RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITÉ YAHIA FARÈS DE MÉDÉA

FACULTÉ DES TECHNIQUES

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE



Cette thèse, intitulée :

Simulation de l'Opération du Poinçonnage des Tôles Métalliques dans le Procédé de Perforation

EST PRÉSENTÉE EN VUE DE L'OBTENTION

DU DIPLÔME DE DOCTORAT EN GÉNIE MÉCANIQUE

Option : Mécanique Numérique

PAR :

LAOUCINE Ayoub

Soutenue le 06/02/2025

DEVANT LE JURY COMPOSÉ DE :

Président	: M. KEZRANE Mohamed	Professeur	Univ-Médéa
Directeur de recherche	: M. RECHAK Said	Professeur	ENP-Alger
CO-Directeur de recherche	: M. BACHENE Mourad	Professeur	Univ-Médéa
Examinateur	: M. GUEMANA Mouloud	Professeur	Univ-Médéa
Examinateur	: M. TIBERKAK Rachid	Professeur	Univ-Blida1
Examinateur	: M. BOUKHALKHAL Lamine	Professeur	Univ-Djelfa

Remerciements

Je remercie en premier lieu « Dieu » pour m’avoir donné la chance et la force à arriver à ce niveau d’études.

Je remercie aussi ma famille et mes très chers parents, tous mes frères et toutes mes sœurs ainsi que tous mes amis sans les nommer, pour leurs constants encouragements tout au long de mon projet.

Je remercie infiniment ma femme, elle est bien plus qu'un simple soutien incomparable.

Je tiens à remercier particulièrement mon directeur de thèse Professeur RACHAK Samir, et le Professeur BACHENE Mourad, mon Co-encadreur et le doyen de Faculté sciences et de technologie de l’Université de Médéa, qui étaient toujours présents pour répondre à mes questions.

Je profite de cette occasion pour adresser mes sincères remerciements à tout le personnel et aux enseignants du département de génie mécanique, en particulier le Dr. RABHI Redha, pour son soutien, ses conseils et son amitié.

Je remercie tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à accomplir ce travail dans des meilleures conditions.

Je remercie les membres de jury pour avoir accepté de soutenir mon travail.

Résumé :

Dans le cadre de notre étude, nous avons réalisé des simulations numériques de poinçonnage sur trois matériaux : l'aluminium forgé 6061-T6, le titane forgé Ti-6Al-4V, et l'acier inoxydable austénitique renforcé à l'azote (Nitronic 33). Ces matériaux ont été fournis sous forme d'éprouvettes circulaires de différentes épaisseurs, variant de 1 mm à 3 mm. Pour ces simulations, nous avons utilisé un poinçon à nez plat, ainsi qu'une matrice et un serre-flan de géométrie cylindrique, tous considérés comme des corps rigides indéformables.

Au cours du processus de poinçonnage, la tôle est placée et maintenue en position entre la matrice et le serre-flan. Le poinçon, en mouvement de translation verticale, entre en contact avec la tôle et la déforme plastiquement jusqu'à la séparer en deux parties : la pièce et la chute, La partie extérieure constitue la pièce finie.

Le modèle de Johnson-Cook a été utilisé pour caractériser le comportement mécanique du matériau de la plaque. Ce modèle, décrivant un comportement homogène, a été couplé au critère de rupture de Johnson-Cook afin de prédire avec précision le processus de perforation. La force maximale à la rupture, la température dans les plaques perforées, ainsi que l'énergie cinétique ont été analysées et validées par des résultats expérimentaux issus de la littérature[1].

La géométrie des composants, les charges appliquées et les conditions aux limites ont imposé une symétrie de révolution autour de l'axe du poinçon. Le processus de coupe a été simulé en appliquant cette symétrie à toutes les pièces, permettant ainsi de réduire le temps de calcul. Un frottement a été défini entre les différentes interfaces du poinçonnage (matrice/tôle, serre-flan/tôle et poinçon/tôle), avec des coefficients de frottement variant entre 0,05 et 0,3. Le déplacement du poinçon a été contrôlé à une vitesse de 20 m/s. Le schéma de résolution choisi est un schéma dynamique explicite, qui se révèle être le plus adapté à ce type de problème de mise en forme.

Mots-clefs : Poinçon, Perforation, Simulation Numérique, Thermo-Viscoplastique, poinçonnage, découpe fine, cisaillement des tôles.

Abstract:

In this study, we conducted numerical simulations of punching on three materials: forged aluminum 6061-T6, forged titanium Ti-6Al-4V, and nitrogen-strengthened austenitic stainless steel (Nitronic 33). These materials were provided in the form of circular specimens with varying thicknesses, ranging from 1 mm to 3 mm. For these simulations, a flat-nosed punch, along with a cylindrical die and blank holder, all considered as rigid and undeformable bodies, were used.

During the punching process, the sheet is positioned and held in place between the die and the blank holder. The punch, moving in a vertical translation, comes into contact with the sheet and plastically deforms it until it separates into two parts: the workpiece and the scrap. The outer part constitutes the finished piece.

The Johnson-Cook model was used to characterize the mechanical behavior of the sheet material. This model, which describes homogeneous behavior, was coupled with the Johnson-Cook failure criterion to accurately predict the perforation process. The maximum breaking force, temperature in the perforated sheets, and kinetic energy were analyzed and validated against experimental results from the literature [1].

The geometry of the components, applied loads, and boundary conditions imposed axisymmetric revolution symmetry around the punch axis. The cutting process was simulated by applying this symmetry to all parts, thus reducing computation time. Friction was defined between the various punching interfaces (die/sheet, blank holder/sheet, and punch/sheet), with friction coefficients ranging from 0.05 to 0.3. The punch displacement was controlled at a speed of 20 m/s. The chosen resolution scheme was an explicit dynamic scheme, which is most suitable for this type of forming problem.

Keywords: Punch, Perforation, Numerical Simulation, Thermo-Viscoplastic, Punching, Fine Blanking, Sheet Shearing.

الملخص:

في هذه الدراسة، أجرينا محاكاة رقمية لعملية التثقيب على ثلاثة مواد: الألومنيوم T66061-، والتيتانيوم Ti-6Al-4V ، والفولاذ المقاوم للصدأ المقوى بالنيتروجين .(Nitronic 33) تم توفير هذه المواد على شكل عينات دائرية بسمك يتراوح بين 1 ملم و 3 ملم. وفي هذه المحاكاة، تم استخدام مثقاب ذو رأس مسطح، إلى جانب قالب وحامل صفيحة أسطوانيين، تم اعتبارهم جميعًا كأجسام صلبة وغير قابلة للتشوه.

خلال عملية التثقيب، يتم وضع الصفيحة وتثبيتها بين القالب وحامل الصفيحة. يتحرك المثقاب بحركة انتقالية رأسية، فيلامس الصفيحة ويشوهها بشكل لدن حتى تنقسم إلى جزأين: الجزء المنتج والفضلات. يشكل الجزء الخارجي القطعة النهائية.

تم استخدام نموذج "جونسون-كوك" لتوصيف السلوك الميكانيكي لمادة الصفيحة. وقد تم دمج هذا النموذج، الذي يصف السلوك المتجانس، مع معيار الفشل الخاص بجونسون-كوك للتنبؤ بدقة بعملية الثقب. تم تحليل القوة القصوى عند الانكسار، ودرجة الحرارة في الصفائح المثقوبة، والطاقة الحركية، وتمت مقارنتها مع نتائج تجريبية مأخوذة من الأدبيات [1]

فرضت هندسة المكونات، والأحمال المطبقة، وشروط الحدود تناظرًا محوريًا حول محور المثقاب. وتمت محاكاة عملية القطع باستخدام هذا التناظر على جميع الأجزاء، مما ساعد على تقليل وقت الحساب. تم تعريف الاحتكاك بين واجهات التثقيب المختلفة (القالب/الصفيحة، حامل الصفيحة/الصفيحة، المثقاب/الصفيحة) مع تحديد معاملات احتكاك تتراوح بين 0.05 و0.3. تم التحكم في حركة المثقاب بسرعة 20 م/ث. وتم اختيار طريقة حل ديناميكية صريحة، والتي تعد الأنسب لهذا النوع من مشاكل التشكيل.

الكلمات المفتاحية : المثقاب، الثقب، المحاكاة الرقمية، اللدونة الحرارية اللزجة، التثقيب، القطع الدقيق، قص الصفائح.

Table des matières

Table des Figures : 6
Introduction générale : 9
Chapitre 1 : Étude bibliographique. 14
Introduction : 14
1.1. Le principe du poinçonnage des tôles : 14
1.2. Les phases de l'opération de poinçonnage : 17
1.3. La courbe de l'effort de coupe en fonction de la pénétration du poinçon : 18
1.4. Analyse du profil du bord de pièce découpée : 21
1.4. Influence des paramètres de découpe : 26
1.4.1. Influence du jeu entre le poinçon et la matrice : 26
1.4.2. Influence de la géométrie de l'outillage : 29
1.4.3. Influence de l'épaisseur de la tôle : 30
1.4.4. Influence de la nature du matériau de la tôle : 31
1.4.5. Influence de la vitesse de coupe : 33
1.4.6. Influence de la température : 37
1.4.7. Influence du coefficient de frottement : 38
1.5. Les lois de comportement des matériaux : 38
1.5.1. Les lois de comportement phénoménologiques (empiriques) : 39
1.6. Processus physique d'endommagement et la rupture dynamique : 48
1.7. La méthode des éléments finis pour les procédes de découpe : 61
1.7.1. Schémas d'intégration explicite / implicite : 61
Chapitre 2: Modélisation et simulation numérique : 74
Introduction : 74
2.1. Modélisation et simulation du procédé de poinçonnage: 75
2.1.1. Présentation du code de calcul : 75
2.1.2. Présentation de la méthode de résolution utilisée : 75
2.1.3. Le modèle géométrique : 76
2.1.4. Définition du maillage : 77
2.1.5. Conditions aux limites : 78
2.2. Modélisation du comportement du matériau : 79
2.2.1. Loi de comportement de Johnson-Cook : 79
Conclusion : 82

Chapitre 03 : Résultats et discussions..... 84
Introduction :..... 84
3.1. Exploitation des résultats de la simulation numérique adoptée : 84
3.1.1. Evolution de l'effort de découpe en fonction de la pénétration du poinçon : 84
3.1.2. Énergie de découpe : 86
3.1.3. Évolution de la température sur le long de la ligne de bande de cisaillement : 87
3.1.4. Bandes de cisaillement : 89
3.1.5. Influence du jeu poinçon-matrice sur l'effort de coupe :..... 90
3.1.6. Analyse du profil de coupe : 92
Conclusion : 96
Conclusion générale : 99
Perspectives : 101

Table des Figures :

Figure 01 : La formes des pièces fabriqué par poinçonnage……...**15**
Figure 02 : Représentation schématique du procédé de poinçonnage……**16**
Figure 03 : Les difirentes phases de procédé de poinçonnage……**17**
Figure 04 : Représentation de la forme générale du courbe effort-déplacement ……**18**
Figure 05 : Effort de découpe en fonction de la pénétration du poinçon à différente vitesse pour l'Aluminium……**20**
Figure 06 : l'évaluation des efforts de découpe obtenus expérimentalement et par simulation numérique pour une plaque de titane, de 3mm d'épaisseur ……**20**
Figure 07 : les modes de cisaillement……..**21**
Figure 08 : Le profil de la pièce découpe par poinçonnage……**22**
Figure 09 : évolution de la hauteur de la zone bombée en fonction de la pénétration relative (S/t_0), pour acier doux(SPCC), aluminium (Al-O), acier inoxydable (SUS)……...**23**
Figure 10 : évolution de la hauteur de la zone lisse en fonction de la pénétration relative pour l'acier doux (SPCC), aluminium (Al-O), et acier inoxydable (SUS)…….....**24**
Figure 11 : la qualité de surface cisaillé en quasi-statique (pièce au dessus) et à grande vitesse (pièce en dessous), pour (a) l'aluminium, (b) le bronze, (c) le cuivre et (d) un acier doux, ……...……**25**
Figure 12 : la schématisation de jeu entre le poinçon et la matrice……..…**27**
Figure 13 : Influence du jeu sur le trajet de la propagation de fissures en découpage…….....**28**
Figure 14 : Les courbes de charge de poinçonnage simulées……..**29**
Figure 15 : fissures secondaires ……..**31**
Figure 16 : Aspect expérimental du bord pour matériau ductile……**32**
Figure 17 : Aspect expérimental du bord pour matériau fragile……..**33**
Figure 18 : Aspect expérimental du bord découpé de deux tôles en alliage d'aluminium ayant subi deux traitements thermiques différents……**33**
Figure 19 : Influence de la vitesse du poinçon sur l'effort de découpe……...**34**
Figure 20 : évolution expérimentale de l'effort de poinçonnage en fonction de la vitesse pour un acier X30Cr13……..**35**
Figure 21 : Résultats expérimentaux en double cisaillement pour un acier XES (10^{-4} s^{-1} < Γ < 102 s^{-1})……...**36**
Figure 22 : Contrainte maximale en fonction du taux de déformation logarithmique ……**36**

Figure 23 : Evolution de la contrainte de cisaillement normalisée avec la température pour deux vitesses de déformation……...……**37**
Figure 24 : Endommagement ductile d'un matériau sous sollicitation mécanique……**49**
Figure 25 : Rupture d'un matériau sous sollicitation mécanique……**49**
Figure 26 : solide en équilibre……**62**
Figure 27 : courbes effort/déplacement numériques avec la courbe expérimentale……...**66**
Figure 28 : Energies de découpe obtenues expérimentalement et par simulation numérique pour l'aluminium, le titane et l'acier inoxydable (Dabboussi et Nemes, 2005)……...**67**
Figure 29 : Courbes comparatives de la variation de la force de pénétration en fonction de déplacement du poinçon pour : l'Aluminium en quasi-statique (a) et en dynamique (b) ; le Titane en quasi-statique (c) et en dynamique (d) ; et l'Acier « nitronic33 » en quasi-statique (e) et en dynamique (f)……..**68**
Figure 30 : Comparaison de la qualité du profil de surface découpé expérimental et prévu par FE pour l'acier TRIP à une valeur de jeu de 10 %.....**70**
Figure 31 : Problème axisymétrique étudié……**77**
Figure 32 : Modélisation du contact poinçon-plaque…….....**78**
Figure 33 : Variation de la force de pénétration en fonction de déplacement de poinçon.....**86**
Figure 34 : Énergie de poinçon expérimentale et de simulation……..**87**
Figure 35 : Estimation de la température dans la zone de coupe……**88**
Figure 36 : Détails de la propagation des fissures lors de la pénétration du poinçon à une vitesse de 20 m/s…….....**90**
Figure 37 : Courbes force-déplacement pour différents jeux poinçon-matrice……...**91**
Figure 38 : Défauts de forme sur la surface cisaillée……...**93**
Figure 39 : Les déformations sur la surface cisaillée pour différents jeux poinçon-matrice...**96**

Tab.01 : Les paramètres généraux de l'équation de Johnson – Cook pour les trois matériaux……...**66**
Tab.02 : Constantes de l'équation constitutive.....**81**
Tab.03 : Constantes de la formule (II.4).....**82**

Introduction Générale

Procédé du poinçonnage, Introduction Générale

Introduction générale :

La mise en forme des matériaux métalliques par déformation plastique est aujourd'hui un procédé largement utilisé pour la fabrication de composants dans des systèmes complexes. Ce procédé concurrence d'autres techniques de mise en forme globale, telles que l'emboutissage et le forgeage. Initialement pratiqué il y a plus de 5 000 ans à l'aide de moyens primitifs, il a évolué vers des procédés industriels diversifiés et de plus en plus sophistiqués, permettant ainsi d'ajouter une valeur significative à des pièces aux formes géométriques complexes.

Parmi ces procédés, les processus de découpe dits traditionnels sont les plus couramment employés pour la fabrication de pièces métalliques. Ces processus consistent à transformer une ébauche en une pièce finie ou semi-finie par l'action d'outils en mouvement relatif par rapport à la pièce, où le tranchant de l'outil sépare le copeau de la matière. Le poinçonnage fait partie de cette famille de procédés.

Dans la littérature, le poinçonnage est désigné sous plusieurs appellations, telles que "essai de poinçonnage dynamique" [1], "processus de coupe fine" [2], ou "cisaillement-compression" [3]. Le poinçonnage des tôles métalliques est un processus de cisaillement fermé, où le métal glisse dans un plan transversal entre deux barres qui se déforment parallèlement sans s'arrêter. Le poinçonnage est réalisé à l'aide d'un poinçon qui applique une charge de compression sur un échantillon en forme de disque, placé sur une matrice. Le mouvement du poinçon engendre des contraintes de cisaillement à l'interface, provoquant des dommages complexes sur la surface coupée, en raison des compressions et tractions élevées [4]. Les outils de cisaillement, à savoir le poinçon et la matrice, doivent posséder des propriétés mécaniques très élevées pour résister aux efforts induits par la pénétration.

Le poinçonnage des tôles a fait l'objet de nombreuses recherches au fil des décennies et joue un rôle important dans l'industrie, étant couramment utilisé pour produire des composants avec un bord cisaillé parfaitement lisse en une seule étape. Grâce à la haute qualité des composants finement découpés, il est possible d'utiliser le bord cisaillé comme surface fonctionnelle. Par conséquent, le poinçonnage est un procédé de fabrication économique pour la production de composants de haute qualité, ce qui le rend essentiel dans des industries telles que l'automobile, l'aérospatiale et l'ingénierie mécanique.

L'intérêt croissant des fabricants pour des procédés comme le poinçonnage des tôles métalliques vise à améliorer la qualité, la précision dimensionnelle et les propriétés mécaniques des pièces formées, tout en réduisant la consommation d'énergie et l'utilisation de matières premières. Le développement scientifique de ces procédés est donc d'une importance

capitale, nécessitant leur mise en œuvre de manière rationnelle et reproductible. Dans le contexte actuel de coûts élevés de l'énergie et des matières premières, l'utilisation d'outils numériques se présente comme une solution intéressante pour optimiser le développement des procédés. Ces outils permettent de prédire le mouvement et le comportement des matériaux, ainsi que la forme finale que prendra la tôle métallique sous l'action des outils (poinçon et matrice).

La simulation informatique de la réponse des structures et des composants soumis à des impacts à grande vitesse devient de plus en plus populaire, en raison des progrès en vitesse de calcul et de la large disponibilité des programmes d'analyse par éléments finis. Toutefois, pour représenter avec précision la réponse d'un matériau à une charge de courte durée, il est essentiel de définir un modèle numérique (simulation virtuelle) qui reproduise fidèlement le comportement de la pièce. Cela permet d'optimiser le procédé en ajustant les paramètres de base avant même de produire les pièces. Pour que les modèles obtenus soient utilisables, le choix du modèle numérique dépend de la qualité des résultats souhaités, des coûts associés et du temps nécessaire pour les obtenir. Il est également nécessaire de disposer d'équations constitutives reliant la contrainte à la déformation, à la vitesse de déformation et à la température. En plus de décrire le comportement de déformation par des équations constitutives, un modèle est nécessaire pour décrire la rupture plastique locale. Pour résoudre ces problèmes, des méthodes numériques telles que l'analyse par éléments finis sont utilisées lors de la conception et de l'analyse du processus de cisaillement.

Le développement de codes de calcul et de logiciels commerciaux spécialisés dans la simulation numérique pour la mise en forme des tôles a permis d'étudier des phénomènes physiques complexes et de résoudre des problèmes mécaniques avec une grande précision, dans des délais de plus en plus courts. Cela permet également de limiter les pertes de matière première et d'énergie. Ces logiciels sont de plus en plus utilisés dans divers secteurs industriels, tels que l'aéronautique, l'automobile et le médical, car l'optimisation par simulation numérique présente un grand intérêt. Elle permet de concevoir virtuellement la géométrie des outils de cisaillement et de modifier les différents paramètres (géométrie, dimensions, frottement, matériau, etc.) afin d'optimiser le processus de fabrication. En résumé, la simulation numérique est aujourd'hui un outil essentiel pour analyser et comprendre les mécanismes de déformation des tôles lors des différents processus, tout en réduisant les coûts de fabrication.

Pour modéliser le processus de poinçonnage à l'aide de codes de calcul ou de logiciels commerciaux de simulation numérique, deux étapes principales sont nécessaires pour optimiser les paramètres de modélisation. La première étape consiste à définir un modèle de comportement du matériau, capable de reproduire de manière satisfaisante le comportement du matériau sous les pressions typiques du procédé. L'objectif est de déterminer les paramètres adéquats de l'état du matériau à intégrer dans le modèle de comportement, permettant ainsi une reproduction fidèle de son comportement sous contraintes mécaniques ou thermiques. La deuxième étape est liée à la simulation numérique, visant à trouver les conditions aux limites appropriées, une description géométrique précise et une répartition judicieuse des éléments pour obtenir un comportement cohérent avec la réalité. Il n'est pas possible d'augmenter considérablement le nombre d'éléments en raison des temps de calcul longs que cela engendrerait.

Dans ce travail, une étude numérique de la perforation de plaques en Aluminium 6061-T6, en Titane Ti-6Al-4V et en Acier inoxydable Nitronic 33 a été réalisée à l'aide d'un poinçon cylindrique rigide à nez plat. Le modèle empirique de Johnson-Cook a été utilisé pour définir le comportement du matériau constituant les plaques. Ce comportement homogène a été couplé avec le critère de rupture de Johnson-Cook pour prédire l'ensemble du processus de perforation. La force maximale à la rupture, la température dans les plaques perforées et l'énergie cinétique ont été étudiées et validées par des résultats expérimentaux tirés de la littérature. L'influence du jeu sur la forme du bord cisaillé et la précision dimensionnelle des pièces pour les trois métaux étudiés a également été prédite.

Ce rapport de thèse s'articule autour de trois chapitres :

1. Le premier propose une brève revue bibliographique sur la mise en forme des tôles minces et sur la simulation numérique des problèmes de découpe en grandes déformations.
2. Le second chapitre se concentre sur la modélisation du comportement mécanique des tôles métalliques étudiées. Cette simulation numérique s'appuie sur les résultats expérimentaux de W. Dabboussi et J.A. Nemes [1], ainsi que sur une loi constitutive de Johnson-Cook adaptée à la dépendance vis-à-vis de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température.
3. Le dernier chapitre est consacré à une discussion sur l'évaluation des efforts relevés au niveau du poinçon en fonction de son déplacement, et à une comparaison entre les résultats expérimentaux de W. Dabboussi, J.A. Nemes [1] et nos résultats numériques.

Enfin, une conclusion résume les contributions principales de ce travail, ainsi que les perspectives et développements futurs à envisager.

Chapitre 1

Procédé du poinçonnage, Étude Bibliographique

Chapitre 1 : Étude bibliographique.

Introduction :

Dans ce premier chapitre, nous exposerons le principe général et les caractéristiques de la découpe mécanique des tôles, en mettant un accent particulier sur la découpe par poinçonnage. Nous procéderons à une description détaillée et à une analyse des travaux de recherche et développement dans ce domaine, en nous basant sur une revue bibliographique trouvée dans la littérature. Ce bilan comprendra un inventaire des recherches concernant les efforts maximaux appliqués au poinçon, l'usure des poinçons, la qualité des bords des pièces découpées et les facteurs influençant ce processus.

Nous fournirons également les informations nécessaires pour comprendre le rôle des différents facteurs matériels dans la qualité des pièces découpées, en particulier en ce qui concerne l'apparence de la section coupante, qui est un enjeu important pour les industries concernées.

1.1. Le principe du poinçonnage des tôles :

Le poinçonnage est un procédé de cisaillement sur contour fermé, où le métal glisse dans un plan transversal entre deux outils solides, appelés poinçon et matrice, sans subir de déformation continue similaire à celle observée avec les lames de cisaillage. Lors du poinçonnage, la force appliquée sur une feuille de métal provient du poinçon et de la matrice. Ce processus de cisaillement se compose de trois étapes distinctes : la déformation plastique, la pénétration et la fracture.

1. **Déformation plastique** : Lorsque la force est appliquée par l'outil de poinçonnage sur la tôle métallique, elle tend à déformer la tôle dans l'ouverture de la matrice. À mesure que la charge augmente, la limite élastique de la tôle augmente également. Cette étape commence à transformer le métal en une forme courbée sur le bord inférieur, appelée déformation plastique du matériau.
2. **Pénétration** : Avec l'augmentation de la charge, le poinçon pénètre davantage dans la plaque métallique jusqu'à une certaine profondeur, forçant le matériau de la plaque dans la partie matrice. Cette étape se caractérise par une finition de surface brillante sur la pièce brute.
3. **Fracture** : Lorsque la charge dépasse la limite plastique de la plaque métallique, le matériau commence à se fracturer à partir des bords de coupe supérieure et inférieure. La

charge continue d'augmenter, provoquant une fracture progressive et une séparation complète de la pièce.

En général, le poinçonnage industriel est utilisé pour créer des trous et découper des formes complexes dans des flancs, des opérations qui seraient très difficiles, voire impossibles, à réaliser par cisaillage. Le poinçonnage permet ainsi d'obtenir des pièces directement prêtes à l'emploi, et les opérations de reprises ne sont donc pas nécessaires après les opérations de poinçonnage (voir Figure 01). En tôlerie fine et industrielle, le poinçonnage est couramment employé pour la fabrication de pièces présentant un grand nombre de perforations, en raison de son coût inférieur à celui de la découpe laser et de sa faible déformation du matériau.

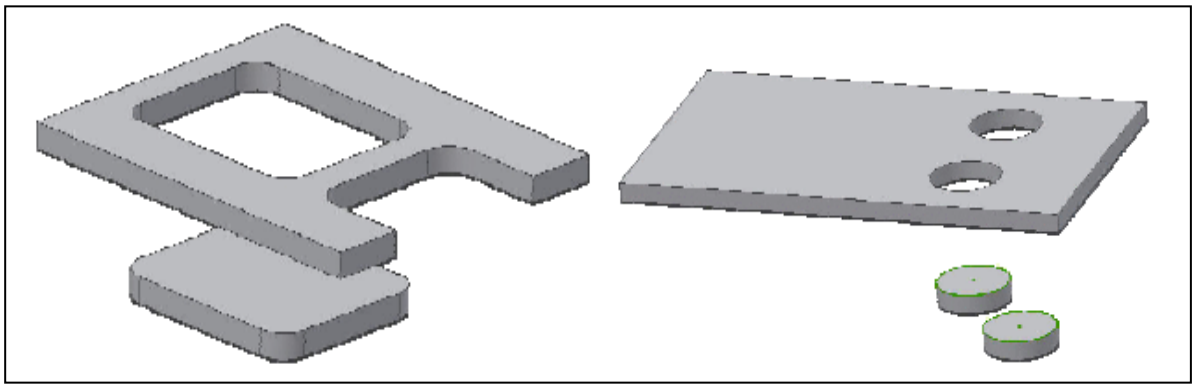


Figure 01 : La forme des pièces fabriquées par poinçonnage.

Le processus de poinçonnage est réalisé à l'aide de poinçonneuses classiques composées d'un poinçon, d'une matrice et d'un serre-flan, montés sur une presse mécanique ou hydraulique. Ces presses peuvent être classées selon leur cadre, le mécanisme de distribution de puissance, la taille de la zone de travail, ainsi que le nombre de postes utilisés pour la production en série ou en masse.

Dans la presse, la tôle métallique est maintenue entre la matrice et le serre-flan, comme illustré à la Figure 02. Le poinçon est généralement dirigé selon un mouvement vertical (un aller-retour du coulisseau entre le point mort haut et le point mort bas). La tôle est alors perforée d'un trou ayant la forme du poinçon. Les poinçons peuvent avoir des formes simples (comme un cylindre) ou des contours plus complexes.

L'opération de poinçonnage se divise en deux parties : les opérations de découpe et les opérations de formage. Lors des opérations de découpe, la pièce métallique est soumise à des contraintes extrêmes, entraînant des contraintes de cisaillement dans la tôle. En revanche, les opérations de formage ne découpent pas le métal, mais modifient la forme des tôles et le

profil de surface de la pièce pour obtenir la forme du produit selon les besoins. Dans ce cas, la contrainte développée reste en dessous du point de résistance ultime, en utilisant la force appliquée au métal.

Les opérations de découpe comprennent des processus tels que le découpage, le poinçonnage, l'encochage, la perforation, le rasage et le lançage. Les opérations de formage incluent des processus tels que le pliage, l'étirage et le pressage. La Figure 02 montre les composants d'une opération de poinçonnage, comprenant le poinçon (qui applique la force et est en mouvement), la tôle (sur laquelle la charge est appliquée), la matrice (qui donne la forme à la tôle) et le serre-flan (qui maintient la tôle en position).

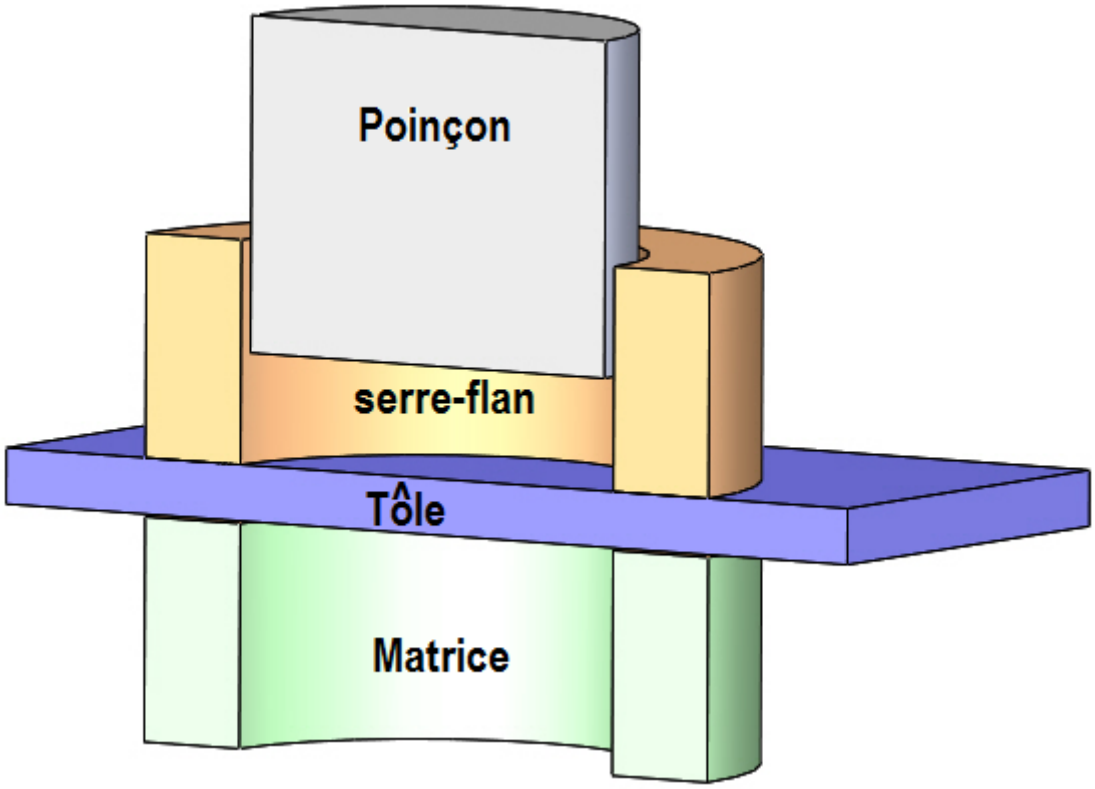


Figure 02 : Représentation schématique du procédé de poinçonnage

Le poinçonnage industriel présente plusieurs avantages, dont le premier est son faible coût. En effet, cette technique est économique car l'outillage subit peu d'usure au fil des utilisations, réduisant ainsi la fréquence des opérations d'affûtage. De plus, le poinçonnage est un procédé rapide, permettant une exécution efficace. Il offre également une grande flexibilité en matière de perforations, qu'elles soient simples ou sur mesure. Enfin, le poinçonnage garantit une très bonne précision de découpe, généralement de l'ordre de ± 0,1 mm.

En ce qui concerne les inconvénients de ce procédé, il en existe un principal. Pour effectuer des perforations sur une tôle avec une poinçonneuse, l'épaisseur de la tôle ne doit pas dépasser une certaine limite, généralement comprise entre 5 et 10 mm, selon le type de matériau métallique utilisé. C'est donc la seule limitation à son utilisation en tôlerie industrielle.

1.2. Les phases de l'opération de poinçonnage :

Lorsque le poinçon entre en contact avec le matériau et que la pénétration progresse, la tôle se déforme plastiquement jusqu'à ce que des fissures apparaissent. Ces fissures se développent et se propagent dans les zones proches du rayon de courbure du poinçon et de la matrice. Lorsque la pénétration atteint une valeur critique, généralement comprise entre 15 et 85 % de l'épaisseur de la tôle [5], une rupture ductile se produit et le matériau se sépare, donnant la forme du produit final. Cette pénétration peut être décomposée en quatre phases principales. La Figure 03 illustre les différentes phases du poinçonnage de la tôle métallique.

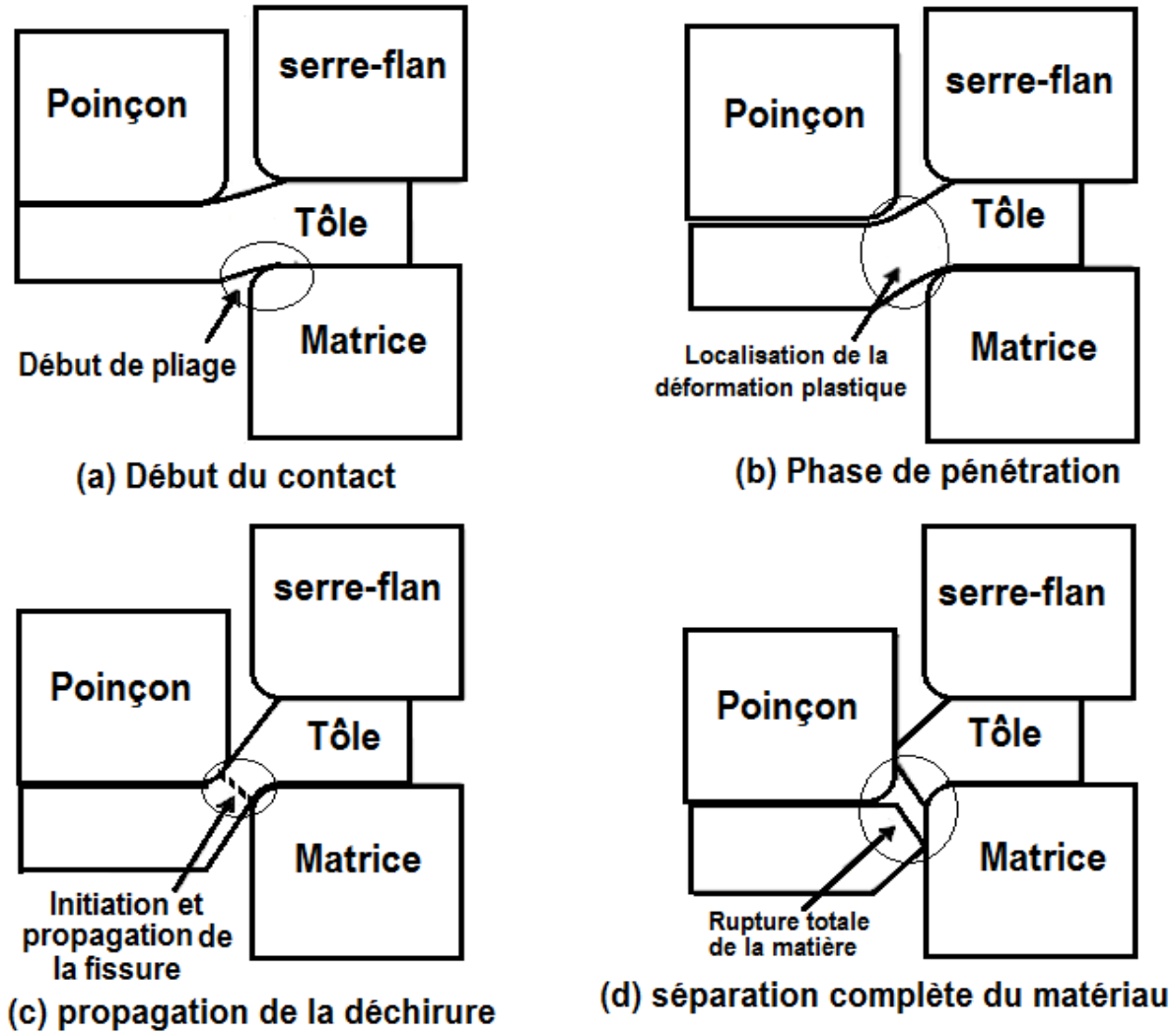


Figure 03 : Les différentes phases du procédé de poinçonnage

1.3. La courbe de l'effort de coupe en fonction de la pénétration du poinçon :

Pour améliorer et optimiser le procédé de découpe des tôles par poinçonnage, les fabricants analysent l'évolution de la force exercée par le poinçon sur le matériau en fonction de sa pénétration. Connaître les efforts de coupe permet de sélectionner correctement la presse et d'estimer plus précisément la durée de vie des outils. À cette fin, les différentes étapes du processus de découpe sont associées à la courbe force-déplacement. Des systèmes appropriés d'acquisition de signaux, combinés à la presse de découpe, permettent de tracer la courbe de l'effort mesuré au niveau de l'outil (poinçon ou cisaille) en fonction de son déplacement. Cinq phases distinctes peuvent définir le comportement du matériau durant la découpe. Klingenberg [6], Lange [7] et Maillard [8] présentent les phases principales de la courbe effort-déplacement du procédé de découpage par poinçonnage. La Figure 04 affiche une courbe typique effort-pénétration

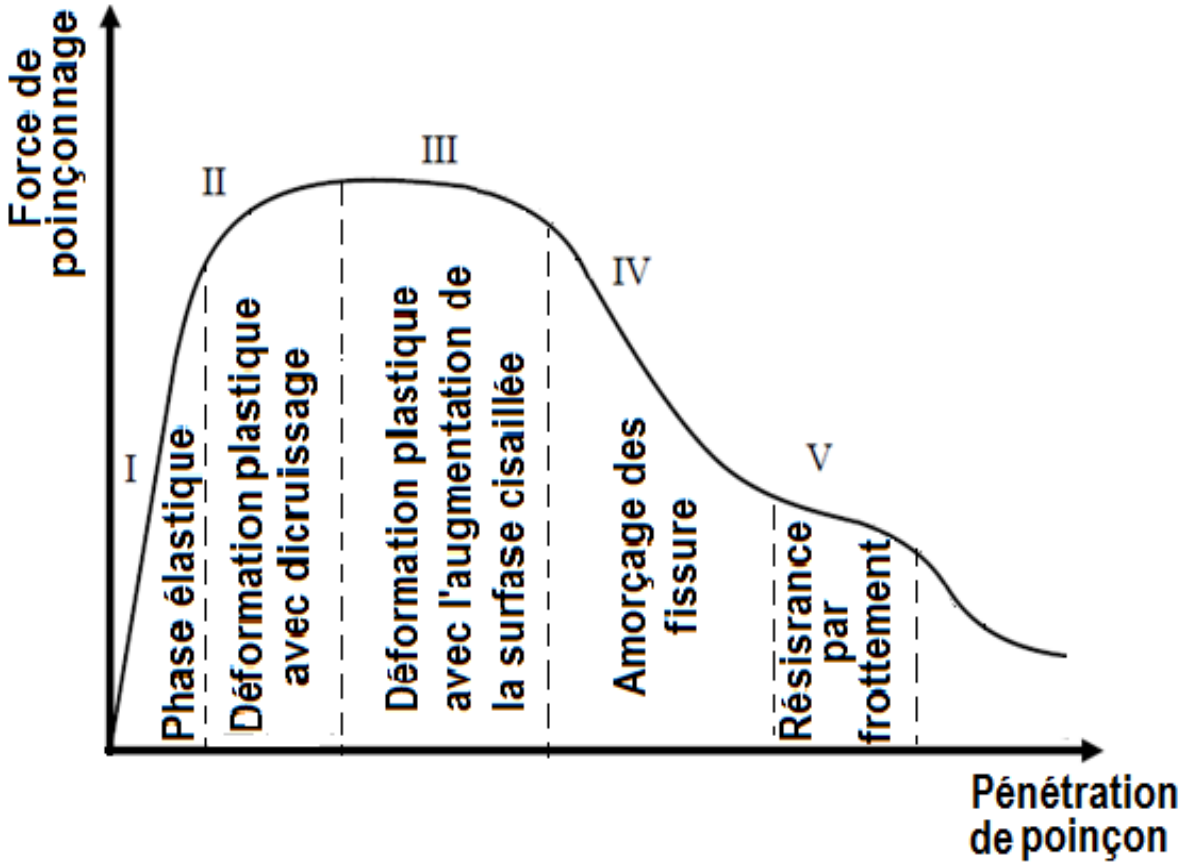


Figure 04 : Représentation de la forme générale de la courbe effort-déplacement [8]

- **Partie 1 : La phase de déformation élastique** : Au cours de cette phase, la force maximale que le matériau peut supporter est atteinte, et la force de poinçonnage est

évaluée de manière linéaire. Le comportement du matériau est élastique, et la partie de la tôle découpée subit un bombé dû à un phénomène de flexion.

- **Partie 2 : La phase de déformation plastique avec écrouissage** : À ce stade, la matière proche du bord coupant subit une diminution d'épaisseur, et l'évolution de la force de poinçonnage devient non linéaire, correspondant à la déformation plastique de la tôle avec un écrouissage plus ou moins prononcé, selon les caractéristiques du matériau ductile.
- **Partie 3 : La phase de déformation plastique avec fissuration** : Cette phase se caractérise par une diminution non linéaire de l'effort, tandis que la déformation plastique du matériau se poursuit. Une partie de l'épaisseur de la tôle, près de la matrice, est cisaillée. L'endommagement progressif entraîne une perte des propriétés mécaniques, réduisant ainsi l'effort. Maillard [8] précise que la diminution de l'effort du poinçon observée est consécutive à la diminution de la section en cisaillement.
- **Partie 4 : La phase de l'amorçage des fissures** : À ce stade, on observe une chute brutale de l'effort à une profondeur de pénétration presque constante. Des fissures apparaissent aux bords du poinçon et de la matrice, se propagent rapidement, entraînant une forte baisse de l'effort enregistré.
- **Partie 5 : La phase de résistance par frottement** : La rupture complète de la tôle métallique est effective à ce stade. La pénétration de poinçon correspondante est souvent inférieure à l'épaisseur de la tôle. À ce moment, des forces de frottement agissent entre le poinçon et la tôle perforée, ainsi qu'entre la matrice et le copeau.

Johnson et Slater (1967) [9] utilisent un diagramme montrant l'effort vertical exercé sur le poinçon en fonction de sa pénétration dans la tôle pour décrire le comportement du matériau pendant la découpe. Dowling (1970) [10] présente également un diagramme illustrant l'effort exercé sur le poinçon en fonction de sa pénétration pour montrer l'évolution de l'effort selon le déplacement du poinçon à différentes vitesses. Il est observé que, pour des vitesses plus élevées, la force de coupe augmente et la pénétration du poinçon au moment de la rupture est plus faible. De plus, Roessig et Mason (1999) [11] utilisent la courbe force-pénétration pour comparer l'effort de découpe du Titane calculé par simulation numérique avec les mesures expérimentales. Ils constatent que les deux courbes sont superposées jusqu'à un déplacement de 0,1 mm, mais qu'un écart de 13 % se manifeste au-delà, avec une simulation numérique de 200 kN contre un résultat expérimental de 174 kN. La Figure 06 illustre l'effort de découpe du titane obtenu par simulation numérique et mesuré expérimentalement.

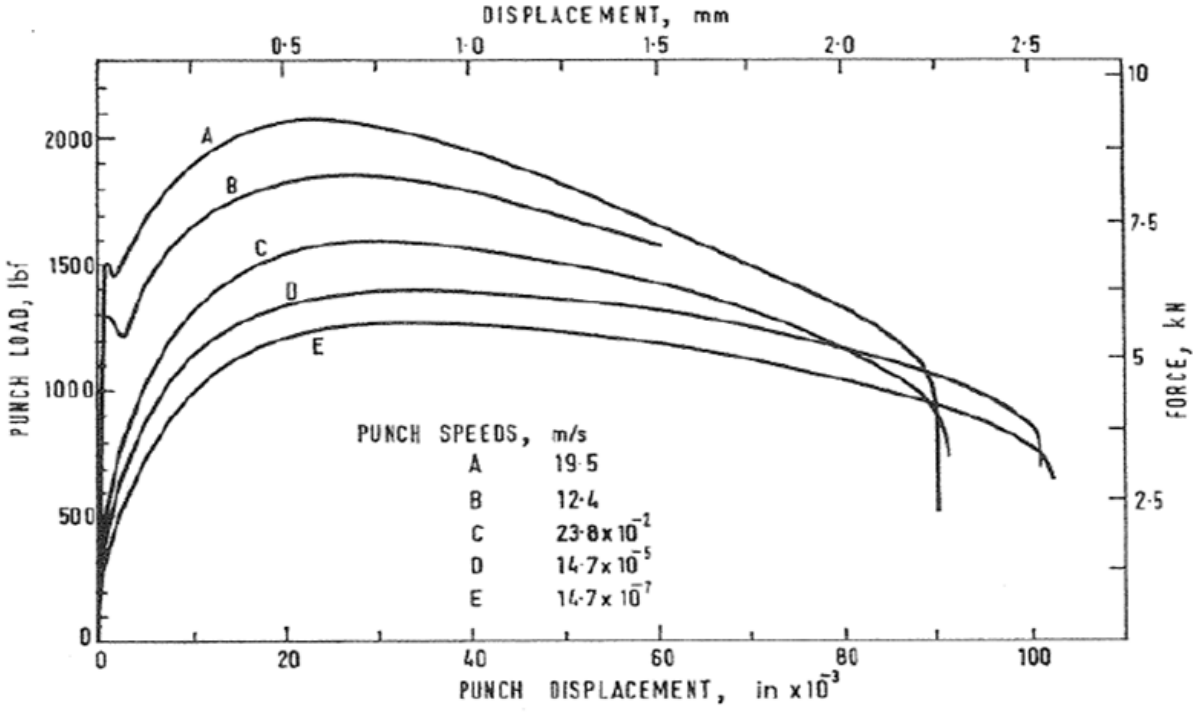


Figure 5 : Effort de découpe en fonction de la pénétration du poinçon à différentes vitesses pour l'Aluminium [10].

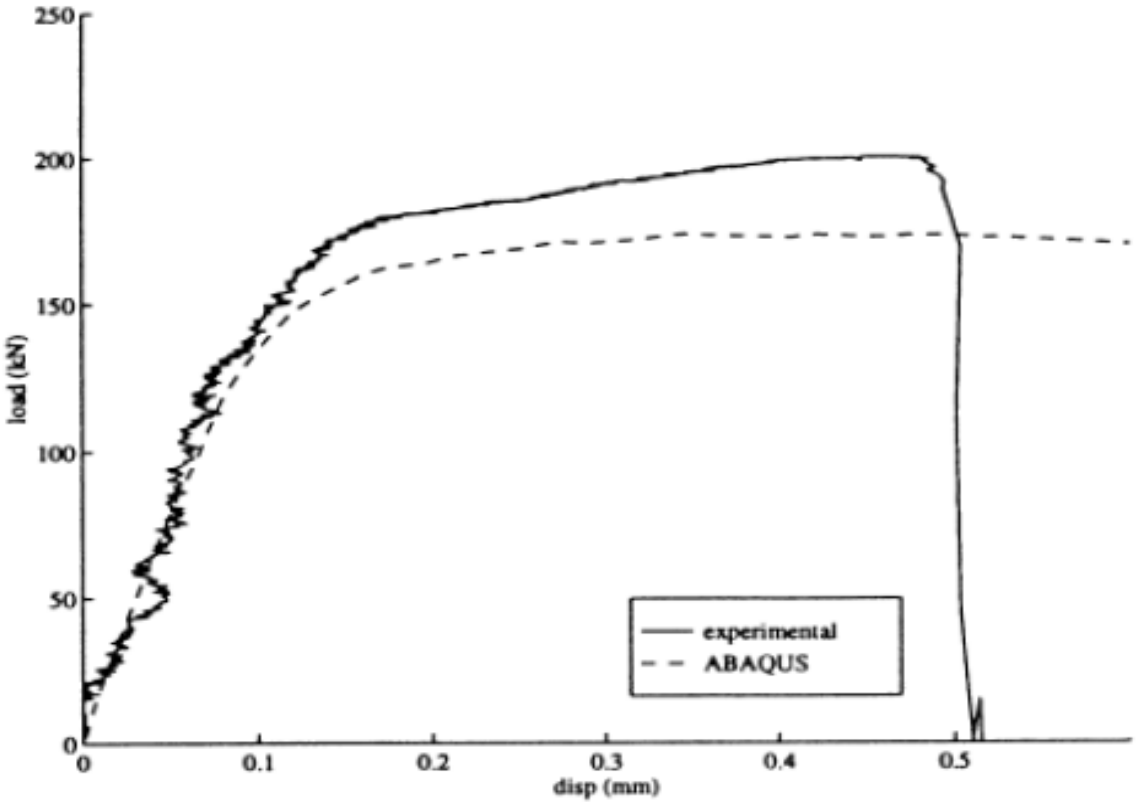


Figure 06 : L'évaluation des efforts de découpe obtenus expérimentalement et par simulation numérique pour une plaque de titane de 3 mm d'épaisseur [11].

1.4. Analyse du profil du bord de pièce découpée :

Un autre indicateur important pour les fabricants est la forme des bords coupés, qui permet d'évaluer la qualité finale du produit. Pour cela, deux types d'expériences de découpe par poinçonnage peuvent être réalisées : celles considérées comme quasi-statiques, effectuées à faibles vitesses, et celles considérées comme dynamiques, réalisées à grande vitesse.

Pour obtenir une configuration quasi-statique pour le cisaillement des plaques minces, la littérature décrit deux approches impliquant différents schémas de modes de cisaillement. La première configuration, représentée sur la Figure 07A, a été proposée par G'Sell et Boni en 1983 [12]. Cette configuration a été introduite pour la première fois pour étudier le cisaillement des polymères minces, puis elle a été utilisée pour l'étude de l'acier doux [13]. Wack et Tourabi [14] ont utilisé ce principe en 1991 pour étudier la contrainte de cisaillement des alliages d'aluminium. La deuxième configuration, développée en 1978 par Yoshida et Miyauchi [15], repose sur le principe du double cisaillement (voir Figure 07-b). Le principal avantage de cette configuration est le respect de la symétrie géométrique par rapport à la direction de chargement.

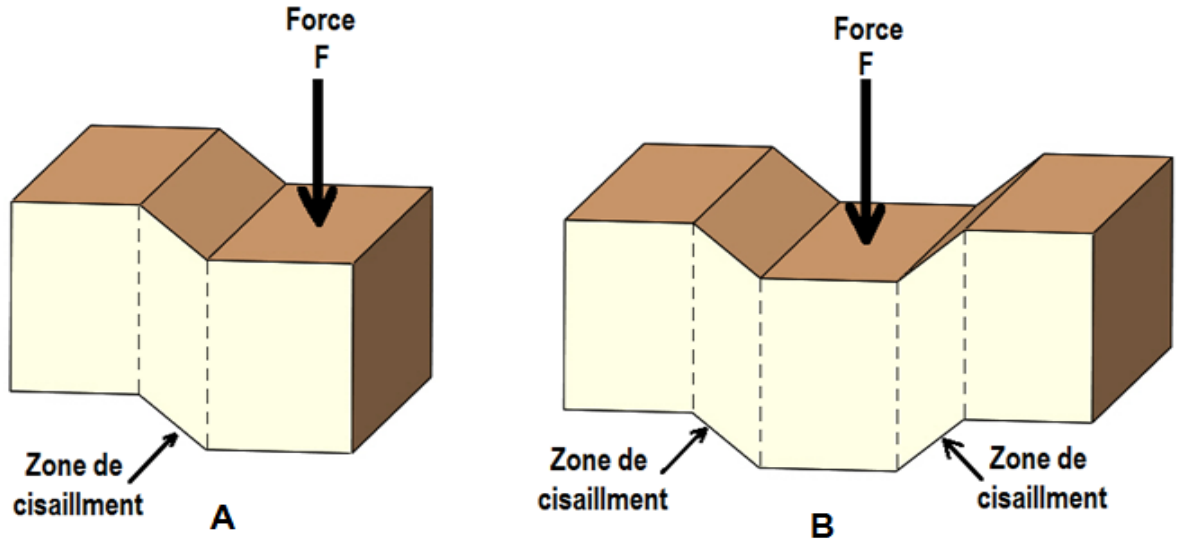


Figure 07 : Les modes de cisaillement

Pour les configurations à grande vitesse, les essais de cisaillement sont réalisés à l'aide de bancs expérimentaux spécifiques tels que l'appareil de Kolsky [16], également connu sous le nom de SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar). Ces dispositifs sont utilisés en combinaison pour les essais de double cisaillement, permettant d'atteindre des taux de déformation allant jusqu'à 10^4 s^{-1}. Ces tests permettent d'étudier séparément l'effet de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température sur la réponse du matériau.

En 1999, Klepaczko et Nguyen [17] ont exploré d'autres techniques, introduisant un nouveau dispositif de cisaillement double dans lequel la charge et le déplacement sont contrôlés en compression, permettant ainsi des études à des vitesses de déformation très élevées (supérieures à 10^4 s^{-1}). Ce dispositif présente l'avantage d'éviter les bruits parasites et les effets d'ondes de choc qui peuvent survenir.

Dans le processus de coupe par cisaillement, notamment lors du poinçonnage, la formation de la surface de coupe est une caractéristique qualitative essentielle. Les industries accordent donc une grande importance à l'apparence de la section de coupe. Selon Hambli [18], la qualité du produit découpé se caractérise par l'aspect irrégulier du profil, qui est divisé en quatre zones, comme présenté dans la Figure 08 [19][20][21][22].

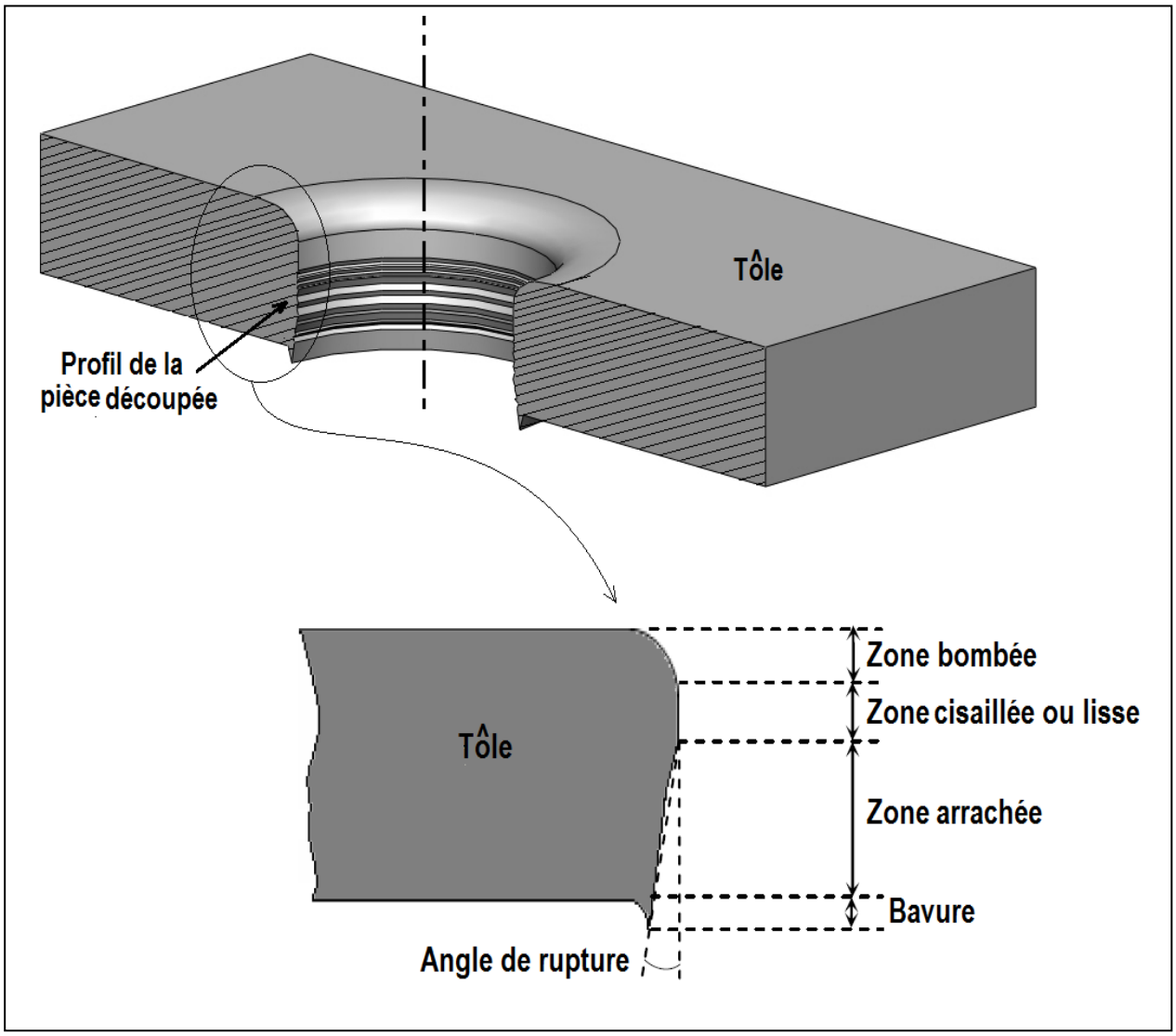


Figure 08 : Le profil de la pièce découpée par poinçonnage, [19] [20] [21] [22].

- **Zone bombée :** il s'agit de la partie de la matière courbée qui a été entraînée en premier lors du poinçonnage. La hauteur de cette zone est influencée par deux paramètres : la pénétration de l'outil et le jeu poinçon-matrice. La hauteur de la zone bombée augmente avec la pénétration de l'outil [19][23][24], mais le taux de croissance diminue lorsque la pénétration du poinçon dépasse 20 % de l'épaisseur de la tôle [19]. Au-delà de 20 % de pénétration, la hauteur de cette zone n'augmente plus lorsque le jeu est faible, mais pour des jeux plus importants, cette hauteur continue d'augmenter jusqu'à la rupture finale de la matière [24]. La Figure 09 illustre l'évolution de la hauteur de la zone bombée en fonction de la pénétration relative S/t_o (S étant la pénétration et t_o l'épaisseur de la tôle) pour trois matériaux différents : l'acier doux (SPCC), l'aluminium (Al-O), et l'acier inoxydable (SUS), tels que traités par Hatanaka et Yamaguchi [24].

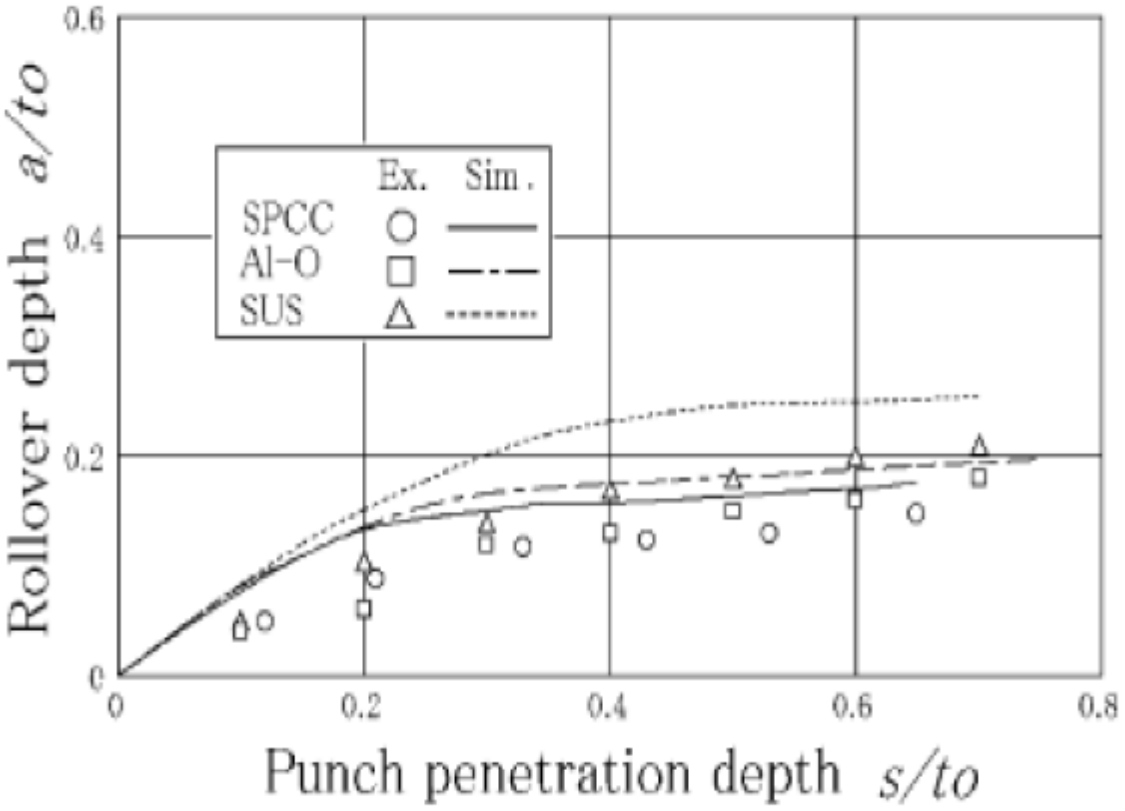


Figure 09 : Évolution de la hauteur de la zone bombée en fonction de la pénétration relative (S/t_o) pour l'acier doux (SPCC), l'aluminium (Al-O) et l'acier inoxydable (SUS) [24].

- **Zone cisaillée** : c'est la zone de rupture par cisaillement, caractérisée par une surface lisse et plate. Cette zone augmente lentement au début de la pénétration [20][24][22], mais lorsqu'elle atteint 20 % de l'épaisseur de la plaque, sa hauteur augmente approximativement dans la même proportion que la pénétration [24]. Pour les jeux

faibles, la hauteur finale de la surface lisse est plus importante, et le taux de croissance de cette zone est également plus élevé. La Figure 10 montre l'évolution de la hauteur de la zone cisaillée en fonction de la pénétration relative (S/t_o) pour trois matériaux différents : l'acier doux (SPCC), l'aluminium (Al-O), et l'acier inoxydable (SUS).

- **Zone arrachée** : c'est la zone de rupture ductile, caractérisée par une surface rugueuse et inclinée par rapport à la surface cisaillée.
- **Bavure** : c'est une zone qui apparaît en fin de poinçonnage, principalement due à la localisation de la rupture. La hauteur de la bavure correspond à la différence entre l'épaisseur de la tôle à la fin du cisaillement et son épaisseur initiale.

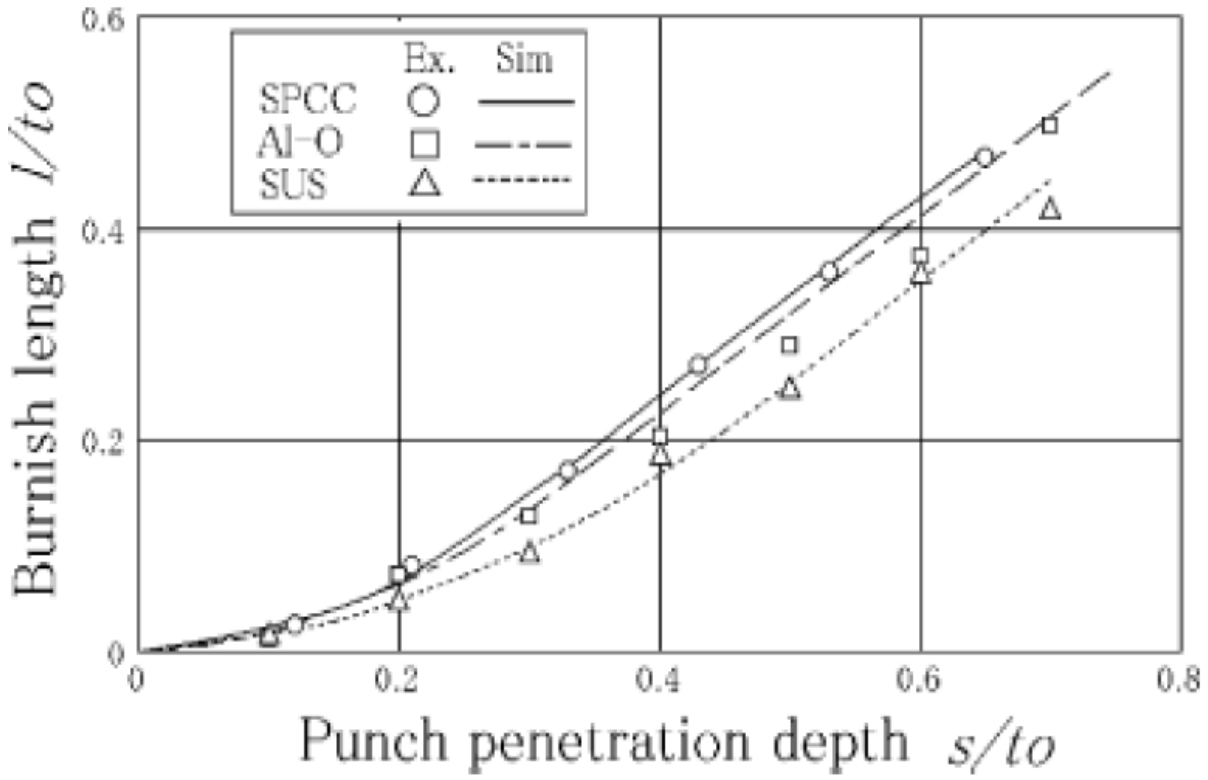


Figure 10 : Évolution de la hauteur de la zone lisse en fonction de la pénétration relative pour l'acier doux (SPCC), l'aluminium (Al-O) et l'acier inoxydable (SUS) [24].

Ong et Chan [25] ont montré en 1989 que lorsque la vitesse du poinçon augmente, la qualité de la surface cisaillée s'améliore pour des matériaux tels que l'acier doux, l'aluminium et ses alliages. En revanche, pour des matériaux comme l'inox, la qualité de la surface cisaillée se détériore. La Figure 11 présente des images des bords coupés pour quatre matériaux différents obtenus de manière quasi-statique et à grande vitesse : (a) l'aluminium, (b) le bronze, (c) le cuivre et (d) un acier doux.

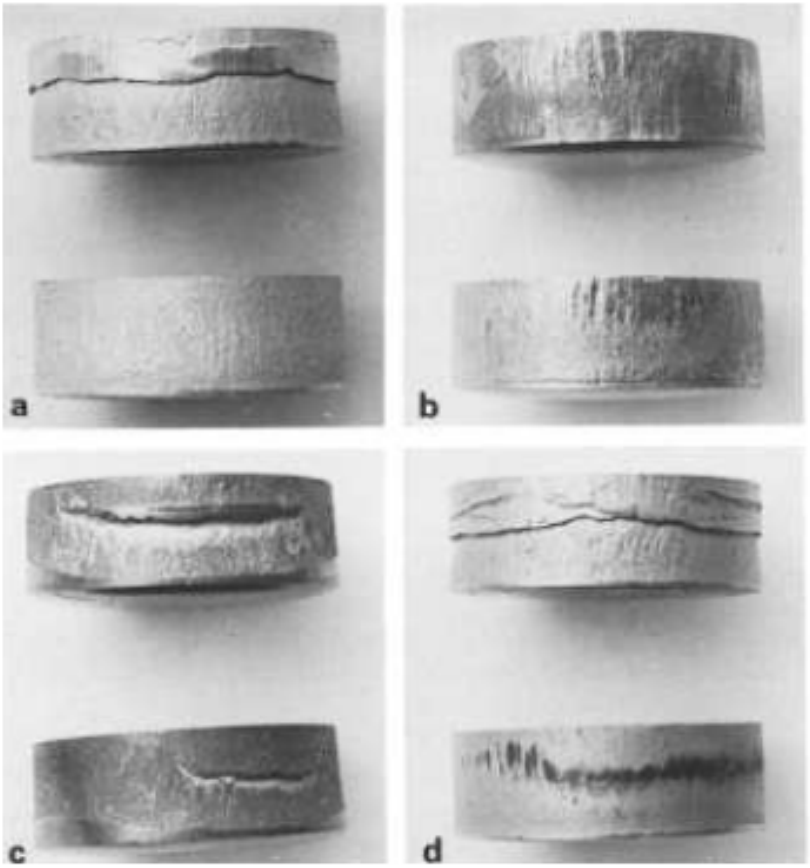


Figure 11 : La qualité de surface cisaillé en quasi-statique (pièce au dessus) et à grande vitesse (pièce en dessous), pour (a) l'aluminium, (b) le bronze, (c) le cuivre et (d) un acier doux, [25].

Afin de minimiser les défauts de fabrication pouvant apparaître sur le produit fini, tels que les variations dimensionnelles, l'apparition de défauts de forme, et la modification des caractéristiques mécaniques du matériau dans la zone découpée, les chercheurs en tôlerie s'efforcent d'étudier la qualité des pièces découpées. La qualité d'une pièce cisaillée est souvent déterminée par la hauteur des bavures sur la surface découpée de la tôle métallique [26]. Les bavures ne sont pas souhaitables dans le processus de découpage par poinçonnage, car elles réduisent la précision et la qualité des pièces fabriquées. De plus, les pièces en tôle présentant des bavures peuvent provoquer des rayures sur la surface des produits finis lors des opérations de poinçonnage. Des produits sans bavures sont préférés pour assurer une manipulation sécurisée et un traitement ultérieur optimal des composants dans la chaîne de montage. Cependant, pour qu'une pièce découpée soit idéale, elle ne doit présenter ni zone bombée, ni arrachée, ni bavures ; seule une zone cisaillée parfaitement nette est souhaitable. Cependant, cette situation est pratiquement impossible à obtenir [22]. Par conséquent, il est essentiel de prédire la qualité des surfaces coupées et la formation des bavures après le cisaillage [27]. Une première étude expérimentale, réalisée par Chang et Swift [28], a analysé

le processus de cisaillement sur diverses tôles industrielles. En plus des courbes force-déplacement expérimentales, la progression de la fracture à différentes profondeurs de pénétration a été détaillée. Pour prédire l'apparition d'une fracture, un critère critique de déplacement de l'outil a été proposé par Atkins en 1980 [29]. De plus, la qualité de la surface cisaillée est influencée par divers paramètres du processus. Des études antérieures, menées par Xu [30] et Li [31], ont montré que la formation des bavures et la qualité de la surface de cisaillement dépendent du jeu, de l'angle de cisaillement, et de la vitesse de déformation, ainsi que d'autres facteurs tels que la variation de la vitesse du poinçon, la température, les rayons des bords, l'angle d'orientation de la feuille, la pression du serre-flan, et la géométrie de l'outillage. L'épaisseur de la tôle et les caractéristiques mécaniques du matériau (nature du matériau) jouent également un rôle crucial dans la qualité des bords cisaillés.

1.4. Influence des paramètres de découpe :

L'analyse du profil à travers l'épaisseur de la pièce découpée permet de déterminer les caractéristiques géométriques de celle-ci. De nombreuses études portant sur les efforts développés au cours de l'opération de découpage [8][32][33][34][35][36][37][38] mettent en évidence l'influence des paramètres du procédé sur les efforts de découpe et la qualité du produit final. Parmi ces paramètres, on retrouve le jeu entre le poinçon et la matrice, la vitesse de découpe, la géométrie de l'outillage, l'épaisseur et la nature du matériau de la tôle, ainsi que le coefficient de frottement et la lubrification.

1.4.1. Influence du jeu entre le poinçon et la matrice :

D'une manière générale, le jeu « j » correspond à la distance radiale séparant l'arête coupante du poinçon de celle de la matrice (Figure 12). Il est exprimé en pourcentage de l'épaisseur de la tôle selon l'expression suivante :

$$\mathbf{J = \frac{R_{matrice} - R_{poinçon}}{épaisseur}\ x\ 100} \qquad \mathbf{I.1}$$

Où : $R_{matrice}$ et $R_{poinçon}$ sont respectivement les rayons de la matrice et de poinçon (Figure 12).
Le jeu entre le poinçon et la matrice joue un rôle important non seulement dans la production de pièces de qualité acceptable, mais aussi dans la durée de vie des outils de coupe et l'effort maximal de découpe. Hambli [18][39], Tekiner [20], et Golovashchenko [40], font partie des

chercheurs qui ont démontré que le jeu de coupe est central pour l'extensibilité des bords coupés et l'apparition des bavures dans la tôle.

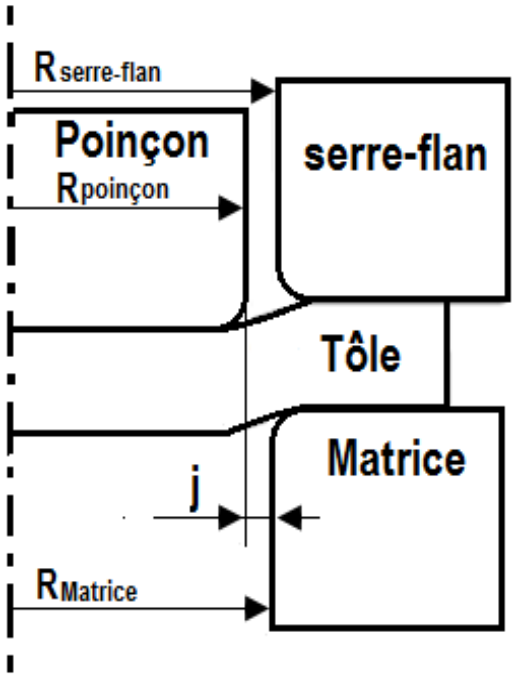


Figure 12 : La schématisation du jeu entre le poinçon et la matrice.

Chang, en 1950 [41], a montré qu'une augmentation du jeu de 0 à 20 % de l'épaisseur du matériau (t) entraîne une diminution de 9,2 % de la force de coupe maximale pour tous les matériaux étudiés (aluminium, zinc, laiton, acier doux et fonte). Fang et Zeng, en 2002 [19], ont également constaté qu'une augmentation du jeu réduit la force de découpe, mais lorsque le jeu varie de 0 à 20 %, cette diminution est insignifiante. En effet, plus le jeu est grand, plus l'effort de découpe est faible. La Figure 14 présente cinq courbes obtenues numériquement, permettant de visualiser la force de découpe pour différents jeux appliqués à un matériau considéré comme du plastique rigide.

En 1989, Jana et Ong [42] ont étudié expérimentalement les effets de la variation du jeu sur la qualité géométrique du bord coupé en utilisant divers matériaux. Ils ont observé que l'apparence du bord coupé évolue avec la variation du jeu. Hambli, en 1996 [18], a démontré qu'une augmentation du jeu retarde l'amorçage de la fissure, ce qui augmente la hauteur de la zone bombée. Pour une tôle d'acier CC60 de 3,5 mm d'épaisseur, il a déterminé que le jeu optimal, qui produit le meilleur profil de la zone de découpe (la hauteur maximale de la zone cisaillée et la hauteur minimale de la zone bombée), est de 10 %. Ce réglage permet de réduire

la hauteur de la bavure de 5 %. Pour minimiser les efforts de découpe, un jeu de 15 % est recommandé. Plus tard, en 2012, Hambli et Potiron [43] ont montré que lorsque le jeu augmente, la hauteur de la zone bombée augmente, la hauteur de la zone cisaillée diminue, et la hauteur de la zone arrachée augmente puis diminue pour des valeurs de jeu élevées (>20 %). Tekiner et Nalbant, en 2006 [20], ont également démontré comment l'apparence du bord coupé évolue avec le jeu, précisant que la hauteur de la bavure augmente lorsque le jeu poinçon-matrice augmente. Cependant, pour obtenir une meilleure qualité de surface de découpe, il est préférable de réduire le jeu, car la hauteur de la bavure est proportionnelle à celui-ci. Gréban, en 2006 [44], a confirmé que si le jeu est trop faible, cela augmente l'effort de découpe et provoque une usure rapide des outils en raison de l'augmentation de la pression de contact entre la tôle et l'outil. Un jeu trop faible peut également entraîner un phénomène de dédoublement des surfaces lisses et accroître notablement la vitesse d'usure des outils. Ainsi, le jeu optimal est celui pour lequel la direction de propagation des fissures coïncide avec la ligne reliant les angles du poinçon et de la matrice [39]. Hambli [18] a également montré que le chemin de la fissure et l'apparence du bord coupé dépendent fortement du jeu, comme illustré schématiquement dans la Figure 13. On peut en conclure qu'il existe un jeu optimal qui permet d'obtenir un bord découpé de bonne qualité géométrique.

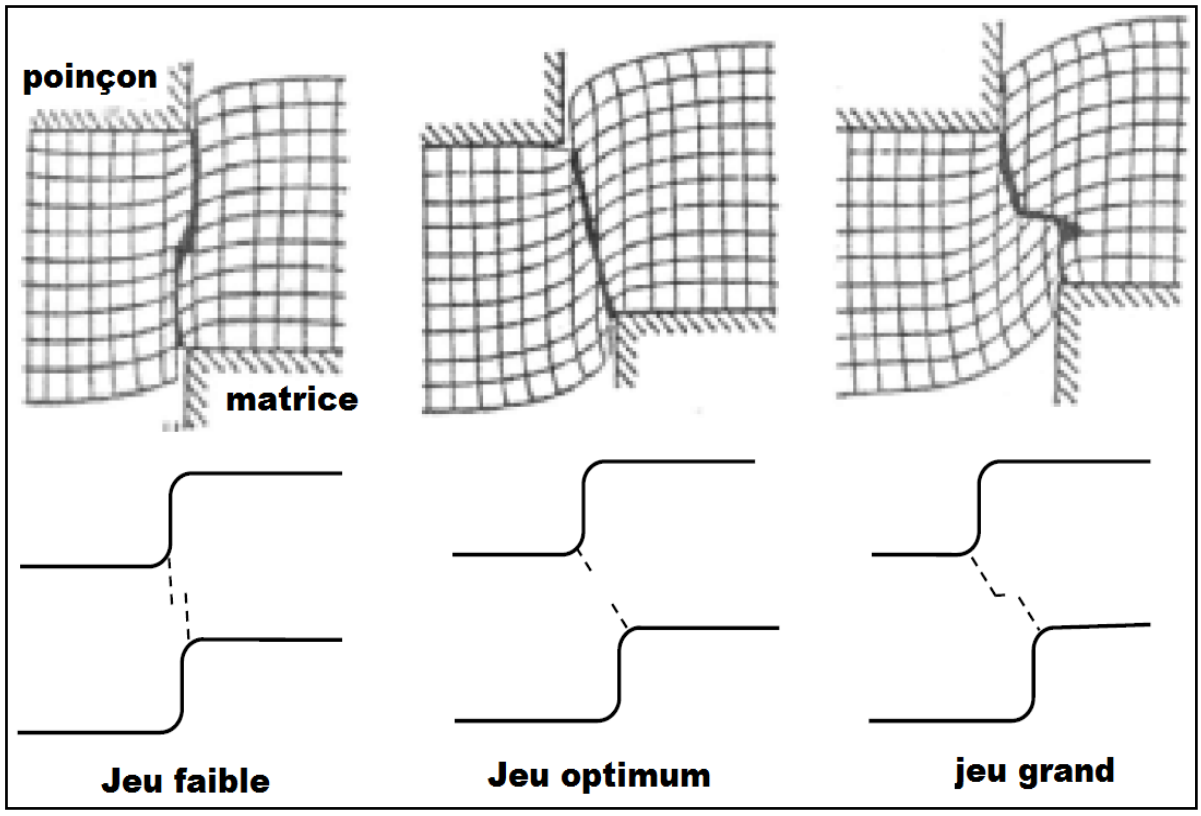


Figure 13 : Influence du jeu sur le trajet de propagation des fissures en découpage [18].

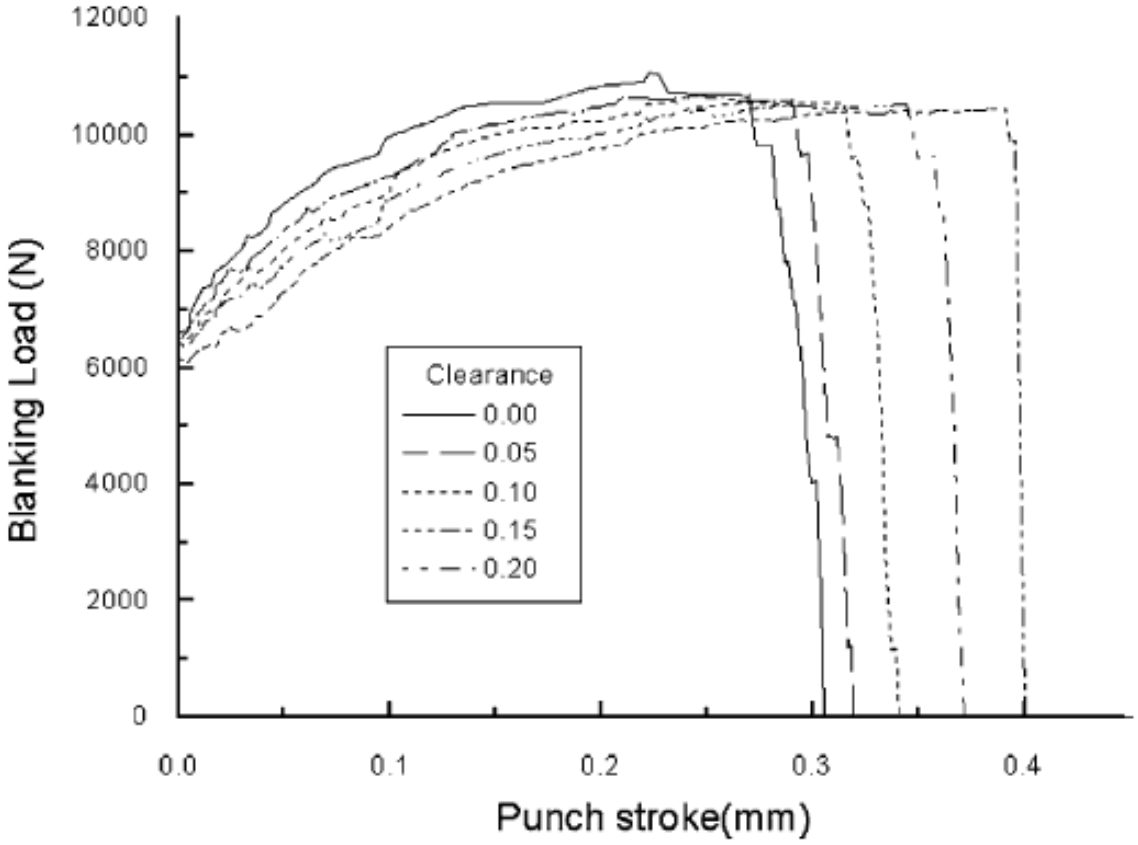


Figure 14 : Les courbes de charge de poinçonnage simulées [19].

1.4.2. Influence de la géométrie de l'outillage :

Les rayons des arêtes coupantes du poinçon et de la matrice correspondent pratiquement à des angles vifs. Dans la littérature, de nombreuses études ont examiné l'effet des rayons d'arête de l'outil sur la qualité de coupe, car il s'agit d'un problème majeur lors du découpage par poinçonnage, en raison de la pression de contact élevée à l'interface. Généralement, dans l'industrie, les rayons de courbure du poinçon et de la matrice sont choisis de manière identique. Pour déterminer l'effet de ces paramètres sur le processus de découpe de feuilles minces par poinçonnage, plusieurs études ont été réalisées. Hambli [33] et Husson [36] ont montré l'influence du rayon d'extrémité du poinçon sur la qualité du profil du bord découpé ainsi que sur les efforts de découpe.

Osaki et Yoshikai [45] ont mené une étude expérimentale démontrant l'effet de la géométrie de l'outil sur la qualité géométrique des pièces découpées. Parmi les conclusions des études de Hambli [46] et Samuel [47], l'une des plus importantes est que la pénétration du poinçon

avant rupture augmente avec l'augmentation du rayon de l'outil et de la matrice, et qu'un grand rayon rend plus difficile la naissance et la propagation des fissures du côté de l'outil.
Chabenat et Martin [34] indiquent que le rayon de courbure du poinçon et de la matrice peut faire varier l'effort de découpe de plus de 20 % par rapport à sa valeur nominale. Hilditch et Kelly [35] ont établi une relation entre la hauteur des bavures et le rayon de courbure du poinçon grâce à une étude expérimentale sur le découpage d'un alliage d'aluminium de type AA6111-T4, d'une épaisseur de 1 mm. Ils ont également montré, tout comme Chabenat et Martin [34], que l'angle de découpe (l'angle de dépouille sur la matrice) influence la qualité du produit final et les efforts de découpe.
Hilditch et Kelly [35] ont également mis en évidence, à partir d'observations expérimentales, que pour un angle d'inclinaison de 20°, la hauteur des bavures n'est plus sensible à la variation du rayon de courbure du poinçon pour un alliage d'aluminium de type AA6111-T4. Ce phénomène n'est pas observé lorsque la découpe suit le plan normal au plan moyen de la tôle. De plus, un angle de coupe réduit l'empilement des pièces, ce qui diminue les forces de poinçonnage.
Des opérations d'usinage supplémentaires sont effectuées pour ouvrir la matrice dans une forme conique appelée « ébauche » afin de faciliter l'éjection des pièces et des copeaux. Osaki et al. [164] ont mis en évidence la dépendance entre le faciès de rupture et la géométrie du bord tranchant de l'outillage. À partir d'une étude microscopique des pièces découpées, ils ont montré que les phénomènes liés à la naissance et à la propagation des fissures, et donc à l'apparition du bord découpé, dépendent de la géométrie du bord tranchant du poinçon.
Globalement, parmi les conclusions les plus importantes sur les effets de la géométrie de l'outil sur le processus de coupe, on peut noter qu'une augmentation du rayon de courbure s'accompagne d'une augmentation de la hauteur des bavures, de la force de coupe et de la pénétration avant rupture.

1.4.3. Influence de l'épaisseur de la tôle :

L'épaisseur de la tôle est un facteur déterminant dans la géométrie du bord coupé, comme l'a montré Chang en 1951 [41]. Lange et Pöhlandt [7] ont constaté que, pour un matériau donné et dans des conditions opératoires identiques, le profil du bord découpé varie en fonction de l'épaisseur de la tôle. En 1998, Kals et Eckstein [48] ont démontré que la diminution de l'épaisseur de la tôle métallique influence les hauteurs des différentes zones caractéristiques du bord coupé. En revanche, le trajet de la fissure et la taille de la bavure qui en résultent en

dépendent également de manière significative. Hambli et Potiron [43]ont, de leur côté, montré qu'une augmentation de l'épaisseur de la plaque accroît le risque d'apparition de fissures secondaires (Figure 15).

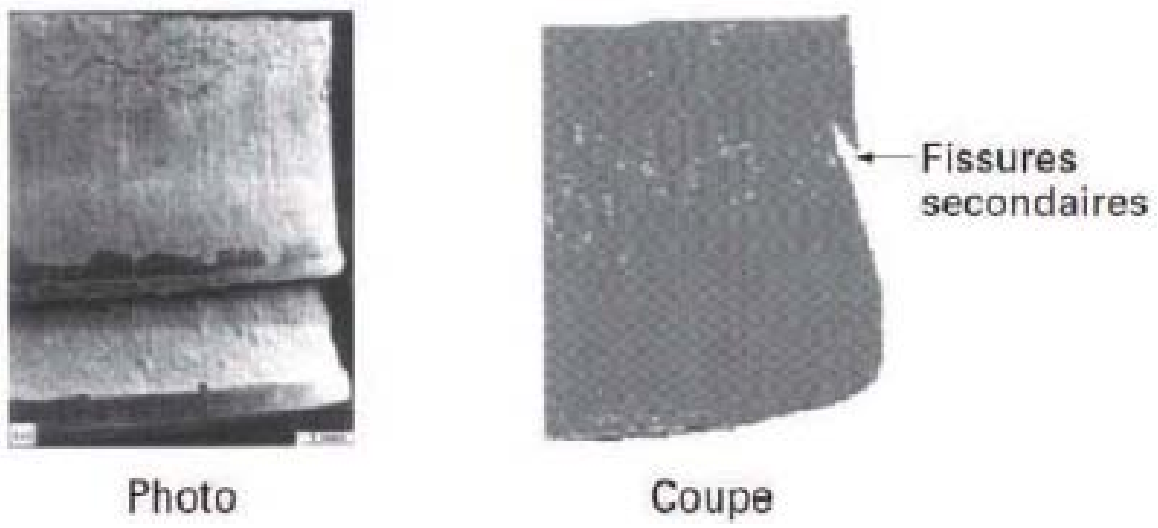


Figure 15 : Fissures secondaires [43].

1.4.4. Influence de la nature du matériau de la tôle :

L'aspect du bord découpé varie en fonction du matériau utilisé. De nombreuses études sur le comportement de découpe des matériaux sont disponibles dans la littérature [42][7][8][45]. En général, le comportement de cisaillage des tôles se situe entre deux cas extrêmes :

1. **Matériau ductile :** Lorsque le matériau est ductile, il présente un comportement plastique et s'écoule de manière ductile dans le plan du mouvement de l'outil. Dans ce cas, la déformation dans la zone de coupe est plus importante, et le bord découpé peut prendre une forme en « S » après la rupture. La pièce découpée présente un bord uniquement cisaillé lorsque le jeu entre le poinçon et la matière est choisi d'une façon optimale (Figure 16).La séparation définitive des deux parties de la tôle se produit lorsque le poinçon a traversé toute l'épaisseur de la tôle pour expulser la partie découpée, ce qui est souvent le cas lorsque l'épaisseur de la tôle est très faible ou lors d'une découpe à chaud. En 2006, Tekiner [20] et Gréban [44] ont confirmé que plus le matériau est ductile, plus la zone cisaillée est grande et la bavure est importante.

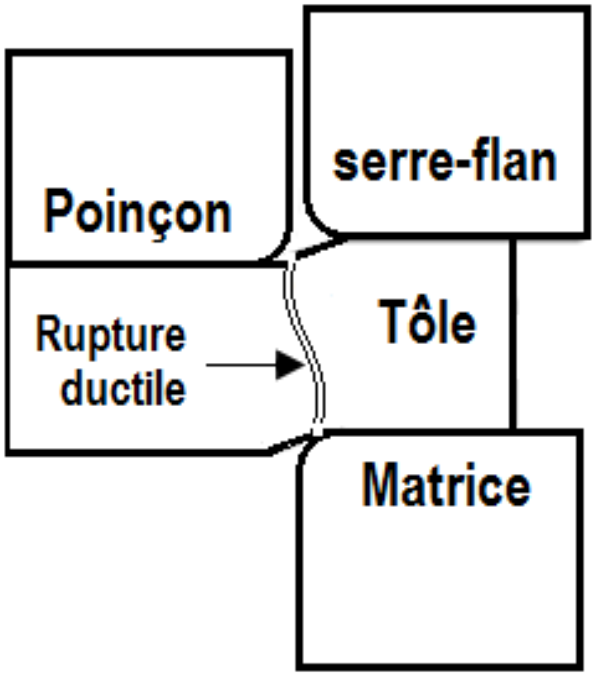


Figure 16 : Aspect expérimental du bord pour les matériaux ductiles [49]

Matériau fragile. Dans ce cas, le matériau est sensible à la fissuration, car la zone découpée présente peu de déformation. La fissuration et la propagation des fissures, dues au mouvement de l'outil à partir des arêtes de coupe du poinçon et de la matrice, entraînent souvent une rupture brutale de la pièce, laissant uniquement une surface de rupture [49] (Figure 17). Ainsi, le comportement du matériau passe par une phase d'endommagement élastoplastique jusqu'à la naissance de la fissure, suivie d'une phase de propagation de la fissure moins brutale jusqu'à la rupture finale [42]. Dans ce contexte, la modélisation de la découpe peut se baser sur la mécanique de l'endommagement. Hambli [50] a montré qu'il est possible de simuler la propagation des fissures à partir de la chute brutale du module d'élasticité endommagé. Balendra et Travis [51] ont constaté, à partir d'essais de découpage pour un même matériau (acier) avec des duretés différentes, que l'effort maximal de découpage augmente de manière quasi linéaire avec la dureté, tandis que la pénétration à rupture diminue. Un autre paramètre important dans l'opération de découpage est la microstructure du matériau découpé. En 1992, Hartley et Hall [52] ont montré expérimentalement que le profil découpé variait en fonction du matériau utilisé pour deux tôles d'alliage d'aluminium de même épaisseur (2,5 mm), ayant subi deux traitements thermiques différents et cisaillées dans les mêmes conditions opératoires. La Figure 18 illustre le profil de découpe de cette tôle : a) ayant subi une opération de trempe à l'eau, durcissant ainsi le matériau, et b) ayant subi une opération de recuit.

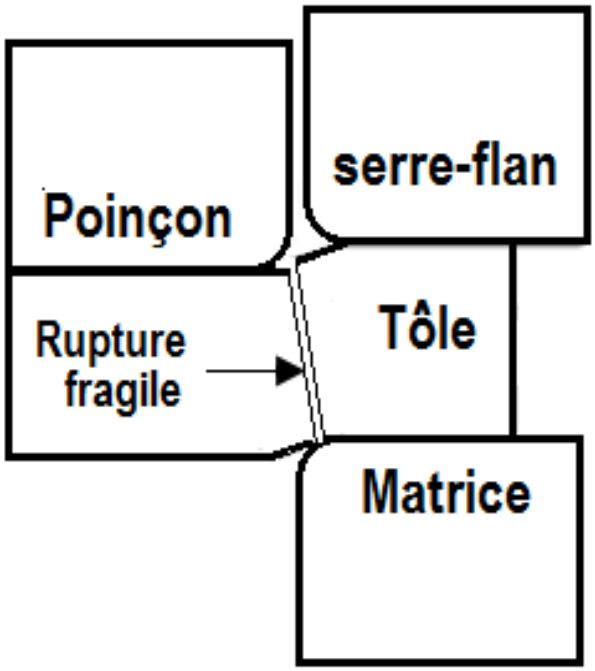


Figure 17 : Aspect expérimental du bord pour les matériaux fragiles [49]

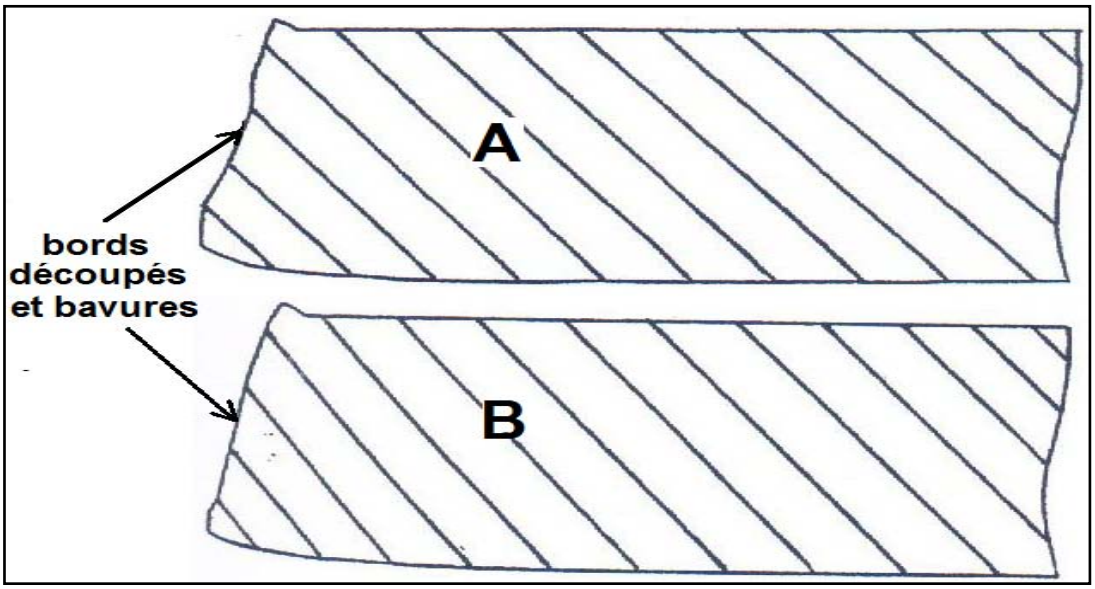


Figure 18 : Aspect expérimental du bord découpé de deux tôles en alliage d'aluminium ayant subi des traitements thermiques différents [52].

1.4.5. Influence de la vitesse de coupe :

La vitesse de coupe est l'un des facteurs les plus importants affectant le processus de coupe par poinçonnage. Elle influe particulièrement sur les forces de coupe et la qualité du produit final. Plusieurs auteurs ont étudié l'effet de la vitesse de descente du poinçon sur la courbe

force-pénétration. Hambli et Potiron [43] ont rapporté que Jana et Ong [42] ont montré qu'une augmentation de la vitesse de poinçonnage améliore la qualité du bord découpé. Stegeman et Goijaerts [53] ont observé que, pour l'acier X30Cr13, une augmentation de la vitesse de poinçonnage de 0,1 mm/min à 100 mm/min entraîne une augmentation maximale de la force de 1 000 N. La Figure 19 présente une analyse de l'influence de la vitesse du poinçon sur l'effort de découpe.

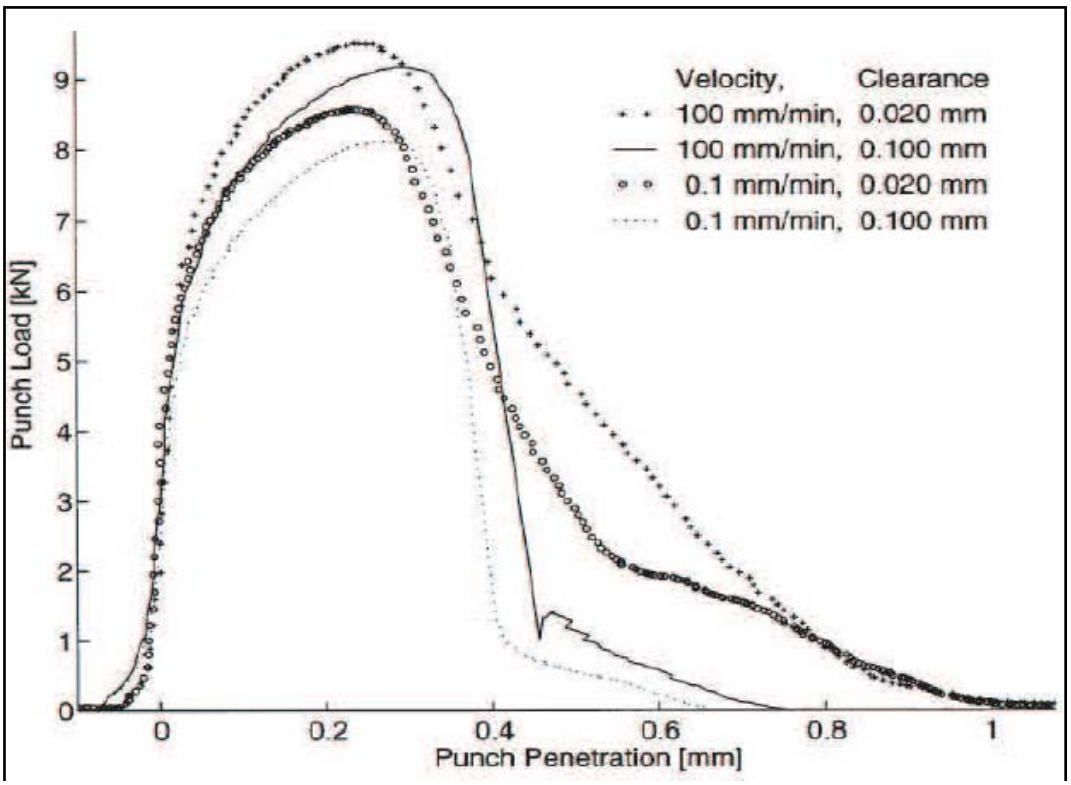


Figure 19 : Influence de la vitesse du poinçon sur l'effort de découpe [53].

Une étude réalisée par Baaijens et ses collaborateurs [54], qui a repris une recherche similaire à celle de Stegeman [53] en utilisant le même acier et des vitesses de poinçonnage variant de 0,001 mm/s à 1000 mm/s, a montré que la force de poinçonnage augmente de manière linéaire à faibles vitesses. Après 1 mm/s, cette force se stabilise et ne s'accroît plus (voir Figure 20). En 2007, Ben Ismail [55] a souligné que la vitesse n'affecte pas significativement la valeur de l'effort maximum pour des vitesses comprises entre 29 et 47,6 mm/s. En revanche, cette valeur augmente avec la vitesse du poinçon. Pour des vitesses comprises entre 29 et 47,6 mm/s, la rupture se produit à environ 0,45 à 0,50 mm de pénétration du poinçon, soit 70 à 77

% de l'épaisseur de la tôle. À des vitesses plus élevées, la rupture se produit à environ 0,55 à 0,65 mm, soit 85 à 100 % de l'épaisseur de la tôle.

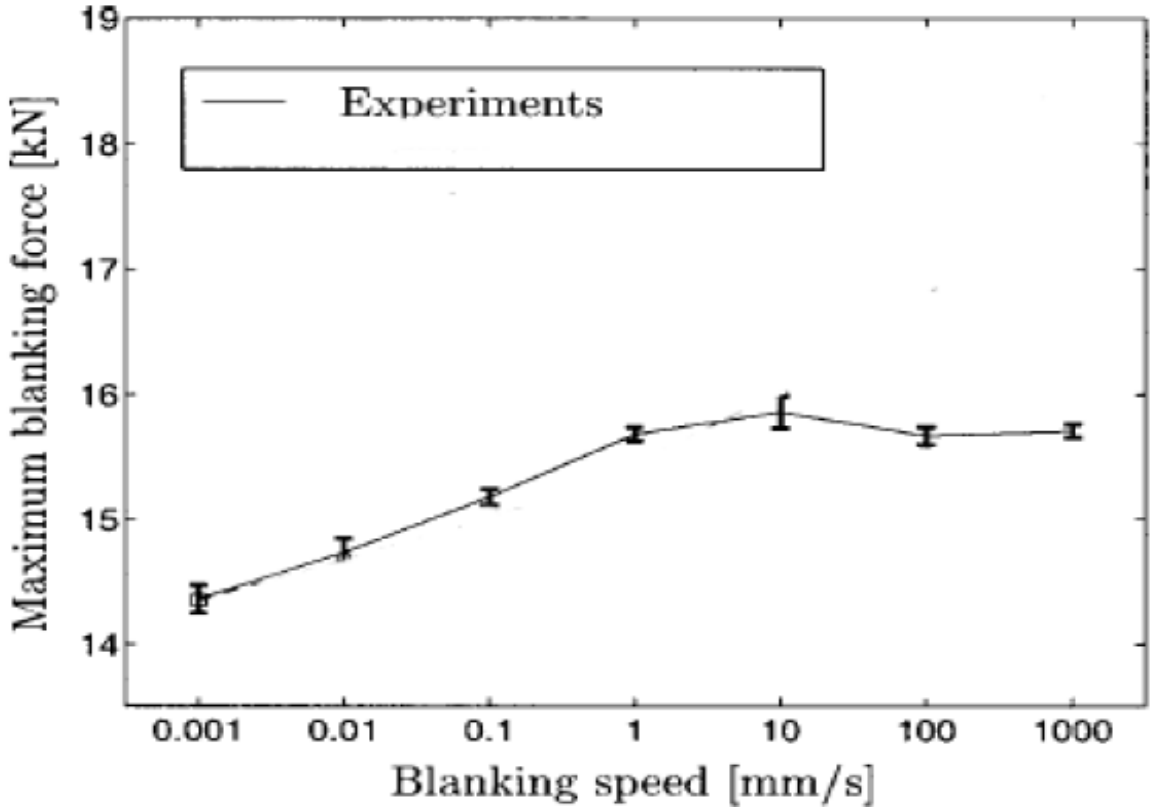


Figure 20 : Évolution expérimentale de l'effort de poinçonnage en fonction de la vitesse pour un acier X30Cr13 [54].

Klepaczko et Nguyen [17] ont étudié l'influence de la vitesse de cisaillement sur un acier XES écroui d'une épaisseur de 0,6 mm qvec une plage de vitesses quasi-statiques de $10^{-3}\ s^{-1} < \Gamma < 10\ s^{-1}$ et une plage de vitesses dynamiques de $10^{2}\ s^{-1} < \Gamma < 10^{4}\ s^{-1}$. Les mesures obtenues peuvent être utilisées pour l'essai de double cisaillement. La Figure 21 illustre les courbes contrainte-déformation de cisaillement, $\tau = f(\Gamma)$. Une augmentation de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation « Γ » est clairement visible sur la Figure 22. Johnson et Slater [9] ont observé qu'une augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation de la partie cisaillée dans le profil de découpe. En 2005, Meunier [56] a constaté que les variations de vitesse de coupe de 100 à 500 coups/min n'entraînent aucune modification observable du profil de la pièce cisaillée. En réalité, pour tous les matériaux étudiés, il a été observé que l'effort maximal de découpage diminue tandis que la hauteur de la zone cisaillée augmente avec l'augmentation de la vitesse de découpage.

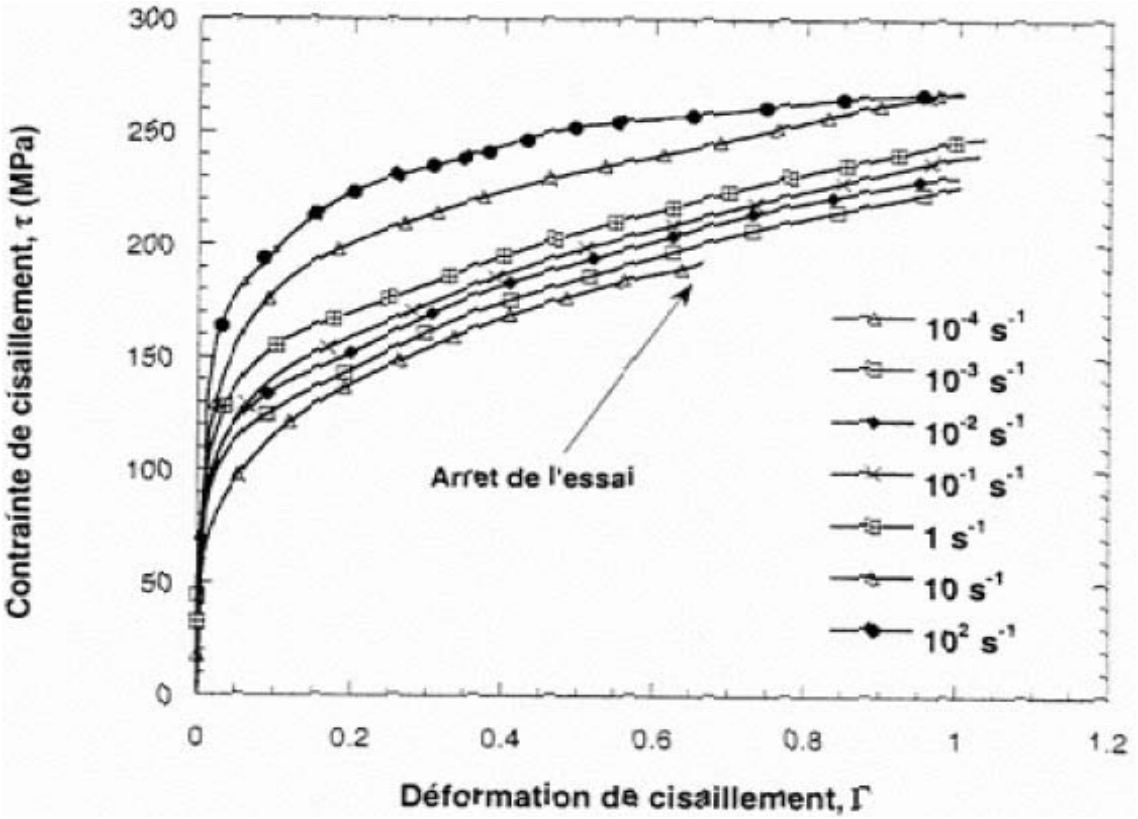


Figure 21 : Résultats expérimentaux en double cisaillement pour un acier XES (10^{-4} s^{-1} < Γ < 102 s^{-1}) [17].

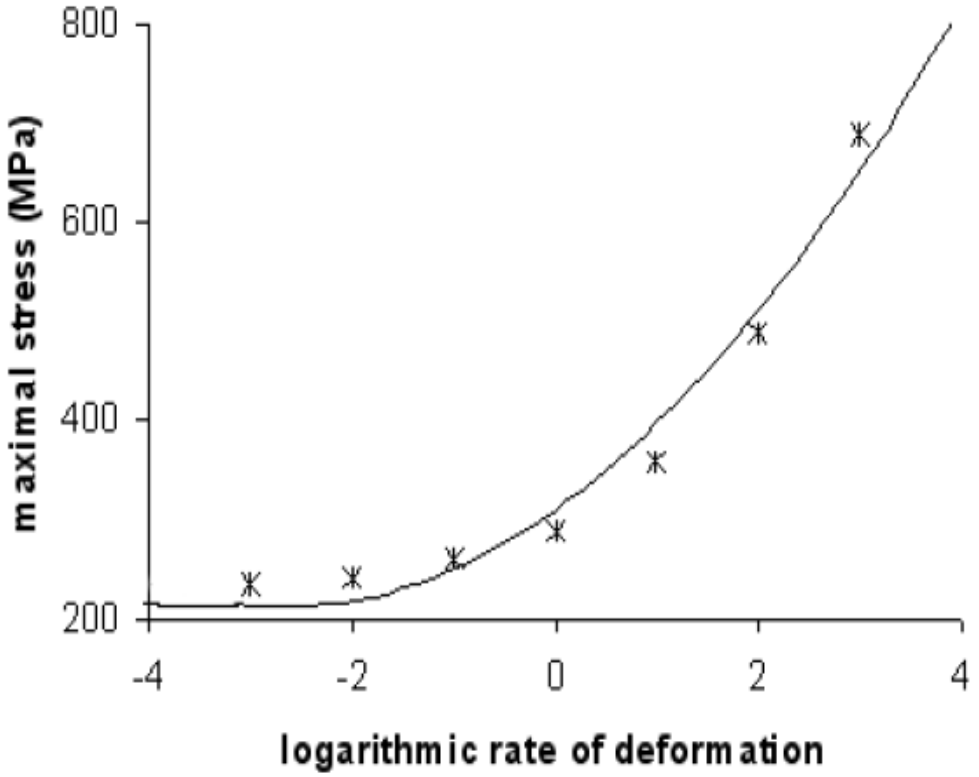


Figure 22 : Contrainte maximale en fonction du taux de déformation logarithmique [17]

1.4.6. Influence de la température :

Lors de la découpe, l'effet de la température sur le comportement des plaques métalliques est crucial, car il influe de manière inverse sur le taux de déformation et l'effort maximal de découpe. En 1966, Rosenfield a observé que l'échauffement important à l'intérieur de l'échantillon conduit à un mode de déformation adiabatique lors de la déformation dynamique. Lorsque l'effet de la température (effet adoucissant) prédomine sur l'effet de l'écrouissage (durcissement), la température joue un rôle négatif en raison de l'adoucissement thermique [57]. La courbe présentée dans la Figure 23 permet d'identifier trois zones distinctes en fonction de la température de fusion T_m. Dans la première zone, la contrainte diminue fortement avec l'augmentation de la température, jusqu'à atteindre $T_m/3$. Dans la deuxième zone, où la température est comprise entre $T_m/3 < T < T_m/2$, la contrainte reste insensible à la température, et la déformation est principalement due à la contrainte appliquée, avec une influence thermique négligeable. En revanche, dans la troisième zone, pour les températures supérieures à $T_m/2$, le matériau présente une forte sensibilité à la température, ce qui se traduit par une diminution notable de la contrainte. Plus tard, en 2006, Touache [58] a étudié l'influence de l'augmentation de la température sur l'effort maximal de découpe, observant une diminution de l'effort maximal ainsi qu'une baisse de la contrainte d'écoulement avec l'augmentation de la température.

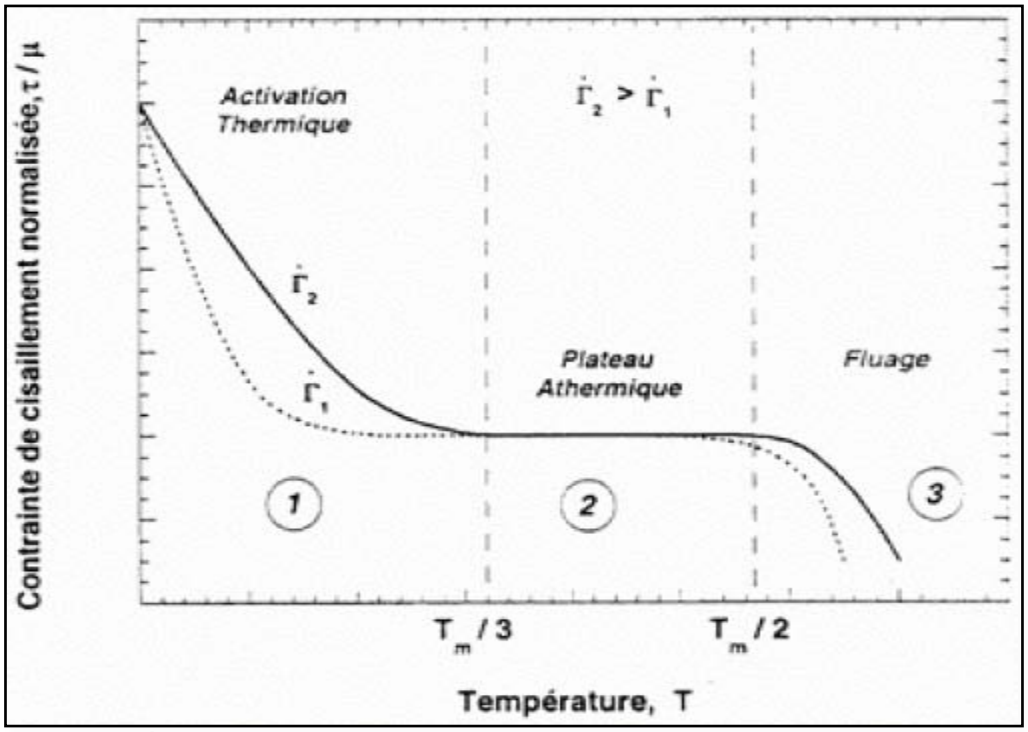


Figure 23 : Évolution de la contrainte de cisaillement normalisée en fonction de la température pour deux vitesses de déformation [57].

1.4.7. Influence du coefficient de frottement :

Le frottement entre le poinçon et la tôle peut être divisé en deux étapes. La première étape se produit lors de la descente du poinçon, qui entre en contact avec la tôle au niveau de l'arête tranchante, subissant des contraintes mécaniques et thermiques très élevées. La deuxième étape a lieu lors de la remontée du poinçon après la rupture de la tôle, et concerne l'action du dévêtissage du poinçon.

La force mesurée pendant le dévêtissage, notée F_{devet}, correspond à l'extraction du poinçon et traduit le frottement du poinçon sur la tôle découpée. Cette force engendre un effort de serrage, noté $F_{serrage}$, par retour élastique sur le poinçon. Cette force de dévêtissage peut être définie par la formule suivante [44] :

$$\mathbf{F_{devet} = \mu \times F_{serrage}} \qquad \mathbf{(I.\ 2)}$$

Au, μ: Le coefficient de frottement entre le poinçon et tôle.

Le frottement entre le poinçon et la tôle dépend principalement de la nature des matériaux constituant ce couple ainsi que de l'état de surface du poinçon. Maiti et ses collaborateurs [59] ont montré qu'une augmentation du coefficient de frottement entraîne une augmentation de la force exercée par le poinçon sur la tôle lors de la descente. Cependant, peu d'études se penchent sur l'influence du coefficient de frottement dans l'opération de poinçonnage, ce qui est dû aux difficultés de quantification de ce paramètre lors des tests expérimentaux.

1.5. Les lois de comportement des matériaux :

La compréhension du comportement mécanique d'un matériau soumis à de fortes contraintes dynamiques est essentielle pour optimiser la conception de structures susceptibles de rencontrer des conditions de chargement extrêmes. À cet effet, plusieurs modèles rhéologiques ont été développés ces dernières années pour reproduire les phénomènes observés en mettant en relation différents paramètres mécaniques tels que la contrainte, la déformation, la vitesse de déformation et la température, entre autres. Ces modèles, appelés lois de comportement, ont une application majeure dans les codes informatiques utilisés pour prédire le comportement thermomécanique des matériaux. Ils permettent de simuler numériquement la réponse mécanique des structures sous des charges extrêmes, telles que l'impact et le poinçonnage. L'objectif de ce paragraphe est de définir les principales lois de

comportement des matériaux métalliques soumis à de fortes contraintes dynamiques. Nous décrirons ensuite brièvement quelques critères de rupture disponibles dans la littérature [60]. Pour déterminer le comportement viscoplastique des matériaux, il existe deux approches principales. L'une d'elles, appelée phénoménologie, repose sur des observations expérimentales et décrit le comportement de manière intuitive à l'aide d'équations mathématiques relativement simples.

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \qquad \textbf{I . 3}$$

L'autre approche est basée sur des considérations physiques. Elle propose des lois pour l'évolution des variables internes S_j, tenant compte des propriétés des matériaux et des représentations de l'état microstructural. Cette approche est considérée comme la plus rigoureuse.

$$\sigma = f\left(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, S_j\right) \qquad \textbf{I . 4}$$

1.5.1. Les lois de comportement phénoménologiques (empiriques) :

Une base de données expérimentale est nécessaire pour déterminer les paramètres de ces modèles, ce qui permet d'assurer une bonne corrélation entre les calculs numériques et les mesures expérimentales dans des conditions de déformation spécifiques. Le principal inconvénient de ces modèles est que la base physique de ce type de modèle est restreinte, rendant les extrapolations hors du domaine initial d'identification très risquées. En plasticité, ces lois sont généralement exprimées sous forme de relations entre la limite d'élasticité $\bar{\sigma}$, la déformation plastique équivalente $\bar{\varepsilon_p}$, et son taux $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$. Divers travaux ont été réalisés dans ce domaine, aboutissant à de nombreuses formulations, toutes plus ou moins représentatives du matériau étudié.

- **Modèle de Litonski (1977)** [61] **:**

C'est l'un des modèles les plus connus, dans lequel la dépendance de la contrainte est linéaire en fonction de la température :

$$\bar{\sigma} = \mathrm{B}(1 - \mathrm{AT})(1 + \mathrm{C}\dot{\bar{\varepsilon}})^{\mathrm{m}}(\bar{\varepsilon_{\mathrm{p}}} + \varepsilon_0)^{\mathrm{n}} \qquad \textbf{I . 5}$$

Avec « m » la sensibilité à la vitesse de déformation et « n » le coefficient d'écrouissage. A, B et C sont des constantes du matériau.

- **Modèle de Lubahn (1947) et Felgar (1961)**

Cette formulation a été proposée par plusieurs auteurs à la fin des années 1980, notamment Klopp et Clifton [62], ainsi que Fressengeas et A. Molinari [63]. Ce modèle s'inspire des travaux de Lubahn [64] et de Lubahn et Felgar [65]. En plus de l'influence de la vitesse de déformation, Lubahn et Felgar intègrent également l'influence de la température dans leur modèle. Sa forme simple est exprimée par la formule suivante :

$$\bar{\sigma} = K\bar{\varepsilon}_p^{n}\dot{\bar{\varepsilon}}_p^{m}T^{-v} \qquad \mathbf{I.6}$$

Où « K » est une constante du matériau, « n » est le coefficient d'écrouissage, « m » est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et « V » est le paramètre d'adoucissement thermique. La détermination de ces constantes est facilitée par des essais permettant de découpler les trois variables de manière indépendante.

- **Modèle de Lindholm (1968)**

La loi de Lindholm et Yeakley [66] intègre uniquement la sensibilité à la vitesse de déformation, sans prendre en compte la température. Par conséquent, elle ne permet pas de reproduire le comportement du matériau sous des conditions de sollicitation thermique. Ainsi, elle n'est pas adaptée à la simulation de processus dynamiques en raison de l'adoucissement thermique. Sa forme générale est la suivante :

$$\bar{\sigma} = \overline{\sigma_0} + \left(\grave{A} + \grave{B}\overline{\varepsilon_p}\right)\log\dot{\overline{\varepsilon_p}} \qquad \mathbf{I.7}$$

$\bar{\sigma}_0$: est l'écrouissage quasi-statique, qui prend la forme suivante selon la loi de Lodwick :

$$\bar{\sigma} = \left(A + B\bar{\varepsilon}_p^{n}\right) + \left(\grave{A} + \grave{B}\overline{\varepsilon_p}\right)\log\dot{\overline{\varepsilon_p}} \qquad \mathbf{I.8}$$

Les paramètres A, B, A′, B′ et n sont des constantes caractéristiques du matériau.
A : représente la limite d'élasticité.
B, B′ et n : sont des paramètres liés à l'écrouissage.
A′ : représente la sensibilité à la vitesse de déformation.

- **Modèle de Johnson-Cook(1983)**

Le modèle de Johnson-Cook permet de représenter l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation équivalente, de la vitesse de déformation et de la température. Ce modèle est largement utilisé dans la modélisation de processus fortement dynamiques [67][68]en raison de sa capacité à prédire les grandes déformations. Bien que les simulations numériques donnent nécessairement des résultats approximatifs par rapport à la réalité, J. R. Johnson et W. H. Cook [67] [67] ont montré expérimentalement, sur une très large gamme d'alliages métalliques, que cette loi de comportement peut être exprimée sous une forme multiplicative, comme indiqué dans l'équation **(I.9)**, tant que la température du matériau n'a pas atteint une température de transition TtT_tTt. Au-delà de cette température, l'adoucissement thermique devient significatif et doit être pris en compte pour décrire correctement le comportement du matériau. Il s'agit de la loi de comportement la plus utilisée dans les codes de calcul, et elle s'exprime sous la forme suivante :

$$\bar{\sigma} = \left(A + B\bar{\varepsilon}_p^n\right)\left[1 + D\ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left(1 - \hat{T}^m\right) \qquad \mathbf{I.9}$$

Avec D, $\dot{\varepsilon}_0$ et m des constantes à identifier. $\hat{\mathrm{T}}$ Est équivalente à une température (sans dimension) définie par :

$$\hat{\mathrm{T}} = \begin{cases} 0 & \text{si } \mathrm{T} < \mathrm{T}_{\text{transition}} \\ \dfrac{\mathrm{T} - \mathrm{T}_{\text{transition}}}{\mathrm{T}_{\text{fusion}} - \mathrm{T}_{\text{transition}}} & \text{si } \mathrm{T}_{\text{transition}} < T < \mathrm{T}_{\text{fusion}} \\ 1 & \text{si } \mathrm{T} > \mathrm{T}_{\text{fusion}} \end{cases} \qquad \mathbf{I.10}$$

Où T est la température ambiante, $\mathrm{T}_{\text{fusion}}$ la température de fusion et $\mathrm{T}_{\text{transition}}$ la température de transition. Toutes ces températures sont exprimées en °K. Il a l'avantage d'être simple à identifier, cependant, l'adoucissement adiabatique peut être surestimé si l'équation **(I.10)** est utilisée. Cette loi dont la forme est donnée par **(I.11)** est généralement utilisée dans le cas d'un fort adoucissement adiabatique.

$$\bar{\sigma} = \left(\mathrm{A} + \mathrm{B}\bar{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{\mathrm{n}}\right)\left[1 + \mathrm{D}\ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_{\mathrm{p}}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left(1 - \grave{\mathrm{A}}\exp\left\{\frac{\grave{\mathrm{B}}}{\mathrm{T}}\right\}\right) \qquad \mathbf{I.11}$$

Où A′ et B′ sont des constantes à déterminer.

- **Modèle de Cowper-Symonds(1957)**

Le modèle de Cowper-Symonds a été largement utilisé et a permis de résoudre de nombreux problèmes. La loi de puissance à deux paramètres qu'il propose entraîne un décalage homothétique de la courbe statique en fonction de la vitesse de déformation [69]. Cependant, ce modèle ne prend pas en compte la variation de l'écrouissage ni l'effet de la température. Son expression est la suivante :

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_0 \left[1 + \left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \qquad \mathbf{I.12}$$

Les paramètres D et p sont facilement identifiables, et $\sigma_0$représente l'écrouissage adopté pour le matériau dans des conditions quasi-statiques. Ce modèle est également disponible en tant qu'application dans plusieurs codes de calcul.

- **Modèle de Ludwick-Steinberg (1980)**

Dans le modèle de Ludwick-Steinberg, une première partie linéaire est régie par la loi de comportement de Ludwick, tandis qu'une seconde partie logarithmique reflète le comportement visqueux à des vitesses de déformation plus élevées [70]. L'expression de ce modèle, dans le cas de l'écrouissage selon Ludwick, est la suivante :

$$\bar{\sigma} = \begin{cases} \left(A + B\bar{\varepsilon}_p^n\right)\left[1 + C \ln\left(\dfrac{\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right] & \text{si } \dot{\varepsilon} > \dot{\varepsilon}_0 \\ \left(A + B\bar{\varepsilon}_p^n\right) & \text{si } \dot{\varepsilon} < \dot{\varepsilon}_0 \end{cases} \qquad \mathbf{I.13}$$

Où ε_0 correspond à l'intersection des deux domaines (environ $10s^{-1}$).

- **Modèle de Jones modifié (1998)**

Ce modèle est sensible à la vitesse de déformation [165] et a permis de résoudre de nombreux problèmes de mise en forme. Cependant, il néglige l'effet de la température sur la sensibilité à la vitesse de déformation « m » et sur le coefficient d'écrouissage « n ». Son expression est donnée par la loi suivante :

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_0 \left[1 + \left(\frac{(\varepsilon_u - \varepsilon_v)\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{D_u\left(\bar{\varepsilon}_p - \varepsilon_v\right) + D_v\left(\varepsilon_u - \bar{\varepsilon}_p\right)} \right)^{\frac{1}{A\varepsilon + B}} \right] \qquad \mathbf{I.14}$$

ε_u, ε_v, D_u, D_v : sont des paramètres constants à identifier.

- **Modèle de Klepazcko (1987)**

La loi de comportement proposée par Klepaczko [71] inclut la dépendance observée expérimentalement entre l'écrouissage, la vitesse de déformation et la température. Sa forme généralisée est la suivante :

$$\bar{\sigma} = B\,(T)\left[\bar{\varepsilon}_p + \varepsilon_0\right]^{n\,(T)\dot{\bar{\varepsilon}}^{m\,(T)}} \qquad \mathbf{I.15}$$

Où n (T), m (T), et B (T) sont respectivement le coefficient d'écrouissage, la sensibilité à la vitesse de déformation et le module de plasticité.

- **Modèle de Zerilli-Armstrong modifié (1987)**

La loi de Zerilli et Armstrong [72] repose en partie sur l'analyse des mécanismes physiques de la déformation plastique. Elle est fondée sur la théorie des dislocations et le modèle de l'aire d'activation thermique. La composante de la contrainte d'écoulement dépendante de la température s'exprime ainsi :

$$\beta = \beta_0 + \beta_1 \log\left\{\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right\} \qquad \mathbf{I.16}$$

Les cas des métaux à structure cubique centrée (CC) et cubique à faces centrées (CFC) sont décrits séparément :

- Pour la structure CFC, les effets de la température et de la vitesse de déformation dépendent fortement du niveau de déformation instantanée. L'aire d'activation et la densité de dislocations étant proportionnelles à la déformation, β devient proportionnel à $\varepsilon^{0.5}$.
- Pour les structures CC, l'aire d'activation dépend peu du niveau de déformation plastique, de sorte que β peut être considéré comme constant. L'effet de l'écrouissage est généralement modélisé par une loi classique d'Hollomon, ce qui donne :

$$\bar{\sigma} = \begin{cases} C_0 + C_2\bar{\varepsilon}_p^{n}\exp(-C_3 + C_4 T\log\dot{\bar{\varepsilon}}) & \text{pour les CFC} \\ C_0 + C_1\exp\left(-C_3 + C_4\,T\log\dot{\bar{\varepsilon}}\right) + C_2\bar{\varepsilon}_p^{n} & \text{pour les CC} \end{cases} \qquad \mathbf{I.17}$$

C_0 : est une constante qui reflète l'effet du durcissement des solutés (noté parfois $\Delta\sigma_G$).

C_1, C_2, C_3 et C_4 : sont des constantes à identifier.

n : Le coefficient d'écrouissage et « T » la température.

Dans la littérature, J. Klepaczko [73]et D. Ruiz [74]montrent qu'une augmentation de la vitesse de déformation agit différemment sur ces deux types de structures cristallines. En effet, pour les métaux à structure cubique centrée (CC), la vitesse de déformation entraîne une forte augmentation de la limite élastique, tandis que l'écrouissage est moins influencé. En revanche, ces effets sont inversés pour les métaux à structure cubique à faces centrées (CFC). Pour ces raisons, l'effet additif de l'écrouissage et de la vitesse est utilisé pour décrire le comportement des structures CC, tandis que l'effet multiplicatif est préféré pour les structures CFC.

1.5.2. Loi de type physique :

Il a été démontré que le comportement mécanique est fortement influencé par la microstructure, l'évolution de la densité de dislocations et les défauts initialement présents dans le matériau. Pour déterminer l'écoulement plastique en fonction des paramètres physiques, de nombreux travaux ont été réalisés, notamment par Klepaczko en 1975 [75], Mecking et Kocks en 1981 [76], et Follansbee et Kocks [77]. Ces modèles physiques constitutifs, parfois appelés « phénoménologie rationnelle », reposent sur des propriétés mécaniques étroitement liées à l'évolution microstructurale de la matière et peuvent donc être très complexes en raison de la diversité des phénomènes à considérer. Ainsi, la cinétique d'écoulement plastique est régie par des paramètres internes «Sj» qui caractérisent la microstructure. Parmi les modèles les plus connus figurent ceux de Schmidt et Miller, le modèle de Bergström, ainsi que les modèles basés sur la densité totale de dislocations. Zerilli et Armstrong (1987) [72] ont proposé deux formules : l'une pour décrire le comportement des matériaux à structure cubique centrée (CC) et l'autre pour les matériaux à structure cubique à faces centrées (CFC), où le paramètre microstructural représente la taille des grains du matériau.

- ✓ **Le modèle de Zerilli-Armstrong (1987)**

En 1987, Zerilli et Armstrong ont publié un article dans lequel ils ont fourni une démonstration complète de leur modèle physique. Dans cet article, la relation est formulée différemment pour les matériaux à structure cubique centrée (voir l'équation **I.18**) et pour ceux à structure cubique à faces centrées (voir l'équation **I.19**).

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \varepsilon^n + C_1 \exp\left(-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\varepsilon})\right) + K_s d^{-\frac{1}{2}} \qquad \mathbf{I.18}$$

$$\sigma = \sigma_0 + C_2\, \varepsilon^{\frac{1}{2}} \exp\left(-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\varepsilon})\right) + K_s d^{-\frac{1}{2}} \qquad \textbf{I . 19}$$

Où :

σ_0 : La limite d'élasticité.

σ_1 et n : Des paramètres d'écrouissage.

C_1, C_2, C_3, C_4 : Des coefficients du modèle.

K_s : Le diamètre moyen des grains du matériau.

Ces équations permettent de prendre en compte de manière couplée l'effet de l'écrouissage, de la vitesse de déformation et de la température sur la contrainte d'écoulement du matériau. Cependant, elles négligent l'effet de la température et de la vitesse de déformation sur le coefficient d'écrouissage n. En effet, Klepaczko a observé expérimentalement en 1987 [71] et plus tard en 2009 [78] que le coefficient d'écrouissage diminue lorsque la vitesse de sollicitation du matériau augmente.

- ✓ **Le modèle de Rusinek-Klepaczko**

Le modèle de Markiewicz et de son collaborateur [79], ainsi que celui proposé par Rodríguez [80], basés sur les travaux de Rusinek-Klepaczko, sont partiellement fondés sur la théorie des dislocations. Ce modèle permet de représenter le comportement mécanique des matériaux sur une large gamme de vitesses de déformation ($10^5\ s^{-1} \leq \dot{\varepsilon} \leq 10^7\ s^{-1}$) et de températures, grâce à sa dépendance au module d'écrouissage, au module de plasticité, ainsi qu'à la vitesse de déformation et à la température. Il est fréquemment utilisé dans la littérature pour modéliser le comportement thermoviscoplastique des matériaux métalliques sous contraintes dynamiques. Sa formulation phénoménologique repose sur la décomposition additive de la contrainte totale [71] :

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \frac{E(T)}{E_0}\left[\sigma_\mu(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) + \sigma^*(\dot{\varepsilon}, T)\right] \qquad \textbf{I . 20}$$

Où :

σ_μ : La contrainte interne.

σ^* : La contrainte effective.

E_0 : Le module de Young à T = 0K.

Le premier terme est directement relié à l'écrouissage du matériau et le second définit les effets de l'activation thermique (sensibilité instantanée à la vitesse de déformation et à la température).

Le facteur multiplicateur qui est devant la somme des contraintes, $E(T) / E_0$, définit l'évolution du module de Young avec la température [81]:

$$E(T) = E_0 \left(1 - \frac{T}{T_m} \exp\left[\theta^* \left(1 - \frac{T_m}{T}\right)\right]\right) \qquad T > 0 \qquad \mathbf{I.21}$$

Où :

T_m : La température de fusion du matériau.

θ^* : La température homologuée du matériau.

Cette expression permet de définir l'adoucissement thermique en fonction du réseau cristallin du matériau [82]. Ce facteur est important en dynamique pour l'étude de la propagation des ondes $C_0 = \sqrt{(E/\rho)}$.

$$\sigma_\mu(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = B(\dot{\varepsilon}, T)(\varepsilon_0 + \varepsilon)^{n(\dot{\bar{\varepsilon}}, T)} \qquad \mathbf{I.22}$$

Où :

$B(\dot{\varepsilon}, T)$: Module de plasticité qui dépend de la vitesse de déformation et de la température.

$n(\dot{\bar{\varepsilon}}, T)$: Coefficient d'écrouissage dépendant de la vitesse de déformation et la température.

ε_0 : Valeur de la déformation correspondant à la limite élastique pour une vitesse de déformation et une température spécifique.

Pour décrire le module de plasticité et le coefficient d'écrouissage les auteurs proposent les formulations suivantes :

$$B(\dot{\varepsilon}, T) = B_0 \left[\left(\frac{T}{T_m}\right) \log\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{max}}{\dot{\varepsilon}}\right)\right]^{-v} \qquad T > 0 \qquad \mathbf{I.23}$$

$$n(\dot{\bar{\varepsilon}}, T) = n_0 \left[1 - D_2 \left(\frac{T}{T_m}\right) \log\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{max}}\right)\right] \qquad \mathbf{I.24}$$

Avec :

B_0 : Un paramètre matériau.

v : La sensibilité à la température.

n_0 : Le coefficient d'écrouissage à T = 0K.

D_2 : Un paramètre lié à l'écrouissage.

ε_{min} et ε_{max} : les limites du modèle en termes de vitesse de déformation.

Concernant la contrainte effective, les auteurs [83]ont abouti à l'expression suivante **(I.25)**. Cette formule prend en compte le lien entre la vitesse de déformation et la température à travers l'équation d'Arrhenius, et elle est basée sur la théorie de la thermodynamique et de la cinétique de glissement [84]. Elle dépend d'un ensemble d'équations reliant des grandeurs telles que l'énergie d'activation ΔG la contrainte mécanique seuil $\hat{\sigma}$, la contrainte appliquée σ, la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, la température T, ainsi que les paramètres physiques des matériaux.

$$\sigma^*(\dot{\varepsilon}, T) = \sigma_0^* \left(1 - D_1 \left(\frac{T}{T_m}\right) \log\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{max}}{\dot{\varepsilon}}\right)\right)^{m^*} \qquad \mathbf{I.25}$$

Où :

σ_0^* : La contrainte effective à T = 0K.

D_1 : Une constante du matériau.

m^* : La sensibilité à la vitesse de déformation [71].

Dans les conditions de chargement adiabatique, la loi de comportement est combinée avec l'équation de la chaleur suivante, permettant de tenir compte de l'adoucissement thermique dû à l'échauffement adiabatique (sans transfert de chaleur, kΔT = 0).

$$\Delta T(\varepsilon, \sigma) = \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^{s_{max}} \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) d\varepsilon \qquad \mathbf{I.26}$$

Où :

β : Le coefficient de Quinney-Taylor.

ρ : La densité du matériau.

C_p : La chaleur spécifique du matériau.

Le passage des conditions isothermes à adiabatiques s'opère pour $\dot{\varepsilon} = 10\ s^{-1}$ dans le cas des Aciers, en accord avec les observations expérimentales et les estimations numériques rapportées dans [85][86].

Tous les détails nécessaires ce modèle sont mentionnés dans [78][83]. Contrairement à d'autres lois de comportement, la procédure n'implique pas de structure globale. Il faut noter que les constantes sont définies en utilisant des hypothèses physiques et sont uniques pour chaque matériau [78][83].

1.6. Processus physique d'endommagement et la rupture dynamique :

Le poinçonnage et le cisaillage se distinguent des autres procédés de mise en forme par la séparation de la matière. Goijaerts et ses collaborateurs [87][88] indiquent que la rupture des tôles lors du découpage est inévitablement une rupture ductile, généralement associée à de grandes déformations plastiques et à une croissance des dommages. Contrairement à la rupture fragile, qui résulte du clivage et se produit sans déformation plastique globale notable, la propagation des fissures dans une rupture ductile se fait de manière progressive, sans apparition notable de striction lorsque les conditions d'instabilité sont atteintes. Le phénomène de rupture ductile est lié à l'initiation et à la propagation de fissures, résultant d'un endommagement suivi d'une rupture.

Il est essentiel de distinguer entre endommagement et rupture : l'endommagement décrit la création de nouvelles surfaces au sein du matériau, qui, à l'échelle des liaisons atomiques, apparaissent selon deux mécanismes : le clivage et la cavitation sous sollicitation. La théorie de l'endommagement s'applique jusqu'à l'amorçage de fissures macroscopiques, comme le montre la Figure 24. On parle de rupture après l'amorçage de ces fissures macroscopiques, moment où les fissures commencent à se propager, comme illustré dans la Figure 25. En effet, la rupture ductile se produit en raison de la nucléation, de la croissance et de la coalescence des microcavités (Figure 25). Cette croissance et coalescence des cavités conduisent à la formation de cupules à la surface de la rupture, avec parfois la particule responsable de la formation de la cupule visible au fond de celle-ci.

On peut décomposer l'endommagement en trois phases principales :

1. **Phase d'amorçage de microcavités (ou nucléation)** (Figure 24, $t = t_i$) : Cet amorçage est dû à une incompatibilité de déformation entre la matrice et les particules. Les concentrations de contraintes autour des défauts inclus dans la matrice, généralement des particules de seconde phase ou des inclusions, engendrent de grandes déformations plastiques. La différence de ductilité entre ces hétérogénéités crée des décohésions à leurs interfaces.
2. **Phase de croissance progressive des cavités sous la contrainte appliquée** (Figure 24, $t = t_{i+1}$) : Cette phase est cruciale dans la vie du matériau. Elle résulte de deux phénomènes combinés : l'augmentation du nombre de cavités par nucléation et l'augmentation de la taille de ces cavités en fonction de la contrainte appliquée. Il est important de noter que la contrainte appliquée influence fortement l'évolution de la

forme et du volume de la cavité. Le cas le plus sévère pour la croissance des cavités est l'état de tension hydrostatique.

3. **Phase de coalescence des cavités** (Figure 25) : Les cavités proches les unes des autres interagissent et accélèrent leur croissance jusqu'à se rejoindre, formant ainsi un macro-défaut.

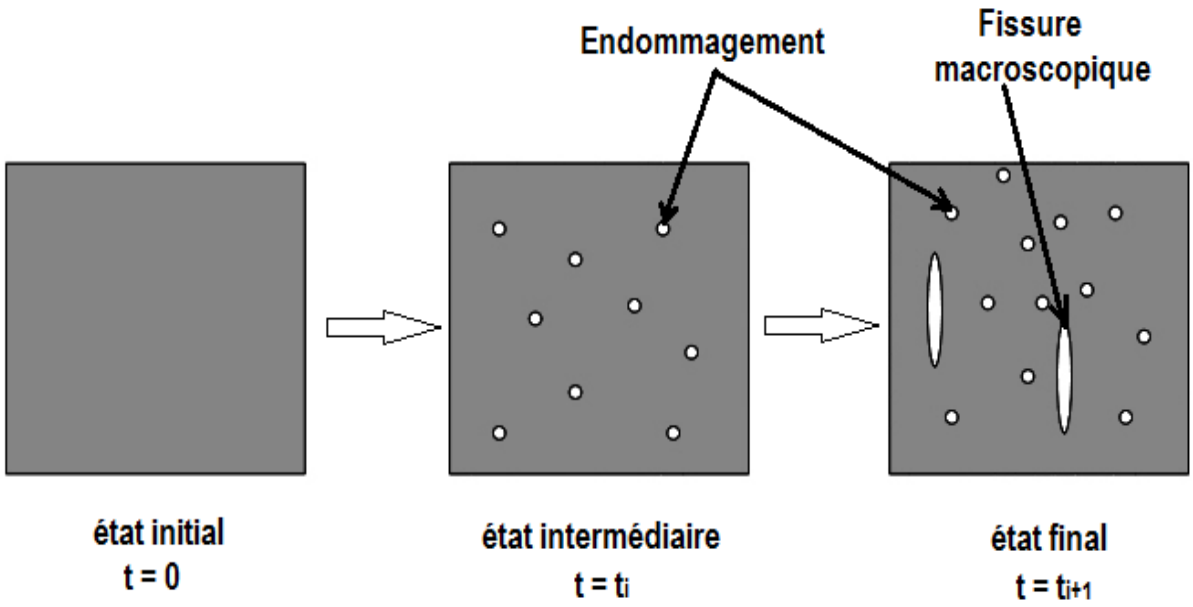


Figure 24 : Endommagement ductile d'un matériau soumis à une sollicitation mécanique

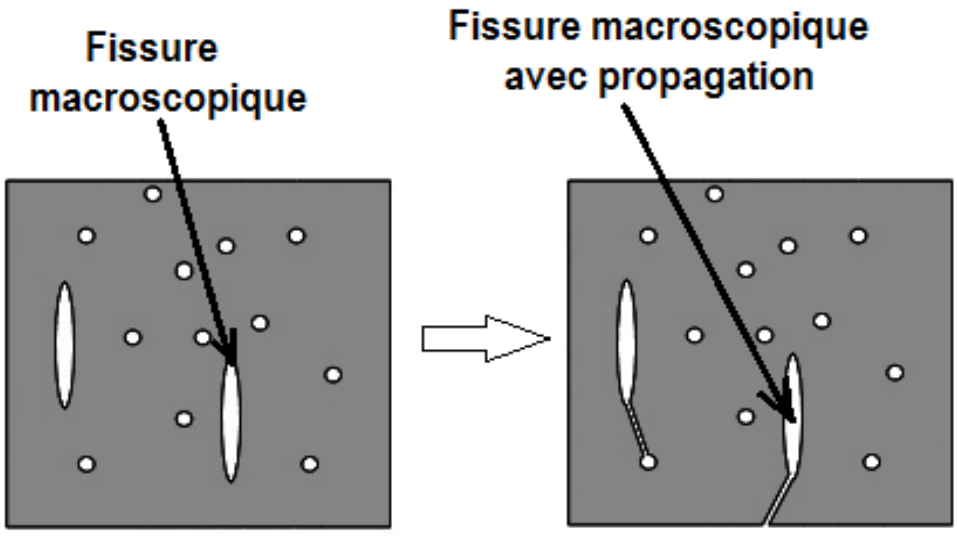


Figure 25 : Rupture d'un matériau soumis à une sollicitation mécanique

1.6.1. Les modèles d'endommagement :

Dans la littérature, de nombreuses formulations ont été proposées pour développer des lois d'endommagement permettant de prédire la rupture. Ces critères de rupture, tels que ceux proposés par Oyane et Sato [89], McClintock [90], et Rice et Tracey [91], depuis plusieurs décennies, sont souvent exprimés en termes de propriétés de cavité (volume ou rayon critique). Généralement, les modèles d'endommagement sont des fonctions représentatives en termes de déformation ou d'énergie [92] liées au phénomène de rupture. La rupture du matériau peut être abordée selon deux approches. La première est une approche découplée, où un critère de rupture est défini indépendamment de la loi de comportement élasto-plastique, sans considérer l'endommagement. Dans ce cadre, la raideur du matériau devient nulle lorsque ce critère est atteint. La seconde approche, dite couplée, intègre l'endommagement directement dans la loi de comportement, ce qui permet de décrire une dégradation progressive. Ce modèle couplé considère l'endommagement comme l'évolution de défauts tels que des microcavités, via des processus de germination, de croissance et de coalescence. Ci-dessous, nous proposons un aperçu des modèles les plus couramment utilisés.

1.6.1.1 Les modèles non couplés :

Dans les modèles découplés, la variable d'endommagement n'intervient pas dans la formulation de la loi de comportement de la matrice. Le paramètre d'endommagement est calculé à partir de l'état de contrainte et de déformation dans la configuration d'équilibre. Dans ce paragraphe, nous présentons les modèles suivants :

- **Le modèle d'Oyane et al. (1980) :**

La déformation volumique d'une cavité dépend du tenseur local des contraintes. En 1989, Oyane et ses collaborateurs [89] ont ainsi postulé que la rupture du matériau se produit lorsqu'un volume critique donné est atteint. Sous forme intégrée, cela s'exprime par :

$$\ln\frac{V_R}{V_0} = \int_0^{\varepsilon_{eq}\,R} \left(a + b\frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p \qquad \mathbf{I.27}$$

Où :

V_R et V_0 : Respectivement le volume de cavités à rupture et initial.

$\varepsilon_{eq}\,R$: Est la déformation équivalente à la rupture.

σ_m : Contrainte hydrostatique.

σ_e : Contrainte équivalente.

$d\varepsilon_e^p$: Incrément de déformation équivalente.

a, b : Sont des constantes de matériaux.

Finalement, ils ont proposé le critère de rupture suivant :

$$I = \frac{1}{b}\int_0^{\varepsilon_{eq}\,R} \left(a\frac{\sigma_m}{\sigma_e} + 1\right) d\varepsilon_e^p = 1 \qquad \mathbf{I.28}$$

Avec a et b qui sont deux constantes caractéristiques du matériau.

Lorsque l'intégrale atteint une valeur de 1, la rupture se produit.

- **Le modèle de McClintock (1968)**

Le modèle de McClintock [90] prend en compte la croissance d'une cavité cylindrique de rayon R dans une matrice parfaitement plastique. L'hypothèse principale consiste à négliger l'interaction entre les cavités. L'expression de ce modèle est formulée comme suit :

$$\frac{dR}{R} = 0.8\exp\left(\sqrt{3}\frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) d\varepsilon_e^p \qquad \mathbf{I.29}$$

Où :

σ_m : La contrainte hydrostatique.

σ_e : La contrainte équivalente.

$d\varepsilon_e^p$: L'incrément de déformation plastique équivalente de Von Mises déterminé de la façon suivante.

$$d\varepsilon_e^p = \sqrt{\frac{2}{3} d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p} \qquad \mathbf{I.30}$$

- **Le modèle de Rice et Tracey (1969) :**

Le modèle de Rice et Tracey [91] s'inspire du modèle de McClintock [90]. Dans ce modèle, les cavités sont supposées initialement sphériques avec un rayon R_0 et conservent leur forme sphérique au cours de leur croissance. La matrice est considérée comme rigide et parfaitement plastique, suivant le critère de Von Mises. L'endommagement est fonction de la déformation plastique cumulée localement. Les auteurs proposent une loi d'évolution pour le rayon des cavités de la forme suivante :

$$\frac{dR}{R_0} = 0.283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p + 0.008 \left(\frac{-3\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{33}}\right) \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) \qquad \mathbf{I.31}$$

Où :

ε_{11}, ε_{22} et ε_{33} sont les composantes du tenseur de déformation principales.

Lorsque la triaxialité des contraintes σ_m/σ_{eq} est positive et non nulle, une bonne approximation de la loi donne :

$$\frac{dR}{R_0} \approx 0.283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p \qquad \mathbf{I.32}$$

Le critère de rupture de Rice et Tracey s'écrit selon la forme suivante :

$$0.283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p = M \qquad \mathbf{I.33}$$

Avec :

$$M = \ln\frac{R_c}{R_0} \qquad \mathbf{I.34}$$

Où :

M : un paramètre du matériau.

R_C : le rayon critique de la cavité à rupture.

- **Le modèle de Huang et Hutchinson(1991) :**

En 1991, Huang et Hutchinson ont cherché à améliorer le modèle de Rice et Tracey en considérant une cavité sphérique dans une matrice rigide et parfaitement plastique. Ils ont obtenu :

$$\frac{dR}{R} = \begin{cases} 0.426 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p & \text{si } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > 1 \\ 0.426 \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right)^{1/4} \exp\left(\frac{\sqrt{3}\,\sigma_m}{2\,\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p & \text{si } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} < 1 \end{cases} \qquad \mathbf{I.35}$$

1.6.1.2. Les modèles couplés :

Les modèles couplés s'appuient sur l'utilisation d'une variable continue pour décrire l'endommagement des matériaux. Ce concept a été introduit pour la première fois par

Kachanov en 1958 [93], puis développé et affiné par Lemaitre et Chaboche en 1978 [94] et en 2009 [95]. Dans sa forme la plus simple, la contrainte effective issue de cette approche se présente sous la forme suivante :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \qquad \mathbf{I.36}$$

Avec :

σ : Le tenseur des contraintes usuelles satisfaisant l'équilibre de la structure.

$\tilde{\sigma}$: Contrainte rapportée à la section qui résiste effectivement aux efforts.

D : Une variable scalaire décrivant l'endommagement.

Ce modèle a fait l'objet de nombreuses extensions. Pour son application dans le domaine de la simulation des procédés de mise en forme, on peut se référer aux travaux de Saanouni [96][97]. Une autre approche consiste à ajuster la fonction de dissipation en se basant sur des considérations microstructurales. De nombreux modèles ont ainsi été proposés.

- **Le modèle de Gurson (1977) :**

Le modèle de Gurson [98] est un modèle continu qui couple l'endommagement à la plasticité. Il décrit le seuil d'écoulement d'un matériau poreux, dont la matrice est rigide et parfaitement plastique, respectant le critère de Von Mises pour de faibles porosités. Bien que ce modèle ait été modifié par divers auteurs, comme nous le verrons, il a été largement utilisé dans de nombreuses études sur la rupture ductile des métaux. Le critère de ce modèle s'exprime ainsi :

$$\emptyset(\sigma_e, \sigma_y, f_v) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_y}\right)^2 + 2f_v\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - f_v^2 = 0 \qquad \mathbf{I.37}$$

Avec : $$f_v = \frac{V_{vides}}{V_{vides} - V_{matrice}} \qquad \mathbf{I.38}$$

Où :

f_v : La porosité.

σ_e : La contrainte équivalente de Von Mises.

σ_y : La limite élastique de la matrice.

σ_m : La contrainte hydrostatique.

V_{vides}, $V_{matrice}$: sont respectivement les volumes des vides présents dans la matrice et le volume de la matrice.

La loi d'évolution du dommage s'écrit :

$$\frac{\dot{f}_v}{f_v \dot{\varepsilon}_e^p} = \frac{3}{2}(1 - f_v)\sinh\left(\frac{3\sigma_m}{2}\right)\left[1 + f_v^2 - 2f_v\cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y}\right)\right]^{\frac{1}{2}} \qquad \mathbf{I.39}$$

A faible porosité ($f_v \ll 1$, $\sigma_e \cong \sigma_y$) et en considérant des cavités sphériques, la loi de dommage s'écrit.

$$\frac{\dot{R}}{R} = \frac{\dot{\varepsilon}_e^p}{2}\sinh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e}\right) \qquad \mathbf{I.40}$$

Où :

R : Le rayon de la cavité sphérique.

Ce modèle est davantage phénoménologique que physique, bien que la croissance des cavités soit décrite par un paramètre observable : la fraction volumique de vide. Cependant, il ne prend pas en compte l'interaction entre les vides. Pour intégrer cette interaction, Tvergaard a modifié le modèle de Gurson en 1981 [99].

- **Le modèle de Tvergaard (1981) :**

Tvergaard [99] a modifié le modèle de Gurson afin d'améliorer la concordance entre les résultats du modèle et une analyse numérique portant sur un milieu comportant un ensemble périodique de cavités. Il a introduit trois coefficients permettant de tenir compte de l'interaction entre ces cavités. Le modèle modifié prend alors la forme suivante :

$$\emptyset\left(\sigma_{eq}, \sigma_y, f_v, \sigma_m\right) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f_v \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - q_3 f_v^2 = 0 \qquad \mathbf{I.41}$$

Où : q_1, q_2, et q_3, sont des caractéristiques du matériau introduits par Tvergaard [99] afin d'améliorer l'accord entre les résultats de localisation de l'endommagement obtenus par calculs éléments finis et de corriger une insuffisance du critère de Gurson. En effet, le critère de Gurson prédit une perte totale de résistance en cisaillement pur à une porosité de 100 %, une valeur surestimée. Tvergaard a donc introduit la notion de porosité apparente [100][101]. Lorsque $q_1 = q_2 = q_3 = 1$, on retrouve le modèle original proposé par Gurson. Les valeurs typiques de q_1 et q_2 et généralement comprises entre 1 et 2, varient en fonction du matériau poreux ductile considéré. On adopte souvent $q_3 = q_1^2$.De plus, en l'absence de porosité (porosité est nulle), soit lorsque ⌀ = 0, on retrouve le critère de Von Mises. Par ailleurs,

Tvergaard [101] et Needleman [102] ont généralisé ce modèle à une matrice viscoplastique régie par une loi puissance, incluant l'écrouissage et l'adoucissement thermique.

- **Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman(1984) :**

La porosité f_v dans l'équation **(I.41)** a été remplacée par une porosité effective f_v^* [101]. Ainsi, le critère de Gurson, Tvergaard et Needleman (que nous appellerons par la suite le critère G.T.N.) s'exprime comme suit :

$$\emptyset\left(\sigma_{eq}, \sigma_y, f_v^*, \sigma_m\right) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f_v^* \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - q_3 f_v^{*2} = 0 \qquad \mathbf{I.42}$$

Ces auteurs proposent :

$$f_v^* = \begin{cases} f_v & \text{pour } f_v \leq f_c \\ f_c + \dfrac{f_u - f_c}{f_F - f_c}(f_v - f_c) & \text{pour } f_c \leq f_v \leq f_F \\ f_F & \text{pour } f_v \geq f_F \end{cases} \qquad \mathbf{I.43}$$

Où : fc la porosité à partir de laquelle la porosité effective f_v^* croit plus vite que la porosité vraie f_v ce qui pourrait être assimilé à une amorce de coalescence, f_F la valeur de la porosité vraie à partir de laquelle la rupture se déclenche.

- ✓ Germination et croissance :

La variation de la porosité du matériau, notée f, provient de deux sources microscopiques : la germination et la croissance de cavités :

$$\dot{f} = \dot{f}_{nucléation} + \dot{f}_{croissance} \qquad \mathbf{I.44}$$

Le terme de germination est délicat à déterminer. Needleman et Rice en1978 [102] ont proposé une équation de la forme :

$$\dot{f}_{nucléation} = A\dot{\sigma}_y + Btr\left(\frac{\dot{\sigma}}{3}\right) \qquad \mathbf{I.45}$$

Où : A et B sont des fonctions exponentielles de la contrainte ou de la déformation selon si la germination est contrôlée par la contrainte ou la déformation. Le lecteur peut se reporter à l'article de Tvergaard en 1982 [103].

Dans les cas où la matrice est plastique incompressible, la conservation de la masse permet d'écrire :

$$\dot{f} = (1 - f)\dot{\varepsilon}_{kk} \qquad \mathbf{I.46}$$

Les modèles précédemment décrits sont formulés de manière implicite, et ils représentent les mécanismes micromécaniques d'endommagement à travers des grandeurs macroscopiques, valides sous un régime de chargement quasi-statique. En présence de sollicitations dynamiques, la rupture des matériaux peut être appréhendée à travers des critères seuils basés sur les grandeurs mécaniques classiques utilisées dans le cadre de la Mécanique des Milieux Continus. Ces grandeurs reposent sur les principes de la thermodynamique des processus irréversibles. Les modèles sont développés en termes de potentiel de dissipation et d'énergie libre, où l'endommagement est introduit comme une variable indépendante. Le paragraphe suivant présente une discussion non exhaustive de ces modèles applicables en situation de chargement dynamique.

1.6.1.3. Modèles phénoménologiques de rupture :

Parmi les variables essentielles à considérer en dynamique figurent le facteur temps et les conditions de chargement. Breed et Mader [104] ont mis en évidence cette dépendance lors d'expériences d'explosion directe avec une impulsion triangulaire. Tuler et Butcher [105], ainsi que Gilman [106], ont proposé une approche générale intégrant ces effets. Ils postulent que la rupture dynamique n'est pas instantanée, mais nécessite un certain laps de temps pour que la défaillance se développe sous l'influence d'une contrainte donnée. Ils ont ainsi proposé un critère empirique pour déterminer l'apparition de l'écaillage au temps t_F.

$$\int_0^{t_F} f\left[\sigma_y(t)\right] dt = 1 \qquad \mathbf{I.47}$$

Le résultat est directement lié à l'expérience d'impact plan [106], où la contrainte induisant la rupture est calculée en fonction du temps de pulsation de cette contrainte. Nous allons décrire ici quelques-uns des modèles les plus couramment utilisés dans la littérature.

- **Le modèle de Tuler et Butcher** [105] **:**

Tuler et Butcher ont proposé un critère généralisé qui intègre l'effet cumulatif des dommages ainsi que la dépendance temporelle de l'écaillage. Ce modèle est largement utilisé pour la

modélisation de l'endommagement par écaillage, en raison du faible nombre de paramètres requis et de sa facilité d'implémentation dans un code de calcul.

$$\int_0^{t_F} \frac{1}{K}(\sigma_c - \sigma_0)^{\beta}\ dt = 1 \qquad \text{avec } \sigma_c \leq \sigma_y \leq \sigma_0 \leq 0 \qquad \mathbf{I.48}$$

Où :

σ_C : La contrainte critique de tension correspondant à la séparation interatomique (clivage ou ductile).

σ_0 : La contrainte seuil au dessous de laquelle il n'y a pas rupture.

β et K : Constantes du matériau considéré.

- **Le modèle de Davison et Stevens** [107]**:**

Dans le cadre de la rupture ductile, Davison et Stevens [107] ont défini l'état d'endommagement dynamique d'un matériau à l'aide d'une variable thermodynamique, s'inspirant des premiers travaux de Kachanov [93] sur l'endommagement lié à une contrainte effective. Cependant, cette approche ne décrit pas de manière physique et détaillée les processus de germination et de croissance des défauts. La variable d'endommagement est exprimée par la relation suivante :

$$D = \frac{N\overline{V}}{1 + N\overline{V}} \qquad \mathbf{I.49}$$

Où :

N : Le nombre de fissures.

$\overline{V}$: Le volume moyen d'une microfissure par unité de volume de référence V_0.

D : Le degré de séparation le long de l'interface d'écaillage. Ainsi, cette variable évolue de 0 (pas d'écaillage naissant) à 1 (écaillage complet). La dérivation par rapport au temps de cette variable d'endommagement donne :

$$\dot{D} = \frac{\dot{N}\overline{V} + N\dot{\overline{V}}}{(1 + N\overline{V})^2} \qquad \mathbf{I.50}$$

Où :

$\dot{N}$: Désigne la vitesse de germination de microcavités.

$\dot{\overline{V}}$: La vitesse de croissance du volume de cavités.

- **Le modèle de Zhurkov** [108]**:**

Zhurkov a proposé un critère cumulatif plus physique, définissant la rupture comme un processus thermiquement activé. Ce critère établit un lien entre le temps de rupture du matériau (écaillage, etc.), la contrainte de chargement σ, l'énergie des barrières (énergie nécessaire pour surmonter des obstacles tels que les empilements de dislocations ou les inclusions), et la température :

$$t_F = t_0 \exp\left(\frac{\Delta H}{KT}\right) \qquad \mathbf{I.51}$$

Où :

t_0 : L'inverse de la fréquence naturel d'oscillation des atomes dans un solide.

ΔH : La barrière d'énergie est l'énergie de cohésion à une échelle atomique.

K : La constante de Boltzmann.

- **Le modèle de Dremin et Molodets :**

Dremin et Molodets [166] ont modifié le critère de Zhurkov en postulant que la rupture au cours de la déformation plastique d'un matériau ne se produit pas instantanément, mais après un certain temps cumulatif. Ils ont également introduit une vitesse d'endommagement cumulatif, prenant en compte l'état thermiquement activé du processus de rupture :

$$\dot{D} = \frac{1}{t_0}\exp\left(\frac{-G_0 + \chi\,\sigma}{KT}\right) \qquad \text{et} \qquad 1 = \int_0^{t_F} \dot{D}\,dt \qquad \mathbf{I.52}$$

Où :

G_0 et β ne dépendent pas de la température.

χ : un paramètre microstructural.

- **Le modèle de Klepaczko** [109]**:**

Klepaczko s'est également inspiré des travaux de Zhurkov [108], ainsi que de Dremin et Molodets [166], pour aborder le cas des temps de chargement courts et très courts. Après avoir analysé trois types de chargement différents provoquant l'initiation de la rupture dynamique, Klepaczko [109] a conclu que la contrainte à rupture augmente avec la réduction du temps de chargement. Il a proposé un critère cumulatif basé sur l'énergie d'activation formulée par Yokobori en 1952 [110]:

$$t_{C0} = \int_0^{t_c} \left[\ln\left(\frac{\sigma_y(t)}{\sigma_0}\right)\right]^{\frac{\Delta G}{KT}} dt \qquad \boldsymbol{I.53}$$

Où :

ΔG : L'énergie libre d'activation.

σ_0 : La contrainte seuil correspondant au temps caractéristique.

t_{C0} et t_F : Le temps où se produit la rupture.

- **Le modèle de Rajendran et al (Modèle RDG)**

Pour décrire la germination et la croissance des cavités dans les matériaux ductiles, Rajendran et al. [111] ont proposé un modèle de rupture dynamique, appelé modèle RDG. Ce modèle dépend de la vitesse de chargement ainsi que de l'historique de chargement. Il s'inspire des travaux de Chu et Needleman [112], qui définissent une fraction volumique de vides, avec une évolution de la vitesse de cette porosité prenant la forme suivante :

$$\dot{f} = F_\sigma \dot{Y}_{eq} + F_\varepsilon \dot{\varepsilon}^p_{eq} + \dot{f}_g \qquad \mathbf{I.54}$$

Où :

Y_{eq} : La contrainte équivalente dans le matériau.

$\dot{\varepsilon}^p_{eq}$: La vitesse de déformation équivalente.

F_σ et F_ε : sont données par des distributions de Gauss telles qu'elles ont été données par Chu et Needleman [112]:

$$F_\sigma = \frac{f_1}{s_1\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\sigma - \sigma_n}{s_1}\right)^2\right] \qquad \mathbf{I.55}$$

$$F_\varepsilon = \frac{f_2}{s_1\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\varepsilon^p - \varepsilon_n}{s_2}\right)^2\right] \qquad \mathbf{I.56}$$

Où :

σ_n et ε_n : sont respectivement une contrainte seuil équivalente hydrostatique et une déformation seuil.

s_1 et s_2 : Les écarts types de ces distributions.

f_1 et f_2 : Définissent respectivement les fractions volumiques maximales admissibles dues à la contrainte et la déformation de germination.

La vitesse de croissance des vides est donnée par une relation de type :

$$\dot{f}_g = (1 - f)\dot{\varepsilon}_{kk} \qquad \mathbf{I.57}$$

Où : $\dot{\varepsilon}_{kk}$ La trace du tenseur de vitesse de déformation plastique [113][114].

- **Le modèle de Johnson et Cook** [67]

Johnson et Cook ont supposé que la déformation équivalente critique à la rupture est une fonction monotone de la triaxialité des contraintes $\sigma^* = \eta = \sigma_m/\sigma$ (σ_m est la contrainte moyenne, σ est la contrainte équivalente), d'une vitesse de déformation adimensionnelle $\dot{\varepsilon}^*_{eq} = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$ et de la température adimensionnelle $T^* = \frac{T - T_0}{T_m - T_0}$:

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 \exp(D_3\sigma^*))(1 + \dot{\varepsilon}^*_{eq})^{D_4}(1 + D_5 T^*) \qquad \mathbf{I.58}$$

Où D_1, D_2, D_3, D_4, D_5 sont les constantes du modèle dépendantes du matériau étudié.
La véritable réussite du modèle Johnson-Cook dans les codes commerciaux, en plus de sa facilité d'implémentation, réside dans le fait que Johnson et Holmquist [115] ont fourni un tableau de données détaillant les paramètres du modèle pour un grand nombre de matériaux de construction.

- **Le modèle de Wierzbicki et Bao :**

Le modèle proposé par Wierzbicki et al, dont une description complète est disponible dans la littérature [116] décrit la déformation à la rupture en fonction de la triaxialité des contraintes locale η de la façon suivante :

$$\begin{cases} \varepsilon_f = \dfrac{C_1}{1 + 3\eta} & -\dfrac{1}{3} \le \eta \le 0 \\ \varepsilon_f = \varepsilon_{f,t} + (\varepsilon_{f,t} - \varepsilon_{f,s})(3\eta - 1) & 0 \le \eta \le \dfrac{1}{3} \\ \varepsilon_f = C_2 \exp(C_3\eta + C_4) & \dfrac{1}{3} \ge \eta \end{cases} \qquad \mathbf{I.59}$$

Où :
C_1, C_2, C_3 et C_4 : Les constantes du modèle.
f_s : La déformation à la rupture en cisaillement.
f_t : La déformation à la rupture effective.
Il faut noter que pour les valeurs de la triaxialité des contraintes supérieures à 1/3, le critère de Wierzbicki et Bao est proche de celui de Johnson-Cook.

1.7. La méthode des éléments finis pour les procédes de découpe :

La méthode des éléments finis (MEF) est une technique qui divise un système continu en éléments discrets plus simples et analyse mathématiquement les propriétés de ces éléments pour approximer le comportement global du système. L'analyse par éléments finis est largement utilisée pour résoudre divers problèmes physiques et prédire les performances de découpe des métaux, tels que le poinçonnage, tant dans les études académiques qu'industrielles, ce qui permet de réduire les coûts élevés et le temps associé aux méthodes expérimentales.

Cette méthode permet de déterminer une solution approximative sur un domaine spatial, en calculant un champ (de scalaires, de vecteurs, de tenseurs) correspondant à certaines équations et conditions imposées. Un défi majeur réside dans la calibration des paramètres de fracture utilisés comme critères de séparation des copeaux dans la modélisation. De plus, un travail important a été consacré au développement de simulations numériques de découpe pour éviter des tests expérimentaux longs et coûteux. Ces simulations, généralement en deux dimensions, visent à réaliser une étude paramétrique de la découpe afin de prédire le comportement de la tôle en fonction des conditions de découpe.

Lors de la découpe, le matériau est soumis à des sollicitations complexes souvent modélisées de manière non linéaire. Il est soumis à des phénomènes d'endommagement et de rupture, rendant difficile la prévision précise de l'évolution temporelle de ces phénomènes. Certaines simulations, comme celles décrites par Abdali et Benkrid [117] [117], utilisent la modélisation par éléments finis pour simuler le processus de poinçonnage en s'appuyant sur la méthode à grand incrément pour résoudre le problème [118] [118]. Parallèlement, pour simuler le cisaillement du matériau, Taupin et al. [22] ont utilisé le critère de rupture ductile, permettant de suivre numériquement les différentes zones du profil de découpe (pliage, zone de cisaillement, rupture et bavure), et est un modèle largement utilisé aujourd'hui est basé sur la formule arbitraire d'Euler-Lagrange avec remaillage introduite par Brokken [119] Pour simuler les opérations de découpe [21][23].

1.7.1. Schémas d'intégration explicite / implicite :

Les déplacements relatifs des particules d'un solide soumis à des sollicitations extérieures résultent des forces transmises entre les particules, qui équilibrent ces sollicitations. Considérons un solide déformable occupant un domaine « Ω_t » à l'instant « t » et un domaine « Ω_0 » à l'instant « t_0 ». Ce solide est soumis à une densité de force surfacique « $\bar{f}^s$» sur une

partie « S_f » de sa frontière, à un déplacement imposé « $\bar{U}_0$ » sur une partie « S_u », à une densité de force volumique « $\bar{f}^v$» et à des forces de contact « $\bar{f}^c$» sur une partie S_c de sa frontière (voir Figure 26).

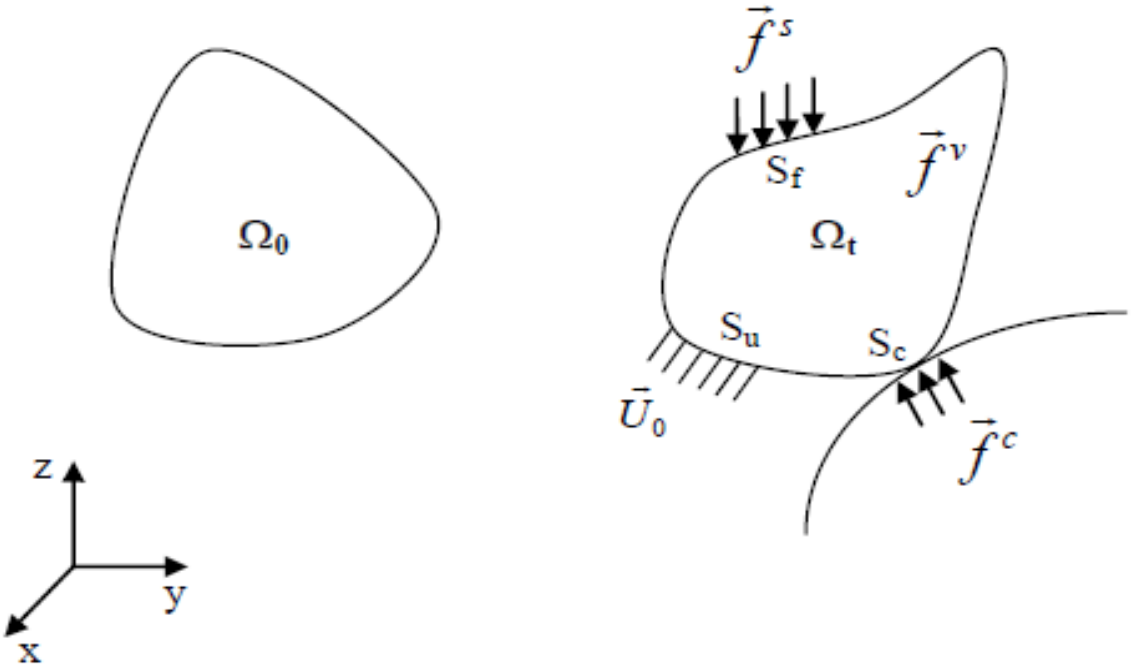


Figure 26 : Solide en équilibre.

Pour satisfaire l'équilibre dans une configuration déformée Ωt, l'équation suivante d'équilibre doit être vérifiée :

$$\sigma_{ij,j} + f_i^v = \rho \frac{dv_i}{dt} \qquad \mathbf{I.60}$$

Avec les conditions aux limites suivantes :

$$\begin{cases} [\sigma].\bar{n} = \bar{f}^s & \text{sur } S_f \\ \bar{U} = \bar{U}_0 & \text{sur } S_u \end{cases} \qquad \mathbf{I.61}$$

Où :

σ_{ij} : Les composantes du tenseur [σ] des contraintes de Cauchy.

ρ : La densité du milieu continu.

$\bar{n}$: Le vecteur unitaire normal à la frontière S_f.

Le principe des travaux virtuels est un modèle variable qui permet d'exprimer l'équilibre dans une configuration déformée Ωt sous la forme :

$$W(t,u^*) = \int_{\Omega t} Tr\left[\sigma_{ij} D_{ij}(u^*)\right] dV - \int_{Sf} u_i^* f_{si} dS - \int_{\Omega t} u_i^* f_{Vi} dV - \int_{Sc} u_i^* f_{ci} dS \qquad \boldsymbol{I.62}$$

Où

u* : est un champ de déplacements virtuels cinématiquement admissible (u*=0 sur S_u).

[D (u*)] : est le tenseur taux de déformation associé au champ de déplacements virtuels u*.

La discrétisation spatiale des équations d'équilibre par un modèle d'éléments finis permet de les réécrire sous la forme générale suivante :

$$[M]\{\ddot{U}\} + \{f_{int}\} - \{f_{ext}\} = 0 \qquad \mathbf{I.63}$$

[M], $\{f_{int}\}$ et $\{f_{ext}\}$ sont respectivement la matrice masse, les vecteurs des forces internes (représentées par les forces volumiques internes $\bar{f}^v$) et externes (somme des forces surfaciques $\bar{f}^s$ et de contact $\bar{f}^c$).

La recherche d'un champ de déplacements, vitesse et accélération passe par la résolution de l'équation **(I.63)** Deux approches sont possibles : une approche implicite et une approche explicite.

1.7.1.1. Approche implicite :

Les approches implicites [120] sont des méthodes de résolution qui vérifient l'équilibre à la fin de chaque pas. On définit le résidu par :

$$\{R\} = \{f_{ext}\} - \{f_{int}\} \qquad \mathbf{I.64}$$

A l'équilibre, ce résidu doit être nul. Pour cela, on utilise généralement la méthode de Newton-Raphson qui est basée sur une succession d'itérations pour approcher la solution $\{U^i\}$ telle que :

$$\{R(U^i)\} = \{f_{ext}(U^i)\} - \{f_{int}(U^i)\} = 0 \qquad \mathbf{I.65}$$

Où : i correspond à l'indice d'itération. Si la solution $\{U^i\}$ à l'itération « i » n'annule pas le résidu $\{R(U^i)\}$, il faut chercher une solution améliorée $\{U^{i+1}\} = \{U^i\}+\{\Delta U^i\}$ à l'itération « i+1 » où $\{\Delta U^i\}$ est l'accroissement incrémental du déplacement. L'expression à résoudre devient alors:

$$\{R(U^{i+1})\} = \{R(U^i)\} + \left[\frac{\partial\{R(U^{i+1})\}}{\partial\{\Delta U^i\}}\right]\{\Delta U^i\} = 0 \qquad \mathbf{I.66}$$

1.7.1.2. Approche explicite:

L'approche explicite [121] la plus couramment utilisée est la méthode des différences finies centrées [122] [123]. Cette méthode permet de calculer les déplacements, les vitesses et les accélérations à l'instant t+Δt, à partir des valeurs de ces quantités à l'instant t.

$$\{\dot{U}_t\} = \frac{1}{2\Delta t}\left[\{U_{t+\Delta t}\} - \{U_{t-\Delta t}\}\right] \qquad \mathbf{I.67}$$

$$\{\ddot{U}_t\} = \frac{1}{\Delta t^2}\left[\{U_{t+\Delta t}\} - 2\{U_t\}\{U_{t-\Delta t}\}\right] \qquad \mathbf{I.68}$$

Où : $\{U_{t+\Delta t}\}$, $\{U_t\}$ et $\{U_{t-\Delta t}\}$ représentent respectivement le vecteur déplacement aux instants t+Δt, t et t-Δt.

En remplaçant **(I.67)** et **(I.68)** dans **(I.63)** ont obtient le système d'équations suivant :

$$\{U_{t+\Delta t}\} = \Delta t^2[M]^{-1}[\{F_{ext}^t\} - \{F_{int}^t\}] + 2\{U_t\} - \{U_{t-\Delta t}\} \qquad \mathbf{I.69}$$

1.8. Simulation numérique de l'opération de poinçonnage :

Dans le cadre de la simulation numérique des procédés de découpe, tels que le poinçonnage ou le cisaillage, les exigences de l'industrie en matière de fiabilité et de rapidité imposent le développement de modèles théoriques et numériques capables de reproduire ces opérations de mise en forme. Plusieurs études, comme celles de Maillard [8], Shuqin [32], Hambli [33], Hilditch [35], Husson [36], Azaouzi [37], et Klocke [38], ont analysé l'influence du jeu entre le poinçon et la matrice ainsi que la géométrie du poinçon sur les efforts de coupe, dans le but d'améliorer la qualité des surfaces découpées.

Historiquement, Filon [124], en 1903, a proposé une solution pour le cisaillement élastique d'une barre rectangulaire en supposant que les forces sont concentrées sur les bords de l'outil. En 1967, Hojo [125] a abordé le problème du cisaillement avec une répartition plus réaliste de la force exercée par l'outil sur la tôle. Jimma [126] a intégré la plasticité dans son étude du cisaillement en utilisant la loi élasto-plastique de Prandtl-Reuss, couplée au critère de Von Mises et à la loi d'écoulement de Lévy-Mises. Plus tard, Lee et Kobayashi [127] ont pris en compte le durcissement des matériaux dans leurs simulations par éléments finis.

En 1975, Wong et Das [49] ont proposé un critère pour un processus de cisaillement à double barre, marquant la première approche bidimensionnelle de ce phénomène. En 1989, Popat et al. [128] ont développé un modèle par éléments finis pour analyser le processus de découpe,

depuis le début de la coupe jusqu'à l'initiation de la macro-fissure (environ 40 % de l'épaisseur de la tôle). Maillard [8], en 1991, a étudié le comportement élasto-plastique d'une tôle d'acier XES lors du processus de poinçonnage. Il a constaté une bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux jusqu'à une pénétration du poinçon de 32 % de l'épaisseur de la tôle avec un outil neuf.

En 1996, Hambli [18] a mené une étude comparative des différents critères de fracture et a conclu que le critère de Rice et Tracey était le plus adapté pour la modélisation du découpage. Il a également proposé une amélioration de ce critère et a trouvé une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et ceux issus de la simulation numérique, jusqu'à la séparation complète des plaques. Cette simulation a été réalisée à l'aide du code de calcul par éléments finis *ABAQUSTM*.

En 1999, Roessig et Mason [11] ont prédit, par simulation numérique, la découpe expérimentale de pièces de 30 mm de diamètre et de 3 mm d'épaisseur pour trois matériaux (acier 1018, aluminium 6061-T6 et alliage de titane TA6V), avec une vitesse de poinçonnage de 1 m/s et un jeu de 1,6 mm entre le poinçon et la matrice. Ils ont conclu que, pour le titane, la simulation représentait fidèlement le comportement du matériau soumis à une coupe à grande vitesse. Cependant, pour l'acier 1018 et l'aluminium 6061-T6, l'évolution de l'effort de coupe simulée différait de celle observée expérimentalement, probablement en raison d'un manque de précision dans les données des lois de comportement des matériaux.

En 2000, Goijaerts [87] a étudié quatre critères de rupture (Freudenthal, Cockroft-Latham, Rice et Tracey, et Oyane) et proposé des modifications des critères de Rice et Tracey et d'Oyane, permettant de prédire plus précisément la pénétration à rupture pour diverses configurations du jeu poinçon-matrice. Hambli [129] et Isik [130], en 2001 et 2018 respectivement, ont utilisé le modèle d'endommagement de Lemaitre [131], basé sur la thermodynamique des processus irréversibles, pour simuler la coupe fine. Hambli [129] a montré que ce modèle était inadapté pour des tôles épaisses de 4 mm, et a suggéré que le modèle de Rice et Tracey [91] était plus apte à prédire l'initiation et la propagation des fissures. Toutefois, en 2001, Hambli [132] a démontré que, pour des tôles plus fines (3,5 mm d'épaisseur), le modèle de Lemaitre offrait une meilleure précision que celui de Gurson [98].

La Figure 27 illustre les courbes effort-déplacement obtenues avec les modèles de Lemaitre et Gurson, comparées aux données expérimentales. En 2007, Hambli [132] et Ben Ismail [55] ont également montré l'influence de la vitesse de déformation sur les efforts de découpe et la qualité du profil des bords découpés. Enfin, en 2005, Husson et al. [36] ont intégré la taille

des grains du matériau dans leurs simulations afin d'améliorer la précision des prédictions pour des tôles de faible épaisseur.

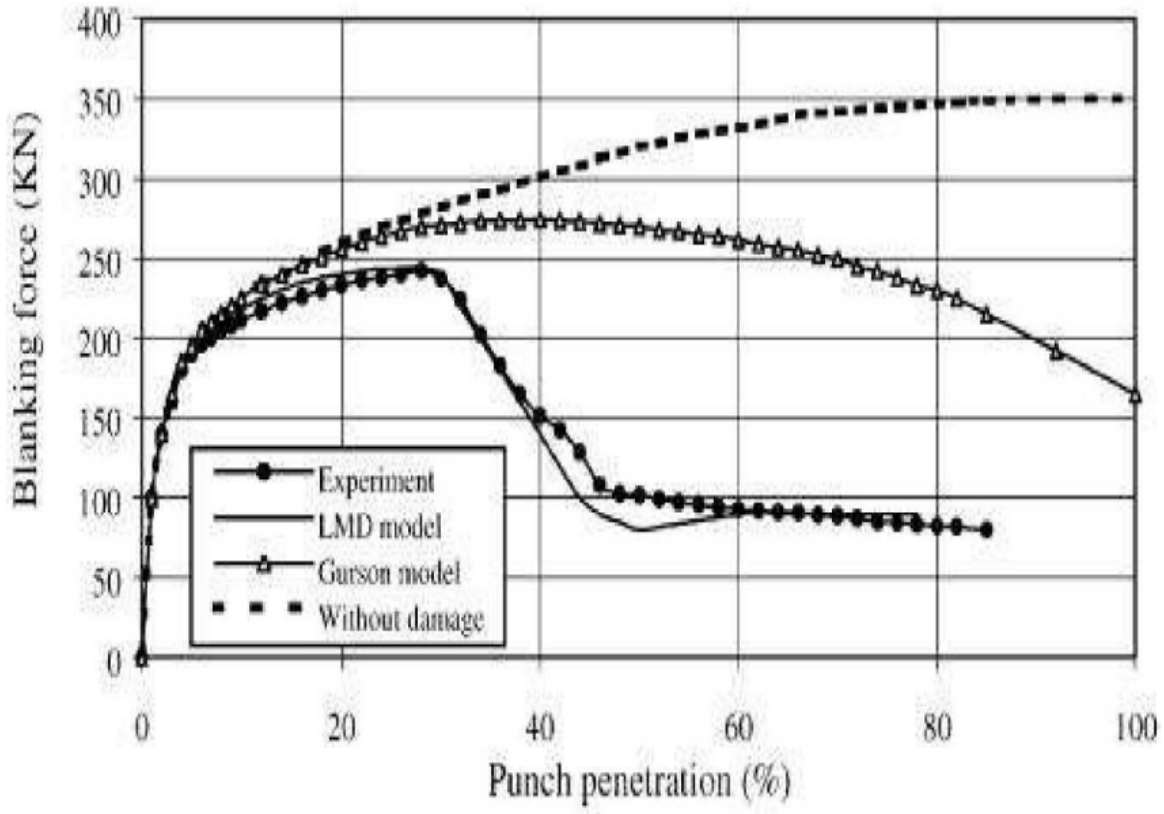


Figure 27 : Les courbes effort-déplacement numériques comparées à la courbe expérimentale [132].

En 2005, Dabboussi et Nemes [1] ont déterminé les paramètres constitutifs du modèle de Johnson-Cook et simplifié le modèle de rupture pour trois matériaux : l'aluminium 6061-T6, le titane Ti-6Al-4V et l'acier inoxydable renforcé à l'azote (Nitronic 33). Les paramètres constitutifs sont présentés dans le tableau 01.

Tab.01 : Les paramètres généraux de l'équation de Johnson-Cook pour les trois matériaux.

matiriau	A(MPa)	B(MPa)	n	C	m
6060-T6	335	85	0.11	0.012	1
Ti-6Al-4V	1050	955	0.63	0.011	1
Nitronic 33	445	2075	0.84	0.05	1

Dabboussi et Nemes [1] ont montré que le modèle de rupture simplifié s'est révélé adéquat pour l'aluminium et le titane, avec une erreur inférieure à 20 % pour l'effort maximal et un écart de 25 % pour le déplacement du poinçon à la rupture. Cependant, ce modèle n'a pas pu

être validé pour le Nitronic 33, en raison des caractéristiques intrinsèques de ce matériau et de la forme multiplicative de l'équation de Johnson-Cook. Les résultats expérimentaux et numériques pour ces trois matériaux sont illustrés dans les figures 28 et 29.

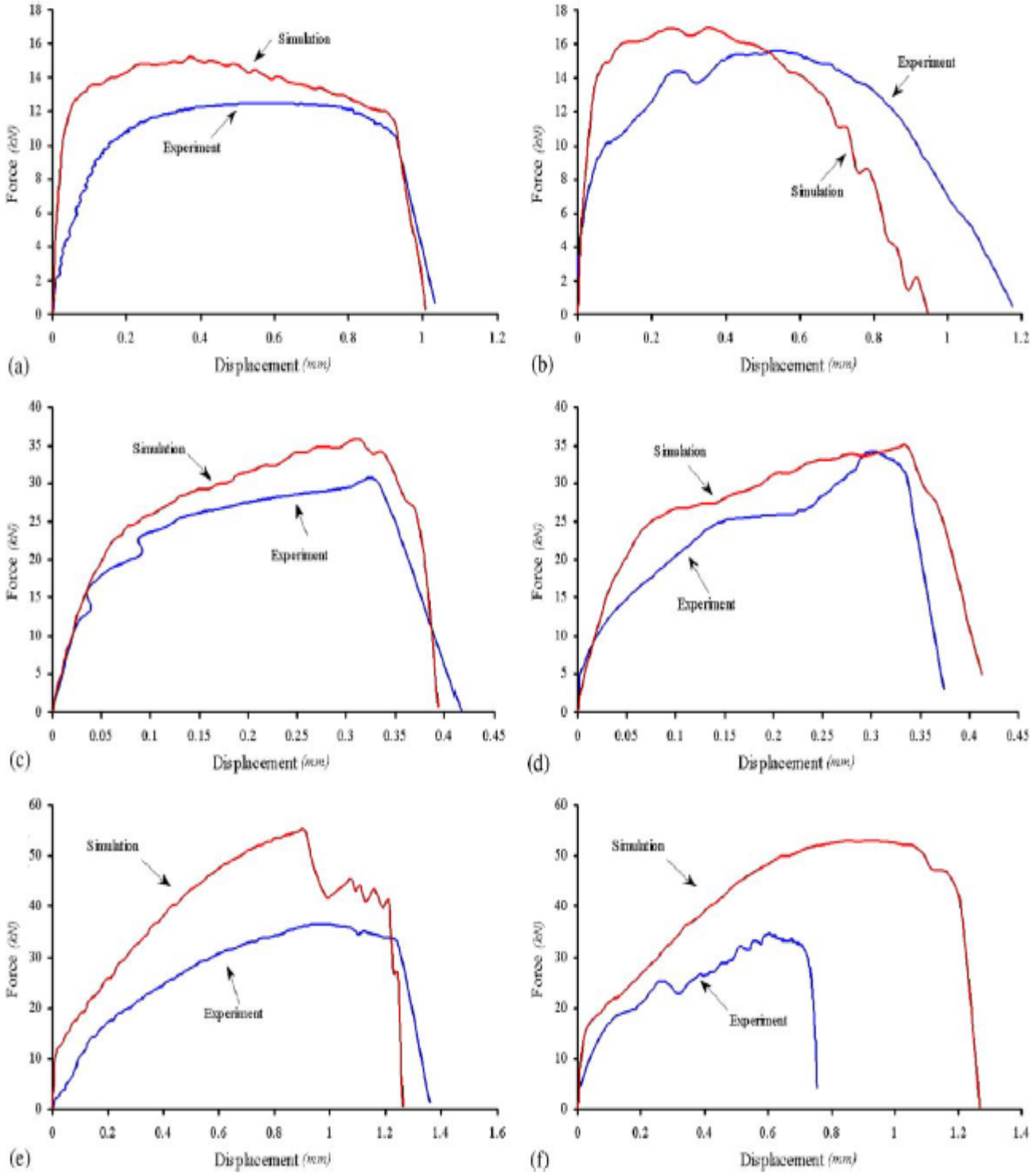


Figure 28 : Courbes comparatives de la variation de la force de pénétration en fonction du déplacement du poinçon pour : l'aluminium en quasi-statique (a) et en dynamique (b) ; le titane en quasi-statique (c) et en dynamique (d) ; ainsi que l'acier Nitronic 33 en quasi-statique (e) et en dynamique (f) [1].

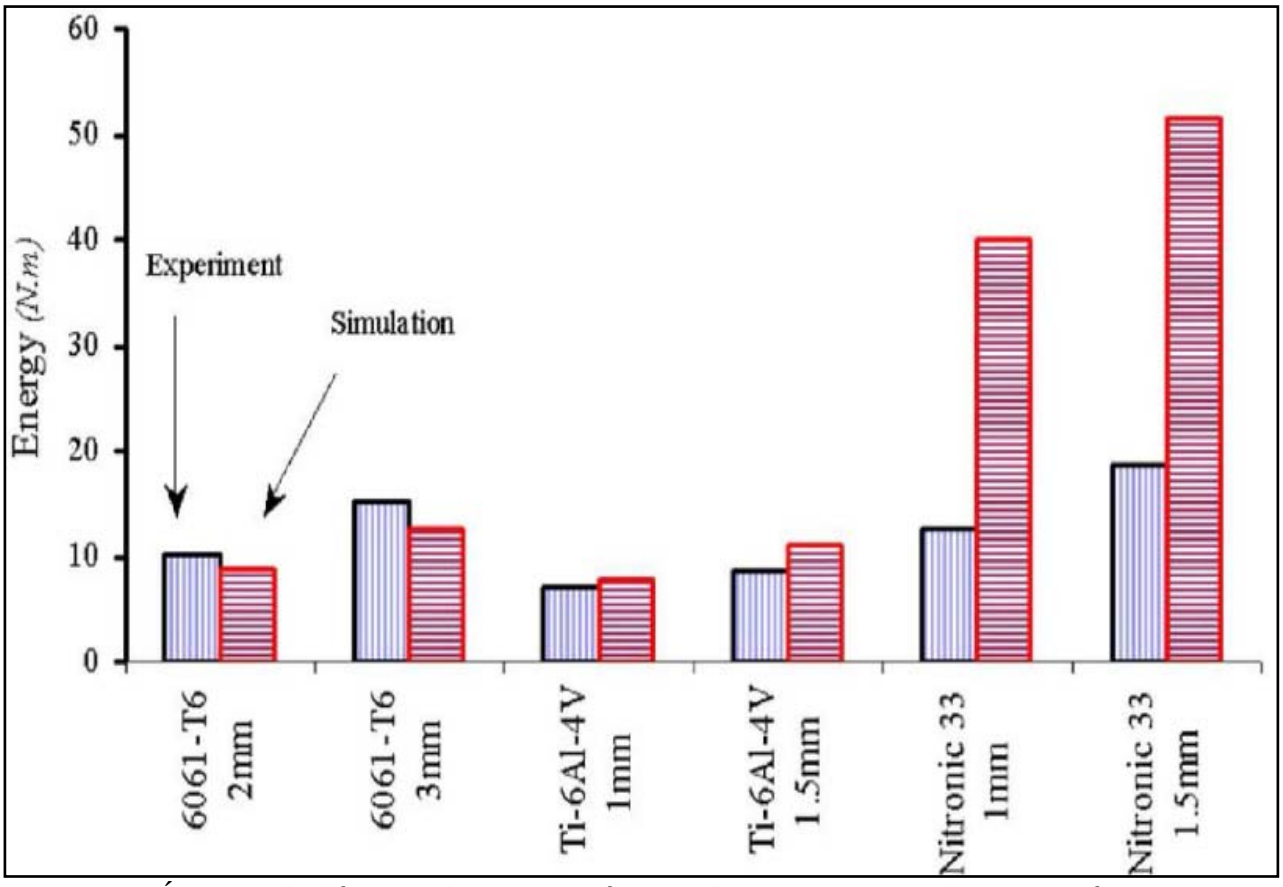


Figure 29 : Énergies de découpe obtenues expérimentalement et par simulation numérique pour l'aluminium, le titane et l'acier inoxydable (Dabboussi et Nemes, 2005) [1].

En 2010, Bok et Lee [133] ont étudié l'effet de la température sur l'acier au bore à haute résistance. La même année, Bacha et al. [134] ont contrôlé le chemin de la fissure par des champs de contrainte et de déformation dans la zone poinçon-matrice, en se basant sur l'accumulation de la contrainte plastique pour définir le paramètre d'endommagement. En 2011, Mori et coll. [135] ont utilisé un chauffage local par courant électrique pour améliorer la qualité des bords cisaillés et réduire la charge de poinçonnage. En 2016, Zhao et Chen [136] ont étudié la propagation des bandes de cisaillement lors du découpage fin d'une tôle en acier DP600 et ont évalué la précision prédictive du modèle GTN modifié.

Plus tard, Krobath et al. [27] ont prédit les charges d'outillage dans un processus de découpage fin en simulant numériquement les contraintes de traction dans les poinçons de coupe sur un modèle bidimensionnel, tout en prenant en compte les contraintes élastiques de l'outil. En 2018, Al-Shawk et Wu [137] ont analysé la durabilité des matrices de coupe lors du cisaillement des aciers à haute résistance (AHSS) et son effet sur la qualité des bords cisaillés.

En 2014, Komgrit et Pongsakorn [138], ainsi que Choi et Kim [139], ont examiné l'impact de l'angle d'inclinaison et du jeu entre le poinçon et la matrice sur la qualité des bords cisaillés.
Schmitz et al. [3], en 2020, ont utilisé le modèle Johnson-Cook [67] pour étudier la coupe adiabatique des aciers à haute résistance. Ils ont constaté que la modélisation numérique prédit correctement la forme caractéristique de l'arête de coupe. En 2020, Sahli [140]
a utilisé le code LS-Dyna pour prédire la distribution des contraintes de cisaillement et de la déformation plastique lors de la découpe d'une tôle d'acier 16MnCr5 de 4,6 mm d'épaisseur, en fonction du jeu poinçon-matrice, obtenant des résultats numériques en accord avec les données expérimentales avec une marge d'erreur d'environ 31 %. En 2021, Bantes et Vosniakos [141] ont simulé le processus de cisaillement avec une cisaille à guillotine en intégrant un modèle Johnson-Cook modifié dans LS-Dyna pour analyser l'effet d'un jeu important.
En 2022, Shamik Basak et coll. [142] ont appliqué le modèle de rupture ductile de Hosford-Coulomb (HC) pour étudier et prédire par éléments finis la qualité des bords cisaillés après découpage, ainsi que la formation de bavures sur trois types de tôles automobiles (acier TRIP, acier à emboutissage à chaud (HS), et alliage d'aluminium (AA) 5182). Ils ont montré que la prédiction par éléments finis du profil du cisaillement de l'acier TRIP avec un jeu de 10 % de l'épaisseur de la tôle concordait avec les résultats expérimentaux. Les différentes zones du profil de cisaillement pour l'acier TRIP sont illustrées à la Figure 30. Ils ont également constaté que la formation de bavures dans l'aluminium est plus sensible au jeu que dans les matériaux TRIP et HS, et que la ductilité du matériau influence davantage la hauteur de la bavure à des valeurs de jeu élevées (au-delà de 5 %).
Récemment, Mu et al. [143] en 2018, Ghorbel et al. [144] en 2019, Quach et Kim[145] en 2020, et Bandyopadhyay et al. [146] en 2021 ont introduit divers modèles de fracture ductile non couplée utilisant une approche micro-mécanique pour plusieurs applications dans la formation de tôles. Enfin, il est évident que le choix du modèle de plasticité et d'initiation de la fracture est crucial pour prédire la qualité des bords cisaillés, la hauteur des bavures et les charges d'outillage. Plusieurs études récentes [147][88][142][148][24][32][33][50] ont examiné l'influence de différents paramètres de procédé à l'aide de simulations numériques du poinçonnage.

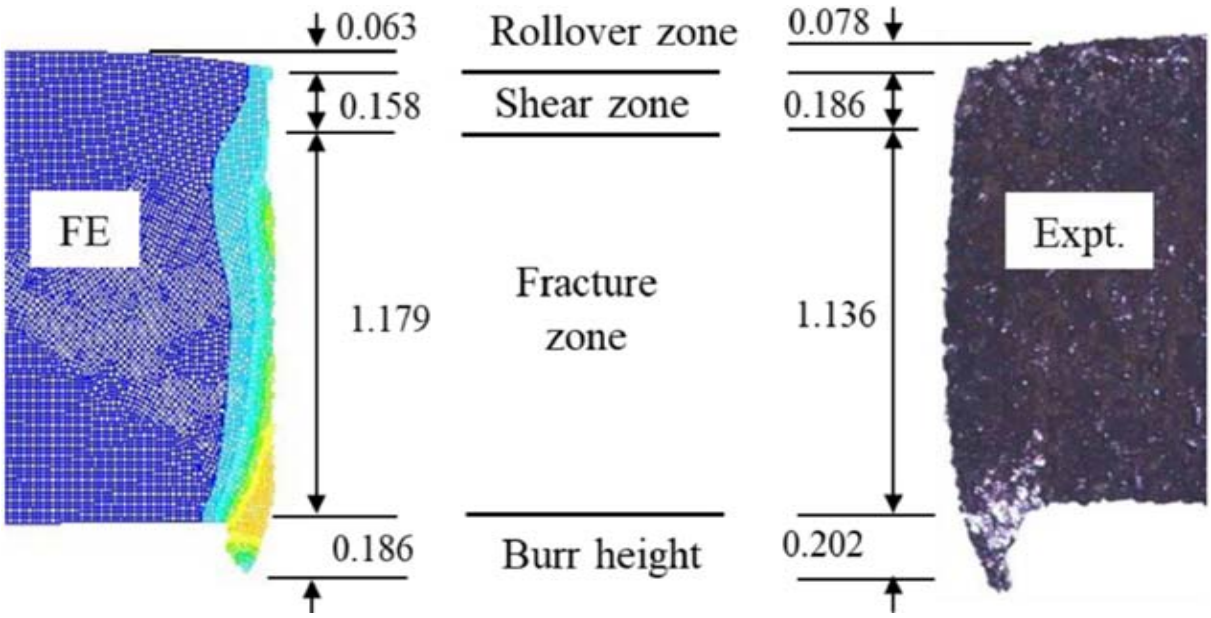


Figure 30 : Comparaison de la qualité du profil de surface découpé, obtenu expérimentalement et prédit par la méthode des éléments finis (FE), pour l'acier TRIP avec un jeu de 10 % de l'épaisseur de la tôle [142].

Dans ce travail, la perforation de plaques métalliques par impact à grande vitesse est étudiée pour trois matériaux : l'aluminium 6061-T6, le titane Ti-6Al-4V et l'acier inoxydable renforcé à l'azote (Nitronic 33). L'opération est réalisée à l'aide d'un poinçon à nez plat, et le modèle d'endommagement utilisé est basé sur le critère de Johnson-Cook [1]. La résolution numérique est effectuée avec le logiciel ANSYS AUTODYN, permettant ainsi de comparer les résultats obtenus avec les données expérimentales et numériques de Dabboussi et Nemes [1]. À l'issue de cette étude, des simulations numériques sont réalisées pour prédire l'influence du jeu sur la forme de l'arête cisaillée des pièces pour les trois métaux étudiés (Nitronic 33 d'épaisseur 1 mm et 1,5 mm, aluminium AL6061-T6 d'épaisseur 2 mm et 3 mm, et titane Ti-6Al-4V d'épaisseur 1 mm et 1,5 mm), ainsi que leur impact sur la qualité de la surface découpée et les modes de rupture associés.

Conclusion :

Ce chapitre présente une revue des travaux bibliographiques liés à la découpe mécanique et aux phénomènes qui caractérisent ce processus de mise en forme. Cette analyse nous a permis d'obtenir une vue d'ensemble des recherches effectuées sur le poinçonnage, un procédé largement utilisé dans la catégorie des méthodes dites conventionnelles, en raison de sa simplicité de mise en œuvre et de son faible coût de production.

Les études présentées dans la littérature montrent qu'un grand nombre de travaux ont permis de comprendre l'effet des différents paramètres sur les efforts de découpe et les caractéristiques du bord découpé. Cependant, ces effets ont souvent été déterminés de manière unilatérale. Le processus de découpe peut être décrit par deux éléments fondamentaux :

- La courbe force-déplacement, qui représente l'évolution de la force de coupe lorsque l'outil pénètre dans la tôle.
- Le profil de la pièce découpée, dont la qualité est évaluée en mesurant la hauteur des zones bombée, cisaillée, arrachée et la taille des bavures. Une meilleure qualité est obtenue lorsque la zone de coupe est importante et que la hauteur des bavures est minimale, ce qui dépend de la nature du matériau et des paramètres du processus. Cependant, les conditions qui minimisent la hauteur des bavures ne réduisent pas nécessairement les efforts de coupe. L'optimisation du processus ne se limite donc pas seulement à la qualité du produit final ou aux forces en jeu, mais inclut également les pressions de contact.

D'autres études se concentrent sur l'influence des paramètres géométriques sur les forces de coupe et la qualité du produit. Bien que l'impact des paramètres géométriques sur les forces ait été largement étudié, la réponse des matériaux d'outillage aux contraintes reste peu documentée.

Lors des opérations de découpe, comme le poinçonnage, les matériaux sont soumis à des régimes dynamiques et des contraintes complexes, souvent non linéaires, impliquant des phénomènes d’endommagement et de rupture. Cela rend difficile la prédiction précise de l’évolution de ces phénomènes dans le temps. Dans ce contexte, la littérature offre une variété de modèles décrivant le comportement des matériaux sur une large gamme de vitesses de déformation, ainsi que plusieurs modèles d’endommagement phénoménologiques. Parmi ces modèles, ceux qui intègrent l'influence de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température dans leur formulation sont les plus adaptés pour décrire le comportement dynamique des matériaux.

Cependant, la liste des modèles présentés n'est pas exhaustive. Il existe d’autres modèles empiriques, comme celui de Forrestal et Warren [149] (2009), ainsi que des modèles semi-empiriques, tels que ceux de Bodner et Partom [150][151], dont les équations constitutives reposent sur les phénomènes physiques de la déformation plastique.

En ce qui concerne les méthodes numériques, des efforts considérables ont été consacrés au développement de simulations numériques de découpe, afin d’éviter des essais expérimentaux

longs et coûteux. La modélisation par éléments finis constitue un outil efficace, à la fois pour mieux comprendre le processus en suivant l'évolution des variables internes lors du poinçonnage et pour optimiser les procédés de mise en forme. Dans le cas du poinçonnage, l'utilisation d'un simulateur numérique permet, via une approche itérative, d'optimiser le procédé. Il est crucial à la phase de développement pour déterminer les chemins de chargement (contrainte, déplacement) et pour étudier la sensibilité des paramètres. Cela permet de prédire la forme et l'état final du matériau à proximité du bord découpé, tout en réduisant les temps de conception, les coûts de développement des outils et l'utilisation de matières premières

Chapitre 2

Procédé du poinçonnage, Modélisation et simulation numérique

Chapitre 2: Modélisation et simulation numérique :

Introduction :

La modélisation numérique est devenue un outil essentiel d'étude et de recherche dans l'industrie, notamment dans le cadre de procédés d'usinage tels que le poinçonnage. Ces dernières années, des avancées remarquables ont été réalisées dans le développement de méthodes de calcul appliquées à une large gamme de procédés industriels. Afin de suivre ces progrès et de proposer de nombreuses solutions de simulation pour les procédés de formage, des conférences internationales ont été organisées depuis 1986, portant particulièrement sur la mise en forme des matériaux et, plus spécifiquement, sur la mise en forme des tôles.

Les besoins de l'industrie en matière de fiabilité et de rapidité des simulations, notamment dans le cadre du poinçonnage, nécessitent le développement de modèles théoriques et numériques capables de reproduire fidèlement le processus de formage. Grâce à l'augmentation de la puissance de calcul et aux avancées dans les techniques numériques, il est aujourd'hui possible de modéliser des processus de plus en plus complexes. La modélisation numérique par éléments finis est ainsi devenue une pratique courante dans le domaine de la mise en forme des matériaux.

Dans le cadre de la découpe à grande vitesse de tôles minces, de nombreuses simulations ont été développées pour modéliser le procédé et étudier l'influence de différents paramètres, en particulier pour le découpage par poinçon. Il est crucial pour les concepteurs et les fabricants de contrôler la qualité des pièces tout en minimisant les coûts et les délais. La simulation numérique offre une méthode de prédiction qui permet de contourner certaines limitations liées aux essais pratiques. Dans ce contexte, des modèles numériques ont été conçus pour prédire des résultats très proches des performances réelles du processus de perforation des tôles, tout en réduisant les coûts des essais empiriques.

Ce chapitre se concentre sur la modélisation et la simulation numérique de l'opération de poinçonnage pour trois matériaux : l'aluminium 6061-T6, le titane Ti-6Al-4V, et l'acier inoxydable Nitronic 33, utilisant un poinçon rigide à nez plat. Le modèle de Johnson-Cook a été adopté pour décrire le comportement des matériaux des plaques métalliques. Ce modèle a été couplé au critère de rupture de Johnson-Cook pour simuler le processus de perforation dans son intégralité. Le logiciel ANSYS AUTODYN a été choisi pour effectuer la simulation par éléments finis, en adoptant une approche axisymétrique 2D.

Dans un premier temps, nous présenterons une schématisation et une modélisation de l'opération de poinçonnage. Ensuite, nous décrirons le modèle de comportement des matériaux étudiés. La simulation numérique du processus de perforation sera effectuée, pour objectif de se rapprocher le plus possible des résultats expérimentaux disponibles dans la littérature, notamment ceux obtenus par Dabboussi et Nemes [1]. Ce travail vise principalement à étudier l'influence du jeu entre le poinçon et la matrice sur la qualité du profil découpé, ainsi qu'à estimer la température dans la zone de découpe

2.1. Modélisation et simulation du procédé de poinçonnage:

Divers tests numériques, publiés dans la littérature, ont été réalisés afin de démontrer la fiabilité et la robustesse du modèle. La prédiction du processus de découpe par poinçonnage nécessite une modélisation celui-ci. Dans ce cadre, nous proposons un modèle numérique destiné à simuler le procédé et à valider les résultats à l'aide de mesures expérimentales. Cette modélisation a été effectuée à l'aide du logiciel de calcul par éléments finis ANSYS AUTODYN.

2.1.1. Présentation du code de calcul :

Le logiciel ANSYS AUTODYN est un code de calcul par éléments finis et un outil d'analyse explicite conçu pour modéliser la dynamique non linéaire des solides, des fluides, des gaz, ainsi que leurs interactions. Il dispose d'une interface graphique entièrement intégrée, facilitant la configuration, l'exécution et le post-traitement des simulations. ANSYS AUTODYN permet de simuler rapidement et efficacement les déformations ou les défaillances de matériaux critiques. Il propose une gamme de modèles permettant de représenter des phénomènes physiques complexes, tels que l'interaction entre liquides, solides et gaz, les transitions de phase des matériaux et la propagation des ondes de choc.

2.1.2. Présentation de la méthode de résolution utilisée :

Les équations locales pour des géométries de coupe complexes, telles que celles de la présente étude, n'ont pas de solution analytique simple. Leur résolution repose donc sur l'utilisation de la méthode des éléments finis, qui applique une forme intégrale faible aux équations locales. Les méthodes de résolution peuvent être classées en trois catégories : l'approche statique implicite, l'approche statique explicite et l'approche dynamique explicite.

De nombreux auteurs ont recours à des méthodes explicites par éléments finis pour les travaux de mise en forme des tôles [18][33][39][43][50][57], notamment pour modéliser le comportement des matériaux sous contrainte. Ces méthodes ont également été employées

dans des simulations numériques de l'évolution des états de contact lors de grandes transformations [152][153], telles que le poinçonnage, qui entraîne des déformations significatives et très localisées [24][46], ainsi que des contraintes de contact sévères [33]. Ces méthodes sont particulièrement adaptées aux problèmes de dynamique rapide et non linéaire.

Le choix de la méthode explicite se justifie par sa capacité à intégrer directement un modèle d'endommagement couplé à l'élasticité pour décrire le comportement de la tôle. Cette méthode repose sur l'utilisation de pas de temps très courts pour garantir la stabilité de la solution. Le pas de temps est déterminé par la densité du matériau, le module élastique et la taille du maillage ; plus le maillage est fin, plus le pas de temps est réduit. En conséquence, ces simulations sont très coûteuses en temps de calcul et peuvent parfois produire des résultats instables.

Donc Pour réduire le nombre de pas de temps afin de diminuer le temps de calcul, deux stratégies sont utilisées : la réduction du temps d'opération et l'augmentation de la densité du matériau.

2.1.3. Le modèle géométrique :

La simulation numérique du procédé de poinçonnage est réalisée sur trois matériaux essentiels aux applications aérospatiales : l'Aluminium forgé 6061-T6, le Titane forgé Ti-6Al4V, et l'Acier inoxydable austénitique renforcé à l'Azote (Nitronic 33). Ces matériaux sont usinés sous forme d’éprouvettes circulaires de 25 mm de diamètre, avec des épaisseurs variant de 1 mm à 3 mm.

Dans nos travaux, nous utilisons un poinçon cylindrique de 9,4 mm de diamètre extérieur, ainsi qu'une matrice de 9,5 mm de diamètre intérieur. Le poinçon, le serre-flan et la matrice sont modélisés comme des corps rigides indéformables. La tôle est placée et maintenue en position entre la matrice et le serre-flan. Le poinçon, animé d'un mouvement de translation verticale, entre en contact avec la tôle, la déformant plastiquement jusqu'à ce que la séparation en deux parties soit complète (la pièce et la chute). En poinçonnage, la pièce constitue la partie extérieure.

Pour se rapprocher des conditions expérimentales et modéliser avec précision le processus de poinçonnage, la géométrie des composants, le chargement et les conditions aux limites appliquent une symétrie de révolution autour de l'axe du poinçon. Cela permet de simuler le processus de découpe avec des conditions de symétrie pour toutes les pièces, réduisant ainsi les temps de calcul. Le problème ramené dans le plan est schématisé sur la (Figure 31).

Un frottement est défini entre les différents éléments du poinçonnage : (matrice/tôle), (serre-flan/tôle), et (poinçon/tôle). Les coefficients de frottement utilisés dans cette étude varient entre 0,05 et 0,3. Le déplacement du poinçon est piloté à une vitesse de 20 m/s. Le schéma de résolution adopté est un schéma dynamique explicite, particulièrement adapté à la résolution des problèmes de mise en forme complexe.

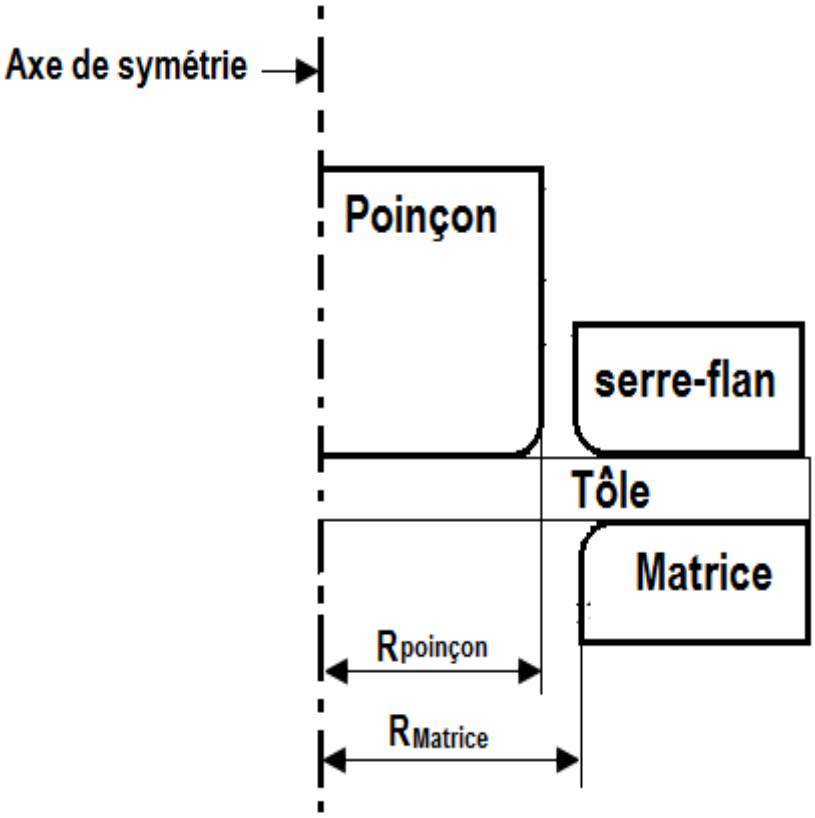


Figure 31 : Problème axisymétrique étudié.

2.1.4. Définition du maillage :

L'étape de maillage (discrétisation de la géométrie) est plus importante dans la réalisation d'une simulation numérique par la méthode des éléments finis, particulièrement pour résoudre le problème de poinçonnage à grande vitesse. Le principal problème rencontré en calcul des structures est que cette étape peut faire face à des difficultés pratiques dues aux fortes distorsions des éléments dans les zones de fort cisaillement. Cela rend les résultats numériques très sensibles au maillage, surtout lorsque les déformations sont importantes en raison de l'étroitesse de l'espace entre le poinçon et la matrice dans les régions cisaillées. Une procédure de remaillage devient alors nécessaire, mais elle est généralement coûteuse en temps de calcul, surtout si le maillage doit être très fin [154][155].

Dans notre travail, nous avons défini deux zones pour les éléments de la tôle (voir Figure 32). Dans la première zone, où les déformations sont les plus importantes, le maillage est réalisé avec des éléments de très petite taille. Cette petite taille, combinée à un maillage adaptatif, permet d'améliorer la précision des résultats et de les rendre moins sensibles au maillage, tout en conservant un temps de calcul raisonnable et en garantissant la convergence de la solution finale. La seconde zone, située à l'extérieur des bandes de cisaillement et ne subissant pas de grandes déformations, peut être discrétisée avec des éléments plus gros. Le poinçon et la matrice sont discrétisés avec des éléments rigides.

La nature et la géométrie du processus de poinçonnage permettent de définir le problème de manière axisymétrique, en utilisant des éléments finis de Lagrange à quatre nœuds avec des déplacements linéaires. La Figure 32 montre une vue du maillage axisymétrique poinçon-matrice.

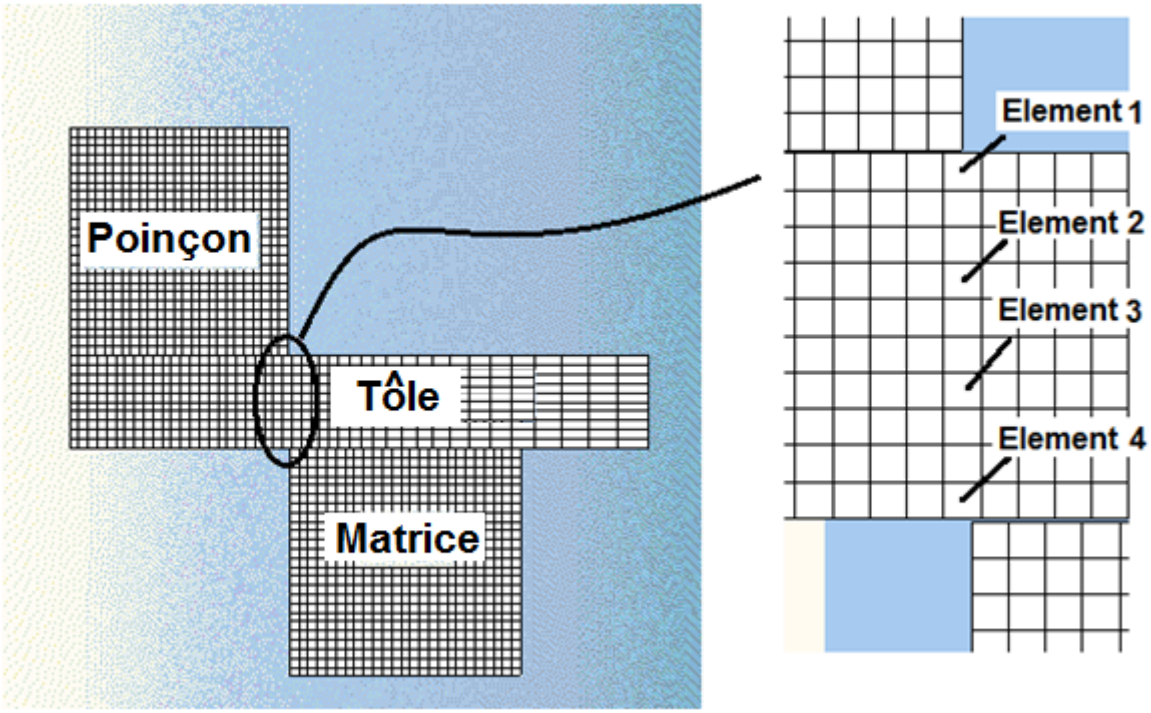


Figure 32 : Modélisation du contact poinçon-plaque.

2.1.5. Conditions aux limites :

Dans ce paragraphe, nous décrirons les conditions aux limites appliquées à chacune des simulations numériques que nous avons réalisées. Nous examinerons séparément les quatre sous-ensembles mécaniques de notre système (le poinçon, la tôle, la matrice et le serre-flan),

ainsi que les interactions possibles entre eux. Pour la perforation étudiée, les conditions aux limites sont définies comme étant axisymétriques afin de limiter le temps de calcul.
La matrice et le serre-flan sont fixés dans les directions radiale et axiale, ainsi qu'en rotation, dans la plupart des simulations numériques. Le poinçon effectue un mouvement axial avec une vitesse de descente de 20 m/s lors de sa pénétration dans la tôle métallique. Les déplacements suivant l'axe x de l'extrémité gauche de la tôle sont bloqués.

2.2. Modélisation du comportement du matériau :

Le poinçonnage à grande vitesse engendre divers effets, tels que la localisation de la déformation plastique dans la zone de découpe de l'échantillon et l'influence de la dynamique de la machine, qui jouent un rôle important dans l'usinage à grande vitesse [156][157]. Ces études montrent que la dynamique des éléments en mouvement peut affecter la qualité des pièces usinées. Pour prendre en compte ces effets dynamiques, notamment les vitesses de déformation et la température pendant la déformation, nous avons choisi d'utiliser la loi de comportement du matériau de Johnson-Cook.

2.2.1. Loi de comportement de Johnson-Cook :

Les lois de comportement sont utilisées pour la simulation numérique et la prédiction de résultats approximatifs par rapport aux résultats expérimentaux. La zone cisaillée dans les tôles lors du poinçonnage à grande vitesse est influencée par trois facteurs principaux : les déformations, les vitesses de déformation et la température, qui varient largement pendant le processus. Ces paramètres affectent considérablement le comportement des matériaux. Dans la littérature, plusieurs lois de comportement des matériaux prennent en compte ces paramètres dans leur formulation, telles que celle d'E. Voce [158] et celle proposée par Johnson-Cook [67], qui est relativement simple. D'autres lois, comme celles proposées par Klepaczko et Rusinek [159], Saanouni [160][96][161], ou Khan et Liang [162], sont plus complexes car elles intègrent la structure cristalline du matériau. Cependant, ces modèles nécessitent un grand nombre de paramètres pour représenter avec précision le comportement des matériaux, ce qui les rend moins couramment utilisés en raison de la difficulté à déterminer tous leurs paramètres.
De plus, selon Lurdos [163], la loi de comportement de Johnson-Cook n'est pas adaptée lorsque les vitesses de déformation sont trop élevées. La loi de Johnson-Cook, qui est une loi empirique, décrit l'écrouissage ainsi que les effets de la vitesse de déformation et de la température. Elle est largement utilisée dans la modélisation de processus dynamiques

[67][68]. La loi empirique multiplicative choisie dans notre étude est basée sur le modèle de Johnson-Cook [67]. Ce modèle, développé pour les problèmes d'impact et de pénétration, permet de représenter l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation équivalente, de la vitesse de déformation et de la température. Sa forme générale est donnée par l'équation :

$$\sigma_{eq} = [A + Bp^n][1 + C \ln \dot{p}^*] [1 - T^{*m}] \qquad \textbf{II . 1}$$

Cette équation est composée de trois termes :

Le premier terme est le terme d'écrouissage et comporte trois paramètres à déterminer: A, B et n.

- A : La contrainte d'écoulement à déformation plastique nulle, c'est-à-dire quand le matériau n'a pas déjà été sollicité dans le domaine plastique.
- B : Constante du matériau.
- n : Le paramètre de durcissement.

Ces trois paramètres seront déterminés par des essais de traction quasi-statique à température ambiante.

- P : La déformation plastique accumulée

Le deuxième terme est le terme de durcissement dynamique et comporte deux paramètres: C et $\dot{p}^*$

- C : Un paramètre utilisé pour évaluer la sensibilité d'un matériau à la vitesse de déformation.
- $\dot{p}^* = \dot{p}/\dot{p}_0$: Le taux de déformation, avec $\dot{p}$ la vitesse de déformation plastique, et $\dot{p}_0$ taux de déformation défini par l'utilisateur.

Le troisième terme est le terme de l'adoucissement thermique et comporte deux paramètres : m et T^*

- m : La sensibilité du matériau à l'élévation de la température.
- $T^* = (T - T_0) / (T_m - T_0)$ est la température homologue, T la température actuelle, T_0 est la température ambiante et T_m la température de fusion.

Où l'équation **(II.1)** devient la suivante :

$$\sigma_{eq} = [A + Bp^n] \left[1 + C \ln\left(\frac{\dot{p}}{\dot{p}_0}\right)\right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0}\right)^m\right] \qquad \textbf{II . 2}$$

Les valeurs numériques des constantes décrites précédemment sont reportées dans le Tableau 02. Ces valeurs ont été obtenues par W. Dabboussi et J.A. Nemes [1] après avoir réalisé plusieurs expériences, et nous allons utiliser ces constantes dans notre étude.

Tab. 02 : Constantes de l'équation constitutive.

Matériaux	***A (MPa)***	***B (MPa)***	***n***	***C***	***M***
Nitronic33	446	2075	0.84	0.05	1
Aluminium 6061-T6	335	85	0.11	0.012	1
Titane Ti6AL4V	1050	955	0.63	0.011	1

Avec $\dot{p}_0 = 1s^{-1}$ et m = 1

La température de transition est considérée comme étant égale à la température ambiante. Le modèle de rupture utilisé est une extension de la formulation de Johnson-Cook [67]. Il prend en compte la déformation plastique $\bar{\varepsilon}^p$, la vitesse de déformation plastique $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$, et la température T. Sa forme générale est donnée par l'équation :

$$D\left(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T, \sigma^*\right) = \sum \left(\frac{\Delta\bar{\varepsilon}^p}{\bar{\varepsilon}^p{}_f\left(\dot{\bar{\varepsilon}}^p, T, \sigma^*\right)}\right) \qquad \textbf{II . 3}$$

Où :

D : La somme de tous les incréments de déformations.

$\Delta\bar{\varepsilon}^p$: L'incrément de la déformation plastique équivalente, qui se produit au cours d'un cycle d'intégration.

$\bar{\varepsilon}^p{}_f$: Le niveau de la déformation critique, défini comme suit:

$$\bar{\varepsilon}^p{}_f = [D_1 + D_2 \exp(D_3\sigma^*)]\left[1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right][1 + D_5 T^*] \qquad \textbf{II . 4}$$

$$\sigma^* = \sigma_m / \bar{\sigma} \qquad \textbf{II . 5}$$

$$\sigma^* = \frac{1}{3\bar{\sigma}}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \qquad \textbf{II . 6}$$

Avec:

σ_m : Contrainte moyenne.

$T^* = (T - T_0) / (T_m - T_0)$ est la température homologue, T la température actuelle, T_0 est la température ambiante et T_m la température de fusion.

D_i : constantes de la rupture dépendant du matériau utilisé.

Les valeurs numériques des constantes décrites précédemment sont indiquées dans le Tableau 03. Ces valeurs ont été obtenues par W. Dabboussi et J.A. Nemes [1], et nous allons les utiliser dans notre étude.

Tab. 03 : Constantes de la formule **(II.4)** [1].

Matériaux	**D_1**	**D_2**	**D_3**	**D_4**	**D_5**
Nitronic33	0.52	0	0	0.05	0
Aluminum 6061-T6	1.15	0	0	0	0
Titanium Ti6AL4V	0.8	0	0	0	0

Conclusion :

Dans ce chapitre, nous présentons une modélisation de la perforation de trois types de tôles en matériaux différents, basée sur des essais expérimentaux proposés par Dabboussi et Nemes [1]. Pour réaliser ces tests numériques, nous avons considéré le problème en déformation plane. La géométrie, le maillage, les conditions limites et les paramètres des matériaux sont définis précédemment. La savoir de la nature et de la géométrie du processus de poinçonnage permet de définir le problème de manière axisymétrique, en utilisant des éléments finis de Lagrange à quatre nœuds avec déplacement linéaire. La résolution numérique du problème de perforation est réalisée à l'aide du code ANSYS AUTODYN-2D. Les éléments finis de la tôle subissent d'importantes déformations lors de l'opération de poinçonnage, ce qui nécessite plusieurs remaillages pour obtenir des résultats suffisamment insensibles au maillage, et gardant un temps de calcul raisonnable et en garantissant la convergence de la solution finale avec une bonne précision dans le calcul par éléments finis. Donc, le remaillage est particulièrement nécessaire dans notre cas d'étude.

Chapitre 3

Procédé du poinçonnage, Résultats et discussions

Chapitre 03 : Résultats et discussions

Introduction :

Dans ce chapitre, nous cherchons à mieux comprendre le processus de poinçonnage à grande vitesse, en particulier les paramètres influençant ce processus, à travers l'analyse des résultats obtenus grâce aux simulations numériques. Dans la première partie, nous nous concentrerons sur l'évaluation de la force de coupe en fonction de la pénétration du poinçon et comparerons nos résultats de simulation numérique avec ceux obtenus expérimentalement par Dabboussi et Nemes [1] pour valider notre modèle numérique. Ensuite, nous nous intéresserons à l'estimation de l'énergie de coupe maximale pour les trois types de matériaux et à l'évolution de la température sur le long de la ligne de bande de cisaillement en fonction du temps. Enfin, nous aborderons le deuxième objectif de notre travail, qui est de réduire les sollicitations. Nous nous concentrerons sur les détails de la propagation des fissures lors de la pénétration du poinçon, l'effet du jeu, et la qualité des bords coupés afin d'améliorer la qualité des pièces produites.

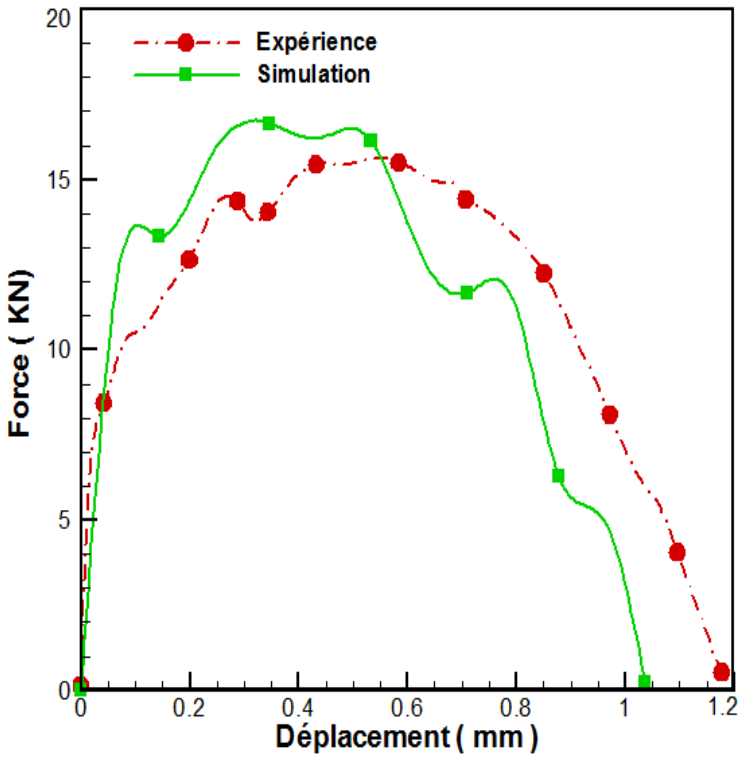
3.1. Exploitation des résultats de la simulation numérique adoptée :

3.1.1. Evolution de l’effort de découpe en fonction de la pénétration du poinçon :

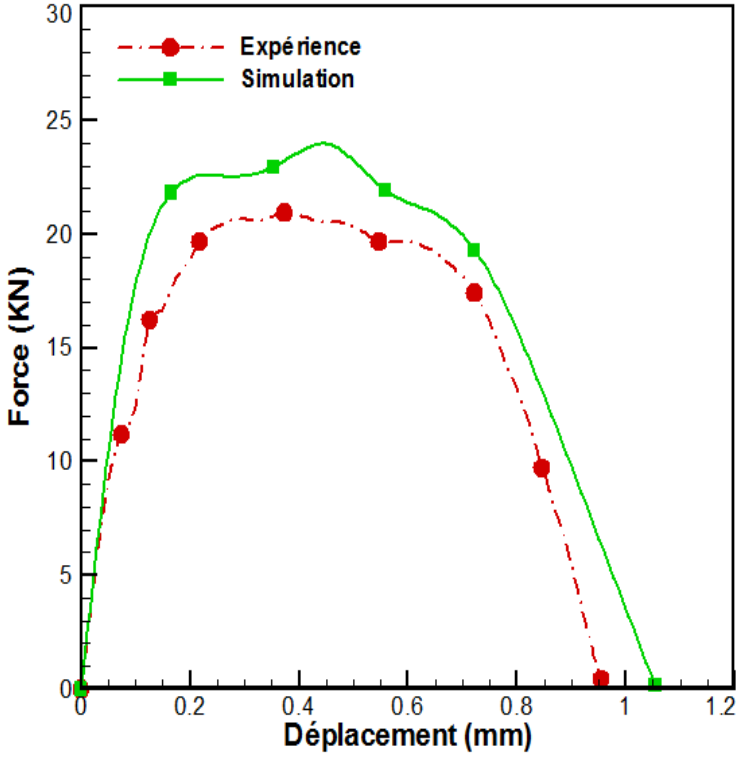
Les résultats de la variation de la force de découpe en fonction du déplacement du poinçon sont présentés dans la Figure 33. Lors de la simulation, la vitesse du poinçon a été fixée à 20 m/s. Les résultats ont été obtenus pour trois types de matériaux : (a) Alliage d'aluminium 6061-T6, (b) Titanium Ti6Al4V, et (c) Nitronic 33. De plus, ces résultats ont été comparés à ceux des expériences rapportées par Dabboussi et Nemes [1].

Comme le montre la Figure 33, nos résultats sont en bon accord avec les données expérimentales. Pour les plaques en Nitronic 33, la charge maximale est d'environ 24,31 kN pour une tôle de 1 mm d'épaisseur, et d'environ 35,9 kN pour une tôle de 1,5 mm d'épaisseur. Ces valeurs correspondent à une pénétration du poinçon de 0,75 mm et 0,78 mm respectivement, très proches de celles trouvées expérimentalement par Dabboussi et Nemes [1], soit 23,56 kN pour une pénétration de 0,74 mm avec une tôle de 1 mm d'épaisseur, et 34,59 kN pour une pénétration de 0,75 mm avec une tôle de 1,5 mm d'épaisseur.

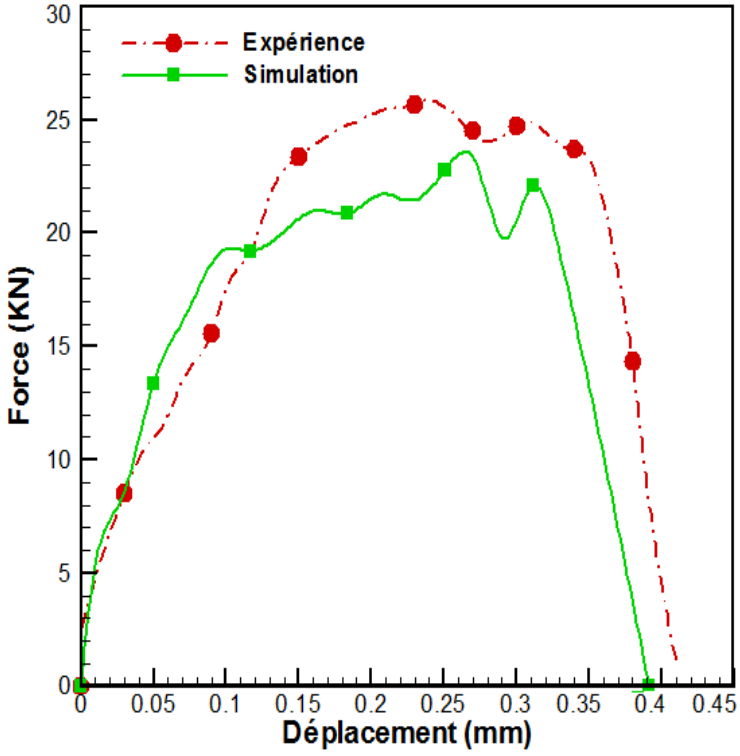
Concernant l'alliage d'aluminium 6061-T6, la force de pénétration maximale est d'environ 16,65 kN, ce qui suggère que cet alliage est plus ductile que les deux autres matériaux étudiés. Cela correspond à un déplacement à la rupture de 1,03 mm pour une tôle de 2 mm d'épaisseur.



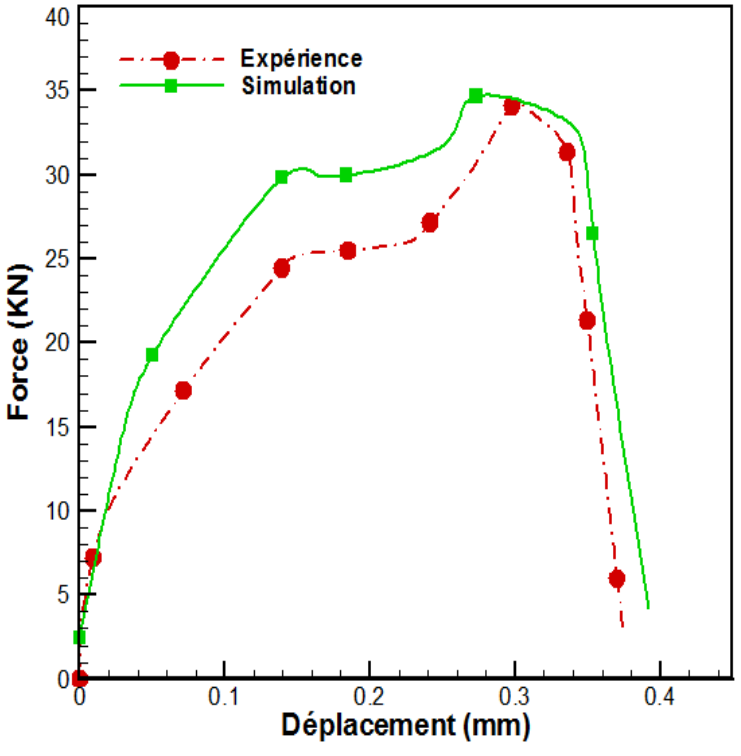
(a) Plaque d'Aluminium 6061-T6 de 2 mm d'épaisseur



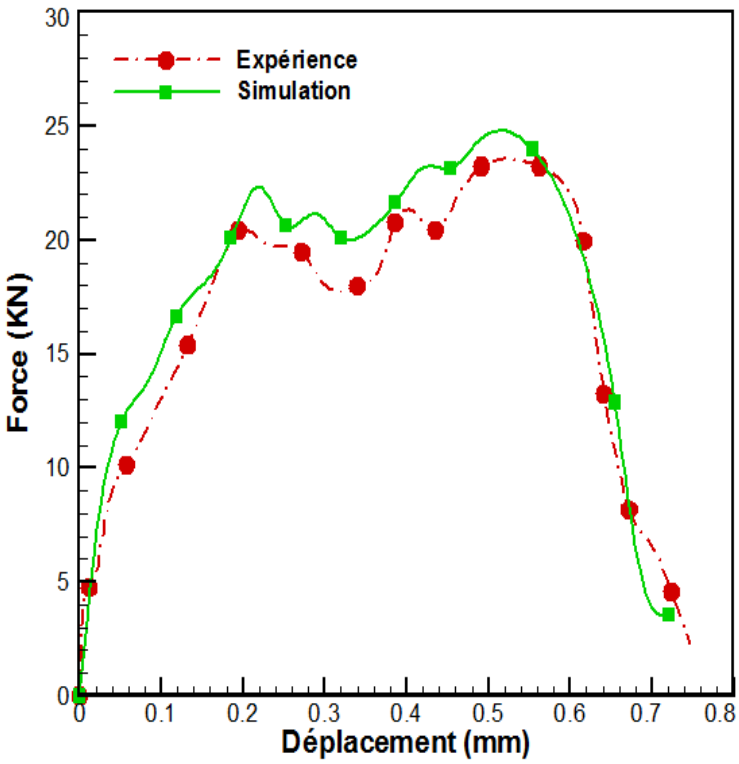
(b) Plaque d'Aluminium 6061-T6 de 3 mm d'épaisseur



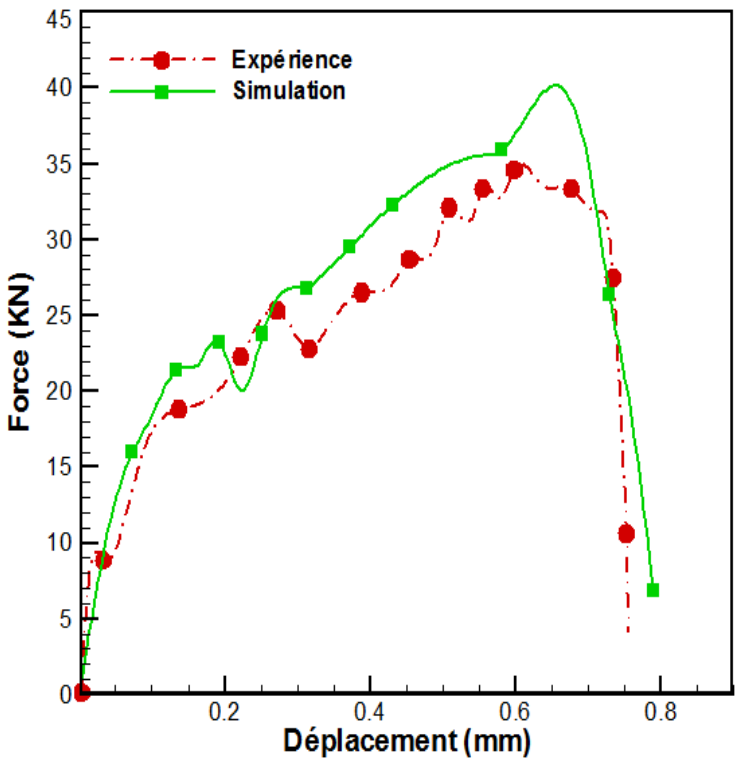
(c) Plaque de Titane Ti6AL4V de 1 mm d'épaisseur



(d) Plaque de Titane Ti6AL4V de 1.5 mm d'épaisseur



(e) Plaque de Nitronic33 de 1 mm d'épaisseur



(f) Plaque de Nitronic33 de 1.5 mm d'épaisseur

Figure 33 : Variation de la force de pénétration en fonction du déplacement du poinçon.

3.1.2. Énergie de découpe :

Pour une comparaison plus précise, une étude comparative a été menée en examinant l'énergie nécessaire au coup de poinçon. La Figure 34 présente l'estimation de l'énergie maximale de découpe pour les trois matériaux étudiés. Cette énergie est évaluée à partir de l'énergie cinétique du poinçon. Dans cette même figure, nous avons également inclus les résultats expérimentaux de Dabboussi et Nemes [1].

Les résultats obtenus dans cette étude concordent bien avec les données expérimentales. Il est également évident que le Nitronic 33 requiert une énergie de coupe plus élevée par rapport aux autres matériaux, à savoir l'alliage d'aluminium 6061-T6 et le titanium Ti6Al4V.

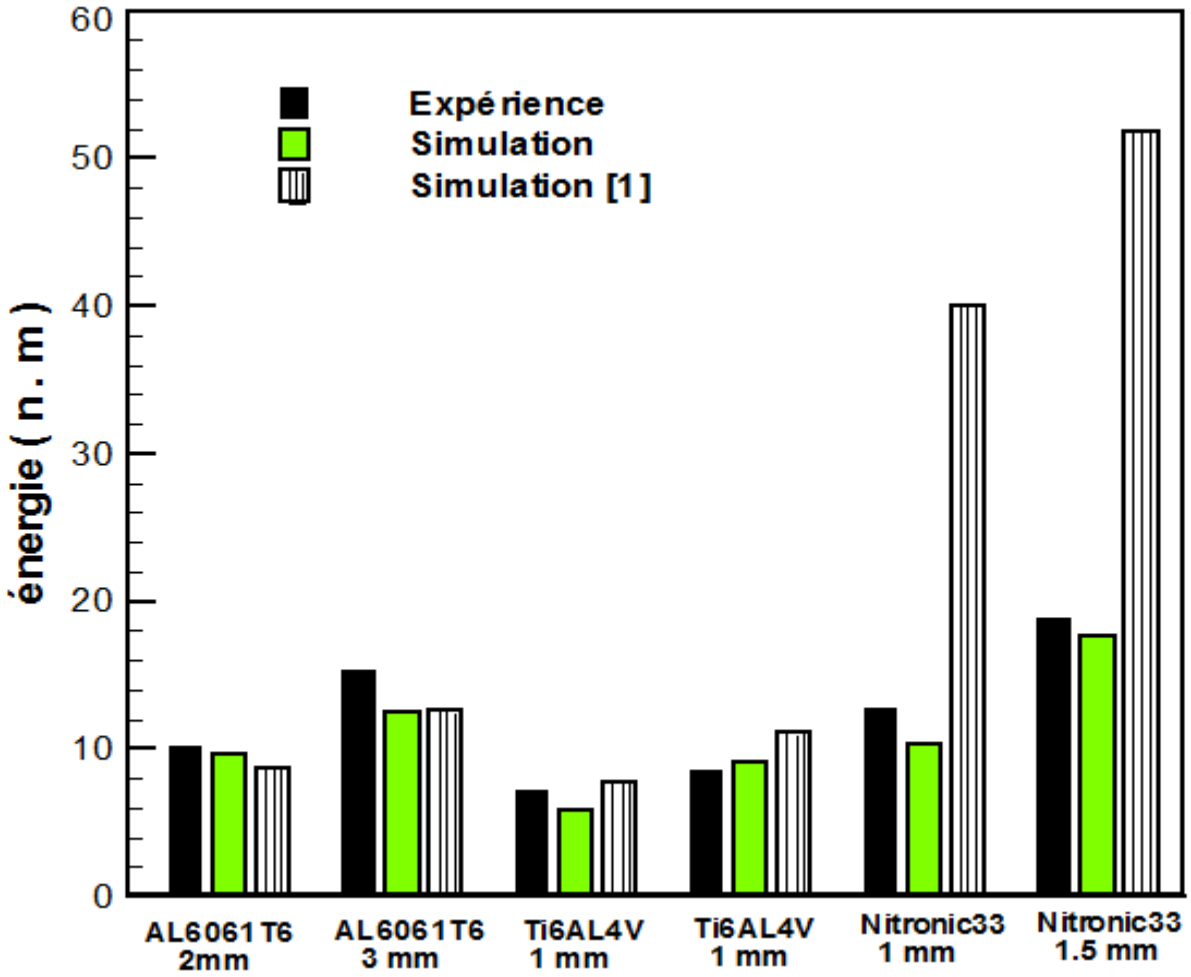
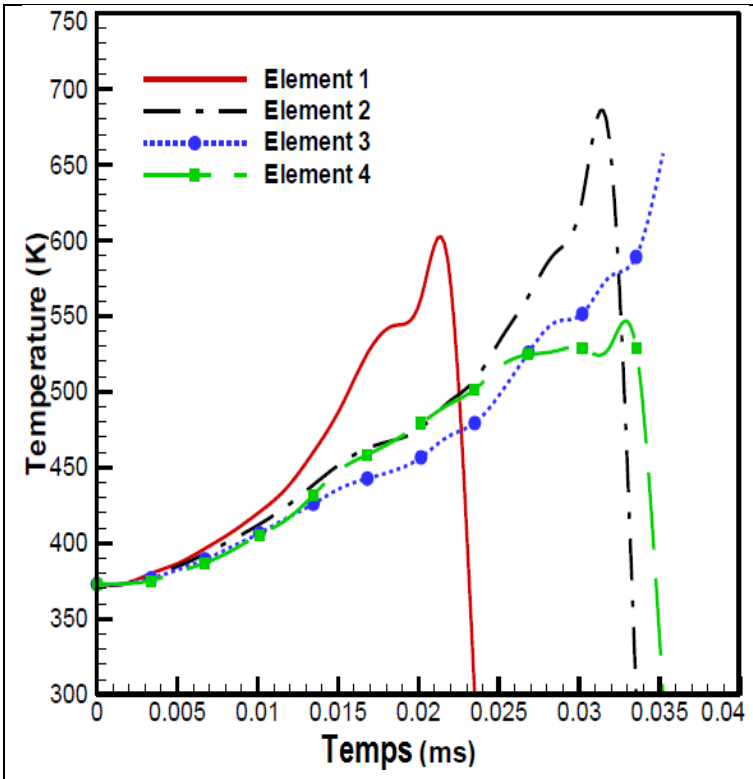


Figure 34 : Énergie du poinçon expérimentale [1] et de simulation

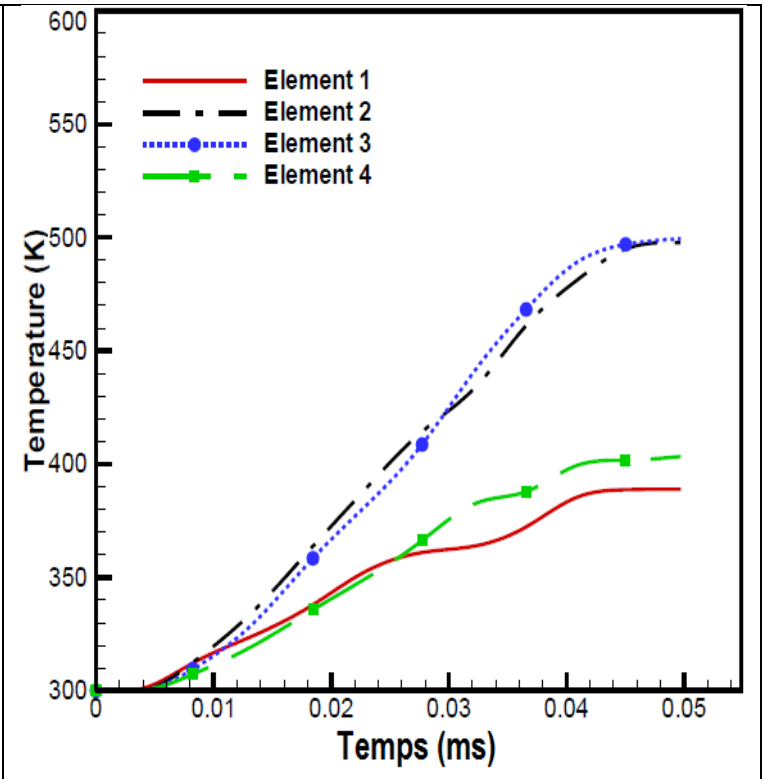
3.1.3. Évolution de la température sur le long de la ligne de bande de cisaillement :

La Figure 35 illustre la variation de la température sur le long de la ligne de bande de cisaillement en fonction du temps. Les éléments où la température est mesurée sont indiqués dans la Figure 32. Les résultats montrent une augmentation significative de la température à l'intérieur de la plaque pour les trois matériaux étudiés : (a) acier inoxydable Nitronic 33, (b) alliage d'aluminium 6061-T6, et (c) titanium Ti6Al4V.

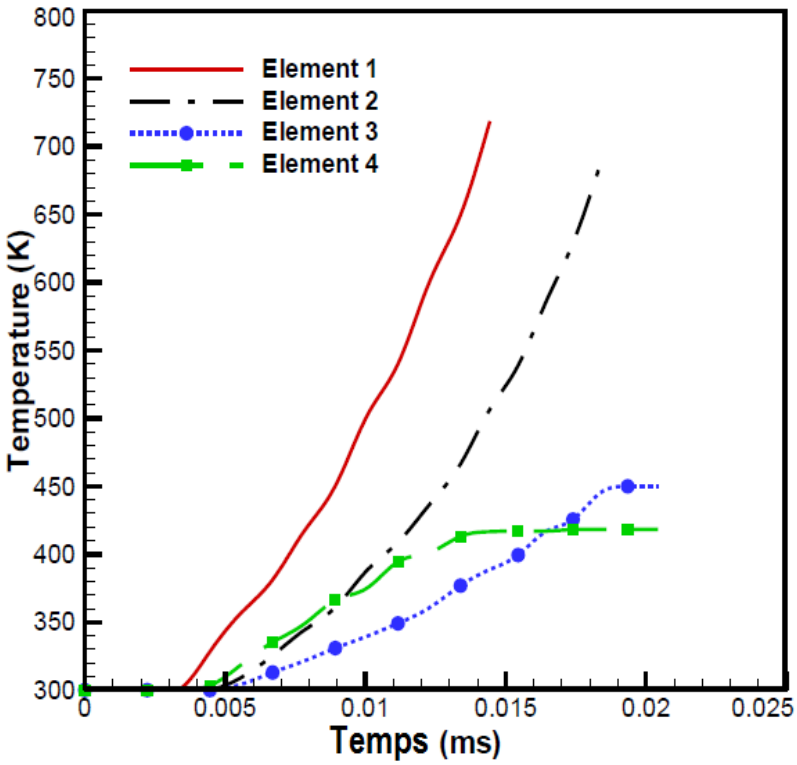
On observe que la température atteint son maximum au niveau des éléments situés à l'extrémité en contact avec le poinçon. En revanche, pour les éléments situés à l'intérieur de la bande de cisaillement ainsi qu'à l'extrémité en contact avec la matrice, la température diminue. Ce phénomène est particulièrement visible dans les plaques en Nitronic 33 et en titanium Ti6Al4V.



(a) Plaque de Nitronic 33 de 1 mm d'épaisseur



(b) Plaque d'Aluminium AL6061T6 de 2mm d'épaisseur

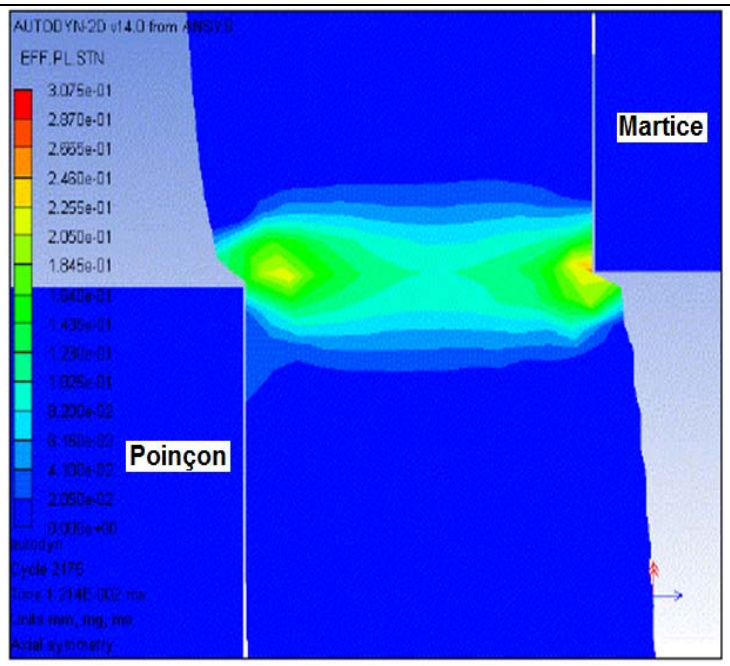


(c) Plaque de Titan Ti6Al4V de 1mm d'épaisseur

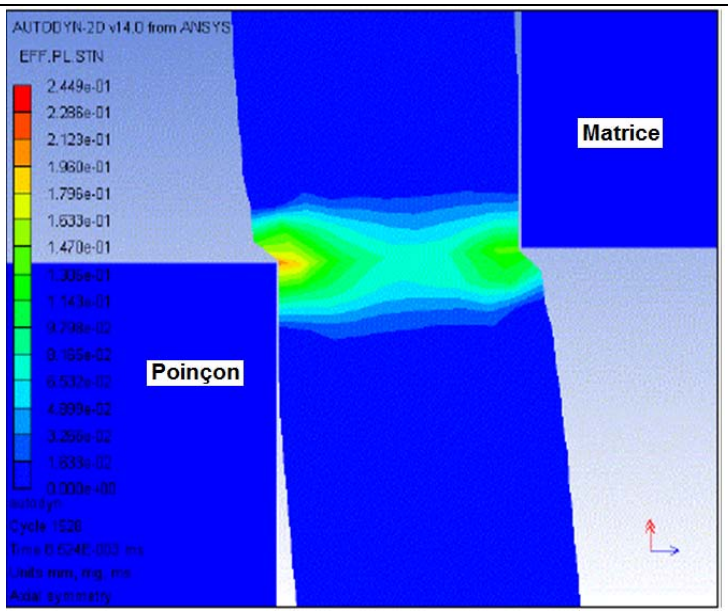
Figure 35 : Estimation de la température dans la zone de découpe

3.1.4. Bandes de cisaillement :

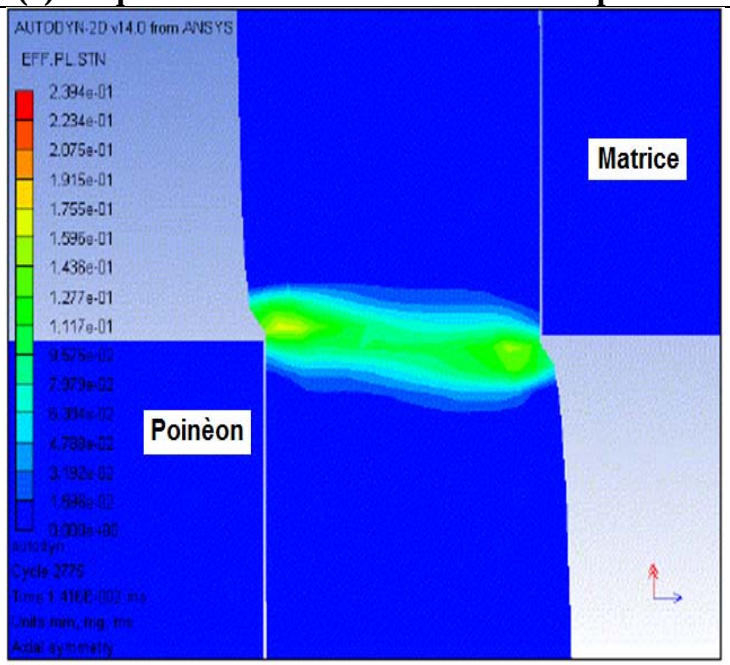
La Figure 36 illustre les modes de défaillance observés lors de la pénétration du poinçon à une vitesse de coupe de 20 m/s. Une ouverture de la bande de cisaillement adiabatique apparaît très rapidement, après seulement quelques microsecondes de contact, pour les trois matériaux étudiés : alliage d'aluminium 6061-T6, titanium Ti6Al4V et Nitronic 33. Ce phénomène est en raison de la vitesse d'impact très grande.



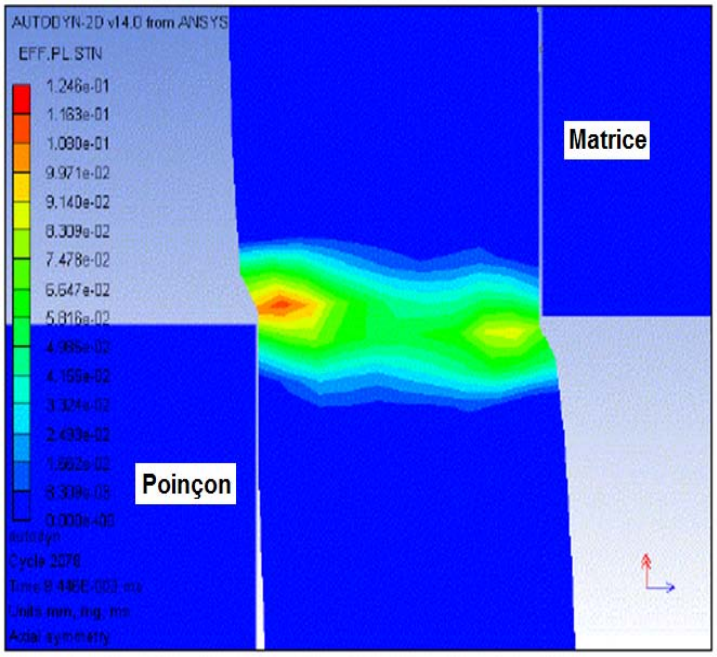
(a) Plaque de Titan Ti6Al4V de 1.5mm d'épaisseur



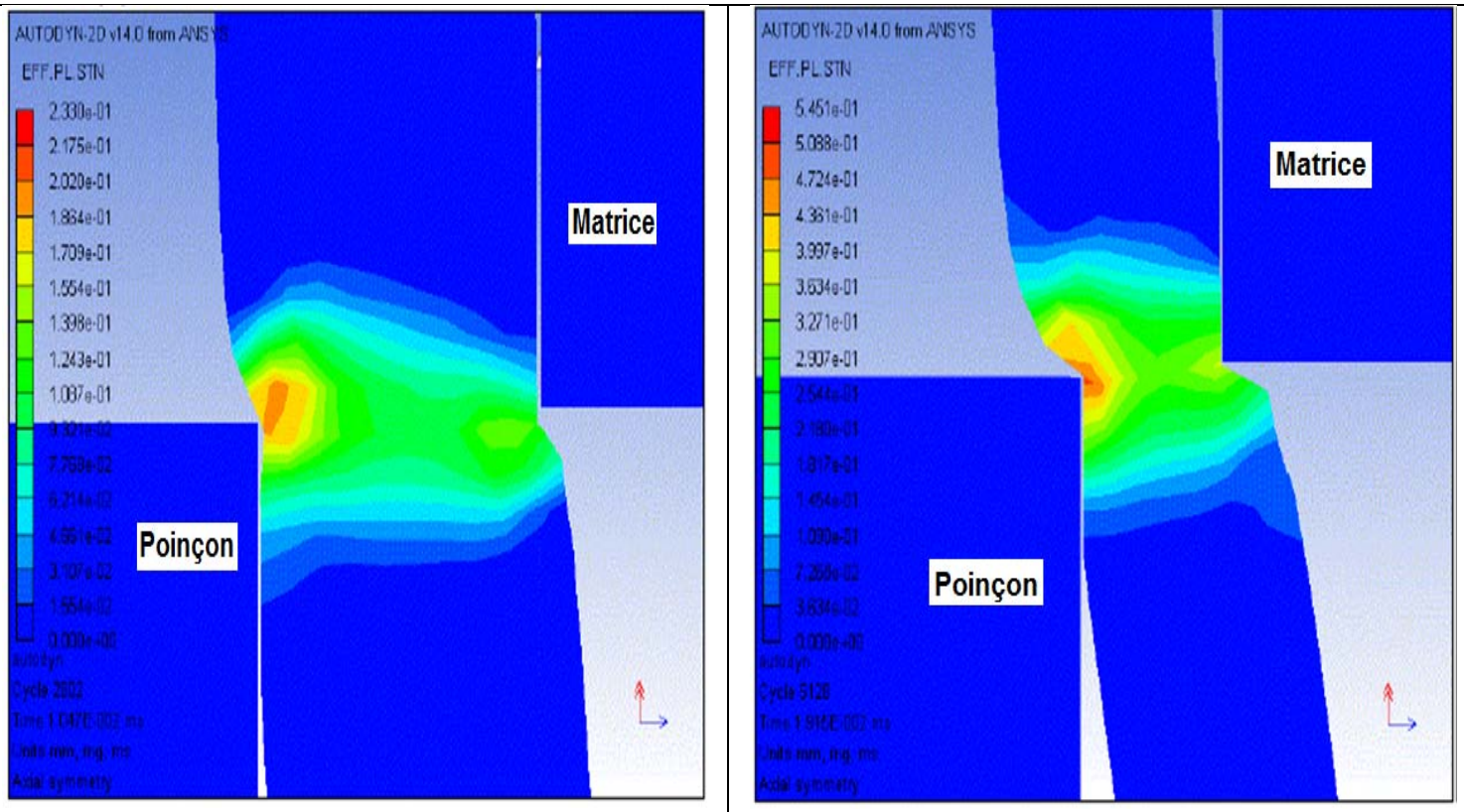
(b) Plaque de Titan Ti6Al4V de 1mm d'épaisseur



(c) Plaque d'Aluminium AL6061T6 de 3 mm d'épaisseur



(d) Plaque d'Aluminium AL6061T6 de 2 mm d'épaisseur



(e) Plaque de Nitroni33 de 1.5 mm d'épaisseur **(f) Plaque de Nitroni33 de 1 mm d'épaisseur**

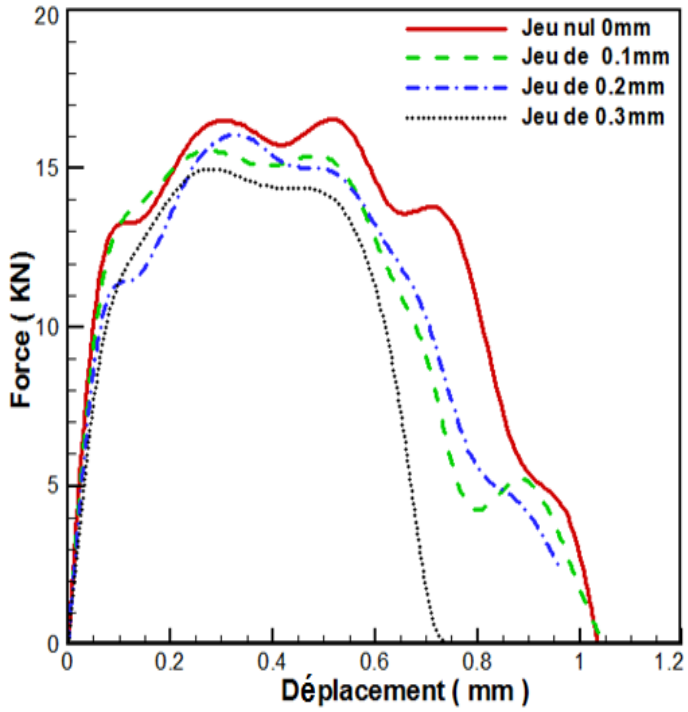
Figure 36 : Détails de la propagation des fissures lors de la pénétration du poinçon à une vitesse de 20 m/s.

3.1.5. Influence du jeu poinçon-matrice sur l'effort de coupe :

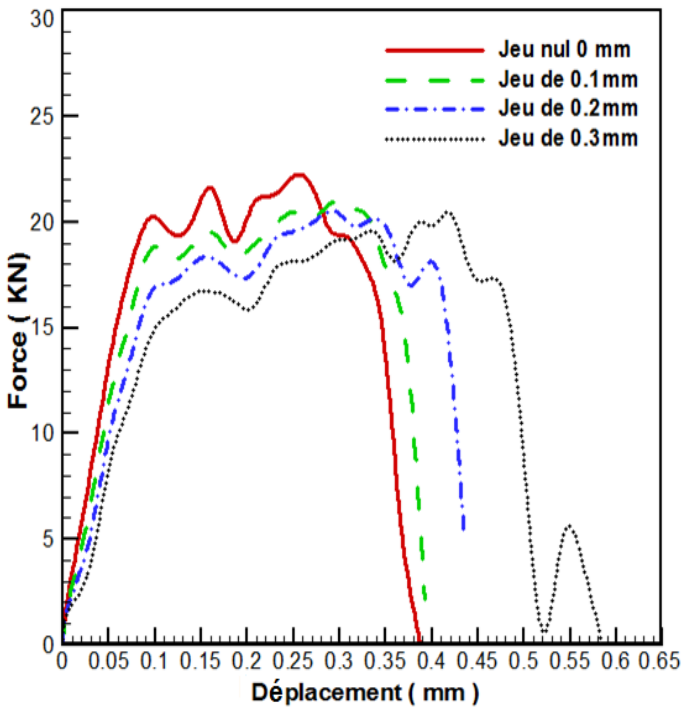
Pour étudier l'effet du jeu sur le processus de poinçonnage, des simulations ont été réalisées sur trois plaques constituées de matériaux différents (Aluminium AL6061-T6, Ti6Al4V Titane, et Nitronic 33), à une vitesse de poinçonnage de 20 m/s, avec différents jeux entre le poinçon et la matrice. Les courbes force-déplacement obtenues sont présentées dans la Figure 37. Les résultats montrent que l'influence du jeu sur la force de découpe est relativement faible. Par exemple, une augmentation du jeu entre le poinçon et la matrice, de 0 mm à 0,3 mm, entraîne une diminution de la force de découpe pour les trois matériaux.

L'augmentation du jeu entraîne également une augmentation du déplacement de rupture pour le titanium Ti6Al4V et le Nitronic 33 (plaques d'une épaisseur de 1 mm). À titre d'exemple, lorsque le jeu est nul, le déplacement total à la rupture pour la plaque en titanium est de 0,387 mm, mais ce déplacement augmente d'environ 30 % pour atteindre 0,584 mm lorsque le jeu est de 0,3 mm. En revanche, pour la plaque en aluminium AL6061-T6 (épaisseur de 2 mm), l'augmentation du jeu de 0 mm à 0,3 mm réduit le déplacement global de rupture. De manière générale, l'augmentation du jeu entraîne une diminution de l'effort maximal de découpe pour

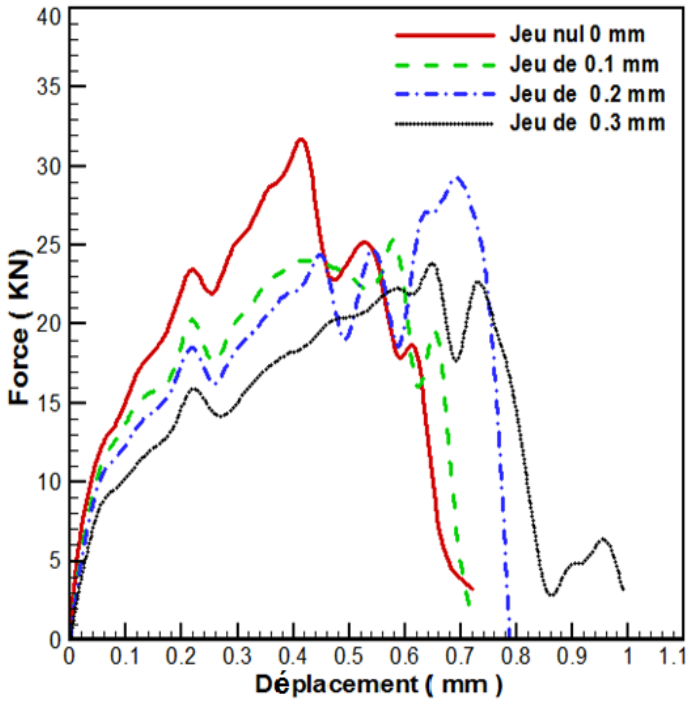
les trois matériaux étudiés. Les résultats observés sont cohérents avec ceux rapportés dans la littérature [8][148][24][18].



(a) Plaque d'Aluminium de 2 mm d'épaisseur



(b) Plaque de Titan Ti6AL4V de 1mm d'épaisseur



(c) Plaque de Nitronic33 de 1mm d'épaisseur

Figure 37 : Courbes force-déplacement pour différents jeux poinçon-matrice.

3.1.6. Analyse du profil de coupe :

Comme indiqué précédemment, un bord découpé est généralement composé de quatre zones caractéristiques de sa géométrie. Ces zones, qui correspondent aux différentes phases de la découpe, sont la zone bombée (zone d'identification), la zone cisaillée (zone lisse), la zone arrachée et la zone de bavure. La Figure 39 illustre les résultats obtenus par simulation numérique, montrant l'effet principal du jeu sur la forme du bord découpé et la précision dimensionnelle de la pièce fabriquée pour les trois métaux étudiés (Nitronic33 avec des épaisseurs de 1 mm et 1,5 mm, Aluminium AL6061-T6 avec des épaisseurs de 2 mm et 3 mm, et Titanium Ti6AL4V avec des épaisseurs de 1 mm et 1,5 mm).

Pour notre résultat, la Figure 38 illustre les différentes zones du bord cisaillé de la tôle dans un processus de poinçonnage, y compris la zone d'identification, la zone de cisaillement, la zone de fracture et la zone de bavure. La zone d'identification est créée par la déformation plastique du matériau. La zone cisaillée (lisse et brillante) est due au processus de cisaillement. Après la formation de la fissure dans la plaque métallique, une surface irrégulière et rugueuse apparaît. Enfin, la zone de bavure est causée par la déformation plastique de l'échantillon lors de la dernière étape du processus.

Dans le processus de poinçonnage, la profondeur de pénétration de la fissure et l'angle de la zone de fracture dépendent entièrement de la quantité de jeu. Lorsque le jeu n'est pas approprié, des couches supplémentaires de l'échantillon sont déchirées avant sa rupture complète. Donc, le jeu entre le poinçon et la matrice joue un rôle central dans l'influence sur la qualité de la surface cisaillée et la précision dimensionnelle de la pièce poinçonnée pour les trois métaux étudiés.

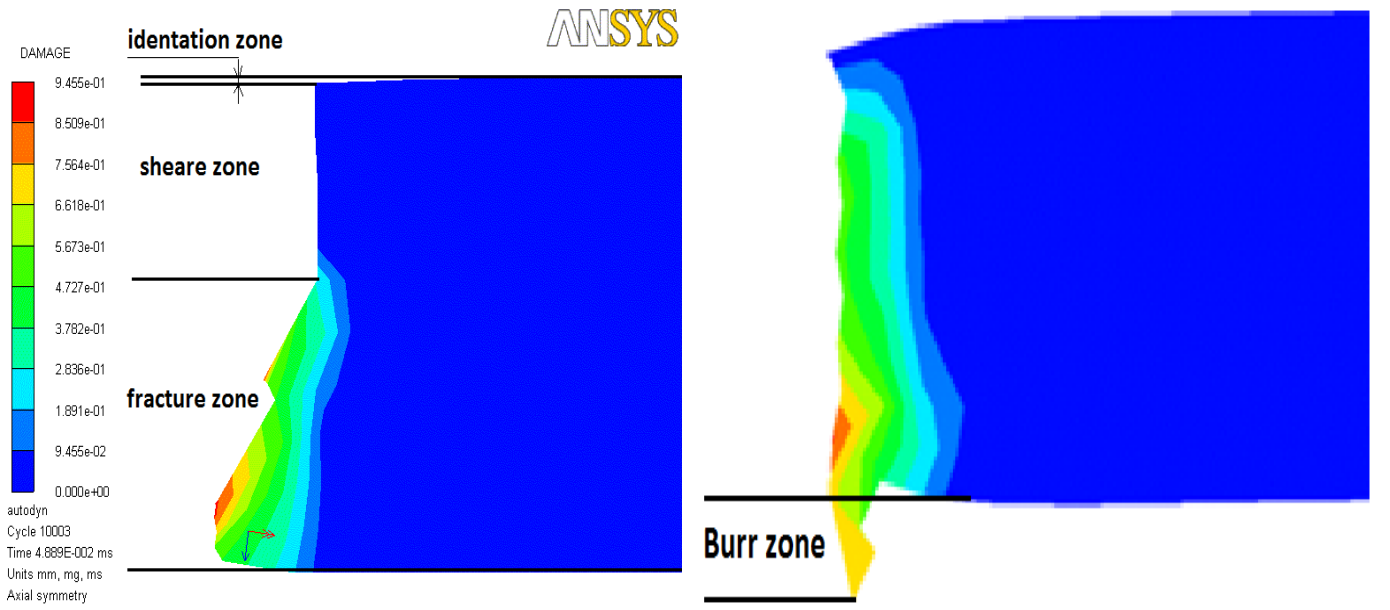
Nous observons que la zone de bavure n'apparaît que dans un seul cas dans notre étude, à savoir dans la plaque de titane de 1 mm d'épaisseur avec un jeu poinçon-matrice de 0,3 mm, comme illustré dans la Figure 38b. Dans ce cas, un jeu important de 0,3 mm entraîne une mauvaise qualité du profil des bords de la pièce, en raison de la présence d'une grande zone d'identification et de bavures plus longues. Pour la plaque de titane, la diminution du jeu conduit à l'apparition d'une plus grande zone de fracture. Ainsi, un jeu de 0,2 mm est jugé acceptable, comme illustré dans les Figures 39a et 39b.

Nous avons également constaté que l'aluminium est très sensible au jeu de coupe : la hauteur de la zone de fracture diminue lorsque le jeu augmente. Par exemple, la hauteur de la zone de fracture représente environ 68 % de l'épaisseur de la plaque lorsque le jeu poinçon-matrice est

nul, mais ce pourcentage diminue jusqu'à 7 % pour un jeu de 0,3 mm, tout en restant acceptable dans ce cas, comme présenté dans les Figures 39c et 39d.

Pour le Nitronic33, une déformation plus importante du profil de la pièce a été observée dans la gamme des jeux de coupe allant de 0 mm à 0,3 mm, en raison de la présence d'une grande zone d'identification sur les bords cisaillés (Figure 39e). Nous observons également, pour le Nitronic 33, qu'à l'étape finale du processus de perforation, après la propagation complète de la fracture, lorsque la force de perforation continue de diminuer, elle impacte la partie restante de l'ébauche. Ce phénomène est appelé « second cisaillement ». En raison de cette deuxième coupe, une petite charge est exercée par le poinçon vers le bas, ce qui est enregistré comme le second pic sur la courbe force-déplacement, illustrée dans la Figure 37c. Ce résultat est cohérent avec celui rapporté dans la littérature par Basak et ses collaborateurs [142] pour des tôles en acier TRIP poinçonnées.

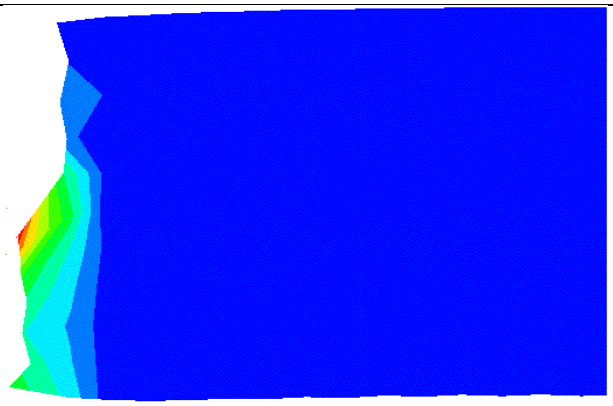
D'une manière générale, pour le titane et le Nitronic 33, lorsque le jeu est relativement grand, le profil de la surface découpée est de très mauvaise qualité en raison d'une zone arrachée et d'une bavure importante. Par contre, pour l'aluminium, lorsque ces jeux diminuent, l'irrégularité de la surface découpée diminue également.



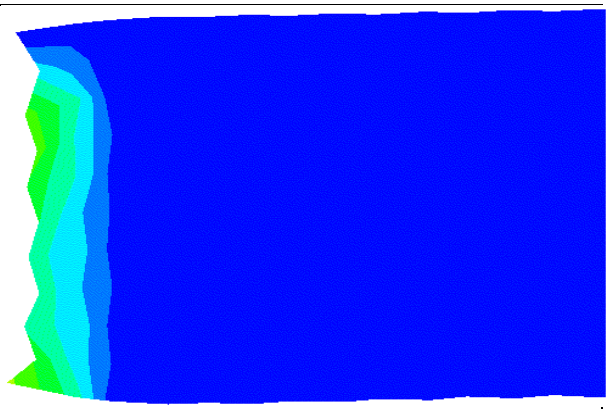
(a) Jeu poinçon-matrice de 0 mm pour la plaque d'Aluminium

b) Jeu poinçon-matrice de 0.3 mm pour la plaque de Titanium

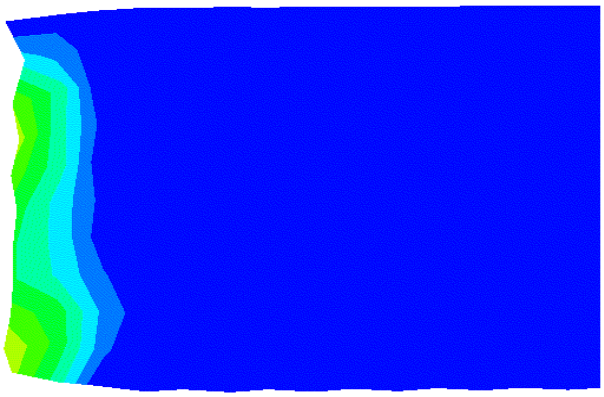
Figure 38 : Défauts de forme sur la surface cisaillée.



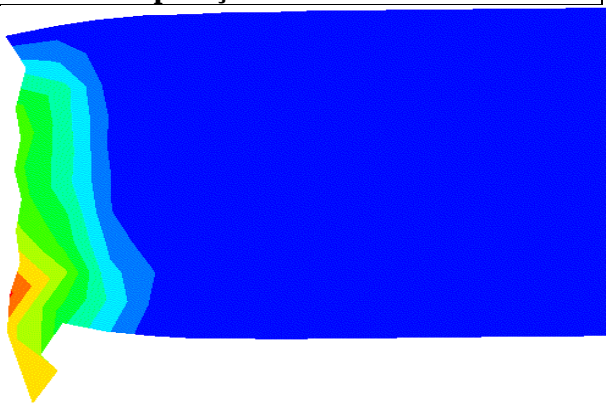
Jeu poinçon-matrice 0 mm



Jeu poinçon-matrice 0.1 mm

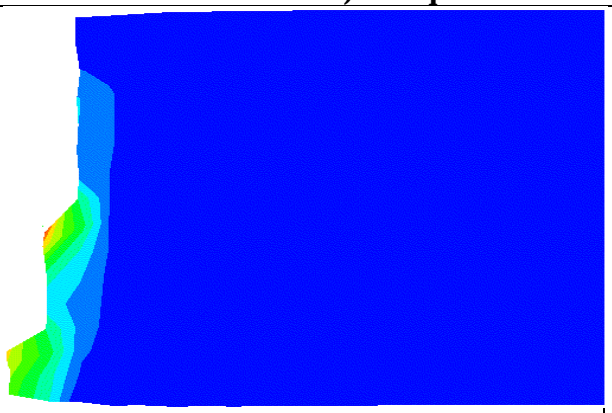


Jeu poinçon-matrice 0.2 mm

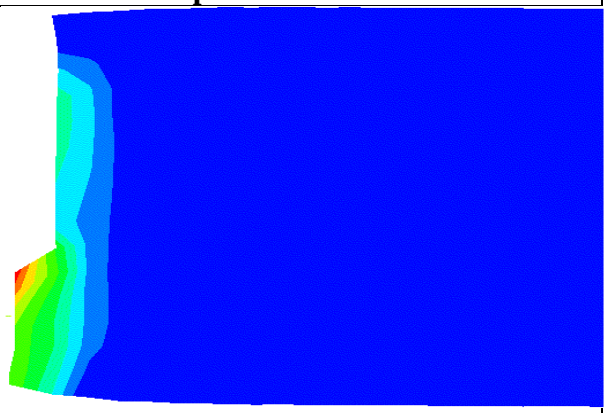


Jeu poinçon-matrice 0.3 mm

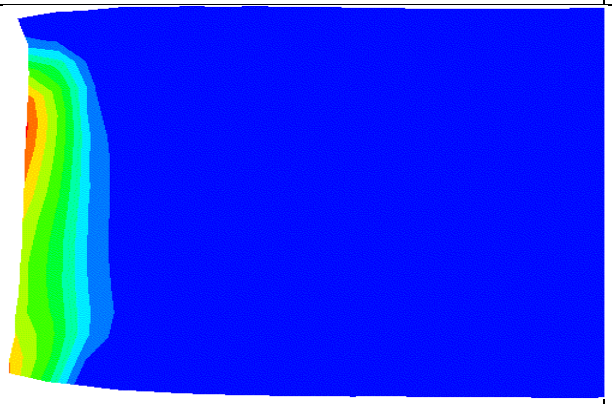
a) Plaque de Titanium de 1mm d'épaisseur



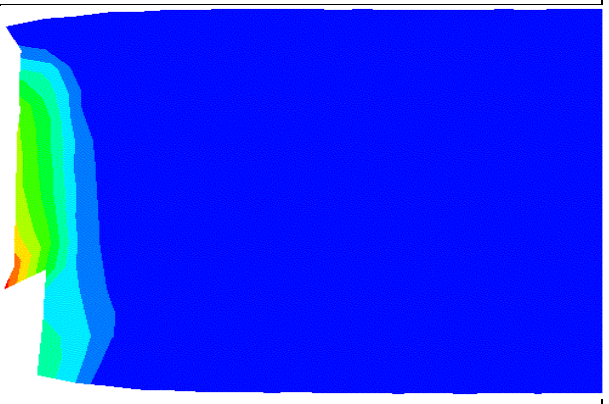
Jeu poinçon-matrice 0 mm



Jeu poinçon-matrice 0.1 mm

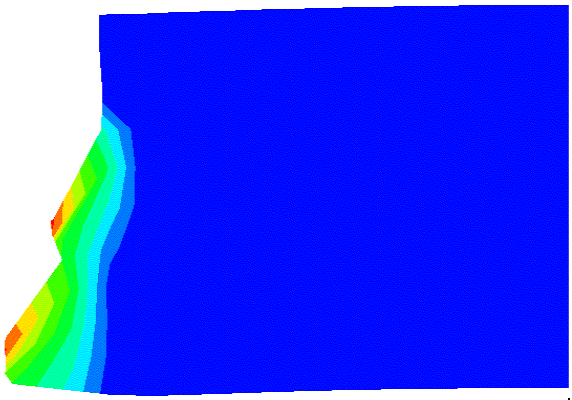


Jeu poinçon-matrice 0.2 mm

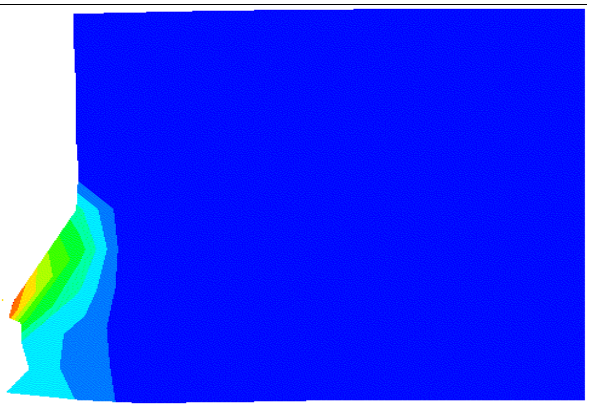


Jeu poinçon-matrice 0.3 mm

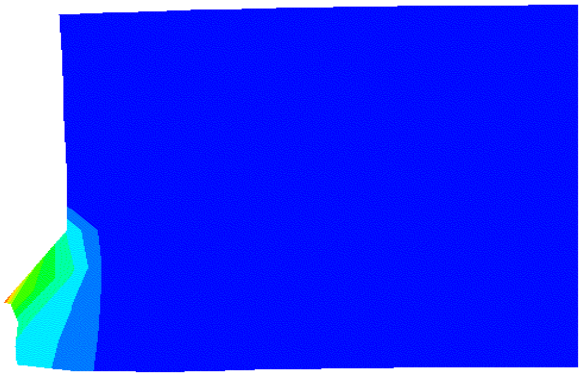
b) Plaque de Titanium de 1.5 mm d'épaisseur



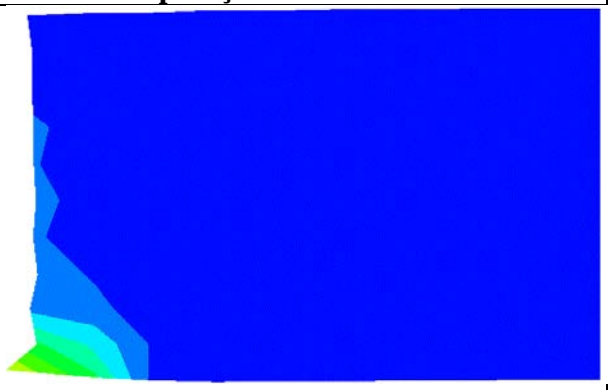
Jeu poinçon-matrice 0 mm



Jeu poinçon-matrice 0.1 mm

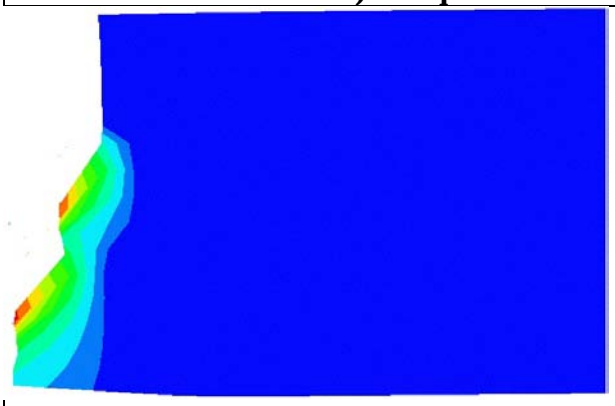


Jeu poinçon-matrice 0.2 mm

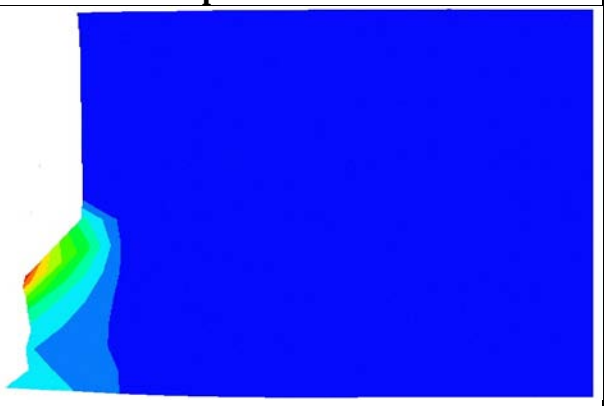


Jeu poinçon-matrice 0.3 mm

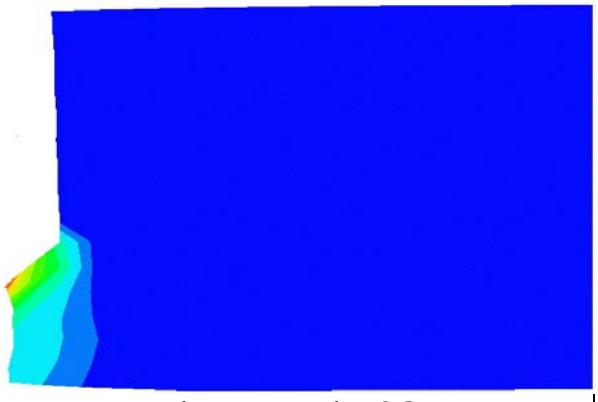
c) Plaque d'Aluminium de 2mm d'épaisseur



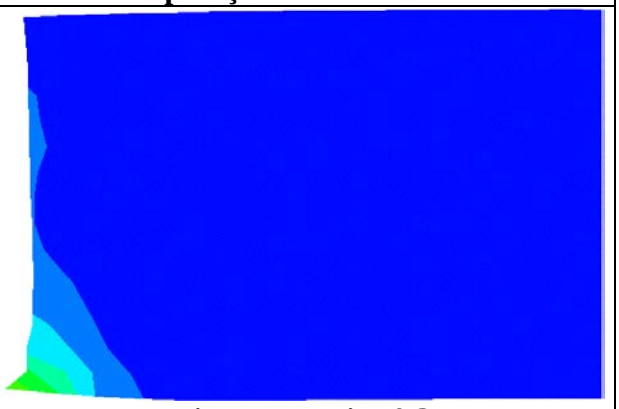
Jeu poinçon-matrice 0 mm



Jeu poinçon-matrice 0.1 mm

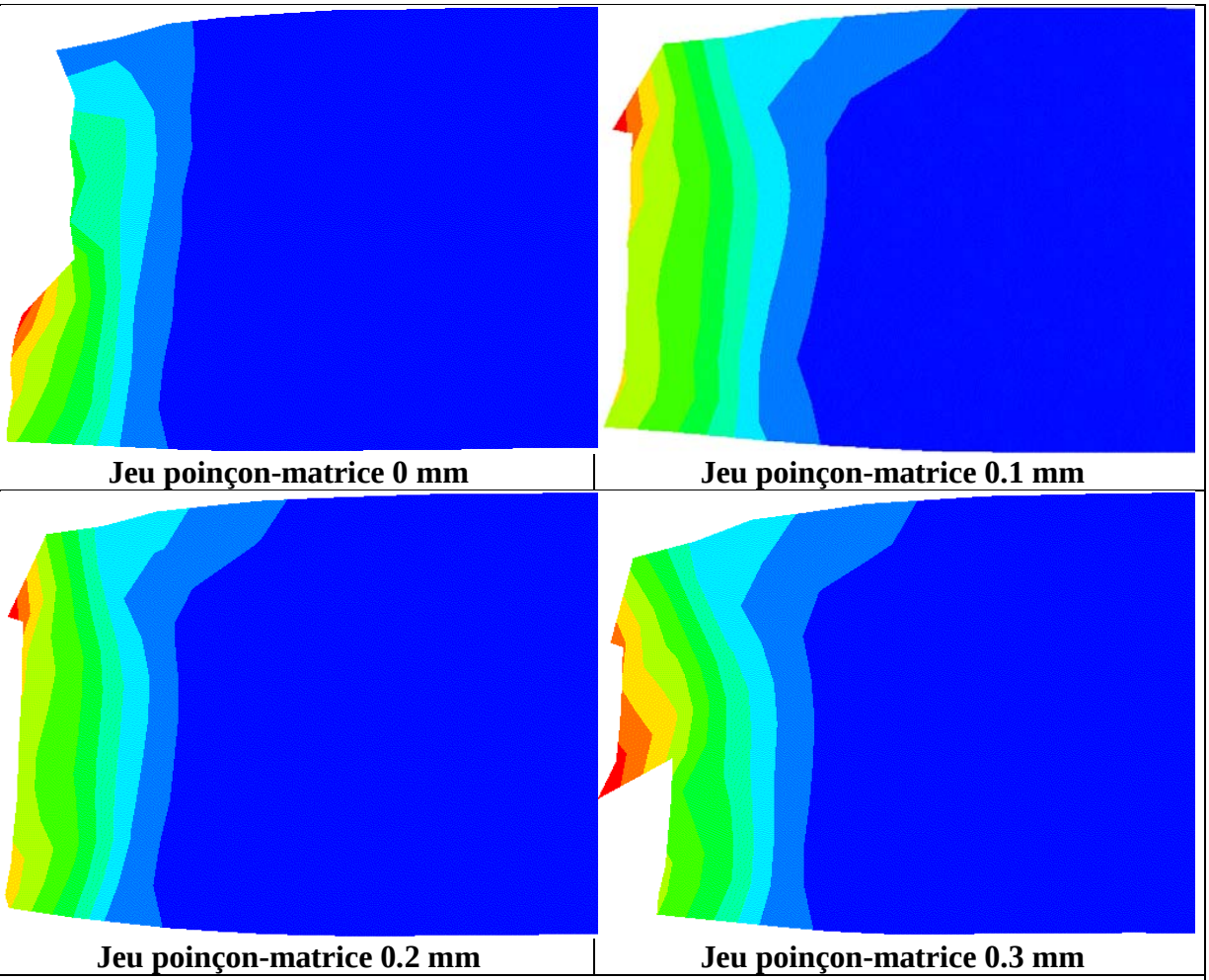


Jeu poinçon-matrice 0.2 mm



Jeu poinçon-matrice 0.3 mm

d) Plaque d'Aluminium de 3mm d'épaisseur



Jeu poinçon-matrice 0 mm	Jeu poinçon-matrice 0.1 mm
Jeu poinçon-matrice 0.2 mm	Jeu poinçon-matrice 0.3 mm

e) Plaque de Nitronic33 de 1.5mm d'épaisseur

Figure 39 : Les déformations sur la surface cisaillée pour différents jeux poinçon-matrice

Conclusion :

La modélisation par éléments finis des procédés de poinçonnage nécessite une bonne approche des phénomènes réels étudiés ainsi qu'une gestion adéquate des non-linéarités présentes. Les opérations de perforation sont particulièrement complexes en raison de la forte distorsion que subit le maillage dans les zones de fort cisaillement. Un maillage adapté permet de traiter son évolution et d'assurer la précision des calculs. Le comportement et le traitement de l'endommagement de la matière ont été modélisés à l'aide du modèle de Johnson-Cook, souvent utilisé pour ce type de problèmes. Les courbes de force en fonction de la pénétration du poinçon montrent une corrélation entre les pics observés sur les courbes expérimentales publiées par Dabboussi et Nemes [1] et la courbe obtenue par simulation numérique. Nous avons également noté sur ces courbes que la force maximale diminue avec l'augmentation du jeu poinçon-matrice. L'analyse des profils de découpe indique que la répartition des différentes zones (bombée, lisse et arrachée) dépend du jeu poinçon-matrice. Pour les plaques

d'aluminium, la hauteur de la zone lisse est maximale pour les grands jeux, diminue linéairement pour les jeux intermédiaires et est minimale pour les petits jeux. Pour le titane, la hauteur de la zone lisse est maximale lorsque le jeu poinçon-matrice optimal est de 0,2 mm. La chute brutale de l'effort observée sur les courbes effort-pénétration correspond à la séparation de la débouchure du reste de la tôle. Le début de la rupture ductile, repéré par la zone arrachée, se produit légèrement avant. Ce résultat est confirmé par nos investigations.

Conclusion générale et Perspectives.

Conclusion générale :

L'objectif de ce travail est de contribuer à l'élaboration d'un modèle prédictif pour la prévision de l'endommagement jusqu'à la rupture dans des plaques de matériaux différente soumises à des sollicitations dynamiques. Nous avons principalement étudié la perforation de plaques en titane Ti6AL4V, en Nitronic33 et en aluminium 6061-T6, par un poinçon rigide à nez plat sous un angle de 90°, à grande vitesse, en considérant différentes épaisseurs pour chaque matériau. Les simulations ont été réalisées à l'aide du logiciel ANSYS-AUTODYN en utilisant la méthode des éléments finis. Pour valider cette approche numérique, une base expérimentale fournie par Dabboussi et J.A. Nemes [1] a été utilisée. Nous avons testé la robustesse du modèle proposé pour prédire les zones d'endommagement et de rupture dans des conditions dynamiques rapides. Ce travail se compose de trois parties principales : une étude bibliographique, une modélisation numérique, et une simulation numérique accompagnée de l'analyse des résultats obtenus.

Dans l'étude bibliographique présentée au premier chapitre, nous avons mis en lumière les aspects essentiels du procédé de poinçonnage, ainsi que les diverses études et méthodes appliquées pour améliorer les procédés de mise en forme des pièces mécaniques. Cette analyse nous a permis de définir les objectifs à atteindre et les méthodes pertinentes pour notre étude. Nous avons également présenté les différentes lois décrivant le comportement des plaques métalliques et les divers modes d'endommagement des matériaux.

Pour faciliter la comparaison entre les simulations numériques et les essais expérimentaux, le deuxième chapitre est consacré à la réalisation de simulations numériques axisymétriques reproduisant les conditions expérimentales du dispositif de poinçonnage. Ainsi, dans les simulations de poinçonnage à grande vitesse, nous avons utilisé des plaques de trois matériaux différents, avec des épaisseurs variant entre 1 mm et 3 mm, et une vitesse de poinçonnage de 20 m/s.

Pour obtenir une description précise par simulation numérique, il est essentiel de choisir la loi de comportement adéquate, telle que la loi de Johnson-Cook, qui caractérise le comportement mécanique des matériaux soumis à de grandes déformations et à une large gamme de températures. Tous les essais mécaniques de poinçonnage réalisés par Dabboussi et J.A. Nemes [1] ont été simulés avec succès, et les résultats numériques sont présentés au troisième chapitre. Cette étude a permis d'observer et de mieux comprendre le comportement mécanique des matériaux lors de la mise en forme, ainsi que d'évaluer les sollicitations appliquées par les outils lors du poinçonnage.

En faisant varier le jeu poinçon-matrice et l'épaisseur des plaques, nous avons pu tester l'effet de ces paramètres à l'aide d'un ensemble de tests issus d'un plan expérimental publié par Dabboussi et J.A. Nemes [1]. L'analyse des courbes des efforts de l'outil en fonction de la pénétration du poinçon permet d'étudier l'influence de ces paramètres sur l'effort maximal de découpe ainsi que sur la localisation de la rupture. Une analyse complémentaire des faciès de découpe a également permis de mieux comprendre les phénomènes de rupture impliqués. Ces résultats montrent que l'adoucissement thermique joue un rôle inverse par rapport à la vitesse de déformation. Enfin, les observations issues de nos simulations numériques sont les suivantes :

- Les résultats de cette étude concordent bien avec les données expérimentales publiées dans la littérature [1]. En effet, les courbes force-déplacement obtenues par simulation numérique pour la découpe des tôles sont en excellent accord avec les données expérimentales [1].
- Pour le poinçonnage des différents matériaux étudiés, à savoir l'aluminium, le titane et le Nitronic33, le critère de rupture de Johnson-Cook [67] s'est révélé efficace, offrant une bonne prédiction en termes de pénétration au moment de l'amorçage de la rupture et de la taille des zones caractéristiques du profil découpé. Cela s'applique sur une gamme de valeurs de jeu relatif variant de 0,1 mm à 0,3 mm.
- Une augmentation significative de la température a été observée au voisinage des bords cisaillés pour une vitesse de poinçonnage de 20 m/s.
- Une partie de l'énergie est absorbée par le poinçon, tandis que le reste est absorbé par la déformation de la plaque métallique.
- La bande de cisaillement adiabatique apparaît rapidement après quelques microsecondes du contact entre le poinçon et la plaque métallique.
- Pour les faibles jeux poinçon-matrice, la simulation numérique montre également que la bande de cisaillement prend la forme d'un « S », mettant en évidence la non-planéité du bord de la pièce poinçonnée pour les trois types de matériaux traités.
- La variation du jeu poinçon-matrice joue un rôle central dans l'influence des résultats de la découpe, affectant notamment l'épaisseur de la zone écrouie autour du bord découpé, la qualité de la surface cisaillée, la forme et la précision dimensionnelle de la pièce, ainsi que la pénétration du poinçon associée à l'amorçage de la rupture pour les trois métaux traités.
- L'effet du jeu sur la force de découpage est très faible .

- La simulation numérique est plus rentable que l'utilisation de prototypes physiques et peut être employée pour déterminer les paramètres optimaux du processus de poinçonnage. D'un point de vue pratique, la simulation fournit également des informations utiles sur la qualité des bords cisaillés après le poinçonnage des tôles.
- Le programme d'éléments finis utilisé est ANSYS-AUTODYN, reconnu et largement employé pour son traitement efficace des problèmes non linéaires. Les résultats obtenus avec ANSYS-AUTODYN sont donc en bon accord avec les données expérimentales et numériques trouvées par W. Dabboussi et J.A. Nemes [1].

Perspectives :

- En raison du manque de résultats expérimentaux dynamiques suffisants dans la littérature pour de nombreux matériaux, il est difficile d'appliquer cette approche. Il est donc nécessaire de caractériser les différents paramètres en réalisant une campagne d'essais sur divers matériaux à différentes vitesses, afin d'obtenir des jeux de paramètres fiables.
- Pour mieux décrire l'initiation et la propagation des fissures dans la zone de découpe, il est nécessaire de disposer un code de calcul qui permet d'effectuer automatiquement le remaillage.

Références bibliographiques :

[1] W. Dabboussi et J. A. Nemes, « Modeling of ductile fracture using the dynamic punch test », *International journal of mechanical sciences*, vol. 47, n° 8, p. 1282‑1299, 2005.
[2] M. G. Cockcroft, « Ductility and workability of metals », *J. of Metals*, vol. 96, p. 2444, 1968.
[3] F. Schmitz, S. Winter, T. Clausmeyer, M. F.-X. Wagner, et A. E. Tekkaya, « Adiabatic blanking of advanced high-strength steels », *CIRP Annals*, vol. 69, n° 1, p. 269‑272, 2020.
[4] F. Faura, A. Garcıa, et M. Estrems, « Finite element analysis of optimum clearance in the blanking process », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 80, p. 121‑125, 1998.
[5] M. Vaz Jr et J. D. Bressan, « A computational approach to blanking processes », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 125, p. 206‑212, 2002.
[6] W. Klingenberg et U. P. Singh, « Finite element simulation of the punching/blanking process using in-process characterisation of mild steel », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 134, n° 3, p. 296‑302, 2003.
[7] K. Lange et K. Pöhlandt, « Handbook of metal forming », *(No Title)*, 1985, Disponible sur: https://cir.nii.ac.jp/crid/1130000796129334144
[8] A. Maillard, « Etude expérimentale et théorique du découpage », PhD Thesis, Compiègne, 1991. Disponible sur: https://theses.fr/1991COMPD429
[9] W. Johnson et R. A. C. Slater, « A survey of the slow and fast blanking of metals at ambient and high temperatures », in *PAPER FROM INTERNATIONAL CONFERENCE MANUFACTURING TECHNOLOGY. 1967, 825-851*, 1967.
[10] A. R. Dowling, « The dynamic punching of metals », *J. Inst. Metals*, vol. 97, p. 215‑224, 1970.
[11] K. M. Roessig et J. J. Mason, « Adiabatic shear localization in the dynamic punch test, part II: numerical simulations », *International Journal of Plasticity*, vol. 15, n° 3, p. 263‑283, 1999.
[12] C. G'sell, S. Boni, et S. Shrivastava, « Application of the plane simple shear test for determination of the plastic behaviour of solid polymers at large strains », *Journal of Materials Science*, vol. 18, p. 903‑918, 1983.
[13] E. F. Rauch et C. G'sell, « Flow localization induced by a change in strain path in mild steel », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 111, p. 71‑80, 1989.
[14] B. Wack et A. Tourabi, « Cyclic simple shear of metallic sheets: application to aluminium-lithium alloy », *Journal of materials science*, vol. 28, n° 17, p. 4735‑4743, 1993.
[15] K. Yoshida et K. Miyauchi, « Experimental studies of material behavior as related to sheet metal forming », *Mechanics of Sheet Metal Forming: Material Behavior and Deformation Analysis*, p. 19‑52, 1978.
[16] H. Kolsky, *Stress Waves in Solids*. Courier Corporation, 1963.
[17] J. R. Klepaczko, H. V. Nguyen, et W. K. Nowacki, « Quasi-static and dynamic shearing of sheet metals », *European Journal of Mechanics-A/Solids*, vol. 18, n° 2, p. 271‑289, 1999.
[18] R. Hambli, « Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue de l'optimisation du procédé », PhD Thesis, ENSAM, 1996.
[19] G. Fang, P. Zeng, et L. Lou, « Finite element simulation of the effect of clearance on the forming quality in the blanking process », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 122, n° 2‑3, p. 249‑254, 2002.

[20] Z. Tekiner, M. Nalbant, et H. Gürün, « An experimental study for the effect of different clearances on burr, smooth-sheared and blanking force on aluminium sheet metal », *Materials & design*, vol. 27, n° 10, p. 1134‑1138, 2006.

[21] D. Brokken, W. A. M. Brekelmans, et F. P. T. Baaijens, « Predicting the shape of blanked products: a finite element approach », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 103, n° 1, p. 51‑56, 2000.

[22] E. Taupin, J. Breitling, W. Wu, et T. Altan, « Material fracture and burr formation in blanking results of FEM simulations and comparison with experiments », *Journal of Materials processing technology*, vol. 59, n° 1‑2, p. 68‑78, 1996.

[23] A. M. Goijaerts, L. E. Govaert, et F. P. T. Baaijens, « Evaluation of ductile fracture models for different metals in blanking », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 110, n° 3, p. 312‑323, 2001.

[24] N. Hatanaka, K. Yamaguchi, N. Takakura, et T. Iizuka, « Simulation of sheared edge formation process in blanking of sheet metals », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 140, n° 1‑3, p. 628‑634, 2003.

[25] N. S. Ong et L. T. Chan, « Blanking of thick-gauge metals using a variable-speed pneumatic accelerator designed for a mechanical press », *Journal of mechanical working technology*, vol. 18, n° 1, p. 17‑31, 1989.

[26] S. F. Golovashchenko, N. Wang, et Q. Le, « Trimming and sheared edge stretchability of automotive 6xxx aluminum alloys », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 264, p. 64‑75, 2019.

[27] M. Krobath, T. Klünsner, W. Ecker, M. Deller, N. Leitner, et S. Marsoner, « Tensile stresses in fine blanking tools and their relevance to tool fracture behavior », *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 126, p. 44‑50, 2018.

[28] T. M. Chang et H. W. Swift, « Shearing of metal bars », *J Inst Met*, vol. 78, p. 119‑146, 1951.

[29] A. G. Atkins, « On cropping and related processes », *International Journal of mechanical sciences*, vol. 22, n° 4, p. 215‑231, 1980.

[30] J. Xu, B. Guo, C. Wang, et D. Shan, « Blanking clearance and grain size effects on micro deformation behavior and fracture in micro-blanking of brass foil », *International journal of machine tools and manufacture*, vol. 60, p. 27‑34, 2012.

[31] M. Li, « An experimental investigation on cut surface and burr in trimming aluminum autobody sheet », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 42, n° 5, p. 889‑906, 2000.

[32] X. Shuqin, M. Hoogen, T. Pyttel, et H. Hoffmann, « FEM simulation and experimental research on the AlMg4. 5Mn0. 4 sheet blanking », *Journal of materials processing technology*, vol. 122, n° 2‑3, p. 338‑343, 2002.

[33] R. Hambli, « Blanking tool wear modeling using the finite element method », *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 41, n° 12, p. 1815‑1829, 2001.

[34] A. Chabenat et R. Martin, « Découpage. Poinçonnage », *Techniques de l'ingénieur. Génie mécanique*, n° B7561, p. B7561-1, 1978.

[35] T. Hilditch, G. L. Kelly, et P. Hodgson, « Effect of punch and die geometry on trimming quality of aluminium and steel autobody sheet », 2001, Disponible sur: https://dro.deakin.edu.au/articles/conference_contribution/Effect_of_punch_and_die_geometry_on_trimming_quality_of_aluminium_and_steel_autobody_sheet/20840386/1

[36] C. Husson, S. Ahzi, L. Daridon, et C. Poizat, « Numerical study of the effects of processing parameters in the high-speed blanking in the connectic field », 2005,

Disponible sur: https://publica.fraunhofer.de/entities/publication/b5cb5906-9064-4455-88f8-67a2fa875f44/details

[37] M. Azaouzi, A. Delamazière, H. Naceur, D. Sibaud, J. L. Batoz, et S. Belouettar, « A numerically based approach for the blank design of thin precision metallic parts obtained by stamping », in *Proceedings of the 9th ESAFORM Conference on Material Forming, United Kingdom, Glasgow*, 2006, p. 223‑226.

[38] F. Klocke, K. Sweeney, et H.-W. Raedt, « Improved tool design for fine blanking through the application of numerical modeling techniques », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 115, n° 1, p. 70‑75, 2001.

[39] R. Hambli et F. Guerin, « Application of a neural network for optimum clearance prediction in sheet metal blanking processes », *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 39, n° 11, p. 1039‑1052, 2003.

[40] S. Golovashchenko, W. Zhou, S. Nasheralahkami, et N. Wang, « Trimming and sheared edge stretchability of light weight sheet metal blanks », *Procedia engineering*, vol. 207, p. 1552‑1557, 2017.

[41] T. M. Chang, « Shearing of metal blanks », *J Inst Met*, vol. 78, p. 393‑414, 1951.

[42] S. Jana et N. S. Ong, « 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*, vol. 19, n° 1, p. 55‑72, 1989.

[43] R. Hambli et A. POTIRON, *Modélisation et simulation du découpage des tôles*. Ed. Techniques Ingénieur, 2012.

[44] F. Gréban, « Découpabilité du cuivre et des alliages cuivreux », PhD Thesis, University of Franche-Comté Besançon, France, 2006. Disponible sur: https://www.academia.edu/download/70684888/Dcoupabilit_du_cuivre_et_des_alliages_cu20210930-21198-yogeuf.pdf

[45] T. Osaki et T. Yoshikai, « Effect of profile in basal section in shearing process », *Memoire of the faculty of engineering, Kyushu University*, vol. 38, n° 3, p. 249‑273, 1978.

[46] R. Hambli et A. Potiron, « Finite element modeling of sheet-metal blanking operations with experimental verification », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 102, n° 1‑3, p. 257‑265, 2000.

[47] M. Samuel, « FEM simulations and experimental analysis of parameters of influence in the blanking process », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 84, n° 1‑3, p. 97‑106, 1998.

[48] R. Kals et R. Eckstein, « Minimization in sheet metal working », 1998.

[49] V. G. Wong et M. K. Das, « Analysis of Stresses in Bar Cropping », in *Proceedings of the Fifteenth International Machine Tool Design and Research Conference*, S. A. Tobias et F. Koenigsberger, Éd., London: Macmillan Education UK, 1975, p. 617‑624. doi: 10.1007/978-1-349-01986-1_73.

[50] R. Hambli, « Finite element model fracture prediction during sheet-metal blanking processes », *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 68, n° 3, p. 365‑378, 2001.

[51] R. Balendra et F. W. Travis, « Static and dynamic blanking of steel of varying hardness », *International Journal of Machine Tool Design and Research*, vol. 10, n° 2, p. 249‑271, 1970.

[52] P. Hartley, F. R. Hall, et S. M. Roberts, « Numerical Modelling of Forging », in *Numerical Modelling of Material Deformation Processes: Research, Development and Applications*, P. Hartley, I. Pillinger, et C. Sturgess, Éd., London: Springer, 1992, p. 252‑273. doi: 10.1007/978-1-4471-1745-2_10.

[53] Y. W. Stegeman, A. M. Goijaerts, D. Brokken, W. A. M. Brekelmans, L. E. Govaert, et F. T. Baaijens, « An experimental and numerical study of a planar blanking process », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 87, n° 1‑3, p. 266‑276, 1999.

[54] A. M. Goijaerts, L. E. Govaert, et F. P. T. Baaijens, « Experimental and numerical investigation on the influence of process speed on the blanking process », *J. Manuf. Sci. Eng.*, vol. 124, n° 2, p. 416‑419, 2002.

[55] A. Ben Ismail, « Modélisation de la découpe des tôles ferromagnétiques: corrélation entre l'état mécanique et les propriétés magnétiques », 2007, Disponible sur: https://dam-oclc.bac-lac.gc.ca/download?is_thesis=1&oclc_number=1276807584&id=33b3ad84-6482-4930-9a96-eff5ace8d997&fileName=24600.pdf

[56] S. Meunier, « Analyse expérimentale du découpage de précision à grande vitesse d'alliages cuivreux en faible épaisseur », PhD Thesis, Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté, 2005.

[57] A. R. Rosenfield, « Numerical Descripition of the Ambient Low-Temperature and High-Strain Rate Flow and Fracture Behavior of Plain Carbon Steel », *Transaction of ASM*, vol. 59, p. 962‑980, 1966.

[58] A. 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 », PhD Thesis, Université de Franche-Comté, 2006. Disponible sur: https://hal.science/tel-00132399/

[59] S. K. Maiti, A. A. Ambekar, U. P. Singh, P. P. Date, et K. Narasimhan, « Assessment of influence of some process parameters on sheet metal blanking », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 102, n° 1‑3, p. 249‑256, 2000.

[60] T. Wierzbicki, Y. Bao, Y.-W. Lee, et Y. Bai, « Calibration and evaluation of seven fracture models », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 47, n° 4‑5, p. 719‑743, 2005.

[61] J. Litonski, « PLASTIC FLOW OF A TUBE UNDER ADIABATIC TORSION. », 1977, Disponible sur: https://pascal-francis.inist.fr/vibad/index.php?action=getRecordDetail&idt=PASCAL7730435650

[62] R. W. Klopp, R. J. Clifton, et T. G. Shawki, « Pressure-shear impact and the dynamic viscoplastic response of metals », *Mechanics of Materials*, vol. 4, n° 3‑4, p. 375‑385, 1985.

[63] C. Fressengeas et A. Molinari, « Inertia and thermal effects on the localization of plastic flow », *Acta Metallurgica*, vol. 33, n° 3, p. 387‑396, 1985.

[64] J. D. Lubahn, « Derivation of stress, strain, temperature, strain-rate relation for plastic deformation », 1947, Disponible sur: https://asmedigitalcollection.asme.org/appliedmechanics/article-abstract/14/3/A229/1103539

[65] J. D. Lubahn et R. P. Felgar, « Plasticity and creep of metals », *(No Title)*, 1961,. Disponible sur: https://cir.nii.ac.jp/crid/1130282271653830400

[66] U. S. Lindholm et L. M. Yeakley, « High strain-rate testing: Tension and compression: In this paper, the authors present a split-pressure-bar method for obtaining complete stress-strain curves at strain rates in the order of 1000 sec- 1 in either tension or compression », *Experimental Mechanics*, vol. 8, n° 1, p. 1‑9, 1968.

[67] G. R. Johnson, « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures », in *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics, The Hague, Netherlands, 1983*, 1983. Disponible sur: https://cir.nii.ac.jp/crid/1572824500633757824

[68] G. R. Johnson et W. H. Cook, « Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures », *Engineering fracture mechanics*, vol. 21, n° 1, p. 31‑48, 1985.

[69] G. R. Cowper et P. S. Symonds, « Strain-hardening and strain-rate effects in the impact loading of cantilever beams », *(No Title)*, 1957, Disponible sur: https://cir.nii.ac.jp/crid/1361418519554451584

[70] D. J. Steinberg et C. M. Lund, « A constitutive model for strain rates from 10−4 to 106 s−1 », *Journal of Applied Physics*, vol. 65, n° 4, p. 1528‑1533, févr. 1989, doi: 10.1063/1.342968.

[71] J. R. Klepaczko, « A practical stress-strain-strain rate-temperature constitutive relation of the power form », *Journal of Mechanical Working Technology*, vol. 15, n° 2, p. 143‑165, 1987.

[72] F. J. Zerilli et R. W. Armstrong, « Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations », *Journal of applied physics*, vol. 61, n° 5, p. 1816‑1825, 1987.

[73] J. Klepaczko et J. Duffy, « Strain rate history effects in body-centered-cubic metals », in *Mechanical Testing for Deformation Model Development*, ASTM International, 1982. Disponible sur: https://www.astm.org/stp28891s.html

[74] D. Ruiz, J. Harding, et C. Ruiz, « The Double Notch Shear Test—Analysis and Development for Material Testing at Very High Strain Rates », in *Proc. lsr Int. Conf on Structures Under Shock and Impact, SUSI-1 (edited by PS BULSON)*, 1989, p. 145.

[75] J. Klepaczko, « Thermally activated flow and strain rate history effects for some polycrystalline FCC metals », *Materials Science and Engineering*, vol. 18, n° 1, p. 121‑135, 1975.

[76] H. Mecking et U. F. Kocks, « Kinetics of flow and strain-hardening », *Acta metallurgica*, vol. 29, n° 11, p. 1865‑1875, 1981.

[77] P. S. Follansbee et U. F. Kocks, « A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable », *Acta Metallurgica*, vol. 36, n° 1, p. 81‑93, 1988.

[78] J. R. Klepaczko, A. Rusinek, J. A. Rodríguez-Martínez, R. B. Pęcherski, et A. Arias, « Modelling of thermo-viscoplastic behaviour of DH-36 and Weldox 460-E structural steels at wide ranges of strain rates and temperatures, comparison of constitutive relations for impact problems », *Mechanics of Materials*, vol. 41, n° 5, p. 599‑621, 2009.

[79] E. Markiewicz, V. R. LAMIH, W. K. Nowacki, et V. R. IPPT, « Analyse de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash d'une structure crash-box par approches expérimentale et numérique », 2007, Disponible sur: http://docnum.univ-lorraine.fr/public/UPV-M/Theses/2007/Durrenberger.Laurent.SMZ0741.pdf

[80] J. A. Rodríguez-Martínez, « Advanced constitutive relations for modeling thermo-viscoplastic behaviour of metallic alloys subjected to impact loading », 2010, Disponible sur: https://e-archivo.uc3m.es/entities/publication/fd973b5d-bc8f-47d1-bf4f-e257fc9c1203

[81] J. R. Klepaczko, « A general approach to rate sensitivity and constitutive modeling of FCC and BCC metals », *Impact Effects of Fast Transient Loading, AA Balkema, Rotterdam*, p. 3‑10, 1988.

[82] A. Rusinek, J. A. Rodríguez-Martínez, J. R. Klepaczko, et R. B. Pęcherski, « Analysis of thermo-visco-plastic behaviour of six high strength steels », *Materials & Design*, vol. 30, n° 5, p. 1748‑1761, 2009.

[83] A. Rusinek et J. R. Klepaczko, « Shear testing of a sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress », *International Journal of Plasticity*, vol. 17, n° 1, p. 87‑115, 2001.

[84] U. F. Kocks, A. As, et A. Mf, « Thermodynamics and kinetics of slip », 1975, Disponible sur: https://pascal-francis.inist.fr/vibad/index.php?action=getRecordDetail&idt=PASCAL7574016595

[85] O. Oussouaddi et J. R. Klepaczko, « Analysis of transition from isothermal to adiabatic deformation in the case of a twisted tube », *Journal de Physique III*, vol. 1, n° C 3, p. 323‑330, 1991.

[86] A. Rusinek, R. Zaera, J. R. Klepaczko, et R. Cheriguene, « Analysis of inertia and scale effects on dynamic neck formation during tension of sheet steel », *Acta Materialia*, vol. 53, n° 20, p. 5387‑5400, 2005.

[87] A. M. Goijaerts, L. E. Govaert, et F. P. T. Baaijens, « Prediction of ductile fracture in metal blanking », *J. Manuf. Sci. Eng.*, vol. 122, n° 3, p. 476‑483, 2000.

[88] A. M. Goijaerts, Y. W. Stegeman, L. E. Govaert, D. Brokken, W. A. M. Brekelmans, et F. P. T. Baaijens, « Can a new experimental and numerical study improve metal blanking? », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 103, n° 1, p. 44‑50, 2000.

[89] M. Oyane, T. Sato, K. Okimoto, et S. Shima, « Criteria for ductile fracture and their applications », *Journal of Mechanical Working Technology*, vol. 4, n° 1, p. 65‑81, 1980.

[90] F. A. McClintock, « A criterion for ductile fracture by the growth of holes », 1968, Disponible sur: https://asmedigitalcollection.asme.org/appliedmechanics/article-abstract/35/2/363/392050

[91] J. R. Rice et D. M. Tracey, « On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields∗ », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, n° 3, p. 201‑ 217, 1969.

[92] P. Hartley, I. Pillinger, et C. E. Sturgess, *Numerical modelling of material deformation processes: research, development and applications*. Springer Science & Business Media, 2012. Disponible sur: https://books.google.com/books?hl=fr&lr=&id=HDnaBwAAQBAJ&oi=fnd&pg=PA2&dq=Hartley,+P.,+Pillinger,+I.+et+Sturgess,+C.,+1992,+Numerical+modeling+of+material+deformation+processes:+research,+development+and+application,+Springer+Verlag.&ots=PdmcF12lVX&sig=Yz8Um4BQ-BxOpad21vtlUAWpMUc

[93] L. M. KACHANOV, « Time to failure under creep condition », *Izvestia Akademii Nauk, SSSR, Tech. Nauk*, n° 8, p. 26‑ 31, 1958.

[94] J. Lemaitre, « JL Chaboche â€ øeAspects phÃ\copyright nomÃ\copyright nologiques de la rupture par endommagementâ€ », *Journal of Applied Mechanics*, vol. 2, p. 317‑ 365, 1978.

[95] J.-L. Chaboche et J. Lemaitre, *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 2009.

[96] K. Saanouni, « Virtual metal forming including the ductile damage occurrence: Actual state of the art and main perspectives », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 177, n° 1‑ 3, p. 19‑ 25, 2006.

[97] A. Cherouat, K. Saanouni, et Y. Hammi, « Numerical improvement of thin tubes hydroforming with respect to ductile damage », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 44, n° 12, p. 2427‑ 2446, 2002.

[98] A. L. Gurson, « Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media », 1977, Disponible sur: https://asmedigitalcollection.asme.org/materialstechnology/article-abstract/99/1/2/403937

[99] V. Tvergaard, « Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions », *International Journal of fracture*, vol. 17, p. 389‑ 407, 1981.

[100] M. Bornert, T. Bretheau, et P. Gilormini, *Homogénéisation en mécanique des matériaux*. Hermes science, 2001. Disponible sur: https://hal.science/hal-00112720/

[101] V. Tvergaard, « Material failure by void growth to coalescence », *Advances in applied Mechanics*, vol. 27, p. 83‑151, 1989.

[102] A. Needleman et J. R. Rice, « Limits to ductility set by plastic flow localization », in *Mechanics of Sheet Metal Forming: Material Behavior and Deformation Analysis*, Springer, 1978, p. 237‑267. Disponible sur: https://link.springer.com/content/pdf/10.1007/978-1-4613-2880-3_10?pdf=chapter%20toc

[103] V. Tvergaard, « On localization in ductile materials containing spherical voids », *International Journal of fracture*, vol. 18, p. 237‑252, 1982.

[104] B. R. Breed, C. L. Mader, et D. Venable, « Technique for the Determination of Dynamic‑Tensile‑Strength Characteristics », *Journal of Applied Physics*, vol. 38, n° 8, p. 3271‑3275, juill. 1967, doi: 10.1063/1.1710098.

[105] F. R. Tuler et B. M. Butcher, « A criterion for the time dependence of dynamic fracture », *International Journal of Fracture Mechanics*, vol. 4, n° 4, p. 431‑437, 1968.

[106] J. J. Gilman, « Micromechanics of flow in solids », *(No Title)*, 1969, Disponible sur: https://cir.nii.ac.jp/crid/1130282272165011840

[107] L. Davison, A. L. Stevens, et M. E. Kipp, « Theory of spall damage accumulation in ductile metals », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 25, n° 1, p. 11‑28, 1977.

[108] S. N. Zhurkov, « Kinetic concept of the strength of solids », *International journal of fracture mechanics*, vol. 1, p. 311‑323, 1965.

[109] J. R. Klepaczko, « Dynamic crack initiation, some experimental methods and modelling », in *Crack dynamics in metallic materials*, Springer, 1990, p. 255‑453. Disponible sur: https://link.springer.com/content/pdf/10.1007/978-3-7091-2824-4_3?pdf=chapter%20toc

[110] T. Yokobori, « The Cottrell-Bilby theory of yielding of iron », *Physical Review*, vol. 88, n° 6, p. 1423, 1952.

[111] A. M. Rajendran, M. A. Dietenberger, et D. J. Grove, « A void growth-based failure model to describe spallation », *Journal of applied physics*, vol. 65, n° 4, p. 1521‑1527, 1989.

[112] C. C. Chu et A. Needleman, « Void nucleation effects in biaxially stretched sheets », 1980, Disponible sur: https://asmedigitalcollection.asme.org/materialstechnology/article-abstract/102/3/249/394607

[113] S. Ahzi et S. E. Schoenfeld, « Mechanics of porous polycrystals: a fully anisotropic flow potential », *International Journal of Plasticity*, vol. 14, n° 8, p. 829‑839, 1998.

[114] A. Molinari et S. Mercier, « Micromechanical modelling of porous materials under dynamic loading », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 49, n° 7, p. 1497‑1516, 2001.

[115] G. R. Johnson et T. J. Holmquist, « Test data and computational strength and fracture model constants for 23 materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures », *Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, NM, Report No. LA-11463-MS*, 1989.

[116] H. Mae, X. Teng, Y. Bai, et T. Wierzbicki, « Comparison of ductile fracture properties of aluminum castings: Sand mold vs. metal mold », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 45, n° 5, p. 1430‑1444, 2008.

[117] A. Abdali, K. Benkrid, et P. Bussy, « Simulation of sheet cutting by the large time increment method », *Journal of materials processing technology*, vol. 60, n° 1‑4, p. 255‑260, 1996.

[118] P. Ladevèze, « Sur une famille d'algorithmes en mécanique des structures », *Comptes-rendus des séances de l'Académie des sciences. Série 2, Mécanique-physique, chimie, sciences de l'univers, sciences de la terre*, vol. 300, n° 2, p. 41‑44, 1985.

[119] D. Brokken, A. M. Goijaerts, W. A. M. Brekelmans, C. W. J. Oomens, et F. P. T. Baaijens, « Modelling of the blanking process », in *Computational plasticity: fundamentals and applications: proceedings of the 5th international conference on computational plasticity, held at Barcelona, Spain, 17-20 March 1997*, International Center for Numerical Methods in Engineering (CIMNE), 1997, p. 1417‑1424. Disponible sur: https://research.tue.nl/en/publications/modelling-of-the-blanking-process

[120] T. J. Hughes, *The finite element method: linear static and dynamic finite element analysis*. Courier Corporation, 2003. Disponible sur: https://books.google.com/books?hl=fr&lr=&id=E9IoAwAAQBAJ&oi=fnd&pg=PP1&dq=Hughes,+T.J.R.,+The+Finite+Element+Method:+Linear+Static+and+Dynamic+Finite+Element+Analysis+ed.+D.+Publications.+2000.&ots=WkZ1kEEIcN&sig=3G2Z47e6_ipit6smrpIOMBj9OGo

[121] G. Rio, A. Soive, et V. Grolleau, « Comparative study of numerical explicit time integration algorithms », *Advances in Engineering Software*, vol. 36, n° 4, p. 252‑265, 2005.

[122] M. A. Dokainish et K. Subbaraj, « A survey of direct time-integration methods in computational structural dynamics—I. Explicit methods », *Computers & Structures*, vol. 32, n° 6, p. 1371‑1386, 1989.

[123] K. K. Tamma et J. F. D'Costa, « A new explicit variable time-integration self-starting methodology for computational structural dynamics », *International journal for numerical methods in engineering*, vol. 33, n° 6, p. 1165‑1180, 1992.

[124] L. N. G. Filon, « IV. On an approximate solution for the bending of a beam of rectangular cross-section under any system of Lond, with special reference to points of concentrated or discontinuous loading », *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, vol. 201, n° 331‑345, p. 63‑155, 1903.

[125] H. Hojo, « Shearing mechanisms of phenolic paper base laminated sheets », *Annals of the CIRP*, vol. 14, p. 409‑428, 1967.

[126] T. JIMMA, « The theoretical research on the blanking of a sheet material », *Bulletin of JSME*, vol. 6, n° 23, p. 568‑576, 1963.

[127] C. H. Lee et S. Kobayashi, « Elastoplastic analysis of plane-strain and axisymmetric flat punch indentation by the finite-element method », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 12, n° 4, p. 349‑370, 1970.

[128] P. B. Popat, A. Ghosh, et N. N. Kishore, « Finite-element analysis of the blanking process », *Journal of Mechanical Working Technology*, vol. 18, n° 3, p. 269‑282, 1989.

[129] R. Hambli, « Finite element simulation of fine blanking processes using a pressure-dependent damage model », *Journal of materials processing technology*, vol. 116, n° 2‑3, p. 252‑264, 2001.

[130] K. Isik, Y. Yoshida, L. Chen, T. Clausmeyer, et A. E. Tekkaya, « Modelling of the blanking process of high-carbon steel using Lemaitre damage model », *Comptes Rendus Mécanique*, vol. 346, n° 8, p. 770‑778, 2018.

[131] J. Lemaitre, « A continuous damage mechanics model for ductile fracture », 1985, Disponible sur: https://asmedigitalcollection.asme.org/materialstechnology/article-abstract/107/1/83/393206

[132] R. Hambli, « Comparison between Lemaitre and Gurson damage models in crack growth simulation during blanking process », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 43, n° 12, p. 2769‑2790, 2001.

[133] H.-H. Bok, M.-G. Lee, H.-D. Kim, et M.-B. Moon, « Thermo-mechanical finite element analysis incorporating the temperature dependent stress-strain response of low alloy steel for practical application to the hot stamped part », *Metals and Materials International*, vol. 16, p. 185‑ 195, 2010.

[134] A. Bacha, D. Daniel, et H. Klocker, « Crack deviation during trimming of aluminium automotive sheets », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, n° 14, p. 1885‑ 1897, 2010.

[135] K. Mori, T. Maeno, et S. Fuzisaka, « Punching of ultra-high strength steel sheets using local resistance heating of shearing zone », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, n° 2, p. 534‑ 540, 2012.

[136] P. J. Zhao, Z. H. Chen, et C. F. Dong, « Experimental and numerical analysis of micromechanical damage for DP600 steel in fine-blanking process », *Journal of materials processing technology*, vol. 236, p. 16‑ 25, 2016.

[137] A. Al-Shawk, X. Wu, et Q. Yang, « Trim die damage and “self-reconditioning” effect on trimmed edge of sheet metal blanks », in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2018, p. 012062. Disponible sur: https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/418/1/012062/meta

[138] L. Komgrit et L. Pongsakorn, « FE simulations and experimental analysis of the blade angle effect on sheared surface in trimming process of advanced high-strength steel sheet », *Arabian Journal for Science and Engineering*, vol. 44, n° 9, p. 7909‑ 7918, 2019.

[139] H.-S. Choi, B.-M. Kim, et D.-C. Ko, « Effect of clearance and inclined angle on sheared edge and tool failure in trimming of DP980 sheet », *Journal of Mechanical Science and technology*, vol. 28, p. 2319‑ 2328, 2014.

[140] M. Sahli *et al.*, « Modelling and numerical simulation of steel sheet fine blanking process », *Procedia manufacturing*, vol. 50, p. 395‑ 400, 2020.

[141] F. Bantes, G.-C. Vosniakos, et P. Kostazos, « Numerical Analysis of the Deformation of a Shearing Machine Tool under Excessive Blade Clearance », *Journal of Applied and Computational Mechanics*, vol. 7, n° 2, p. 496‑ 504, 2021.

[142] S. Basak, C. Kim, W. Jeong, Y. I. Jung, et M.-G. Lee, « Numerical prediction of sheared edge profiles in sheet metal trimming using ductile fracture modeling », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 219, p. 107109, 2022.

[143] L. Mu, Y. Zang, Y. Wang, X. L. Li, et P. M. A. Stemler, « Phenomenological uncoupled ductile fracture model considering different void deformation modes for sheet metal forming », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 141, p. 408‑ 423, 2018.

[144] O. Ghorbel, J. Mars, S. Koubaa, M. Wali, et F. Dammak, « Coupled anisotropic plasticity-ductile damage: Modeling, experimental verification, and application to sheet metal forming simulation », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 150, p. 548‑ 560, janv. 2019, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2018.10.044.

[145] H. Quach et Y.-S. Kim, « Effect of non-associated flow rule on fracture prediction of metal sheets using a novel anisotropic ductile fracture criterion », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 195, p. 106224, 2021.

[146] K. Bandyopadhyay, S. Basak, H. Choi, S. K. Panda, et M.-G. Lee, « Influence of evolution in anisotropy during strain path change on failure limits of sheet metals », *Metals and Materials International*, vol. 27, p. 3225‑ 3237, 2021.

[147] M. Krinninger, F. Steinlehner, D. Opritescu, R. Golle, et W. Volk, « On the influence of different parameters on the characteristic cutting surface when shear cutting aluminum », *Procedia CIRP*, vol. 63, p. 230‑ 235, 2017.

[148] N. Hatanaka, K. Yamaguchi, et N. Takakura, « Finite element simulation of the shearing mechanism in the blanking of sheet metal », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 139, n° 1‑3, p. 64‑70, 2003.

[149] M. J. Forrestal et T. L. Warren, « Perforation equations for conical and ogival nose rigid projectiles into aluminum target plates », *International Journal of Impact Engineering*, vol. 36, n° 2, p. 220‑225, 2009.

[150] S. R. Bodner et Y. Partom, « A large deformation elastic-viscoplastic analysis of a thick-walled spherical shell », 1972, Disponible sur: https://asmedigitalcollection.asme.org/appliedmechanics/article-abstract/39/3/751/387208

[151] Sr. Bodner et Y. Partom, « Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain-hardening materials », 1975, Disponible sur: https://asmedigitalcollection.asme.org/appliedmechanics/article-abstract/42/2/385/387672

[152] M. Jean et J. J. Moreau, « Unilaterality and dry friction in the dynamics of rigid body collections », in *1st contact mechanics international symposium*, 1992, p. 31‑48. Disponible sur: https://hal.science/hal-01863710/

[153] M. Wronski, « Couplage du contact et du frottement avec la mécanique non linéaire des solides en grandes déformations: application à l'étude des blocs de mousse en polyuréthane| Theses. fr », PhD Thesis, Compiègne, 1994. Disponible sur: https://theses.fr/1994COMPD712

[154] J. Yvonnet, « Nouvelles approches sans maillage basées sur la méthode des éléments naturels pour la simulation numérique des procédés de mise en forme », PhD Thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2004. Disponible sur: https://pastel.hal.science/tel-00012009/

[155] A. L. Illoul, « Mise en oeuvre de la méthode des éléments naturels contrainte en 3D: Application au cisaillage adiabatique », PhD Thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2008. Disponible sur: https://pastel.hal.science/pastel-00004035/

[156] I. Mane, V. Gagnol, B. C. Bouzgarrou, et P. Ray, « Stability-based spindle speed control during flexible workpiece high-speed milling », *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 48, n° 2, p. 184‑194, 2008.

[157] H. Chanal, E. Duc, et P. Ray, « A study of the impact of machine tool structure on machining processes », *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 46, n° 2, p. 98‑106, 2006.

[158] V. E, « The Relationship between Stress and Strain for Homogeneous Deformation », *Journal of the Institute of Metals*, vol. 74, p. 537‑562, 1948.

[159] A. Rusinek, R. Zaera, et J. R. Klepaczko, « Constitutive relations in 3-D for a wide range of strain rates and temperatures–application to mild steels », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 44, n° 17, p. 5611‑5634, 2007.

[160] P. Lestriez, K. Saanouni, J. F. Mariage, et A. Cherouat, « Numerical Prediction of Ductile Damage in Metal Forming Processes Including Thermal Effects », *International Journal of Damage Mechanics*, vol. 13, n° 1, p. 59‑80, janv. 2004, doi: 10.1177/1056789504039257.

[161] K. Saanouni, « On the numerical prediction of the ductile fracture in metal forming », *Engineering fracture mechanics*, vol. 75, n° 11, p. 3545‑3559, 2008.

[162] A. S. Khan et R. Liang, « Behaviors of three BCC metals during non-proportional multi-axial loadings: experiments and modeling », *International journal of plasticity*, vol. 16, n° 12, p. 1443‑1458, 2000.

[163] O. Lurdos, « Lois de comportement et recristallisation dynamique: approches empirique et physique », PhD Thesis, Saint-Etienne, EMSE, 2008. Disponible sur: https://theses.fr/2008EMSE0013

[164] T. Osaki, S.S. Yamasaki. «*Effect of the geometry of cutting edge of tool in blanking process and punching. Memoire of the faculty of engineering* » Kyushu University, Vol.38, No.4, pp 371-395, December 1984.

[165]SOLLAC-ARCELOR. Rapport interne 17347/98, Bibliothéque d'ARCELOR, 1998.

[166] Dremin, A.N., Molodets A.M, « *On the spall strength of metals* » Proc. of the int. Symp. On instence Dynamic Loading and its effects, Science Press, Beijing, China, p.13, 1986