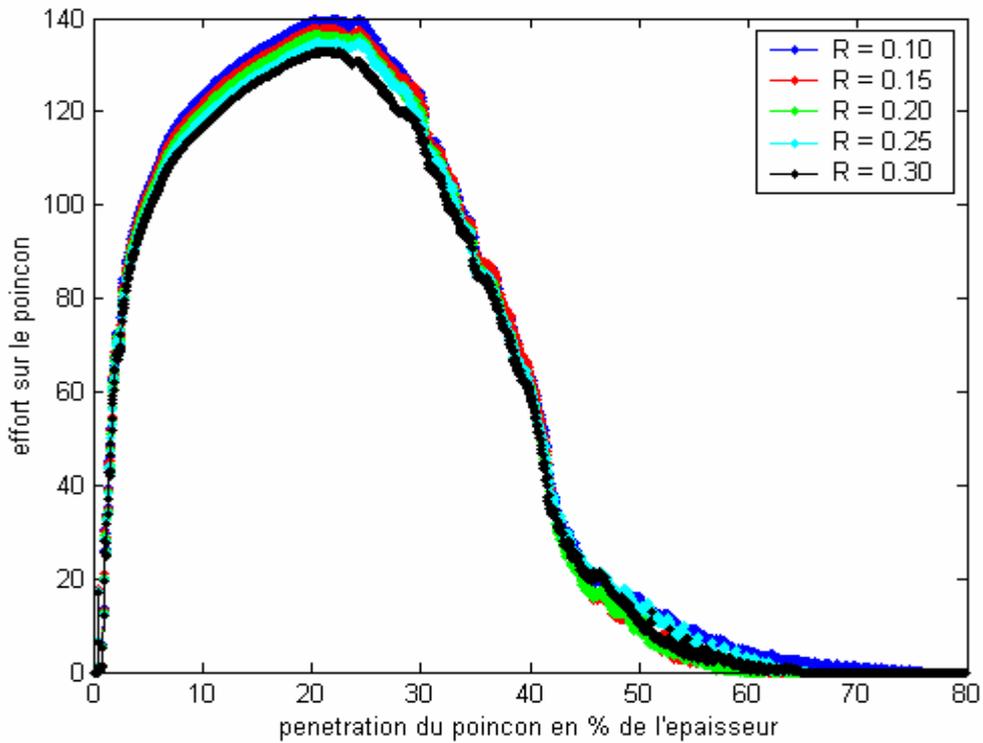


Figure 5.10 : Comparaison des courbes effort(N)-déplacement pour trois valeurs du rayon R_c (mm).

La figure 5.11 présente les champs de déformation plastique équivalente sur la face supérieure du flan pour trois valeurs de R_c . Les résultats de la figure 5.10 montrent que les déformations maximales restent localisées dans les coins et que le maximum diminue lorsque le rayon des coins augmente.

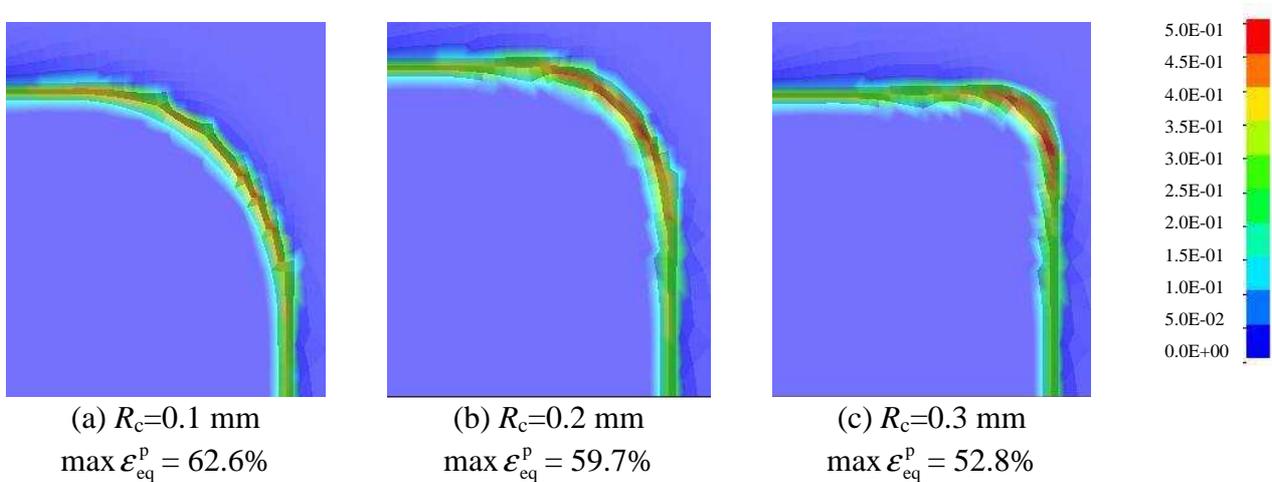


Figure 5.11 : Comparaison des distributions de la déformation plastique équivalente pour trois valeurs du rayon R_c pour une pénétration poinçon de 13% de l'épaisseur.

La figure 5.12 illustre les iso-valeurs de la contrainte équivalente dans les deux plans de coupe P_1 et P_2 pour trois valeurs de R_c . Concernant la partie rectiligne, nous constatons que la distribution de la contrainte équivalente reste globalement identique avec une zone cisailée relativement homogène dans l'épaisseur quelle que soit la valeur du rayon de coin R_c . Par contre, les contraintes dans le coin sont concentrées sur l'arête du poinçon quelle que soit la valeur de R_c . En outre, la distribution de la contrainte équivalente dans la zone cisailée est dépendante de la valeur de R_c pour une coupe P_2 dans le coin de l'empreinte. Les résultats de la figure 5.12 montrent également que le maximum de la contrainte équivalente diminue lorsque le rayon des coins augmente. Ce résultat est cohérent car, plus le rayon de courbure du coin diminue, plus la forme du coin tend vers un angle droit, ce qui a pour conséquence d'augmenter la concentration des contraintes.

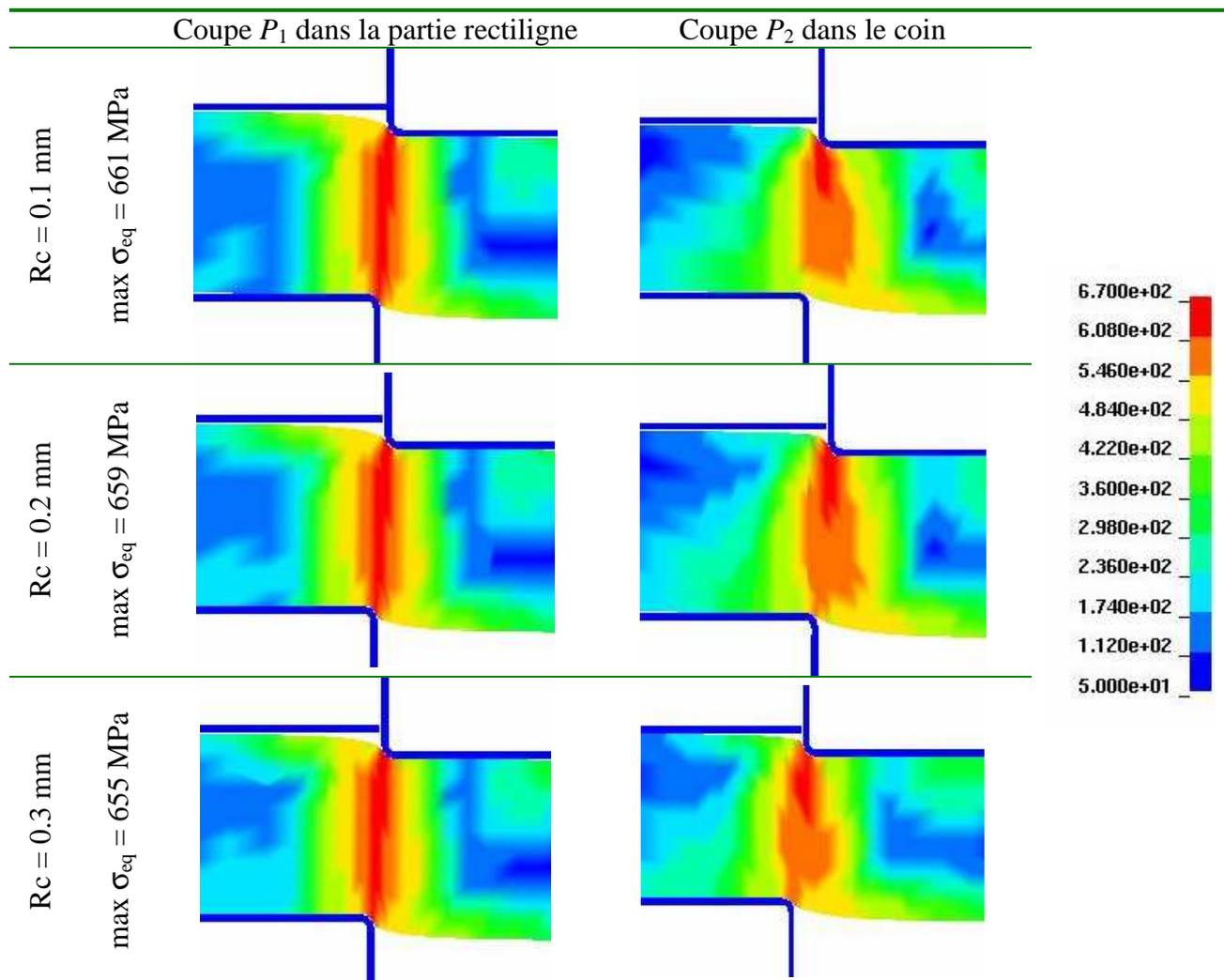


Figure 5.12 : Comparaison des distributions de la contrainte équivalente (en MPa) dans la partie rectiligne et dans les coins de l'empreinte pour trois valeurs du rayon R_c pour une pénétration poinçon de 13% de l'épaisseur.

3.4 Influence du jeu poinçon-matrice

Le jeu poinçon-matrice est l'un des paramètres les plus importants du découpage. Pour une valeur fixée du rayon des coins R_c à 0.2 mm, nous avons fait varier le jeu poinçon-matrice entre 2 et 10% de l'épaisseur. Une comparaison des courbes d'effort/déplacement simulées pour cinq valeurs du jeu poinçon-matrice J_{pm} est présentée sur la figure 5.13. Nous constatons que la valeur de l'effort maximal diminue lorsque le jeu poinçon-matrice augmente. Le maximum de l'effort évolue de 140 N à 130 N pour J_{pm} variant de 2 à 10% de l'épaisseur.

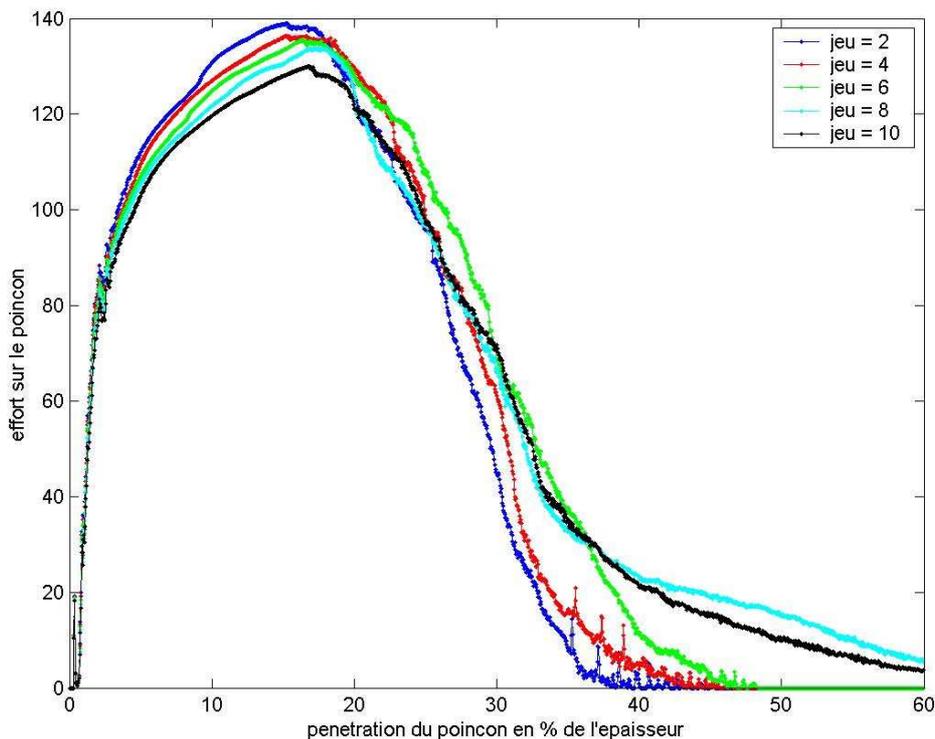


Figure 5.13 : Comparaison des courbes effort(N)/déplacement pour cinq valeurs du jeu poinçon-matrice J_{pm} .

La figure 5.14 montre également que le niveau des contraintes équivalentes est plus important pour un jeu poinçon matrice faible. Pour une pénétration du poinçon de 15% de l'épaisseur de la tôle, la valeur maximale de la contrainte équivalente passe de 686 MPa pour $J_{pm} = 2\% \times e$ à 672 MPa pour $J_{pm} = 10\% \times e$.

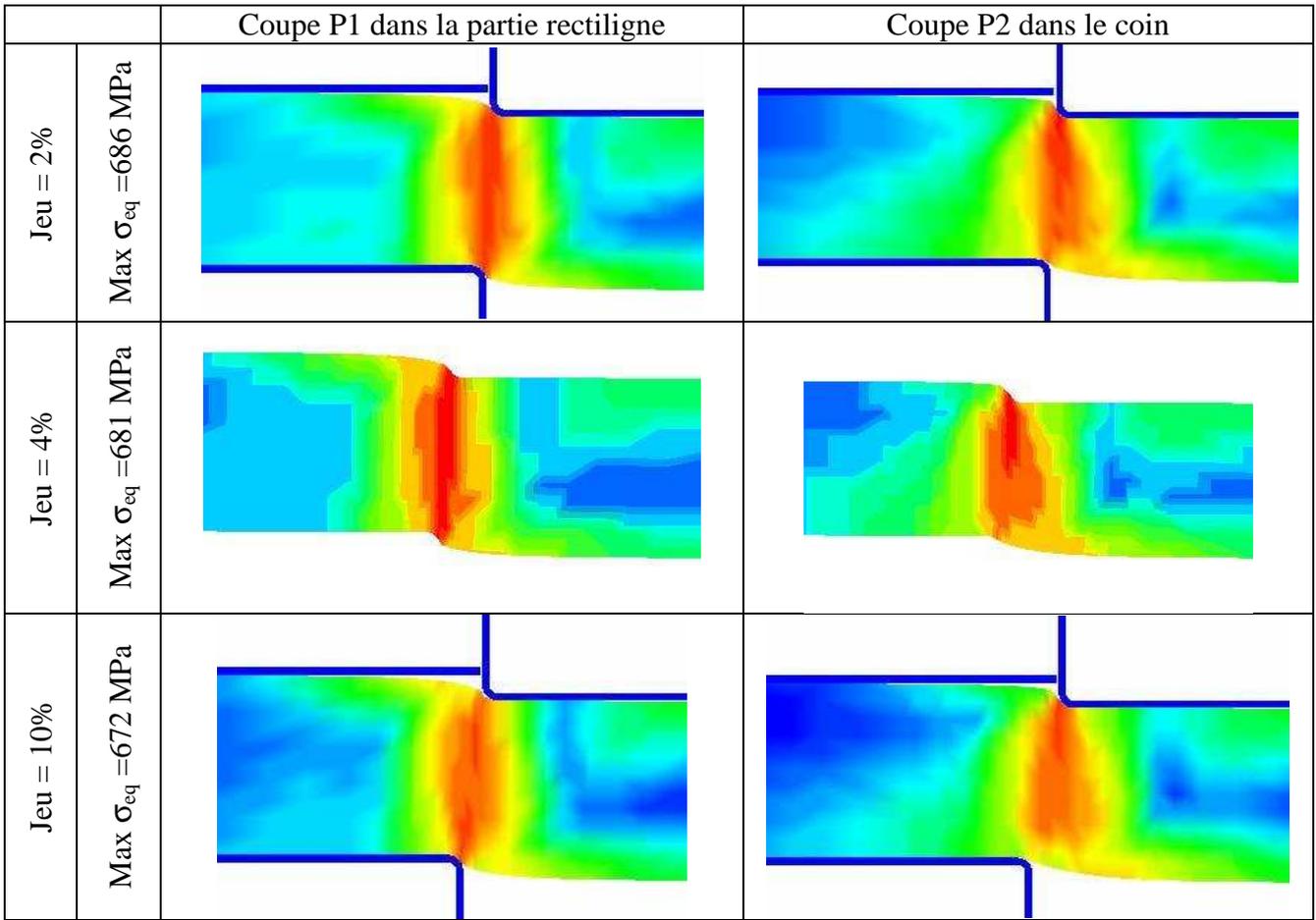


Figure 5.14 : Comparaison des distributions de la contrainte équivalente (en MPa) dans la partie rectiligne et dans les coins de l’empreinte pour trois valeurs du jeu et pour une pénétration du poinçon de 15% de l’épaisseur.

3.5 Influence de la distance entre poinçons

Dans cette section, nous présentons des résultats de simulation dans le cadre d’un multi-poinçonnage. Nous nous plaçons dans la configuration de référence : $R_c = 0.2$ mm et $J_{pm} = 4\%$. Pour ces paramètres fixés, nous faisons varier la distance inter-poinçons de 0.38 mm à 1.18 mm (46.4 à 144% de la largeur du poinçon).

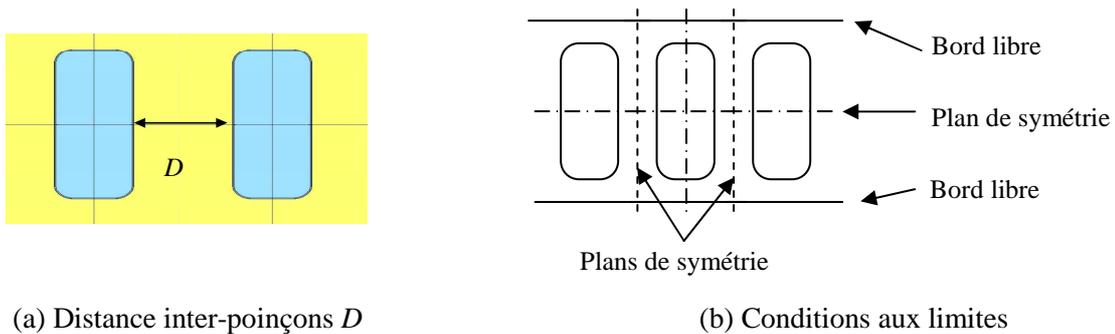


Figure 5.15 : Multi-poinçonnage.

La figure 5.15a illustre la définition de la distance D entre poinçons. La figure 5.14b représente les conditions aux limites qui permettent de simuler un découpage avec plusieurs poinçons.

La figure 5.16 présente une comparaison des courbes d'effort/déplacement pour cinq valeurs de la distance inter-poinçons. Il est à remarquer que, plus la distance D augmente, plus l'effort maximal diminue.

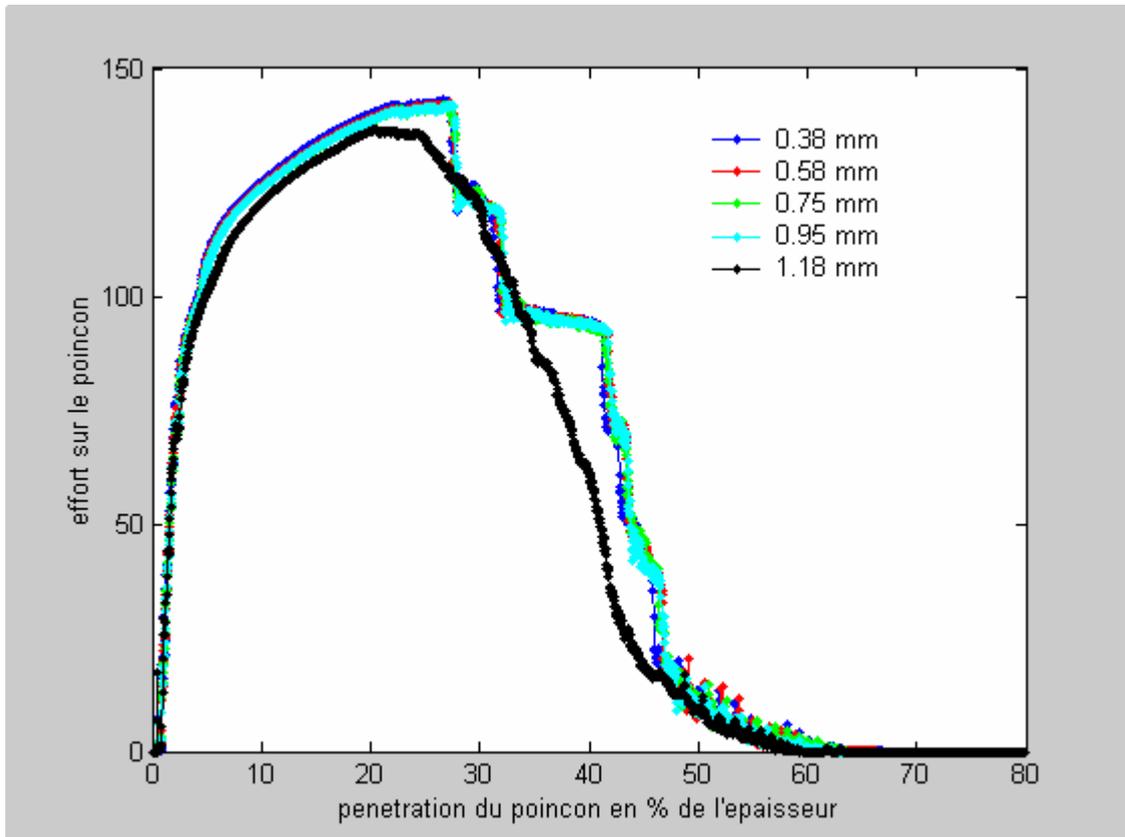


figure 5.16 : Comparaison des courbes effort(N)/déplacement pour cinq valeurs de la distance inter-poinçons D .

La figure 5.17 présente les iso-contours de la composante σ_{zz} du tenseur des contraintes dans les deux plans de coupe P1 (zone linéaire) et P2 (zone du coins) pour trois valeurs de D . Ces contraintes normales suivant l'axe z donnent une mesure de la pression surfacique appliquée par les outils. En effet, dans les zones linéaires, la répartition des contraintes est symétrique par rapport aux arêtes des outils. Dans la zone du coin, l'arête du poinçon subit une pression plus importante que l'arête de la matrice. Les essais numériques réalisés montrent que la valeur maximale de la contrainte σ_{zz} diminue lorsqu'on augmente la distance entre poinçons en passant de -1108 MPa à -987 MPa pour D variant de 0.38 mm à 1.18 mm.

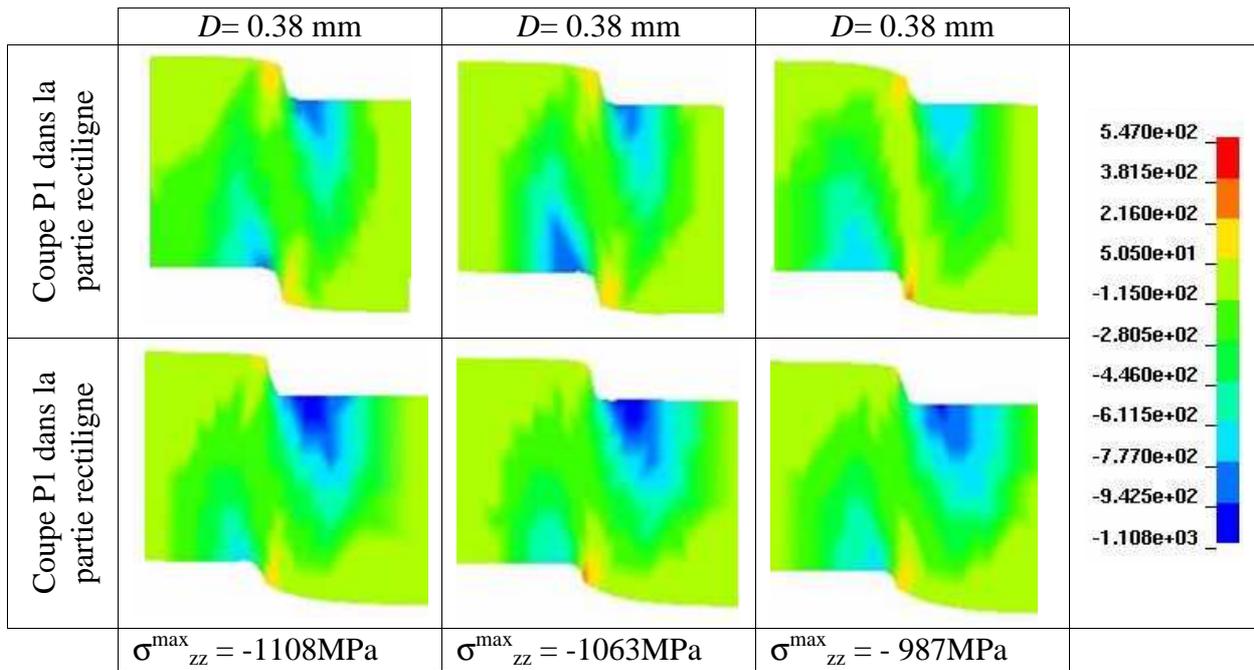


Figure 5.17 : Distributions des contraintes σ_{zz} pour une pénétration de 22%.

4 Conclusion

Une modélisation éléments finis 3D pour la simulation numérique du découpage d'une empreinte rectangulaire a été réalisée en utilisant le logiciel LS-DYNA. Un maillage optimisé a été défini pour étudier numériquement l'influence du rayon au coin de l'empreinte et du jeu poinçon/matrice sur les champs de déformations et de contraintes dans le flan découpé. Nous avons mis en évidence une différence de comportement importante entre les zones rectilignes et les coins du contour découpé. Cette différence se répercute directement, non seulement sur la courbe d'effort, mais aussi sur le faciès de rupture dans l'épaisseur, faciès qui constitue l'un des paramètres de qualité du découpage. Sur la face supérieure du flan (coté poinçon), les contraintes (déformations) sont plus importantes dans les coins que dans les zones rectilignes. Sur la face inférieure du flan (coté matrice), les contraintes (déformations) sont plus faibles dans les coins que sur les parties rectilignes. Ces observations se retrouvent expérimentalement à travers l'examen des profils de découpe dans les épaisseurs. Le choix d'un jeu variable selon qu'il s'agit d'une zone rectiligne ou pas doit permettre d'obtenir un profil de découpe plus homogène le long de l'empreinte à découper. Cette analyse numérique 3D par éléments finis du procédé de découpage démontre l'intérêt d'une telle approche pour l'optimisation des conditions de découpe vis à vis de l'obtention d'un profil donné pour une application industrielle particulière.

Conclusion générale et perspectives

Dans ce mémoire, nous nous sommes intéressés d'une part à la caractérisation, à la modélisation mécanique et à la simulation bidimensionnel de l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement en découpage de tôles minces, et d'autre part à l'influence de la forme de l'empreinte de découpage sur la répartition des contraintes et des déformations ce qui permet d'en déduire les effets observés sur le profil de découpe. Le mémoire se décompose en cinq chapitres ; voici pour chacun d'eux les résultats les plus significatifs et les pistes d'amélioration envisageables à court terme

- Le premier chapitre de ce mémoire de thèse est une étude bibliographique du procédé de découpage. Nous avons commencé par la description du procédé en nous basant sur les travaux réalisés depuis 1950. Ils ont été classés selon deux grandes classes : la première concerne les travaux expérimentaux et la deuxième traite des travaux numériques. En s'appuyant sur les différents travaux expérimentaux, le procédé de découpage se caractérise par la courbe effort-déplacement du poinçon d'une part, et par l'aspect du profil de découpe (tombée, cisailée, arrachée et bavure) d'autre part. Ainsi, l'influence des paramètres relatifs au procédé (jeu poinçon/matrice, rayons des arêtes des outils, forme des outils, la vitesse, etc.) et au matériau (dureté du matériau, température, microstructure, etc.) sur l'opération de découpage peut être quantifiée. La présentation des travaux numériques nous a servi de guide pour la suite de notre travail et nous a permis de retenir les résultats fondamentaux suivants : D'une part, il est nécessaire de mettre en œuvre des outils de remaillage afin de simuler correctement les parties tombée et cisailée du profil du découpe, ainsi que l'effort maximal de découpage. D'autre part, l'utilisation d'un modèle couplant déformation et endommagement, nous semble essentiel pour la prédiction de la courbe d'effort-déplacement du poinçon dans son intégralité. Sachant que les modèles d'endommagement couplés nécessitent l'identification d'un nombre important de paramètres matériau, nous avons adopté, par la suite, une approche de simulation avec remaillage et sans endommagement. Dans l'objectif d'une meilleure prédiction du procédé de découpage, il serait alors intéressant d'intégrer l'endommagement dans notre modélisation et d'effectuer la caractérisation expérimentale de ce dernier.
- Le second chapitre présente le code de calcul par éléments finis Blankform© développé dans l'équipe Mise en Forme des Matériaux du LMARC pour la simulation du procédé de découpage.

L'accent est mis sur les pistes ayant fait objet de modification pour notre étude. Ainsi, les phases de maillage initial et de remaillage ont été automatisées afin de permettre une grande simplicité d'utilisation. Un algorithme robuste pour le transport des champs aux points d'intégration est présenté. Ensuite, nous avons présenté les algorithmes utilisés pour la résolution des équations d'équilibre locales et globales du problème thermo-élasto-viscoplastique adiabatique dans le cadre de la théorie des transformations finies pour des matériaux homogènes et isotropes. Enfin, nous avons présenté succinctement les modèles d'endommagement et les critères d'amorçage de fissures qui sont implémentés dans le code.

- Dans le troisième chapitre, la nuance CuNiP à l'état H12, représentative des alliages cuivreux utilisés dans le secteur du découpage de précision a été étudiée grâce à une compagne d'essais de traction à vitesses et à températures imposées. A la suite de ces essais, un modèle de loi de comportement thermo-élasto-viscoplastique original est proposé pour cette nuance. Un algorithme génétique a été utilisé pour l'identification directe des sept paramètres matériels de cette loi. Celle-ci a ensuite été implémentée dans le code Blankform© et validée numériquement sur des essais élémentaires de traction simple. La confrontation entre les simulations numériques et les résultats expérimentaux, obtenues sur un outillage spécifique de découpe, montre que le modèle proposé permet une prédiction correcte de la sensibilité de l'effort maximal de découpage à la vitesse. Cependant les essais de traction présentent un mode de déformation fortement éloigné de celui qui est observé en découpage. Il peut donc être discutable d'utiliser pour le découpage des paramètres identifiés à partir d'essais de traction même si cela donne de bons résultats. Il serait intéressant de mettre en place des essais plus adaptés au mode de déformation en découpage, tels que des essais de cisaillement. En outre, il serait nécessaire de valider notre démarche de caractérisation basée sur des essais de traction et notre modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique pour d'autres nuances de cuivre. Cela a été fait partiellement puisque dans le chapitre suivant, le comportement de la nuance Cua1 a été identifié avec le même modèle.

- Dans le quatrième chapitre, il a été montré que le phénomène de recristallisation dynamique peut apparaître lors d'une opération de découpage de tôles en cuivre pour certaines nuances notamment le Cua1. Ce phénomène de recristallisation se traduit par un adoucissement au niveau de la contrainte d'écoulement. Des essais de traction à vitesses et à températures imposées nous ont permis de caractériser le comportement thermo-élasto-viscoplastique du cuivre Cua1. Pour cette nuance, nous avons utilisé la même loi de comportement que celle proposée pour le CuNiP avec prise en compte de la sensibilité du matériau à la vitesse et à la température. Les paramètres matériels de cette loi ont également été identifiés à partir d'un algorithme génétique. A l'issue des essais de traction, l'analyse de la microstructure des éprouvettes ne montre pas de recristallisation de ce matériau pour les températures et les

vitesses considérées. En effet, la limite de rupture en traction est inférieure à la déformation d'activation du phénomène de recristallisation dynamique. Une démarche pour la caractérisation du comportement avec recristallisation dynamique par méthode inverse sur un essai expérimental de découpage semble être mieux adaptée que la démarche classique par essais de traction. Néanmoins, un modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique avec prise en compte de la recristallisation dynamique a été développé dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles. Ce modèle a ensuite été implémenté dans le code Blankform© et validé numériquement par des essais élémentaires de traction et de cisaillement sous les hypothèses de déformations planes et d'axisymétrie. La simulation numérique d'une opération réelle de découpage nous a permis de vérifier que ce modèle de recristallisation dynamique permet de retrouver qualitativement les phénomènes observés expérimentalement. L'adoucissement observé expérimentalement par l'analyse de la micro-dureté dans le profil de découpe est en concordance avec l'évolution de la contrainte équivalente obtenue par simulation numérique. En perspective, nous envisageons d'identifier le modèle proposé pour la recristallisation de la nuance Cua1 par une méthode inverse en se basant sur les mesures de micro-dureté dans le profil et/ou la courbe expérimentale de l'effort-déplacement.

- Dans le cinquième chapitre, nous avons proposé une simulation tridimensionnelle du découpage en utilisant le logiciel LS-DYNA®. Un maillage optimisé a été défini pour effectuer une analyse de la sensibilité des rayons des coins du poinçon et de la matrice ainsi que du jeu poinçon/matrice sur les champs de déformations et de contraintes dans le flan. Nous avons mis en évidence une différence de comportement importante entre les zones rectilignes et les coins du contour découpé. Cette différence se répercute directement, non seulement sur la courbe d'effort, mais aussi sur le faciès de rupture dans l'épaisseur, faciès qui constitue l'un des paramètres de qualité du découpage. Sur la face supérieure du flan (côté poinçon), les contraintes et les déformations sont plus importantes dans les coins que dans les zones rectilignes. Sur la face inférieure du flan (côté matrice), une tendance inverse est observée. Ces constatations numériques se retrouvent expérimentalement à travers l'examen des profils de découpe dans l'épaisseur. Le choix d'un jeu variable selon qu'il s'agisse d'une zone rectiligne ou pas pourrait permettre d'obtenir un profil de découpe plus homogène le long de l'empreinte à découper mais cela poserait des problèmes techniques importants et coûteux. Cette analyse numérique par éléments finis du procédé de découpage démontre l'intérêt d'une telle approche tridimensionnelle pour l'optimisation des conditions de découpe vis à vis de l'obtention d'un profil donné pour une application industrielle particulière.

En perspective générale par rapport à l'ensemble des développements présentés, nous proposons de coupler notre modélisation thermo-élasto-viscoplastique avec ou sans prise en compte de la recristallisation dynamique et l'approche tridimensionnelle proposée dans le cadre du

découpage. Une telle approche unifiée permettrait une meilleure prédiction de cas industriels de découpage qui présentent des géométries et des comportements matériels souvent complexes. Cependant, il est nécessaire de résoudre les problèmes de distorsion des éléments pour les pénétrations supérieures à 25% de l'épaisseur par l'utilisation d'un remaillage tridimensionnel fiable et robuste.

Bibliographie

- [1] CHANG, T.M., (1950), «Shearing of metal blanks». Journal of Japan Institute of Metals: 393-414.
- [2] JIMMA, T., (1963), «The theoretical research on the blanking of a sheet material». Bulletin of the Japan Society Mechanical Engineers.
- [3] NOBLE, C.F. et OXLEY, P.L.B., (1963), «Crack formation in blanking and piercing». International Journal of Production Research, 2: 265-275.
- [4] HOJO, H., (1967), «Shearing mechanisms of Phenolic Paper Base Laminated Sheets». Annals of the C.I.R.P, XIV: 409-428.
- [5] JOHNSON, W. et SLATER, R.A.C., (1967), «A survey of the slow and fast blanking of metals at ambient and high temperatures». The International Conference of Manufacturing Technology: 825-851.
- [6] BALENDRA, R. et TRAVIS, F.W., (1970), «Static and dynamic blanking of sheet of varying hardness». International Journal of Machine Tools & Manufacture, 10: 265-275.
- [7] LEE, C.H. et KOBAYASHI, S., (1970), «Elastoplastic analysis of plane-strain and axisymmetric flat punch indentation on shear plane by the finite element method». International Journal of Mechanical Sciences, 12: 349-370.
- [8] WONG, C. et DAS, M.K., (1975), «Analysis of stresses in bar cropping». The 15th Int. Mach. Tool Res. Conf. : 617-624.
- [9] DOS SANTOS, W. et ORGAN, A.J., (1973), «Deformation in the ductile fracture processes examined by the viscoplasticity method». International Journal of Machine Tool Design and Research: 217-323.
- [10] POPAT, P.B., GHOSH, A. et KISHORE, N.N., (1989), «Finite element analysis of the blanking process». Journal of Mechanical Working Technology, 18: 523-532.
- [11] GHOSH, A., RAM, V.R. et POPAT, P.B., (1985), «A new approach to the mechanics of the blanking operation : theoretical model and experimental verification». Journal of Working Technology, 11: 215-228.
- [12] HAMBLI, R., (1996), «Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue de l'optimisation du procédé». Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure des arts et métiers d'Angers.
- [13] BROKKEN, D., (1999), «Numerical modelling of ductile fracture in blanking». Ph. D. Thesis, Technische Universiteit Eindhoven, The Netherlands.

- [14] YOSHIDA, Y., UKAWA, N. et ISHIKAWA, T. (2001), «Deformation analysis of the shearing process considering fracture». Int. Conf. NUMIFORM01: 959-964.
- [15] SAMUEL, M. (1998), «FEM simulation and experimental analysis of parameters of influence in the blanking process». Journal of Materials Processing Technology, 84: 97-106.
- [16] POST, J. et VONCKEN, R. (1996), «FEM analysis of blanking process». 4th Int. Conf. on Sheet Metal (SheMet96): 159-169.
- [17] BOUCHARD, P.O., BAY, F., CHENOT, J.L. et HUDINO, O. (2001), «Modelling of sheet metal cutting by coupling damage and crack propagation theories», Int. Conf. NUMIFORM01: 1001-1006.
- [18] KOMORI, K., (2005), «Ductile fracture criteria for simulation shear by node separation method». Theoretical and applied fracture mechanics: 101-114.
- [19] LEMIALE, V., (2004), «Contribution à la modélisation et à la simulation numérique du découpage des métaux», Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté.
- [20] POIZAT, C., COMPAGNE, L., DARIDONE, L., AHZI, S., HUSSON, C. et MERLE, L., (2005), «Modelling and simulation of thin sheet blanking using damage and rupture criteria». International Journal of Forming Processes, Vol. 8(1): 29-47.
- [21] VAZ, M. et BRESSAN, J.D., (2002), «A computational approach to blanking process». Journal of Materials Processing Technology, 125-126: 206-212.
- [22] KO, D.C., KIM, B.M. et CHOI, J.C., (1997), «Finite element simulation of the shear process using the element-kill method». Journal of Materials Processing Technology, 72: 129-140.
- [23] HILDITCH, T.B. et HODGSON, P.D., (2005), «Development of the sheared edge in the trimming of steel and light metal sheet Part 2-- Mechanisms and modelling». Journal of Materials Processing Technology, 169:192-198.
- [24] MAILLARD, A., (1991), «Etude expérimentale et théorique du découpage». Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne.
- [25] RACHIK, M., ROELANDT, J.M. et MAILLARD, A., (2002), «Some phenomenological and computational aspects of sheet metal blanking simulation». Journal of Materials Processing Technology, 128: 256-265.
- [26] TAUPIN, E., BREITLING, J., WU, W.T. et ALTAN, T., (1996), «Material fracture and burr formation in blanking results of FEM simulation and comparison with experiments». Journal of Materials Processing Technology, 59: 68-78.
- [27] GOJAERTS, A.M., (1999), «Prediction of ductile fracture in metal blanking». Ph.D. Thesis, Technische Universiteit Eindhoven, The Netherlands.
- [28] TILSLEY, R. et HOWARD, F., (1958), «Recent investigations into the blanking and piercing of sheet materials». Machinery, 93: 151-158.
- [29] ZUNKLER, B., (1964), «Rechnerische Ermittlung des Schnittwiderstandes beim Schneiden von Blechen». Industrieblatt.

- [30] CHOY, C.M. et BALENDRA, R., (1996), «Experimental analysis of parameters influencing sheared-edge profiles». 4th Int. Conf. on Sheet metal (SheMet96): 101-110.
- [31] MEUNIER, S., (2005), «Analyse expérimentale du découpage de précision à grande vitesse d'alliages cuivreux en faible épaisseur», Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté.
- [32] HILDITCH, T.B. et HODGSON, P.D., (2005), «Development of the sheared edge in the trimming of steel and light metal sheet Part 1-- Experimental observations». Journal of Materials Processing Technology, 44: 184-191.
- [33] MAILLARD, A., (1999), «Efforts et jeux en découpage et poinçonnage». Fiches conseils». CETIM.
- [34] SITU, Q., BRUHIS, M. et JAIN, M., (2005) «Trimming of AA6111-T4 and AA5754-O Automotive aluminium Sheet Materials». International Journal of Forming Processes, Vol. 8, N. 4: 341-361.
- [35] JANA, S. et ONG, N.S., (1989), «Effect of punch clearance in the high-speed blanking of thick metals using an accelerator designed for a mechanical press». Journal of Mechanical Working Technology, 19: 55-72.
- [36] STEGEMAN, Y.W., GOIJAERTS, A.M., BROKKEN, D., BREKELMANS, W.A.M., GOVAERT, L.E. et BAAIJENS, F.P.T., (1999), «An experimental and numerical study of a planar blanking process». Journal of Materials Processing Technology, 87: 266-276.
- [37] ROESSIG, K.M. et MASON, J.J., (1999), «Adiabatic shear localization in the dynamic punch test, part I: experimental investigation». International Journal of Plasticity, 15:241-262.
- [38] RAULEA, L.V., GOIJAERTS, A.M., GOVAERT, L.E. et BAAIJENS, F.P.T., (2001), «Size effect in the processing of thin metal sheets». Journal of Materials Processing Technology, 115: 44-48.
- [39] KALS, R. et ECKSTEIN, R. (1998), «Minimization in sheet metal working». 6th Int. Conf. on Sheet Metal (SheMet98): 15-24.
- [40] FAURA, F., GARCIA, A., et ESTREMS, M., (1998), «Finite element analysis of optimum clearance in the blanking process». Journal of Materials Processing Technology, 80-81: 121-125.
- [41] LEUNG, Y.C., CHAN, L.C., TANG, C.Y. et LEE, T.C., (2004), «An effective process of strain measurement for sever and localized plastic deformation». International Journal of Machine Tools & Manufacture, 44: 669-676.
- [42] FANG, G. et ZENG, P., (2002), «Finite element simulation of the effect of clearance on the forming quality in blanking process». Journal of Materials Processing Technology, 5684: 1-6.
- [43] SHUQIN, X., HOOGEN, M., PYTTEL, T. et HOFFMAN, H., (2002), «FEM simulation and experimental research on the AlMg4.5Mn0.4 sheet blanking». Journal of Materials Processing Technology, 5600: 1-6.
- [44] GOIJAERTS, A.M., GOVAERT, L.E. et BAAIJENS, F.P.T., (2001), «Evaluation of ductile fracture models for the different metals in blanking». Journal of Materials Processing Technology, 110: 312-323.

- [45] FILICE, L. et MICARI, F. (2001), «Numerical and experimental analysis of fine-edge blanking operations». Int. Conf. NUMIFORM01: 971-976.
- [46] MAITI, S.K., AMBEKAR, A.A., SINGH, U.P., DATE, P.P. et NARASIMHAN, K., (2000), «Assessment of influence of some process parameters on sheet metal blanking», Journal of Materials Processing Technology, 102: 249-259.
- [47] CHEN, Z.H., TANG, C.Y., LEE, T.C et CHAN, L.C, (2002), «Numerical simulation of fine blanking process using a mixed finite element method», International Journal of Mechanical Sciences, 44: 1309-1333.
- [48] KWAK, T.S., KIM, Y.J et BAE, W.B., (2002), «Finite element analysis on the effect of the die clearance on shear planes in fine blanking». Journal of Materials Processing Technology, 56: 462-468.
- [49] KLINGENBERG, W. et SINGH, U.P., (2003), «Finite element simulation of the punching/blanking process using in process characterization of mild steel», Journal of Materials Processing Technology, 134: 296-302.
- [50] HATANAKA, N., YAMAGUCHI, K. et TAKAKURA, N., (2003), «Finite element simulation of the shearing mechanism in the blanking of sheet metal». Journal of Materials Processing Technology, 139: 64-70.
- [51] WENZL, W.W. et TREML, S., (2005), « Simulation of the blanking process of Aluminium sheet using the engineering software, DEFORM». Int. Conf. ESAFORM'2005: 741-744.
- [52] HOMSI, M., MORANCAY, L. et ROELANDT, J.M., (1996), «Technique de remaillage appliquée au découpage de métaux». Revue Européenne des éléments finis, 5 : 297-321.
- [53] HAMBLI, R., RESZKA, M., (2002), «Fracture criteria identification using an inverse technique method in blanking experiment», International Journal of Mechanical Sciences, 44: 1349-1361.
- [54] HUSSON, C. (2005), «Travail des métaux en feuilles : Simulation numérique 2D du découpage d'alliages de cuivre». 7^{ème} Colloque National en calcul des structures Vol. 2 :383-388
- [55] KOMORI, K., (2001), «Simulation of shearing of bars: effect of ductile fracture criterion». Int. Conf. NUMIFORM01: 965-970.
- [56] GREBAN, F., (2006), «Découpabilité du cuivre et des alliages cuivreux», Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté.
- [57] TEKINER, Z., NALBANT, M. et GURUN, H. (2005), «An experimental study for the effect of different clearances on burr, smooth-sheared and blanking force on aluminium sheet metal», Material & Design. Article in press.
- [58] HAMBLI, R., (2001), «Comparison between Lemaitre and Gurson damage models in crack growth simulation during blanking process», International Journal of Mechanical Sciences, 43: 2769-2790.

- [59] MICUNOVIC, M., RADOSAVLJEVIC M., ALBERTINI C., MONTAGNANI M. «Viscoplastic behaviour of damaged AISI 316H from dynamic experiments», *Facta Universtatis*, Vol. 2 n° 10: 1299-1317.
- [60] LEMAÎTRE, J., (1985), «A continuous damage mechanics model for ductile fracture», *Journal of Engineering Materials and Technology*, 107: 83-89.
- [61] GURSON, A.L., (1977), «Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part1: yield and flow rules for porous ductile media», *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99: 2-15.
- [62] BOUCHARD, P.O., SIGNORELLI, J., BOUSSETTA, R. et FOURMENT, L., (2003), «Damage and adaptive remeshing applied to 3D modelling of blanking and milling», 7th Int. Conf. on Computational Plasticity (COMPLAS), Barcelona, Spain, 1-20.
- [63] MURAKAWA, M., JIM, M. et THIPPRAKMAS, S., (2001), «Three-dimensional finite-element simulation of fine blanking», *Int. Conf. NUMIFORM01*: 977-981.
- [64] PYTTEL, T., JOHN, R. et HOOGEN, M., (2000), «A finite element based model for the description of aluminium sheet blanking», *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 44: 1993-2002.
- [65] MARIAGE, J. F., (2003), « Simulation numérique de l'endommagement ductile en forgeage de pièces massives », Thèse de Doctorat, Université de Technologie de Troyes.
- [66] WISSELINK, H., (2000), «Analysis of guillotining and slitting, finite element simulations», Ph.D. thesis, University of Twente, The Netherlands.
- [67] GOUVEIA, B.P.P.A., RODRIGUES, J.M.C. et MARTINS P.A.F., (2000), «Ductile fracture in metalworking: experimental and theoretical research», *Journal of Materials Processing Technology*, 101: 52-63.
- [68] QUINLAN, G. et MONAGHAN, J., (1998), «Finite element analysis of blanking», 6th Int. Conf. on Sheet Metal (SheMet98): 205-213.
- [69] JEONG, S.H., KANG, J.J. et Oh, S.I., (1996), «A study on shearing mechanism by FEM simulation», 5th Int. Conf. on Technology of Plasticity (ICTP): 631-634.
- [70] BELLENGER, E. et BUSSY, P., (1998), «Plastic and viscoplastic damage models with numerical treatment for metal forming processes», *Journal of Materials Processing Technology*, 88-81: 591-596.
- [71] FERNANDEZ V.G.G., (2004), «Constitutive relations to model the hot flow of commercial purity copper», Ph.D. thesis, Universitat Politecnica Catalunya, Spain.
- [72] GOLEZ, R.L, (2005), «Particle stimulated nucleation during dynamic recrystallization using a cellular automata model», *Scripta Materialia*, 52: 851-856.
- [73] FRATINI, L. et GIANLUCA, B. (2005), «CDRX modelling in friction stir welding of aluminium alloys», *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 45: 1188-1194.

- [74] EL WAHABI, M., GAVARD, L., MONTHEILLET, F., CABRERA, J.M. et PRADO, J.M. (2005), «Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels», *Acta Materialia*, 53: 4605-4612.
- [75] McQUEEN, H.J., JIN, N. et RAYAN, N.D., (1995), «Relationship of energy dissipation efficiency to microstructural evolution in hot working of AISI 304 steel», *Materials Science and Engineering*, A190: 43-53.
- [76] QU, J., JIN, Q.L. et XU, B.Y., (2005), «Parameter identification for improved viscoplastic model considering dynamic recrystallization», *International Journal of Plasticity*, 21: 1267-1302.
- [77] CHO, J.R., JEONG, H.S., CHA, D.J., BAE, W.B. et LEE, J.W. (2005), «Prediction of microstructural evolution and recrystallization behaviours of a hot working die steel by FEM», *Journal of Materials Processing Technology*, 160 1-8.
- [78] SERAJZADEH, S., (2005), «A mathematical model for evolution of flow stress during hot deformation», *Materials Letters*, 59: 3319-3324.
- [79] EBRAHIMI, R., ZAHIRI, S.H. et NAJAFIZADEH, A., (2006), «Mathematical modelling of the stress-strain curves of Ti-IF at high temperature», *Journal of Materials Processing Technology*, 171: 301-305.
- [80] YANAGIDA, A. et YANAGIMOTO, J., (2004), «A novel approach to determine the kinetics for dynamic recrystallization by using the flow curve», *Journal of Materials Processing Technology*, 151: 33-38.
- [81] ZAHIRI S.H., CHRIS, H.J.D et HODGSON, P.D., (2005), «A mechanical approach to quantify dynamic recrystallization in polycrystalline metals», *Scripta Materialia*, 52: 299-304.
- [82] MANONUKUL, A. et DUNNE, F.P.E., (1999), «Initiation of dynamic recrystallization under inhomogeneous stress states in pure copper», *Acta Metallurgica*, Vol. 45, n° 17: 4339-4354.
- [83] ALBERTO MOREIRA JORGE JUNIOR et OSCAR BALANCIN, (2005), «Prediction of steel flow under hot working conditions», *Materials research*, Vol. 8, n° 3: 309-315.
- [84] BESSON, J., CAILLETAUD, G., CHABOUCHE, J.L. et FOREST, S., (2001), «Mécanique non linéaire des matériaux», Edition Hermes.
- [85] McQUEEN, H.J. et IMBERT, C.A.C., (2004), «Dynamic recrystallization: plasticity enhancing structural development», *Journal of Alloys and Compounds*, 378: 35-43.
- [86] CERVENKA, M., BOUCHET, B. et GASC, C., (1990), «Influence du mode de découpe sur le comportement en fatigue de tôles minces d'aciers dual phase», *Mémoires et Etudes Scientifiques, Revue de Métallurgie*, Vol. 87, n° 3 : 185-194.
- [87] TVERGAARD, V, (1990), «Material failure by void growth to coalescence», *Advances in Applied Mechanics*, 27: 83-151.
- [88] LI, Y.M. et PENG, Y.H., (2002), «Fine-blanking process simulation by rigid viscoplastic FEM coupled with void damage», *Finite Elements in Analysis and Design*, 39: 457-472.

- [89] DEVILLERS, A. et MEUNIER S., (2003), «Etude et définition d'un rayon de découpe idéal dans les angles des leadframes en épaisseur 0.25mm», Rapport interne, Société AUGÉ DECOUPAGE, France.
- [90] GHOSH, S., LI, M. et KHADAK, A., (2005), «3D modelling of shear slitting process for aluminium alloys», *Journal of Materials Processing Technology*, 167: 91-102.
- [91] WISSELINK, H.H. et HUÉTINK, J., (2004), «3D FEM simulation of stationary metal forming process with applications to slitting», *Journal of Materials Processing Technology*, 148: 328-341.
- [92] MAKER, B.N. et ZHO, X., (2000), «Input parameters for metal forming simulation using LS-DYNA», Livermore Software technology Corporation, www.feainformation.com
- [93] PICART, P., (1986), «Contribution à la résolution numérique des problèmes élastoplastiques et élastoviscoplastiques en transformations finies», Thèse de doctorat, Université de Valenciennes.
- [94] MICHALEWICZ, Z. et NAZHIYATH, G., (1995), «Genocop III: A co-evolutionary algorithm for numerical optimization problems with nonlinear constraints». *Second IEEE International Conference on Evolutionary Computation*: 647-651.
- [95] GOLOVASCHENKO, S.F., (1999), «Numerical and experimental analysis of trimming process», the 4th Int. Conf. and Workshop on numerical simulation of 3D sheet forming process NUMISEET: 621-627.
- [96] MEUNIER, S. et GREBAN F., (2003), Rapport interne, Société AUGÉ DECOUPAGE, France.
- [97] ANDRADE, U., MEYERS, M.A. et CHOKSI, A.H., (1993), « Constitutive description of work and shock hardened copper», *Scripta Metallurgica*, Vol. 30, n° 7: 933-938.
- [98] LEE, S.P., KIM, D.H. et KIM, B.M., (2002), «Development of optimal layout design system in multihole blanking process», *Journal of Materials Processing Technology*, 130: 2-8.
- [99] GENEVOIS, C., (2004), «Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliage d'aluminium », Thèse de doctorat, INPG