



HAL
open science

Étude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile

Alexandre Dalloz

► **To cite this version:**

Alexandre Dalloz. Étude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007. Français. NNT : 2007ENMP1502 . tel-00260080

HAL Id: tel-00260080

<https://pastel.hal.science/tel-00260080>

Submitted on 3 Mar 2008

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

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

Pour Maryline

Etude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile

Alexandre Dalloz- Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris

Directeurs de thèse : Anne-Françoise Gourgues, André Pineau

Résumé

Les exigences d'allègement des pièces structurales automobiles ont conduit au développement de nouvelles nuances d'aciers aux propriétés mécaniques de plus en plus élevées. Parmi ces nuances dites Très Haute Résistance (THR), les aciers dual phase, avec leur microstructure composite ferrite-martensite, offrent un très bon équilibre entre résistance mécanique et formabilité. Cependant, des observations récentes ont montré que l'étape de découpe avait tendance à altérer ces bonnes propriétés. L'objectif de la présente étude est d'améliorer notre connaissance des mécanismes mis en jeu au cours de la découpe afin de pouvoir les prendre en compte pour le développement des futures nuances.

Un premier travail d'observation et de caractérisation (MEB, microdureté, essais mécaniques...), a été effectué de manière à mettre en évidence les effets de la découpe à la cisaille sur la microstructure et les propriétés mécaniques des tôles. Ces résultats révèlent l'existence d'une zone affectée par la découpe qui s'étend sur environ 200 μm . Cette zone se caractérise par un écrouissage et une déformation microstructurale importants. Cette déformation conduit localement à la décohésion des phases ferritique et martensitique.

La formation de cette zone en cours de découpe a été étudiée à travers deux approches distinctes : d'une part, le développement d'un montage de cisaille instrumentée permettant d'observer l'évolution de la microstructure, et, d'autre part, la simulation numérique du procédé qui donne accès aux grandeurs mécaniques locales dans la tôle. Il apparaît que l'endommagement et la rupture de l'acier sont pilotés par la décohésion des interfaces ferrite-martensite, elle-même fortement dépendante de l'état de triaxialité des contraintes.

L'étude du comportement des bords découpés, au cours de sollicitations postérieures à la découpe, a permis de confirmer l'amorçage rapide des fissures dans la zone affectée par la découpe et l'impact direct de la taille de cette dernière sur la perte de ductilité des pièces découpées.

Enfin, de nombreux traitements thermiques, appliqués à une nuance sélectionnée, ont permis de désigner deux voies distinctes d'amélioration du comportement des nuances dual phase face à la découpe: d'une part la transformation d'une troisième phase lors du recuit, d'autre part le rééquilibrage des propriétés au sein de la microstructure par l'application d'un traitement de revenu.

Avant-propos

Avant d'être un manuscrit rendant compte de trois ans de recherche, une thèse est une aventure qui, bien que personnelle, ne peut s'accomplir sans un environnement stimulant qui sache allier valeurs scientifiques et humaines. Je tiens donc à présenter mes remerciements à tous ceux qui ont contribué à l'aboutissement de cette étude.

Je remercie tout d'abord Helmut Klöcker et Thomas Pardoën, qui ont accepté d'être les rapporteurs de ces travaux. Leurs commentaires m'ont apporté le point de vue extérieur qu'il est si difficile d'avoir au cours de trois ans de thèse. Je remercie aussi tout particulièrement Eric Andrieu qui m'a transmis le goût de la métallurgie au sein du département matériaux de l'ENSIACET et qui a accepté de présider mon jury de soutenance.

Cette thèse est le fruit d'une collaboration entre Arcelor Research et le Centre des Matériaux des Mines de Paris. A ce titre, je souhaite exprimer ma gratitude envers Thierry Sturel, qui a encadré cette thèse côté Arcelor Mittal, pour la confiance qu'il m'a accordée et son soutien au cours de ces trois années.

Au Centre des Matériaux, c'est à un duo à qui je dois présenter ma profonde reconnaissance : Anne-Françoise Gourgues pour son écoute, ses encouragements et sa disponibilité et André Pineau, pour ses idées, son support et les longues discussions dans le bocal qui nous ont conduits bien au-delà de la découpe des aciers. Votre dynamisme et votre enthousiasme a largement participé à entretenir ma motivation tout au long de ce projet.

Je suis aussi très reconnaissant envers Jacques Besson qui m'a guidé dans les terres inconnues de la simulation numérique. Malgré mon manque d'expérience sur le sujet, il a su m'accompagner, tout m'expliquer (et me réexpliquer) et, même si certaines lignes de codes magiques restent obscures à mes yeux, il m'a appris à m'amuser avec ces satanés éléments finis.

Au cours de ces trois années, j'ai eu la chance de profiter de moyens techniques de grande qualité, pour cela je souhaite remercier tous les techniciens et ingénieurs qui les font vivre et qui ont participé à l'obtention des résultats expérimentaux qui supportent cette thèse:

- Jérôme Labrousse et Bertrand Briot pour les essais mécaniques au Centre des Matériaux
- Josée Drillet pour le MET chez Arcelor Research
- au CEA Saclay : Thomas Dilbert pour le PTE, Pierre Forget pour la nanodureté et Marie-Hélène Mathon pour la diffusion des neutrons aux petits angles (Laboratoire Léon Brillouin)
- Jean-Nicolas Audinot pour le nanoSIMS au Laboratoire Gabriel Lippman.

Cette thèse contient aussi des résultats issus de montages et d'éprouvettes spécialement dessinés pour cette étude. Cet usinage « sur mesure » à été possible grâce au métier accumulé à l'atelier du Centre des Matériaux. Pour cela, un grand merci à James, Jean Pierre, George et Christophe.

En plus de toutes ces personnes dont la participation se manifeste concrètement dans le manuscrit, je tiens à remercier tout ceux qui ont fait que je me suis senti si bien au Centre des Matériau, soit qu'ils permettent de profiter de moyens généraux toujours efficaces (Franck, Greg, Odile), soit simplement que leur présence participe à cette ambiance familiale qui habite le centre. Pour cela merci à tous les thésards et permanents que j'ai croisés au cours de ces trois ans, avec un clin d'œil spécial à mes colocataires du B104 qui ont subi en première ligne mes sautes d'humeur.

Enfin je remercie tous ceux qui m'ont supporté (à tous les sens du terme) au cours de ces trois ans : mes parents, ma sœur, à qui je souhaite beaucoup de courage pour en finir avec sa thèse (si je l'ai fait, tu peux le faire), mes amis et surtout Maryline à qui je n'ai rien épargné au cours de ces trois ans, des nuits d'insomnie aux relectures de chapitres en temps imposé.

SOMMAIRE

INTRODUCTION	1
---------------------------	----------

PREMIERE PARTIE : Mise en évidence de l'impact du procédé de découpe sur le comportement des aciers dual phase

I Description du procédé de découpe à la cisaille	12
--	-----------

I.A Géométrie du procédé.....	12
-------------------------------	----

I.B Description physique du procédé et analyse de la courbe de découpe.....	13
---	----

I.C Profil de découpe	15
-----------------------------	----

II Présentation des six nuances de l'étude préliminaire	17
--	-----------

II.A Compositions chimiques et microstructures.....	17
---	----

II.B Caractéristiques mécaniques	19
--	----

III Impact du procédé de découpe	23
---	-----------

III.A Quantification de l'impact de la découpe sur la formabilité	23
---	----

III.B Impact métallurgique du procédé sur le bord découpé	26
---	----

IV Présentation de la nuance retenue	30
---	-----------

IV.A Composition chimique et microstructure.....	30
--	----

IV.B Caractéristiques mécaniques.....	31
---------------------------------------	----

IV.C Sensibilité à l'endommagement de découpe	32
---	----

<i>Conclusion partielle</i>.....	34
---	-----------

Références	35
-------------------------	-----------

DEUXIEME PARTIE : Compréhension des mécanismes mis en jeu au cours de la découpe à la cisaille des tôles en acier dual phase

I Avant-propos : Rupture ductile à faible taux de triaxialité des contraintes	40
--	-----------

I.A Le rôle de la triaxialité des contraintes dans la rupture ductile	40
---	----

I.B Essais mécaniques à faible taux de triaxialité des contraintes	42
--	----

II Modélisation du procédé de découpe : Etat de l'art	47
--	-----------

II.A Modèles analytiques.....	47
II.B Simulation par éléments finis.....	53
III Approche expérimentale et simulation numérique.....	57
III.A Présentation du montage développé pour l'étude.....	57
III.B Présentation de la simulation numérique du procédé.....	59
III.C Confrontation des résultats des approches expérimentale et numérique à l'échelle macroscopique.....	67
IV Description des mécanismes intervenant au cours de la découpe.....	70
IV.A Déplacements macroscopiques.....	70
IV.B Analyse du chemin de chargement.....	72
IV.C Evolution de l'endommagement en cours de découpe.....	76
IV.D Quelques mots sur la découpe des alliages d'aluminium.....	79
Conclusion partielle.....	80
Références.....	81

TROISIEME PARTIE : Comportement de la zone affectée par la découpe lors des sollicitations de mise en forme

I Le mécanisme d'amorçage des fissures dans les bords découpés.....	90
1.A Observations post-traction des bandes cisillées.....	90
1.B Observations sur essais interrompus.....	93
1.C Modèle bimatériau.....	95
II Mécanique des petites fissures.....	98
II.A Essai de traction sur bande fissurée.....	99
II.B Simulation numérique du phénomène.....	103
Conclusion partielle.....	107
Références.....	108

QUATRIEME PARTIE : Traitements thermiques permettant d'améliorer le comportement à la découpe des aciers dual phase

I Influence de la microstructure sur le comportement des DP.....	112
I.A L'effet composite	112
I.B Propriétés intrinsèques des phases	114
I.C Contributions relatives de chacune des variables métallurgiques au durcissement des DP	120
II Métallurgie de la nuance B85	123
II.A Caractérisation métallurgique des états de réception	123
II.B Détermination des domaines de transformation de phase de la nuance dual phase B85L.....	128
III Impact des paramètres du traitement de revenu sur le comportement en découpe..	133
III.A Présentation de la campagne de traitement et de caractérisation mécanique	133
III.B Mise en évidence de l'impact métallurgique des paramètres de revenu	137
III.C Effet de l'autorevenu	141
IV Impact des traitements de revenu à basse température sur le comportement de la nuance B85	143
IV.A Effets du traitement de revenu à basse température sur le comportement en bord découpé	143
IV.B Effets du traitement de revenu basse température sur le comportement des phases et interfaces.....	146
IV.C Vers une réduction des temps de traitement à basse température.....	153
Conclusion partielle.....	157
Références	158
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....	163
ANNEXES.....	169

Introduction

Le développement des aciers Très Haute Resistance pour application automobile

« Le Parlement européen, [...]

- insiste pour que, à compter du 1er janvier 2020, les émissions moyennes ne dépassent pas 95g de CO₂/km [...]*
- considère qu'à compter du 1er janvier 2015, aucun nouveau modèle de voiture dépassant l'objectif des émissions de 120g de CO₂/km de plus de 100% ne devrait être placé sur le marché de l'UE. »*

Chris Davies, rapport du Parlement européen sur la stratégie communautaire de réduction des émissions de CO₂ des voitures et véhicules commerciaux légers

<i>Citroën C4 Picasso</i>	<i>211 g CO₂/km</i>
<i>Peugeot 407 coupé</i>	<i>242 g CO₂/km</i>
<i>Renault Espace IV</i>	<i>255 g CO₂/km</i>
<i>Ford Mondéo V6</i>	<i>247 g CO₂/km</i>
<i>Volkswagen touareg 6L</i>	<i>375 g CO₂/km</i>
<i>Toyota Land Cruiser</i>	<i>387 g CO₂/km</i>

Données extraites du classement des émissions des véhicules essence établi par l'Agence De l'Environnement et de la Maîtrise de l'Energie (www.ademe.fr)

Les nouveaux défis de l'industrie automobile

D'après les chiffres de l'ADEME, le secteur des transports, avec l'automobile comme premier contributeur, représente 40% des émissions de CO₂ en France. La législation européenne, de plus en plus restrictive à ce sujet, combinée à la pression du marché pétrolier, impose aux constructeurs automobiles de réduire au maximum les émissions et la consommation des véhicules. Outre les efforts réalisés pour le développement de motorisations plus propres et plus sobres, l'allègement des véhicules apparaît comme l'une des principales voies de réduction de la consommation. Cependant, cette tendance s'oppose à plusieurs phénomènes qui ont conduit à l'alourdissement général des véhicules jusqu'à la fin des années 90 :

- l'ajout de renforts structuraux et d'éléments de sécurité comme les air bags pour répondre aux exigences des qualifications Euroncap
- l'apparition des équipements d'aide à la conduite (direction assistée, ABS, ESP...)
- la multiplication des équipements de confort (climatisation, électronique embarquée...)

Face à cette prise de poids continue des véhicules, les exigences d'allègement se sont donc reportées de la conception des véhicules à la sélection des matériaux.

Les aciers très haute résistance

L'acier constitue le principal matériau utilisé par l'industrie automobile : il représente 40% du poids total des véhicules et 98% de celui de la caisse en blanc, c'est à dire le squelette structurel de la voiture. Les producteurs d'aciers se sont donc vu contraints de répondre aux nouvelles exigences de poids pour ne pas perdre de part de marché face à d'autres matériaux comme l'aluminium ou les matériaux composites à matrice polymère. En 2001, 33 groupes producteurs d'aciers, réunis dans le programme ULSAB¹, présentent le projet "Advanced Vehicle Concept" qui, via l'intégration de nouvelles nuances d'acier et l'optimisation de leur mise en œuvre, a conduit à la fabrication, sans surcoût, d'une caisse en blanc 25% plus légère que les conceptions traditionnelles, tout en étant plus rigide. Ce projet s'appuie essentiellement sur l'intégration des aciers THR (très haute résistance) dans les véhicules. Les THR regroupent trois grandes familles d'aciers :

- High Strength Low Alloy steels (HSLA): aciers peu alliés présentant généralement une structure ferrite + perlite, durcis par affinement de la taille de grain et par addition d'éléments d'alliage en solution solide.
- Dual Phase (DP) : aciers présentant une structure ferrite-martensite qui permet d'obtenir un durcissement par effet composite dans lequel la ferrite joue le rôle de matrice ductile et la martensite le rôle de renfort.

¹ UltraLight Steel Automotive Body

INTRODUCTION

- Transformation Induced Plasticity (TRIP) : aciers à structure complexe (ferrite, bainite, austénite résiduelle) qui offrent un potentiel de durcissement supplémentaire par rapport aux DP grâce à la possibilité d'activer la transformation martensitique de l'austénite au cours de la déformation.

La principale qualité de ces aciers est d'offrir un meilleur compromis résistance/ductilité que leurs prédécesseurs (Figure 1). Malgré leur très grand potentiel, l'intégration sur véhicule des aciers TRIP est encore freinée par leur coût et celui de leur mise en oeuvre. A l'inverse, les DP, qui représentaient déjà la plus grosse part des aciers utilisés dans le projet AVC [AVC01], sont déjà très présents sur produits finis.

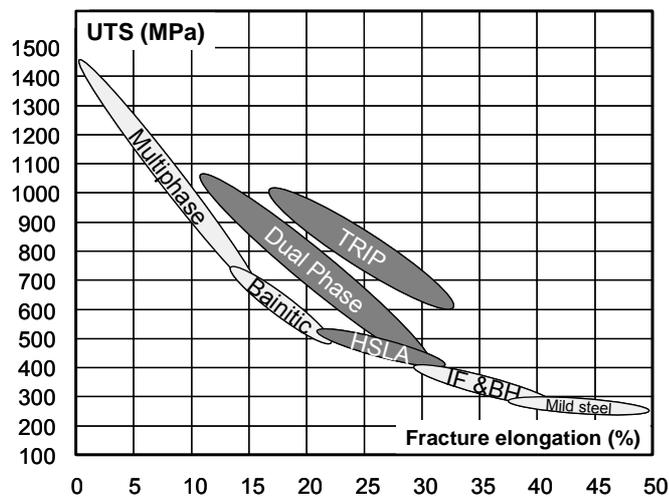


Figure 1 Position des aciers THR dans le diagramme contrainte maximale / allongement à rupture [Bre07]

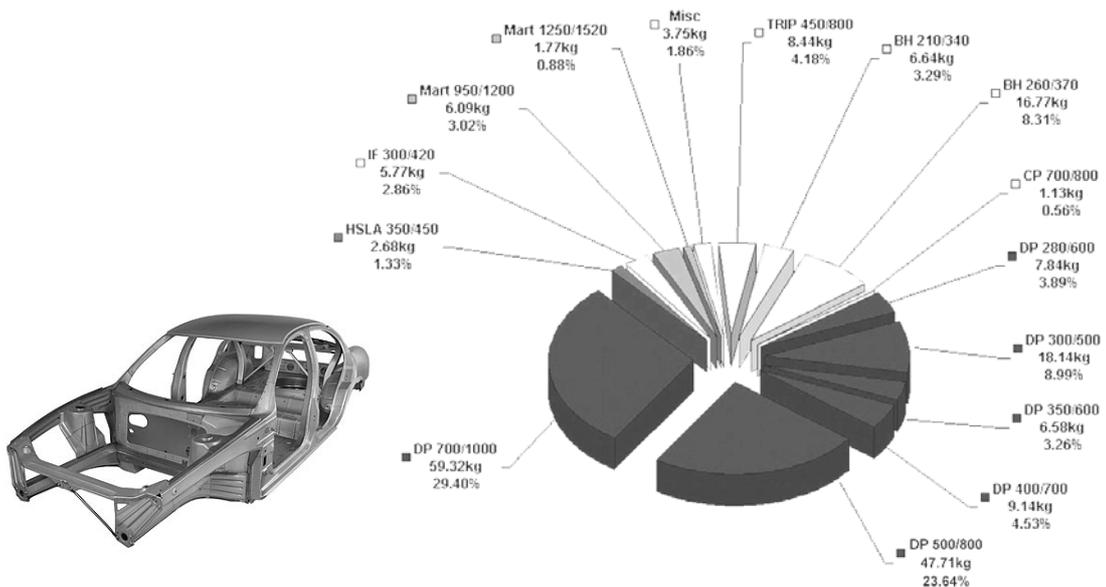


Figure 2 Répartition des aciers utilisés dans le projet ULSAB-AVC [AVC01]

L'élaboration des aciers dual phase

De manière générale, la microstructure ferrite-martensite des aciers dual phase est obtenue par trempe à partir du domaine intercritique : le maintien dans le domaine intercritique permet d'obtenir une structure ferrite + austénite et l'austénite est ensuite transformée en martensite lors de la trempe.

Dans le cadre de l'industrie automobile, les aciers dual phase sont tous issus de la coulée continue (Figure 3). Deux modes d'obtention sont possibles (Figure 4) : le maintien intercritique et la trempe peuvent être appliqués à la tôle soit lors de l'étape de refroidissement consécutive au laminage à chaud, soit, lors d'une étape de recuit continu après un laminage à froid. Le laminage à froid est généralement plus utilisé pour les applications automobiles car il permet d'obtenir des épaisseurs de tôle plus faibles, donc plus facilement emboutissables et permettant de produire des pièces plus légères. Qu'ils soient issus du laminage à chaud ou à froid les produits sont conditionnés et livrés au client sous forme de bobines.

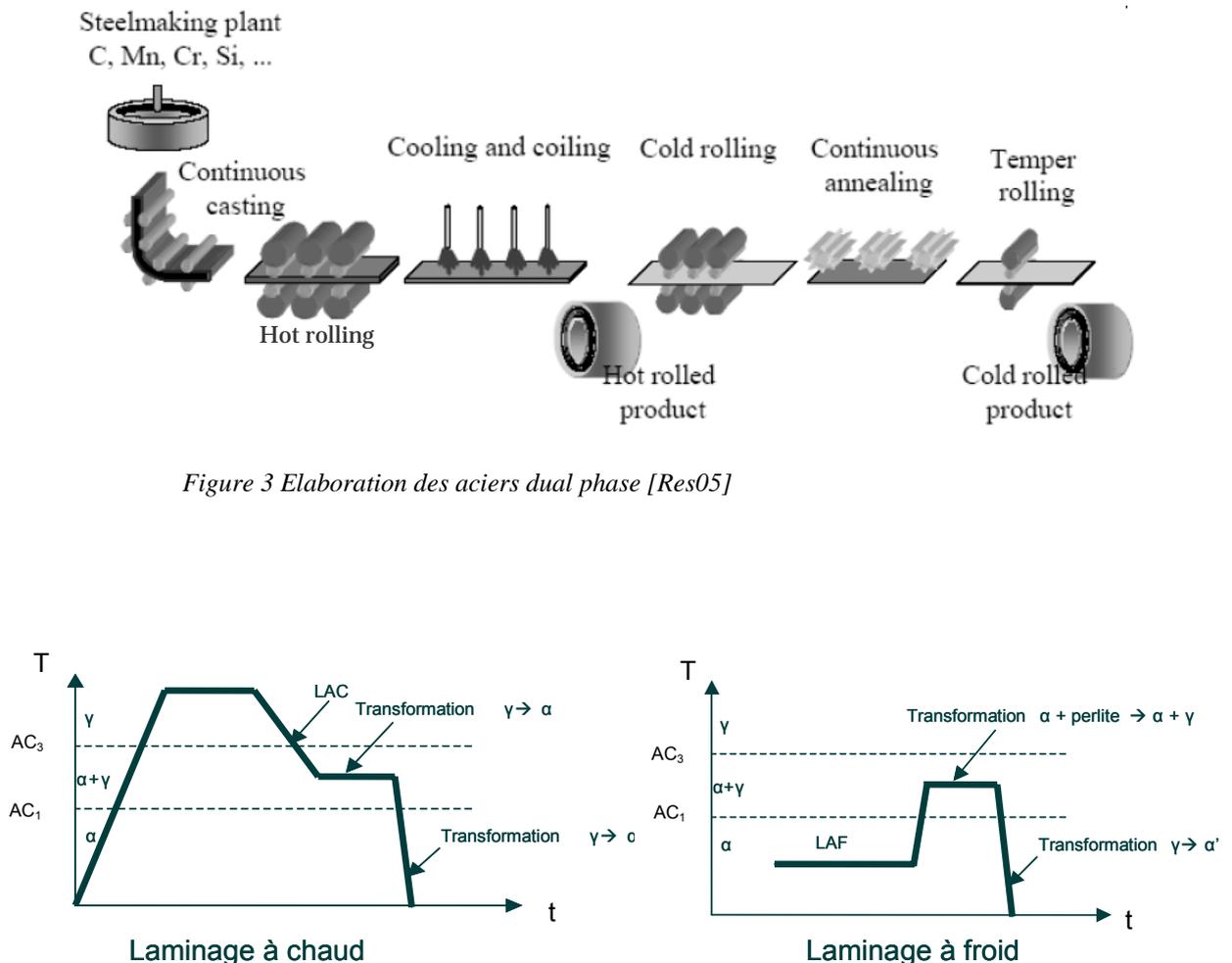


Figure 4 Obtention de microstructures DP par traitement thermique après laminage à chaud (LAC) et à froid (LAF) ; α : ferrite, γ : austénite, α' : martensite

La mise en œuvre des tôles et les défauts liés à la découpe

La mise en forme des tôles par emboutissage constitue la première étape de la fabrication d'une voiture. Les bobines sont déroulées et découpées à la cisaille sous forme de flans qui sont ensuite acheminés aux presses d'emboutissage. Selon les pièces, le procédé d'emboutissage implique une ou plusieurs passes de déformation et des étapes de découpe supplémentaires plus ou moins complexes.

La matrice ferritique des aciers dual phase leur apporte une bonne formabilité au regard de leur résistance mécanique. Cependant, sur certaines nuances de laboratoire, présentant des propriétés mécaniques de plus en plus élevées, des cas de déchirures ont été détectés lors d'essais d'emboutissage (Figure 5). Ces apparitions de fissures n'ont pas pu être corrélées aux propriétés mécaniques des nuances. Par contre, le fait que l'amorçage des fissures s'effectue systématiquement sur les bords des pièces embouties a conduit à incriminer le procédé de découpe, sans pour autant pouvoir expliquer ce qui différencie les nuances sensibles à la découpe des autres.

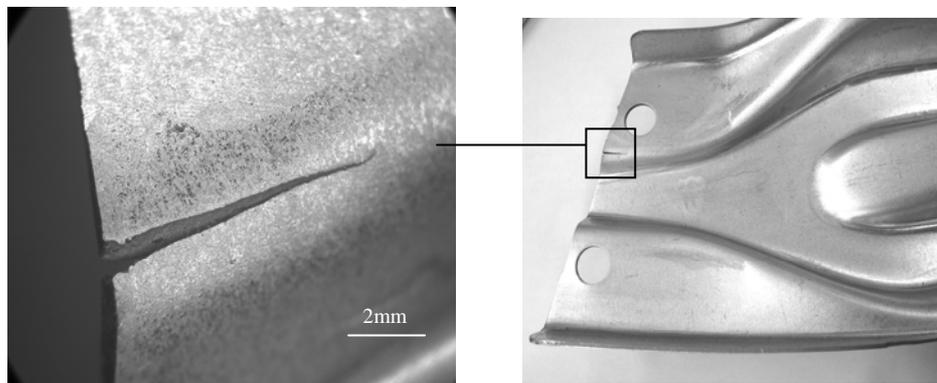


Figure 5 Fissure apparue en cours d'emboutissage au bord d'un flan de tôle DP780

Problématique et démarche générale de l'étude

La présente étude vise à offrir des solutions métallurgiques permettant d'amoinrir, si ce n'est supprimer, la sensibilité des nuances dual phase à l'endommagement de découpe. Cependant, les procédés de découpe mécanique, bien que très répandus, ne sont que peu étudiés du point de vue du matériau découpé, et nous devons donc d'abord déterminer la nature de cet endommagement et comprendre les mécanismes qui l'induisent.

Pour cela, la première partie de l'étude va être consacrée à la caractérisation et la quantification de l'impact de la cisaille sur les bords découpés. Ce travail s'appuiera sur de nombreuses observations, essentiellement au microscope électronique à balayage (MEB) et au microscope optique, et sur des essais mécaniques réalisés sur six nuances dual phase différentes.

Après avoir sélectionné une nuance pour la suite de l'étude, nous aborderons, dans la deuxième partie, l'observation et la compréhension des mécanismes d'endommagement en cours de découpe en lien avec la microstructure de la nuance

choisie. Pour cela nous nous appuyerons sur un montage de cisaille instrumentée, développé pour l'étude, et sur la simulation par éléments finis du procédé de découpe.

La troisième partie va s'attacher à décrire le comportement des tôles découpées au cours des sollicitations postérieures à la découpe. Cette partie permettra de mettre en avant les mécanismes de formation des fissures observées en cours d'emboutissage.

Enfin, dans la quatrième partie, nous explorerons des traitements thermiques susceptibles d'améliorer, en modifiant la microstructure, le comportement des aciers dual phase face à la découpe. La sélection de ces traitements, ainsi que l'analyse de leurs effets, se fera grâce aux conclusions des parties précédentes.

Références

- AVC01 *ULSAB-AVC overview report*, 2001, p.74, document disponible sur www.ulsab.org
- Bre07 BRETAULT.N, *Développement des aciers THR pour application automobile*, Présentation donnée au séminaire du Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris du 27 avril 2007
- Res05 RESTREPO.G, *Dual phase steels in Arcelor*, Présentation interne Arcelor, 22 Juin 2005

Première Partie

Mise en évidence de l'impact du procédé de découpe sur le comportement des aciers Dual Phase

Dans cette première partie nous présenterons le procédé de découpe à la cisaille ainsi que six nuances dual phase utilisées pour mettre en évidence les effets du procédé sur le comportement ultérieur des tôles. Les six nuances seront caractérisées microstructuralement et mécaniquement. Nous présenterons un essai simple permettant de quantifier l'endommagement de découpe. L'impact local du procédé sera lui aussi étudié. En conclusion nous essaierons de rapprocher le comportement en découpe des six nuances de leurs propriétés usuelles.

Sommaire

I Description du procédé de découpe à la cisaille	12
I.A Géométrie du procédé.....	12
I.B Description physique du procédé et analyse de la courbe de découpe.....	13
I.C Profil de découpe	15
II Présentation des six nuances de l'étude préliminaire	17
II.A Compositions chimiques et microstructures.....	17
II.B Caractéristiques mécaniques	19
III Impact du procédé de découpe	23
III.A Quantification de l'impact de la découpe sur la formabilité	23
III.B Impact métallurgique du procédé sur le bord découpé	26
IV Présentation de la nuance retenue	30
IV.A Composition chimique et microstructure.....	30
IV.B Caractéristiques mécaniques.....	31
IV.C Sensibilité à l'endommagement de découpe	32
Conclusion partielle.....	34
Références	35

I Description du procédé de découpe à la cisaille

La découpe à la cisaille constitue le procédé le plus répandu et le moins coûteux pour séparer des panneaux de tôles à partir d'une bobine. La technologie du procédé, notamment en ce qui concerne le réglage de l'outillage, repose essentiellement sur l'expérience acquise dans les ateliers. Cette acquisition empirique de connaissances s'est faite au détriment de l'étude théorique des phénomènes mis en jeu en cours de découpe. Nous présenterons dans cette première partie les caractéristiques principales du procédé, une étude bibliographique plus détaillée sur le sujet sera présentée dans la deuxième partie de ce manuscrit.

I.A Géométrie du procédé

Le découpage regroupe plusieurs opérations telles que la découpe à la cisaille, la découpe à l'emporte-pièce, ou le poinçonnage. Le principe de chacun de ces procédés consiste à « détacher un contour donné d'un produit plat : une tôle, l'opération se faisant par une presse par l'intermédiaire d'un outil dont les parties travaillantes sont les lames et les matrices » [Cha78]. Ces procédés permettent d'obtenir des pièces de formes plus ou moins complexes en fonction de la géométrie des outils.

Dans le cadre de notre étude, nous nous limiterons à la découpe à la cisaille standard : une découpe en ligne droite sur toute la largeur de la tôle par l'action d'une lame mobile, perpendiculairement au plan de la tôle (Figure 1). Cependant, les observations réalisées sur des cisailles de technologie différente ainsi que les résultats obtenus lors de campagnes d'essais d'expansion de trou, nous conduisent à supposer que les conséquences métallurgiques de la découpe sont équivalentes d'une géométrie de découpe à une autre.

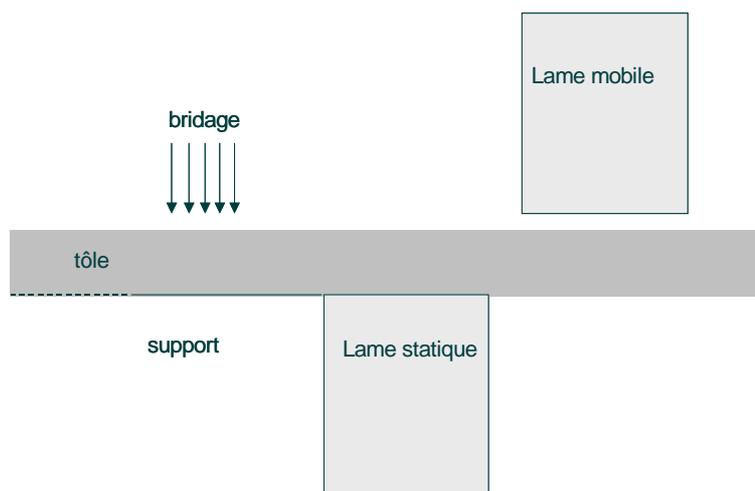


Figure 1 Géométrie du procédé de découpe à la cisaille

I.B Description physique du procédé et analyse de la courbe de découpe

La première description du procédé (que nous avons rencontrée) dans la littérature est celle proposée par Dieter [Die61]. Celui-ci décrit le mécanisme de découpe comme la déformation par cisaillement jusqu'à rupture de la fine bande de matière située entre les deux lames. La qualité de la découpe est alors caractérisée par le chemin de la fissure entre les deux points de contact de la tôle avec les lames (Figure 2). Il ne différencie les bonnes des mauvaises découpes que par l'espacement des deux lames qu'il évalue idéal entre 2 et 10% de l'épaisseur de la tôle. Il associe par cette approche un endommagement minimal à une forte localisation.

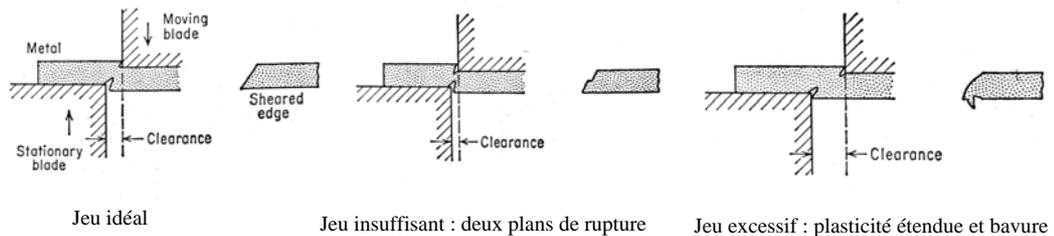


Figure 2 Influence de l'écartement des lames sur la découpe selon Dieter

Les travaux de Johnson et Slater [Joh67] offrent une première décomposition du procédé. S'appuyant sur l'enregistrement de courbes d'effort de poinçonnage (Figure 3), ils distinguent :

- une phase de déformation élastique [OA]
- une phase de déformation plastique avec écrouissage [AB]
- une phase de déformation plastique avec réduction de section [BC]
- l'amorçage de la fissure en C et sa propagation jusqu'à la rupture au point D.

La charge résiduelle enregistrée après le point D est attribuée aux frottements entre la lame et le morceau de tôle resté sur la matrice. Les descriptions 2D du poinçonnage et de la découpe à la cisaille étant identiques¹, on transpose naturellement les observations de Johnson et Slater à notre géométrie.

Concernant le chemin de chargement rencontré en cours de découpe, deux points de vue s'opposent (Figure 4):

- Selon les travaux de Pyttel et al sur la découpe des alliages d'aluminium, la première phase de la course de la lame (jusqu'au maximum de la courbe) correspond au cisaillement élastoplastique de la tôle sans changement important dans la section de coupe. La seconde phase consiste alors en une indentation plastique pour laquelle une réduction de section intervient [Pyt00]. Il s'agit de la description la plus couramment adoptée.

¹ seules les géométries 3D diffèrent : symétrie plane pour la cisaille et axisymétrie pour le poinçonnage

- Selon Osaki et Yoshikai, qui ont travaillé avec de l'aluminium pur, le chemin est inverse : la lame indente d'abord la tôle puis les fibres de la tôle sont cisailées jusqu'à apparition et propagation de la fissure [Osa78].

Dans les deux cas, les auteurs présentent des chargements peu endommageants : le cisaillement et la compression. Nous verrons que ces conclusions ne s'accordent pas avec les observations réalisées au cours de cette étude

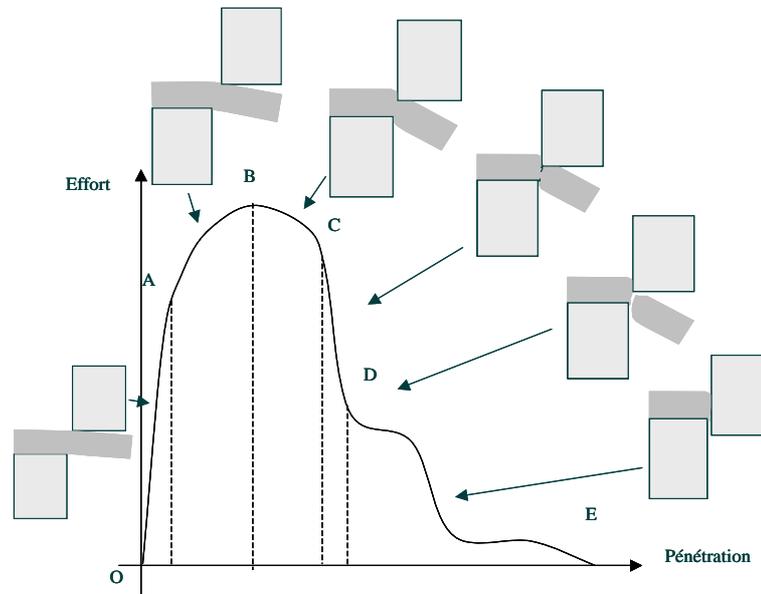


Figure 3 La courbe effort / pénétration d'une découpe

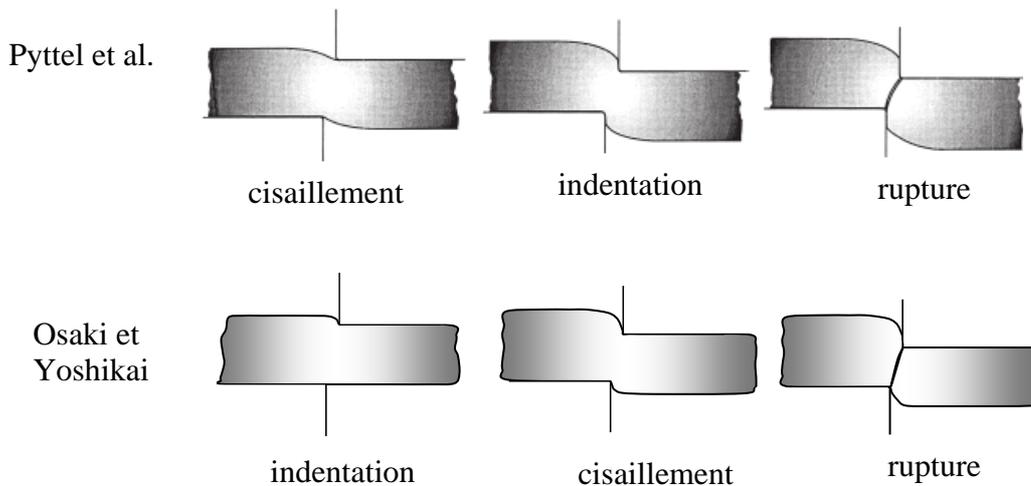


Figure 4 Chemins de chargements proposés pour décrire la découpe

I.C Profil de découpe

Dans sa thèse [Mai91], Maillard rapproche les différentes phases de la découpe décrites par Johnson et Slater des différentes zones observées sur un bord de découpe (Figure 5) :

- le bombé formé par la flexion de la tôle au cours de la phase AB
- la zone cisailée, d'aspect brillant, formée par le contact de la lame au cours des phases AB et BC
- la zone rompue, présentant un faciès de rupture ductile et dont une partie constitue la bavure formée lors de la propagation de fissure CD.

La géométrie du bord découpé a longtemps constitué le principal critère de qualité de la découpe. Les caractéristiques les plus recherchées sont :

- une taille de bavure minimale, pour faciliter les assemblages ou simplement l'empilement des pièces
- une zone cisailée maximale pour assurer la rectitude des cotes dans le cas, par exemple, d'un trou poinçonné.

Ces exigences ont conduit à l'établissement de « règles de métier » basées essentiellement sur le réglage du jeu entre les lames [Hug69].

Des problèmes spécifiques à certains champs d'application, ou à certains matériaux, ont aussi conduit à la définition d'autres exigences concernant la découpe comme la réduction des contraintes résiduelles, qui influent sur les propriétés magnétiques des aciers pour applications électriques [Mau02], ou l'élimination de la pollution par production de paillettes liée à la découpe des alliages d'aluminium [Bac06].

La géométrie du bord découpé est, en effet, fortement liée à la nature du matériau découpé (Figure 6). Ainsi les matériaux très ductiles, tels les alliages de cuivre, rompent très tardivement au cours du procédé, ce qui conduit à une très grande zone cisailée visible sur le faciès de découpe. L'émission de paillettes pour les alliages d'aluminium est, quant à elle, due à l'interaction de la lame avec une protubérance qui naît de la trajectoire convexe de la fissure de rupture (Figure 7). Elle se traduit sur le profil par la formation d'une zone cisailée secondaire.

La littérature ne répertorie pas d'étude portant sur l'impact de la découpe sur la formabilité des tôles. Dans cette première partie nous allons donc explorer les conséquences du procédé d'une part à l'échelle du bord découpé mais aussi à l'échelle de la tôle. Six nuances de laboratoire différentes sont intégrées dans cette partie de l'étude de manière à éventuellement établir des corrélations entre la sensibilité à l'endommagement de découpe et la composition chimique, la microstructure ou les propriétés mécaniques.

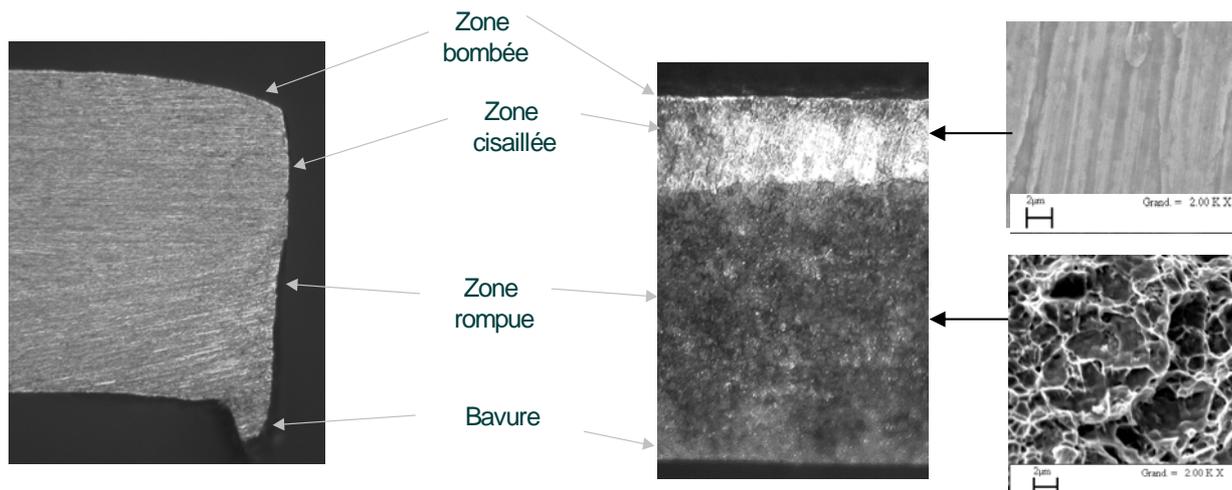


Figure 5 Profil et faciès d'un bord de découpe

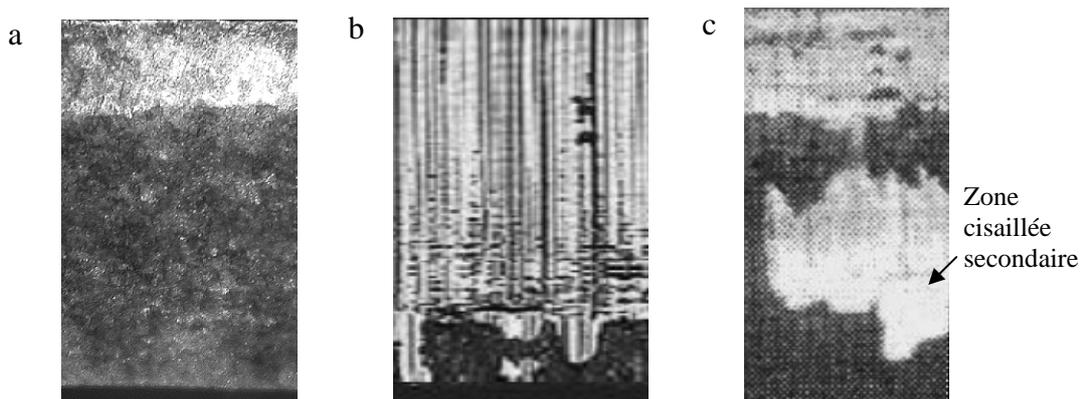


Figure 6 Faciès des bords découpés pour trois métaux différents : a) acier DP, b) alliage de cuivre [Gre07], c) alliage d'aluminium [Bac06]

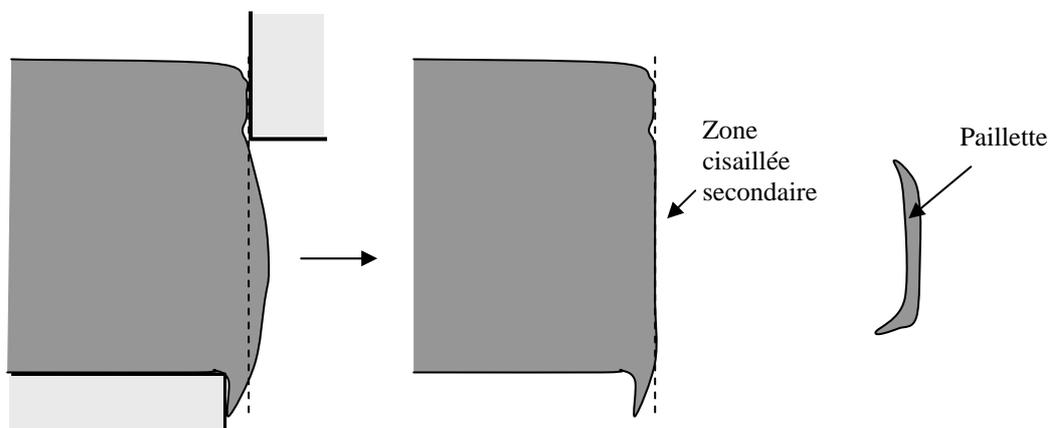


Figure 7 Formation d'une paillette du fait d'un trajet de fissure convexe

II Présentation des six nuances de l'étude préliminaire

Un code constitué d'une lettre et deux chiffres est adopté pour désigner les nuances d'aciers de cette étude :

- la lettre rend compte de la teneur en carbone de la nuance, H pour les haut carbone (taux de carbone supérieur à 0.1% massique) et B pour les bas carbone (taux de carbone inférieur à 0.1% massique)
- les deux chiffres sont les chiffres des centaines et des dizaines de la valeur de la résistance mécanique en traction de la nuance (mesurée dans le sens du laminage et exprimée en MPa).

Ainsi la nuance H86 désigne une nuance haut carbone dont le Rm vaut entre 860 et 869 MPa.

II.A Compositions chimiques et microstructures

Les compositions et les microstructures des six nuances sont respectivement présentées dans le Tableau 1 et sur la Figure 8.

Les six nuances se répartissent entre deux gammes de résistance DP600 et DP780. Toutes ont été obtenues par laminage à froid. Leur épaisseur est d'environ 1.5 mm pour les DP600 et 1.3 mm pour les DP780. Toutes sont galvanisées à l'exception de la nuance H60 qui est nue.

Au niveau des compositions chimiques, l'effet des différents éléments d'alliage peut se résumer ainsi :

- le carbone conduit à la formation de la maille quadratique de la martensite lors de la trempe de l'austénite ; la dureté de la martensite est liée à son taux de carbone
- les éléments gammagènes (C, Mn, Ni, Cu) favorisent la formation de l'austénite à haute température et augmentent ainsi le taux de martensite obtenu à l'ambiante (pour des traitements thermiques identiques)
- les éléments alphas (Si, Cr, Mo) durcissent la ferrite par solution solide et retardent la formation de perlite
- le titane, le vanadium et le niobium peuvent entraîner la formation de carbures et carbonitrides qui apportent un durcissement supplémentaire dans la ferrite et limitent sa recristallisation
- le phosphore et le soufre constituent des impuretés qui nuisent à la soudabilité et sont susceptibles de former des inclusions fragiles.

En comparant les six compositions, on constate essentiellement l'effet de balance entre les éléments gammagènes : les nuances bas carbone présentent de plus forts taux de manganèse de manière à assurer une résistance équivalente à celles des nuances haut carbone.

	C	Mn	S	N	P	Si	Cu	Ni	Cr	Al	As	Mo	V	Sn	Nb	Ti	Zr
H62	125	1438	<1	4.5	20	359	14	24	228	29	2	58	4	2	<1	10	<1
B64	85.8	1974	1	4.1	19	157	20	18	107	26	3	53	2	7	<1	2	<1
H60	118	1450				360			200	39		63					
H86	138.6	1963	2	6	15	203	11	19	192	29	<2	101	5	<2	4	22	<1
B79	85.7	2040	3	3.5	67	370	12	18	409	30	2	60	2	<2	1	4	<1
H82	144.2	1798	2	7	9	190	10	55	452	37	<2	8	7	<2			

Tableau 1 Compositions chimiques des six nuances étudiées (x0.001% massique)

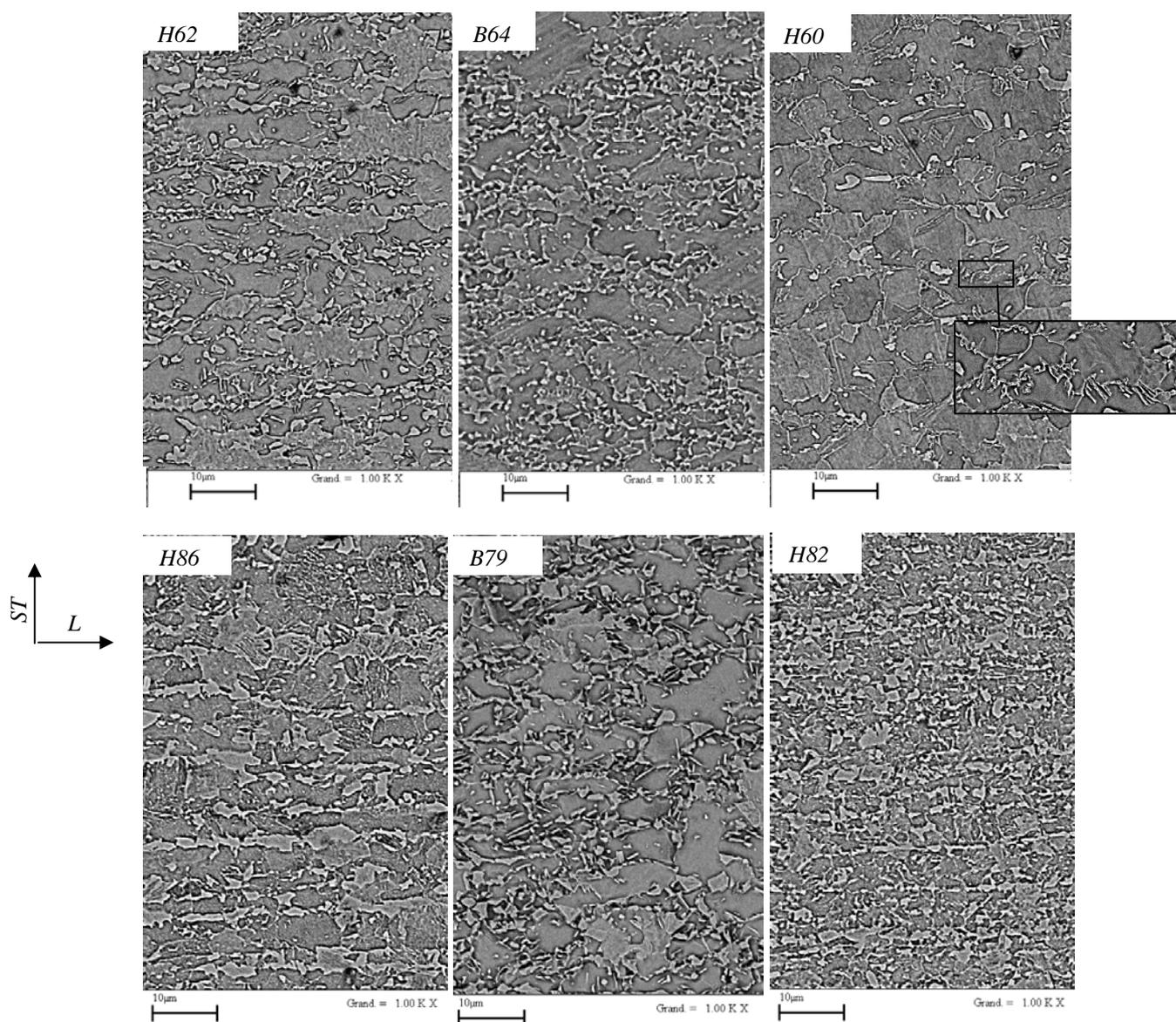


Figure 8 Microstructures des six nuances étudiées, observées au quart de l'épaisseur des tôles, L :sens du laminage, ST sens travers court i.e. épaisseur (MEB, électrons rétrodiffusés, attaque Nital)

Les microstructures des six aciers ont été observées au MEB après attaque au Nital pour faire apparaître la martensite en relief par rapport à la ferrite. Sur les clichés de la Figure 8, on peut remarquer que :

- Les microstructures sont toutes déformées dans le sens due laminage. La martensite a tendance à s'organiser en bandes sans doute à cause de la ségrégation des éléments gammagènes. Cet effet est plus visible parmi les DP780 que parmi les DP600.
- La martensite se présente sous forme de gros îlots (3 à 5 μm) reliés les uns aux autres, soit par des bandes fines pour les haut carbone, soit par une dentelle de très petits îlots pour les bas carbone.
- Le taux de martensite est visiblement plus élevé dans les DP780 que dans les DP600.
- Le H60 laisse paraître beaucoup moins de martensite que les autres nuances malgré un taux de Mn comparable à celui du H62. Une observation à plus fort grossissement montre la présence de structures en lattes en bordure des grains de ferrite qui traduisent la formation de bainite.
- Le H82 se distingue par une structure très fine par rapport aux autres DP780.

II.B Caractéristiques mécaniques

1) Comportement en traction

Les essais de traction ont été effectués à une vitesse de déplacement de 1,5mm/minute soit $\dot{\epsilon} = 5.10^{-4} s^{-1}$ dans le sens long. Le plan des éprouvettes est reporté dans l'annexe A.1². La charge a été mesurée via une cellule de 20kN. La déformation longitudinale a été suivie par extensomètre et la déformation dans le sens travers long par acquisition et traitement d'image (mesure de la largeur de l'éprouvette sur les clichés via Scion Image³). L'acquisition des images se fait à une fréquence de 0.5 Hz et son déclenchement est asservi à la mesure d'une charge seuil (500N) de manière à pouvoir synchroniser la mesure de déformation transverse et les autres données enregistrées. La conservation du volume permet de calculer la variation d'épaisseur de la tôle au cours de l'essai et ainsi de déterminer le coefficient de Lankford, égal à la déformation transverse divisée par la déformation dans l'épaisseur de la tôle.

La Figure 9 présente les courbes obtenues. Les caractéristiques conventionnelles des aciers sont répertoriées dans le Tableau 2. Le coefficient de Lankford est obtenu en faisant la moyenne des acquisitions sur l'intervalle de déformation 4% - $A\%_{\text{réparti}}$.

La séparation entre les deux gammes de résistance est assez flagrante. On peut remarquer que le H82 et le H60 ne suivent pas le compromis habituel $R_m/A\%$: ils présentent des résistances inférieures à celles des autres aciers de leur gamme respective malgré un allongement à rupture plus faible.

² Hormis exception précisée dans le texte, les éprouvettes sont usinées à la fraise

³ Logiciel d'analyse d'image disponible sur www.scioncorp.com

On remarque que ces aciers souffrent de faibles coefficients de Lankford qui traduisent une forte anisotropie de la tôle. Cette anisotropie ne peut cependant pas être évoquée comme cause unique de la fissuration à l'emboutissage car les fissures observées à l'emboutissage ne s'initient pas dans des zones où la tôle est particulièrement amincie.

Enfin, seul le H60 présente un palier de Lüders (d'environ 0.5%). Cette particularité conforte l'idée selon laquelle le H60 n'est pas uniquement composé de ferrite et de martensite car, dans le cas d'un « vrai » dual phase, la différence de propriétés mécaniques des deux phases génère assez de dislocations d'accommodation pour éviter la formation du palier [Gal02].

	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A% réparti	A% rupture	Coefficient de Lankford	Coefficient d'écroutissage
H62	352	627	19.5	30.7	0.9	0.2
B64	367	644	15.7	29.7	0.59	0.23
H60	350	601	17.3	29.5	0.82	0.19
H86	530	863	13.4	20.2	0.67	0.17
B79	342	792	15.9	24.5	0.55	0.21
H82	421	828	15.4	18.0	0.69	0.19

Tableau 2 Caractéristiques mécaniques issues des essais de traction ($5.10^{-4} s^{-1}$; 20°C)

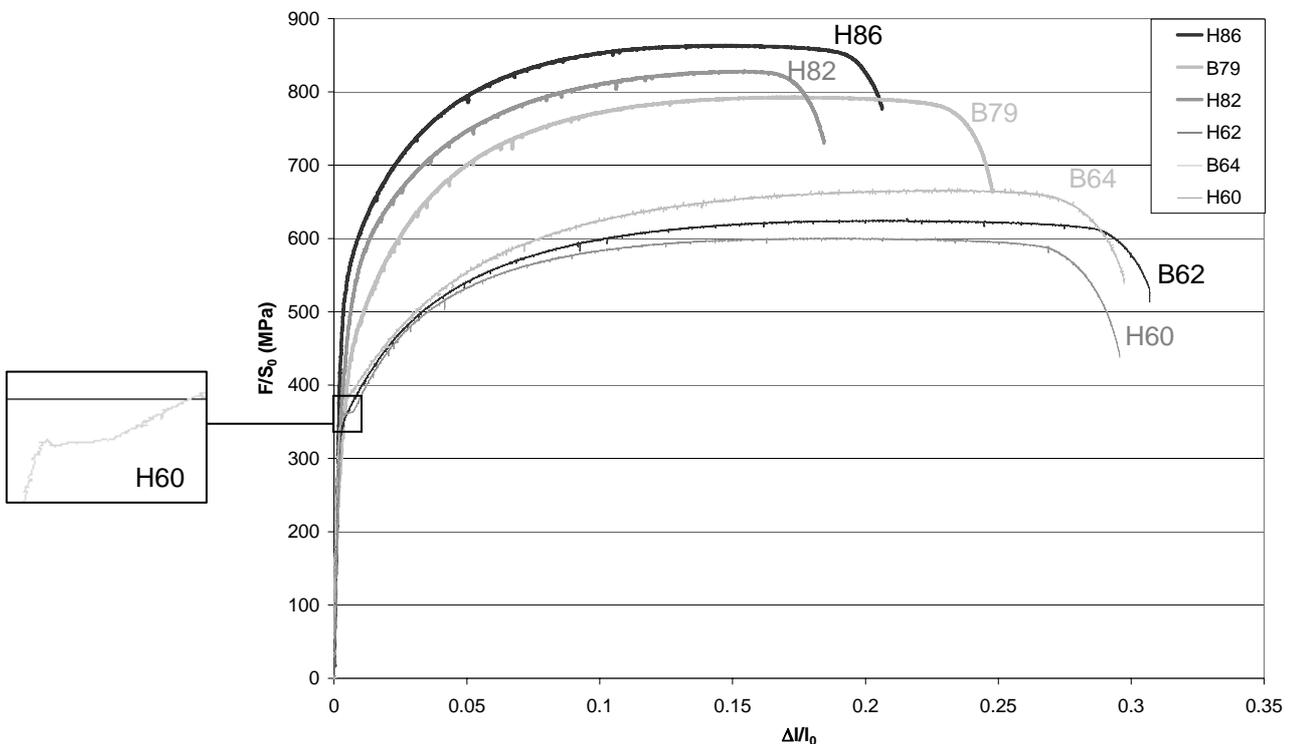


Figure 9 Courbes conventionnelles de traction ($5.10^{-4} s^{-1}$; sens long, 20°C)

2) Essais de ténacité

Comme l'endommagement de découpe se manifeste par l'amorçage et la propagation de fissure, il est intéressant d'évaluer la ténacité de nos nuances.

La ténacité des produits plats peut être déterminée à partir d'essais de déchirure sur éprouvettes Kahn (plan des éprouvettes reportés dans l'annexe A.1). Les essais suivent les directives de la norme ASTM B 871-01 [Ast02] qui définit l'essai de déchirure pour les alliages d'aluminium. L'ouverture est suivie au cours de l'essai via un extensomètre clip et l'avancée de fissure par acquisition d'images. La charge est suivie par une cellule de 20 kN. Les éprouvettes sont orientées T-L : traction dans le sens travers de la tôle et propagation de fissure dans le sens long.

La norme définit l'énergie unitaire de déchirure U comme étant égale à l'aire en-dessous de la courbe charge en fonction de l'ouverture, divisée par la surface initiale du ligament S_0 . Cette énergie se divise entre l'énergie d'amorçage, U_a , calculée conventionnellement avant le maximum de la courbe et l'énergie de propagation, U_p , calculée au-delà du maximum de la courbe. Les courbes obtenues sont reportées sur la Figure 10.

L'exploitation des clichés d'avancée de fissure nous permet de calculer le taux de dissipation d'énergie R proposé par Turner et Kolednik [Tur94], qui prend en compte la réduction de surface du ligament au cours de la propagation de la fissure :

$$R = \frac{1}{B_0} \frac{\Delta U_{diss}}{\Delta a} \quad (1)$$

avec B_0 épaisseur initiale de la tôle et ΔU_{diss} énergie dissipée au cours de l'avancée de la fissure sur la longueur Δa . L'intervalle Δa doit être choisi dans la zone de régime stationnaire de la propagation de fissure. L'intervalle 3 - 8mm a été conservé pour notre étude.

Toutes les données chiffrées de ces essais sont reportées dans le Tableau 3. La nuance H60 conduit à des résultats largement supérieurs à ceux des autres nuances, notamment grâce à une ouverture à l'amorçage très importante. Parmi les DP 780, c'est la nuance B79 qui présente les plus fortes énergies d'amorçage et de propagation.

	Charge maximale (MPa)	Energie d'amorçage U_a (J/mm ²)	Energie de propagation U_p (J/mm ²)	Energie totale U (J/mm ²)	R (J/mm ³)
H62	234	0.27	0.62	0.89	1.10
B64	243	0.32	0.67	0.99	1.37
H60	230	0.43	0.92	1.35	2.13
H86	282	0.17	0.46	0.63	0.71
B79	276	0.21	0.73	0.94	1.04
H82	282	0.19	0.65	0.84	0.94

Tableau 3 Caractéristiques de ténacité des 6 nuances

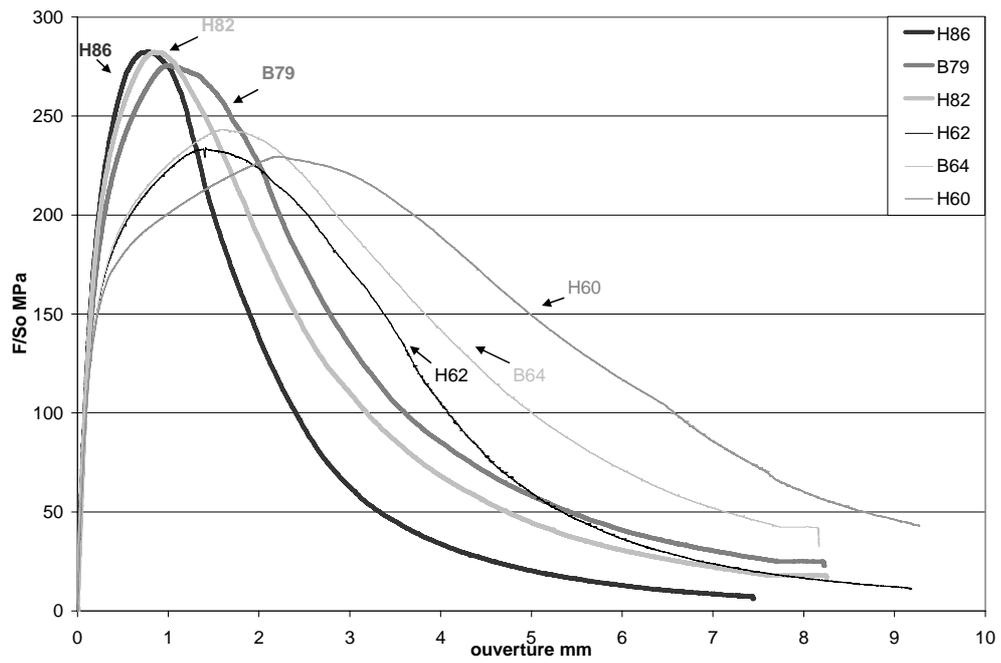


Figure 10 Courbes des essais de ténacité des 6 nuances d'acier

III Impact du procédé de découpe

III.A Quantification de l'impact de la découpe sur la formabilité

Maintenant que nos six nuances sont caractérisées, il nous faut pouvoir quantifier l'impact de la découpe sur la formabilité de chacune. Pour cela, nous avons effectué une série de tests de traction sur bandes cisailées (rectangles de 200x20 mm² découpés sur une cisaille d'atelier⁴). Des essais identiques ont été réalisés sur des bandes de mêmes dimensions dont les bords ont été fraisés sur 0.2 mm dans le but d'éliminer l'endommagement induit par la cisaille.

Les courbes de traction obtenues montrent que les bandes cisailées rompent précocement alors que les bandes fraisées présentent des allongements à rupture équivalents à ceux mesurés sur éprouvettes standard. L'observation des éprouvettes démontre un changement de mécanisme de rupture selon le type de bords : alors que les éprouvettes fraisées rompent par striction, les éprouvettes cisailées sont rompues par la propagation d'une fissure initiée sur un des bords de découpe (Figure 11). Dans la majeure partie des cas, la fissure qui rompt l'éprouvette se propage à partir du bord de la bande qui était bridé lors de la découpe. On en déduit que, lors de la découpe, le morceau de tôle bridée est plus endommagé que le morceau de tôle libre.

La comparaison des allongements à rupture permet de définir la perte de ductilité $P\%$ (Figure 12, Tableau 4):

$$P\% = \frac{A\%_{\text{rupture}}(\text{fraisée}) - A\%_{\text{rupture}}(\text{cisailée})}{A\%_{\text{rupture}}(\text{fraisée})} \times 100 \quad (2)$$

Une perte de ductilité d'environ 50% est mesurée pour l'ensemble des nuances à part pour le H60 qui se détache avec une perte d'allongement à rupture inférieure à 25%.

Lorsque l'on essaie de corrélérer les pertes de ductilité avec les principales caractéristiques mécaniques des six nuances (Figure 13), on constate qu'aucune des caractéristiques ne permet de prédire le comportement de la tôle découpée. Ainsi, alors que l'excellente ténacité de la nuance H60 semble permettre de retarder au maximum la propagation de fissure, la nuance B79, la plus tenace des nuances DP780, présente la plus importante perte de ductilité parmi les six nuances.

L'observation des bords des bandes cisailées après l'essai de traction (Figure 14) révèle que la fissure qui a rompu l'éprouvette n'est pas unique. En effet, on distingue un réseau régulier de fissures amorcées sur le bord de découpe. Leur densité varie entre une et deux fissures par millimètre en fonction des nuances et leur profondeur est d'environ 200µm.

La détection de ces fissures finit d'incriminer le bord de découpe comme une zone critique pour la formabilité et nous pousse à explorer plus en détail l'impact local du procédé sur les propriétés et la microstructure des aciers.

⁴ 200 mm dans le sens long, 20 mm dans le sens travers

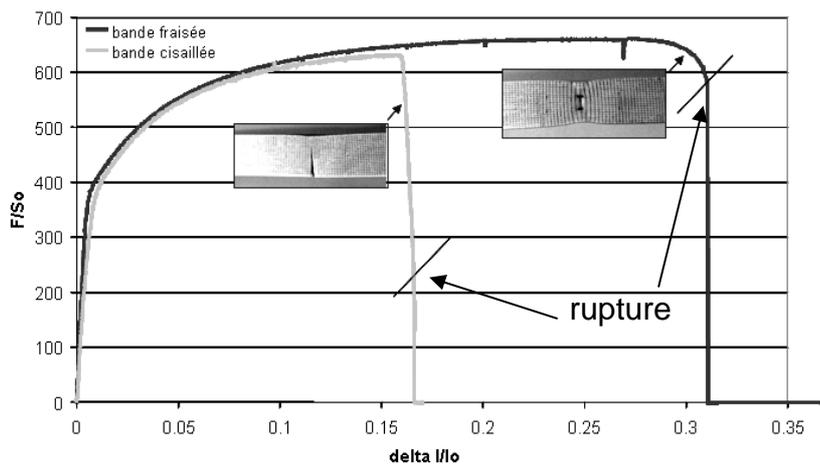


Figure 11 Courbes de traction sur bande: comparaison des ruptures des bandes cisailées et fraisées⁵, nuance B64

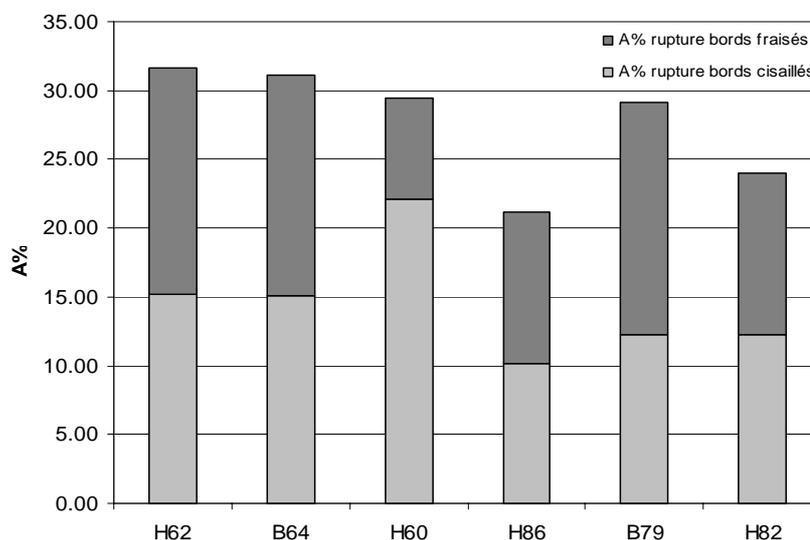


Figure 12 Comparaison des allongements à rupture des bandes cisailées et fraisées

	A% rupture bords fraisés	A% rupture bords cisailés	delta	P%
H62	31.6	15.2	16.4	51.9
B64	31.1	15.1	16.0	51.4
H60	29.4	22.1	7.3	24.8
H86	21.2	10.2	11.1	52.1
B79	29.1	12.3	16.8	57.7
H82	24.0	12.3	11.7	48.8

Tableau 4 Allongements à rupture des bandes cisailées et fraisées, écarts absolus et relatifs

⁵ La longueur utile l_0 de bande comprise entre les mors est de 150mm

Mise en évidence de l'impact du procédé de découpe sur le comportement des aciers Dual Phase

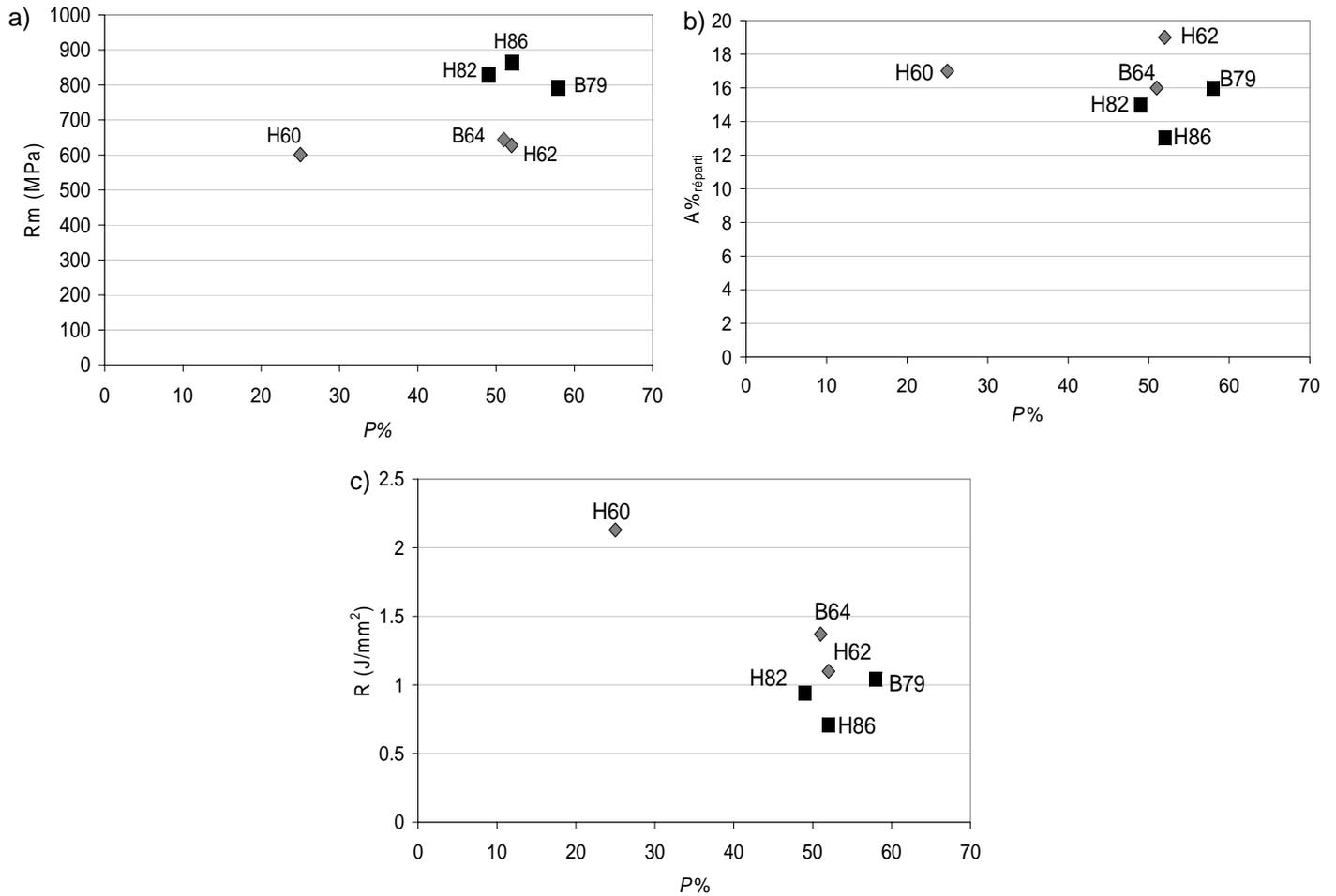


Figure 13 Comparaison entre les principales caractéristiques mécaniques des 6 nuances et leur perte de ductilité induite par la découpe : a) Rm, b) allongement réparti, c) coefficient de Turner et Kolednik

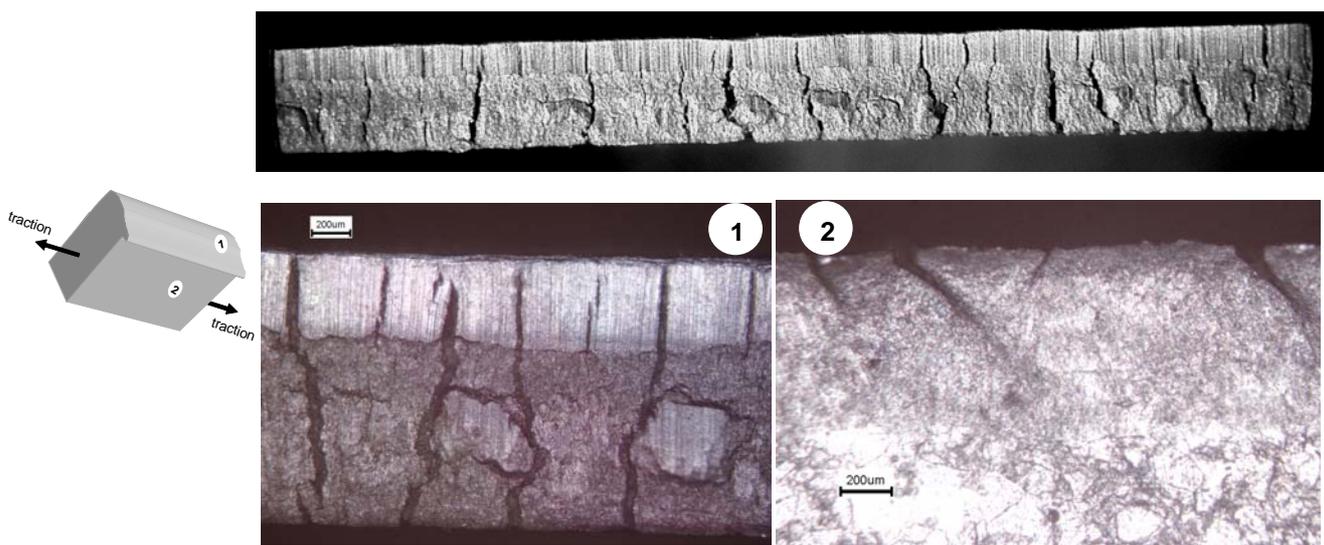


Figure 14 Observations à la binoculaire et au microscope optique des bords d'une bande cisailée, après traction

III.B Impact métallurgique du procédé sur le bord découpé

Cette section présente les observations réalisées sur les bords découpés de nos six nuances (avant traction). Les résultats des tractions sur bandes cisillées indiquaient un endommagement plus important pour les bords restés sur la machine au moment de la découpe. Les observations présentées dans cette partie concernent ce type de bord.

L'observation des bords de découpe au microscope optique permet de révéler la déformation subie par les échantillons au moment de la découpe grâce à l'attaque Nital qui fait ressortir les bandes de ségrégation (Figure 15). On remarque immédiatement que la rupture ne résulte pas uniquement d'une sollicitation en cisaillement, une déformation en flexion apparaît. Afin de mieux pouvoir comparer les différentes nuances nous avons numérisé et superposé une bande de ségrégation pour chaque acier (Figure 16).

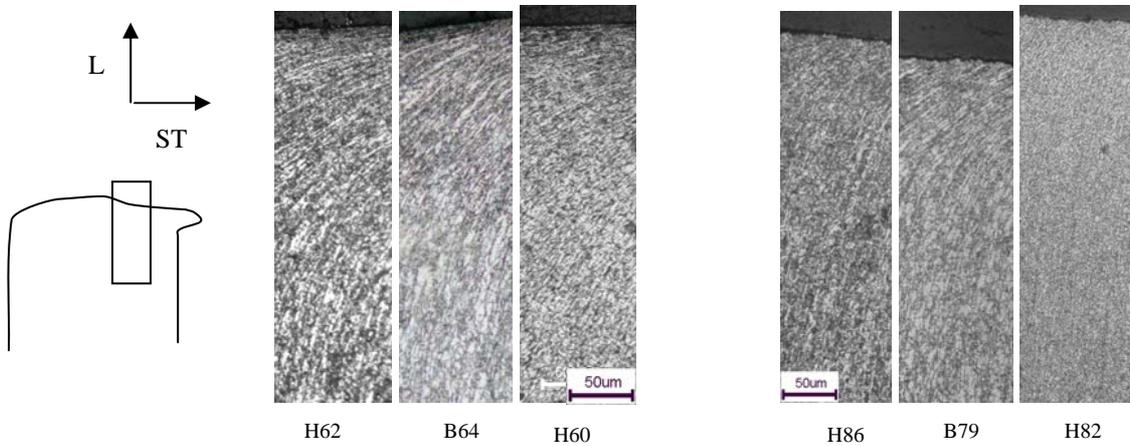


Figure 15 Profil des bords de découpe (microscope optique attaque Nital)

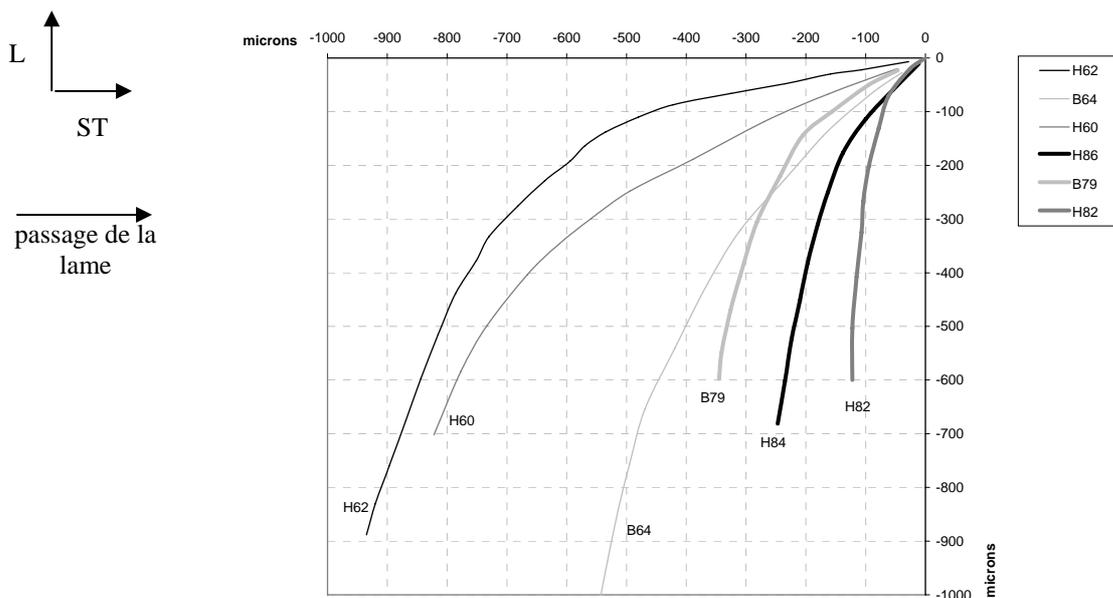


Figure 16 Comparaison de la déformation subie par les bandes de ségrégation de chaque acier

On remarque que la zone de déformation se concentre dans une bande de 200 microns dans les DP780 alors qu'elle peut dépasser les 500 microns pour les DP600. Une telle déformation s'accompagne nécessairement d'un écrouissage local de la matière. Pour quantifier cet écrouissage, on a effectué des filiations de microdureté (Vickers 50g) à partir des bords de découpe.

Nous avons reporté, Figure 17 et Figure 18, le gain de dureté, que nous avons assimilé à l'écrouissage, en fonction de la distance au bord.

$$Ecrouissage = \frac{HV(l) - HV(\infty)}{HV(\infty)} \times 100 \quad (3)$$

avec $HV(l)$ dureté Vickers mesurée à la distance l du bord et $HV(\infty)$ dureté mesurée loin du bord (bien au-delà de la zone déformée).

La taille des empreintes est d'environ 20 micromètres, soit une taille supérieure aux dimensions caractéristiques de la martensite. On peut, par contre, être sujet aux effets de la ségrégation en bandes, ce qui expliquerait les variations de dureté constatées au-delà de 0.7 mm. Les données chiffrées issues de cette campagne sont reportées dans le Tableau 5. $L_{10\%}$ est définie comme la distance au bord au-delà de laquelle on ne mesure plus d'écrouissage supérieur à 10%. Elle permet de rendre compte de la taille de la zone mécaniquement affectée par la découpe.

	Ecrouissage max	$L_{10\%}$
H62	50%	0.7 mm
B64	30%	0.25 mm
H60	74%	0.9 mm
H86	38%	0.4 mm
B79	44%	0.5 mm
H82	36%	0.3 mm

Tableau 5 Données chiffrées issues des courbes d'écrouissage local

On remarque que les $L_{10\%}$ dépassent les 200 microns fraisés lors des essais sur bandes. Cependant, les résultats obtenus en termes d'allongement à rupture sur les bandes (Tableau 4) et sur éprouvettes standard (Tableau 2) sont assez proches pour supposer que les effets de l'endommagement de découpe n'affectent plus les bandes fraisées.

Ces données confirment largement les observations relatives à la Figure 16 : les DP780 ont un comportement plus homogène entre eux que les DP600. Parmi les DP600, le B64 s'avère être le moins sensible au point de présenter un écrouissage maximal inférieur à ceux des DP780. Le H60 se distingue par un très fort écrouissage, supérieur à celui du H62 malgré une déformation apparemment équivalente (cf. Figure 16 et Figure 17).

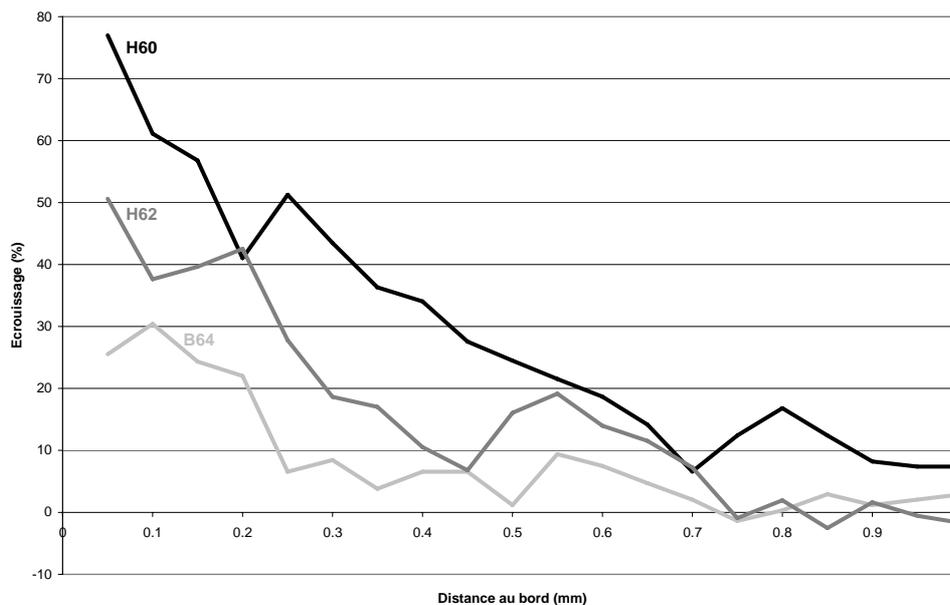


Figure 17 Erouissage des tôles de DP600 à proximité des bords de découpe (moyenne de deux filiations de 20 points de dureté pour chaque acier)

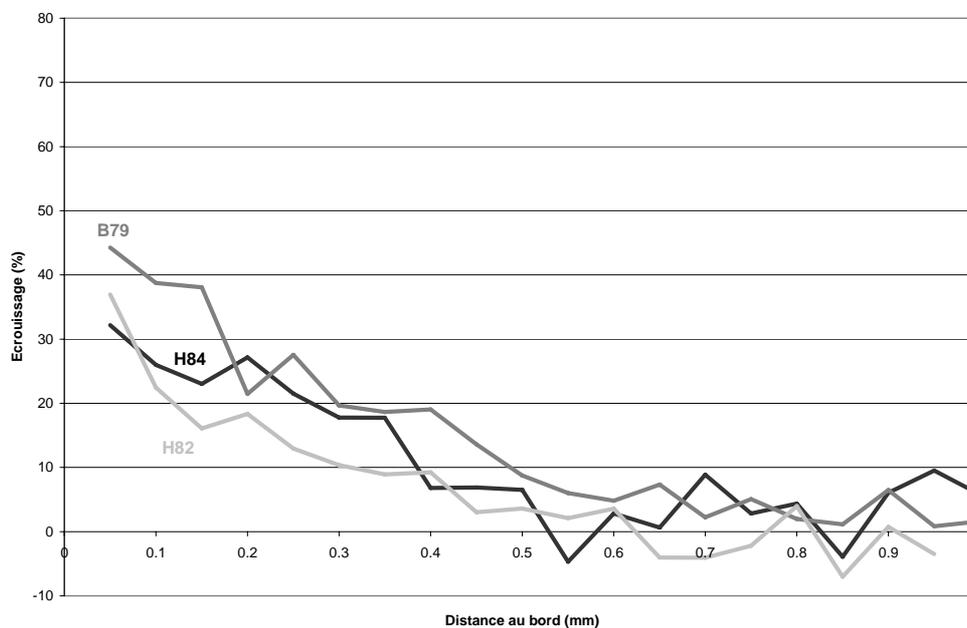


Figure 18 Erouissage des tôles de DP780 à proximité des bords de découpe (moyenne de deux filiations de 20 points de dureté pour chaque acier)

Les effets de la déformation sur la microstructure ont été aussi observés. La Figure 19 présente des clichés réalisés au microscope électronique à balayage sur lesquels on peut observer la formation de cavités aux interfaces ferrite/martensite. La fragilité de la martensite n'est donc pas en cause.

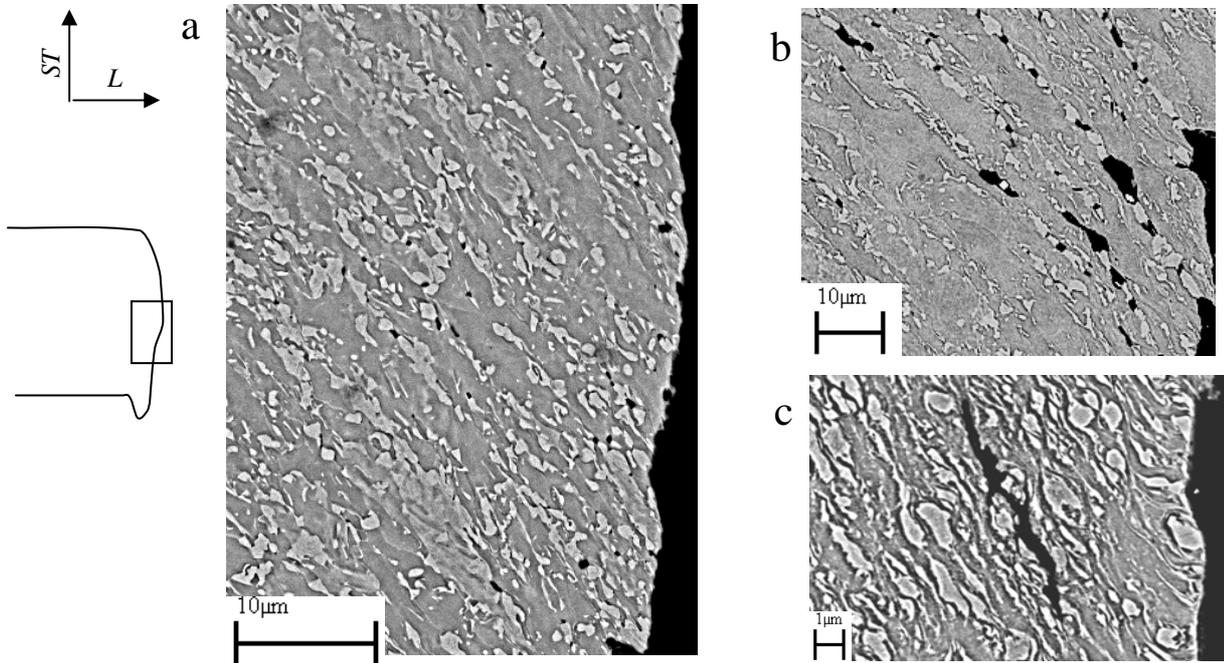


Figure 19 Cavités à proximité des bords découpés (MEB, électrons rétrodiffusés, attaque Nital) : a) B79, b) H62, c) B64

On constate que les cavités se forment dans l'alignement des îlots de martensite par décohérence des deux phases (clichés a et b). Certaines coalescent le long des lignes formées par les îlots (cliché c). Dans chaque gamme de résistance, on observe plus de cavités dans les aciers haut carbone que dans les aciers bas carbone à l'exception du H60, qui ne présente quasiment pas de cavités. La différence de dureté entre les phases semble donc être le moteur de cet endommagement. Concernant la nuance H60, deux hypothèses peuvent être avancées pour expliquer ses bons résultats en traction sur bande, d'une part sa faible teneur en martensite offrirait moins de sites d'amorçage pour les cavités, d'autre part la bainite pourrait permettre de réduire les différences de dureté au sein de la microstructure.

L'existence d'une zone, formée au cours de la découpe, dont la taille varie entre 200 et 500 microns et dans laquelle se concentrent un fort écrouissage mécanique et un endommagement microstructural a été mise en évidence. Les essais sur bandes cisillées conduisent à supposer que la dégradation de la formabilité de pièces découpées est liée à l'amorçage de fissure dans cette zone. Cependant l'utilisation de six nuances différentes ne nous a pas permis d'établir de liens entre les caractéristiques des aciers et l'endommagement de découpe. Il convient donc d'explorer plus en avant la formation de cette zone au cours de la découpe et son comportement lors des sollicitations ultérieures. Ceci n'est possible qu'en limitant les paramètres métallurgiques influant sur le comportement en découpe, c'est-à-dire, en se limitant à une seule nuance qui sera utilisée pour le reste de l'étude.

IV Présentation de la nuance retenue

La nuance retenue est un DP780 bas carbone dérivé du B79. Ce choix est justifié du fait que l'endommagement par la découpe est plus souvent constaté sur des nuances DP780 que sur des DP 600 et que les nuances bas carbone sont actuellement favorisées dans le développement des tôles Arcelor pour des raisons de stabilité de process et de soudabilité. Contrairement aux six nuances précédentes, cette nuance est disponible sous deux formes : sous forme galvanisée (B85) et sous forme laminée à froid (B85L). La forme galvanisée va être utilisée pour l'étude des mécanismes d'endommagement en cours de découpe (dans la deuxième partie du manuscrit) et l'étude du comportement des tôles découpées (troisième partie). La quatrième partie, qui vise à fournir des traitements thermiques permettant de minimiser l'endommagement de découpe, s'appuiera sur les deux nuances en fonction du type de traitement étudié : recuit des tôles B85L et revenu des tôles B85. Dans cette section nous ne caractériserons la nuance que sous sa forme galvanisée B85.

IV.A Composition chimique et microstructure

Les compositions chimiques de la nuance B85 ainsi que de la nuance B79 sont reportées dans le Tableau 6. La principale différence entre les deux nuances concerne le taux de phosphore qui a été divisé par quatre entre les deux compositions, toujours dans un souci d'améliorer la soudabilité. On peut aussi noter le taux de molybdène supérieur dans la nuance B85 qui présage d'une ferrite plus dure.

	C	Mn	S	N	P	Si	Cu	Ni	Cr	Al	As	Mo	V	Sn	Nb	Ti	Zr
B85	90.3	2136	4	5.5	15	360	7	14	404	26	2	112	2	<2	1	24	<1
B79	85.7	2040	3	3.5	67	370	12	18	409	30	2	60	2	<2	1	4	<1

Tableau 6 Compositions chimiques des nuances B85 et B79 (x0.001% massique)

La microstructure de la nuance B85 est assez semblable à celle de la nuance B79 : la martensite est présente sous forme de petits îlots qui ont tendance à s'aligner dans le sens de laminage mais sans former de bandes continues. L'analyse d'image permet d'évaluer le taux de martensite à 23%.

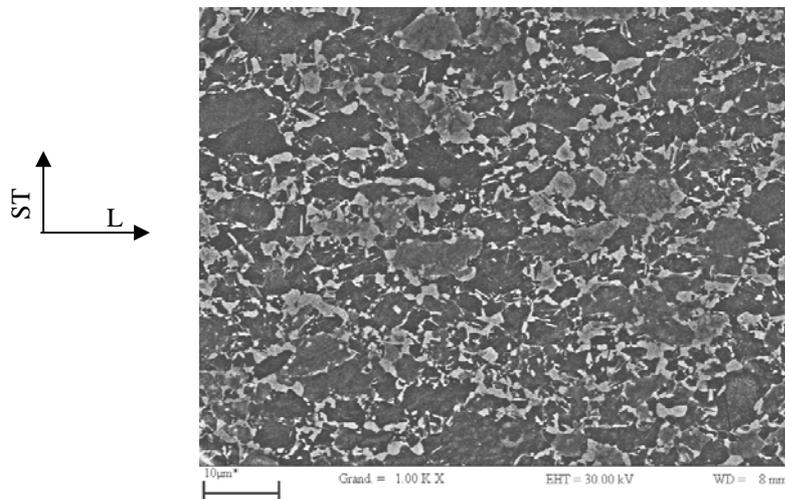


Figure 20 Microstructures des nuances B85

IV.B Caractéristiques mécaniques

Le travail de caractérisation mécanique a été plus approfondi pour la nuance B85 que pour les six premières nuances, notamment pour alimenter la modélisation du comportement de la nuance présentée dans la deuxième partie. Ainsi la campagne d'essais intègre des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées dans trois directions de prélèvement ainsi que des essais sur éprouvettes Kahn suivant deux directions. Dans cette partie nous ne rapportons que les résultats obtenus en traction (Tableau 7) et ténacité (Tableau 8), les courbes correspondantes ainsi que celles obtenues sur éprouvettes entaillées sont reportées dans l'annexe A.2.

	Rp _{0,2} (MPa)	Rm (MPa)	A% réparti	A% rupture	Coefficient de Lankford
L1	530	853	15.2	20.8	0.97
L2	540	856	15.9	23.3	0.81
L3	504	864	15.6	21.2	0.83
moyenne L	525	858	15.6	21.8	0.87
T1	488	853	13.1	19.2	0.76
T2	496	858	14.7	19.8	0.80
T3	458	849	14.4	19.6	0.82
moyenne T	481	853	14.1	19.5	0.79
45°-1	526	852	14.5	22.3	0.87
45°-2	462	848	15.2	22.3	0.79
45°-3	508	844	14.8	19.2	0.84
moyenne 45°	499	848	14.8	21.3	0.83

Tableau 7 Caractéristiques mécaniques issues des essais de traction sur la nuance B85 (trois essais dans chaque direction de prélèvement.) Pour rappel les propriétés de la nuance B79, Rp₀₂ : 342MPa, Rm : 792 MPa, A% réparti 15.9, A% rupture : 24.5 et Coefficient de Lankford 0.55

	Charge maximale (MPa)	Energie d'amorçage U _a (J/mm ²)	Energie de propagation U _p (J/mm ²)	Energie totale U (J/mm ²)
TL1	273	0.164	0.425	0.589
TL2	268	0.166	0.495	0.661
moyenne TL	271	0.165	0.460	0.625
LT1	262	0.161	0.455	0.616
LT2	263	0.172	0.504	0.676
moyenne LT	263	0.167	0.479	0.646

Tableau 8 Caractéristiques mécaniques issues des essais de ténacité sur la nuance B85 (deux essais dans chaque direction de prélèvement) Pour rappel les propriétés de la nuance B79, charge maximale : 276 MPa ; U_a : 0.21 J/mm², U_p : 0.73 J/mm²

Le comportement de la nuance B85 apparaît comme étant quasi-isotrope dans le plan L/T, par contre, la valeur du coefficient de Lankford reste significative d'une anisotropie de comportement assez marquée dans l'épaisseur par rapport au plan de la tôle.

IV.C Sensibilité à l'endommagement de découpe

Un centaine d'indentations de microdureté (50g) ont été réalisées pour établir une cartographie de l'érouissage induit par la découpe au bord des tôles de B85 (Figure 21). La zone très érouie (> 320 HV) semble un peu plus étendue au cœur de la tôle que près des surfaces supérieure et inférieure. Le gain de dureté moyen à 50 microns du bord est de 42% et la longueur $L_{10\%}$ de 0.5 mm, soit des résultats tout à fait comparables à ceux des DP780 déjà étudiés (cf. Tableau 5), et plus particulièrement à ceux du B79.

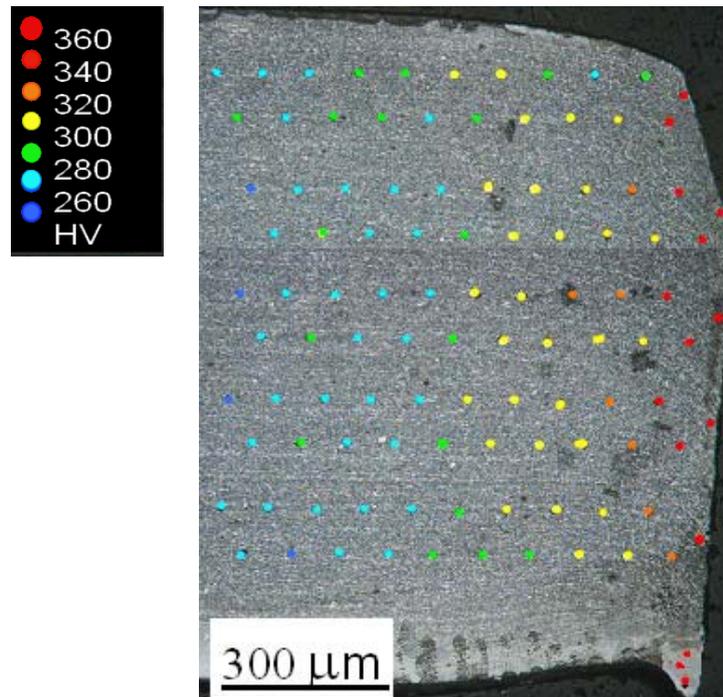


Figure 21 Cartographie des duretés à proximité d'un bord découpé

L'observation des lignes de ségrégation, visibles sur la Figure 21, et les observations MEB ont révélé le même type de déformation et d'endommagement de la microstructure à proximité des bords découpés dans l'acier B85 que dans les autres nuances étudiées plus haut.

Pour détecter un éventuel effet de la découpe sur la texture du matériau, l'orientation de 125 grains de ferrite, répartis entre le cœur du matériau et les environs du bords (à environ $50\mu\text{m}$), a été déterminée par EBSD⁶. Les figures de pôles correspondantes, reportées sur la Figure 22, montrent une répartition des orientations tout aussi aléatoire au cœur du matériau qu'à proximité du bord. Ceci démontre d'une part, que notre matériau n'hérite pas de texture particulière du mode de production (ou tout du moins, celle-ci a t-elle été effacée par le traitement thermique), et d'autre part,

⁶ Electron backscatter diffraction : diffraction des électrons rétrodiffusés

que la déformation induite par la découpe n'impose pas d'orientation particulière aux grains.

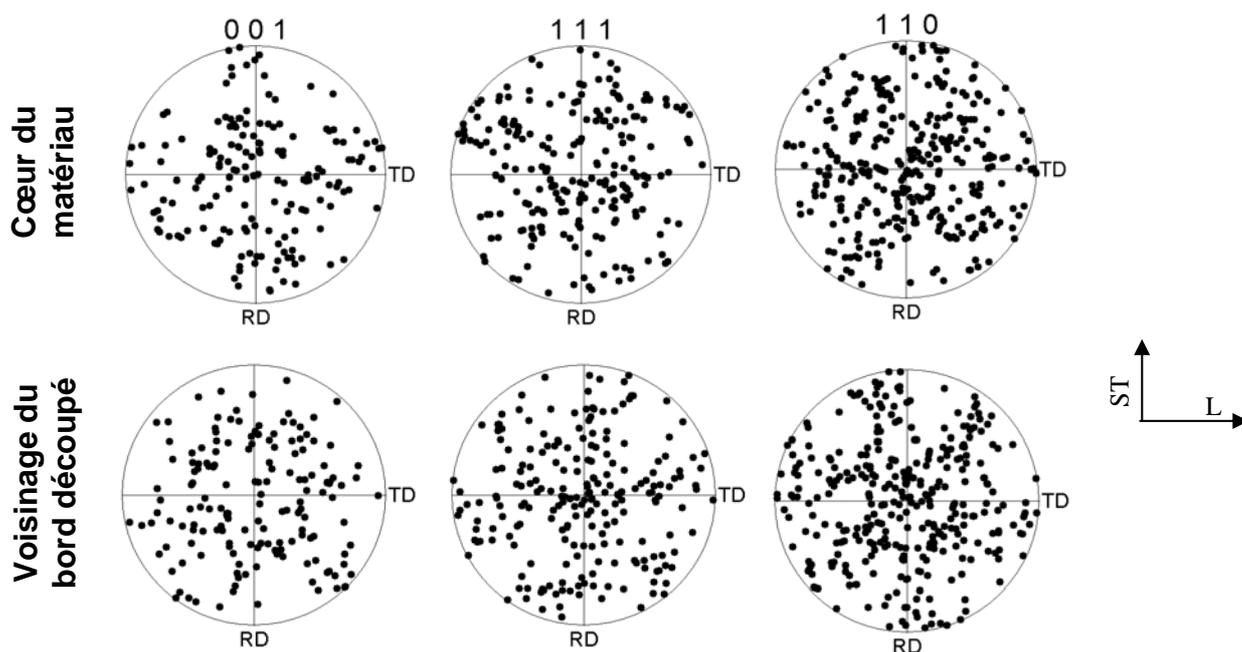


Figure 22 Figures de pôles dans trois directions cristallographiques des orientations des grains à proximité du bord découpé et au cœur du matériau

Les résultats obtenus sur bandes cisillées et fraisées (Tableau 9) montrent que la perte de ductilité induite par la découpe sur la nuance B85 est du même ordre que pour les autres aciers DP780 testés dans cette partie. Les bords des bandes cisillées présentent aussi un réseau de fissures courtes.

	A% rupture bords fraisés	A% rupture bords cisillés	delta	P%
B85	19.3	9.1	10.2	52.8
H86	21.2	10.2	11.1	52.1
B79	29.1	12.3	16.8	57.7
H82	24.0	12.3	11.7	48.8

Tableau 9 Résultats des essais sur bandes fraisées et cisillées de la nuance B85 comparés à ceux des autres nuances DP780

Conclusion partielle

Cette première partie nous a permis :

- *de mettre en évidence l'impact de la découpe sur la formabilité des nuances dual phase (perte de ductilité relative allant jusqu'à 50%) ;*
- *de quantifier, via un essai très simple, cette perte de ductilité ;*
- *de démontrer l'aspect local des effets de la découpe via la mise en évidence d'une zone fortement écrouie et microstructuralement endommagée par cavitation aux interfaces ferrite - martensite.*

Devant l'impossibilité de relier la sensibilité à l'endommagement de découpe aux caractéristiques macroscopiques des aciers, nous avons sélectionné une nuance pour laquelle nous allons étudier en détail la formation de la zone endommagée en cours de découpe et, dans un second temps, le comportement de cette zone endommagée lors des sollicitations de mise en forme. Nous étudierons ces effets sur le bord de la tôle bridé au cours de la découpe qui apparaît comme le plus endommagé. Une fois ces mécanismes compris, nous pourrions proposer des voies d'amélioration du comportement de notre nuance via le traitement thermique.

Références

- Ast02 *Standard Test Method for Tear Testing of Aluminium Alloy Products*, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, 2002, designation B 871-01
- Bac06 BACHA.A, *Découpe des tôles en alliages d'aluminium : analyse physique et mécanique*, Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint Etienne, 6 mars 2006
- Cha78 CHABENAT.A, MARTIN.R, *Travail des métaux en feuilles : Découpage, poinçonnage*, Techniques de l'Ingénieur, B7561, 1978
- Die61 DIETER.G.E, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Company, 1961, pp. 555-557
- Gal02 GALTIER.A, BOUAZIZ.A, LAMBERT.A, *Influence of steel microstructure on their mechanical properties*, Mécanique et Industries, Vol.3, 2002, pp.457-462
- Gre07 GREBAN.F, MONTEIL.G, ROIZARD.X, *Influence of the structure of blanked materials upon the blanking quality of copper alloys*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.186, n°1-3, 2007, pp.27-32
- Hug69 HUGO.H.R, *Punch and die clearances, 3*, American Machinist Reference Book Sheet, 16 juin 1969
- Joh67 JOHNSON.W, SLATER.R.A.C, *A survey of the slow and fast blanking of metals at ambient and high temperatures*, Proceedings of the International Conference on Manufacturing Technology T, 1967, pp 825-851
- Mai91 MAILLARD.A, *Etude expérimentale et théorique du découpage*, Thèse Université Technologique de Compiègne, 16 décembre 1991
- Mau02 MAUREL.V, *Influence de l'état mécanique multiaxial induit par la découpe sur les propriétés d'usage des tôles magnétiques*, Thèse Ecole Normale Supérieure de Cachan, 9 décembre 2002
- Osa78 OSAKI.T, YOSHIKAI.T, *Effect of profile in basal section in shearing process*, Memoire of the faculty of engineering, Kyushu University, Vol.38, n°3, 1978, pp.249-273
- Pyt00 PYTTEL.T, JOHN.R, HOOGEN.M, *A finite element based model for the description of aluminium sheet blanking*, International Journal Of Machine Tools and Manufacture, Vol.40, 2000, pp.1993-2002
- Tur94 TURNER.C.E, KOLEDNIK.O, *A micro and macro approach to the energy dissipation rate model of stable ductile crack growth*, Fatigue Fracture. Engineering Materials Structure, Vol.17, n°9, 1994, pp.1089-1107

Deuxième Partie

Compréhension des mécanismes mis en jeu au cours de la découpe à la cisaille des tôles en acier dual phase

Pour pouvoir améliorer le comportement des bords découpés de nos aciers, il convient de mieux comprendre le déroulement du procédé de découpe. Dans cette partie nous présenterons deux approches complémentaires de la découpe à la cisaille : d'une part l'utilisation d'un montage expérimental permettant d'observer l'évolution de la microstructure en cours de découpe et d'autre part la simulation numérique du procédé donnant accès aux grandeurs mécaniques locales. L'exploitation de ces deux approches permettra d'expliquer l'origine mécanique de l'endommagement des bords découpés.

Sommaire

I Avant-propos : Rupture ductile à faible taux de triaxialité des contraintes	40
I.A Le rôle de la triaxialité des contraintes dans la rupture ductile	40
I.B Essais mécaniques à faible taux de triaxialité des contraintes	42
II Modélisation du procédé de découpe : Etat de l'art	47
II.A Modèles analytiques	47
II.B Simulation par éléments finis.....	53
III Approche expérimentale et simulation numérique	57
III.A Présentation du montage développé pour l'étude.....	57
III.B Présentation de la simulation numérique du procédé	59
III.C Confrontation des résultats des approches expérimentale et numérique à l'échelle macroscopique.....	67
IV Description des mécanismes intervenant au cours de la découpe	70
IV.A Déplacements macroscopiques	70
IV.B Analyse du chemin de chargement.....	72
IV.C Evolution de l'endommagement en cours de découpe.....	76
IV.D Quelques mots sur la découpe des alliages d'aluminium.....	79
Conclusion partielle	80
Références	81

I Avant-propos : Rupture ductile à faible taux de triaxialité des contraintes

Nous avons vu dans la première partie que la zone rompue, visible sur les faciès des bords de découpe, présentait des cupules caractéristiques d'un mode de rupture ductile. La rupture ductile se déroule en trois étapes : germination des cavités, le plus souvent sur des inclusions, croissance des cavités et finalement rupture par coalescence des cavités. Ces mécanismes ont largement été modélisés lorsque le matériau est soumis à des contraintes dont le taux de triaxialité est élevé. L'application de ces modèles dans le cadre de la cisaille reste, par contre, sujet à discussion du fait qu'intuitivement le procédé étant dominé par le cisaillement le taux de triaxialité des contraintes devrait y être proche de zéro.

I.A Le rôle de la triaxialité des contraintes dans la rupture ductile

Le taux de triaxialité des contraintes Tr est défini par :

$$Tr = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \quad (1)$$

avec σ_m la pression hydrostatique et σ_{eq} la contrainte équivalente de Von Misès. Tr rend compte du mode de sollicitation appliqué au matériau (Tableau 1). Dans le cadre de la découpe à la cisaille, on peut supposer que l'on travaille avec un taux de triaxialité des contraintes proche de zéro. En détaillant différents modèles de rupture ductile nous allons tenter d'évaluer en quoi cela impacte la rupture du matériau.

Tr	-1/3	0	1/3	2/3	$+\infty$
Mode de sollicitation	Compression uniaxiale	Cisaillement pur	Traction uniaxiale	Traction biaxiale avec $\sigma_1 = \sigma_2$	Traction triaxiale avec $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$

Tableau 1 Modes de sollicitation correspondant à quelques valeurs remarquables du taux de triaxialité des contraintes

1) Germination des cavités

Plusieurs modèles de germination des cavités, basés sur la définition d'une contrainte critique σ_c de rupture de l'inclusion ou de son interface avec la matrice, ont été proposés. Parmi ceux-ci, Argon et al. présentent une expression mettant en avant le rôle de la pression hydrostatique sur la germination des cavités [Arg75]:

$$\sigma_c = \sigma_m + \sigma_{eq} \quad (2)$$

Cette expression, issue de la théorie de la plasticité continue, ne fait pas apparaître les hétérogénéités de déformation entre la matrice et l'inclusion. C'est pourquoi, un critère légèrement différent, développé par extension de la théorie d'Eshelby au domaine plastique, a été proposé par Beremin [Ber81-1]:

$$\sigma_c = \Sigma_1 + k(\sigma_{eq} - \sigma_y) \quad (3)$$

avec Σ_1 contrainte principale maximale, k constante dépendant de la forme des inclusions et σ_y contrainte d'écoulement du matériau constituant la matrice. En faisant l'hypothèse d'un écrouissage linéaire, on peut réécrire cette expression en faisant apparaître la pression hydrostatique:

$$\sigma_c = \sigma_m + \left(\frac{2}{3} + \lambda\right)\sigma_{eq} \quad (4)$$

avec λ facteur de forme de l'inclusion (pour une particule sphérique $\lambda = 1$).

2) Croissance des cavités

Les premiers modèles de croissance de cavité se sont intéressés à la croissance d'une cavité isolée dans un matériau infini parfaitement plastique. Ainsi McClintock obtient l'expression de la croissance du rayon R d'une cavité cylindrique dans un matériau soumis à un chargement axisymétrique (σ_r, σ_z) [Cli68]:

$$\frac{dR}{R} = \left[\frac{\sqrt{3}}{2} \sinh\left(\sqrt{3} \frac{\sigma_r}{\sigma_z - \sigma_r}\right) - \frac{1}{2} \right] d\varepsilon_z = \left[\frac{\sqrt{3}}{2} \sinh\left(\sqrt{3} Tr - \frac{1}{3}\right) - \frac{1}{2} \right] d\varepsilon_{eq} \quad (5)$$

avec ε_{eq} la déformation plastique équivalente au sens de Von Misès.

Rice et Tracey ont proposé un modèle plus réaliste en partant d'une cavité sphérique dans un matériau infini soumis à un chargement axisymétrique [Ric69]:

$$\frac{dR}{R} = 0.283 \exp\left(\frac{3}{2} Tr\right) d\varepsilon_{eq} \quad (6)$$

Aux forts taux de triaxialité, on montre que les deux modèles sont sensiblement équivalents.

Plutôt que de ne s'intéresser qu'au développement d'une cavité sans interactions avec le comportement mécanique, il semble plus commode d'étudier le comportement des matériaux poreux. Pour cela, Gurson a introduit une équation de la surface d'écoulement du matériau dépendante de la fraction volumique de cavités, f [Gur77]:

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right)^2 + 2f \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) - 1 - f^2 = 0 \quad (7)$$

avec σ_y la contrainte d'écoulement du matériau non endommagé. L'expression de la vitesse de déformation selon les dérivées partielles de ϕ par rapport à σ_{eq} et σ_m fait apparaître un terme de variation de volume qui s'ajoute au terme de déformation plastique habituel $\dot{\varepsilon}_{eq}$. On déduit de ce terme l'expression de la variation du rayon des cavités qui est, lui aussi, fonction exponentielle du taux de triaxialité des contraintes [Fra95].

3) Coalescence des cavités et rupture

Le modèle le plus simple pour prédire la rupture consiste à introduire un rayon de cavités critique R_c [Cli71, Ber81-2]. Appliqué à l'équation 6, ce critère permet d'écrire qu'il y a rupture lorsque :

$$\log\left(\frac{R_c}{R_0}\right) = 0.283 (\varepsilon_R - \varepsilon_0) \exp\left(\frac{3}{2} Tr\right) \quad (8)$$

avec R_0 la taille initiale des cavités, ε_R et ε_0 respectivement les déformations plastiques équivalentes à rupture et à la germination des cavités. On définit facilement la fraction volumique de cavités f_c à partir de R_c . On exprime ainsi la déformation à rupture :

$$\varepsilon_R = \varepsilon_0 + \frac{1}{0,849} \log\frac{f_c}{f_0} \exp\left(-\frac{3}{2} Tr\right) \quad (9)$$

Cette décroissance de la déformation à rupture avec le taux de triaxialité des contraintes, qui se retrouve pour tous les modèles de croissance de cavité, a été mise en évidence expérimentalement sur différents aciers, mais ce, pour des taux de triaxialité des contraintes supérieurs à 1/3 [Pin81, Pin92]. Sa validité pour les faibles triaxialités reste cependant à démontrer.

I.B Essais mécaniques à faible taux de triaxialité des contraintes

La triaxialité des contraintes apparaissant comme le moteur de la germination et de la croissance des cavités, la première question que l'on est amené à se poser est de savoir s'il existe une valeur seuil de Tr en-deçà de laquelle la rupture ductile n'est plus possible.

Des éléments de réponse à cette question ont été apportés par Bao et Wierzbicki [Bao05], qui se sont appuyés sur la base expérimentale de Bridgman : 350 essais de traction sur éprouvette entaillée, sur une vingtaine d'aciers différents, sous différentes conditions de pression hydrostatique environnementale [Bri64]. Bridgman observe que pour les conditions de forte compression hydrostatique, l'éprouvette ne rompt pas ductilement mais strictionne jusqu'à ce que le rayon de l'éprouvette soit localement nul. Sur une sélection de 124 tests, Bao et Wierzbicki ont déterminé le taux de triaxialité moyen en cours d'essais à partir de simulations par éléments finis. En confrontant les taux de triaxialité calculés et les modes de rupture observés par Bridgman, ils montrent qu'aucune éprouvette soumise à un Tr inférieur à -1/3 ne rompt ductilement (Figure 1).

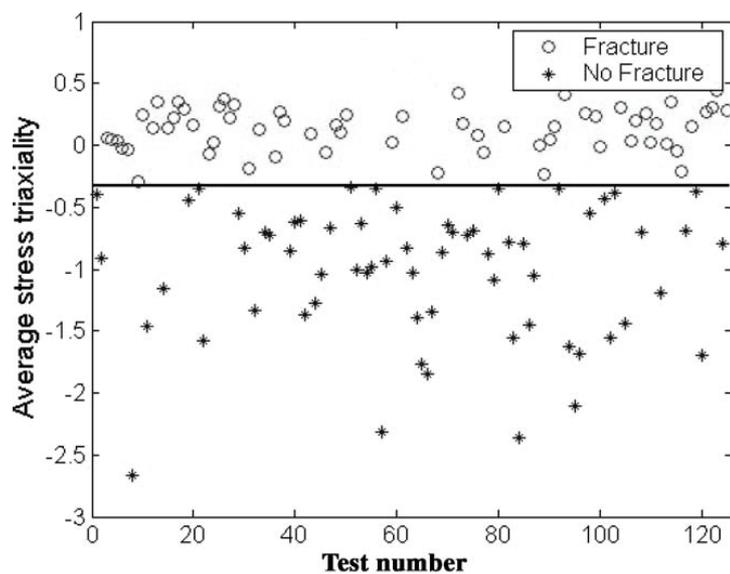


Figure 1 Résultats des essais de Bridgman [Bao05]

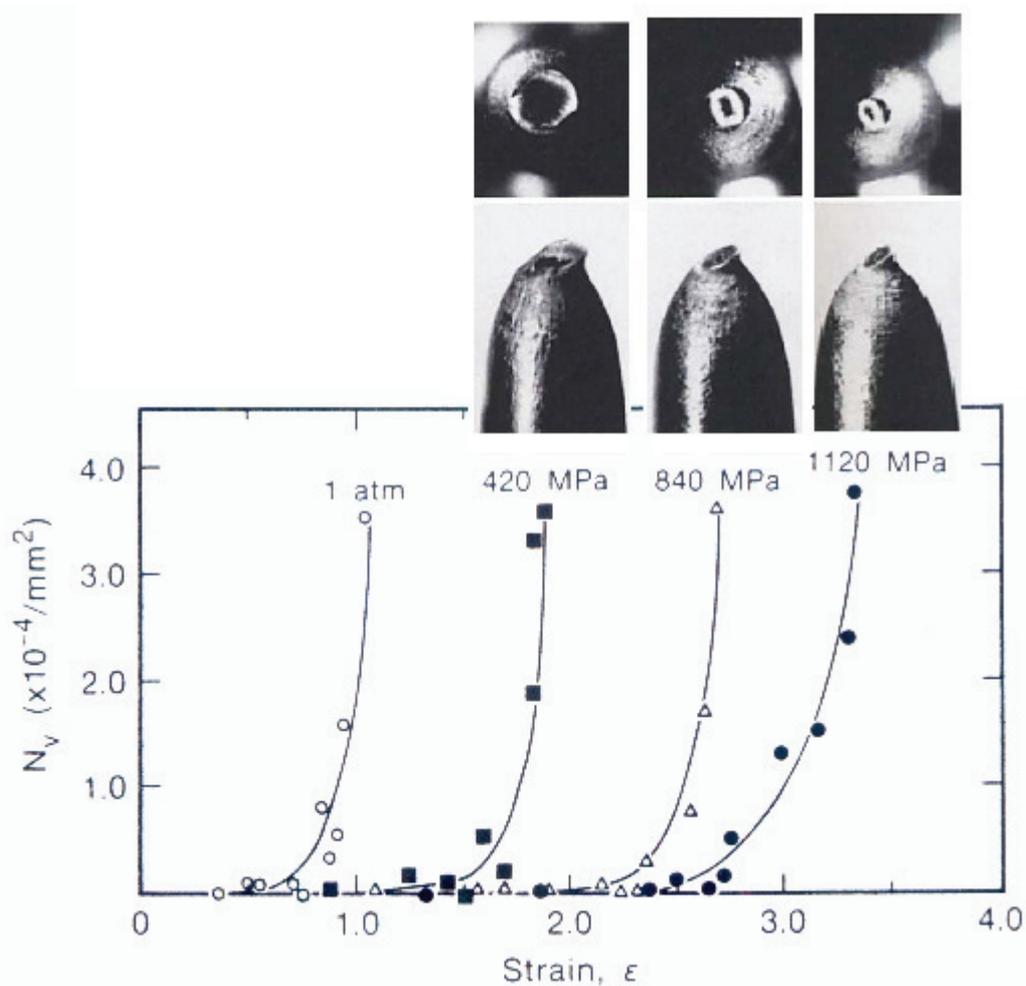


Figure 2 Evolution du nombre de cavités et de la forme de la zone de rupture avec l'augmentation de la compression hydrostatique [Kao90]

D'autres expériences, reprenant le mode opératoire de Bridgman, ont été réalisées pour quantifier l'évolution du développement des cavités en fonction de la pression appliquée [Bro83, Kao90]. Le décompte des cavités sur des coupes métallographiques de la zone de striction montre que l'augmentation de la pression hydrostatique retarde la germination des cavités (Figure 2). Ce frein à l'endommagement correspond à la réduction de plus en plus importante de l'aire à rupture dans la zone de striction.

Si la germination des cavités est freinée pour les faibles taux de triaxialité des contraintes, on peut se demander s'il n'y a pas un changement de mécanisme de la rupture. Le test de torsion a été le premier utilisé pour solliciter les matériaux en cisaillement. Mc Clintock a publié une revue de mesures de la déformation à rupture obtenues en traction et torsion pour différents matériaux [Cli71] (Tableau 2). On constate que pour la plupart des matériaux testés, les déformations à rupture mesurées sont plus faibles en torsion qu'en traction. Ceci va à l'encontre des modèles de croissance de cavités pour lesquels la déformation à rupture doit décroître entre $Tr=0$ et $Tr=1/3$ (cf. équation 9).

Grâce à une vaste gamme d'éprouvettes (Figure 3), Bao et Wierzbicki ont pu tracer ε_R en fonction de Tr sur l'intervalle $[-1/3 ; 1]$ pour un alliage d'aluminium 2024 (Figure 4). Les valeurs de ε_R et Tr dans la zone rompue ont été obtenues par simulation numérique des essais. Leurs résultats montrent que, pour cet alliage, la déformation à rupture passe par un maximum local pour les sollicitations en traction et un minimum en cisaillement pur [Bao04]. L'observation des éprouvettes de compression montre une trajectoire de rupture oblique à la surface, ce qui indique un mode de rupture en cisaillement. Pour Tr compris entre $-1/3$ et $1/3$, la rupture semble donc ne plus être due à la croissance des cavités mais à un mécanisme de cisaillement. La bonne adéquation entre les résultats expérimentaux et les prédictions de la déformation à rupture, obtenues en appliquant un critère de contrainte de cisaillement critique, semble confirmer cette hypothèse [Wie05].

Matériau	Références	Rm (MPa)	Déformation à rupture - traction	Déformation à rupture - torsion
Aluminium 1100-0, recuit à 350°C	Hal62	90	2.62	7.3
Laiton 60-40 laminé	Hal62	390	0.68	0.51
Alliage d'aluminium 7075-T6	Hal62	580	0.37	0.34
Alliage d'aluminium 7075-T6	Nei68	580	0.44	0.48
Acier 4340 trempé à l'huile à partir de 830°C revenu à 200°C	Hal62	1870	0.52	0.16
Acier 1045 * trempé à l'eau à partir de 860°C revenu à 430°C	Bri52	1300	0.88	0.39
* trempé bain de sel à partir de 860°C revenu à 430°C	Bri52	550	0.93	0.38
* trempé bain de sel à partir de 860°C revenu à 590°C	Cli71	430	0.89	0.43

Tableau 2 Déformations à rupture en traction et torsion [Cli71]

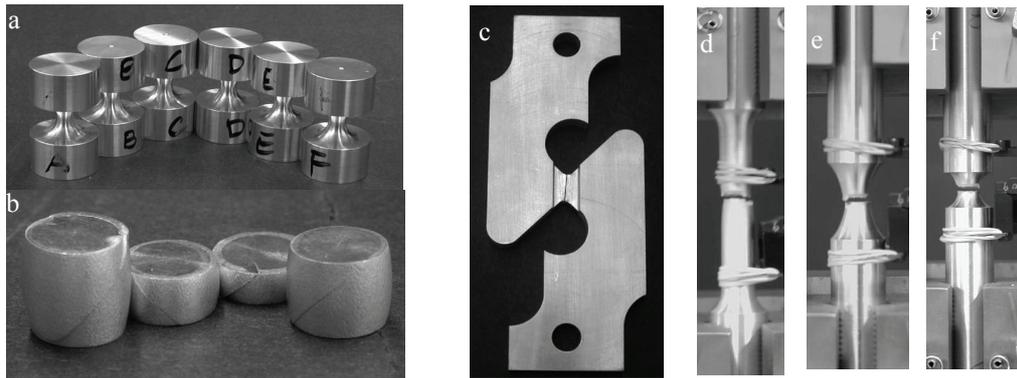


Figure 3 Epreuves utilisées par Bao et Wierzbicki classées par Tr croissant : a) et b) épreuves de compression, c) épreuve de cisaillement, d) épreuve de traction lisse, e) et f) épreuves de traction entaillées

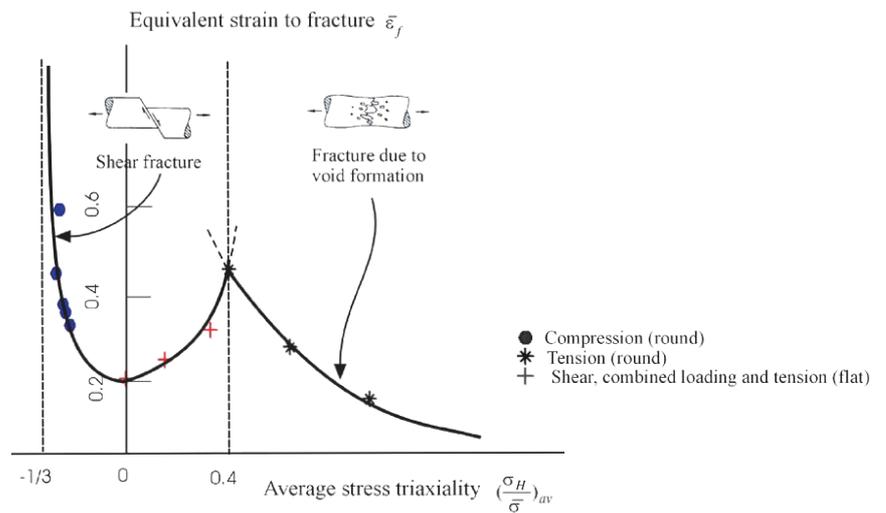


Figure 4 Evolution de la déformation à rupture d'un alliage d'aluminium 2024 avec le taux de triaxialité des contraintes [Bao04]

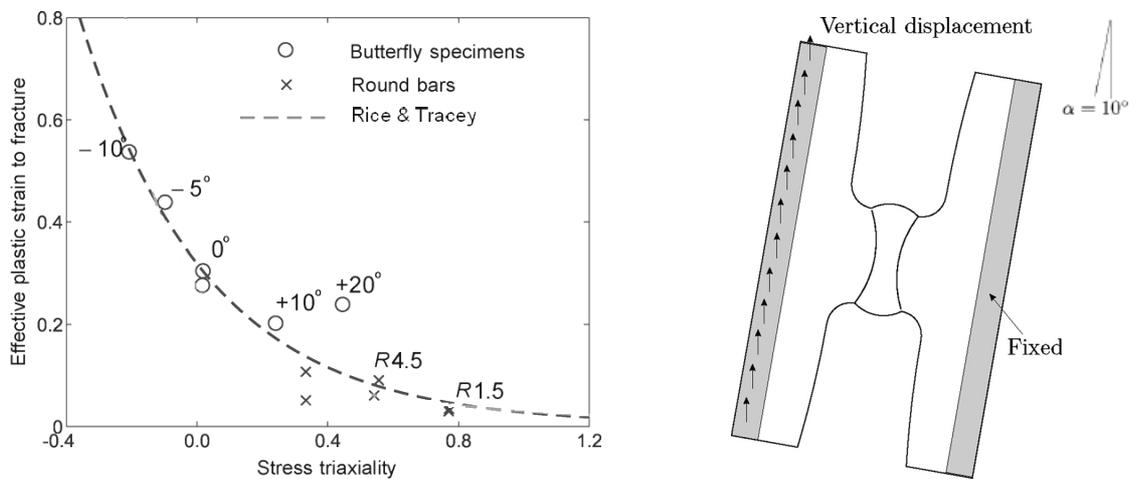


Figure 5 Evolution de la déformation à rupture d'un alliage d'aluminium de fonderie avec le taux de triaxialité des contraintes et géométrie des épreuves papillon [Mae07]

Une étude du même type a été menée par Mae et al. sur un alliage d'aluminium de fonderie [Mae07]. Cette fois les faibles taux de triaxialité des contraintes sont explorés en faisant varier l'angle de sollicitation sur des éprouvettes papillon. La courbe obtenue ne marque pas de minimum local pour $Tr=0$ mais suit une loi exponentielle de type Rice et Tracey (Figure 5). Les auteurs en concluent que, même aux faibles taux de triaxialité des contraintes, la rupture de ce matériau est contrôlée par la croissance de cavités.

En conclusion, les matériaux ductiles se classent selon deux types de comportement lorsqu'ils sont soumis à un faible taux de triaxialité de contrainte :

- ceux dont la rupture reste contrôlée par la germination et la croissance de cavités malgré l'état de contrainte : les alliages d'aluminium de la série 1000, les alliages de fonderie, le cuivre OFHC, et le fer pur [Hal62, Mae07, Gor85]
- ceux pour lesquels le mécanisme de rupture change pour être contrôlé par le cisaillement : les alliages d'aluminium des séries 2000, 4000, et 7000, ainsi que les aciers 1045 et 4340 [Bao04, Hal62, Cli71, Gor85].

Dans le cadre de la découpe, le type de comportement impacte directement sur la rupture. Ainsi, Bacha a montré que le comportement en découpe d'alliages d'aluminium de la série 6000 ne pouvait être simulé en utilisant un modèle de croissance de cavités, ce qui l'a conduit à développer un modèle de rupture par cisaillement [Bac06]. Cependant, la comparaison des surfaces rompues des bords découpés de l'alliage utilisé par Bacha et de notre nuance B85 (Figure 6) montrent de grandes différences en termes de taille et de densité de cupules. Ces observations, ainsi que celles réalisées dans la première partie, nous conduisent à faire l'hypothèse que la germination et la croissance de cavités restent les moteurs de la rupture au cours de la découpe pour les aciers dual phase. Cette hypothèse, qui va déterminer nos choix de modèles matériau, sera discutée au cours de cette partie.

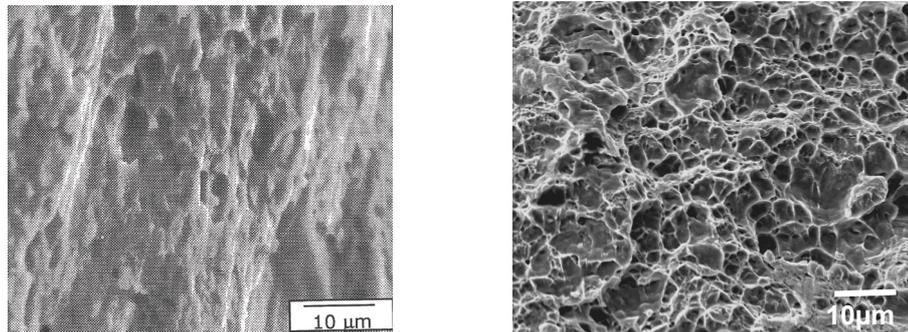


Figure 6 Faciès de rupture des bords découpés d'un alliage d'aluminium [Bac06] et d'un acier dual phase

II Modélisation du procédé de découpe : Etat de l'art

Contrairement à ce qui peut paraître de prime abord, le procédé de découpe à la cisaille s'avère très complexe en termes de chemin de chargement et de déformation. Pour comprendre l'origine de l'endommagement, il semble primordial d'avoir accès aux grandeurs mécaniques locales, notamment au taux de triaxialité des contraintes. Ce chapitre recense les travaux antérieurs réalisés sur la modélisation du procédé de découpe.

II.A Modèles analytiques

La littérature fournit quelques modèles analytiques visant à prédire le profil de la courbe effort/déplacement de découpe. Même si ces modèles ne nous permettent pas d'avoir accès aux grandeurs locales, ils offrent une première approche mécanique en introduisant des concepts simples.

1) Modèle en cisaillement pur

Le modèle le plus simple est proposé par Atkins [Atk80]. Il considère un canal, de largeur w , dans lequel la déformation de cisaillement est homogène :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} 0 & \gamma/2 & 0 \\ \gamma/2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (10)$$

Pour un déplacement de lame u on a,

$$\gamma = \tan \theta = \frac{u}{w} \quad (11)$$

En négligeant les frottements, la force de découpe s'écrit :

$$F = L(e-u)\tau \quad (12)$$

avec L longueur de coupe, τ contrainte de cisaillement et e l'épaisseur de la tôle.

Si on suppose que le comportement en cisaillement du matériau est régi par une loi du type :

$$\tau = \tau_0 \gamma^n \quad (13)$$

L'équation 12 se réécrit :

$$F = L(e-u)\tau_0 \left(\frac{u}{w} \right)^n \quad (14)$$

Pour $dF=0$ on a :

$$u = \frac{ne}{n+1} \quad (15)$$

L'effort de découpe admet donc un maximum pour lequel la déformation dans le canal de largeur w vaut :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{ne}{\sqrt{3} w(n+1)} \quad (16)$$

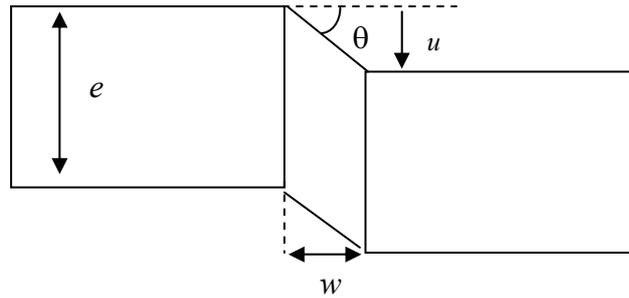


Figure 7 Géométrie du modèle de cisaillement homogène [Atk80]

2) Modèle en zone de tension

A partir d'observations expérimentales, Zhou et Wierzbicki proposent un modèle avec une largeur de canal de déformation w dépendante de la profondeur p dans la tôle [Zho96]. Ils veulent ainsi prendre en compte le fait que les déformations subies par les fibres situées à l'extérieur de la tôle sont plus importantes que celles supportées par les fibres au cœur de la tôle (Figure 8).

La largeur du canal est définie comme suit :

$$\left\{ \begin{array}{l} \forall p \in \left[0, \frac{e}{2} \right], \quad w(p) = w_0 + 2 \left(\frac{w_{centre} - w_0}{e} \right) p \\ \forall p \in \left] \frac{e}{2}, e \right], \quad w(p) = w_0 + 2 \left(\frac{w_{centre} - w_0}{e} \right) (p - e) \end{array} \right. \quad (17)$$

Pour calculer les déformations, les auteurs introduisent un concept d'empilement de poutres de longueur $w(p)$. Chacune de ces poutres est soumise à un effort de traction axiale dN , les interactions entre poutres relevant d'un effet du second ordre (Figure 9).

A chaque poutre est rattaché un repère (ξ, η) défini par le sens longitudinal et le sens transverse de la poutre. Pour un angle de cisaillement $\theta = \arctan \gamma$, on a :

$$\varepsilon_\xi = \ln \frac{w(p) / \cos \theta}{w(p)} = \ln \sqrt{1 + \gamma^2} \quad (18)$$

En appliquant les hypothèses d'incompressibilité et d'état de déformations planes, on déduit :

$$\varepsilon_\eta = -\varepsilon_\xi = \ln \frac{1}{\sqrt{1+\gamma^2}} \quad (19)$$

En supposant que l'écroutissage du matériau est régi par une équation du type $\bar{\sigma} = \sigma_0 \bar{\varepsilon}^n$, on peut évaluer la contrainte longitudinale puis la force de traction dN :

$$\sigma_\xi = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} \sigma_0 \left(\ln(\sqrt{1+\gamma^2})\right)^n \quad (20)$$

$$dN = \sigma_\xi d\eta = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} \sigma_0 \frac{\left(\ln(\sqrt{1+\gamma^2})\right)^n}{\sqrt{1+\gamma^2}} dp \quad (21)$$

dN se décompose selon x et y en dP et dQ :

$$dQ = dN \sin \theta = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} \sigma_0 \left(\ln \sqrt{1+\gamma^2}\right)^n \frac{\gamma}{1+\gamma^2} dp \quad (22)$$

$$dP = dN \cos \theta = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n+1} \sigma_0 \left(\ln \sqrt{1+\gamma^2}\right)^n \frac{1}{1+\gamma^2} dp \quad (23)$$

Pour obtenir l'effort de découpe Q on intègre l'expression 22 sur l'ensemble de l'épaisseur en prenant $\gamma = u/w(p)$.

Même si Zhou et Wierzbicki le négligent dans la suite de leur analyse, il est à noter que leur modèle introduit un effort de tension horizontal qui s'additionne au cisaillement pur. Ce modèle suppose donc un taux de triaxialité des contraintes positif dans le canal de déformation.

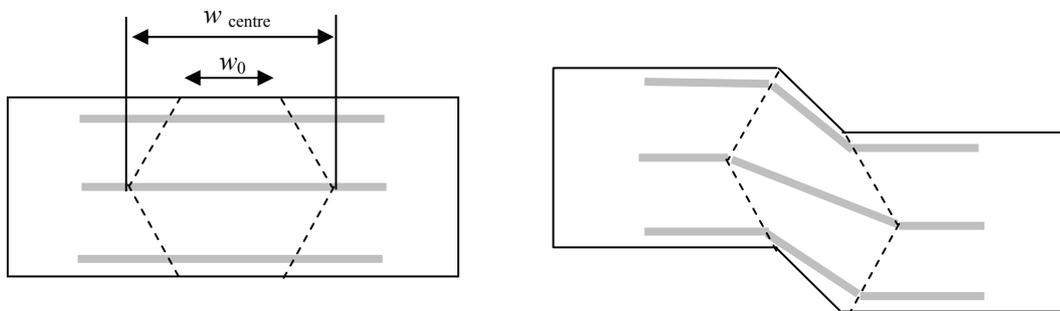


Figure 8 Géométrie du canal de déformation défini par Zhou et Wierzbicki [Zho96]

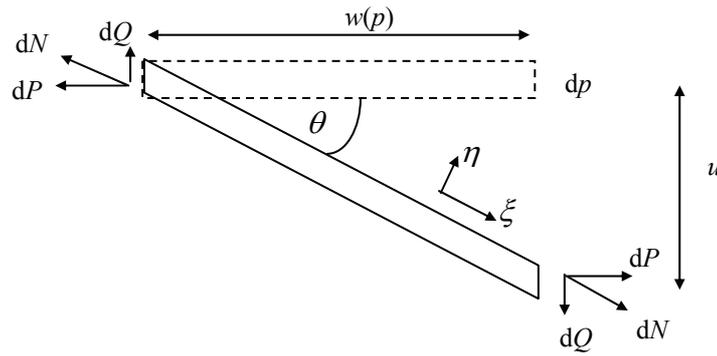


Figure 9 Élément représentatif du modèle de Zhou et Wierzbicki

3) Modèle avec élongation curviligne

Klingenberg et Singh présentent, quant à eux, un modèle prenant en compte la forme du bord découpé en introduisant une déformation curviligne (Figure 10) [Kli03].

Le modèle décompose le procédé en deux étapes : pour $u < w$ la fibre extérieure de la tôle est courbée, pour $u > w$, la fibre s'allonge de manière rectiligne. Le rayon de coupure r et l'angle d'enroulement ϕ de la fibre sont donnés par :

$$\forall u \leq w, \begin{cases} r = \frac{w^2 + u^2}{2u} \\ \phi = \arctan\left(\frac{w}{r - u}\right) \end{cases} \quad (24)$$

On en déduit la déformation de la fibre externe :

$$\forall u \leq w, \quad \varepsilon_{\delta} = \ln\left(\frac{\phi r}{w}\right)$$

$$\forall u > w, \quad \varepsilon_{\delta} = \ln\left(\frac{\frac{\pi}{2}r + (u - w)}{w}\right) \quad (25)$$

Le gradient de déformation dans le plan $P_1P_2P_3$ est supposé être linéaire entre le point P_1 , où la déformation est supposée nulle, et le point P_2 soumis à ε_{δ} :

$$\varepsilon_{elong} = \frac{y}{e} \varepsilon_{\delta} \quad (26)$$

Pour déterminer la force de coupe, les auteurs corrigent l'expression de la force établie en cisaillement pur (équation 5) par un terme rendant compte de l'effort supplémentaire nécessaire à la déformation curviligne :

$$F(u) = (\kappa(u))^n F_{\text{cisaillement}}(u) \quad (27)$$

avec,

$$\forall u \leq w \quad \kappa(u) = \frac{\ln(\phi r / w)}{\ln \sqrt{1 + \gamma^2}} \quad (28)$$

$$\forall u > w \quad \kappa(u) = \frac{\ln(\pi / 2 + \gamma - 1)}{\ln \sqrt{1 + \gamma^2}}$$

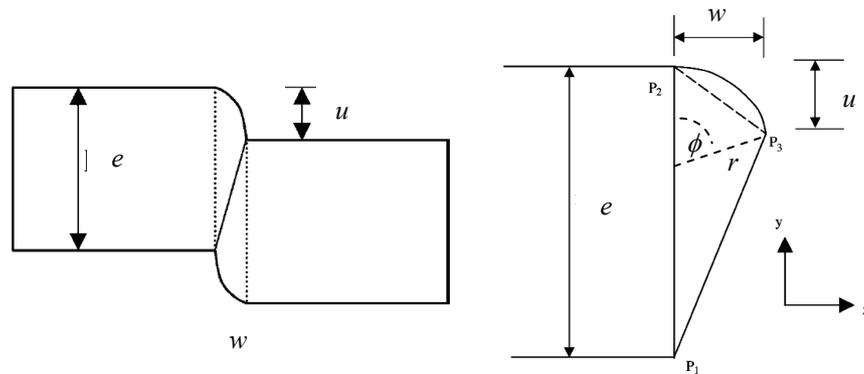
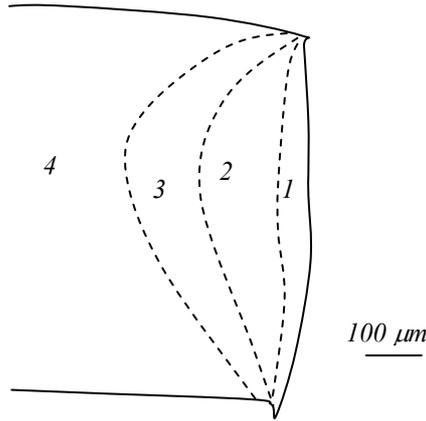


Figure 10 Géométrie du modèle avec elongation curviligne [Kli03]

4) Forme des champs de déformation

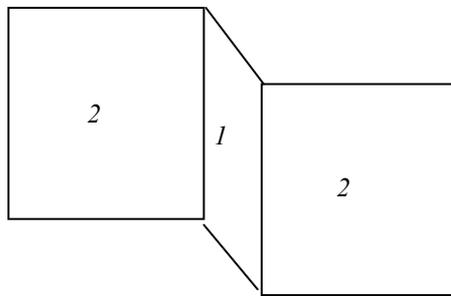
Les trois modèles présentés dans la partie précédente permettent d'évaluer la déformation équivalente en cours de découpe. Pour souligner les limitations de ces modèles nous allons comparer les formes des courbes d'isodéformation avec le profil de dureté établi sur un bord découpé dans la première partie de notre étude (Figure 11). Des mesures de dureté réalisées sur des essais de traction interrompus permettent d'établir une équivalence entre HV et la déformation équivalente $\bar{\epsilon}$. Cependant, la déformation répartie en traction n'excédant pas 0.15, nous n'avons pas de donnée pour les duretés supérieures à 320HV.

Pour chacun des modèles, on a tracé l'effort de coupe en fonction de la pénétration de la lame u , puis on a calculé les valeurs de déformation équivalente obtenues lorsque l'effort maximum de découpe est atteint (à partir des équations 16,18, 19, 25 et 26). On peut supposer qu'à ce niveau de pénétration de la lame, la majeure partie de l'érouissage est atteinte ce qui justifie notre comparaison avec les duretés mesurées sur un bord complètement découpé. La répartition des duretés observées expérimentalement tend à justifier la forme du canal de déformation adoptée par Zhou et Wierzbicki : plus large au cœur de la tôle qu'à la surface. On fixe w de manière à reproduire la largeur du canal de déformation mesurée expérimentalement soit $w = 0.6$ mm pour les modèles d'Atkins et de Klingenberg et Singh, $w_0 = 0.2$ mm et $w_{\text{centre}} = 0.6$ mm pour le modèle de Zhou et Wierzbicki.



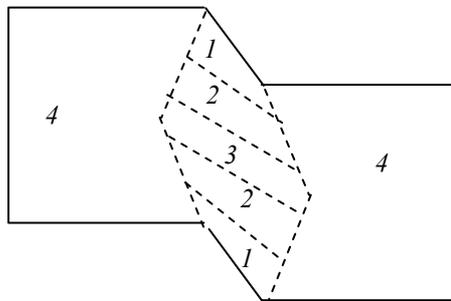
Mesures expérimentales de microdureté

Zone	Dureté HV	$\bar{\varepsilon}$
1	> 360	>0.15
2	320-360	0.05-0.15
3	280-320	<0.05
4	< 280	



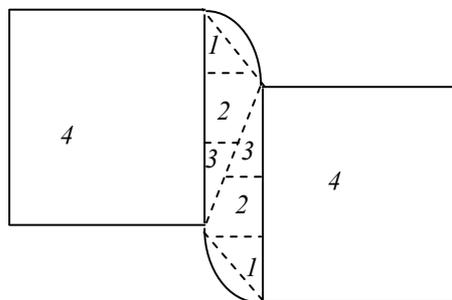
Modèle en cisaillement pur Atkins

Zone	$\bar{\varepsilon}$
1	0.24
2	0



Modèle en zone de tension Zhou et Wierzbicki

Zone	$\bar{\varepsilon}$
1	0.68-1.02
2	0.41-0.68
3	0.30-0.41
4	0



Modèle avec élévation curviligne Klingenberg et Singh

Zone	$\bar{\varepsilon}$
1	0.25-0.37
2	0.12-0.25
3	0-0.12
4	0

Figure 11 Comparaison des lignes d'isodéformation prédites par les trois modèles lorsque l'effort de coupe est maximum avec une cartographie d'isodureté déterminée expérimentalement

L'absence de données expérimentales sur la déformation au cœur du canal de déformation ne permet pas d'apprécier la validité des valeurs de déformation maximale calculées par chacun des modèles. On peut juste constater qu'elles respectent la borne minimale 0.15. Les calculs montrent que les modèles en zone de tension et élongation curviligne permettent de traduire un gradient de déformation dans l'épaisseur. Même si la simulation numérique confirmera l'existence de ce gradient, la cartographie des duretés fait avant tout apparaître un gradient suivant le sens long de la tôle, qui lui n'est mis en évidence par aucun des modèles. Le modèle de Klingenberg et Singh, malgré une approche intéressante en termes d'écoulement de la matière, conduit à une forme de champ peu réaliste avec une déformation nulle au point de contact des lames. Il est aussi important de noter que parmi un ensemble de matériaux testé par Zhou et Wierzbicki les aciers sont ceux dont le comportement est le moins fidèlement reproduit par les modèles analytiques [Zho96], sans doute à cause de la difficulté à modéliser leur comportement par une loi puissance.

Finalement, la principale limite de ces modèles est que la taille de la zone déformée en constitue une des données d'entrée alors qu'il s'agit d'une des principales caractéristiques que nous souhaitons pouvoir prédire.

II.B Simulation par éléments finis

Les approches analytiques s'avèrent donc assez vite limitées pour prédire le comportement local du matériau au cours de la découpe. De plus, la modélisation du comportement du matériau est limitée à des modèles simples de manière à assurer la faisabilité des calculs. Pour pouvoir prédire l'endommagement de découpe, il nous faut donc avoir recours à des calculs de structure via une méthode par éléments finis.

De nombreuses études antérieures se sont attachées à simuler par éléments finis les procédés de découpe (Tableau 3). L'objectif industriel de ces simulations se situait généralement dans l'optimisation des paramètres machine dans l'optique soit de réduire l'usure des outils soit d'optimiser la géométrie du bord de découpe. Nous n'avons recensé aucune étude visant à prévoir l'endommagement du matériau en fin de découpe.

L'objectif de cette partie est de situer notre étude par rapport aux travaux déjà réalisés :

Code :

Nous utiliserons le code ZEBULON développé à l'Ecole des Mines de Paris. Il intègre déjà les modèles de comportement et d'endommagement que nous souhaitons utiliser.

Géométrie :

L'augmentation de la puissance des machines de calcul a permis d'aboutir à des simulations 3D très détaillées [Wis00, Bel05, Gho05]. Ces études ont permis de prédire les déformations macroscopiques de type cintrage généralement observées lors de la découpe sur des longueurs importantes. Dans le cadre de notre étude, on ne s'intéresse qu'à prédire les données locales d'endommagement, on se contentera donc d'une simulation 2D en déformations planes de manière à limiter les temps de calcul.

Auteurs	Référence	Code E.F.	Procédé/ Géométrie	Stratégie de maillage	Loi de comportement ¹	Objectif principal
Maillard	Mai91	CASTOR	Cisaillage/ déformation plane	Aucune	Elastoplastique	Prédiction de la courbe de découpe
Taupin et al.	Tau96	DEFORM	Poinçonnage/ axisymétrique	Remaillage	Elastoplastique	Prédiction de la forme du bord découpé
Ko et al.	Ko97	DEFORM	Poinçonnage/ déformation plane	Remaillage	Thermo - viscoplastique	Détermination le l'échauffement des pièces
Brokken et al.	Bro98	MARC	Poinçonnage/ déformation plane	Adaptation, ALE	Elastoplastique	Prédiction de la forme du bord découpé
Hambli et Potiron	Ham01	ABAQUS	Poinçonnage/ axisymétrique	Aucune	Elastoplastique endommageable	Prédiction de la forme du bord découpé
Wisselink	Wis00	propre	Cisaillage et Refendage/ déformation plane et 3D	Adaptation, ALE	Elastoplastique	Prédiction du cintrage des tôles
Maiti et al	Mai00	ANSYS	Poinçonnage/ déformation plane	Aucune	Elastoplastique	Prédiction de la courbe de découpe
Goijaerts et al.	Goi01	MARC	Poinçonnage/ déformation plane	Adaptation, ALE	Elastoplastique	Prédiction de la courbe de découpe
Rachik et al.	Rac02	ABAQUS	Poinçonnage/ axisymétrique	Adaptation, ALE	Elastoplastique endommageable	Prédiction de la courbe de découpe
Fang et al.	Fan02	DEFORM	Poinçonnage/ axisymétrique	Remaillage	Elastoplastique	Prédiction de la forme du bord découpé
Chen et al.	Che02	propre	Poinçonnage/ axisymétrique	Remaillage	Elastoplastique	Détermination des champs de contraintes et de déformations
Belamri	Bel05	ABAQUS	Cisaillage et Refendage/ 3D	Remaillage	Elastoplastique anisotrope, endommageable	Prédiction du cintrage des tôles
Ghosh et al.	Gho05	ABAQUS	Cisaillage/ déformation plane et 3D	Adaptation, ALE	Elastoplastique endommageable	Prédiction de la forme du bord découpé
Mediavilla	Med05	propre	Poinçonnage/ axisymétrique	Remaillage	Elastoplastique endommageable	Validation d'une nouvelle approche du remaillage
Bacha	Bac06	ABAQUS	Cisaillage/ déformation plane	Adaptation, ALE	Elastoplastique	Prévision de l'émission de paillettes

Tableau 3 Chronologie des études traitant de la simulation numérique de la découpe

¹ La notion de comportement élastoplastique endommageable n'est attribuée qu'aux approches couplant endommagement et loi de comportement.

Stratégie de maillage

Les déformations rencontrées en cours de découpe sont très importantes. Appliquées aux maillages, elles peuvent conduire à la dégénérescence des éléments et nuire à la convergence du calcul. Pour faire face à ce problème, deux stratégies sont généralement utilisées : le remaillage ou l'adaptation (Arbitrary Lagrangian Eulerian formulation ou ALE). Ces méthodes permettent d'obtenir une très bonne prévision de la géométrie du bord découpé.

Par contre, ces deux méthodes intègrent une étape de transport des variables qui s'avère critique, notamment en ce qui concerne les variables d'endommagement. Leur application est donc limitée dans le cadre des approches couplant endommagement et loi de comportement.

Actuellement, même si des solutions de remaillage sont en développement sous Zébulon, le transport des variables d'endommagement ne semble pas encore satisfaisant. Nous nous priverons donc de correction du maillage de manière à privilégier la prédiction de l'état métallurgique par rapport à celle de la géométrie du bord découpé.

Loi d'érouissage

Concernant le comportement élastoplastique du matériau, la plupart des auteurs se contentent de caler les paramètres d'une loi isotrope sur un essai de traction. Bacha utilise un essai de compression dans l'épaisseur de manière à solliciter le matériau dans une direction plus proche de la géométrie de découpe. Cet essai lui permet aussi d'atteindre des niveaux de déformation bien supérieurs à ceux obtenus par essai de traction [Bac06].

L'anisotropie du matériau n'a été intégrée dans la simulation du procédé que par Belamri, via un critère de Hill [Hil48], déterminé à partir d'essais de traction selon plusieurs directions dans le plan de laminage [Bel05]. Cet aspect du comportement du matériau semble cependant important du fait du plan de sollicitation inhabituel induit par la découpe.

Loi d'endommagement

Deux types d'approches de la rupture ductile sont possibles :

- L'utilisation d'un critère de rupture ductile découplé du comportement du matériau : une variable d'endommagement D , fonction de la déformation plastique équivalente est définie à partir des grandeurs mécaniques locales. La rupture intervient lorsque D atteint une valeur critique D_c . Dans le cadre de la découpe, le critère de Cockroft et Latham [Coc68], qui exprime D comme fonction du rapport de la contrainte principale à la contrainte équivalente, ainsi que les critères de Mc Clintock [Cli68] et Rice et Tracey [Ric69] où D dépend du taux de triaxialité des contraintes (cf. I.A.2, p.41), sont les plus souvent rencontrés.
- Les approches couplées à la loi de comportement qui modélisent l'impact de l'endommagement sur la réponse mécanique du matériau. Dans ce cas la rupture correspond à un effondrement des propriétés mécaniques du matériau.

Les modèles couplés les plus utilisés dans le cadre de la découpe sont ceux de Gurson [Gur77] et Lemaître [Lem85].

La dégradation des propriétés du matériau par la découpe, telle que nous souhaitons l'identifier, n'est modélisable que par l'utilisation d'une approche couplée.

En conclusion, par rapport aux études antérieures, nous allons particulièrement nous attacher aux aspects métallurgiques en intégrant un modèle matériau le plus complet possible (anisotropie plastique avec couplage entre le comportement et l'endommagement). Par contre, en termes de techniques numériques, nous serons limités par l'absence de stratégie de maillage évoluée. Ceci risque de nuire, d'une part, à la convergence de nos calculs, et, d'autre part, à la validité de nos résultats dans certaines zones particulièrement déformées.

III Approche expérimentale et simulation numérique

III.A Présentation du montage développé pour l'étude

Outre l'approche numérique, il nous a semblé capital de pouvoir suivre expérimentalement le déroulement du procédé de découpe, d'une part pour justifier nos choix en termes de modèle d'endommagement pour la simulation numérique, mais surtout pour comprendre les mécanismes à prendre en compte afin de fournir une solution métallurgique permettant de s'affranchir de l'endommagement de découpe.

Pour appréhender ces mécanismes nous avons développé un montage expérimental adapté sur une machine d'essais de traction compression de laboratoire (Instron 250 kN). Ce montage a pour but, d'une part, de permettre d'enregistrer la courbe de découpe via l'instrumentation de la machine d'essais et, d'autre part, de permettre des arrêts précis du procédé de manière à effectuer des observations par microscopie électronique du développement de l'endommagement.

A notre connaissance, seulement deux études font état de campagnes expérimentales visant à observer le comportement du matériau en cours de découpe [San73 et Ste99]. L'objectif de ces études était de mesurer les champs de déformation en cours de poinçonnage respectivement par analyse de grilles et corrélation d'images. Aucune ne décrit l'évolution de l'endommagement.

Le montage est présenté sur la Figure 12. Les plans détaillés sont fournis dans l'annexe B.1. Les deux principales contraintes dans le développement du montage étaient :

- l'alignement, afin d'éviter toute contrainte parasite liée à des phénomènes de porte à faux ou d'arc-boutement
- la rigidité, afin d'assurer la précision des mesures et éviter des ruptures précoces par relâchement de l'énergie élastique stockée dans le montage.

On effectue deux découpes en parallèle de manière à symétriser l'effort par rapport au vérin. Les lames du montage ont été découpées dans une lame de cisaille d'atelier (cf. annexe B.2). L'alignement est assuré par quatre axes en acier cémenté solidaires de la partie inférieure du montage, qui coulissent dans la partie supérieure à travers des bagues de bronze. Toujours dans l'optique d'assurer l'alignement, l'effort est transmis du vérin de la machine de traction au montage via une bille d'acier. Le jeu entre les lames est réglé grâce à des feuillettes de clinquant disposés dans le logement des lames supérieures. Le jeu retenu pour cette campagne d'expérience est de 0.1mm soit 6% de l'épaisseur de la tôle. Cet écart entre dans la gamme préconisée par Dieter [Die61].

Malgré les épaisseurs utilisées pour réaliser le montage, des problèmes de rigidité sont vite apparus. Pour passer outre, nous avons mis en place un extensomètre dont les points de fixation sont directement solidaires des lames. La Figure 13 compare les résultats obtenus avec le vérin et l'extensomètre. Le pilotage de l'essai via l'extensomètre permet d'obtenir un très bon contrôle du mouvement relatif des lames, notamment au-delà du maximum de la courbe. L'écart de mesure entre le vérin et

l'extensomètre présenté sur la Figure 13-b permet d'estimer la flèche subie par le montage à environ 0.5mm.

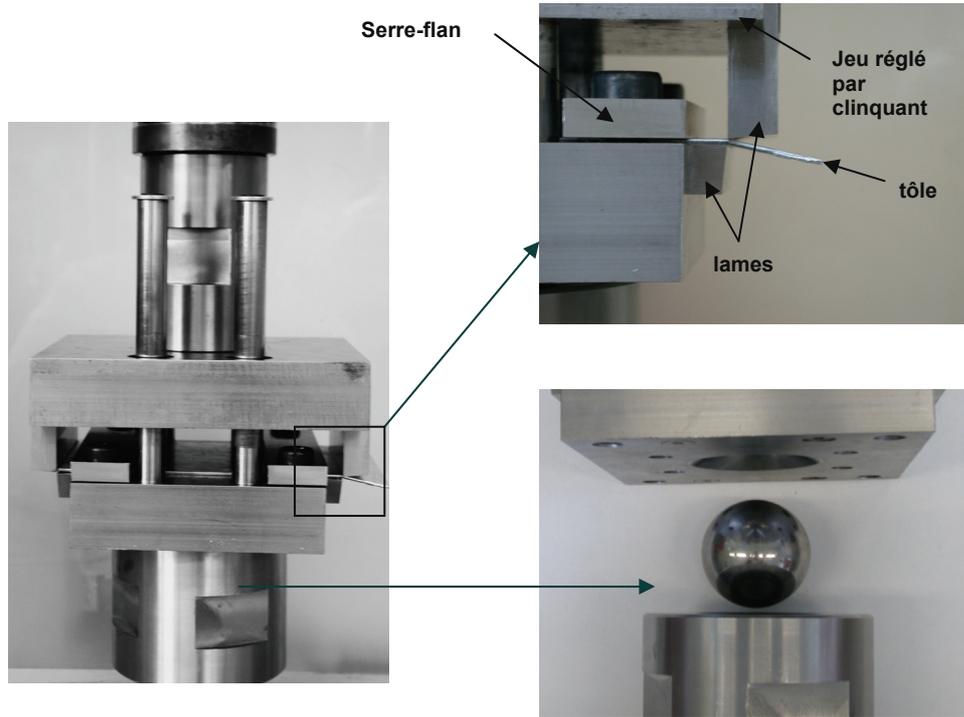


Figure 12 Montage de cisailage instrumenté

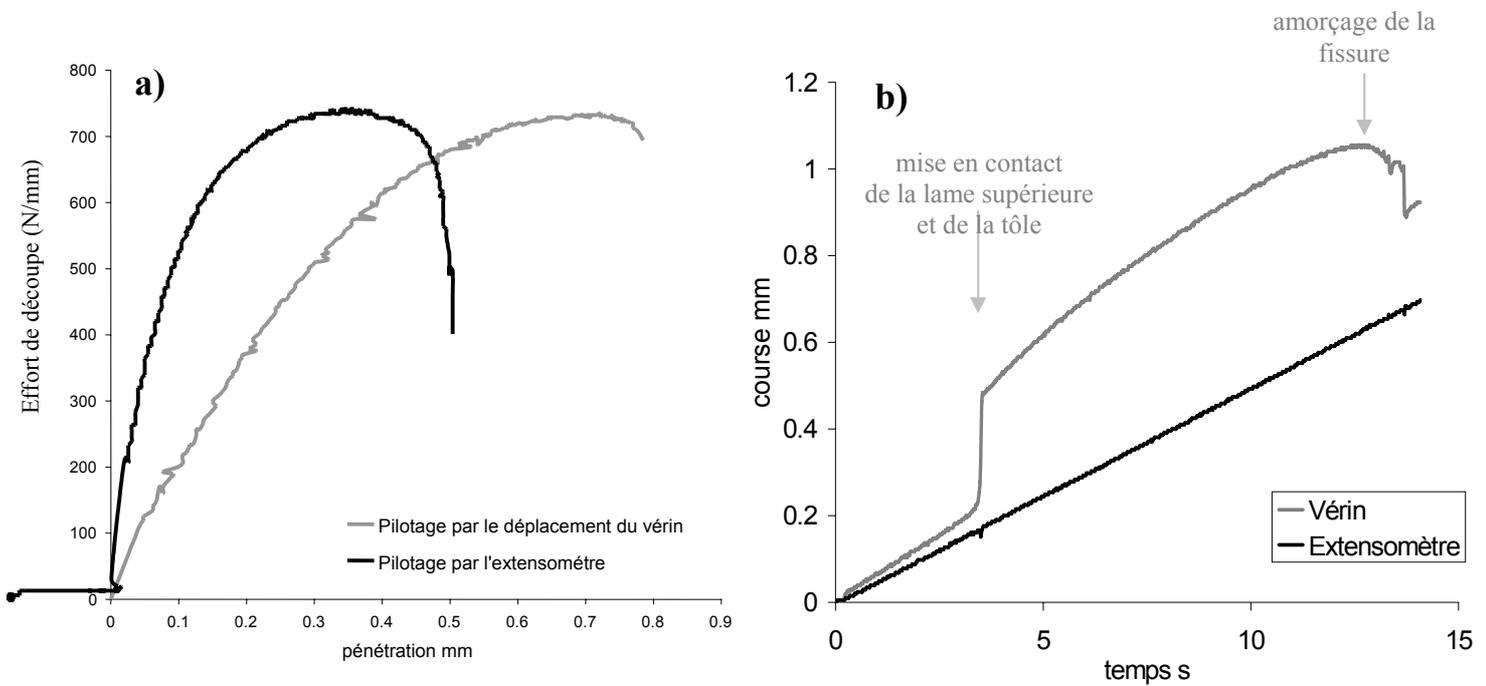


Figure 13 Utilisation d'un extensomètre pour mesurer le déplacement des lames :

a) Comparaison des courbes de découpe obtenues pour un essai piloté par l'extensomètre et un essai piloté par le déplacement du vérin

b) Comparaison entre la course du vérin et celle mesurée par l'extensomètre lors d'un essai piloté par l'extensomètre.

La Figure 14 présente les niveaux d'interruption du procédé qui serviront à illustrer la suite de notre étude. Les courbes expérimentales correspondantes, qui mettent en évidence la reproductibilité de l'essai, sont reportées dans l'annexe B.3. La précision du dispositif nous a permis d'effectuer des arrêts particulièrement précis dans le domaine de décroissance de la courbe pour observer le développement de l'endommagement.

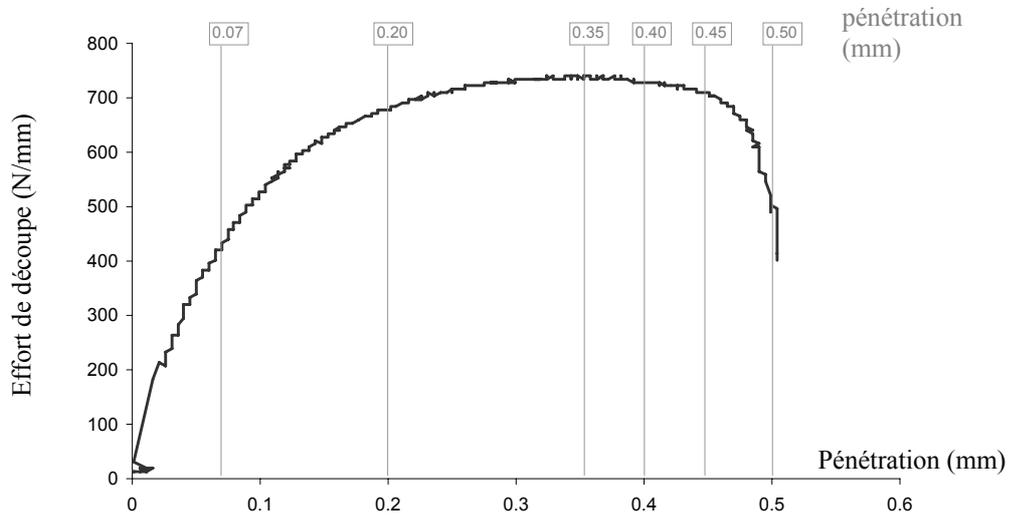


Figure 14 Niveaux d'interruption du procédé de découpe

III.B Présentation de la simulation numérique du procédé

1) Modèle matériau

Écrouissage isotrope :

Plusieurs lois d'écrouissage ont été testées pour simuler des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées. La loi d'écrouissage retenue est de la forme :

$$R = R_0 + K_1 \bar{\varepsilon}_p + K_2 (1 - e^{-k_2 \bar{\varepsilon}_p}) \quad (29)$$

L'écrouissage est essentiellement régi par le terme exponentiel aux faibles déformations et par le terme linéaire aux fortes déformations

Le critère anisotrope de Bron et Besson [Bro04]

Dans l'optique de prendre en compte l'anisotropie de nos tôles dans la simulation du procédé de découpe, nous avons adopté le critère de Bron et Besson [Bro04]. Sa formulation repose sur la fonction d'écoulement suivante :

$$\bar{\sigma} = \left(\sum_{k=1}^K \alpha^k (\bar{\sigma}^k)^a \right)^{1/a} \quad (30)$$

où les K fonctions $\bar{\sigma}^k$ définissent une surface d'écoulement et les α^k sont des coefficients positifs dont la somme vaut 1. En pratique, on utilise seulement deux fonctions ($K=2$) définies par :

$$\bar{\sigma}^k = (\psi^k)^{1/b^k} \quad (31-a)$$

$$\psi^1 = \frac{1}{2} \left(|S_2^1 - S_3^1|^{b^1} + |S_3^1 - S_1^1|^{b^1} + |S_1^1 - S_2^1|^{b^1} \right) \quad (31-b)$$

$$\psi^2 = \frac{3^{b^2}}{2^{b^2} + 2} \left(|S_1^2|^{b^2} + |S_2^2|^{b^2} + |S_3^2|^{b^2} \right) \quad (31-c)$$

où les S_i^k sont les valeurs propres du déviateur de contraintes modifié \tilde{s}^k défini comme suit:

$$\tilde{s}^k = \underset{\approx}{L}^k : \underset{\approx}{\sigma} \quad (32-a)$$

$$\underset{\approx}{L}^k = \begin{bmatrix} \frac{(c_2^k + c_3^k)}{3} & -\frac{c_3^k}{3} & -\frac{c_2^k}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_3^k}{3} & \frac{(c_3^k + c_1^k)}{3} & -\frac{c_1^k}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_2^k}{3} & -\frac{c_1^k}{3} & \frac{(c_1^k + c_2^k)}{3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6^k \end{bmatrix} \quad (32-b)$$

Les 16 paramètres matériau se répartissent entre :

- a, b^1, b^2 et $\alpha = \alpha^1$ qui influent sur la forme de la surface d'écoulement ($\alpha^2 = 1 - \alpha^1$)
- les c_i^k qui contrôlent l'anisotropie via le calcul du déviateur modifié.

Ce critère a été sélectionné du fait qu'il a spécialement été développé pour rendre compte de l'anisotropie des tôles laminées et que sa formulation recouvre la plupart des critères d'écoulement classiques. Le Tableau 4 décrit les valeurs des paramètres permettant de retrouver les modèles de Karafillis et Boyce [Kar93], Barlat [Bar91], Hosford [Hos72], Von Mises et Tresca [Fra91].

Modèle	Année	Valeurs spécifiques des paramètres du modèle de Bron et Besson
Karafilis et Boyce	1993	$c_{i=1-3}^1 = c_{i=1-3}^2$ $a = b^1 = b^2$
Barlat	1991	$c_{i=1-3}^1 = c_{i=1-3}^2$ $a = b^1 = b^2$ $\alpha = 1$
Hosford	1972	$c_{i=1-3}^{k=1-2} = 1$ $a = b^1 = b^2$ $\alpha = 1$
Von Mises	1913	$c_{i=1-3}^{k=1-2} = 1$ $a = b^1 = b^2 = 2 \text{ ou } 4$ $\alpha = 1$
Tresca	1864	$c_{i=1-3}^{k=1-2} = 1$ $a = b^1 = b^2 = 1 \text{ ou } +\infty$ $\alpha = 1$

Tableau 4 Valeurs spécifiques des paramètres du modèle de Bron et Besson permettant de retrouver des critères d'écoulement plus anciens

Le modèle d'endommagement Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)

Le modèle GTN a été choisi car il introduit la porosité comme variable d'endommagement, ce qui, au vu des observations réalisées sur les bords découpés, semble pertinent pour décrire les effets de la découpe sur le matériau. Ce modèle découle du potentiel plastique initialement introduit par Gurson [Gur77]:

$$\phi = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y} \right)^2 + 2f^* q_1 \cosh \left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_y} \right) - 1(1 + q_3 f^*) = 0 \quad (33)$$

avec σ_y la contrainte d'écoulement du matériau non endommagé, σ_m la contrainte hydrostatique, q_1 , q_2 , q_3 les paramètres matériaux introduits par Tvergaard [Tve82]. f^* est la fraction volumique de porosité modifiée par Tvergaard et Needleman pour rendre compte de l'interaction entre cavités lors de la coalescence [Tve84]:

$$f^* = \begin{cases} f & \forall f < f_c \\ f_c + \frac{q_1}{f_f - f_c} (f - f_c) & \forall f \geq f_c \end{cases} \quad (34)$$

où f est la fraction réelle de cavités, f_c la fraction de porosité à coalescence et f_f la fraction de porosité à rupture. La loi d'évolution de f se décompose comme suit :

$$\dot{f} = \dot{f}_{croissance} + \dot{f}_{germination} \quad (35)$$

La croissance des cavités s'exprime grâce à la trace du tenseur des vitesses de déformation (conservation de la masse):

$$\dot{f}_{croissance} = (1 - f)(\dot{\epsilon}_{11}^p + \dot{\epsilon}_{22}^p + \dot{\epsilon}_{33}^p) \quad (36)$$

Il est généralement admis que la germination a lieu continuellement au cours de la déformation plastique. Le fait que la germination soit un phénomène contrôlé par la contrainte ou par la déformation porte à débat. Cependant, les études menées par Pineau et Joly, et Bugat et al. ont permis de conclure que la germination était essentiellement contrôlée par la déformation dans les aciers duplex austéno-ferritiques [Pin91, Bug99]. On peut supposer que la germination dans les aciers dual phase répond au même mécanisme, même si dans notre cas ce sont les interfaces qui rompent et non la phase dure. On introduit donc la constante A telle que :

$$\dot{f}_{germination} = A \dot{\epsilon}_p \quad (37)$$

Cette expression ne prend pas en compte l'effet de la triaxialité des contraintes sur la germination tel qu'il a pu être mis en évidence par Kao et al. [Kao90] (cf. I.B, Figure 2). Pour y remédier on introduit la fonction $\eta(Tr)$ (Figure 15), qui va inhiber la germination aux faibles taux de triaxialité des contraintes:

$$\dot{f}_{germination} = \eta(Tr) A \dot{\epsilon}_p \quad (38-a)$$

$$\eta(Tr) = \begin{cases} 0 & \forall Tr \in]-\infty; -1/3] \\ \frac{3}{2}Tr + \frac{1}{2} & \forall Tr \in \left] -\frac{1}{3}; \frac{1}{3} \right[\\ 1 & \forall Tr \in \left[\frac{1}{3}; +\infty \right[\end{cases} \quad (38-b)$$

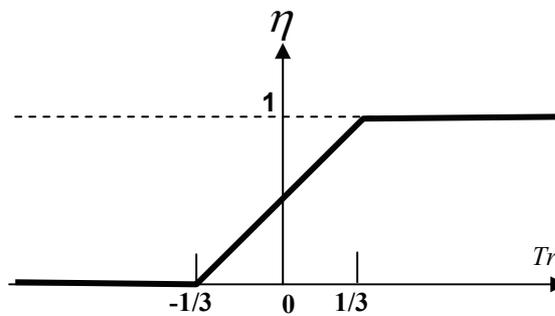


Figure 15 Evolution de la fonction η avec le taux de triaxialité des contraintes

Finalement, des mesures réalisées par microtomographie sur des éprouvettes de traction ont montré que la germination des cavités dans les aciers dual phase n'était significative qu'à partir de la striction [Bou06]. On introduit donc l'allongement réparti maximal en traction comme valeur seuil dans notre loi de germination :

$$\dot{f}_{germination} = \begin{cases} 0 & \text{si } \bar{\varepsilon}_p < A\%_{réparti} \\ \eta(Tr) A \dot{\bar{\varepsilon}}_p & \text{si } \bar{\varepsilon}_p \geq A\%_{réparti} \end{cases} \quad (39)$$

La rupture est simulée en conférant au matériau un comportement élastique dégénéré ($E=1\text{MPa}$) aux points de Gauss pour lesquels la valeur de f est supérieure à f_f .

2) Optimisation des paramètres matériau

Après quelques simplifications classiquement admises ($a = b_1 = b_2$, $q_3=1$), il reste 24 paramètres à optimiser².

L'identification des paramètres matériau, réalisée sur la nuance B85, repose sur une campagne d'essais mécaniques comprenant trois géométries d'éprouvettes : lisse (TR), entaillée (EU2) et Kahn. Les essais ont été réalisés selon plusieurs directions du plan de la tôle :

- L, T et 45° pour les éprouvettes de traction lisses et entaillées
- LT et TL pour les éprouvettes Kahn

Les plans des éprouvettes sont reportés dans l'annexe A.1. Afin d'avoir plus de données pour l'identification du modèle anisotrope, le coefficient de Lankford a été mesuré lors des essais de traction sur éprouvette lisse.

L'identification des paramètres est faite via l'optimiseur intégré de Zebulon. Les maillages utilisés pour effectuer les calculs des éprouvettes EU2 et Kahn sont présentés sur la Figure 16. Par symétrie, les calculs sont effectués sur un huitième d'éprouvette EU et un quart d'éprouvette Kahn. Le modèle GTN étant sensible à la taille de maille, celle-ci est ajustée, dans la zone de propagation de fissure du maillage de l'éprouvette Kahn, de manière à ce que la même taille d'élément puisse être utilisée dans la simulation de la découpe (environ 35 μm de côté). La taille des éléments dans l'épaisseur de la tôle est de 150 μm pour les EU et 250 μm pour les Kahn.

Le nombre de paramètres à identifier étant très important, on dissocie la procédure d'optimisation en plusieurs étapes (les courbes correspondant à chaque étape sont détaillées et commentées dans l'annexe C):

Etape 1 : Ecrouissage isotrope

Lors de cette étape les paramètres de l'équation 29 sont identifiés. Pour cette première étape les calculs sont effectués en utilisant le critère de Von Mises. La contrainte d'écoulement initiale R_0 est déterminée à partir des courbes expérimentales de traction. Les paramètres K_1 , K_2 , k_2 sont optimisés par rapport aux courbes

²Pour les propriétés élastiques, les valeurs classiquement mesurées pour les aciers sont attribuées au module d'Young et au coefficient de Poisson : $E=210\text{ GPa}$ et $\nu=0,3$

expérimentales des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées prélevées à 45°. L'optimisation sur les deux géométries permet de couvrir un domaine de déformation plus étendu.

Etape 2 : Paramètres isotropes du modèle de Bron et Besson :

Pour cette étape on va s'intéresser aux paramètres qui influent sur la forme de la surface d'écoulement : α , a , b_1 , b_2 (équations 30 et 31). Comme le préconisent Bron et Besson pour la modélisation du comportement des tôle d'aluminium [Bro04], on se place dans le cadre simplifié où $a = b_1 = b_2$. L'identification va donc se réduire à deux paramètres α et a . La forme de la surface d'écoulement ne modifie pas le comportement uniaxial du matériau. On va donc utiliser les essais de traction sur éprouvettes entaillées dans les trois directions pour optimiser ces paramètres. On conserve les paramètres d'écrouissage déterminés précédemment et on remplace le critère de Von Mises par le critère de Bron et Besson en fixant les c_i^k égaux à 1.

Etape 3 : Paramètres anisotropes du modèle de Bron et Besson

Les paramètres anisotropes $c_{i=1,2,3,4}^{k=1,2}$ sont optimisés simultanément sur les essais de traction sur éprouvettes lisses et sur éprouvettes entaillées dans les trois directions (en intégrant aussi les coefficients de Lankford).

Les paramètres de cisaillement hors du plan L/T $c_{i=5,6}^{k=1,2}$ ne sont pas accessibles via les essais de traction. Le seul essai à notre disposition permettant de solliciter l'épaisseur de la tôle en cisaillement est l'essai de découpe. Les $c_{i=5,6}^{k=1,2}$ sont donc optimisés via une simulation de découpe simplifiée (cf. annexe C) arrêtée avant l'apparition de l'endommagement³. Pour ne pas multiplier les calculs, on suppose que les efforts de découpe sont les mêmes que l'on coupe dans le sens long ou le sens travers ($c_5^{k=1,2} = c_6^{k=1,2}$)⁴.

Etape 4 Paramètres d'endommagement

Les quatre paramètres du modèle GTN (q_1 , q_2 , f_c , f_f) ainsi que le coefficient A de la loi de germination sont identifiés grâce aux essais sur éprouvettes Kahn.

Le Tableau 5 référence l'ensemble des paramètres optimisés. On constate que l'anisotropie dans le plan L/T est assez peu marquée (les $c_{i=1,2,3,4}^{k=1,2}$ sont proches de 1). Par contre les valeurs des paramètres $c_{i=5,6}^{k=1,2}$ justifient l'utilisation du modèle de Bron Besson. L'apport du modèle par rapport au critère de Von Mises est mis en évidence sur la Figure 17.

³ C'est-à-dire jusqu'à à 0.3 mm de pénétration de la lame, valeur déterminée via les essais de découpe interrompus (cf.IV.C)

⁴ Ce qui est vérifié expérimentalement cf. annexe B.3

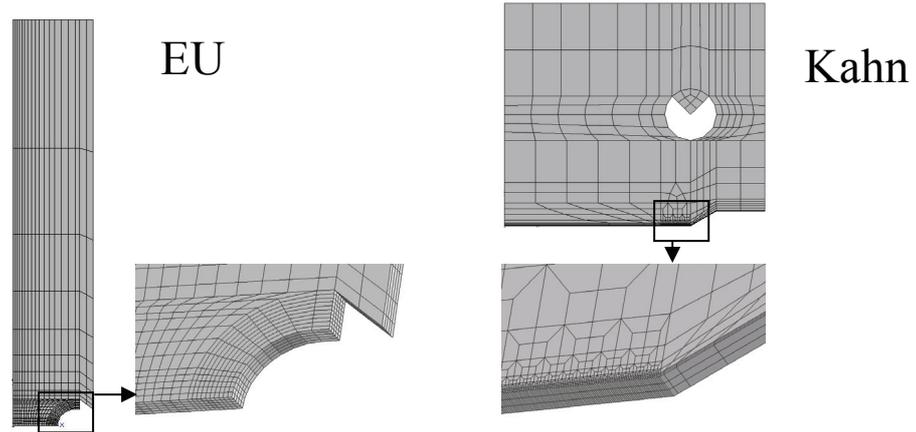


Figure 16 Maillages des éprouvettes EU et Kahn, détail 3D des zones de rupture

A	R_0 (MPa)	K_1 (MPa)	K_2 (MPa)	k_2	α	a
		484	1176	330	47.9	0.59

B	c_1^1	c_2^1	c_3^1	c_4^1	c_5^1	c_6^1
	1.03	1.00	0.95	0.97	1.12	1.12
	c_1^2	c_2^2	c_3^2	c_4^2	c_5^2	c_6^2
	1.06	1.05	0.98	1.00	1.13	1.13

C	q_1	q_2	f_c	f_f	A	$A\%_{\text{réparti}}$
		1.91	0.92	0.07	0.28	0.31

Tableau 5 Paramètres du modèle matériau : A) écrouissage isotrope, B) écrouissage anisotrope, C) endommagement (pour une taille d'élément de 35 μm)

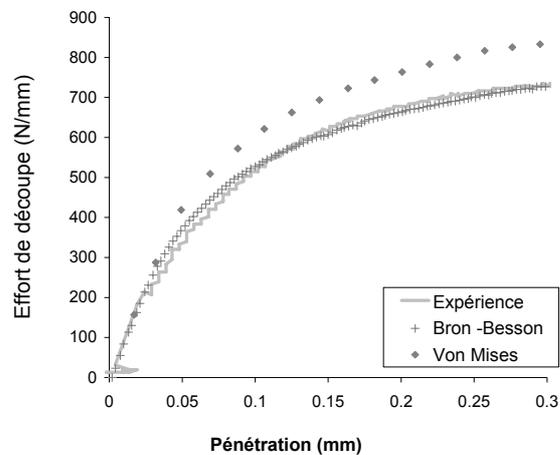


Figure 17 Comparaison avec l'expérience des courbes de découpe prédites par les modèles de Bron Besson et Von Mises (avant endommagement du matériau)

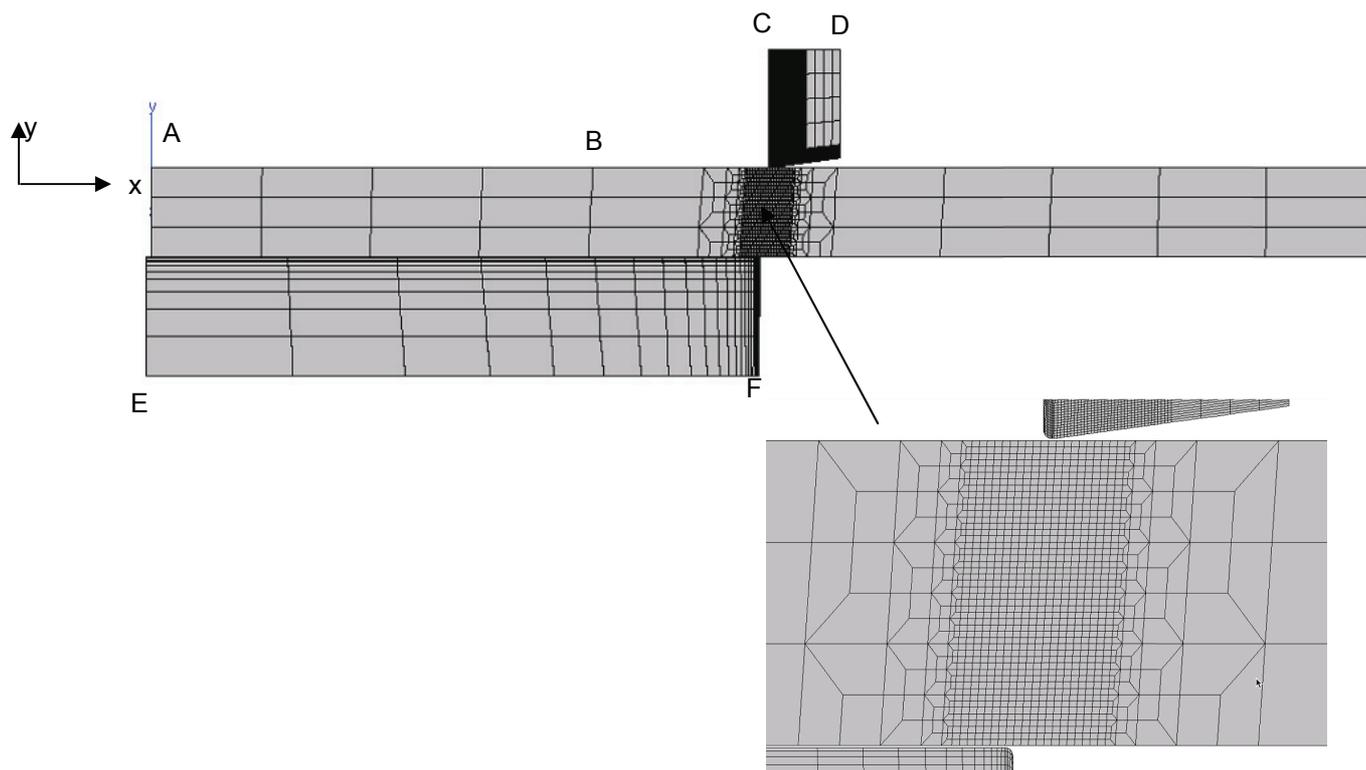


Figure 18 Maillage du procédé de découpe à la cisaille

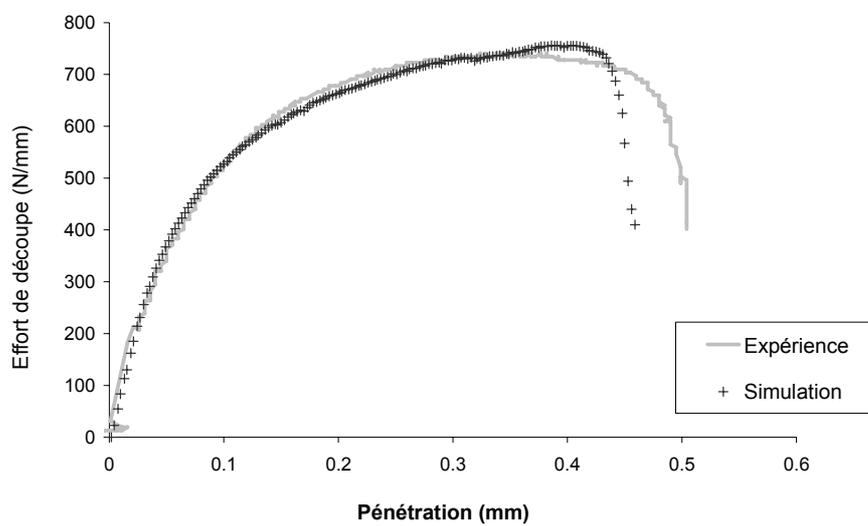


Figure 19 Comparaison des courbes de découpe expérimentale et numérique

3) Présentation du maillage

La Figure 18 présente le maillage utilisé pour la simulation du procédé de découpe. Le maillage inclut la tôle et les deux lames dont la géométrie (rayon de courbure, angle de dépouille) est la même que celle du montage expérimental (cf. annexe B.2). Le jeu entre les lames est ici aussi fixé à 6% de l'épaisseur de la tôle.

Du fait de la géométrie du procédé, on se situe dans le cadre de l'hypothèse des déformations planes. Le comportement de la tôle est celui décrit plus haut tandis que les lames sont parfaitement élastiques ($E=210$ MPa). Les contacts entre les lames et la tôle sont de type Coulomb avec un coefficient de frottement fixé à 0.1. Nous utilisons des éléments quadratiques à intégration réduite. La taille des éléments dans la zone de rupture est de 35 μm .

Les conditions aux limites retenues sont :

- le blocage, selon y, du segment AB pour simuler le serre-flan
- dans un premier temps on impose un petit déplacement à la lame inférieure (EF +0.001 mm selon y) de manière à imposer une légère compression à la tôle comme dans le cas du serre-flan lors de la découpe
- on impose ensuite le déplacement du segment CD selon y, vers le bas, pour découper la tôle. CD est bridé selon x.

III.C Confrontation des résultats des approches expérimentale et numérique à l'échelle macroscopique

Avant d'utiliser les deux approches présentées dans cette partie pour décrire plus en détail le procédé de découpe, nous allons confronter leurs résultats macroscopiques afin de nous assurer de la validité des choix effectués pour la simulation numérique.

4) Courbe effort/pénétration

La Figure 19 présente les courbes de découpe obtenues expérimentalement et numériquement. La courbe simulée recouvre bien l'expérience jusqu'à une pénétration de la lame de 0,37 mm. Au delà, l'effort de découpe calculé par la simulation dépasse légèrement l'effort réel (écart maximal 27MPa/mm). De plus, la simulation conduit à une rupture pour un enfoncement de la lame environ 50 μm moindre que celui observé expérimentalement.

L'écart dans l'effort peut s'expliquer par le fait que notre loi d'écrouissage a été identifiée sur des essais ne couvrant pas un domaine de déformation assez important. Sur une éprouvette entaillée, la déformation plastique équivalente ne dépasse pas 0.5 alors qu'en cours de découpe, elle dépasse 2 localement, d'où cette divergence dans le calcul de l'effort maximum. De même, une forme plus complexe de la fonction $\eta(Tr)$, qui a volontairement été choisie linéaire pour ne pas augmenter le nombre de paramètres du modèle, permettrait sans doute de faire encore mieux correspondre la rupture simulée avec la rupture expérimentale.

Cependant, ces écarts paraissent acceptables au regard de l'importance des contraintes et à l'amplitude des déformations imposées au matériau pendant la découpe.

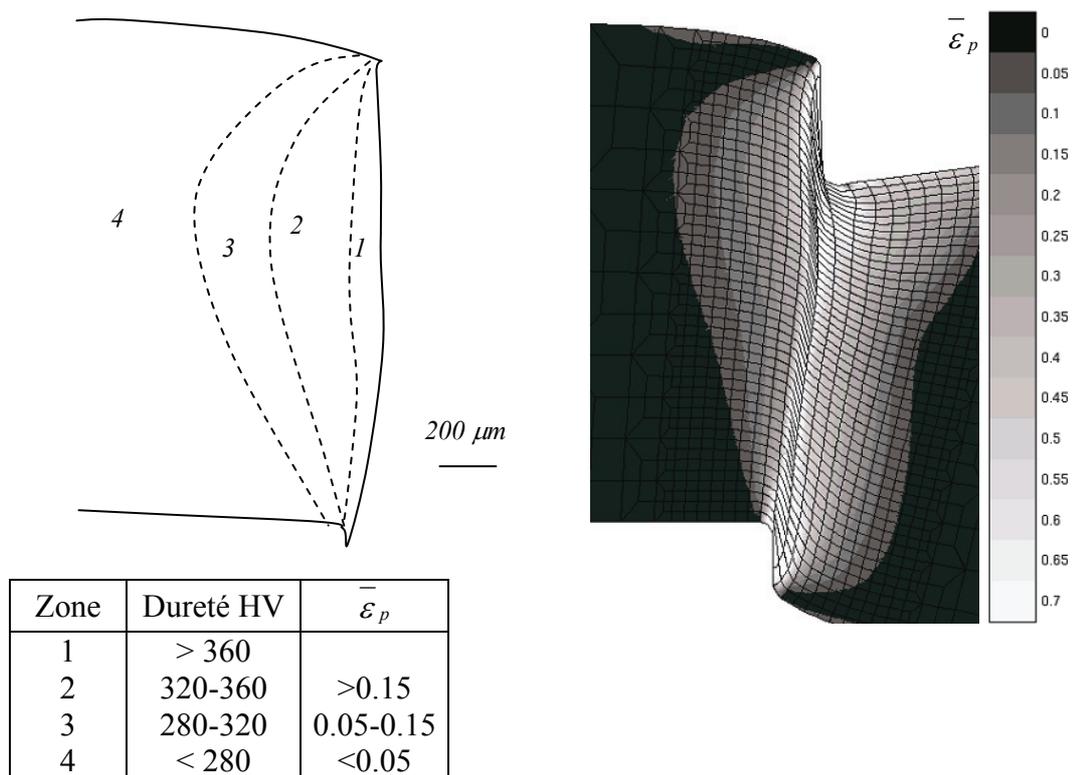


Figure 20 Comparaison entre une cartographie de microdureté et la déformation plastique cumulée calculée par la simulation

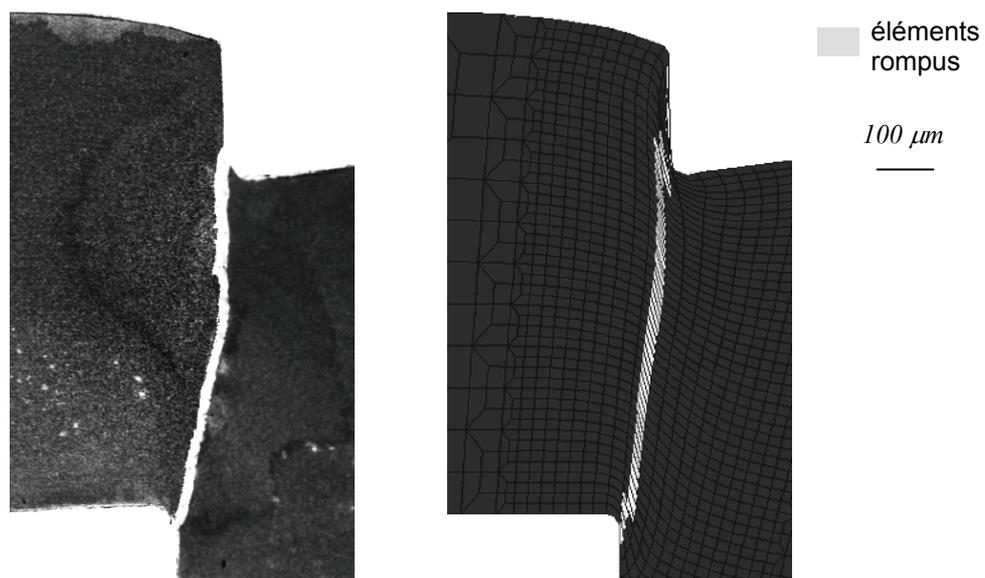


Figure 21 Profil des bords découpés obtenus expérimentalement et numériquement

5) Prévion de l'état métallurgique du bord fixe après découpe

Dans la première partie, nous avons vu que la zone affectée par la découpe se caractérisait principalement par un important écrouissage local. La Figure 20 compare le profil de dureté obtenu dans la première partie avec les valeurs de déformations équivalentes obtenues par la simulation. Contrairement aux modèles analytiques (présentés en II.A.), la simulation permet d'obtenir un profil de déformation réaliste autant au niveau des valeurs obtenues que de la forme des lignes d'isodéformation.

Pour éprouver le réalisme de notre modèle d'endommagement, la cartographie des éléments rompus au cours de la simulation est comparée avec le profil du bord de découpe obtenu expérimentalement (Figure 21). Outre un chemin de fissuration réaliste, la simulation conduit à une bonne prédiction de la taille des différentes régions du bord découpé : bombé, zone cisailée, zone rompue et bavure.

En conclusion, la confrontation des résultats obtenus via les deux approches nous conduit à valider les hypothèses formulées dans le cadre de la mise en place de la simulation numérique. Nous allons donc pouvoir utiliser conjointement la méthode expérimentale et la méthode numérique pour retracer le vécu du matériau au cours de la découpe:

- l'approche expérimentale va nous permettre d'avoir accès, via les découpes interrompues, au développement de l'endommagement
- la simulation numérique va nous permettre d'avoir accès aux grandeurs mécaniques locales tout au long de la découpe et donc d'établir le chemin de chargement subi par le matériau.

IV Description des mécanismes intervenant au cours de la découpe

IV.A Déplacements macroscopiques

Avant de détailler le comportement local du matériau au cours de la découpe, nous allons décrire le déroulement du procédé au niveau macroscopique. Cette description s'appuie sur des observations réalisées lors d'essais de découpe interrompue. Les clichés de ces observations sont reportés sur la Figure 22.

La lame supérieure vient très rapidement déformer plastiquement la surface de la tôle (l'empreinte est visible dès 70 μm de pénétration). L'étape élastique, exposée dans la description de Johnson et Slater [Joh67], est, dans notre cas, très courte. L'étape de déformation plastique avec écrouissage, couverte par les clichés a,b et c de la Figure 22, s'accompagne de deux phénomènes visibles au niveau macroscopique :

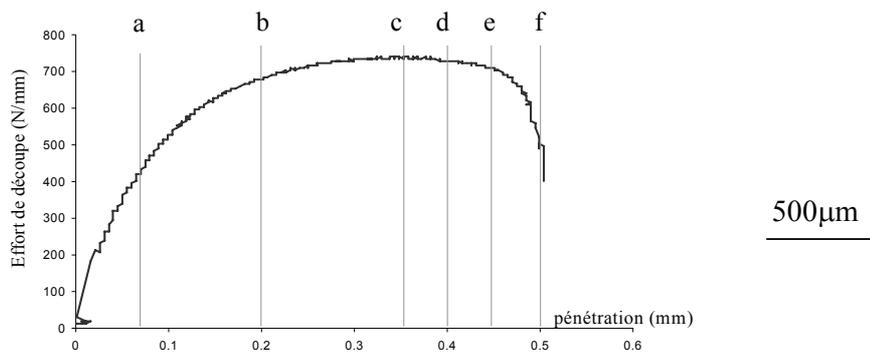
- la rotation du tronçon libre de la tôle (à droite sur les clichés), qui détermine la taille du bombé du profil du bord découpé
- l'indentation de la tôle par la lame supérieure, qui génère la plus grosse partie de la zone cisailée visible sur le bord découpé.

On peut supposer que l'indentation prévaut sur le cisaillement du fait de l'asymétrie entre les empreintes de la lame supérieure et de la lame inférieure : l'empreinte de la lame supérieure est bien plus profonde. En cas de cisaillement pur, les deux empreintes devraient avoir la même hauteur.

Une fois le maximum de charge dépassé, c'est à dire pour les pénétrations supérieures à 350 μm , les phénomènes mis en jeu ne sont plus les mêmes : l'angle entre les deux tronçons reste le même et la surface de contact entre la lame supérieure et la tôle n'augmente plus. Par contre, on observe, sur les clichés d, e et f, une translation du tronçon libre de la tôle vers le bas jusqu'à apparition d'une fissure au point de contact avec la lame supérieure lorsque la pénétration atteint 500 μm . Cette translation contribue à former la zone cisailée.

Le mécanisme en deux étapes décrit ici est en accord avec les observations réalisées sur le poinçonnage par Osaki et Yoshikai [Osa78] (cf. première partie); hormis que, dans le cas du poinçonnage, aucun des tronçons n'est libre donc aucune rotation n'est observée.

Macroscopiquement, le chemin de chargement semble donc majoritairement impliquer des modes de sollicitation à faible triaxialité des contraintes (compression et cisaillement). Dans le cadre de l'hypothèse d'une rupture contrôlée par la germination et la croissance de cavités, ceci induirait une découpe très difficile avec une rupture très tardive.



500µm

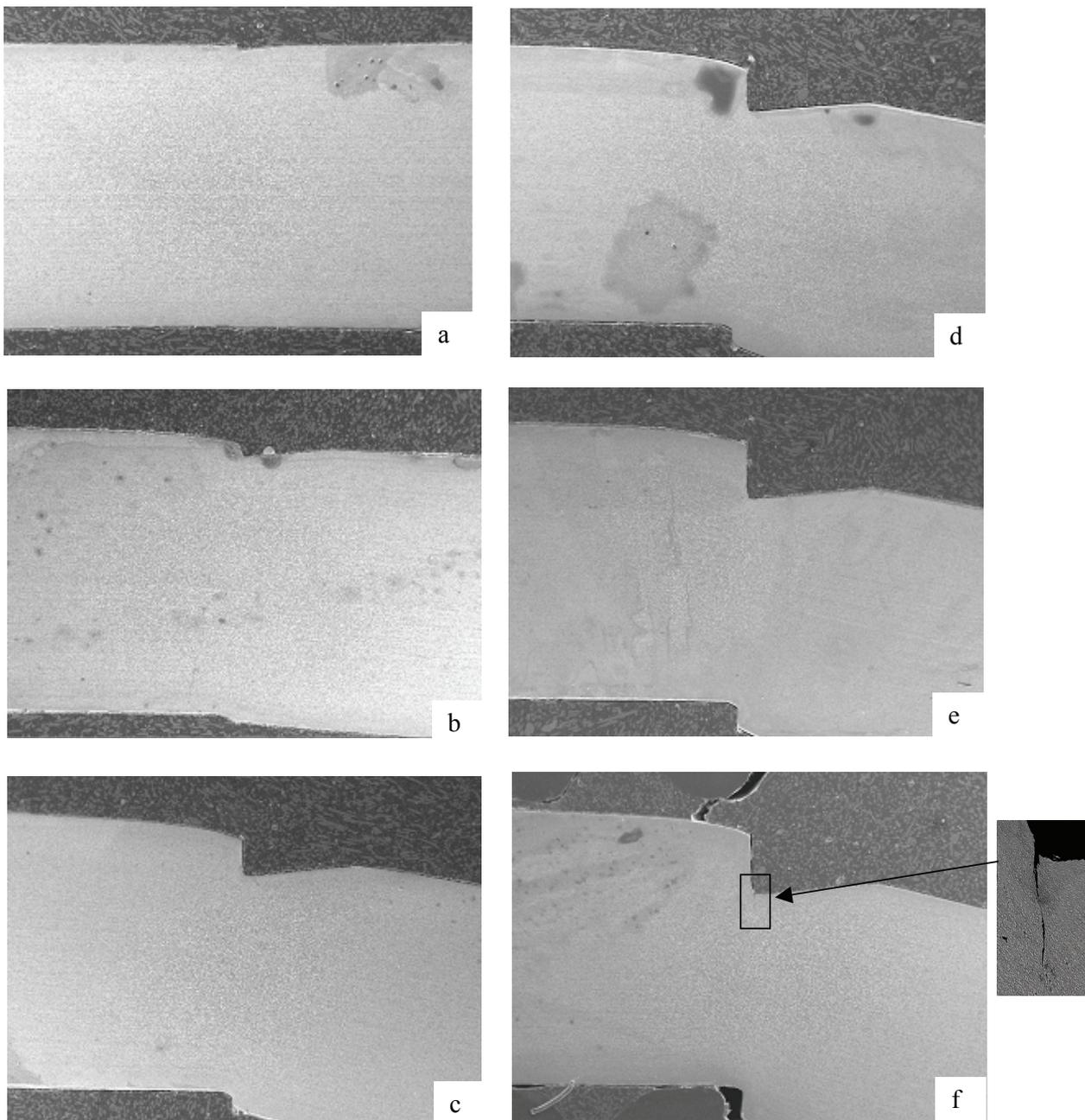


Figure 22 Observations du profil de la tôle en cours de découpe (MEB, électrons secondaires, 6 échantillons différents)

IV.B Analyse du chemin de chargement

La simulation numérique permet de tracer les cartographies des contraintes dans le canal de déformation en cours de découpe. Sur la Figure 23, nous avons reporté le taux de triaxialité et les contraintes du plan L/ST pour trois pénétrations différentes de la lame : une avant l'effort maximum de coupe (0.2 mm), une aux environs du maximum (0.35mm) et une juste avant l'amorçage de la fissure (0.45mm).

En début de découpe, le taux de triaxialité des contraintes reste négatif ou quasi nul comme le laissaient présager les observations expérimentales. A partir de 0.3 mm d'enfoncement de la lame, Tr devient localement positif dans le canal de déformation à environ un tiers de l'épaisseur de la tôle. Lorsque le maximum de charge est atteint (0.35mm), Tr atteint 1/3 dans cette zone. On se retrouve donc dans un état équivalent à la traction uniaxiale. Au delà de 0.35 mm, cette zone s'étend et le taux de triaxialité continue d'y croître jusqu'à l'amorçage de la fissure. Au cours de la propagation de la fissure vers la surface inférieure de la tôle, Tr va croître en avant de la pointe de fissure jusqu'à la rupture totale. L'origine de cet état de triaxialité positive qui semble être le moteur de la rupture reste à déterminer.

Les cartographies de σ_{13} montrent que, dès le début de la découpe, les contraintes de cisaillement sont très élevées dans le canal de déformation. Elles sont approximativement homogènes dans la section de tôle comprise entre les deux lames. La valeur des contraintes de cisaillement croît très rapidement en début de découpe et se stabilise lorsque l'effort maximum est atteint.

σ_{11} est positive à mi-épaisseur de la tôle et négative à proximité des surfaces supérieure et inférieure. Si on attribue les contraintes négatives à proximité de la surface supérieure à l'indentation de la lame, les contraintes dans le reste de l'épaisseur rendent compte de la flexion de la tôle autour d'une fibre neutre située environ au quart inférieur de l'épaisseur. La flexion constitue le principal mode de sollicitation lors de la phase de déformation élastique, ensuite les contraintes qu'elle induit restent approximativement constantes au cours du procédé. Malgré l'état de tension locale induite par la flexion, on ne peut donc pas lui attribuer l'état de triaxialité des contraintes positif lors de la deuxième partie de la découpe.

En début de découpe, σ_{33} est négative du fait des efforts de compression induits par les lames. Dans les zones compressives, directement à la verticale des lames, la contrainte se stabilise avec la croissance de la surface de contact entre lame et tôle. Cependant, un peu avant que l'effort maximal de coupe ne soit atteint, la contrainte verticale entre les deux zones compressives s'annule et devient même positive à proximité de la lame supérieure. Par la suite, σ_{33} devient progressivement positive dans toute la section de tôle comprise entre les lames. Les valeurs de Tr supérieures à 1/3, sont donc dues à la mise en traction du canal de déformation pendant la deuxième partie du procédé.

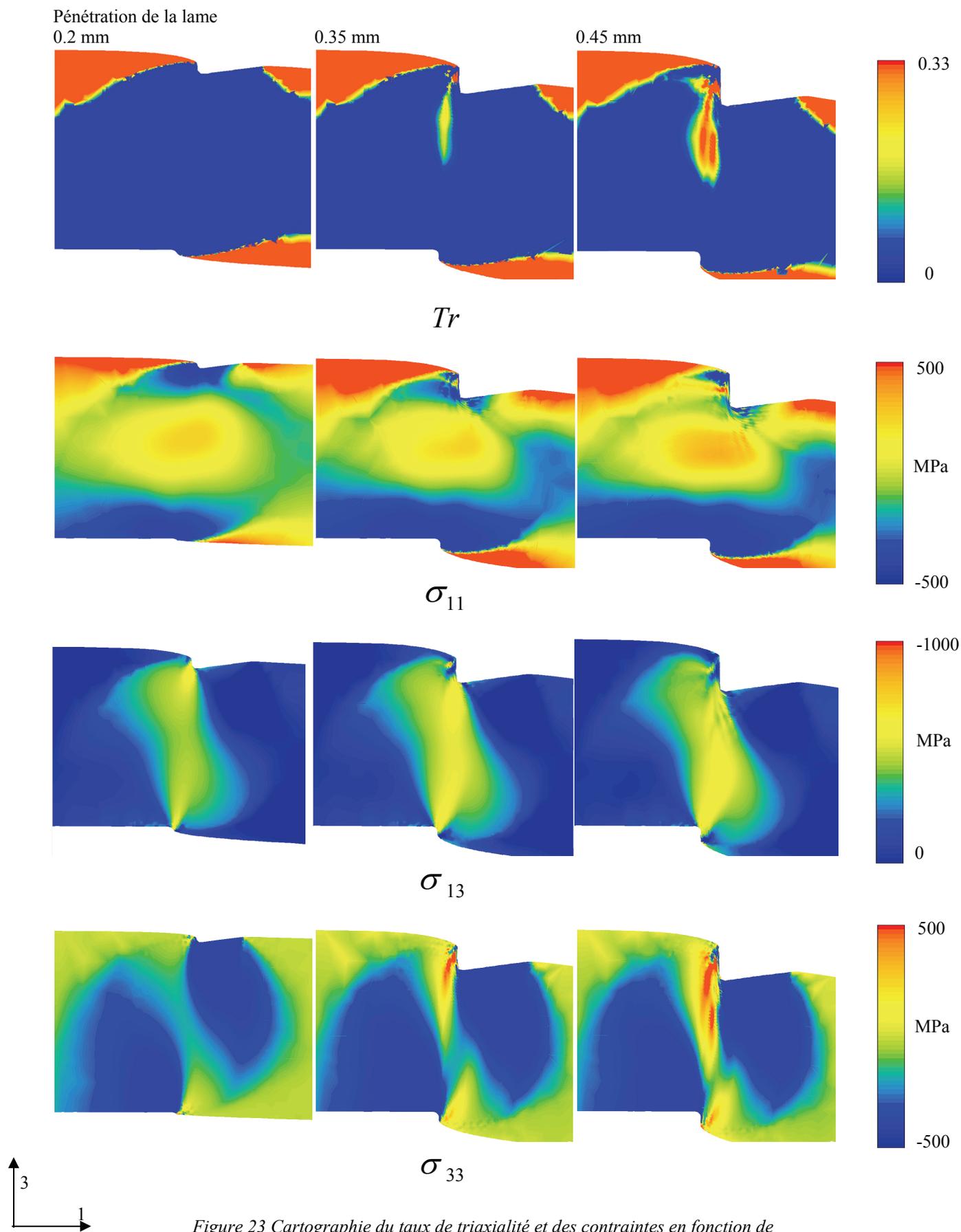


Figure 23 Cartographie du taux de triaxialité et des contraintes en fonction de l'enfoncement de la lame

L'hypothèse de déformations planes conduit le calcul à surestimer σ_{22} dans les zones de triaxialité des contraintes positives et par conséquent à surestimer la valeur de Tr en elle même. Pour s'assurer que cette surestimation ne compromet pas notre raisonnement, on peut tracer Tr_{13} :

$$Tr_{13} = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{33})}{\sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + \sigma_{11}^2 + \sigma_{33}^2 + 6\sigma_{13}^2]}} \quad (40)$$

qui correspond à l'expression de Tr si on impose $\sigma_{ij} = 0, \forall i, j = 2$. La valeur réelle du de taux de triaxialité des contraintes se situe alors entre les valeurs de Tr et Tr_{13} issues du calcul. La Figure 24 compare les valeurs obtenues pour Tr et Tr_{13} dans le canal de déformation avant l'amorçage de la fissure. On constate que, dans la zone d'initiation de la fissure, l'écart entre les deux bornes n'excède par 0.08. La surestimation de σ_{22} ne semble donc pas induire d'erreur susceptible de remettre en cause notre analyse : les deux bornes montrent l'existence d'un taux de triaxialité positive dans le canal de déformation en fin de procédé de découpe.

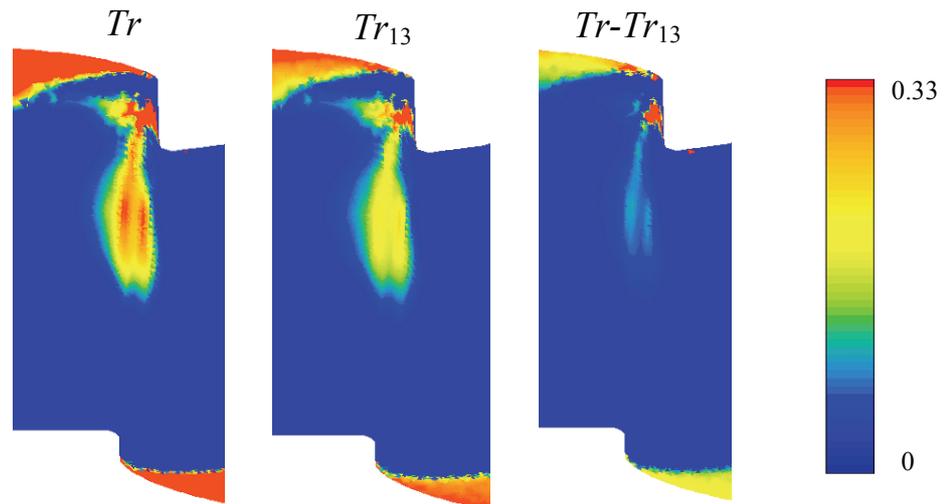


Figure 24 Cartographie des bornes de la valeur réelle du taux de triaxialité des contraintes dans le canal de déformation (pénétration de la lame : 0.45mm)

La Figure 25 synthétise les divers modes de sollicitation appliqués au canal de déformation au cours de la découpe. Par rapport aux observations expérimentales, l'apport de la simulation numérique a été évident pour détecter l'effort de traction intervenant en fin de découpe. Il est à noter que parmi les analyses du procédé classiquement rencontrées, même si le cisaillement et la compression sont toujours cités, seul le modèle analytique de Klingenberg et Singh [Kli03] introduit un allongement vertical du canal de déformation.

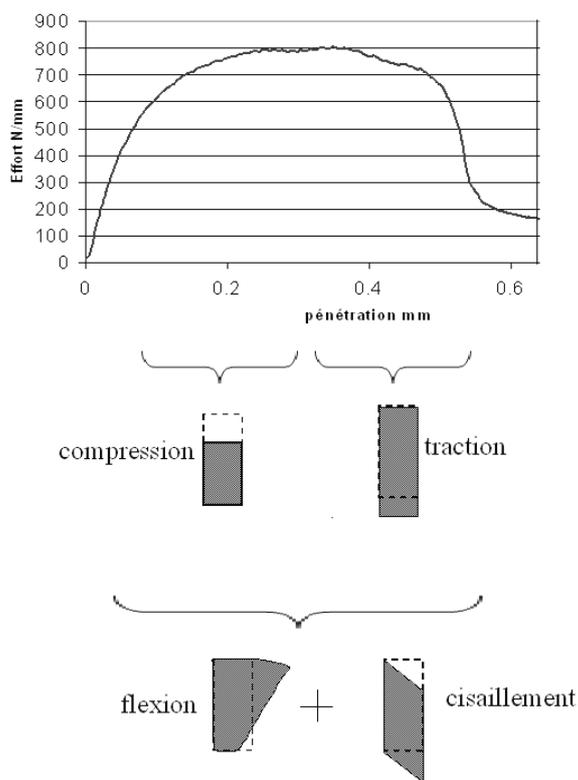


Figure 25 Représentation des modes de sollicitation appliqués au canal de déformation en cours de découpe

Certaines études antérieures remettent en cause l'utilisation du modèle GTN pour simuler le comportement des métaux en cours de découpe [Ham01, Bac06]. Le principal reproche fait au modèle est son incapacité à prédire la rupture à faible taux de triaxialité des contraintes. La mise en évidence de l'état de triaxialité des contraintes positif en fin de découpe confirme que notre choix de modèle est justifié pour les matériaux dont la rupture est contrôlée par la germination et la croissance de cavités sur l'ensemble du domaine de triaxialité.

IV.C Evolution de l'endommagement en cours de découpe

La Figure 26 présente des clichés de la microstructure à proximité du point de contact avec la lame supérieure pour différentes profondeurs de pénétration de la lame.

La phase de déformation plastique avec écrouissage (clichés a, b et c) se caractérise par un phénomène de fibrage de la microstructure : sous l'effet de l'effort de compression imposé par la lame, les grains de ferrite se retrouvent écrasés et les îlots de martensite ont tendance à s'aligner. Peu de déformation est visible dans les îlots martensitiques. Au niveau de l'endommagement on ne note que quelques cavités issues de la décohésion ferrite-martensite.

Au cours de la phase de déformation plastique avec réduction de section (clichés d, e et f), on constate une germination beaucoup plus importante de cavités aux interfaces ferrite-martensite. Les cavités grossissent peu et ont tendance à vite coalescer le long des alignements d'îlots martensitiques. Ce phénomène se concentre une trentaine de microns en dessous de la surface de la tôle. On peut supposer que, dans le ligament directement en contact avec la lame supérieure, le taux de triaxialité des contraintes reste trop faible pour permettre aux cavités de germer.

Le ligament entre la lame et la zone de coalescence de cavités finit par rompre pour amorcer la propagation de la fissure (cliché g). On peut supposer que la propagation de fissure est facilitée au fur et à mesure de sa progression vers le centre de la tôle. En effet, la germination et la croissance des cavités y sont favorisées grâce à un taux de triaxialité des contraintes supérieur. Cette évolution de la population de cavités vers le centre de la tôle est visible sur la Figure 27.

Les observations ci-dessus nous conduisent à penser que l'amorçage de la fissure est essentiellement gouverné par la germination des cavités (peu de croissance et une coalescence très rapide). L'intégration de la triaxialité des contraintes dans notre loi de germination (équation 39) semble cohérente avec les observations ci-dessus : la germination reste anecdotique dans la première partie du procédé lorsque le taux de triaxialité des contraintes reste inférieur à $1/3$ et dès que le canal de déformation se retrouve en traction, elle se développe entre les zones compressives (Figure 28). Si l'on n'intègre pas d'hypothèse sur la triaxialité dans la loi de germination, le calcul conduit à l'observation d'une zone incohérente où les cavités germent abondamment, du fait de la forte déformation plastique, mais se referment à cause du taux de triaxialité des contraintes négatif.

Ces observations permettent de valider définitivement l'hypothèse faite selon laquelle la rupture des aciers dual phase répond à un mécanisme de formation de cavités même en cours de découpe.

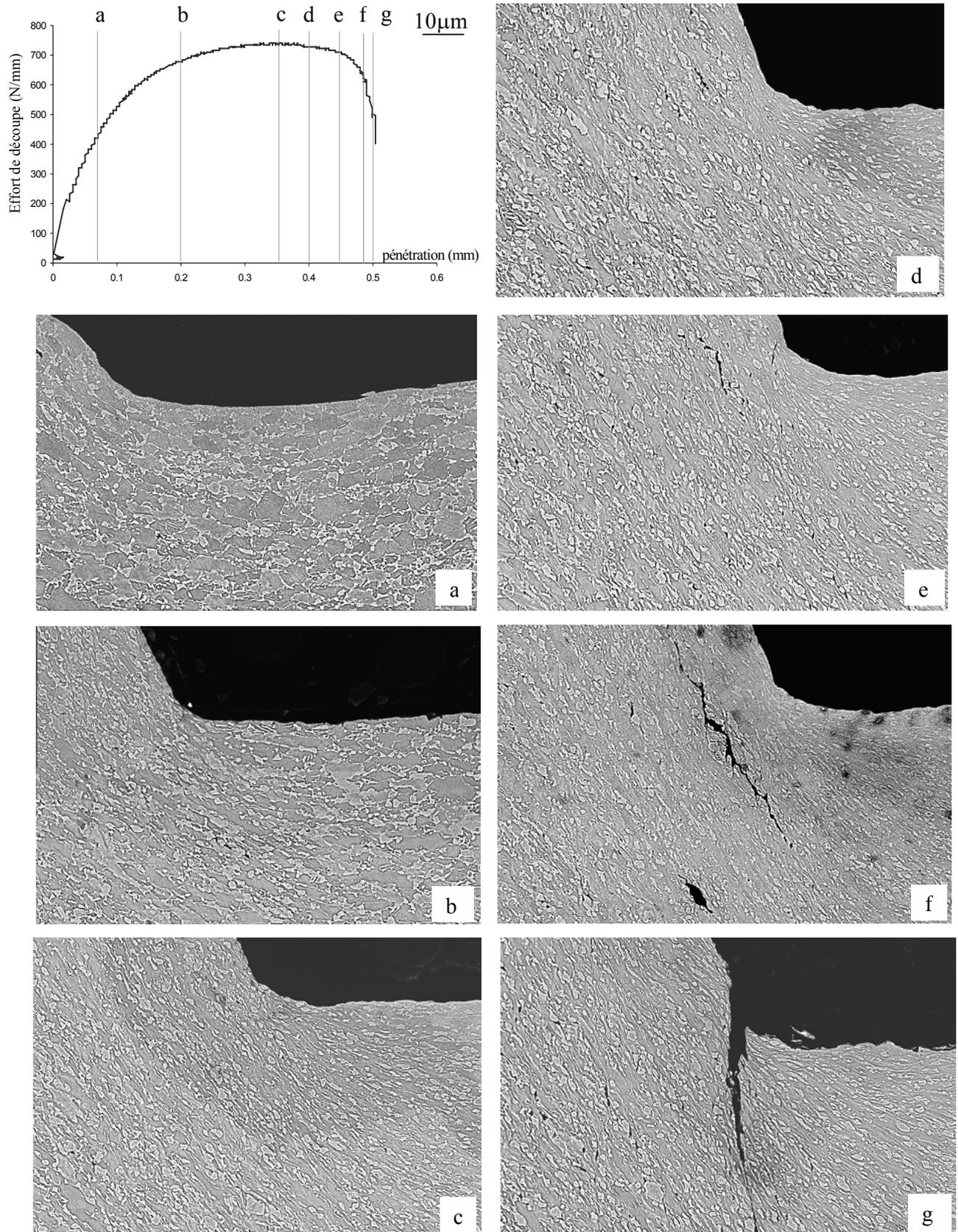


Figure 26 Observations de la microstructure au voisinage du point de contact avec la lame supérieure en cours de découpe (MEB- électrons rétrodiffusés- attaque Nital-7 échantillons différents)

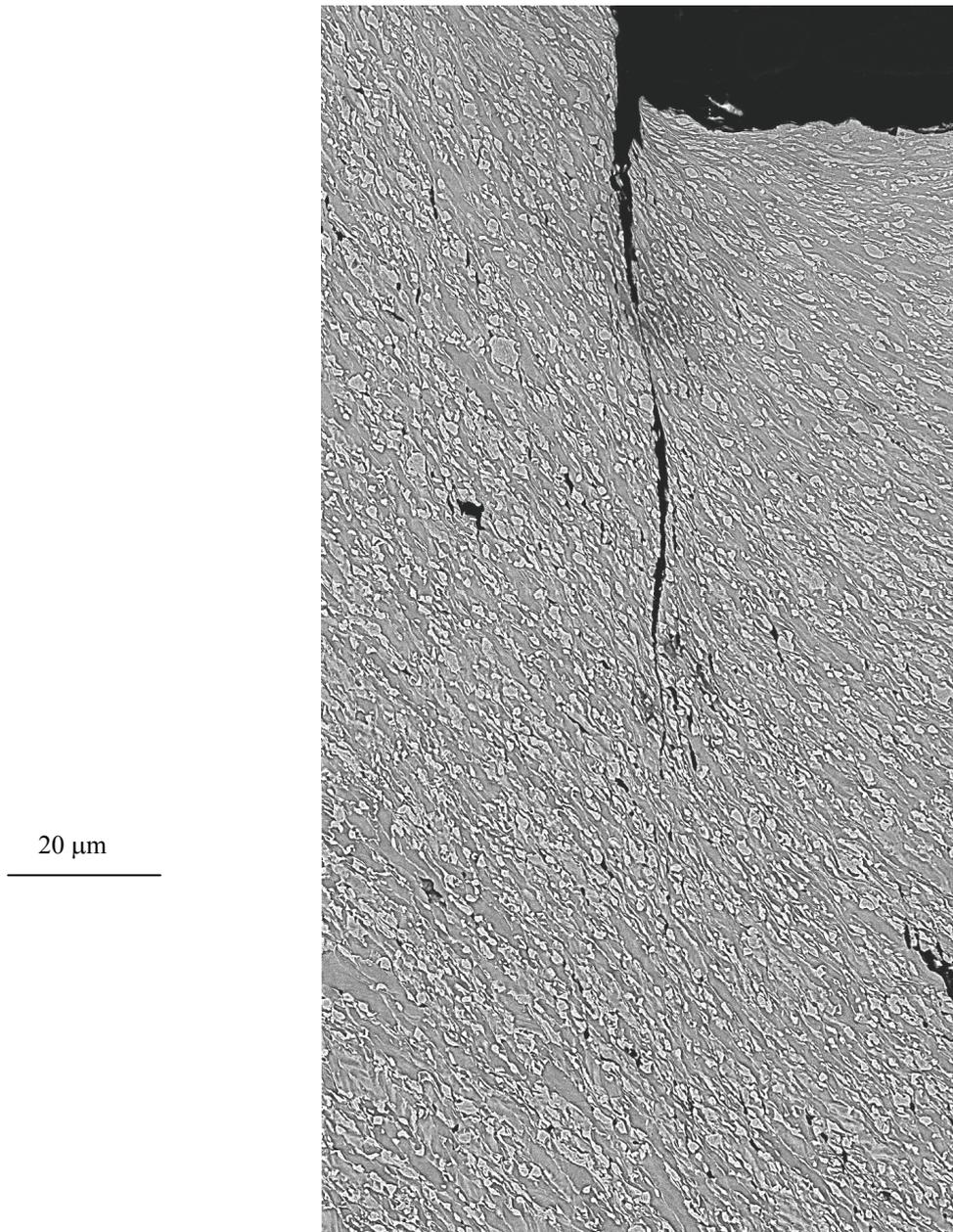


Figure 27 Cavités en pointe de fissure

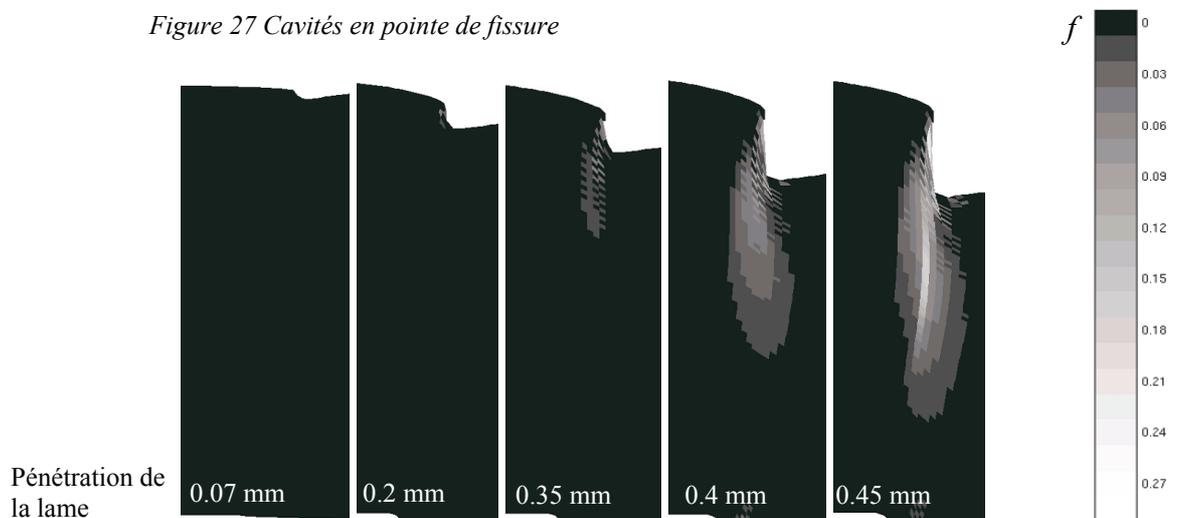


Figure 28 Cartographies de l'endommagement issues de la simulation numérique

IV.D Quelques mots sur la découpe des alliages d'aluminium

Le travail de modélisation réalisé dans cette partie s'est positionné en opposant un modèle de germination de cavité aux modèles de rupture en cisaillement. Ce dernier paragraphe a pour but de valider l'existence des deux types de comportement de rupture aux faibles taux de triaxialité des contraintes en appliquant les outils expérimentaux et numériques développés ici à la découpe de l'alliage d'aluminium 2024T531.

Les découpes interrompues du 2024 ont permis de mettre en évidence le phénomène d'émission de paillettes lié à la trajectoire de fissuration (Figure 29). Reste à savoir si la différence de trajectoire entre le B85 et le 2024 peut s'expliquer par la différence de leur mécanisme de rupture. La Figure 23 montre que la zone où le taux de triaxialité des contraintes est positif au moment de la rupture est contenue entre les deux lames. Au contraire, sur la même figure, les cartographies de σ_{13} montre que les zones de cisaillement maximal se développent légèrement en dehors de l'espace inter-lame, du côté de la portion libre de la tôle. On en déduit le trajet de fissuration en fonction du mécanisme de rupture : en retrait du parcours de la lame supérieure pour les matériaux sensibles à la croissance de cavité et convexe pour les matériaux sensibles au cisaillement. Bien sûr, cette analyse est incomplète du fait que la découpe du 2024 n'a pas fait l'objet d'un calcul avec ses propres paramètres matériau. Cependant les cartographies réalisées avec les paramètres du B85 offrent déjà une première explication de la différence de trajet de fissuration entre aciers dual phase et alliages d'aluminium.

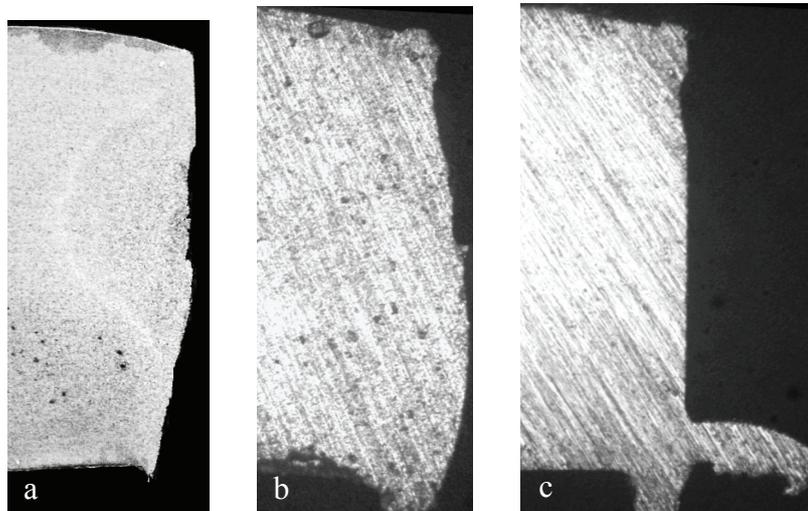


Figure 29 Comparaison des profils de découpe de l'acier B85 et de l'alliage d'aluminium 2024 : a) B85, découpe complète, b) 2024 découpe interrompue à rupture de la tôle (avant l'émission de la paillette), c) 2024 découpe interrompue en cours de formation de la paillette

Conclusion partielle

Cette exploration du comportement de la tôle en cours de découpe nous permet d'alimenter notre étude à plusieurs niveaux :

- *Tout d'abord, elle permet de comprendre l'origine des déformations et de l'endommagement observés sur les bords découpés dans la première partie. Les phénomènes de fibrage de la microstructure et de décohésion des interfaces entre ferrite et martensite ont notamment été mis en avant.*
- *Au-delà de la compréhension des phénomènes déjà observés, elle nous a fourni de nouvelles données sur l'état microstructural et mécanique des bords notamment via des cartographies précises de la déformation plastique et de l'endommagement.*
- *Les mécanismes de rupture de notre matériau, mis en évidence en cours de découpe, s'intégreront à la compréhension du comportement mécanique des bords découpés.*
- *Finalement, le modèle de comportement du matériau défini et optimisé pour cette partie, sera réutilisé dans les simulations de l'impact du bord découpé sur le comportement des tôles.*

Références

- Arg74 ARGON.A, IM.J, SAFOGLU.R, *Cavity formation from inclusions in ductile fracture*, Metallurgical Transactions A, Vol.6A, 1974, pp.825-837
- Atk80 ATKINS.A, *On cropping and related processes*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.22, 1980, pp.215-231
- Bac06 BACHA.A, *Découpe des tôles en alliages d'aluminium : analyse physique et mécanique*, Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint Etienne, 6 mars 2006
- Bao04 BAO.Y, WIERZBICKI.T, *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.46, 2004, pp.81-98
- Bao05 BAO.Y, WIERZBICKI.T, *On the cut-off value of negative triaxiality for fracture*, Engineering Fracture Mechanics, Vol.72, 2005, pp.1049-1069
- Bar91 BARLAT.F, LEGE.D, BREM.J, *A six-component yield function for anisotropic materials*, International Journal of Plasticity, Vol.7, 1991, pp.693-712.
- Bel05 BELAMRI.N, *Simulation numérique des procédés de découpe des aciers*, Thèse Université Technologique de Troyes, 2005
- Ber81-1 BEREMIN.F.M. *Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 Steel*, Metallurgical Transactions A, Vol.12A, 1981, pp.723-731
- Ber81-2 BEREMIN.F.M, *Study of fracture criteria for ductile rupture of A508 steel*, Advances in Fracture Research, 5th international Conference on Fracture proceedings, edited by D.François, Pergamon Press, 1981, pp.809-816
- Bou06 BOUAZIZ.O, MAIRE.E, LAMARRE.J, SALINGUE.Y, DIMICHIELE.M, *Etude de l'endommagement d'un acier dual phase par tomographie X à haute résolution*, Matériaux 2006, Dijon, France.
- Bri52 BRIDGMAN.P, *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*, McGraw-Hill, New York, 1952, pp.260-262
- Bri64 BRIDGMAN.P, *Studies in Large Plastic Flow and Fracture with Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure*. Cambridge, MA: Harvard University Press; 1964.
- Bro83 BROWNRIGG.A, SPITZIG.W.A , RICHMOND.O, TEIRLINCK.D, EMBURY.J.D, *The influence of hydrostatic pressure on the flow stress and ductility of a spheroidized 1045 steel*, Acta Metallurgica, Vol.31, no 8, 1983, pp. 1141-1150

- Bro98 BROKKEN.D, BREKELMANS.W.A.M, *Numerical modelling of the metal blanking process*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.83, 1998, pp.192-199
- Bro04 BRON.F, BESSON.J, *A yield function for anisotropic materials: Application to aluminum alloys*, International Journal of Plasticity, Vol.20, 2004, pp.937-963
- Bug99 BUGAT.S, BESSON.J, PINEAU.A, *Mechanical modelling of the behavior of duplex stainless steels*, Computational Materials Science, Vol. 16,1999, 158-166
- Che02 CHEN.Z, TANG.C, LEE.T AND CHAN.L, *Numerical simulation of fine-blanking process using a mixed finite element method*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.44, 2002, pp.1309-1333
- Cli68 McCLINTOCK.F, *A criterion for ductile fracture by the growth of holes subjected to multiaxial stress states*, Journal of Applied Mechanics, Vol.32, 1968, pp.363-371
- Cli71 McCLINTOCK.F, *Fracture, Volume III*, edited by H.Liebowitz, Academic Press, New York and London, 1971, pp.47-225
- Coc68 COCKROFT.M, LATHAM.D, *Ductility and workability of metals*, Journal of the institute of Metals, Vol.96, 1968, pp.33-39
- Die61 DIETER.G.E, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Company, 1961, pp.555-557
- Fan02 FANG.G, ZENG.P, LOU.L, *Finite element simulation of the effect of clearance on the forming quality in the blanking process*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.122, 2002, pp.249-254
- Fra95 FRANCOIS.D, PINEAU.A, ZAOUI.A, *Comportement mécanique des matériaux, volume II : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact*, 2^{ème} édition, Hermès, 1995, p.183
- Gho05 GHOSH.S, LIM , KHADKE.M *3D modelling of shear-slitting process for aluminum alloys*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.167, 2005, pp.91-102
- Goi01 GOIJAERTS.M, GOVAERT.L, BAAIJENS.F, *Evaluation of ductile fracture models for different metals in blanking*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.110, 2001, pp.312-323
- Gur77 GURSON.A, *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I- Yield criteria and flow rules for porous ductile media*, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.99, 1977, pp.2-15
- Hal62 HALFORD.GR, MORROW.J, *Low cycle fatigue in torsion*, Proceedings of the American Society for Testing and Materials, Vol.62, 1962, pp.695-707.

- Ham01 HAMBLI.R, *Finite element simulation of fine blanking processes using a pressure-dependent damage model*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.116, 2001, pp.252-264
- Hil48 HILL.R, *A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals*. Proceedings of the Royal Society, London A, Vol.193, 1948, pp.281-297
- Hos72 HOSFORD.W, *A generalized isotropic yield criterion*, Journal of Applied Mechanics. Vol.39, 1972, pp.607-609
- Joh85 JOHNSON.G, COOK.W, *Fracture characteristics of three metals subjected to various, strains, strain rates, temperatures and pressures*, Engineering Fracture Mechanics, Vol.21, n°1,1985, pp.31-48
- Kao 90 KAO.A, KUHN.H, RICHMOND.O, SPITZIG.W, *Tensile fracture and fractographic analysis of 1045 spheroidized steel under hydrostatic pressure*, Journal of Materials Research, Vol.5, No.1, 1990, pp.83-91
- Kar93 KARAFILLIS.A, BOYCE.M, *A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor*, Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol.41, 1993, pp.1859-1886.
- Kli03 KLINGENBERG.W, SINGH.U.P, *Comparison of two analytical models of blanking and proposal of a new model*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.134, 2003, pp.296-302
- Ko97 KO.D-C, KIM.B-M, CHOI.J-C, *Finite-element simulation of the shear process using the element-kill method*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.72, 1997, pp.129-140
- Lem85 LEMAITRE.J, *A continuous damage mechanics model for ductile fracture*, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.107, 1985, pp.83-89
- Mae07 MAE.H, TENG.X, BAI.Y, WIERZBICKI.T, *Calibration of ductile fracture properties of a cast aluminum alloy*, Materials Science and Engineering A, Vol.459, 2007, pp.156-166
- Mai91 MAILLARD.A, *Etude expérimentale et théorique du découpage*, Thèse Université Technologique de Compiègne, 16 décembre 1991
- Mai00 MAITIS, AMBEKAR.A, SINGH.U, DATE.P, NARASIMHAN.K *Assessment of influence of some process parameters on sheet metal blanking*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.102, Issues 1-3, 2000, pp 249-256
- Med05 MEDIAVILLA.J, *Continuous and discontinuous modelling of ductile fracture*, PhD-Thesis, Technische Universiteit Eindhoven, The Netherlands, 2005
- Nei68 NEIMARK.J, *Fully plastic plain-strain tension of a notched bar*, Journal of Applied Mechanics, 1968, pp.111-116

- Osa78 OSAKI.T, YOSHIKAI.T, *Effect of profile in basal section in shearing process*, Memoire of the faculty of engineering, Kyushu University, Vol.38, n°3-pp 249-273, Septembre 1978
- Pin81 PINEAU.A, *Review of fracture mechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels*, Advances in Fracture Research, 5th international Conference on Fracture proceedings, edited by D.François, Pergamon Press, 1981, pp.553-577.
- Pin91 PINEAU.A, JOLY.P, *Local versus global approaches to elastic-plastic fracture mechanics: Application to ferritic steels and cast duplex stainless steel*, Defect assessment in Components-Fundamentals and Applications. ESIS/EGF9, Mechanical Engineering Publications, London, 1991
- Pin92 PINEAU.A, *Global and local approach to fracture-Transferability of laboratory test results to components*, Topics in Fracture and Fatigue, edited by Argon.A, Springer Verlag Inc., New York, 1992
- Pyt00 PYTTEL.T, JOHN.R, HOOGEN.M, *A finite element based model for the description of aluminium sheet blanking*, International Journal Of Machine Tools and Manufacture, Vol.40, 2000, pp.1993-2002
- Rac02 RACHIK.M, ROELANDT.J-M, MAILLARD.A, *Some phenomenological and computational aspects of sheet metal blanking simulation*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.128, Issues 1-3, 2002, pp 256-265
- Ric69 RICE.J, TRACEY.D, *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol.17, 1969, pp.201-217
- San73 DOS SANTOS.W, ORGAN.J, *Deformation in the ductile fracture process examined by the viscoplasticity method*, International Journal of Machine Tool Design & Research, Vol.13, 1973, pp217-232
- Ste99 STEGEMAN.Y, GOIJAERTS.A, BROKKEN.D, BREKELMANS.W, GOVAERT.L, BAAIJENS.F, *An experimental and numerical study of a planar blanking process*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.87, Issues 1-3, 1999, pp 266-276
- Tau96 TAUPIN.E, BREITLING.J, WU .W, ALTAN.T, *Material fracture and burr formation in blanking, results of FEM simulations and comparison with experiments*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.59, Issues 1-2, 1996, pp 68-78
- Tve82 TVERGAARD.V, *On localization in ductile materials containing spherical voids*, International Journal of Fracture, Vol.18, 1982, pp.237-252
- Tve84 TVERGAARD.V, NEEDLEMAN.A, *Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar*, Acta Metallurgica, Vol.32, 1984, pp.157-169

- Wie05 WIERZBICKI.T, BAO.Y, YOUNG-WOONG.L, BAI.Y, *Calibration and evaluation of seven fracture models*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.47, 2005, pp.719–743
- Wis00 WISSELINK.H, *Analysis of Guillotining and Slitting : Finite Element Simulations*, PhD-Thesis, University of Twente, The Netherlands, January 2000
- Zho96 ZHOU.Q, WIERZBICKI.T, *A tension model of blanking and tearing of ductile metal plates*, International Journal of Mechanical Science, Vol.38 n°3, 1996, pp.303-324

Troisième Partie

Comportement de la zone affectée par la découpe lors des sollicitations de mise en forme

Maintenant que les phénomènes conduisant à la formation de la zone affectée par la découpe sont compris, il nous reste à étudier le comportement de cette dernière au cours des sollicitations ultérieures. Dans cette partie nous reviendrons sur l'essai de traction sur bande cisailée pour nous intéresser aux mécanismes de formation des fissures dans la zone affectée. Ensuite des essais de propagation de fissures courtes seront mis en place pour corréler la taille de la zone affectée et la perte de ductilité.

Sommaire

I Le mécanisme d’amorçage des fissures dans les bords découpés	90
1.A Observations post-traction des bandes cisillées	90
1.B Observations sur essais interrompus	93
1.C Modèle bimatériau.....	95
II Mécanique des petites fissures	98
II.A Essai de traction sur bande fissurée	99
II.B Simulation numérique du phénomène.....	103
Conclusion partielle	107
Références	108

I Le mécanisme d'amorçage des fissures dans les bords découpés

Dans la première partie, les essais de traction sur bandes cisillées nous ont permis de constater que la zone affectée par la découpe était le site d'amorçage d'une importante population de petites fissures. Nous revenons ici sur ces essais à travers des observations plus approfondies pour comprendre comment se forment ces fissures.

1.A Observations post-traction des bandes cisillées

1) Environnement des petites fissures

Les bandes cisillées, rompues après traction, ont tout d'abord fait l'objet d'un polissage du côté de la bavure pour faire apparaître nettement la forme et la profondeur des fissures (Figure 1). On constate que la plupart des fissures sont ouvertes sur une profondeur d'environ 150 μm . Une attaque Nital permet de faire apparaître des alignements de martensite dans la zone où se propagent les petites fissures. Ces « lignes » sont les traces des plans L/T courbés par le procédé de découpe. La reconstitution du cube métallographique autour de la fissure permet de corrélérer la déformation de la microstructure dans le plan T/ST avec la zone d'amorçage de la fissure (Figure 2).

Certaines fissures se propagent un peu au-delà de la zone d'amorçage de 150 μm mais il semble qu'il y ait un changement de régime de propagation : les fissures sont bien moins ouvertes et leur trajectoire tend à dévier du plan perpendiculaire à l'effort de traction.

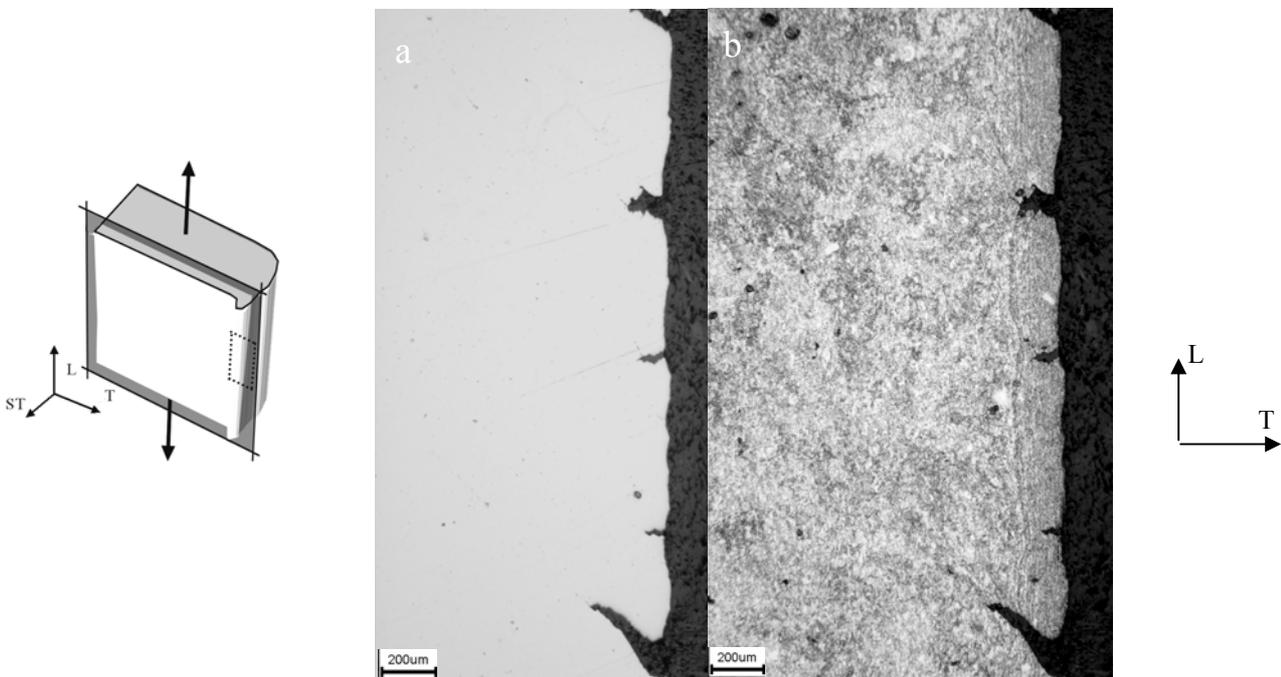


Figure 1 Observation des petites fissures au microscope optique : a) polissage OPS¹, b) polissage + attaque Nital

¹ Polissage chimico-mécanique par une suspension de silice colloïdale

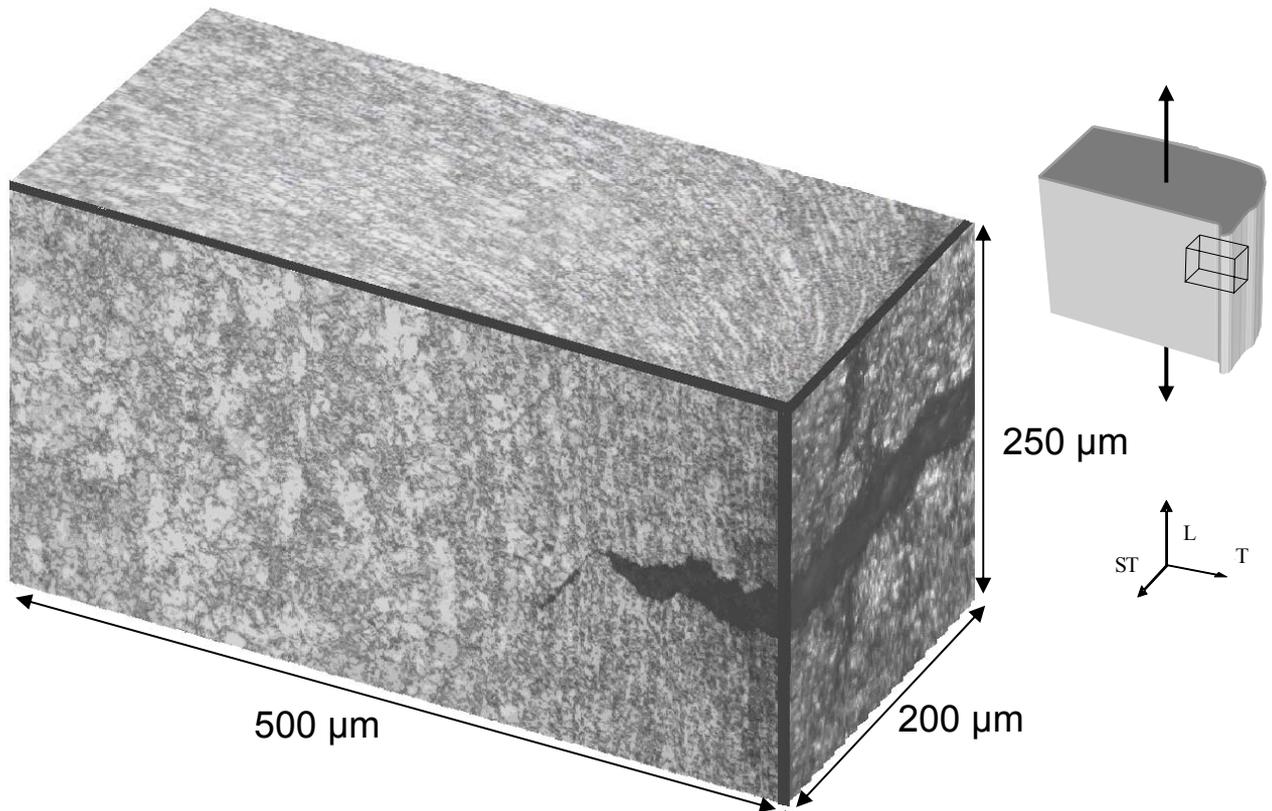


Figure 2 Arrangement 3D de la microstructure dans la zone affectée par la découpe

2) Fractographie

Les surfaces rompues des bandes cisillées présentent trois zones distinctes (Figure 3). Au plus près de la surface découpée, on ne distingue quasiment pas de cupules mais des stries qui suivent la déformation de la microstructure observée dans le plan T/ST. Au-delà de cette zone, le faciès présente une géométrie classiquement observée sur les faciès de rupture des éprouvettes entaillées et éprouvettes Kahn : tout d'abord un triangle d'amorçage plat, c'est-à-dire perpendiculaire à l'effort de traction, puis une surface de rupture inclinée à 45° .

Cette géométrie (triangle et plan incliné) est associée à un changement de mécanisme de propagation entre une zone à forte triaxialité des contraintes près d'une irrégularité géométrique où la fissure s'amorce, et la plus grande partie de l'éprouvette soumise à un effort de traction simple ($Tr=1/3$) [Bro04]. Dans le triangle d'amorçage la croissance des cavités, favorisée par l'état de contrainte, va jusqu'à la « striction interne » des ligaments intercavités [Tho85]. Le faciès de rupture présente donc dans le triangle d'amorçage une population unique de larges cupules. En dehors de cette zone, la croissance des trous est limitée et l'état de déformation plane favorise une localisation de la déformation selon une bande de cisaillement ; d'où la coalescence et la rupture dans un plan à 45° par rapport à la direction de l'effort [Gar87, Ban01]. Cette localisation favorise la croissance de cupules secondaires d'une taille inférieure à un micromètre entre les cupules principales (3 à 5 μm).

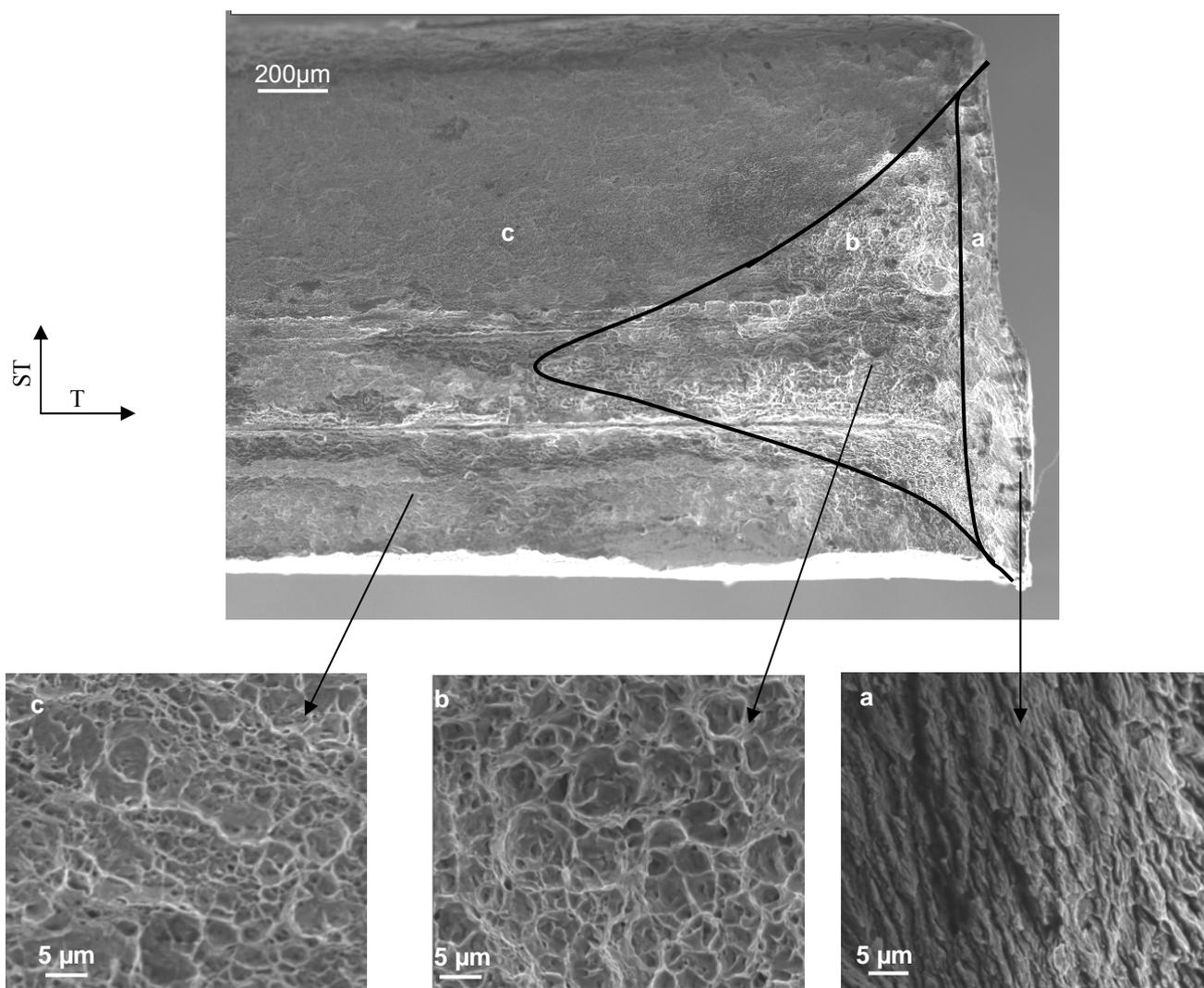


Figure 3 Clichés MEB de la surface de rupture d'une bande cisillée rompue par traction : a) zone affectée par la découpe, b) triangle d'amorçage, c) plan de rupture incliné

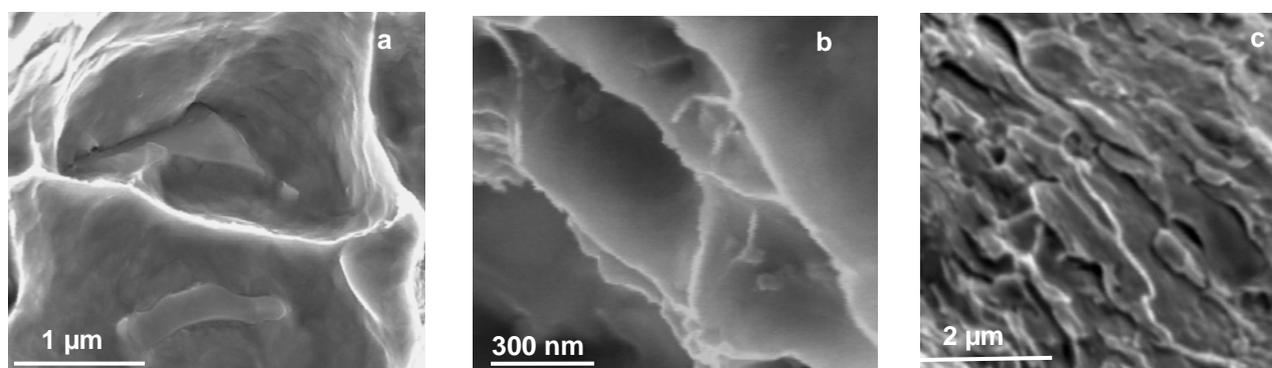


Figure 4 Observations au MEB-FEG : a) cupules principales, b) cupules secondaires, c) îlots de martensite visibles sur la surface de rupture de la zone d'amorçage

L'utilisation d'un MEB-FEG² permet d'explorer le contenu des cupules (Figure 4). On observe des îlots de martensite dans les cupules du triangle d'amorçage et les cupules principales des plans de rupture inclinés. Ceci désigne la décohésion ferrite martensite comme le mécanisme principal de germination des cavités. Les cupules secondaires s'initient, quant à elles, sur des inclusions nanométriques. La cohabitation de ces deux types d'initiation est en accord avec le mécanisme de rupture décrit par Bron pour les éprouvettes sévèrement entaillées [Bro04] (Figure 5). La surface striée de la zone affectée par la découpe laisse apparaître les alignements d'îlots de martensite. La déformation accumulée lors de la découpe, ainsi que la proximité des îlots de martensite du fait de l'écrasement des grains de ferrite, semblent avoir empêché la croissance des cupules. L'aspect fractographique de la zone affectée par la découpe semble quasiment plus proche d'un faciès de rupture fragile que ductile.

Ces observations conduisent à supposer que la formation des fissures dans la zone affectée par la découpe a été très rapide. Ces petites fissures vont alors jouer le même rôle qu'une entaille dans une éprouvette, c'est-à-dire, augmenter localement la triaxialité des contraintes et la déformation. Cette augmentation de la triaxialité permet ensuite à une fissure longue de s'amorcer dans la partie du matériau non affectée par la découpe.

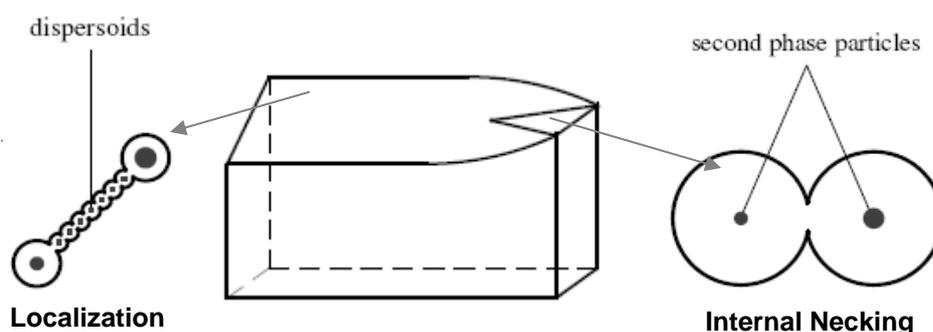


Figure 5 Mécanisme de rupture des éprouvettes sévèrement entaillées [Bro04]

1.B Observations sur essais interrompus

Pour étudier la cinétique de formation des petites fissures au cours d'un essai de traction sur bande, des répliques des bords découpés ont été réalisées pour plusieurs taux de déformation imposés. Quatre interruptions ont été effectuées au cours de l'essai, les empreintes ont été relevées avec une pâte silicone appliquée sur la tranche de l'éprouvette. Après durcissement, les bandes de silicone sont métallisées et observées au MEB (Figure 6).

Les petites fissures semblent apparaître entre 2 et 4% de déformation de l'éprouvette puis croissent régulièrement avec l'allongement de la bande. On constate que les fissures ne se propagent pas dans toute l'épaisseur. Ceci est à rapprocher des cartographies de déformation plastique, obtenues par la simulation, qui montraient une déformation plastique bien moindre à proximité du bombé que dans le reste de l'épaisseur du bord découpé.

² MEB Leo DSM 982 Gémini muni d'un canon à émission de champ (Field Emission Gun)

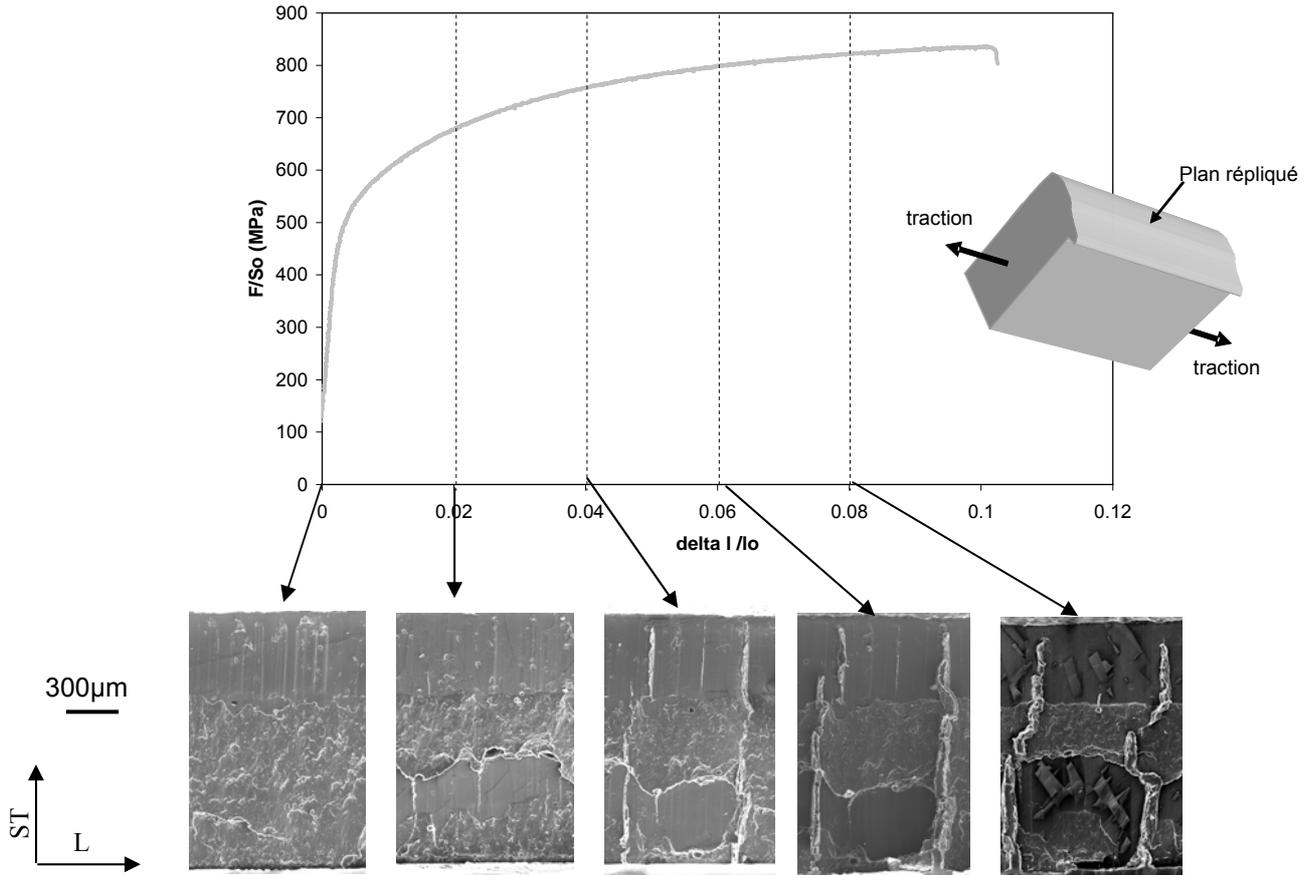


Figure 6 Répliques de la tranche de la bande cisillée pour divers taux de déformation (MEB, électrons secondaires)

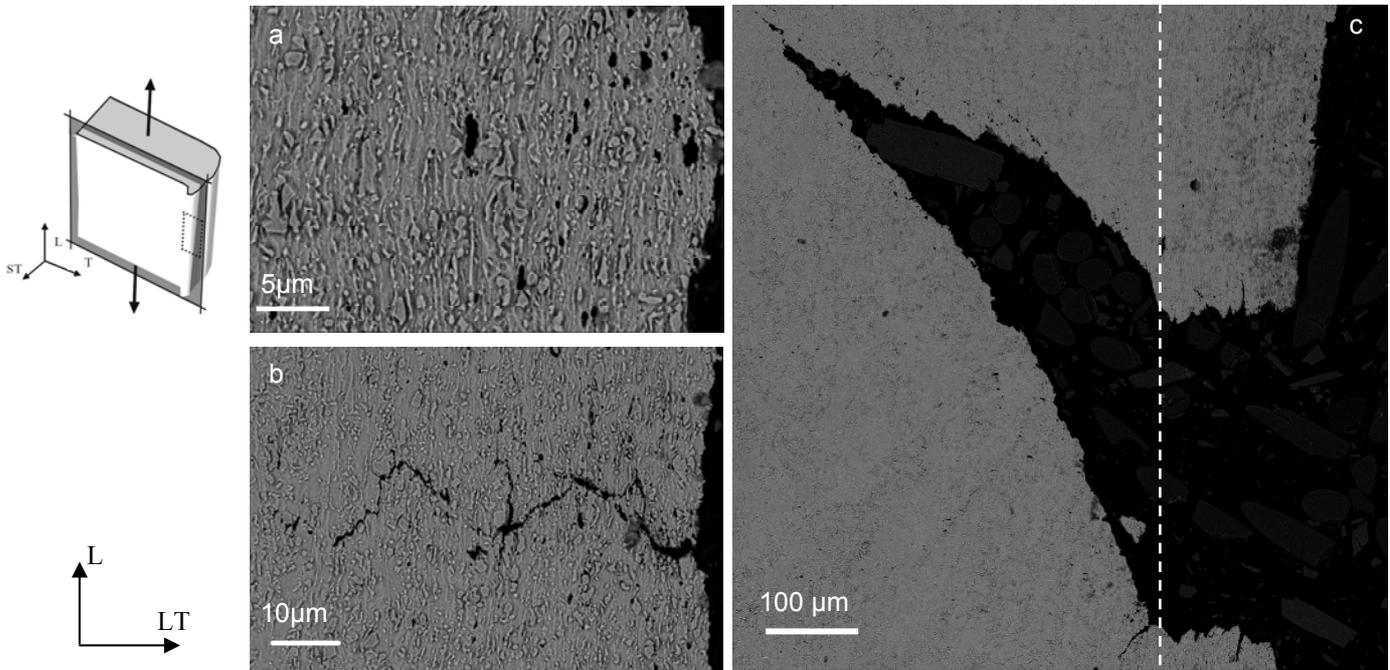


Figure 7 Mécanisme de formation des fissures : a) germination de cavités, b) coalescence dans la zone affectée par la découpe, c) propagation dans le matériau non affecté

L'observation des bandes cisailées ayant subi des essais de traction interrompus permet de mettre en évidence le mécanisme de formation des fissures à partir du bord découpé (Figure 7). Avant 2% d'allongement de la bande, une importante population de cavités s'amorce dans la zone affectée par la découpe. Ces cavités naissent de la décohérence des interfaces ferrite martensite qui ont accumulé une déformation plastique très importante au cours de la découpe. Entre 2 et 4 % d'allongement, les cavités coalescent quasiment sans croissance à travers la zone affectée. La fissure observable sur le cliché b de la Figure 7 n'est pas continue, ceci traduit l'instantanéité du phénomène à travers la zone affectée: il ne s'agit pas d'un mécanisme classique de propagation de proche en proche par germination de cupules en tête de fissure. Ensuite, et jusqu'à la rupture, la plupart des fissures ne se propagent pas au-delà de la zone affectée mais s'ouvrent pour accommoder l'allongement de la bande (Figure 1). Parmi les quelques fissures qui se propagent au-delà de la zone affectée, certaines permettent de mettre particulièrement bien en avant le changement de mécanisme observé sur les faciès de rupture. Ainsi, sur le cliché c de la Figure 7, la fissure bifurque dès la sortie de la zone affectée, sans doute pour former le plan de rupture à 45° : comme les observations sont effectuées à proximité de la bavure, la fissure ne traverse quasiment pas le triangle d'amorçage (cf. Figure 3).

Pour comprendre l'origine de la germination rapide, il suffit de rapprocher la taille de la zone affectée par la découpe de la cartographie de la déformation plastique établie par la simulation : la bande de 150µm correspond à la portion de matériau pour laquelle la déformation plastique a dépassé 0,15 ($\approx A\%$ réparti) à l'issue de la découpe, soit, d'après le modèle de comportement utilisé, la zone dans laquelle les cavités peuvent germer (cf. équation 39 de la deuxième partie).

I.C Modèle bimatériel

La netteté du changement de comportement entre les deux zones de la tôle nous a conduit à développer un modèle mécanique simple qui permet de relier l'allongement à rupture de la zone affectée par la découpe avec la densité et l'ouverture des fissures. Ce travail a été réalisé dans le cadre du projet en laboratoire de Matthew Krug, étudiant du Master Matériaux pour les Structures et l'Energie (MSE) de l'INSTN [Kru05].

On assimile notre éprouvette à un bimatériel constitué d'une bande de matrice ductile entourée de deux fibres fragilisées par écrouissage (Figure 8).

Avant l'apparition de la première fissure, on se place dans les hypothèses du modèle de Voigt :

$$\varepsilon_b = \varepsilon_c = \varepsilon_E \quad (1)$$

où ε_b = déformation des bords découpés
 ε_c = déformation du cœur sain
 ε_E = déformation de l'ensemble

La déformation vraie est assimilée à la déformation conventionnelle

$$\varepsilon_c = \varepsilon_b = \varepsilon_E = \frac{\Delta l}{l_o} \quad (2)$$

On fait ensuite les hypothèses suivantes :

1. L'interface entre les fibres écrouies et le cœur ne peut pas être rompue.
2. Les fissures apparaissent lorsque les fibres écrouies atteignent leur déformation à rupture $\varepsilon_b^{rupture}$ (critère de déformation critique). On suppose que toutes les fissures naissent en même temps.
3. L'ouverture des fissures permet de compléter l'allongement des bandes de manière à suivre la déformation du cœur.

L'égalité des allongements entre le cœur et les bords s'écrit :

$$\Delta l = \varepsilon_E l_0 = \varepsilon_b^{rupture} l_0 + n_f b \quad (3)$$

avec n_f : nombre de fissures et b : ouverture de la fissure.

Donc, le nombre de fissures au cours de l'essai de traction est:

$$n_f = \frac{(\varepsilon_E - \varepsilon_b^{rupture}) l_0}{b} \quad (4)$$

avec :

$$l_0 = \frac{l}{\varepsilon_E + 1} \quad (5)$$

Finalement, la densité de fissures s'exprime de la manière suivante:

$$\frac{n_f}{l} = \frac{(\varepsilon_E - \varepsilon_b^{rupture})}{b(\varepsilon_E + 1)} \quad (6)$$

La densité de fissures et la taille moyenne d'ouverture ont été mesurées sur une bande cisailée de la nuance B85, rompue en traction :

$$\frac{n_f}{l} = 1.52 \text{ mm}^{-1} \quad b^{rupture} = 32 \text{ }\mu\text{m} \quad \varepsilon_E = 0.09 \text{ (à rupture)}$$

L'expression 5 permet d'en déduire que $\varepsilon_b^{rupture}$ vaut 3,7%, soit une valeur en accord avec la fourchette 2%-4% déduite de la Figure 6.

L'assimilation de la zone affectée par la découpe à une fibre fragile qui rompt dans toute sa largeur semble donc réaliste. Par contre, ce modèle ne permet pas d'évaluer l'impact de la zone affectée par la découpe sur la ductilité de la bande. Les observations réalisées sur le faciès de rupture conduisent à formuler une autre hypothèse : l'impact de la zone affectée sur la formabilité des tôles peut-il être réduit à l'effet d'une petite fissure ?

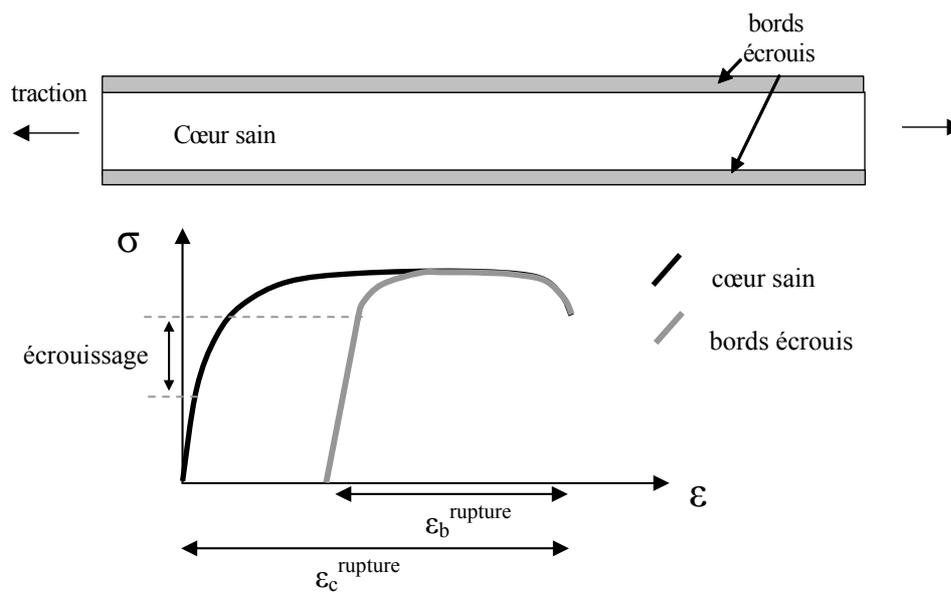


Figure 8 Représentation d'une bande cisailée sous la forme d'un bimatériau

II Mécanique des petites fissures

L'étude de la mécanique des petites fissures va nous permettre de comprendre l'impact de la fissuration de la zone affectée par la découpe sur le comportement des tôles. Une de nos principales interrogations est de savoir s'il existe une taille de fissure critique en-deçà de laquelle les bandes cisailées ne rompent pas lors de l'essai de traction sur bande.

L'introduction d'une fissure dans une structure induit une singularité du champ de contraintes. Pour une fissure latérale dans une plaque semi-infinie soumise à une contrainte homogène σ , le facteur d'intensité des contraintes correspondant s'exprime en fonction de la longueur de la fissure a [Mur87]:

$$K_I = 1,122 \sigma \sqrt{\pi a} \quad (7)$$

Une première approche pour déterminer une taille de fissure critique serait de raisonner sur la notion de facteur d'intensité des contraintes critique :

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{1,122 \sigma_{\max}} \right)^2 \quad (8)$$

avec $\sigma_{\max} = R_m$ (pour l'essai de traction sur bande). Cependant, le K_{Ic} n'est défini que dans l'hypothèse de plasticité confinée qui n'est pas respectée dans une bande cisailée soumise à un essai de traction. Il est à noter que l'on trouve des expressions de K_I pour plusieurs fissures parallèles en fonction de leur densité et leur profondeur. En prenant en compte la géométrie des petites fissures observées sur les bandes cisailées, ces calculs montrent que, de ne considérer qu'une seule fissure, au lieu d'un réseau, surestime la valeur de K_I de 8% [Mur87].

Une autre approche qui corrobore l'existence d'une taille de fissure critique est l'étude de l'influence de la taille des fissures sur la rupture en fatigue proposée par Kitagawa et Takahashi [Kit 76]. Sur un diagramme, ils portent en abscisse le logarithme de la longueur de fissure et en ordonnée celui de l'amplitude de la contrainte. Les domaines de propagation et de non propagation sont séparés par deux droites qui définissent deux régimes différents : pour les fissures longues la limite de propagation décroît avec la longueur de fissure alors que pour les fissures courtes, les deux domaines sont séparés par une droite horizontale qui correspond à la limite d'endurance. Ainsi, les structures présentant des fissures courtes ont le même comportement en fatigue que les pièces non fissurées. La droite qui délimite le domaine de propagation pour les fissures longues présente une pente de -1/2 qui se déduit du passage au logarithme de l'équation 7. Cette approche est donc aussi liée à l'hypothèse de plasticité confinée.

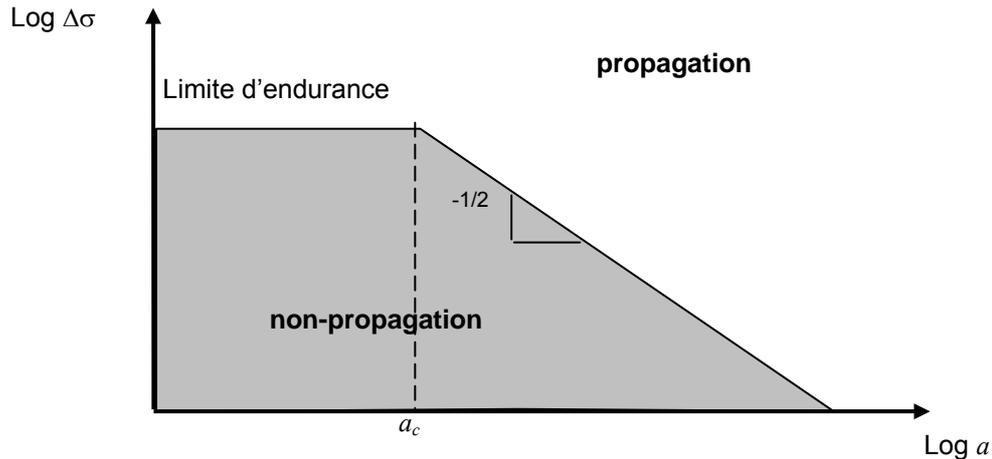


Figure 9 Diagramme de Kitagawa (d'après [Kit76])

II.A Essai de traction sur bande fissurée

Nous allons essayer de tracer l'équivalent du diagramme de Kitagawa pour l'essai de traction sur bande. L'objectif est donc de mesurer l'évolution de la contrainte maximum lors de l'essai de traction sur bande en fonction de la profondeur de fissure. Un autre intérêt de ces essais va être de mesurer l'évolution de l'allongement à rupture des bandes avec la profondeur de fissure. Ainsi nous pourrions vérifier si l'impact de la zone affectée par la découpe peut se résumer à celui d'une unique petite fissure de même dimension. Pour cela, il nous faut donc produire des bandes munies d'une fissure dont la taille est contrôlée.

Les fissures sont générées par fatigue dans une éprouvette « mère » de grande dimension disposant d'un défaut central³ (Figure 10). L'avancée de la fissure est suivie par résistivité et contrôle visuel à la binoculaire. Une fois qu'une taille de fissure suffisante est atteinte, deux bandes sont usinées par électroérosion au fil³, de part et d'autre du défaut, de manière à ce qu'elles présentent sur leur bord une fissure de la longueur souhaitée. Les bandes obtenues sont soumises à un essai de traction pour relever la contrainte maximale et l'allongement à rupture. Les faciès de rupture des bandes sont alors observés au MEB pour mesurer a . On constate que les fronts des fissures de fatigue sont incurvés, on assimile a à la profondeur maximale de fissure qui s'étend environ 100 μm au-delà de la profondeur mesurée en surface (la fissure de 50 μm n'étant d'ailleurs pas visible en surface en début d'essai).

Dix-huit bandes fissurées, de dimension 120 x 20 mm², ont été produites, elles couvrent des longueurs de fissure allant de 0.05 à 1.8 mm. La longueur utile des bandes vaut 80 mm. Les courbes correspondant aux dix-huit essais de traction sur bande, ainsi qu'un tableau répertoriant les valeurs des allongements à rupture et des contraintes maximales en fonction de la longueur de fissure, sont reportées dans l'annexe D. L'équivalence entre bande cisailée et bande fissurée est mise en évidence sur la Figure 11 qui compare les courbes obtenues en traction avec une bande fissurée sur 150 μm et avec deux bandes de B85 cisailées.

³ Le plan des éprouvettes mères ainsi que le plan de prélèvement des bandes sont reportés dans l'annexe D

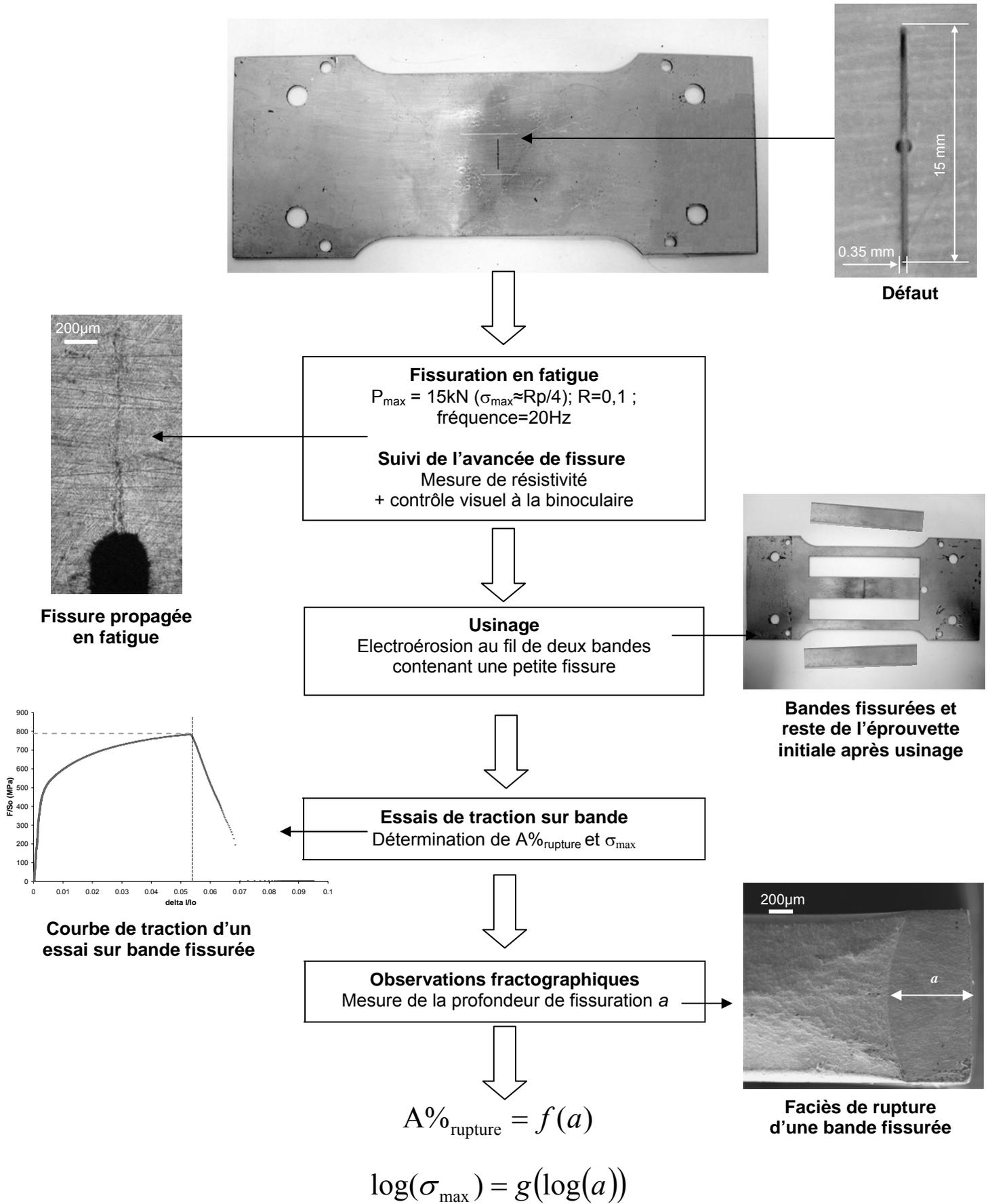


Figure 10 Principe de l'essai de traction sur bande fissurée

Les résultats d'allongement à rupture sont rapportés en fonction de la longueur de fissure sur la Figure 12. La courbe montre l'existence d'une taille critique de petite fissure, entre 50 et 150 μm , en deçà de laquelle on retrouve le même niveau d'allongement à rupture que pour une bande non fissurée. Les profils des éprouvettes témoignent du changement de mode de rupture entre fissures longues (rupture par propagation) et fissures courtes (rupture par striction). Au-delà de cette valeur critique l'effondrement de la ductilité est très rapide : l'allongement à rupture est divisé par quatre pour une fissure de 250 μm .

Lorsque l'on trace le domaine où la bande n'est pas rompue dans le repère $\log(\sigma)/\log(a)^4$, on observe bien deux régimes comme sur le diagramme de Kitagawa : un seuil qui correspond au R_m pour les petites fissures et une décroissance linéaire pour les grandes fissures. Cependant, on ne retrouve pas la pente de $-1/2$, qui se déduisait de l'expression de K_I sur le diagramme de Kitagawa, mais une pente de -0.13 qui semble difficilement interprétable à partir de considérations simples⁵. Les deux droites se coupent pour une longueur de fissure de 130 μm . Malgré l'effondrement de la ductilité observé sur la Figure 12, il semble difficile d'imaginer que l'on passe brutalement d'une perte de ductilité de 50% pour une fissure de 150 μm à une perte de ductilité nulle pour 130 μm . La position du point correspondant à 150 μm de longueur de fissure laisse plutôt présager un comportement transitoire entre les deux régimes.

Quoi qu'il en soit, les deux graphiques montrent l'importance de la taille de la zone affectée sur la perte de ductilité mesurée sur essai de traction sur bande cisailée, et ce, notamment autour de la valeur de 150 μm . Ainsi, la réduction de la taille de la zone affectée par la découpe apparaît comme l'une des principales voies d'amélioration du comportement de nos aciers.

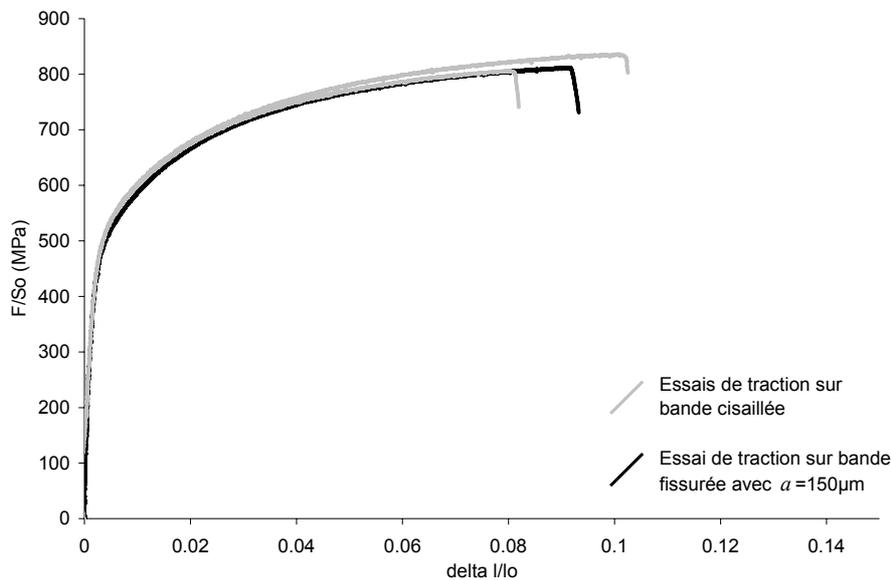


Figure 11 Comparaison des courbes de traction sur bandes cisailées et sur bande fissurée pour $a = 150 \mu\text{m}$

⁴ σ est assimilé à F/S_0

⁵ Des calculs ont été effectués à partir de formules disponibles pour les éprouvettes entaillées déformées plastiquement [Kum81]. Cependant les paramètres de ces expressions étant définis pour des longueurs de fissure bien supérieures, les résultats obtenus ne se sont pas avérés concluants.

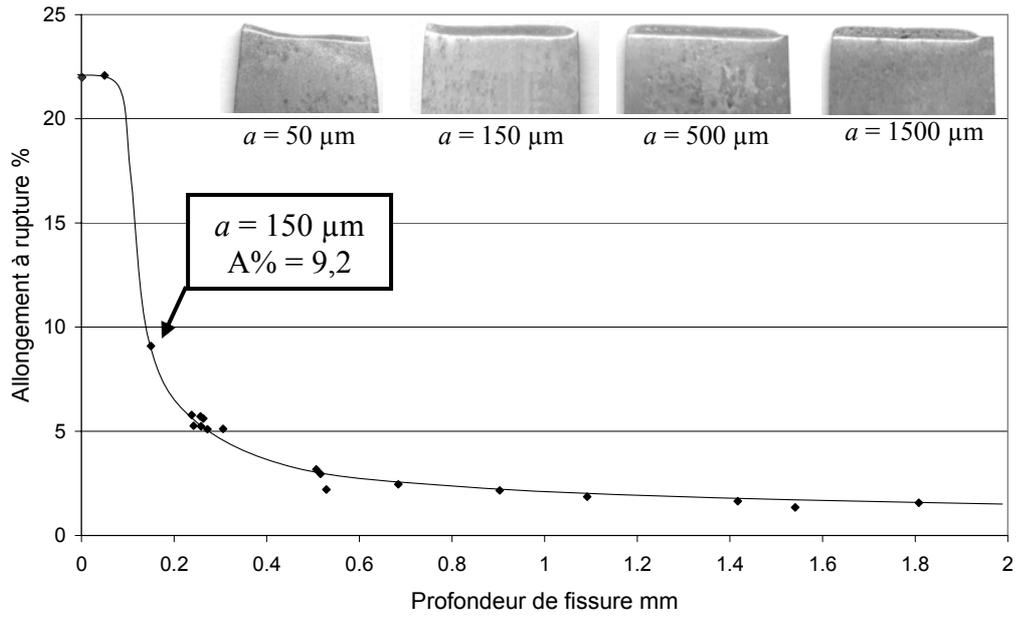


Figure 12 Evolution de l'allongement à rupture des bandes en fonction de la profondeur de fissure et profil des éprouvettes rompues

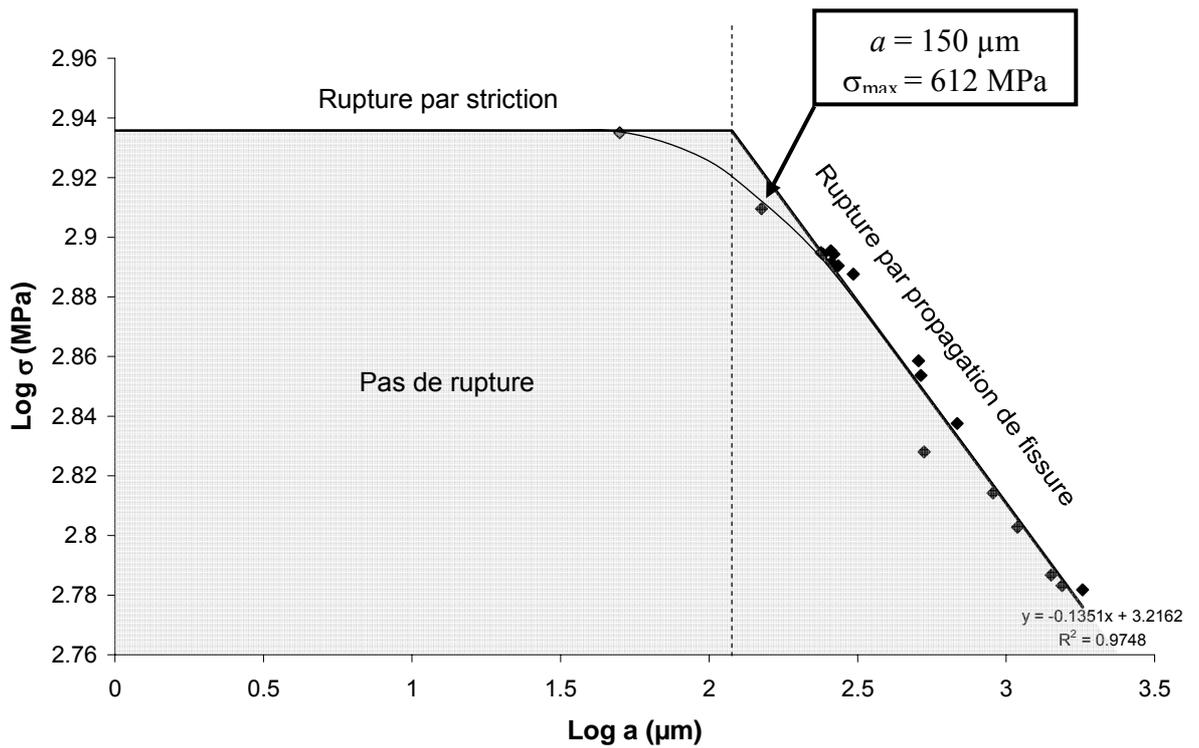


Figure 13 Domaine sans rupture dans le repère $\log \sigma / \log a$

II.B Simulation numérique du phénomène

Il semble intéressant de voir si le modèle de comportement utilisé pour simuler la découpe est capable de reproduire le comportement des bandes fissurées : d'une part cela participe à la validation de notre modèle et, d'autre part, cela va permettre d'avoir accès aux variables mécaniques locales.

La courbe de la Figure 12 a ainsi été reproduite en simulant des tractions sur bande. Le maillage 3D des bandes est présenté sur la Figure 14. Par symétrie, ne sont maillées qu'une moitié d'éprouvette dans le sens long et une moitié dans l'épaisseur. La zone rouge sur la figure représente la partie de la bande introduite dans les mors, pour laquelle on impose un déplacement vertical. La zone bleue est bloquée dans la direction vertical, une partie de ce plan est laissée libre pour simuler la fissure. La taille de maille dans la zone de propagation de la fissure respecte celle déjà utilisée pour les éprouvettes Kahn et la simulation de la découpe.

Dix essais de traction sur bande, avec des longueurs de fissure différentes, ont été simulés, les résultats, en termes d'allongement à rupture, sont reportés sur la Figure 15 (les courbes complètes étant reportées dans l'annexe D). Les calculs restituent bien le changement de mode de rupture : les calculs des bandes fissurées sur 0, 40 et 80 μm prévoient une rupture par striction alors que les bandes dont la fissure excède 120 μm rompent par propagation de fissure, ainsi qu'en témoignent les cartographies d'endommagement. Par contre, le modèle ne rend pas compte correctement de la brutalité de la chute de ductilité sur l'intervalle de longueur de fissure [120 μm ; 500 μm]. Pour les fissures de taille supérieure, les différences simulation/expérience diminuent.

Outre des limites intrinsèques au modèle et aux maillages (les différences entre les longueurs de fissure comparées sont très faibles), l'écart entre simulation et expérience pourrait être induit par un endommagement, en tête de fissure, formé pendant la fissuration par fatigue. On peut évaluer l'étendue de la zone plastique en tête de la fissure dans l'éprouvette-mère via l'expression suivante [Irw57, Fra93] :

$$r_y = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (9)$$

Pour une fissure de longueur $2a$ dans une plaque infinie soumise à une contrainte uniaxiale σ , K_I vaut :

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (10)$$

D'après le calcul, les paramètres de pré-fissuration des éprouvettes-mères conduisent à une zone plastique d'environ 150 μm devant la pointe de fissure qui pourrait justifier l'écart entre simulation et expérience. L'équivalence des allongements à rupture mesurés sur bande cisailée et bande fissurée serait alors liée à l'écroûissage du bord découpé au-delà de la zone de formation des petites fissures : nous avons vu dans les deux premières parties que la zone écrouie s'étend sur plus de 300 μm alors que les petites fissures ne mesurent que 150 μm .

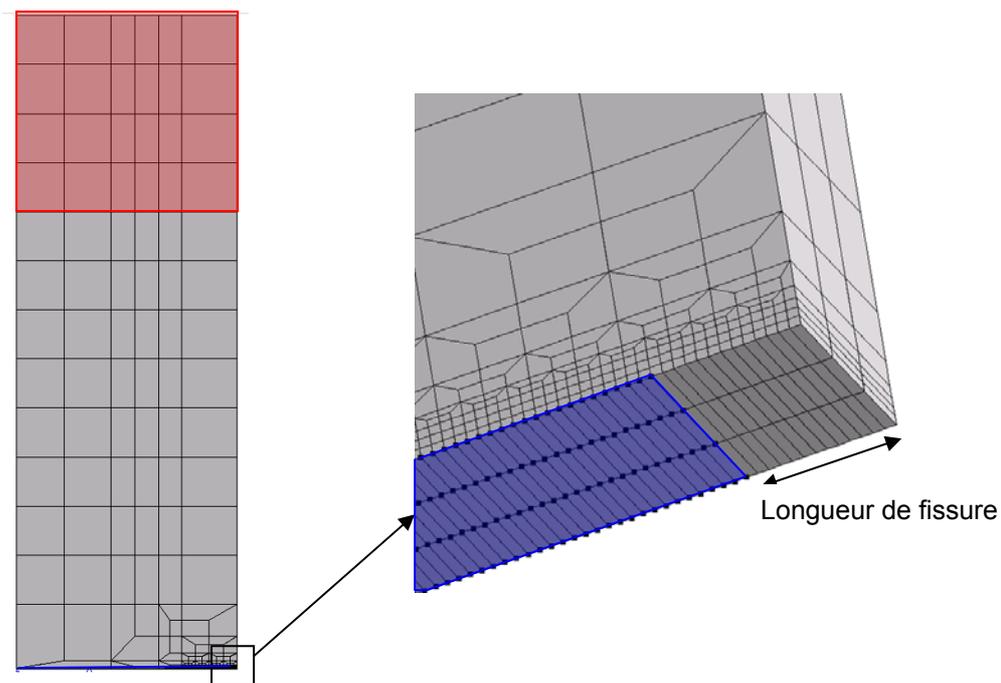


Figure 14 Maillage des bandes fissurées avec vue en 3D du bord fissuré

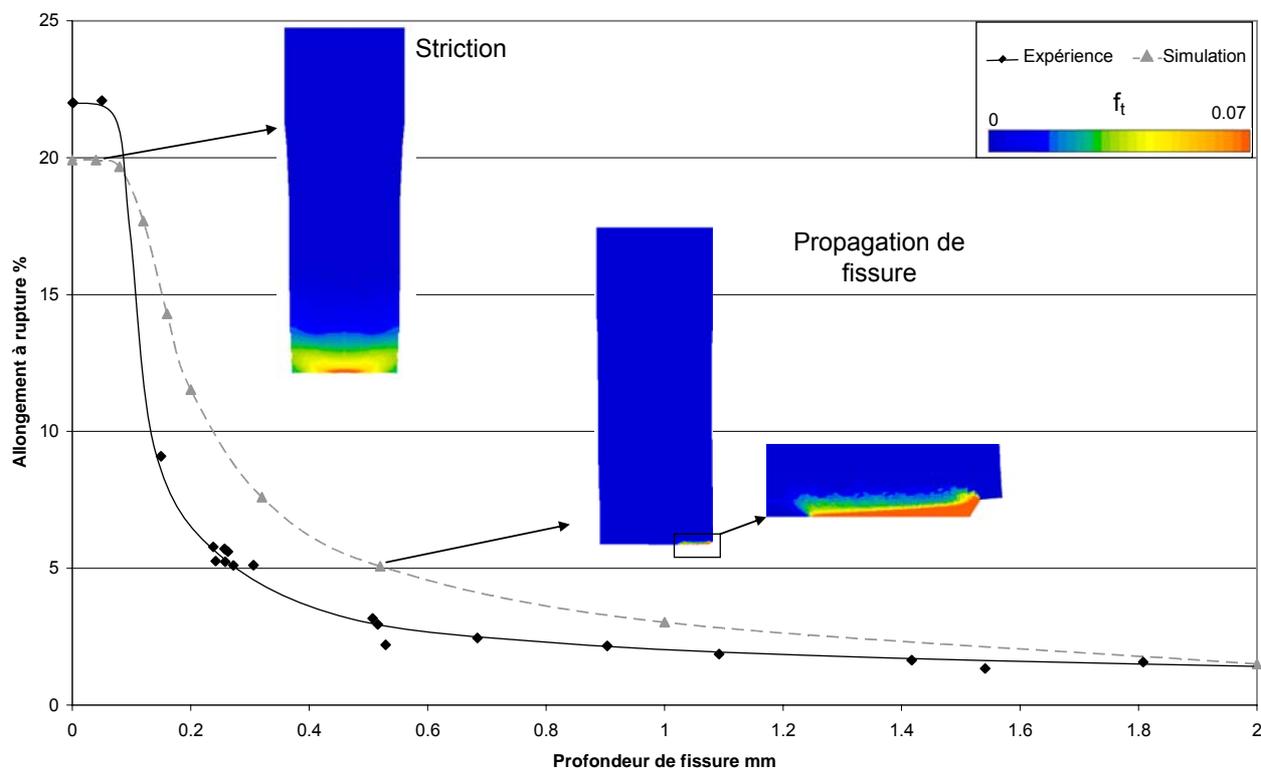


Figure 15 Comparaison des résultats obtenus expérimentalement et par la simulation en traction sur bande fissurée

Malgré ces considérations sur l'impact de l'écroutissage en tête de fissure, le fait que la simulation rende compte du principal effet de l'endommagement de découpe, c'est-à-dire le changement de mode de rupture, corrobore l'hypothèse selon laquelle l'impact de la zone affectée par la découpe sur la ductilité est équivalent à celui d'une fissure de même dimension.

Les fissures induisent deux effets mécaniques principaux au voisinage de leur pointe: d'une part l'augmentation du taux de triaxialité des contraintes et d'autre part l'intensification des déformations plastiques. Au cours d'un essai ces deux effets sont constants tout au long du régime de déformation plastique de la bande (avant endommagement). Grâce aux simulations, nous avons pu tracer Tr , ainsi que le rapport entre déformation en pointe de fissure et dans le reste de la bande, en fonction de la profondeur de fissure (Figure 16). Alors que l'intensification de la déformation semble évoluer linéairement avec la longueur de fissure, le taux de triaxialité des contraintes présente une forte augmentation entre fissures courtes et fissures longues. En comparant ces valeurs à l'évolution de la ductilité des bandes, il semble que la forme de la courbe des allongements à rupture est dictée par la triaxialité des contraintes mais qu'il existe une valeur seuil de l'intensification plastique pour amorcer la fissuration. En termes de mécanisme, on peut l'interpréter en supposant que le changement de mécanisme de rupture est contrôlé par la germination des cavités et, qu'ensuite, la perte de ductilité est contrôlée par leur croissance.

L'étendue de la zone dont le champ des contraintes est modifié par la fissure peut aussi être évoquée comme facteur contrôlant le changement de mécanisme de rupture. La Figure 17 présente l'état de triaxialité des contraintes en tête de fissure pour quatre longueurs de fissure initiale : 40 μm et 80 μm qui conduisent à une rupture de la bande par striction, 120 μm et 500 μm qui conduisent à une rupture de la bande par propagation de fissure. On constate, pour les deux fissures les plus longues, la formation très nette d'une zone de triaxialité supérieure à un tiers en tête de fissure. Pour la fissure de 500 μm , cette zone présente distinctement la forme du triangle d'amorçage de la fissure longue. Pour les fissures de 50 μm et 80 μm , seuls les éléments du fond de fissure présentent un Tr supérieur à un tiers avant la striction, ce qui ne permet pas l'amorçage de la fissure longue.

La taille de la zone affectée par la découpe contrôle donc la perte de ductilité des bandes via l'augmentation de la triaxialité des contraintes en pointe de fissure, pour peu que l'intensification de la déformation plastique soit suffisante pour permettre la germination des cavités.

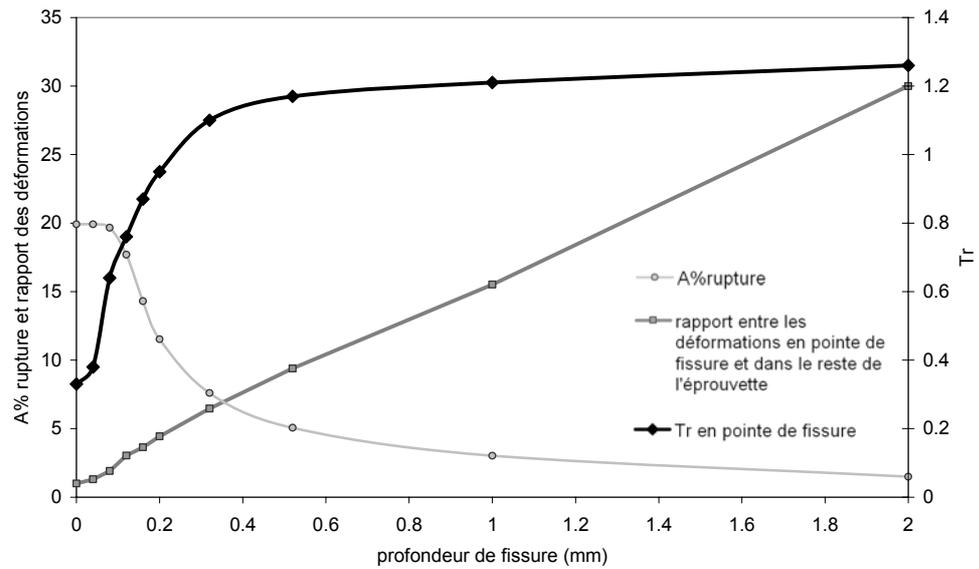


Figure 16 Valeurs de T_r et de la concentration des déformations en pointe de fissure comparées à l'allongement à rupture (données issues des simulations éléments finis - moyenne sur les trois éléments de fond de fissure)

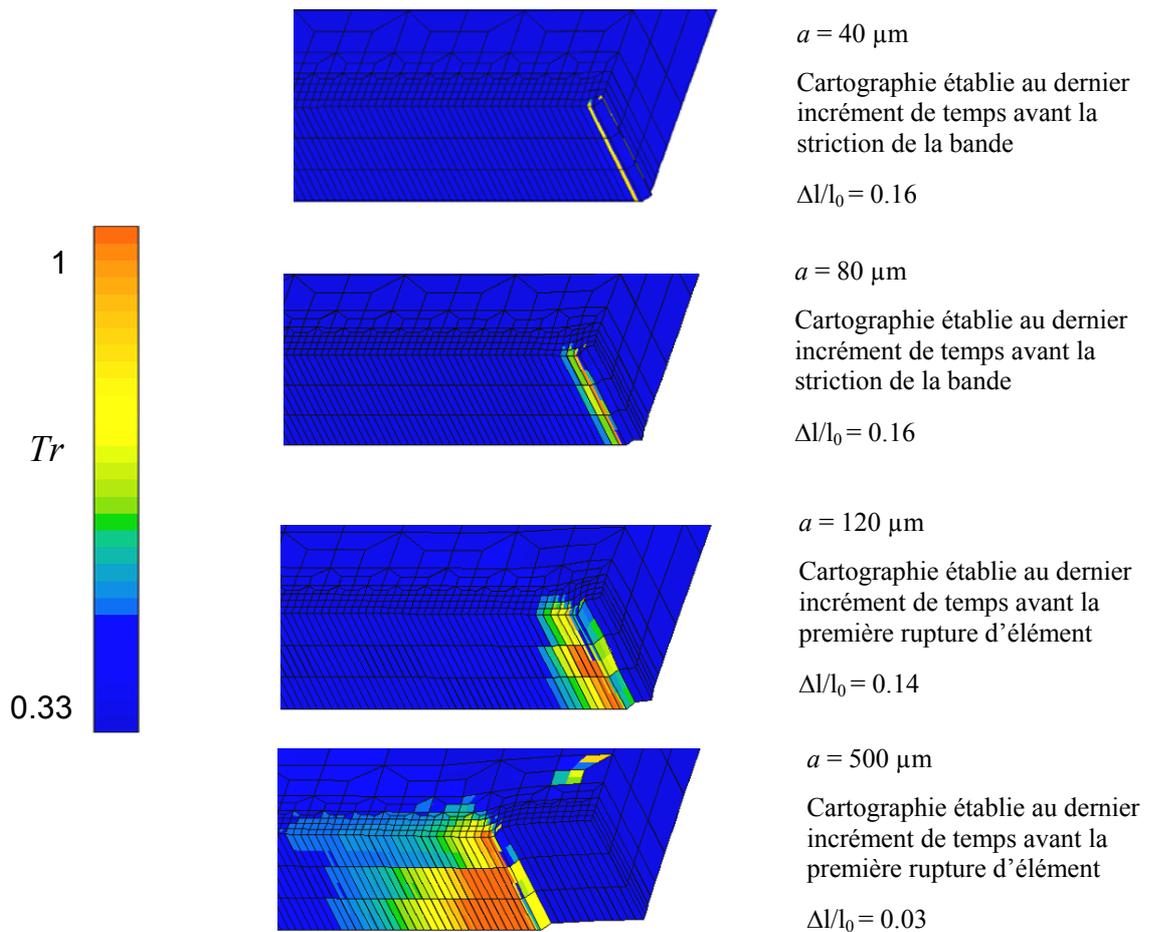


Figure 17 Etat de triaxialité des contraintes en pointes de fissure pour trois longueurs de fissure initiale

Conclusion partielle

Cette partie a permis d'expliquer l'impact critique de la découpe sur la formabilité des tôles :

- *Du fait de l'endommagement et de la déformation plastique accumulés, les zones affectées par la découpe ont une ductilité résiduelle très faible.*
- *Lorsque la tôle est soumise à un effort postérieur à la découpe, la rupture de ces zones est quasiment immédiate (pour moins de 4% de déformation) et elle laisse place à une large population de petites fissures d'environ 150 μm de profondeur.*
- *La singularité du champ de contrainte induite par les petites fissures est juste suffisante pour amorcer et propager une fissure longue au travers de la tôle.*

Cependant, l'étude de l'impact de la taille de fissure sur la perte de ductilité, a aussi permis de mettre en évidence une voie d'amélioration du comportement de nos nuances : dans la gamme de taille de fissures considérée, une réduction de seulement quelques dizaines de microns de la taille de la zone affectée par la découpe pourrait améliorer considérablement la formabilité des tôles.

Références

- Ban01 BANDSTRA.J.P, KOSS.D.A, *Modeling the ductile fracture process of void coalescence by void-sheet formation*, Materials Science and Engineering A, Vol.319-321, 2001, pp.490-495
- Bro04 BRON.F, BESSON.J, PINEAU.A, *Ductile rupture in thin sheets of two grades of 2024 aluminum alloy*, Materials Science and Engineering A, Vol.380, Issues 1-2, 2004, pp.356-364
- Fra93 FRANCOIS.D, PINEAU.A, ZAOULI.A, *Comportement mécanique des matériaux, volume II : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact*, 2^{ème} édition, Hermès, 1995, p.350
- Gar87 GARRISON.W.M, MOODY.N.R, *Ductile fracture*, Journal of Physics and Chemistry of Solids, vol.48, 1987, pp. 1035-1074
- Irw57 IRWIN.G, *Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate*, Journal of Applied Mechanics, vol.24, 1957, pp.361-364
- Kit76 KITAGAWA H, TAKAHASHI S. *Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stages*, Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials. Metals Park, OH: ASM; 1976. pp.627–631.
- Kru05 KRUG.M, DALLOZ.A, GOURGUES, A-F, *Study of cracking at the sheared edges of a dual-phase steel panel*, Poster Projet Pratique en Laboratoire, Master MSE, INSTN, 2005
- Kum81 KUMAR.V, GERMAN.M.D, SHIH.C.F., *An engineering approach for elastic-plastic analysis of fracture*, EPRI topical report NP1331, Electrical Power Research Institute, Palo Alto, 1981, chap.3, pp.12-14.
- Mur87 MURAKAMI, *Stress Intensity factors handbook*, Pergamon Press; 3rd edition, 1987
- Tho85 THOMASON.P.F, *Three-dimensional models for the plastic limit-loads at incipient failure of the intervoid matrix in ductile porous solids*, Acta Metallurgica, Vol.33, 1985, pp.1079-1086

Quatrième Partie

Traitements thermiques permettant d'améliorer le comportement à la découpe des aciers dual phase

Les parties précédentes ont permis de mettre en évidence que la décohésion des interfaces entre les phases ferritique et martensitique constitue le principal mécanisme conduisant à la formation de fissures dans la zone affectée par la découpe. Dans cette dernière partie nous allons essayer de mettre au point des traitements thermiques susceptibles de réduire la sensibilité des aciers dual phase à l'endommagement de découpe, soit en réduisant la zone affectée par la découpe, soit en améliorant la cohésion des interphases.

Sommaire

I Influence de la microstructure sur le comportement des DP	112
I.A L'effet composite	112
I.B Propriétés intrinsèques des phases	114
I.C Contributions relatives de chacune des variables métallurgiques au durcissement des DP	120
II Métallurgie de la nuance B85	123
II.A Caractérisation métallurgique des états de réception	123
II.B Détermination des domaines de transformation de phase de la nuance dual phase B85L.....	128
III Impact des paramètres du traitement de recuit sur le comportement en découpe..	133
III.A Présentation de la campagne de traitement et de caractérisation mécanique	133
III.B Mise en évidence de l'impact métallurgique des paramètres de recuit	137
III.C Effet de l'autorevenu	141
IV Impact des traitements de revenu à basse température sur le comportement de la nuance B85	143
IV.A Effets du traitement de revenu à basse température sur le comportement en bord découpé	143
IV.B Effets du traitement de revenu basse température sur le comportement des phases et interfaces.....	146
IV.C Vers une réduction des temps de traitement à basse température.....	153
Conclusion partielle.....	157
Références	158

I Influence de la microstructure sur le comportement des DP

Afin d'interpréter au mieux les effets des traitements thermiques sur le comportement de nos nuances, il convient de détailler l'impact des différentes variables microstructurales sur les mécanismes de déformation.

I.A L'effet composite

L'apport de la martensite, phase dure incluse dans une matrice ferritique déformable, sur les propriétés des aciers structuraux a été mis en évidence par Davies [Dav78-1]. Au cours de cette étude, différentes structures ferrite-martensite ont été produites par le revenu intercritique d'une nuance HSLA. A R_m constant, les structures ferrite-martensite présentent une contrainte d'écoulement plus basse et une ductilité plus importante que les HSLA. Le rôle du taux de martensite sur les propriétés mécaniques des DP a aussi été mis en évidence : lorsque la fraction de phase dure augmente, R_m et R_p augmentent (Figure 1) alors que la ductilité diminue. Dans [Dav78-2], l'auteur suggère que le comportement mécanique des DP est indépendant de la composition de la martensite (notamment de son taux de carbone). Cette hypothèse implique que la martensite ne participe pas au processus de déformation et qu'elle se comporte comme une inclusion élastique dans une matrice ductile.

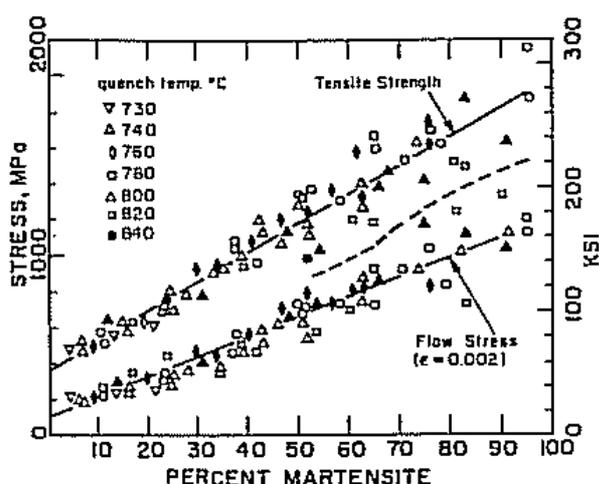


Figure 1 Evolution de R_m et $R_{p0.2}$ en fonction du taux de martensite [Dav78-1]

De nombreuses études portent sur l'impact du taux de martensite sur le comportement mécanique des nuances DP [Spei68, Sun02, Erd03, Zha04] : toutes confirment l'augmentation de R_m et R_p avec le taux de martensite constatée par Davies. Cependant, Shen et al. [She86] ainsi que Bag et al. [Bag01] montrent qu'au-delà d'un certain taux de martensite, situé entre 30 et 50% selon les compositions chimiques, R_m et R_p diminuent. Cet adoucissement est attribué au fait qu'à chimie constante, le taux de carbone diminue dans la martensite lorsque sa fraction augmente. Ceci contredit Davies et prouve l'impact de la dureté de la martensite sur le comportement global des aciers dual phase.

Les effets de la forme de la martensite ont aussi été étudiés, Sun et Pugh ont notamment montré que lorsque la martensite tend à former des fibres, du fait d'une

étape de laminage supplémentaire, la résistance mécanique, dans le sens du laminage, augmentait de manière significative [Sun02]. Mazinani et Poole ont confirmé cette tendance et ont démontré que l'organisation en bandes favorisait la plasticité de la martensite lors des essais de traction réalisés dans le sens du laminage [Maz07].

La répartition des déformations entre les deux phases semble donc être un point clé dans la compréhension du comportement des DP. Shen et al., grâce à des observations MEB lors de tests de traction in situ, ont mis en évidence l'hétérogénéité de la distribution des déformations non seulement entre les deux phases mais aussi entre les grains de chaque phase [She86]. Leurs observations ont aussi révélé une plus forte concentration de lignes de glissement à proximité des interfaces ferrite-martensite. L'évaluation de la déformation de la martensite en fonction de la déformation macroscopique est un exercice difficile. Les observations réalisées par Rashid et Cprek sur éprouvette de traction rompue indiquent que la martensite se déforme lorsque la matrice ferritique atteint un niveau de déformation « excessif » [Ras78]. Mazinani et Poole ont quantifié la déformation dans les îlots de martensite par analyse d'images en mesurant l'épaisseur des îlots [Maz07]. Ils montrent que pour des concentrations en carbone dans la martensite supérieures à 0,33% la déformation dans la martensite est négligeable au cours d'un essai de traction simple (jusqu'au point de striction). Kang et al. ont conduit une étude similaire en utilisant la corrélation d'images pour tracer les champs de déformation au sein des deux phases [Kan07]. Comme Shen et al, ils observent que les déformations se concentrent aux interfaces ferrite-martensite. De plus, ils démontrent que l'influence de l'environnement des grains de ferrite est importante : les grains de ferrite entourés de martensite présentent des déformations plus importantes. Jacques et al. ont couplé la corrélation d'images avec la diffraction des neutrons, utilisée pour déterminer les contraintes locales [Jac07]. Grâce aux deux techniques, les auteurs déterminent les courbes des comportements de chacune des phases (Figure 2). D'après le modèle utilisé la martensite se déformerait plastiquement assez tôt : lorsque la déformation macroscopique atteint environ 1,2%. Il convient cependant de noter que la nuance utilisée dans cette étude est particulièrement chargée en martensite (50%) et en carbone (0.29%) ce qui lui confère des propriétés hors normes par rapport aux nuances de notre étude ($R_m > 1500 \text{ MPa}$ et $A\%_{\text{réparti}} < 7\%$).

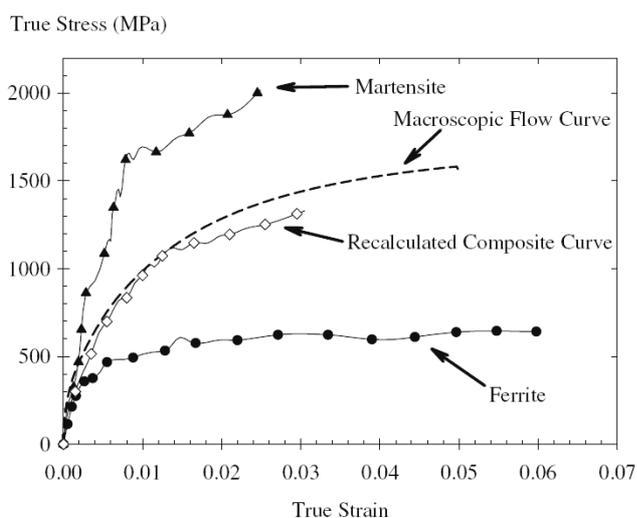


Figure 2 Courbes de comportement de chacune des deux phases d'un acier DP par rapport au comportement macroscopique (la courbe recalculée correspond à un modèle de moyenne volumique) [Jac07]

La diversité des compositions chimiques utilisées dans ces études, nous conduit à rester prudents quant au domaine d'application de leurs conclusions. Le taux de carbone par exemple varie de 0.06% [Maz07, Kang07] à 0.29% [Jac07]. Une autre limite de ces études est que l'ensemble des traitements thermomécaniques utilisés pour générer les différentes microstructures ne modifient pas uniquement le taux de martensite et sa composition. Les microstructures obtenues présentent rarement la même taille de grain ferritique, le même état de revenu de la martensite ou le même état de contraintes résiduelles en fonction du mode d'obtention des nuances (laminage à chaud ou à froid).

Pour s'affranchir des interactions entre les différents paramètres métallurgiques, Al-Abbasi et Nemes ont proposé un modèle micromécanique qui, outre une prédiction de la réponse mécanique de la nuance en fonction du taux de martensite (Figure 3) [Abb03], permet d'estimer les champs de déformation dans chaque phase. Ils montrent que la concentration de déformation aux interfaces ne varie pas de manière monotone avec le taux de martensite : pour les faibles taux de martensite les déformations augmentent aux interfaces avec le taux de martensite, pour les taux plus élevés la moindre dureté de la martensite conduit à une déformation plus importante de cette dernière qui limite la déformation aux interfaces [Abb07].

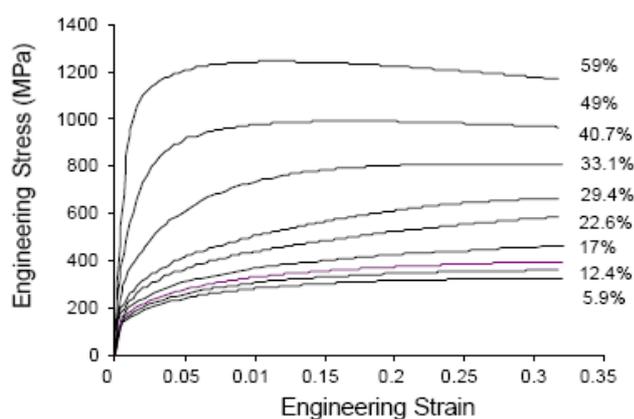


Figure 3 Variation de la courbe de traction en fonction du taux de martensite (modèle micromécanique) [Abb03]

I.B Propriétés intrinsèques des phases

Comme nous l'avons vu précédemment la connaissance du taux de martensite ne suffit pas à prédire le comportement des aciers dual phase. Nous détaillons ici les autres effets, relatifs à chacune des phases, influençant le comportement global des nuances.

1) La ferrite

Les principaux paramètres influençant les propriétés des DP associés à la ferrite sont :

- La taille de grain ferritique
- La sous-structure issue du traitement thermomécanique
- La précipitation de carbonitrides de titane

Chang et Preban [Cha85] ont montré que, à fraction volumique de martensite constante, la limite d'élasticité et la contrainte à rupture en traction étaient liées à la taille des grains ferritiques par deux lois de type Hall-Petch [Hal51] distinctes :

$$\sigma_y = \sigma_{y0} + k_y d_f^{-1/2} \quad (1)$$

$$\sigma_T = \sigma_{T0} + k_T d_f^{-1/2} \quad (2)$$

Avec σ_y , σ_T respectivement contrainte d'écoulement et de rupture du DP, d_f la taille moyenne des grains de ferrite et σ_{y0} , σ_{T0} , k_y , k_T constantes matériau. La dépendance envers la taille de grain est plus importante pour la contrainte d'écoulement que pour la contrainte à rupture ce qui s'accorde avec une déformation plastique confinée à la ferrite pour les faibles déformations. Comme nous l'avons vu précédemment, la contrainte d'écoulement varie avec la fraction de martensite. Les auteurs modélisent cet effet en rajoutant à l'expression de la contrainte originellement présentée par Petch, un terme prenant en compte les interactions entre les empilements de dislocations aux joints de grains ferrite-martensite:

$$\sigma = \sigma_0 + \underbrace{(\sigma' - \sigma_0) \left(\frac{4l}{d_f} \right)^{1/2}}_{\text{Interaction entre les sources de dislocations et les joints de grains ferrite/ferrite [Pet53]}} (1 - V_m) + \underbrace{(\sigma' - \sigma_0) \left(\frac{4(l + d_m)}{d_f} \right)^{1/2}}_{\text{Interaction entre les sources de dislocations et les joints de grains ferrite/martensite [Cha84]}} V_m \quad (3)$$

Avec l la distance moyenne entre un empilement de dislocations et la source de dislocations la plus proche, d_m taille moyenne des îlots de martensite, V_m la fraction volumique de martensite, σ' et σ_0 les contraintes respectivement d'activation des sources de dislocations et de friction de réseau.

En supposant $d_m \gg l$, on peut exprimer la variation de pente k_y de l'équation 1 en fonction de V_m :

$$\frac{\Delta k_y}{k_{y0}} = \frac{V_m}{2} \left(\frac{d_m}{l} \right)^{1/2} \quad (4)$$

Avec k_{y0} coefficient de Hall-Petch pour un acier purement ferritique.

Un autre modèle intégrant la sensibilité de l'écoulement envers la taille de grain ferritique, basé sur la théorie de l'écrouissage d'Ashby [Ash71], a été développé par Jiang et al. [Jia91, Jia93]. Il permet d'exprimer la contrainte d'écoulement en fonction de ρ^s la densité de dislocations statistiquement emmagasinées, ρ_m^g et ρ_f^g les densités de dislocations géométriquement nécessaires respectivement aux interfaces ferrite-martensite et ferrite-ferrite :

$$\sigma = \sigma_0 + A \left[(\rho^s + \rho_f^g)^{\frac{1}{2}} (1 - V_m) + (\rho^s + \rho_m^g)^{\frac{1}{2}} V_m \right] + D (\rho^s + \rho_m^g)^{\frac{1}{2}} V_m \left(\frac{d_m}{d_f} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

Avec A et D constantes. Contrairement au modèle de Chang et Preban pour lequel l restait une grandeur difficilement quantifiable, ρ^s , ρ_m^g et ρ_f^g peuvent être exprimés à partir du coefficient de Taylor, du module de cisaillement et du vecteur de Burgers.

D'un point de vue expérimental, Delincé, Jacques et Pardoën proposent une méthode, basée sur l'utilisation d'une gamme de charge d'indentation étendue lors de tests de nanodureté et microdureté, pour séparer le durcissement dû à l'effet composite et celui lié à la taille de grain [Del06]. Cette technique permet notamment de déterminer les coefficients de la relation d'Hall Petch.

La taille du grain ferritique est liée au passé thermomécanique de la structure et notamment à l'étape de laminage. Sarwar et al. ont mis en évidence, qu'outre sa taille de grain, la ferrite héritait du laminage une sous-structure de déformation invisible dans la ferrite transformée au cours des traitements thermiques ultérieurs (Figure 4) [Sar07].

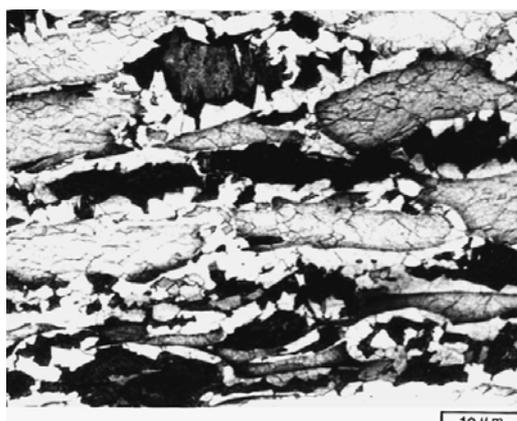


Figure 4 Observation au microscope optique mettant en évidence la sous-structure issue du laminage [Sar07] : noir, martensite ; gris, ferrite présente lors du laminage ; blanc, ferrite transformée au cours de traitements ultérieurs (attaque picral+ nital+ solution de chromates alcalins)

La sous-structure apparaît comme un élément durcissant de la ferrite qui tend à augmenter la résistance mécanique de la nuance alors que la présence de ferrite transformée, plus douce, augmente son allongement à rupture.

Un dernier élément durcissant de la matrice ferritique est la présence de précipités nanométriques (Figure 5). Soto et al. ont fourni une étude statistique de l'apport de ces précipités sur la contrainte d'écoulement [Sot99]. Les principaux précipités observés, tous formés avec le titane, sont des carbures (TiC), nitrures (TiN) et carbosulfures (Ti₄C₂S₂).

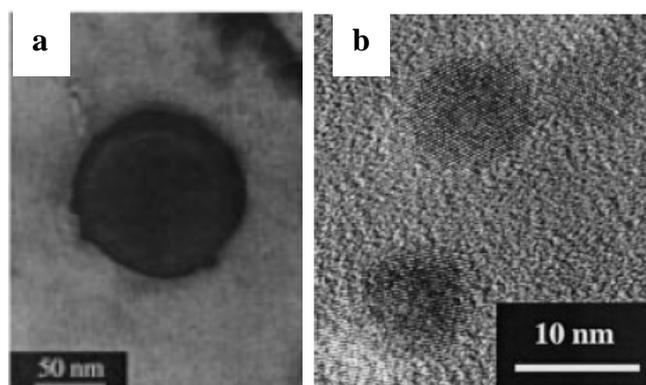


Figure 5 Exemple de précipités a) carbosulfure de titane, b) carbures de titane [Sot99]

Les TiC représentent la population largement majoritaire. Dans leur étude, Sotto et al. évaluent que les précipités augmentent la contrainte d'écoulement d'une valeur comprise entre 100 et 250 MPa en fonction de leur concentration. Il est à noter que les nuances étudiées présentaient des fractions de martensite plutôt faibles (de 8% à 15%). Pour des nuances présentant des fractions de martensite plus élevées, on peut supposer que l'influence de la précipitation des carbures sur la contrainte d'écoulement sera plus faible.

2) La martensite

Le paramètre influant sur les propriétés de la martensite le plus largement pris en compte est le taux de carbone : le comportement de la martensite est le plus souvent supposé comme élastique-parfaitement plastique avec une dépendance linéaire de la contrainte d'écoulement envers le taux de carbone [Kra01, Del07, Abb07] :

$$\sigma_{Y,m} = \sigma_{Y,m0} + S_c C_m \quad (6)$$

Avec $\sigma_{Y,m0}$ la contrainte d'écoulement « sans carbone » extrapolée, S_c la sensibilité envers le taux de carbone et C_m le taux de carbone dans la martensite. A titre d'exemple, dans leur modèle micromécanique Al-Abbassy et Nemes utilisent $\sigma_{Y,m0} = 650$ MPa et $S_c = 2687$ MPa (avec C_m exprimé en fraction massique) [Abb07].

Outre l'influence du taux de carbone les propriétés de la martensite dépendent aussi de son état de revenu. Honeycombe décrit le revenu de la martensite comme un processus en quatre étapes successives avec la montée en température [Hon81] :

- 1^{ère} étape : précipitation de carbures de transition
- 2^{ème} étape : décomposition de l'austénite résiduelle
- 3^{ème} étape : remplacement des carbures de transition par la cémentite, la martensite perd sa tétragonalité
- 4^{ème} étape : grossissement des précipités de cémentite, recristallisation de la ferrite.

L'utilisation de mesures de dilatométrie, de calorimétrie différentielle (DSC) et de diffraction de rayons X à haute température (HTXRD), ont permis de décrire plus en détail ces différents phénomènes dans le cas de nuances DP [Rea97,Wat06] :

- En dessous de 120°C: diffusion du carbone de la martensite vers la ferrite, ce qui réduit la tétragonalité de la martensite
- 120°C-200°C : précipitation de carbures ϵ ($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$) et, aux temps longs, de carbures η (Fe_2C)
- 200°C-300°C : précipitation des carbures de Hägg (Fe_3C)
- 250°C-350°C : décomposition de l'austénite résiduelle
- 290°C-390°C : transformation des carbures de transition en cémentite

L'autodiffusion du fer n'étant significative qu'au-delà de 350°C [Gut74], les phénomènes de restauration des dislocations ne sont à considérer que pour les traitements de revenu à haute température.

Garcia et al. ont montré que le revenu de la martensite n'était pas nécessairement homogène parmi tous les îlots d'une même structure [Gar07]. Des mesures locales du taux de carbone par PEELS (spectroscopie en pertes d'énergie des électrons en faisceau parallèle) leur ont permis d'attribuer ces différents états de revenu à la répartition hétérogène du carbone au cours du recuit intercritique.

Concernant l'impact de la température de revenu sur les propriétés mécaniques, Tavares et al. ont effectué des essais mécaniques sur une même nuance après différents traitements de revenu : 100°C, 200°C et 300°C pendant 30 minutes [Tav99]. Les courbes de traction correspondantes (Figure 6) montrent que le revenu conduit à une réduction de la résistance mécanique de la nuance. Cette réduction est d'autant plus importante que la température de revenu est élevée. Des essais Charpy montrent aussi une amélioration de la résilience des DP pour les revenus à 200°C et 300°C.

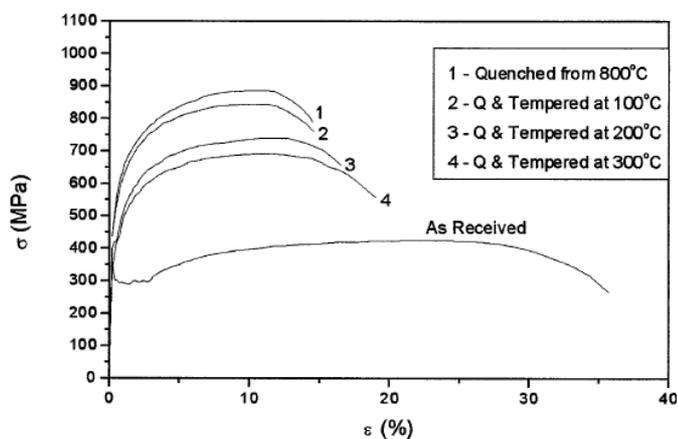


Figure 6 Courbe de traction pour une même nuance (0.12% de carbone) ayant subi différents traitements thermiques (As Received : état laminé, ferrito-perlitique) [Tav99]

Bien qu'il retrouve les mêmes tendances que Tavares et al. pour les hautes températures Davies détecte toujours une augmentation de la résistance mécanique aux faibles températures de revenu (Figure 7) [Dav81]. On peut donc supposer qu'à basse température, la dureté apportée par la précipitation de carbures de transition dans la martensite prévaut sur l'adoucissement lié à la perte de tétragonalité de cette dernière [Phi98].

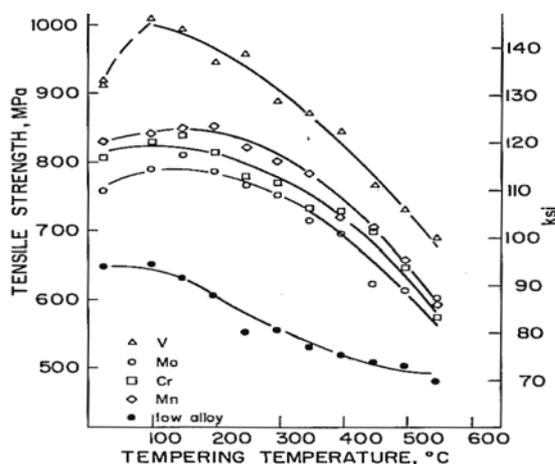


Figure 7 Evolution de Rm en fonction de la température de revenu (30 minutes de traitement) et des éléments d'alliage présents dans l'acier [Dav81]

Fang et al. ont testé l'impact du revenu des aciers dual phase sur les résultats des essais d'expansion de trou [Fan03]. L'essai d'expansion de trou, que nous présenterons plus en détail ultérieurement, met en jeu les mêmes mécanismes de rupture que l'essai de traction sur bande cisailée. Il nous intéresse donc particulièrement dans le cadre de la caractérisation de l'étude de l'endommagement de découpe. En dessous de 200°C, le traitement ne modifie pas le comportement en expansion de trou, entre 200°C et 300°C les résultats sont largement améliorés, au-delà de 300°C aucun gain supplémentaire n'est observé (Figure 8).

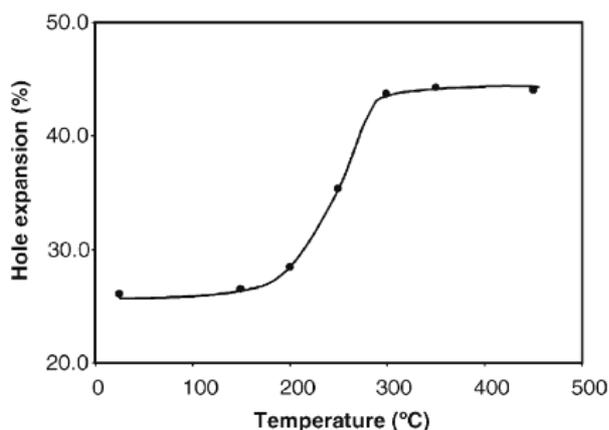


Figure 8 Résultats des essais d'expansion de trou en fonction de la température de revenu (temps de traitement : 1 heure)

Au niveau micromécanique, les mesures de déformation réalisées par corrélation d'images au cours d'essais de traction par Kang et al. ont permis de montrer la

différence de répartition des déformations dans une nuance DP avant et après revenu (450°C, 1h) [Kan07]. On constate que le revenu adoucit la martensite, réduisant ainsi les disparités de dureté entre les phases. Cette meilleure répartition des déformations permet de réduire la sollicitation des interfaces ferrite-martensite, ce qui conduit à retarder la cavitation.

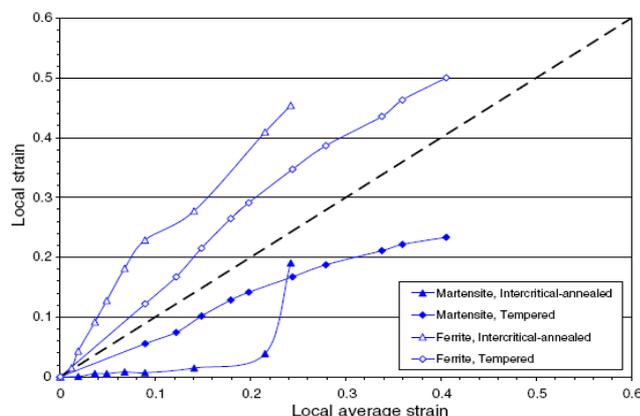


Figure 9 Répartition des déformations entre ferrite et martensite au cours d'un essai de traction pour une nuance à l'état recuit et à l'état revenu (450°C-1 heure)

Dans l'ensemble des études rencontrées, les effets du revenu les plus significatifs semblent se concentrer dans la gamme de températures 200°-300°C. Cependant, selon les auteurs, les phénomènes mis en jeu dans cette gamme de température ne sont pas les mêmes : diffusion, précipitation des carbures ϵ ou précipitation de la cémentite. Dans tous les cas, le mécanisme sous-jacent semble être l'adoucissement de la martensite qui permet une meilleure répartition des déformations dans la microstructure. Aux plus faibles températures, par contre, l'évolution des propriétés semble dépendre d'un équilibre entre durcissement par précipitation fine et adoucissement par perte de tétragonalité de la martensite.

I.C Contributions relatives de chacune des variables métallurgiques au durcissement des DP

La grande majorité des études attribue le durcissement des dual phase à l'effet composite, on peut cependant se demander quel est l'apport de chacun des modes de durcissement sur le comportement global d'une nuance DP. Le modèle le plus avancé dans cette voie est celui présenté par Delincé et al. [Del07]. En effet, il intègre : la taille de grain ferritique (Hall Petch), l'évolution de la densité de dislocations aux joints de grains (qui ajoute un terme à l'expression de l'écrouissage de type Taylor), le taux de carbone, et l'effet composite (homogénéisation basée sur le modèle d'inclusion d'Eshelby [Esh57]). Au total le modèle inclut 23 paramètres physiques. Les courbes de traction obtenues permettent de faire apparaître les différentes contributions au durcissement des dual phase (Figure 10).

On constate qu'avec le raffinement de la microstructure, les variables métallurgiques relatives à la ferrite contribuent de plus en plus au durcissement des dual phase par rapport à l'effet composite. Le principal apport du modèle, par rapport aux études basées sur le traitement thermique, est de pouvoir faire varier un paramètre indépendamment des autres. Les courbes correspondant aux trois principaux paramètres sont reportées sur la Figure 11.

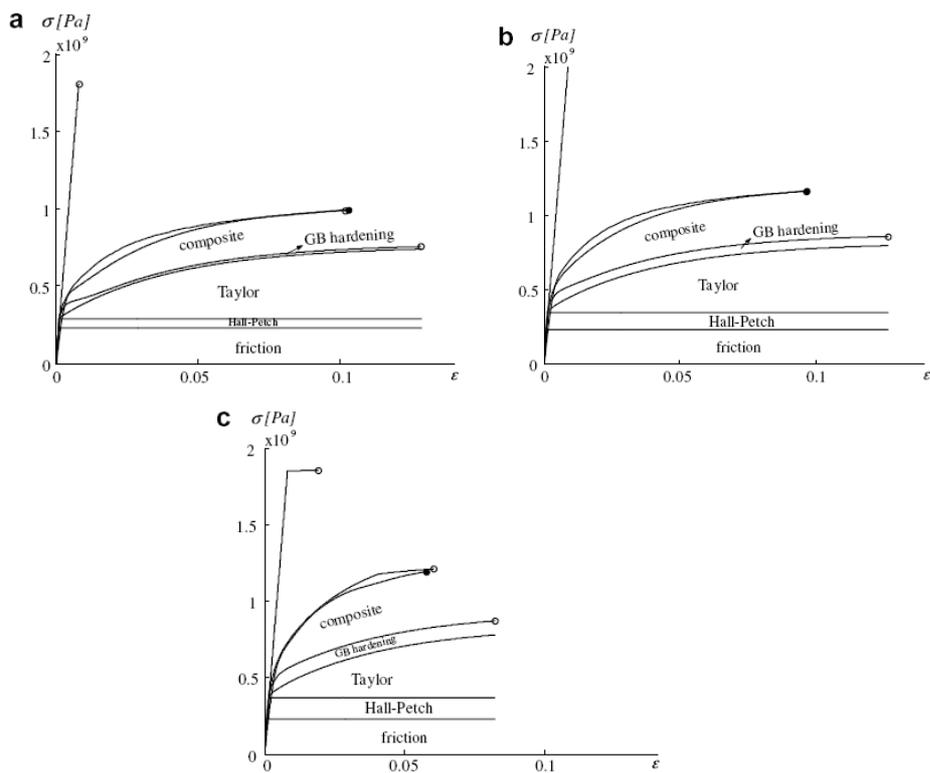


Figure 10 Courbes obtenues grâce au modèle de Delincé et al. [Del07] pour trois tailles de grains (a : 6.6 μm , b : 1.7 μm , c : 1.1 μm)

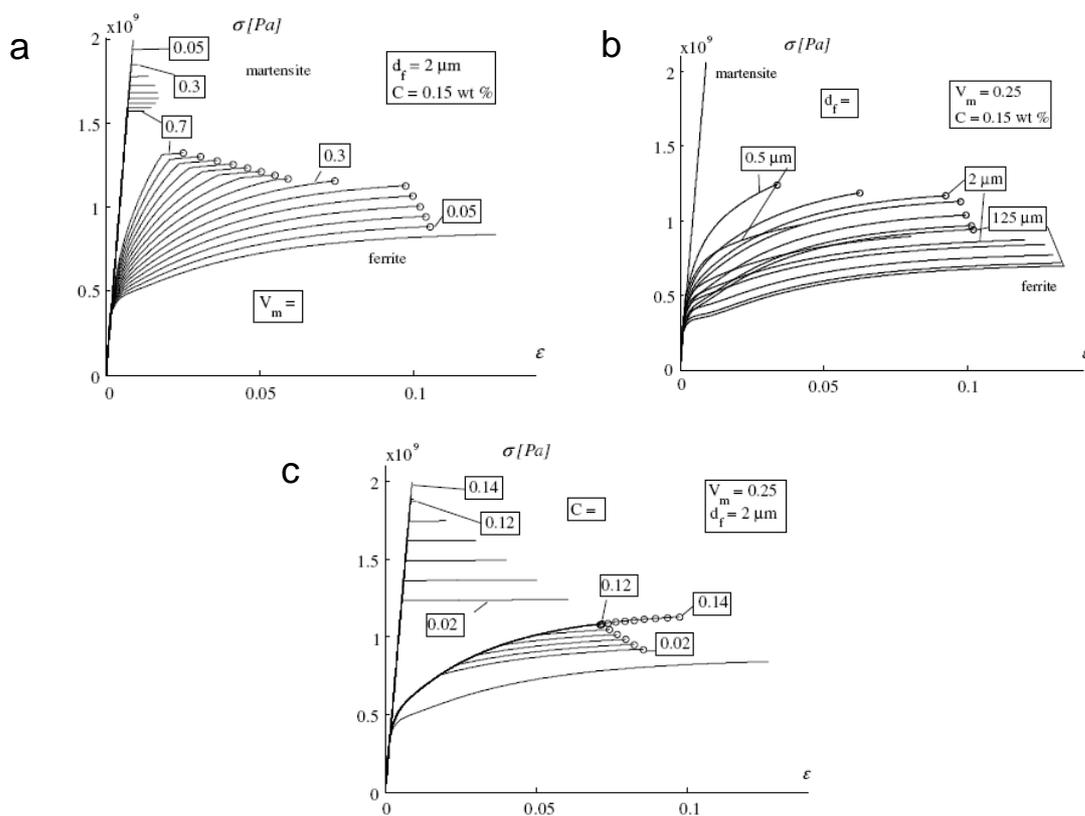


Figure 11 Courbes de traction d'une nuance DP et de chacune de ses phases calculées lorsque: a) le taux de martensite varie, b) la taille de grain ferritique varie, c) le taux de carbone varie [Del07]

En conclusion, de par ces différentes approches (expériences, modèles analytiques ou modèles micromécaniques), la connaissance de l'influence des différents paramètres métallurgiques sur la courbe de traction des dual phase semble acquise. Cependant, peu de données sont disponibles concernant leur impact sur l'endommagement. L'axe d'étude le plus intéressant relevé dans l'optique de réduire la cavitation est l'utilisation du revenu de la martensite pour réduire les disparités de propriétés entre les deux phases. Ce dernier aspect est de loin le moins étudié et n'a été intégré dans aucun modèle rencontré dans la littérature.

II Métallurgie de la nuance B85

Dans cette partie, deux types de traitements vont être appliqués : des traitements haute température pour simuler l'étape de recuit+galvanisation et des traitements basse température pour simuler une étape de revenu supplémentaire appliquée aux tôles galvanisées. De manière à ne pas multiplier les paramètres nous travaillerons à chimie constante. Nous disposons pour cela d'une même nuance dans deux états métallurgiques distincts : l'une, à l'état laminé à froid (B85L) pour simuler les recuits et l'autre, galvanisée (B85) pour simuler les revenus.

II.A Caractérisation métallurgique des états de réception

Avant de traiter nos deux nuances, il convient de caractériser leur microstructure à l'état de réception.

1) B85L

La Figure 12 présente la microstructure de la nuance B85L. Elle est constituée d'une matrice fortement écrasée par le laminage avec quelques îlots durs moins déformés. En accord avec les observations de Rocha et al. [Roc05], on peut supposer que la matrice est ferrito-perlitique et que les îlots sont des composés MA (martensite + austénite résiduelle). Il n'est pas nécessaire d'approfondir l'étude de cette microstructure qui va être quasiment entièrement effacée lors du recuit intercritique.

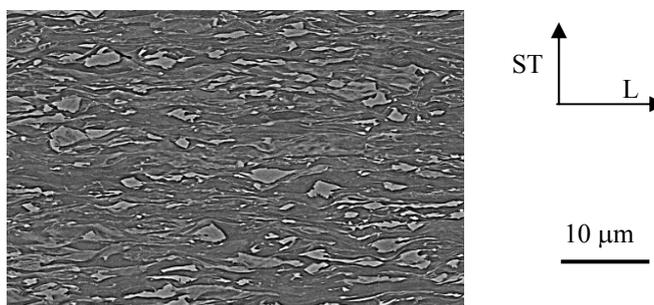


Figure 12 Microstructure de la nuance B85L (laminée non recuite)-attaque Nital, MEB, électrons rétrodiffusés

2) B85

Des clichés MEB de la microstructure de la nuance B85 ont déjà été présentés dans la première partie. L'analyse d'image sur ces clichés a conduit à une mesure du taux de phase dure d'environ 23%.

Le MEB-FEG (microscope à canon à émission de champ) permet de révéler la structure fine de la martensite (Figure 13). On constate que les îlots sont entièrement martensitiques : on n'observe pas d'austénite résiduelle à leur périphérie. Cette observation à plus fort grossissement permet aussi de mieux appréhender la forme 3D des îlots : on distingue ainsi qu'ils présentent une forme ellipsoïdale aplatie dans le sens du laminage. L'observation de lames minces au MET (microscope électronique en transmission) permet de distinguer les différents paquets présents dans la martensite de par les différentes orientations de leur micromaillage.

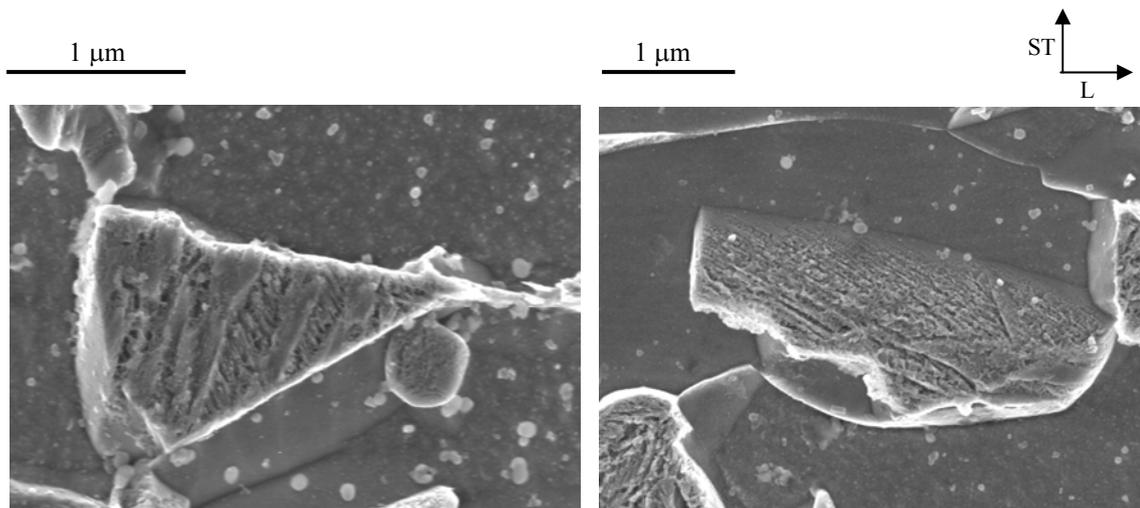


Figure 13 B85: Îlots de martensite (MEB FEG attaque Nital)

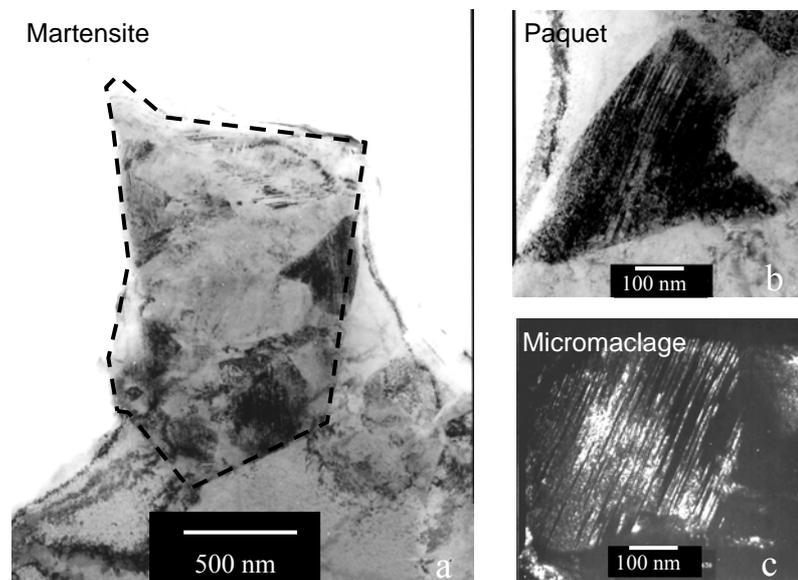


Figure 14 Structure des îlots de martensite (MET, lame mince ; a, b : champ clair ; c : champ sombre)

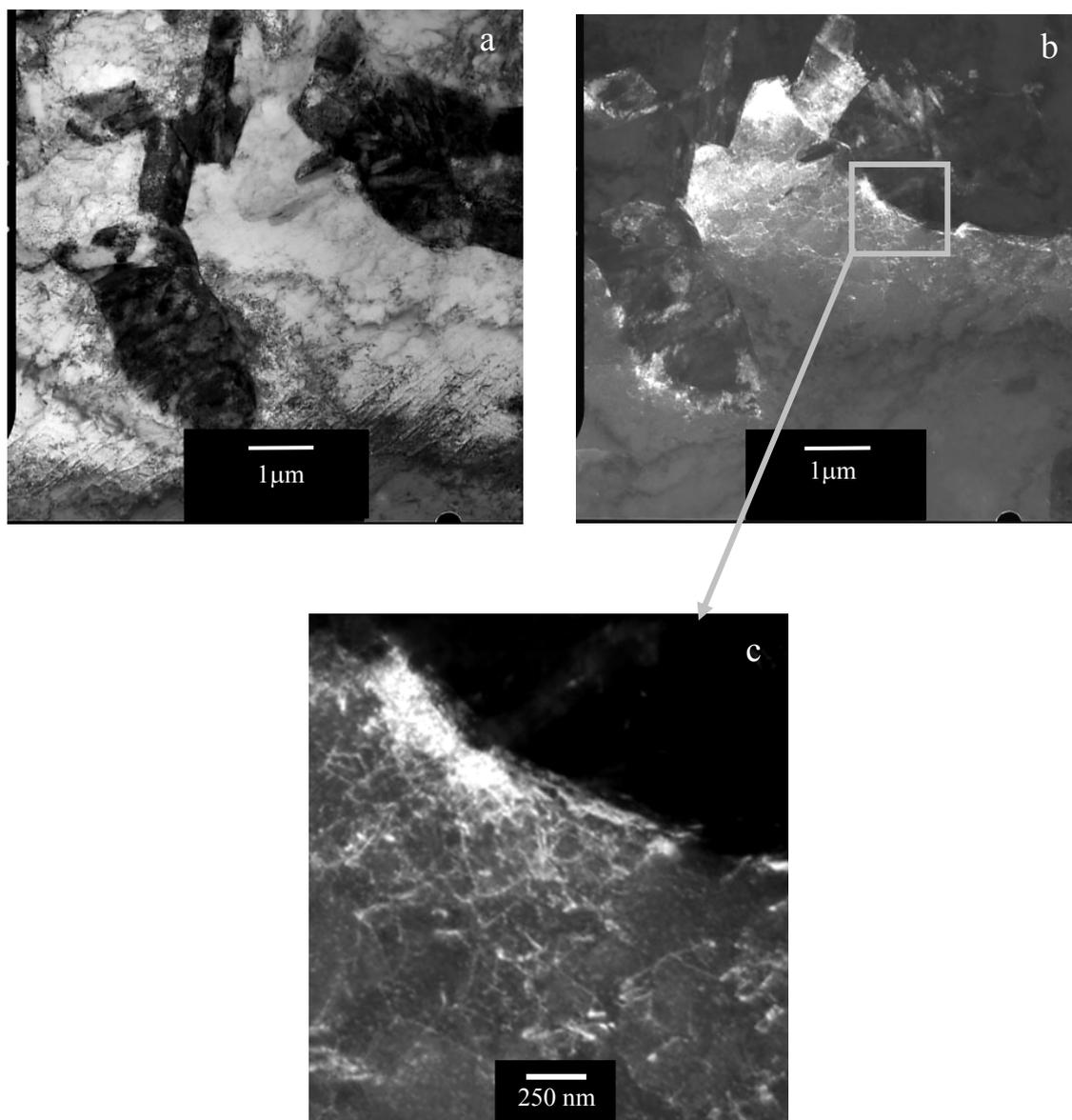


Figure 15 Mise en évidence de la concentration des dislocations aux interfaces ferrite-martensite (MET, lame mince ; a : champ clair; b,c: champ sombre)

L'utilisation en champ sombre du MET nous permet aussi de mettre en évidence les dislocations présentes dans la ferrite (Figure 15). Nous avons observé une concentration préférentielle de dislocations aux interfaces ferrite-martensite et plus particulièrement aux alentours des îlots de petite taille. Ces dislocations naissent dans la ferrite au moment de la transformation de la martensite de manière à accommoder les déformations induites par celle-ci [Gal02].

Le taux de carbone dans la martensite a été mesuré à 0.38% en masse par PEELS. Cette mesure est cohérente avec le taux de martensite déterminé par analyse d'images. En effet si l'on fait l'hypothèse d'un carbone essentiellement contenu dans la martensite : $0.38\% \cdot 0.23 \approx 0.09\%$, soit le taux de carbone dans la nuance.

L'observation au MET et l'analyse par EDX (spectrométrie en dispersion d'énergie des rayons X) des précipités nanométriques ont été rendues possible par la préparation de répliques de la surface de la microstructure¹ (Figure 16).

Dans la matrice ferritique, on observe quelques carbonitrides de Titane. Leur faible concentration nous conduit à supposer que leur impact sur les propriétés mécaniques de la nuance est négligeable. On dénombre par contre une quantité significative de carbures dans la martensite. Ils se concentrent à l'intérieur des îlots de grosse taille ($>3\mu\text{m}$) et aux interfaces pour les plus petits. Cette précipitation témoigne du revenu partiel de la martensite au cours du traitement de galvanisation (autorevenu) et le fait que les carbures se concentrent aux interfaces dans les petits îlots nous donne un ordre d'idée des distances de diffusion mises en jeu au cours de ce phénomène.

D'autres carbures, de taille plus importante, ont été détectés à proximité des îlots de martensite. Les analyses chimiques révèlent une présence plus importante de chrome, un élément alphasène, dans leur environnement par rapport aux carbures présents dans la martensite. On peut donc supposer que ces carbures ont été formés à plus haute température que la martensite. Ces amas correspondraient donc à des zones de précipitation bainitique non observables au MEB. Ces structures qui apparaissent, au cours de refroidissement des aciers, dans des gammes de températures intermédiaires, entre bainite supérieure et martensite, sont nommées bainite granulaire [Maz97]. Des zones de ce type ont été régulièrement observées près des plus gros îlots de martensite mais toujours dans des proportions réduites.

Quelques îlots austénitiques ont aussi été détectés au MET. Saleh et Priestner ont montré que l'austénite résiduelle contenue dans les DP était très instable mécaniquement et se transformait complètement aux faibles déformations [Sal01]. On peut donc supposer minime leur impact sur l'endommagement.

Cette expertise MET de l'acier B85 a montré une grande complexité de la microstructure par rapport aux descriptions classiques des structures dual phase : présence d'autres phases que ferrite et martensite, précipitation de carbures, revenu partiel de la martensite... On constate notamment l'importance des interfaces ferrite-martensite à proximité desquelles se concentrent dislocations, amas bainitiques et carbures.

¹ A noter : Les répliques étant déposées sur des grilles de cuivre, les pics du cuivre ne sont pas à prendre en compte dans les analyses chimiques

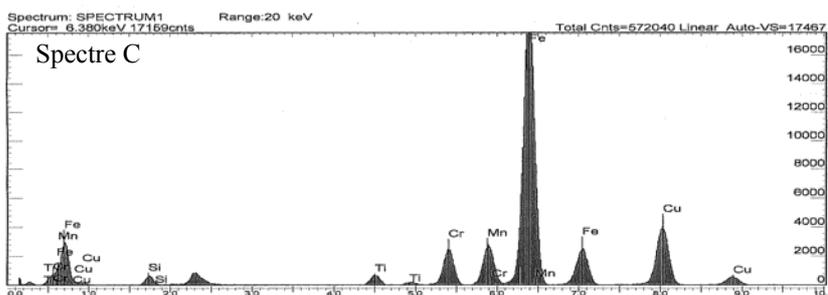
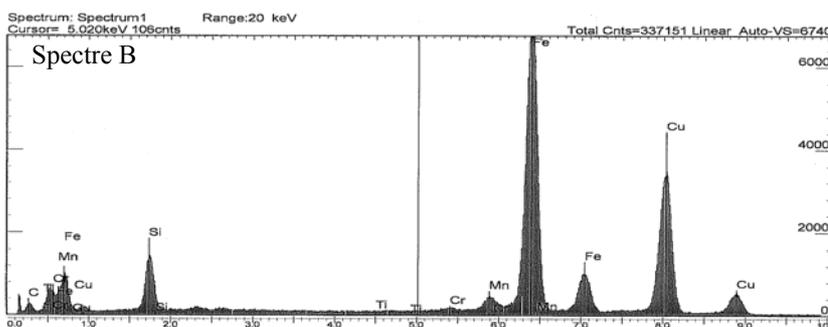
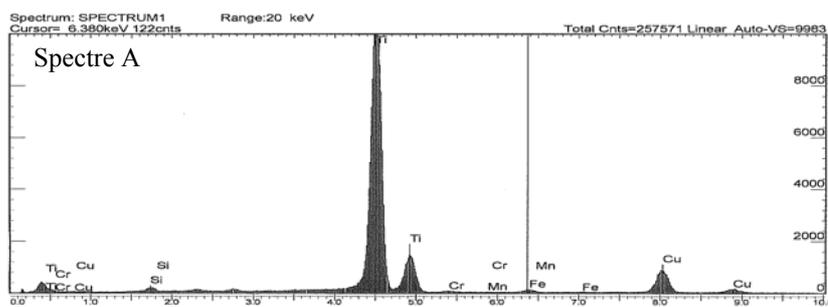
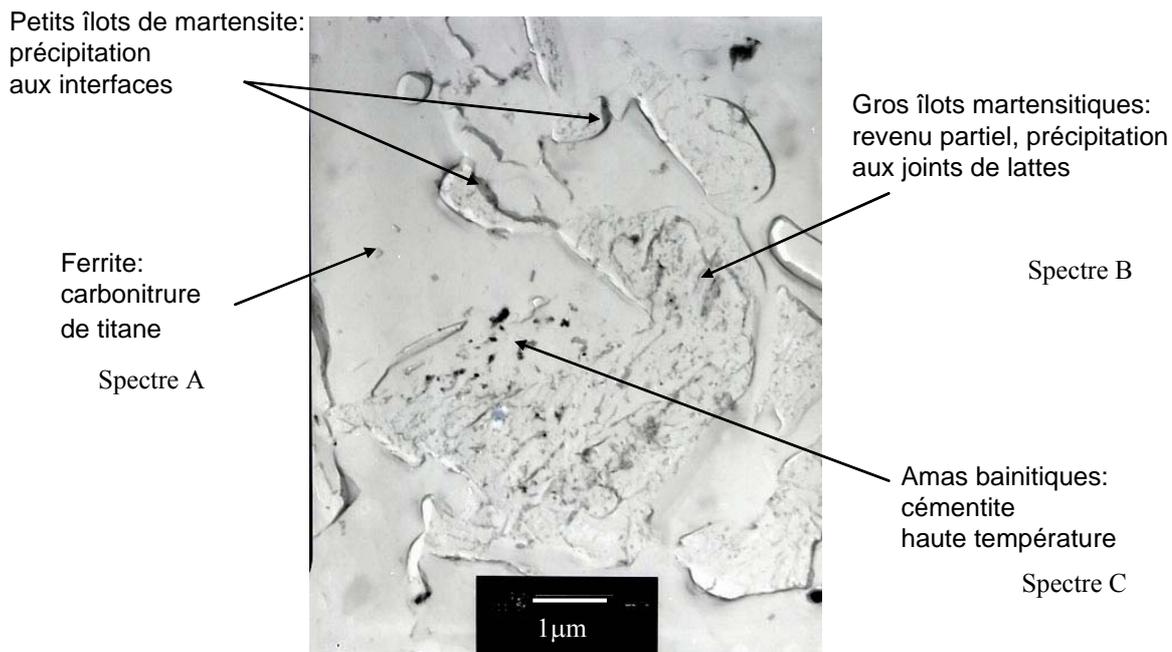


Figure 16 Nature des précipités présents dans la nuance B85 (MET, réplique+analyse EDX)

II.B Détermination des domaines de transformation de phase de la nuance dual phase B85L

Afin d'interpréter au mieux les microstructures obtenues lors des simulations de recuit, nous avons procédé à une campagne d'essais de dilatométrie sur la nuance B85L visant à déterminer les transformations rencontrées dans le domaine de vitesses de refroidissement utilisées industriellement.

Les essais ont été réalisés sur un dilatomètre absolu de type Armines-Adamel. Un appareil de ce type est décrit dans [Pok94]. Les éprouvettes sont de forme parallélépipédique, de dimensions 20x1.5x1.5 mm³. Les refroidissements rapides sont assurés par pulsation d'hélium sur l'échantillon.

1) Détermination de Ac₁ et Ac₃

Comme nous l'avons vu dans l'introduction, les microstructures DP sont obtenues, après un laminage à chaud ou a froid, via un maintien dans le domaine intercritique, suivi d'une trempe ; le maintien permettant de faire germer et croître l'austénite et la trempe de la transformer en martensite. La première étape de notre étude dilatométrique consiste donc à déterminer les bornes du domaine intercritique. Comme les aciers que nous étudions sont issus du laminage à froid et donc chauffés jusqu'au domaine intercritique, nous nous contenterons d'approcher Ac₁ et Ac₃ par la chauffe. Les modalités de ce premier traitement ainsi que la courbe dilatométrique correspondante sont présentés sur la Figure 17.

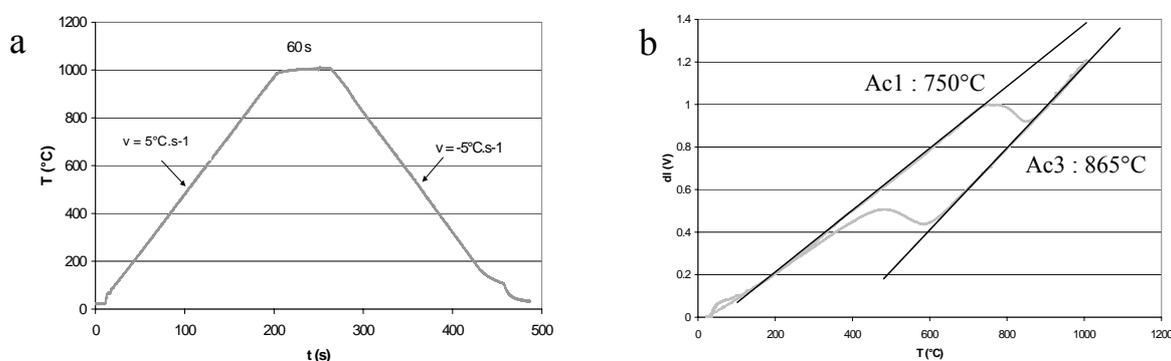


Figure 17 Détermination de Ac₁ et Ac₃ par dilatométrie : a) cycle thermique imposé, b) réponse en dilatation

La transformation austénitique a donc lieu entre 750°C et 865°C. La loi des mélanges appliquée à la courbe de dilatométrie permet de calculer l'évolution du taux d'austénite sur cette plage de température (Figure 18). Si l'on considère, en première approximation, que toute l'austénite formée durant le palier de recuit est transformée en martensite lors de la trempe, on peut estimer la température de maintien subie par la nuance B85. En effet sa microstructure présentant 23% de martensite, on peut supposer qu'elle a été maintenue aux environs de 790°C.

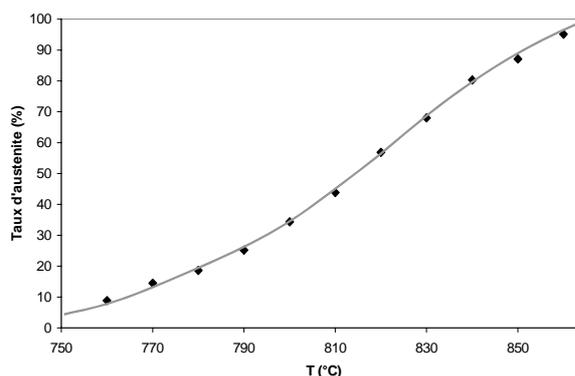


Figure 18 Evolution du taux d'austénite au cours du chauffage à 5°C/s

2) Transformations au cours du refroidissement

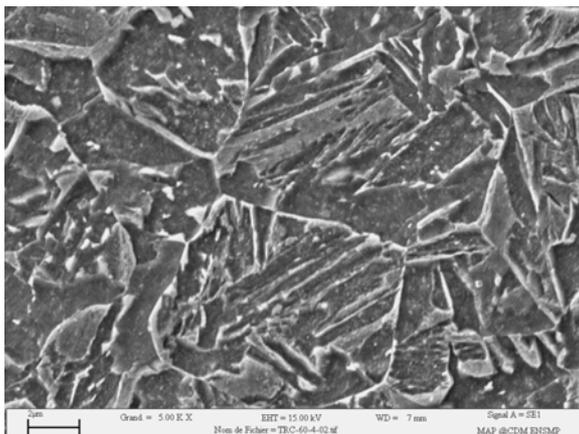
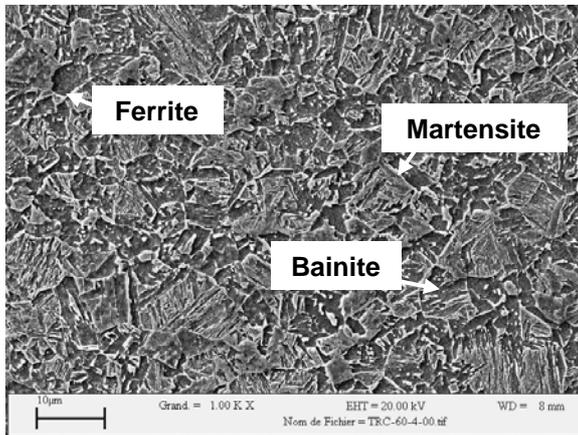
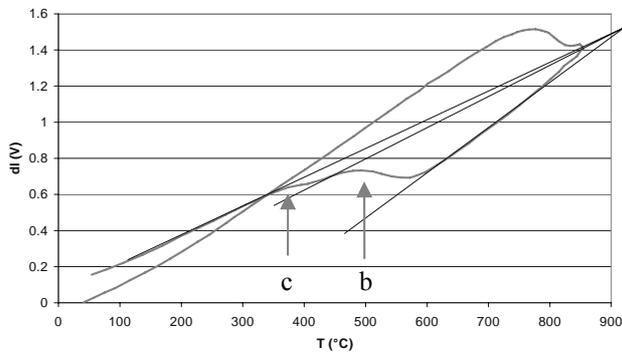
Pour déterminer les différents domaines de transformation au cours du refroidissement qui suit le maintien intercritique, quatre traitements différents ont été réalisés pour couvrir la gamme de vitesses de refroidissement généralement rencontrées au niveau industriel : 60, 40, 20, 10°C.s⁻¹. Ces refroidissements sont appliqués après un palier de 60 secondes à 850°C. Nous nous sommes volontairement placés très haut dans le domaine intercritique (90% d'austénite) de manière à ce que les transformations soient les plus visibles possible sur les courbes de dilatométrie.

L'étude des courbes obtenues (Figure 19) met en évidence l'existence de deux à trois transformations de phases au cours du refroidissement en fonction de la vitesse appliquée : une première, de faible amplitude, observée entre 720°C et 580°C selon la vitesse appliquée (a); une deuxième, la plus importante en termes de quantité d'austénite transformée, entre 670°C et 430°C (b); enfin, une dernière entre 475°C et 300°C dont l'amplitude augmente avec les grandes vitesses de refroidissement (c).

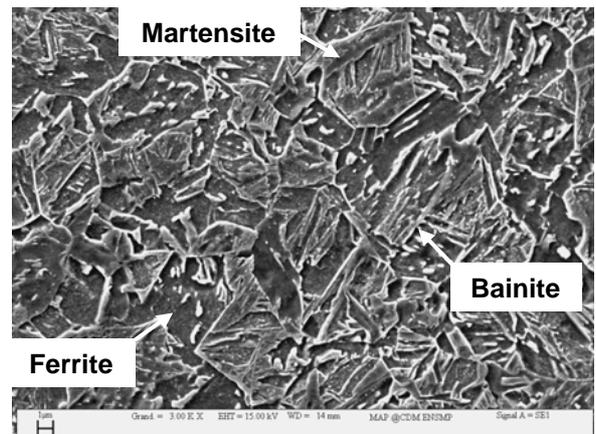
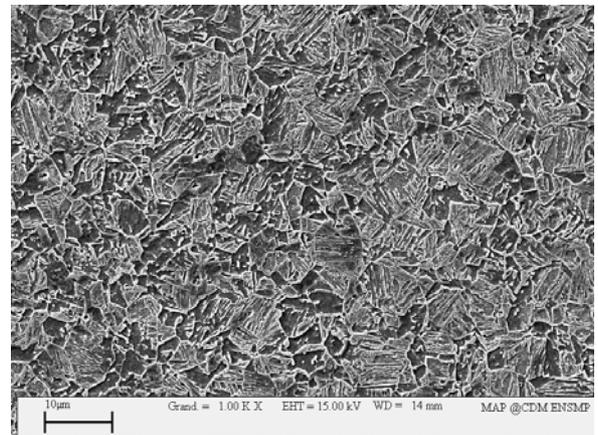
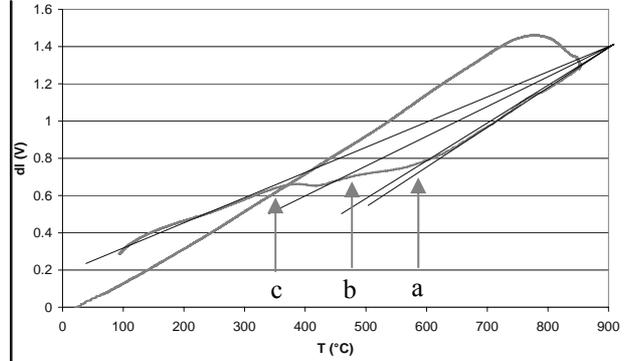
Au niveau microstructural, on constate la précipitation majoritaire d'une phase lamellaire ou en lattes qui n'avait pas été observée dans le B85. Cette morphologie semble pouvoir être attribuée à de la bainite supérieure. Du fait de l'importance de son amplitude et du domaine de température qu'il couvre, on assigne donc le deuxième domaine de transformation observé sur les courbes à la transformation bainitique². La ferrite est très faiblement présente dans les quatre échantillons, on constate néanmoins que sa quantité augmente avec les vitesses lentes, ce qui correspond à la première transformation rencontrée sur les courbes. La martensite et la bainite ne sont pas aisément discernables ; il semble cependant que la martensite se raréfie avec les vitesses de refroidissement lentes ce qui correspond au dernier domaine de transformation.

² Lorsque cela n'est pas précisé nous associerons le terme bainite uniquement à la bainite supérieure en lattes par opposition à la bainite granulaire.

Refroidissement 60°C/s



Refroidissement 40°C/s



Refroidissement 20°C/s

Refroidissement 10°C/s

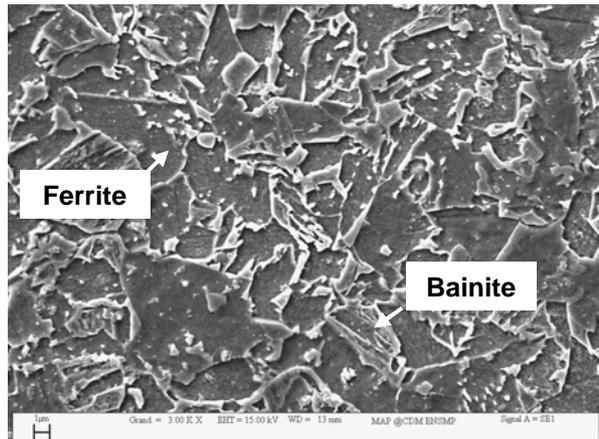
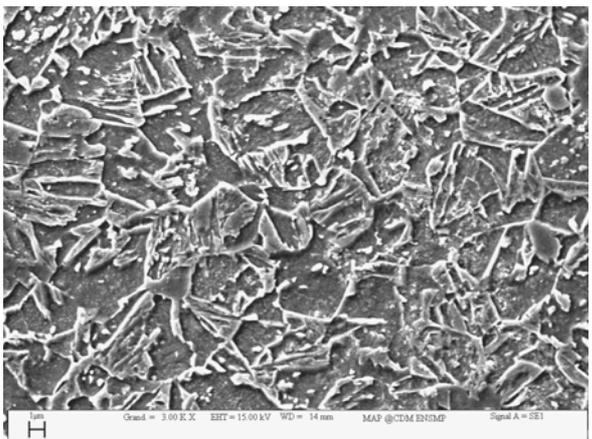
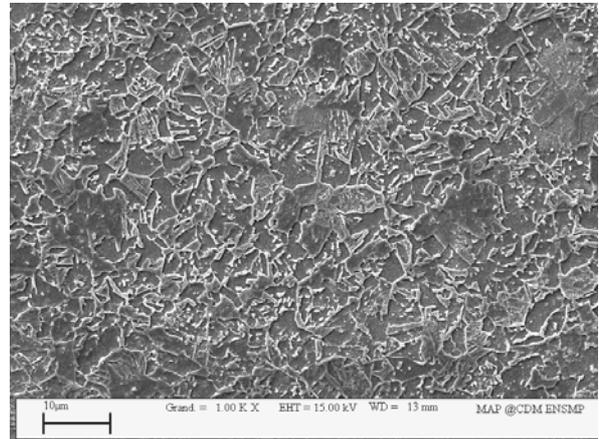
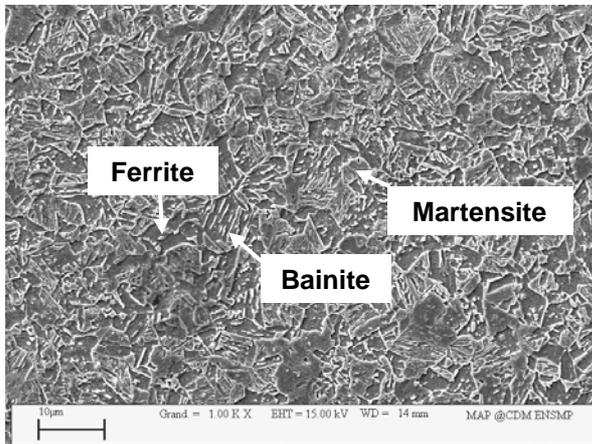
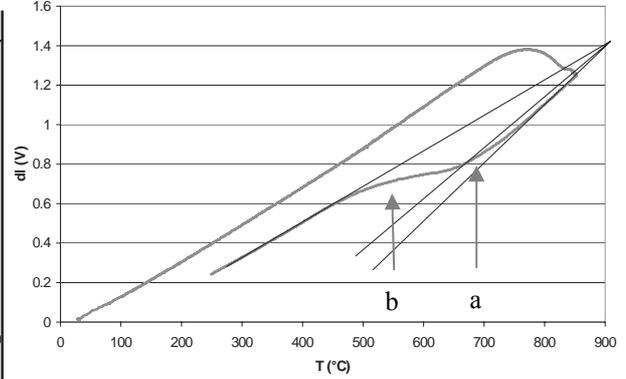
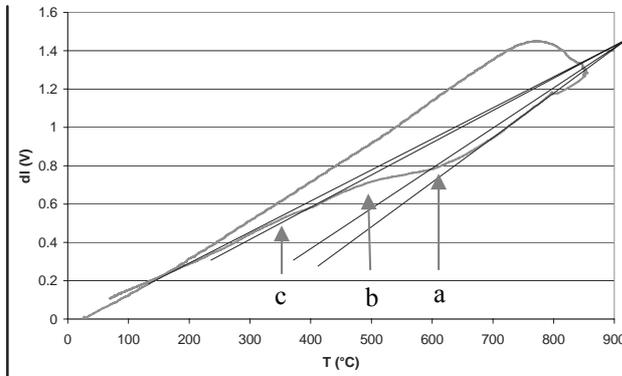


Figure 19 Courbes dilatométriques et microstructures obtenues pour quatre vitesses de refroidissement différentes (austénitisation 850°C, 1 minute ; attaque Nital)

3) Diagramme TRC

Les observations du paragraphe précédent nous permettent de tracer le diagramme TRC de la nuance dans le domaine de vitesses de refroidissement étudié [-60°C/s ; -10°C/s] (Figure 20). La température Ms mesurée (470°C) paraît particulièrement élevée³. Cependant d'autres études ont présenté des températures de transformation martensitique supérieures à 450°C dans les dual phase bas carbone [Lis05, Kum07]. Les observations MET ayant montré que la précipitation de la bainite granulaire était fortement liée à la présence de martensite, on peut supposer que leurs domaines de précipitation sont difficilement discernables [Spe81]. Ainsi le domaine marqué A+M sur le TRC regrouperait la précipitation de la bainite granulaire et la transformation martensitique.

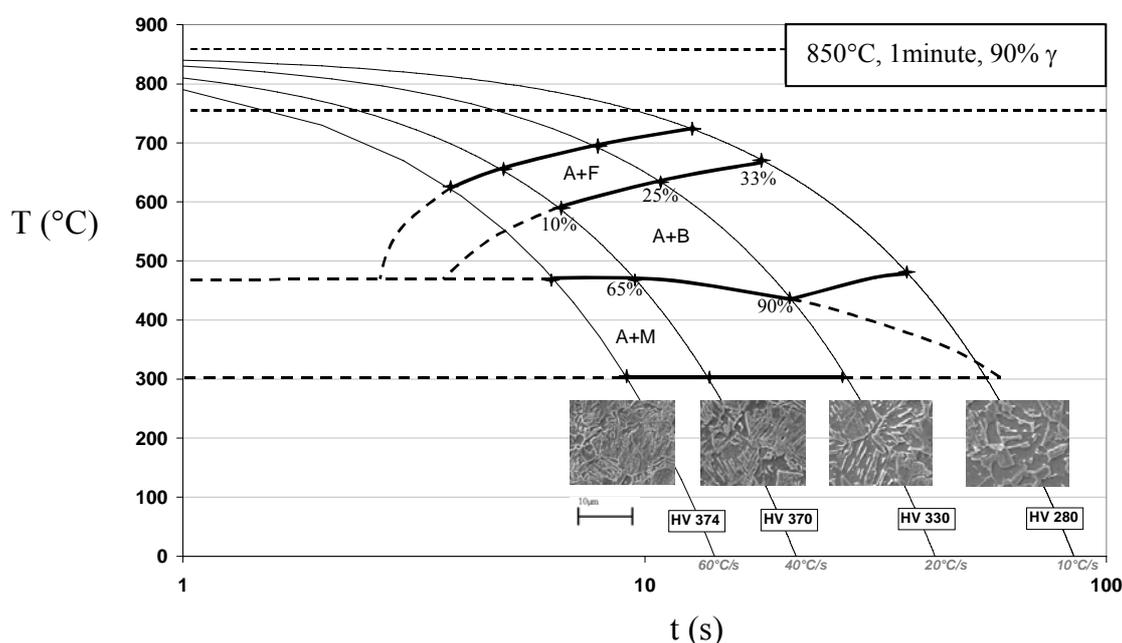


Figure 20 Diagramme TRC de la nuance B85L après austénitisation à 850°C pendant 1 minute⁴ (A : austénite, F : ferrite, B : bainite en lattes, M : martensite)

Le principal constat issu de cette campagne est la grande difficulté à obtenir de la ferrite au cours du refroidissement dans la gamme de vitesses utilisée au cours du recuit de galvanisation. La ferrite présente dans les DP est donc principalement issue de la ferrite non transformée en austénite lors du maintien intercritique, ce qui implique des températures de maintien plus faibles.

Le faible taux de ferrite a directement profité à la transformation bainitique. Cette précipitation a largement influé sur les propriétés mécaniques de la nuance : les niveaux de dureté Vickers obtenus sont bien supérieurs à celui du B85 (mesuré à 260 HV).

³ Les températures calculées par les formules empiriques de Andrews [And65] et Steven et Haynes [Stev56] donnent respectivement 426°C et 436°C

⁴ Charge utilisée pour les essais de dureté Vickers : 10 kg

III Impact des paramètres du traitement de recuit sur le comportement en découpe

La principale étape sur laquelle on peut intervenir pour modifier la microstructure de nos nuances est le traitement de recuit intercritique + galvanisation. Dans cette partie les microstructures issues d'une campagne de simulation de recuit sont caractérisées pour déterminer les paramètres les plus influents sur le comportement en découpe

III.A Présentation de la campagne de traitement et de caractérisation mécanique

Les traitements suivants ont été réalisés sur le four de simulation RC2 d'Arcelor Research à Maizières-lès-Metz. Ces résultats ont été obtenus avec le concours de Bruno Corea dans le cadre de son travail de stage.

1) Les traitements utilisés et les paramètres étudiés

Comme nous l'avons vu dans l'introduction, suite au laminage à froid, les tôles subissent un maintien intercritique pour faire germer l'austénite. Les produits que nous étudions sont voués à être galvanisés pour les protéger de la corrosion. Le bain de zinc, inséré dans la ligne de recuit, induit un palier à 460°C au cours du refroidissement consécutif au maintien intercritique.

Deux types de traitements ont été utilisés pour notre campagne (Figure 21) : l'un simulant le profil d'une ligne courte (LC), environ 200m et l'autre d'une ligne longue (LG), environ 600m. Pour chacun des profils les paramètres testés au cours de la campagne sont :

- la température de recuit 780°C, 800°C et 830°C
- la vitesse de ligne : 40m/minute, 70m/minute, 100m/minute (uniquement sur LG⁵)

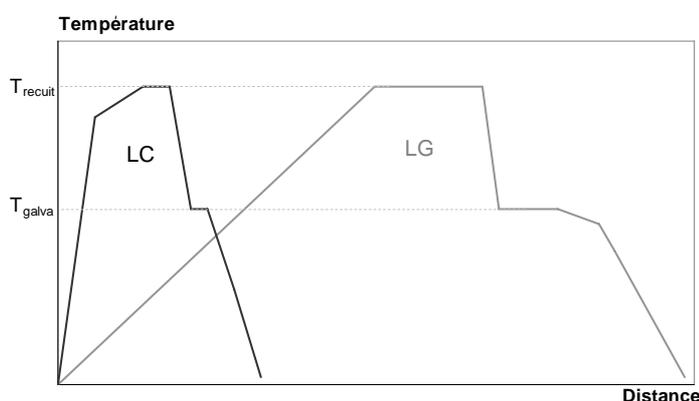


Figure 21 Profils de ligne simulés : LC : ligne courte ; LG : ligne longue

⁵ Les pentes de refroidissement du profil LC à 100m/minute sont hors des gammes accessibles par le simulateur pour des tôles de 1,5mm d'épaisseur.

2) L'essai d'expansion de trou sur poinçon plat

L'ensemble des tôles traitées a été caractérisé mécaniquement par deux essais de traction⁶ et un essai d'expansion de trou sur poinçon plat appelé KWI⁷. Cet essai a été choisi pour tester le comportement des bords découpés car l'essai sur bande cisailée ne pouvait pas être mis en œuvre du fait de la faible taille de la zone de traitement homogène dans le four RC2.

Un essai d'expansion de trou consiste à emboutir sur un poinçon une éprouvette carrée percée. Le taux d'expansion critique du trou est donné par la formule suivante :

$$Ac\% = 100 \frac{D_h - D_0}{D_0} \quad (7)$$

Avec D_0 diamètre initial du trou et D_h diamètre de trou à l'apparition de la première fissure. Lors de ces essais, l'essentiel de la déformation se localise sur les bords des trous [Fra06]. Les poinçons généralement utilisés sont coniques et induisent dans la tôle des déformations hors-plan. Le poinçon plat permet de contenir les déformations dans le plan de la tôle et de se rapprocher ainsi des conditions qui conduisent à l'apparition de fissures lors de l'emboutissage (Figure 22).

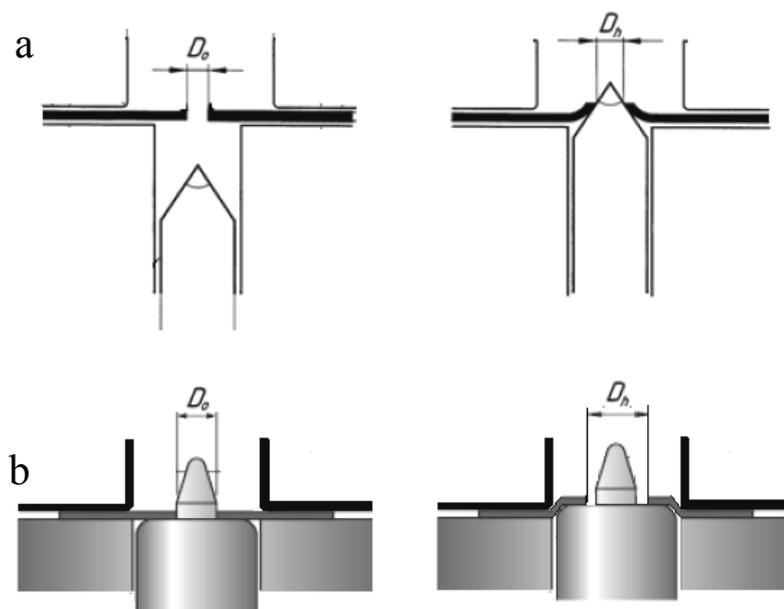


Figure 22 Expansion de trou sur poinçon conique(a) et poinçon plat(b)[Bou06]

Pour avoir le même état d'endommagement sur le bord du trou que sur un bord découpé à la cisaille, les trous sont découpés à l'emporte-pièce. La Figure 23 montre le faciès d'un bord de trou poinçonné ainsi que l'aspect d'un trou à la fin d'un essai KWI. On constate bien la ressemblance entre bord cisailé et bord poinçonné ainsi que la similitude des modes de rupture des bandes cisailées et des éprouvettes KWI, qui

⁶ Les essais de traction présentés dans cette partie ont été réalisés chez Arcelor Research. Les éprouvettes ainsi que les vitesses de sollicitation utilisées pour les essais de traction diffèrent entre Arcelor Research et le Centre des Matériaux ce qui explique l'obtention d'allongements à rupture généralement plus faibles.

⁷ KWI pour Kaiser Wilhelm Institute, où l'essai a été mis au point en 1929 par Siebel et Pomp [Fra06]

présentent les mêmes petites fissures initiées dans la zone affectée par le procédé de découpe. Concernant la mesure de perte de ductilité, Nishimoto et al. ont constaté les mêmes écarts entre les expansions de trous découpés à l'emporte-pièce et fraisés que ce que nous avons pu mesurer entre bandes cisillées et fraisées [Nis81].

L'optimisation des paramètres de l'essai (diamètre du trou, diamètre du poinçon, rayon de congé du poinçon...) de manière à limiter les éléments parasites (rupture au congé du poinçon, cintrage de la surface poinçonnée, sensibilité à l'orientation de la bavure...) a fait l'objet d'un rapport interne Arcelor Research [Bou06]. La géométrie retenue, ainsi que le mode opératoire de l'essai, sont reportés dans l'annexe A.3. La vitesse d'emboutissage appliquée est de 0,5mm/s.

3) Résultats

Les problèmes de fissuration des bords étant apparus avec la montée en gamme de résistance des nuances DP, il convient de raisonner à R_m équivalent lorsque que l'on veut comparer la sensibilité à l'endommagement de découpe de deux tôles. Pour mettre en valeur ce point de vue, les résultats des caractérisations mécaniques sont présentés dans le plan $R_m/Ac\%$. Chacun des graphiques de la Figure 24 classe les tôles selon l'un des paramètres étudiés dans la campagne : type de ligne, température de revenu et vitesse de ligne.

On constate que les résultats se concentrent dans une bande au sein de laquelle la sensibilité à la découpe augmente linéairement avec le gain de R_m . Cette observation est en accord avec l'apparition des problèmes de fissuration avec la montée en gamme.

Les trois paramètres classent les résultats de manières très différentes :

- Le type de ligne sépare clairement les nuances selon leur R_m , les tôles issues de la ligne longue présentant les plus faibles R_m et les tôles issues de la ligne courte les plus forts.
- L'augmentation de la température de recuit est le paramètre qui semble, à R_m équivalent, le plus bénéfique au KWI. D'ailleurs, les trois tôles qui se détachent le plus de la zone de décroissance linéaire ont toutes été traitées à 830°C⁸.
- La même vitesse de ligne (70m/min) conduit à la fois au meilleur compromis $Ac\%/R_m$ comme au moins bon. Nous considérerons donc la vitesse de ligne comme un paramètre secondaire par rapport aux deux autres.

Avec l'augmentation de la température de recuit, nous mettons ici en avant un premier paramètre permettant d'améliorer significativement le comportement en découpe de nos tôles. On constate que l'amélioration marque deux paliers distincts : le passage de 780°C à 800°C, même s'il semble systématiquement bénéfique pour l'essai d'expansion de trou, ne semble pas marquer une amélioration aussi importante que le passage de 800°C à 830°C.

⁸ Le point correspondant aux modalités LC-830°C-40m/min présente des caractéristiques particulièrement basses par rapport aux échantillons présentant des paramètres de recuit voisins. Le traitement et la caractérisation d'un second échantillon seraient nécessaires pour s'assurer de la validité de ces résultats.

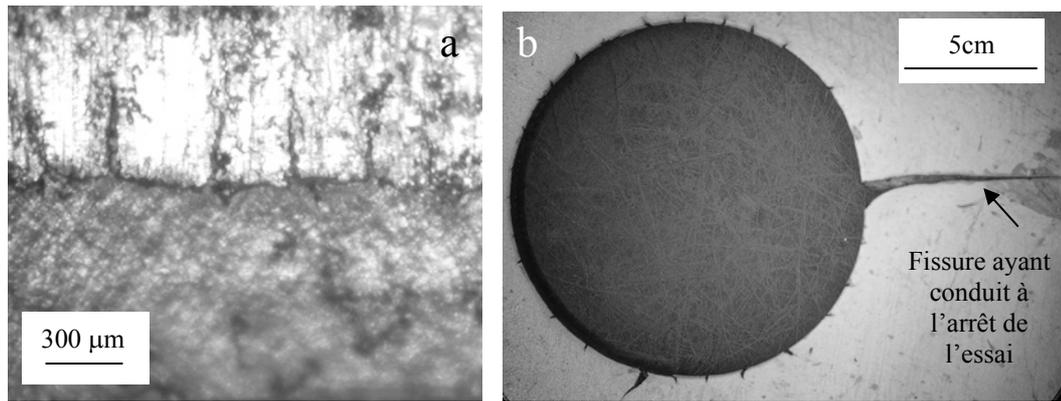


Figure 23 Mise en évidence des similitudes entre l'essai sur bandes cisillées et l'essai KWI : a) faciès des bords poinçonnés b) réseau de fissures en fin d'essai KWI

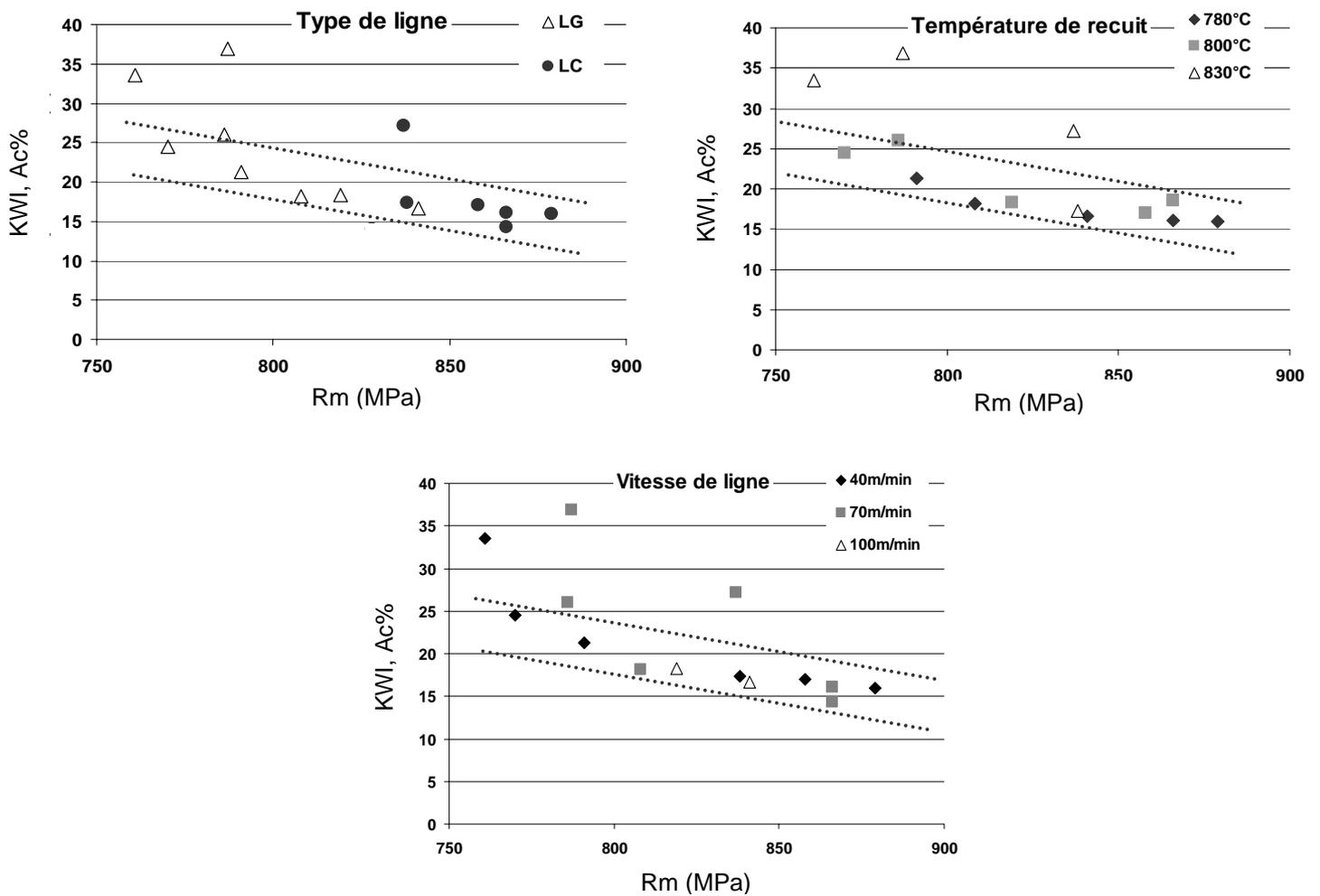


Figure 24 Propriétés mécaniques des tôles issues des simulations de recuit+galvanisation en fonction des principaux paramètres de traitements.

III.B Mise en évidence de l'impact métallurgique des paramètres de recuit

Nous présentons ici les résultats des expertises métallurgiques des tôles issues de la campagne de recuit afin de mettre en évidence les liens paramètres de recuit-microstructure-propriétés mécaniques. Les clichés présentés sont tous réalisés au MEB après attaque Nital.

1) Type de ligne

Nous avons vu précédemment que le type de ligne classait nos tôles en deux groupes de Rm avec une frontière aux environs de 840MPa. La Figure 25 présente les microstructures obtenues avec chacune des lignes pour deux températures de recuit différentes. On constate que, quelle que soit la température de recuit, la ligne courte conduit à la formation de plus de martensite que la ligne longue. Selon la température de recuit la ligne longue va conduire à une transformation bainitique plus importante ou à un grossissement du grain ferritique par rapport à la ligne courte. Nous reviendrons sur cette différence dans le paragraphe suivant consacré à l'impact de la température de recuit. Dans tous les cas, la ligne longue favorise la formation des phases obtenues à haute température par rapport à la martensite. Cela s'explique en comparant les longueurs de ligne situées à haute température pour chacun des profils : la ligne longue compte 200m entre le début du maintien intercritique et la fin du palier galvanisant contre 60m pour la ligne courte. Ces considérations expliquent aussi l'effet secondaire de la vitesse de ligne par rapport au type de ligne car, même à 100m/min sur la ligne longue l'acier restera une fois et demie plus longtemps à haute température que sur la ligne courte à 40m/min.

Le lien entre propriétés mécaniques et microstructure est direct : le classement en Rm des nuances issues des deux lignes est directement lié à la différence de taux de martensite entre les deux types de traitements.

2) Température de recuit

La Figure 26 présente les microstructures obtenues pour un traitement sur ligne courte à 70 m/min avec trois températures de recuit différentes : 780°C, 800°C et 830°C. Les propriétés mécaniques correspondant à ces microstructures sont reportées dans le Tableau 1. On constate, avec l'augmentation de la température de recuit, un effacement progressif de la microstructure d'origine du B85L. Entre 780°C et 800°C on observe essentiellement une croissance du grain ferritique alors que l'échantillon traité à 830°C se démarque par la précipitation importante de bainite. Ces différentes transformations sont visibles sur les courbes dilatométriques correspondant à ces traitements (Figure 27).

Au niveau des propriétés mécaniques, l'allongement à rupture et l'expansion de trou sont légèrement améliorés lorsque l'on passe de 780°C à 800°C. Ceci s'explique par un gain de ductilité lié soit à la croissance du grain ferritique qui s'accompagne d'une réduction des longueurs d'interface soit à la relaxation d'une partie des contraintes résiduelles dues au laminage. On constate que, malgré cette croissance de grain, Rm et Rp₀₂ conservent des niveaux équivalents. Ceci peut s'expliquer par un taux de martensite sans doute plus élevé du fait du taux d'austénite transformé au recuit plus important à 800°C qu'à 780°C (cf. Figure 18).

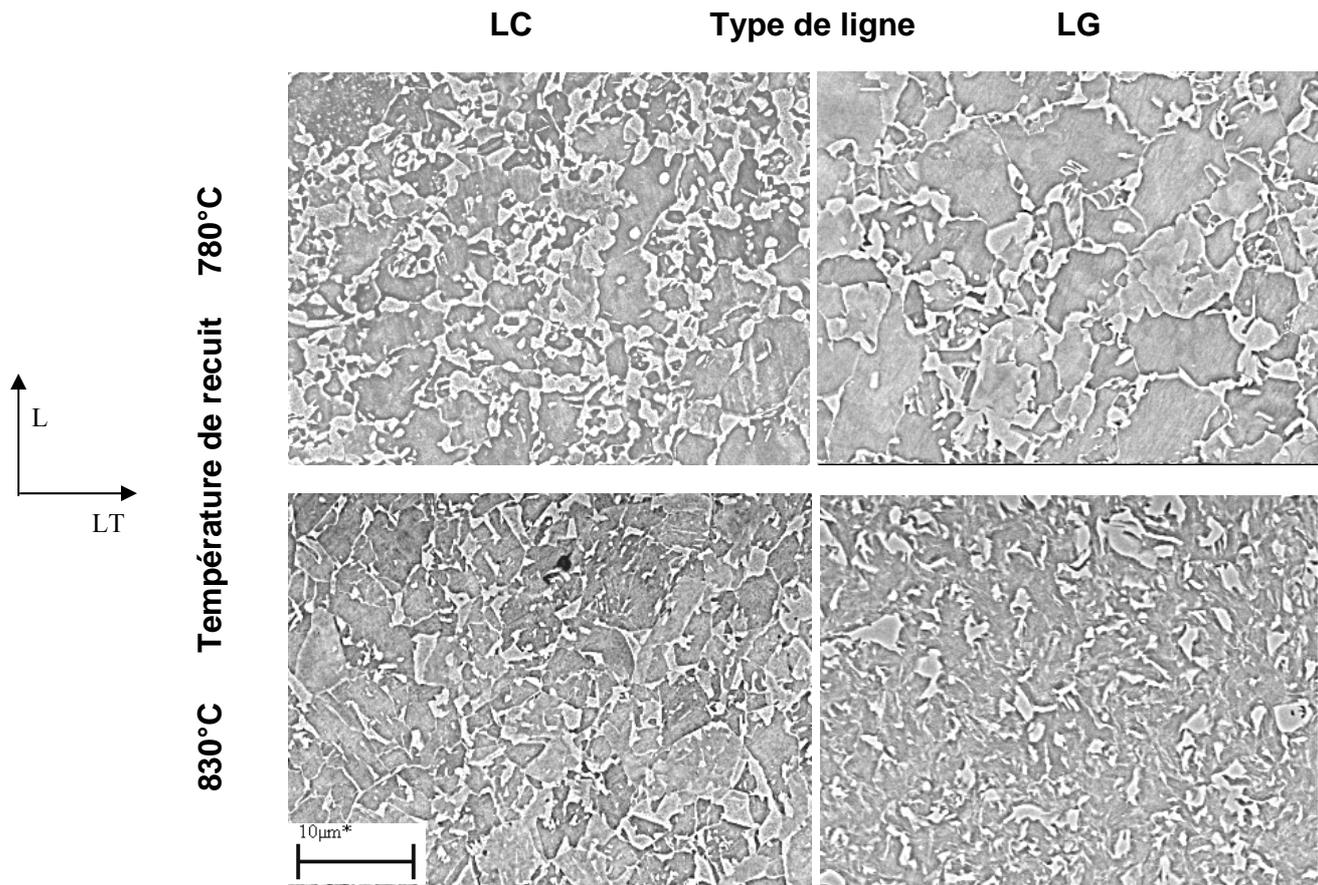


Figure 25 Comparaison des microstructures obtenues sur lignes longue et courte à haute et basse température de recuit

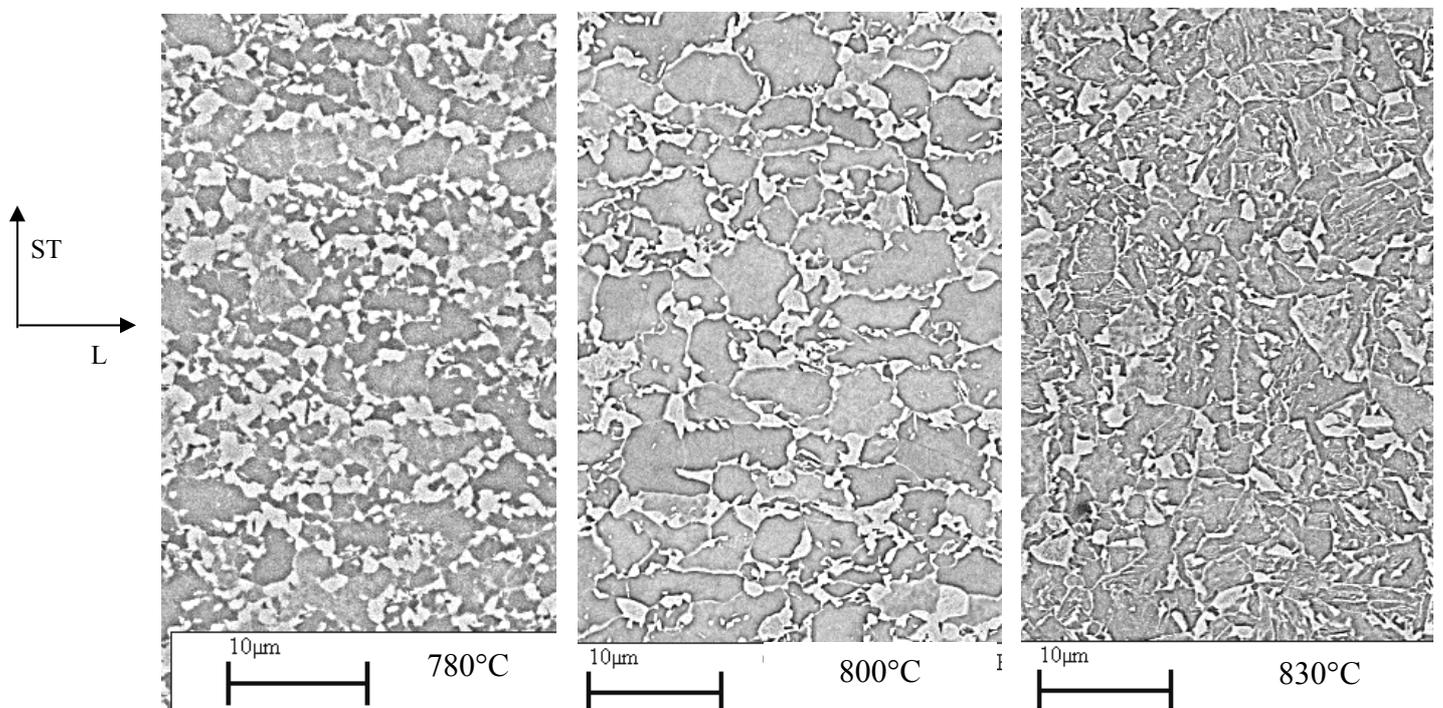


Figure 26 Effet de l'augmentation de la température de recuit sur la microstructure (ligne courte, vitesse de ligne 70 m/min)

T recuit °C	Essai de traction			KWI
	Rp02 MPa	Rm MPa	A% rupture	Ac%
780	411	866	16.7	16
800	423	866	17.9	18.5
830	542	837	14.9	25.6

Tableau 1 Propriétés des tôles en fonction de la température de recuit (ligne courte, 70m/min)

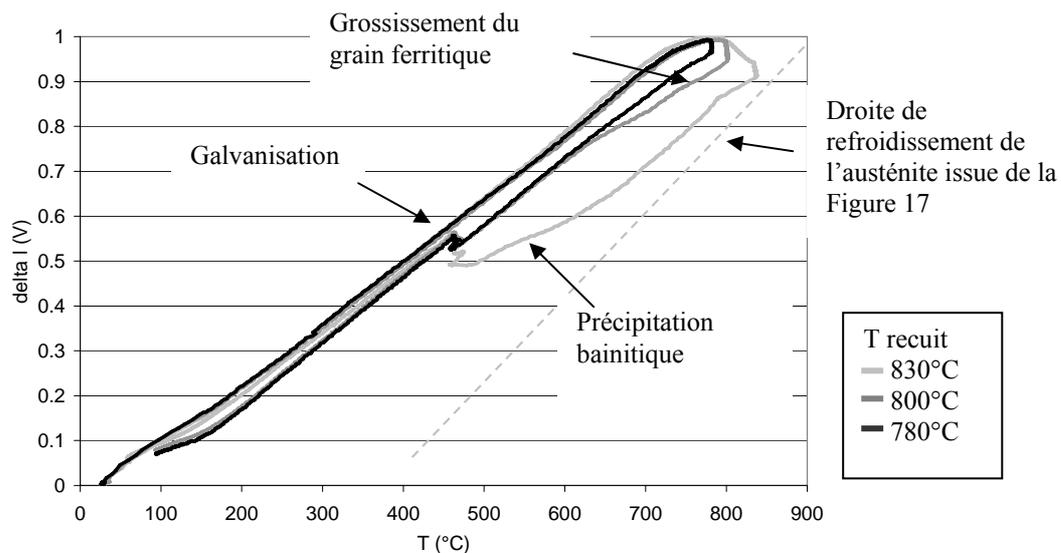


Figure 27 Courbes de dilatométrie correspondant aux trois structures de la Figure 26

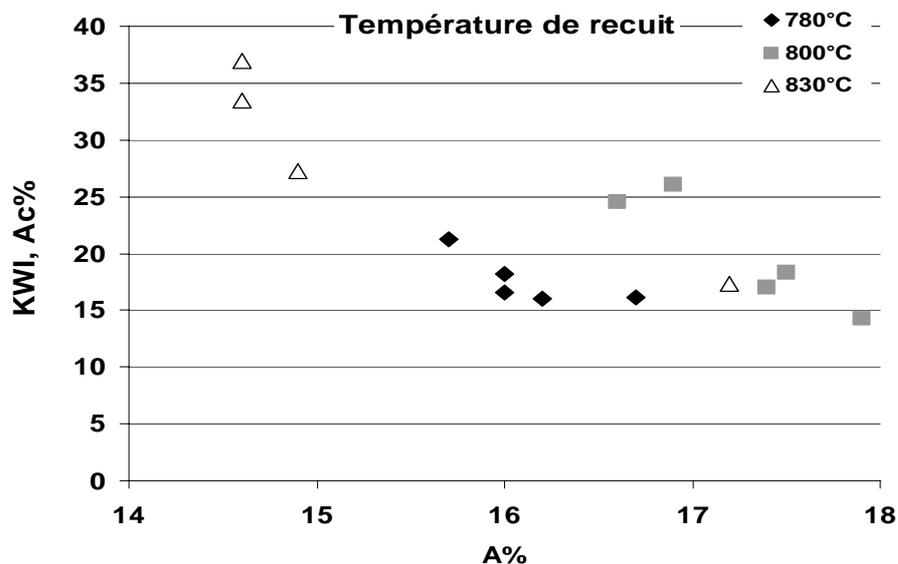


Figure 28 Résultats des essais d'expansion de trou en fonction de l'allongement à rupture et de la température de recuit

Entre 800°C et 830°C, les résultats du Tableau 1 montrent que la précipitation bainitique conduit à une hausse importante de la limite d'élasticité et des résultats en expansion de trou mais réduit drastiquement l'allongement à rupture. En classant l'ensemble des résultats de la campagne en fonction de l'allongement à rupture (Figure 28), on constate qu'il s'agit d'une tendance généralisée. Alors que le grossissement du grain ferritique entre 780°C et 800°C permet d'augmenter l'allongement à rupture, les trois traitements à 830°C, qui présentent les meilleurs résultats en expansion de trou, conduisent aux plus faibles allongements à rupture. De prime abord, il semble étonnant qu'en réduisant la ductilité on améliore l'expansion de trou. Deux hypothèses peuvent expliquer les apports de la bainite :

- En introduisant une phase de dureté intermédiaire dans la microstructure, on peut supposer que les déformations se répartissent mieux entre les différentes phases et limitent ainsi la sollicitation des interfaces. De plus en s'appropriant une part du carbone, la précipitation bainitique conduirait à un adoucissement de la martensite. La matrice obtenue (ferrite+bainite) serait donc plus dure que celle du B85, d'où la baisse de ductilité, mais moins sensible à la décohésion d'interface matrice/martensite, ce qui expliquerait la résistance à la fissuration en expansion de trou.
- La deuxième hypothèse consiste à supposer que, du fait de la ductilité réduite, la déformation au cours de la découpe s'étend sur une zone plus confinée. Comme nous l'avons vu dans la troisième partie, une réduction de la taille de la zone affectée par la découpe (et par conséquent de la taille des petites fissures amorcées aux faibles déformations) retarde grandement la rupture par propagation de fissure.

Cette deuxième hypothèse est supportée par des mesures réalisées sur les petites fissures présentes aux bords des trous en fin d'essai. On constate que la taille de ces petites fissures est plus faible pour les échantillons traités à 830°C (Figure 29). On pourrait supposer que cela est dû à une meilleure ténacité du matériau mais les mesures montrent aussi sur ces échantillons une augmentation de la densité linéique de fissures ce qui prouve leur sensibilité à l'endommagement. Ce point pourrait être tranché en complétant la campagne de caractérisation avec des essais Kahn.

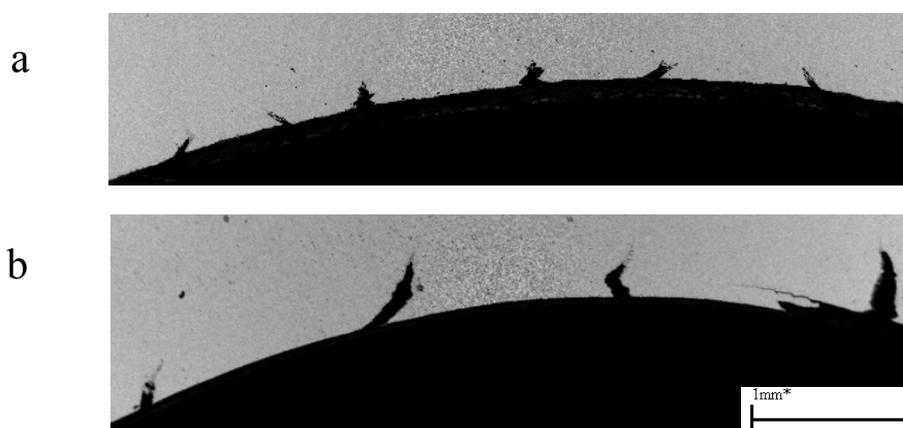


Figure 29 Fissures amorcées dans la zone affectée par la découpe en cours d'essai KWI : a) tôle traitée à 830°C, b) tôle traitée à 780°C

III.C Effet de l'autorevenu

La martensite présente dans la nuance B85 est partiellement revenue au cours du refroidissement (cf. II.A.2). Pour étudier les effets de cet autorevenu, nous avons testé sur certains traitements de recuit⁹ un refroidissement post galvanisation plus lent (1.5°C/s) que celui imposé par le profil de ligne. Les propriétés mécaniques comparées des nuances standard et refroidies lentement sont présentées dans le Tableau 2.

On constate une nette amélioration des résultats en expansion de trou quelles que soient les modalités du traitement de recuit. Les propriétés en traction montrent un très fort allongement à rupture (supérieur à tous ceux obtenus avec les traitements standard) et ce pour un adoucissement modéré. Cependant, même pour l'amélioration la plus importante, obtenue pour LC-70m/min-800°C, les effets du refroidissement ne sont pas visibles sur la microstructure (Figure 30). Contrairement aux mécanismes vus précédemment, ni la nature, ni le taux, ni la taille des phases ne sont mis en jeu. En accord avec la littérature, on peut supposer que le refroidissement lent conduit à un adoucissement par le revenu de la martensite. Le taux de martensite constant permet de maintenir une résistance mécanique élevée mais l'adoucissement de la phase dure permet de gagner en ductilité en favorisant la répartition des déformations entre les deux phases et par là même de réduire la germination des cavités aux interfaces.

Le report des propriétés des tôles ayant subi un refroidissement lent dans le plan Rm/Ac% (Figure 31) montre que ce mécanisme d'adoucissement permet de s'affranchir de la zone de décroissance linéaire et permet d'obtenir des compromis comparables à ceux obtenus avec les recuits à 830°C.

En conclusion, plusieurs mécanismes d'amélioration des propriétés en bords découpés ont été mis en évidence :

- La réduction du taux de martensite, qui augmente la ductilité, est le paramètre permettant d'améliorer les propriétés des bords découpés le plus facilement ajustable. Son application est cependant limitée par son impact important sur la résistance mécanique.
- La croissance du grain ferritique permet d'augmenter la résistance à l'endommagement sans adoucir outre mesure la nuance. Ce phénomène s'obtient en augmentant la température de recuit mais se trouve limité par l'apparition de la bainite (pour les températures de recuit entre 800°C et 830°C).
- La formation de bainite permet de réduire l'étendue de la zone affectée par la découpe, ce qui retarde la propagation de fissure. Cette amélioration des propriétés en bords découpés se fait cependant aux dépens de la ductilité en traction de la nuance. Pour le développement de futures nuances, à Rm plus élevé, cette réduction de la ductilité risque de devenir critique pour la mise en œuvre.
- L'adoucissement de la martensite, obtenu par refroidissement lent, semble offrir un compromis avantageux, d'autant que l'augmentation de la ductilité qu'elle induit semble prometteuse pour le développement de nuances à plus fort Rm.

⁹ Les nuances sélectionnées étant celles présentant les plus faibles résultats en expansion de trou

Ligne	vit. ligne	T recuit	Essai de traction			KWI
			Rp ₀₂ MPa	Rm MPa	A% rupture	Ac%
LC	40m/min	780	430	879	16.2	16
		780+ref lent	406	848	19.3	21.3
	70m/min	780	411	866	16.7	16.1
		780+ref lent	401	818	18.6	28.5
70m/min	800	423	866	17.9	18.5	
	800+ref lent	418	808	21.2	32.9	
LG	70m/min	780	401	808	16	18.2
		780+ref lent	392	805	21.1	28.9

Tableau 2 Propriétés des nuances ayant subi un refroidissement lent après le palier de galvanisation

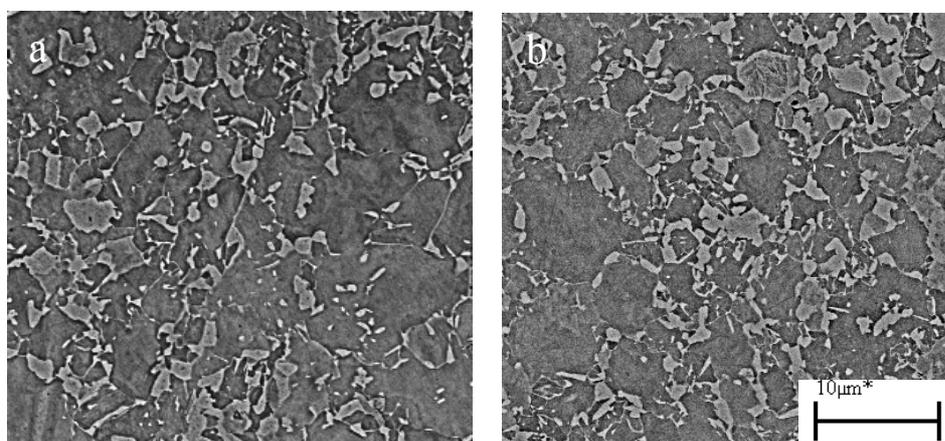


Figure 30 Microstructures des tôles obtenues pour LC-70 m/min-800°C : a) refroidissement standard, b) refroidissement lent

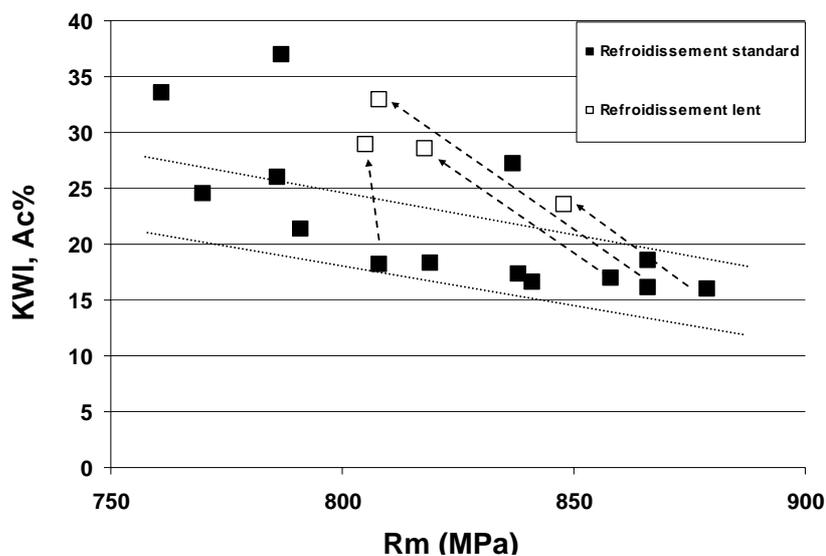


Figure 31 Effets des refroidissements lents sur les propriétés mécaniques

IV Impact des traitements de revenu à basse température sur le comportement de la nuance B85

Les bons résultats obtenus avec les refroidissements lents nous conduisent à explorer plus en avant les effets du revenu sur les microstructures DP. Pour s'affranchir des effets métallurgiques liés au refroidissement, nous étudierons ici des traitements isothermes réalisés sur la nuance B85 (déjà recuite et galvanisée). Davies, dont nous avons présenté les résultats dans la première partie ([Dav81], Figure 7, p.119), montre que la résistance mécanique chute rapidement lorsque la température de revenu excède 200°C pendant 30 minutes. Toujours dans l'optique de ne pas sacrifier la résistance par rapport au comportement en découpe, nous avons choisi de traiter nos tôles à 150°C. De manière à ne pas être dépendant de la cinétique de transformation, le temps de traitement a été choisi volontairement long : 8h.

IV.A Effets du traitement de revenu à basse température sur le comportement en bord découpé

Les tôles traitées ont été caractérisées par essais de traction sur éprouvette lisse¹⁰ (Tableau 3), sur bandes cisailées et fraisées, et par essais KWI (Tableau 4). On constate une amélioration significative des propriétés en bords découpés ; l'expansion de trou atteint d'ailleurs de meilleurs résultats que tous ceux obtenus en faisant varier les paramètres de recuit. Cette amélioration est obtenue quasiment sans modifier les propriétés en traction, notamment l'allongement à rupture, contrairement à l'adjonction de bainite ou à l'utilisation de vitesses de refroidissements faibles après le palier de galvanisation. On observe essentiellement une hausse de la limite d'élasticité et une légère baisse de la résistance à rupture.

Des essais sur bandes cisailées ont été réalisés avec des bandes traitées avant ou après l'étape de découpe (Figure 32). L'objectif de cet essai est de voir si le traitement limite uniquement la propagation de fissure ou s'il limite aussi la sévérité de l'endommagement en cours de découpe.

Les bandes traitées après découpe présentent un allongement à rupture plus important que les bandes n'ayant subi aucun traitement. Dans la zone affectée par la découpe, l'écrouissage et l'endommagement des interfaces ferrite-martensite sont des phénomènes qui ne peuvent être effacés par un traitement à si basse température. On peut donc supposer que les petites fissures s'y amorcent de la même manière lors de l'essai de traction sur bande avec ou sans traitement de revenu. On en déduit que le traitement a permis d'accroître la résistance à la propagation des petites fissures autrement dit la ténacité de la zone non affectée par la découpe.

Cependant, les meilleurs résultats obtenus avec les bandes traitées avant découpe montrent qu'une part non négligeable de l'amélioration du comportement en bords découpés est liée à une modification du comportement de la tôle pendant le procédé de découpe.

¹⁰ Effectués selon les modalités du Centre des Matériaux cf. note 6 p. 134

	Essais de traction				
	Rp _{0,2} (MPa)	Rm (MPa)	A% réparti	A% rupture	Coefficient de Lankford
B85	525	858	14.3	21.8	0.87
B85 + 150°C 8h	549	843	14.1	22.0	0.86

Tableau 3 Impact du traitement de revenu à 150°C pendant 8 heures sur les propriétés en traction de la nuance B85

	Essais de traction sur bande			Essai KWI
	A% rupture bande cisailée	A% rupture bande fraisée	Perte de ductilité (%)	Ac%
B85	9.1	19.2	53	20.1
B85 + 150°C 8h	14.3	21.2	33	38.4

Tableau 4 Impact du traitement de revenu à 150°C pendant 8 heures sur les propriétés en bords découpés de la nuance B85

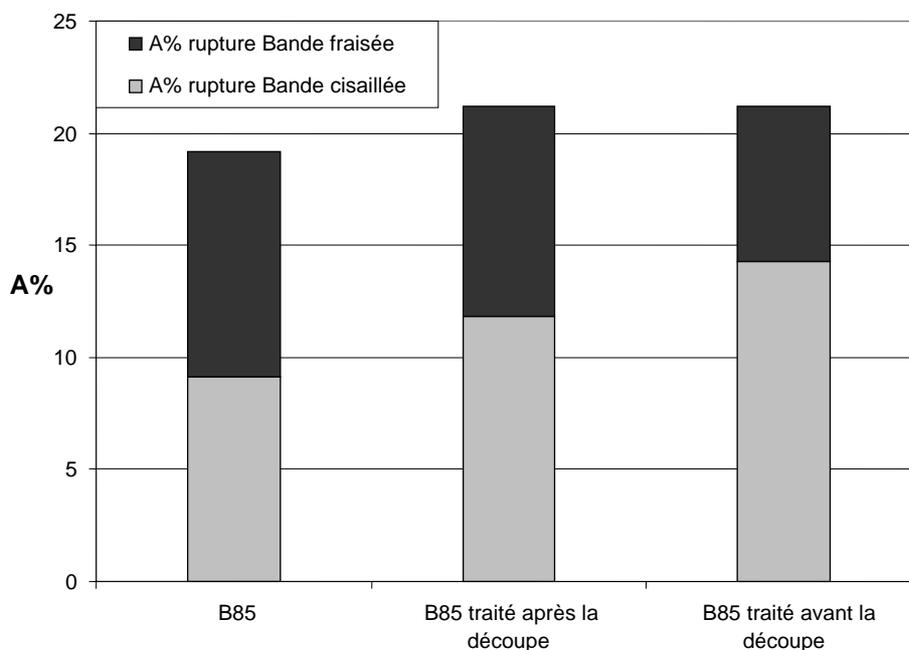


Figure 32 Effets du traitement de revenu basse température sur les essais de traction sur bande selon qu'il est appliqué avant ou après l'étape de découpe

On aurait pu supposer que les faibles variations de propriétés mécaniques induites par le traitement conduisent à des bords découpés présentant des géométries similaires. Cependant, l'observation des faciès des bords découpés (Figure 33) montre que la rupture apparaît pour une pénétration de lame plus importante lorsque la tôle est traitée. La déviation des lignes d'écoulement diffère, elle aussi, d'une tôle à l'autre : même si la désorientation des lignes est plus importante au bord des tôles traitées, la zone fortement déformée est moins étendue que dans la tôle standard. Contrairement à la plupart des aciers déjà étudiés, les observations MEB, réalisées à proximité de la zone de rupture de la tôle traitée, n'ont montré aucune cavitation significative aux interfaces ferrite-martensite.

Les microstructures traitées semblent donc bien moins sensibles à la cavitation aux interfaces. Par conséquent, pour que la tôle rompe à la découpe, elle nécessite un taux de triaxialité des contraintes plus élevé et une déformation plastique cumulée plus importante pour initier l'endommagement. Ceci explique la pénétration à rupture plus importante et la localisation de la déformation.

Les mesures des petites fissures, réalisées sur les bandes cisillées, confirment que les tôles traitées avant découpe présentent des fissures plus courtes mais aussi une densité plus importante de fissures. La densité plus importante peut s'expliquer du fait que la déformation plastique en surface du bord découpé est plus importante.

Dans cette gamme de température les deux phénomènes métallurgiques envisageables sont soit une redistribution locale du carbone, soit la précipitation de carbures de transition ϵ et/ou η . L'impossibilité d'observer ces phénomènes au MEB nous conduit à utiliser d'autres techniques de caractérisation.

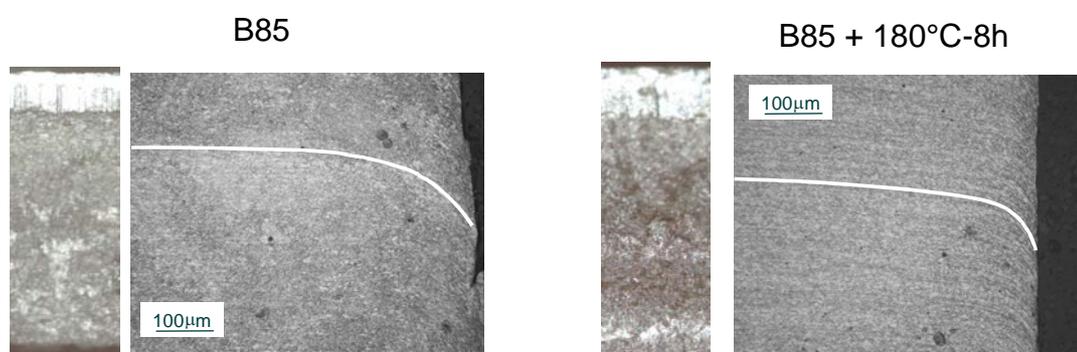


Figure 33 Faciès et profils des bords découpés des nuances B85 et B85+150°C,8h

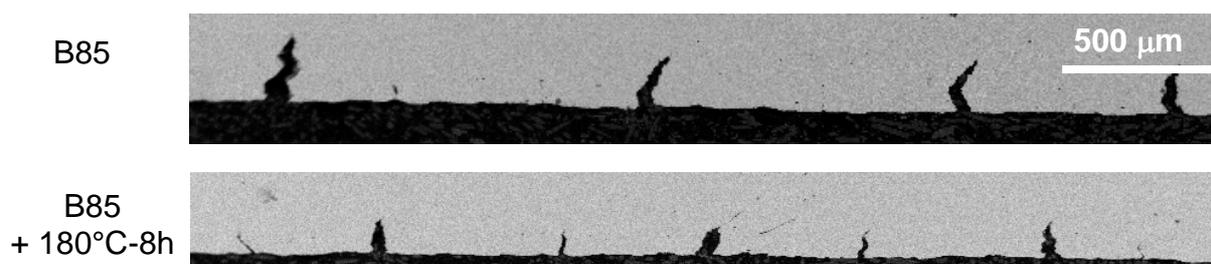


Figure 34 Petites fissures visibles en fin d'essais de traction sur bandes découpées

IV.B Effets du traitement de revenu basse température sur le comportement des phases et interfaces

Dans cette partie, plusieurs techniques de caractérisation sont utilisées pour caractériser l'impact local du revenu basse température à l'échelle des phases :

- la nanodureté : pour évaluer l'évolution des propriétés mécaniques des phases
- le MET et le SANS¹¹ : pour détecter la précipitation de carbures
- le PEELS et le NanoSIMS¹² : pour évaluer l'évolution de la répartition locale du carbone

1) Impact du traitement de revenu basse température sur la dureté des phases

Les essais de nanoindentation reposent sur les mêmes principes que les essais de macrodureté et microdureté. Cependant, la faible taille des empreintes conduit à mesurer le déplacement de la pointe en cours d'indentation plutôt que la taille de l'empreinte. Nos mesures ont été effectuées au CEA Saclay, avec le concours de Pierre Forget, sur un appareil NanoInstrumentTM muni d'une pointe diamant de type Berkovich¹³. La dureté H est définie par la relation suivante :

$$H = \frac{P}{A(\delta)} \quad (7)$$

Avec P la charge et $A(\delta)$ la surface de contact calculée en fonction de la profondeur d'indentation δ . L'enregistrement en continu du déplacement et de la charge permet d'effectuer plusieurs mesures de dureté lors d'une seule indentation. Dans notre cas, le trajet de chargement présente trois cycles de charge-maintien-décharge à trois niveaux de charge différents (Figure 35). Les maintiens permettent de s'affranchir des forces de frottement. Un calcul de la dureté est effectué à chaque fin de maintien (en A, B et C). Le dernier maintien réalisé en fin de cycle (en D) permet d'évaluer l'impact des instabilités thermiques sur les mesures de dureté. Le logiciel d'acquisition utilise cette mesure pour corriger automatiquement les valeurs de dureté.

Chaque acquisition fait l'objet d'une grille de 10 x 10 indentations avec un pas de 2 μm ou 3 μm soit 300 mesures de dureté par acquisition. Une fois les acquisitions réalisées les échantillons sont observés au MEB (Figure 36) pour définir la position des empreintes : ferrite, martensite ou interface. Ont été considérées à l'interface les empreintes se situant dans une bande de 500nm dans la ferrite à partir du bord d'un îlot martensitique car c'est dans cette zone que se concentrent les dislocations (Figure 15) Trois gammes de charges ont été testées : 0,3-0,5-0,8 mN ; 1-1,5-2 mN, 3-5-8 mN. C'est la gamme 1-1,5-2 mN qui a offert le meilleur compromis entre visibilité des empreintes et finesse de la zone sollicitée. Les mesures de dureté, réalisées sur un échantillon standard et un échantillon traité à 150°C pendant 8h, sont reportées sur la Figure 37.

¹¹ Diffusion des neutrons aux petits angles

¹² Spectrométrie de masse à ionisation secondaire

¹³ Pointe tétraédrique

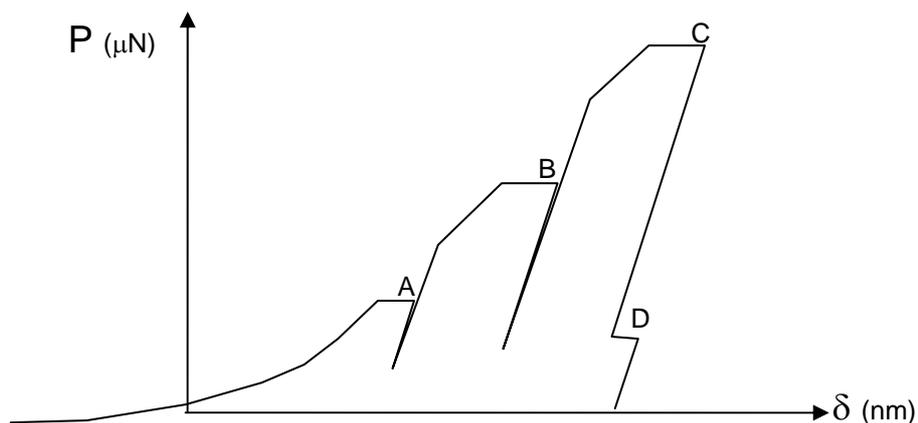


Figure 35 Trajet de chargement au cours d'une indentation

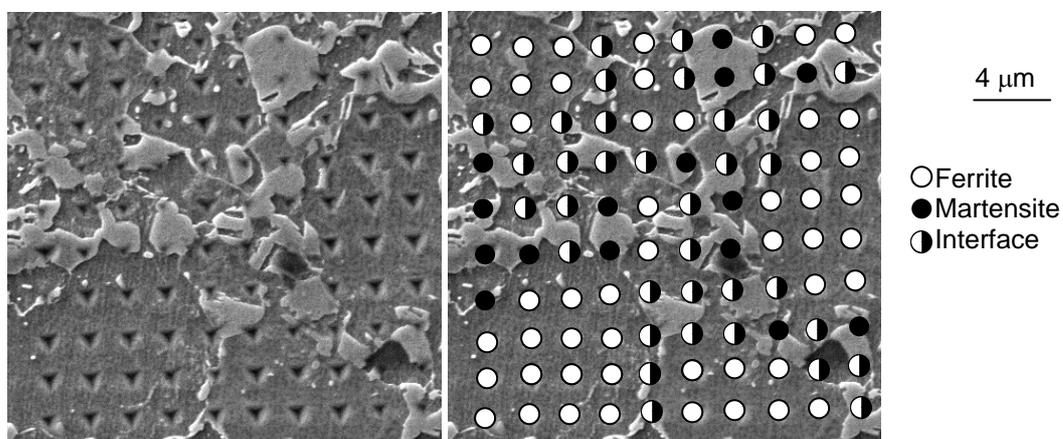


Figure 36 Exemple de grille d'indentations observée au MEB (Charge maximale 2mN, pas 2 μm) et de dépouillement des positions des indentations

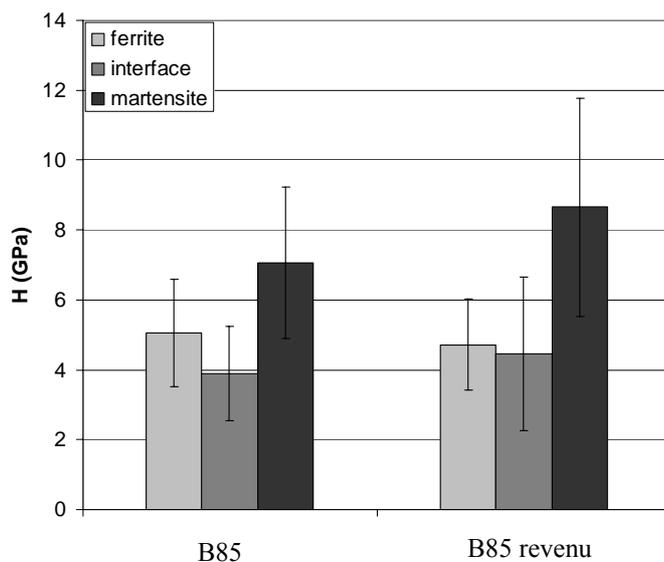


Figure 37 Moyennes et écarts-types des duretés mesurées pour chaque phase et aux interfaces avant et après revenu 150°C-8h (gamme de charge 1-1,5-2 mN-300 mesures pour chaque échantillon)

La différence de dureté entre ferrite et martensite apparaît clairement sur les deux échantillons. On constate aussi une dureté plus faible aux interfaces que dans la ferrite. Ces plus faibles propriétés mécaniques des interfaces peuvent s'expliquer de par un déficit en carbone. Ce déficit naît, au cours du refroidissement, lors de la croissance de la ferrite aux dépens de l'austénite. La différence de solubilité du carbone entre les deux phases conduit à un appauvrissement local en carbone côté ferrite et un enrichissement côté austénite. Ce phénomène a été modélisé à l'aide du logiciel de calcul thermodynamique DICTRA couplé à Thermocalc [Sah05] mais a surtout été mesuré expérimentalement par sonde atomique tomographique [Thu06]. Ces mesures, reportées sur la Figure 38, montrent une concentration en carbone nulle (ou tout du moins inférieure à la limite de détection de la sonde) dans la ferrite à proximité de l'interface (la position exacte de l'interface étant un choix arbitraire).

Cet appauvrissement pourrait expliquer la concentration des déformations aux interfaces lors de la déformation de la microstructure et la sensibilité à la décohésion de phase. Il apparaît d'ailleurs que, suite au traitement de revenu, les écarts de dureté entre ferrite et interface sont réduits. Ceci nous fournit une première explication des effets bénéfiques des traitements basse température : l'activation de la diffusion du carbone permet de combler en partie le déficit des interfaces en éléments interstitiels, conduisant ainsi à une réhomogénéisation des propriétés mécaniques à proximité des interfaces. Cette hypothèse explique aussi l'augmentation de la limite d'élasticité constatée sur les tôles traitées (Tableau 3) : les dislocations se concentrant aux interfaces (cf. II.A.2, p.125), la diffusion du carbone dans ces zones conduit à l'épinglage de ces dernières comme lors d'un traitement de Bake Hardening. Le léger adoucissement de la ferrite mesuré après traitement laisserait supposer que la diffusion du carbone vers les interfaces se fait prioritairement en provenance de la ferrite plutôt que de la martensite.

L'hypothèse d'un adoucissement de la martensite lors du revenu est quant à elle contredite par les mesures de dureté de la phase avant et après traitement. On peut donc supposer que, dans cette gamme de température de traitement la précipitation des carbures induit un durcissement supérieur à l'adoucissement lié à la perte de tétragonalité de la martensite.

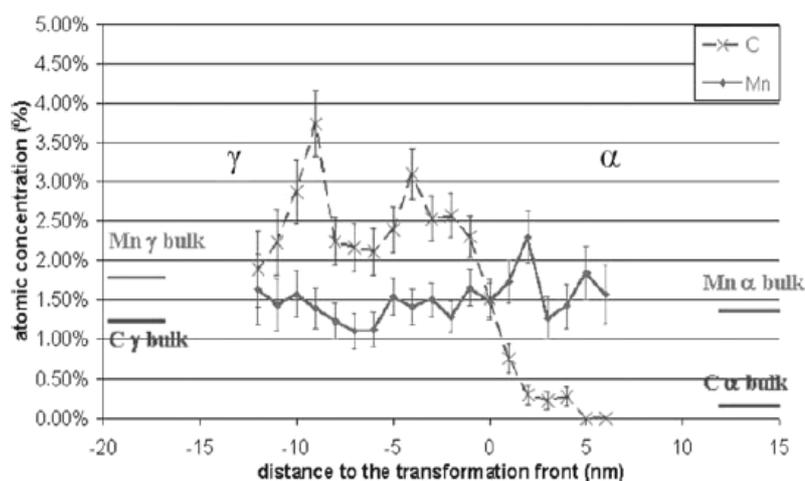


Figure 38 Concentration en Mn et C au niveau d'une interface ferrite austénite après un maintien à 700°C pendant 50 s [Thu06]

Enfin, il convient aussi de noter que les mesures de dureté dans la martensite et aux interfaces présentent des écarts-types plus importants après revenu qu'à l'état standard. Ceci conduit à penser que, comme dans le cas de l'autorevenu et malgré un long temps de traitement, les effets des traitements basse température ne sont pas homogènes d'un îlot martensitique à l'autre.

2) Détection de la précipitation des carbures

L'observation au MET de répliques des microstructures ne permet pas de distinguer de différence dans les populations de carbures précipités avant et après revenu dans les plus gros îlots. Par contre, il semble qu'après le traitement, même les plus petits îlots présentent aussi des carbures intragranulaires, ce qui n'était pas le cas en fin de traitement de recuit (Figure 39).

Pour compléter cette observation, nous avons voulu détecter par SANS la présence de carbures supplémentaires après traitement. Le principe général des techniques de diffusion aux petits angles est présenté sur la Figure 40. Un rayonnement monochromatique, dans notre cas un flux de neutrons, traverse l'échantillon. Les inhomogénéités du matériau conduisent à la diffusion du rayon incident. Enfin, le système de détection mesure l'intensité I , en fonction de la norme du vecteur q .

$$q = k_f - k_i \quad (8)$$

Avec k_i et k_f respectivement les vecteurs d'onde des rayons incident et diffusé. La norme de q est liée à la taille des objets diffusants D ($D=2\pi/q$) : plus $I(q)$ est élevée plus la population d'hétérogénéité de taille $2\pi/q$ est importante.

Les analyses ont été réalisées par Marie-Hélène Mathon au Laboratoire Léon Brillouin. Les profils d'intensité obtenus pour un échantillon standard et un échantillon traité sont reportés sur la Figure 41. Les deux profils ne semblent différer que pour $q > 0.1\text{Å}^{-1}$, ce qui correspond à des objets diffusants de taille inférieure à 6 nm, et ce, sans que l'on puisse réellement désigner un échantillon présentant une intensité de diffusion plus importante.

Malgré les observations MET, la diffusion des neutrons semble contredire l'existence d'une précipitation de carbures lors du revenu. Elle laisse supposer tout au plus une modification de l'organisation des carbures de petite taille (transformation en cémentite ou en carbure η ou carbure de Hägg). Une autre hypothèse est que la quantité de carbures précipitant dans les petits îlots de martensite au cours du revenu est négligeable par rapport à celle peuplant les gros îlots, ce qui empêche de discerner une différence d'intensité diffusée entre les deux échantillons.

Quoi qu'il en soit cette faible visibilité de la précipitation de carbures dans la martensite nous conduit à minimiser son rôle dans le mécanisme d'amélioration des propriétés des nuances par rapport aux phénomènes diffusionnels.

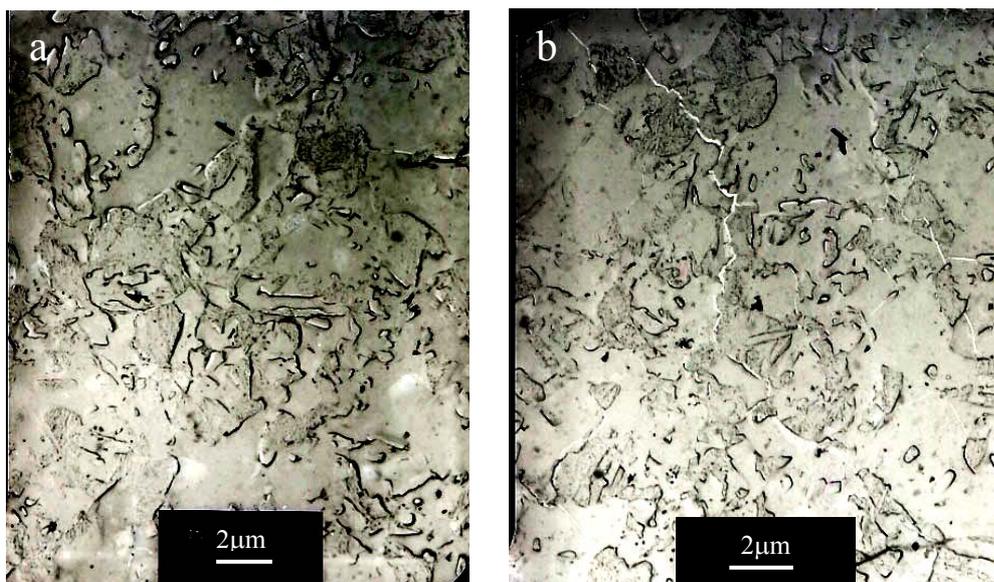


Figure 39 Répliques des microstructures observées au MET: a) B85, b) B85 +150°C-8h

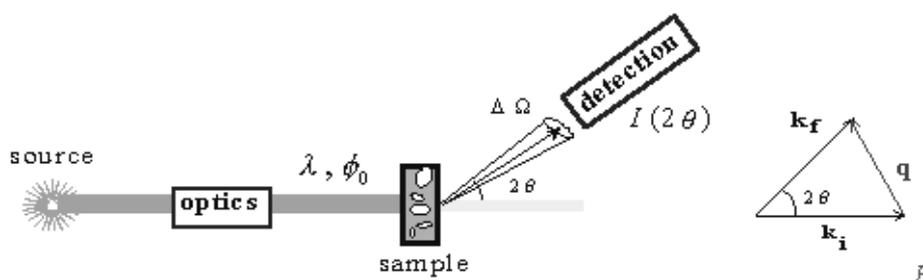


Figure 40 Principe de la diffusion aux petits angles [Lyo06]

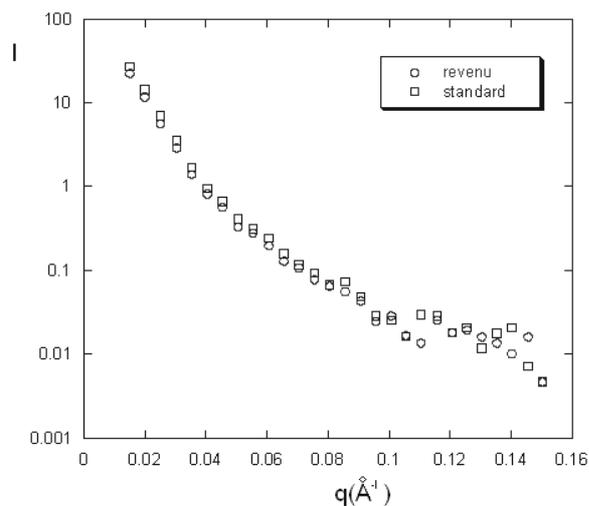


Figure 41 Profil de l'intensité de diffusion avant et après revenu 150°C-8h

3) Diffusion du carbone

Des cartographies du taux de carbone ont été réalisées grâce au nanoSIMS du Laboratoire Gabriel Lippmann avec le concours de Jean-Nicolas Audinot. Comme le SIMS, le nanoSIMS consiste à bombarder la surface de l'échantillon à analyser avec un faisceau d'ions. L'échantillon est alors pulvérisé, et une partie de la matière pulvérisée est ionisée. Ces ions secondaires sont alors accélérés vers un spectromètre de masse qui permettra de mesurer la composition élémentaire de la surface de l'échantillon. Les clichés laissant apparaître une importante population d'îlots semblent montrer une meilleure répartition du carbone après traitement (Figure 42) : contours des îlots plus flous, matrice plus claire. Ces observations abondent dans le sens du renforcement des interfaces par une réhomogénéisation de la concentration en carbone. Les observations à l'échelle d'un îlot ne permettent cependant pas d'observer une redistribution du carbone autour des interfaces suite au traitement : les gradients de carbone dans la ferrite sont extrêmement faibles et les hétérogénéités parmi les différents îlots de martensite ne permettent pas de conclure concernant la différence de répartition du carbone avant et après traitement.

Pour avoir une approche plus statistique de l'évolution de la répartition du carbone dans les îlots de martensite, une quarantaine de mesures PEELS ont été réalisées sur un échantillon standard et un échantillon revenu. Les pointés réalisés sont classés en fonction de leur proximité par rapport à l'interface. Les mesures montrent (Figure 43) un appauvrissement général des îlots en carbone consécutivement au traitement. Cette baisse du taux de carbone est largement plus marquée au centre des îlots. Elle peut s'expliquer de deux manières :

- la diffusion du carbone du centre vers les interfaces
- la précipitation de carbures ; en effet la forte focalisation du faisceau utilisée pour effectuer les pointés PEELS a pu conduire à ne pas inclure les carbures dans la mesure du taux de carbone dans les îlots, faisant ainsi baisser le taux moyen apparent.

Comme pour la nanodureté on constate que le traitement conduit à une augmentation de l'écart-type des mesures, ce qui traduit l'hétérogénéité de l'impact du traitement d'un îlot à l'autre.

L'ensemble des techniques d'analyse utilisées semblent confirmer que l'amélioration du comportement en découpe des aciers traités est liée à un phénomène diffusionnel qui rééquilibrerait les propriétés mécaniques autour de l'interface. Cette amélioration se ferait parallèlement à la précipitation de carbures dans la martensite qui augmente la dureté de cette dernière. Cependant, la finesse de ce type de phénomènes nous a conduit à raisonner sur des résultats obtenus aux limites de la résolution de chacune des techniques. Ils convient donc de rester prudents quant à ces conclusions. Deux démarches permettraient d'éprouver nos hypothèses :

- l'utilisation de la sonde atomique tomographique qui ouvre de larges possibilités dans le domaine de l'analyse chimique des interfaces
- la caractérisation des effets du revenu sur un acier trempé brutalement.

Cette dernière option permettra de s'affranchir de l'autorevenu, ce qui offrira plus de contraste entre les microstructures avant et après revenu¹⁴.

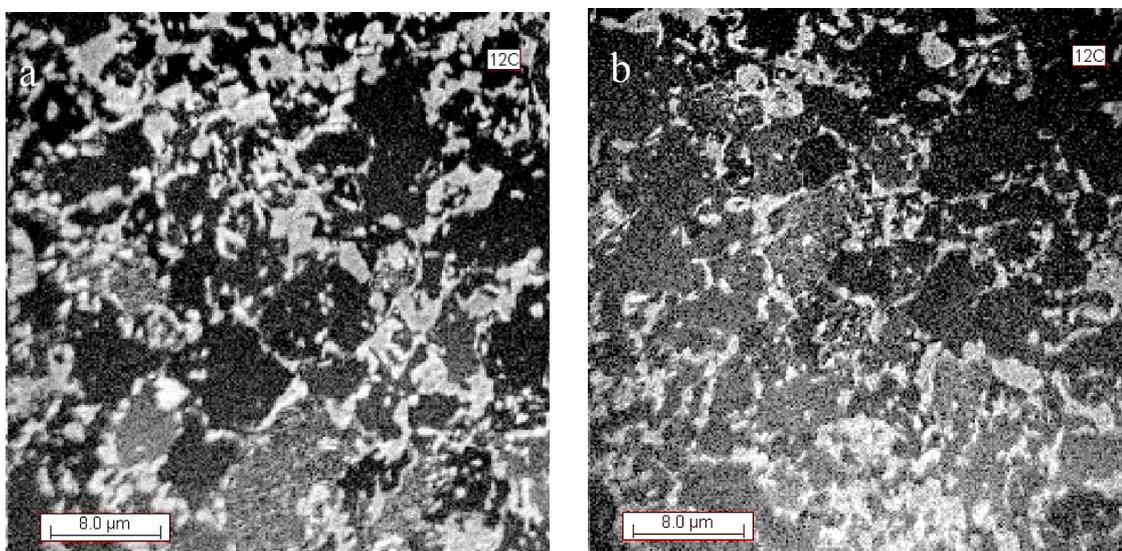


Figure 42 Cartographies en concentration de carbone (mesures qualitatives: concentrations élevées en clair): a) B85, b) B85 + 150°C, 8H

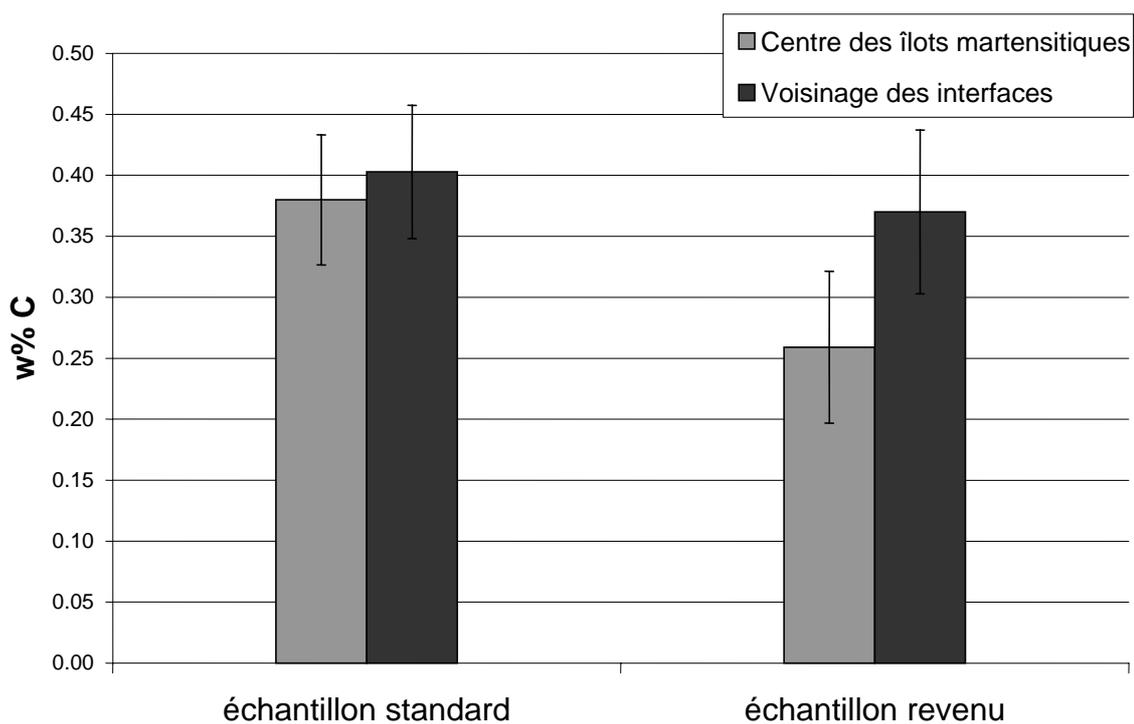


Figure 43 Mesures PEELS du taux massique de carbone dans les îlots de martensite avant et après traitement

¹⁴ Une étude de ce type est en cours chez Arcelor Research

IV.C Vers une réduction des temps de traitement à basse température

Le traitement à 150°C pendant 8h a permis une nette amélioration des propriétés en découpe sans altérer outre mesure les propriétés mécaniques usuelles de la nuance B85. Cependant, la longueur du traitement peut paraître préjudiciable à sa mise en œuvre industrielle. C'est pourquoi, dans cette partie, nous essaierons quelques pistes permettant de réduire les temps de traitement.

1) Réduction directe du temps de traitement

La première démarche consiste à étudier les effets du maintien à 150°C pour de plus courtes durées de traitement. Pour suivre les effets du traitement pour plusieurs temps de maintien, nous avons utilisé des mesures de Pouvoir ThermoElectrique (PTE). Le PTE est sensible à l'effet de solution solide et donc susceptible de varier avec la redistribution du carbone. De plus il s'agit d'une technique de caractérisation plus légère que les précédentes. L'effet Seebeck sur lequel repose ce type de mesure est exposé dans l'annexe E. En pratique, cette technique consiste à réaliser deux jonctions entre un métal A qui constitue l'échantillon et un métal B qui sert de référence (dans notre cas le cuivre). L'une des jonctions est portée à la température T et l'autre à T+ ΔT . On mesure alors une différence de potentiel ΔV d'origine électrochimique (Figure 44) [Hou02]. Le PTE, égal à $\Delta V/\Delta T$, s'exprime en $\mu V/^\circ C$. Les PTE d'échantillons traités à 150°C pendant 2h, 4h et 8h ainsi qu'à l'état standard ont été mesurés¹⁵. Pour compléter ces mesures, des essais de traction sur bandes cisailées ont aussi été effectués. Les résultats correspondants sont reportés dans le Tableau 5.

On constate que le PTE croît fortement entre l'état standard et l'échantillon traité pendant deux heures, puis décroît lentement pour les traitements plus longs. Ceci marque un changement de mécanisme au cours du revenu. Les propriétés mécaniques présentent la même évolution avec une nette amélioration des propriétés en découpe aux temps courts accompagnée d'un adoucissement assez marqué puis un durcissement progressif entre deux et huit heures jusqu'à un compromis résistance mécanique / comportement à la découpe très satisfaisant par rapport à l'état standard.

De nombreux facteurs influent sur le PTE : l'augmentation de la densité de dislocations ou de la quantité d'éléments interstitiels en solution solide conduit à une baisse du PTE, par contre, la variation liée à la formation de précipités dépend de leur propre PTE, de leur résistivité et de leur nature cohérente ou incohérente [Lav01]. La ségrégation d'éléments interstitiels sur les dislocations a aussi été identifiée comme un facteur d'augmentation du PTE [Fer07].

Dans notre cas, l'augmentation du PTE aux temps courts semble pouvoir être aisément attribuée à la diffusion du carbone vers les dislocations, notamment de par l'évolution des propriétés en découpe. Le durcissement observé ensuite serait probablement lié à la précipitation de carbures, mais son effet sur le PTE est plus difficile à interpréter car la précipitation de carbures est aussi censée réduire la quantité de carbone en solution. La plupart des études réalisées sur les effets des précipités sur les mesures de PTE porte sur des alliages monophasés. Dans le cas des dual phase, il faudrait, en plus, quantifier l'apport de chacune des phases et la perturbation impliquée par la précipitation de carbures dans chacune d'elles. On ne peut donc distinguer s'il

¹⁵ 2 à 3 échantillons par modalité, 4 mesures par échantillon, écart-type des mesures aux environs de 0.01 $\mu V/^\circ C$

s'agit d'une précipitation de nouveaux carbures ou d'une transition d'un type de carbures à un autre.

Quel qu'en soit le mécanisme, cette seconde étape dans le mécanisme de revenu semble importante pour assurer un bon niveau de résistance. Ainsi la réduction du traitement à deux heures (ce qui reste un traitement très long pour une application industrielle) conduit à une perte de 40 MPa en Rm. Pour essayer d'obtenir un meilleur compromis entre temps de traitement et impact sur les propriétés mécaniques nous allons essayer de travailler sur l'équivalence temps/température.

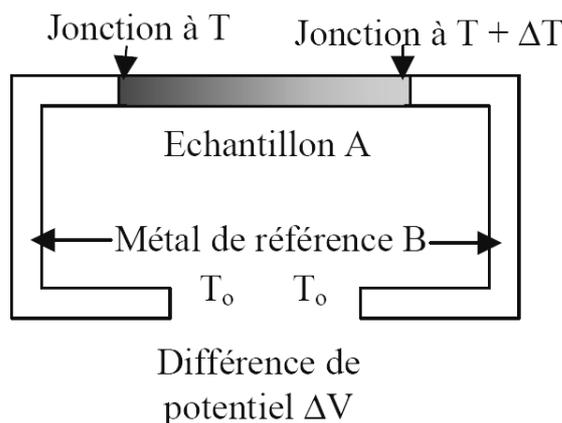


Figure 44 Dispositif de mesure du PTE par effet Seebeck [Hou02]

	B85	+150°C 2H	+150°C 4H	+150°C 8H
Rm (MPa)	858	818	821	843
A%cisailé	9.1	16.8	15.3	14.3
PTE (μV/°C)	5.32	5.47	5.45	5.42

Tableau 5 Evolution du PTE¹⁶ et des propriétés mécaniques avec le temps de traitement à 150°C

2) Equivalence Temps/Température

Si nous faisons l'hypothèse que les mécanismes de revenu sont uniquement contrôlés par la diffusion du carbone, on peut définir des traitements équivalents à 150°C pendant 8h en se basant sur les distances de diffusion du carbone dans la ferrite.

L'évolution du coefficient du carbone dans la ferrite D_C en fonction de la température obéit à une loi de type Arrhénius :

$$D_C = D_C^0 \exp \frac{-Q}{RT} \quad (9)$$

¹⁶ PTE relatif par rapport au cuivre

Avec Q énergie d'activation de la diffusion et R la constante des gaz parfaits. On introduit le temps de traitement en calculant la distance de diffusion λ :

$$\lambda = \sqrt{D_c t} \quad (10)$$

En utilisant les coefficients classiquement rencontrés dans la littérature : $D_c^0 = 0.02 \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$; $Q = 20100 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ [Wag00], on obtient une distance de diffusion du carbone d'environ $1,5 \text{ }\mu\text{m}$ pour un traitement à 150°C pendant 8h.

L'application des équations 9 et 10 nous permet de définir deux traitements conduisant à des distances de diffusion équivalentes : 250°C pendant 10 minutes et 360°C pendant 10 secondes. Ces traitements ont été réalisés par trempe en bain de sels. Les tôles obtenues ont été caractérisées en expansion de trou et en traction sur éprouvettes lisses et bandes cisillées (les découpes étant effectuées après le traitement). Leur PTE a aussi été mesuré. L'ensemble de ces résultats est reporté dans le Tableau 6.

Les mêmes tendances que pour le traitement à 150°C 8h sont observées pour les deux nouveaux traitements : augmentation de la limite d'élasticité, réduction de l'allongement réparti et nette amélioration des propriétés en bords découpés. Cependant, contrairement aux attentes basées sur le calcul de diffusion, l'amplitude de ces effets est bien plus importante pour les deux nouveaux traitements (et encore plus à 360°C qu'à 250°C). Pour ces deux traitements, les allongements à rupture mesurés sur bandes cisillées sont équivalents à ceux mesurés sur éprouvette lisse. L'endommagement en découpe apparaît donc comme négligeable dans le domaine de déformation couvert par l'essai de traction. Les résultats en expansion de trou de la tôle traitée à 360°C sont les meilleurs obtenus jusqu'ici. Ceux obtenus pour un traitement à 250°C sont bons sans pour autant dépasser ceux obtenus pour 150°C , ce qui paraît étrange lorsqu'on les compare aux résultats obtenus en traction sur bande.

Les courbes de traction correspondant aux trois traitements de revenu testés sont reportées sur la Figure 45. On constate, avec la montée en température, l'apparition progressive d'un palier de Lüders. Ce palier traduit la nécessité d'activer des sources de dislocations avant que le matériau ne puisse s'écrouir. Les aciers dual phase ne présentent généralement pas de palier du fait de l'importante population de dislocations libres aux interfaces. Deux hypothèses peuvent expliquer l'apparition du palier avec le traitement thermique : soit la restauration des dislocations, soit leur ancrage par les éléments interstitiels. Du fait de l'apparition du palier dès 250°C , on peut écarter l'hypothèse de restauration des dislocations, l'autodiffusion du fer n'étant pas suffisamment rapide à cette température.

L'application de ces traitements à plus haute température augmente donc les effets des phénomènes diffusionnels. Cette augmentation est d'ailleurs aussi visible par les mesures de PTE qui présentent une augmentation régulière avec la température de traitement. Ceci conduit à de très bons résultats en bords découpés mais réduit significativement la ductilité des nuances, sans doute en durcissant trop les interfaces. Des traitements encore plus courts, dans les mêmes gammes de température, seraient encore à explorer pour optimiser ductilité et sensibilité à l'endommagement de découpe.

	Essais de traction				Essais de traction sur bande	Essai KWI	PTE (V/°C)
	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A% réparti	A% rupture	A% rupture bande cisailée	Ac%	
B85	525	858	14.3	21.8	9.1	20.1	5.32
B85 + 150°C 8h	549	843	14.1	22.0	14.3	38.4	5.42
B85 + 250°C 10 min	618	834	11.2	18.7	20.0	32.7	5.95
B85 + 360°C 10 s	648	824	10.5	17.7	18.5	41.9	6.05

Tableau 6 Evolution des propriétés mécaniques et du PTE en fonction du traitement de revenu

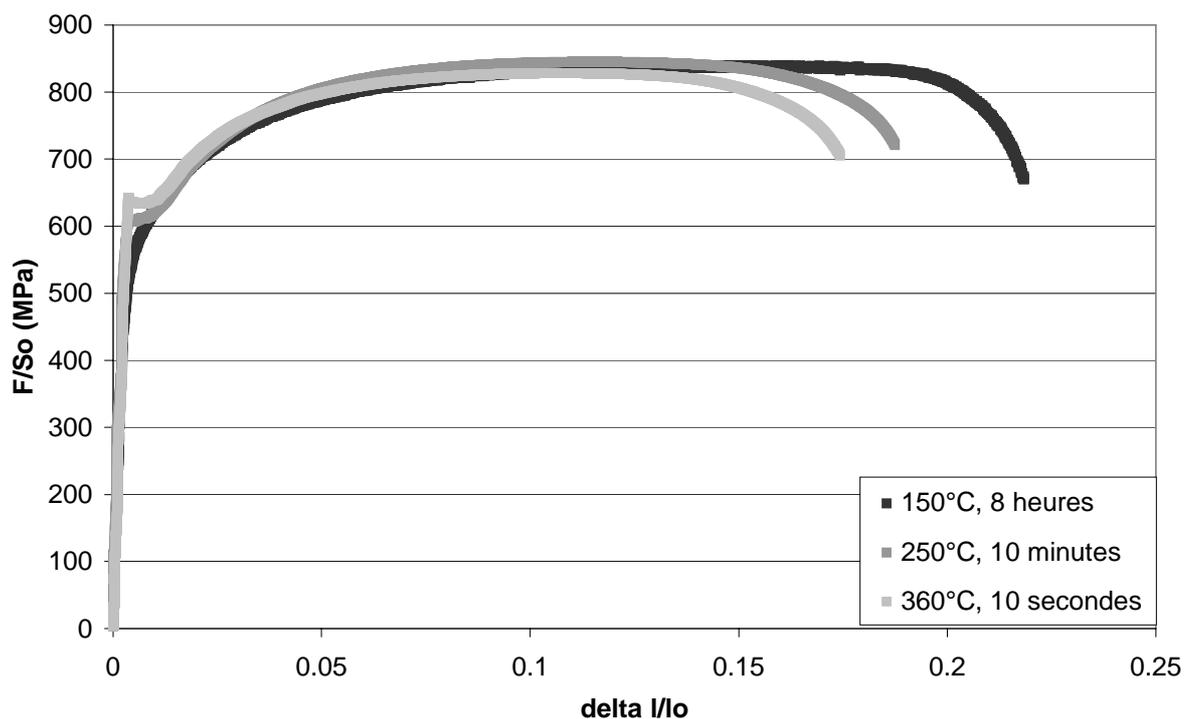


Figure 45 Courbes de traction correspondant aux divers traitements de revenu

Conclusion partielle

Cette étude métallurgique de la réponse des aciers dual phase aux traitements thermiques nous a permis de mettre en évidence l'influence des interfaces sur le comportement macroscopique des nuances, notamment en termes d'endommagement.

De nombreuses voies d'amélioration du comportement en découpe ont été mises en avant, chacune influant plus ou moins sur les propriétés mécaniques des nuances. Les traitements les plus prometteurs sont sans doute les revenus basse température qui permettent de rééquilibrer les propriétés autour des interphases.

Pour expliquer l'impact bénéfique de ces traitements, l'hypothèse formulée de l'ancrage des dislocations par la diffusion de carbone vers les interfaces, est apparue comme cohérente avec l'ensemble des observations, essais et mesures réalisés dans cette partie.

Un travail d'optimisation des temps et températures de traitement reste à faire avant d'intégrer ces traitements industriellement.

Avant de refermer cette partie, il semblait important de vérifier la validité des traitements proposés pour d'autres nuances que le B85. Pour cela nous avons traité deux autres nuances issues de la première partie à 150°C pendant 8h. Les résultats obtenus en traction sur bandes (Figure 46) montrent le fort potentiel d'amélioration du comportement en bords découpés de ces traitements quelle que soit la chimie considérée.

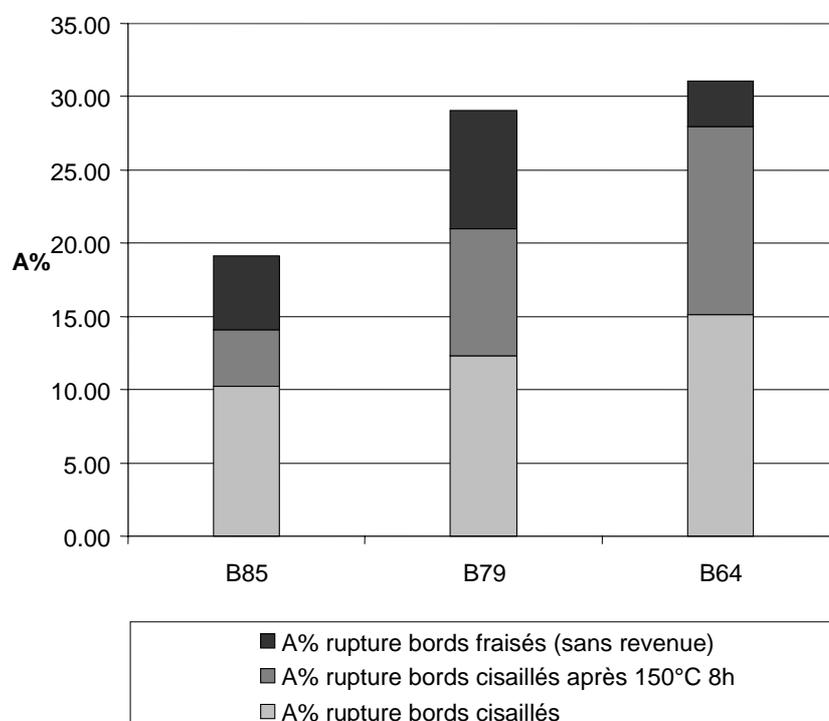


Figure 46 Effets du traitement de revenu à 150°C pendant 8h sur les nuances B85, B79 et B64 (essais de traction sur bandes cisailées et fraisées)

Références

- Abb03 Al-ABBASSI.F.M, NEMES.J.A, *Micromechanical modeling of dual phase steels*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.45, 2003, pp. 1449–1465
- Abb07 Al-ABBASSI.F.M, NEMES.J.A, *Characterizing DP-steels using micromechanical modeling of cells*, Computational Materials Science, Vol.39, 2007, pp. 402–415
- And65 ANDREWS.K, *Empirical formulas for the calculation of some transformation temperatures*, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol.203, 1965, pp. 721-727
- Ash71 ASHBY.M, *Strengthening methods in crystals*, edited by A.Kelly et R.Nicholson, Elsevier, 1971
- Aug06 AUGER.N, *Expansion de trou sur poinçon KWI*, Mode opératoire, Document interne Arcelor, 2006
- Bag01 BAG.A, RAY.K.K, DWARAKADASA.E.S, *Influence of martensite content and morphology on the toughness and fatigue behavior of High-Martensite Dual Phase Steels*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, 2001, pp. 2207-2217
- Bou06 BOUL.I, AUGER.N, MEES.G, GARAT.X, *Hole expansion with flat punch for damage study of UHSS cut edges*, rapport interne Arcelor Research, ref. 2006 4668 AUP
- Cha85 CHAN.P-H, PREBAN.A.G, *The effect of ferrite grain size and martensite volume fraction on the tensile properties of dual phase steel*, Acta Metallurgica, Vol.33, 1985, pp. 897-903
- Dav78-1 DAVIES.R.G, *The deformation behavior of a vanadium-strengthened dual phase steel*, Metallurgical Transactions A, Vol.9A, 1978, pp. 41-53
- Dav78-2 DAVIES.R.G, *Influence of the martensite composition and content on the properties of dual phase steels*, Metallurgical Transactions A, Vol.9A, 1978, pp. 671-679
- Dav81 DAVIES.R.G, *Tempering of dual-phase steels*, Fundamentals of Dual Phase Steels, Edited by Kot and Bramfit, Conference Proceedings of the AIME, 1981, pp. 265-277
- Del06 DELINCE.M, JACQUES.P.J, PARDOEN.T, *Separation of size-dependent strengthening contributions in fine-grained Dual Phase steels by nanoindentation*, Acta Materialia, Vol.54, 2006, pp. 3395–3404
- Del07 DELINCE.M, BRECHET.Y, EMBURY.J.D, GEERS .M.G.D, JACQUES.P.J, PARDOEN.T, *Structure–property optimization of ultrafine-grained dual-phase steels using a microstructure-based strain hardening model*, Acta Materialia, Vol.55, 2007, pp. 2337–2350

- Erd03 ERDOGAN.M, TEKELY.S, *The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure*, Materials Characterization, Vol.49, 2003, pp. 445–454
- Esh57 ESHELBY.J, *The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion*, Proceedings of the Royal Society of London A241, 1957, pp. 376-396
- Fan03 FANG.X, FAN.Z, RALPH.B, EVANS.P, UNDERHILL.R, *Effects of tempering temperature on tensile and hole expansion properties of a C–Mn steel*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.132, 2003, pp. 215–218
- Fra06 FRANCOIS.D, *Essais d'aptitude à la mise en forme*, Techniques de l'ingénieur, Dossier M125, 2006
- Fer07 FERRER.J.P, DE COCK.T, CAPDEVILA.C, CABALLERO.F.G, GARCÍA De ANDRÉS.C, *Comparison of the annealing behaviour between cold and warm rolled ELC steels by thermoelectric power measurements*, Acta Materialia, Vol.55, 2007, pp. 2075-2083
- Gal02 GALTIER.A, BOUAZIZ.O, LAMBERT.A, *Influence of steel microstructure on their mechanical properties*, Mécanique et Industries, Vol.3, 2002, pp. 457-462
- Gar07 GARCÍA-JUNCEDA.A, CABALLERO.F.G, CAPDEVILA.C, GARCÍA De ANDRÉS. C, *Determination of local carbon content in austenite during intercritical annealing of dual phase steels by PEELS analysis*, Scripta Materialia, Vol.57, 2007, pp. 89–92
- Gut74 GUTTMAN.D, *Etude du revenu de la martensite dans des aciers faiblement alliés à 2% de manganèse*, Thèse université de Nancy I, 1974
- Hal51 HALL.E, *The Deformation and ageing of mild steel: III Discussion of Results*, Proceedings of the Physics Society of London A, Vol.64, 1951, pp.747-753
- Hon81 HONEYCOMBE.R.W.K, *Steels, Microstructure and properties*, E. Arnold, 1981, p.140
- Hou02 HOUZE.M, *Influence des traitements thermiques sur le Pouvoir Thermoélectrique des aciers de cuve: Effet des évolutions microstructurales des zones fortement ségréguées*, Thèse Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002
- Jac07 JACQUES.P.J, FURNEMONT.Q, LANI.F, PARDOEN.T, DELANNAY.F, *Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing*, Acta Materialia, Vol.55, 2007, pp. 3681–3693

- Jia92 JIANG.Z, LIU.J, LIAN.J, *A new relationship between the flow stress and the microstructural parameters for dual-phase steel*, Acta Metallurgica et Materialia, Vol.40, n° 7, 1992, pp.1587-1597
- Jia95 JIANG.Z, GUAN.Z, LIAN.J, *Effects of microstructural variables on the deformation behaviour of dual phase steel*, Materials Science and Engineering, Vol.A190, 1995, pp. 55-64
- Kan07 KANG.J, OSOSKOV.Y, EMBURY.J.D, WILKINSON.D.S, *Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels*, Scripta Materialia, Vol.56, 2007, pp. 999–1002
- Kra01 KRAUSS.G, *Deformation and fracture in martensitic carbon steels tempered at low temperatures*, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol.32, n°2, 2001, pp. 205-221
- Kum07 KUMAR.A, SINGH.S.B, RAY.K.K, *Influence of bainite/martensite content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels*, Materials Science and Engineering A, article in press, 2007
- Lis05 LIS.J, LIS.A.K, KOLAN.C, *Processing and properties of C–Mn steel with dual-phase microstructure*, Journal of Materials Processing Technology, 162–163, 2005, pp. 350–354
- Lav01 LAVAIRE.N, *Etude des phénomènes à l'origine du vieillissement des aciers pour emballage à Ultra Bas Carbone (ULC) : Apport du Pouvoir ThermoElectrique à la caractérisation des états microstructuraux*, Thèse Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2001
- Lyo06 LYONNARD.S, SPALLA.O, TESTARD.F, NE.F, TACHE.O, *What is measured in a Small Angle X-ray Scattering (SAXS) ?*, Département de Recherche sur l'État Condensé, les Atomes et les Molécules, <http://www-drecam.cea.fr/scm/lions/techniques/saxs/>
- Maz97 MAZANCOVA.E, MAZANEC.K, *Physical metallurgy characteristics of the M/A constituent formation in granular bainite*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.64, 1997, pp. 287-292
- Maz07 MAZINANI.M, POOLE.W.J, *Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.38A, 2007, pp. 328-339
- Nis81 NISHIMOTO.A, HOSOYA.Y, NAKAOKA.K, *Relation between hole expansion formability and metallurgical factors in dual phase sheet*, Fundamentals of Dual Phase Steels, ed Kot and Bramfit, Conference Proceedings of the AIME, 1981, pp. 447-463
- Pet53 PETCH.N, *The cleavage strength of polycrystals*, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol.174, 1953, pp. 25-28
- Phi98 PHILIBERT.J, VIGNES.A, BRECHET.Y, COMBRADE.P, *Métallurgie, du minerai au matériau*, Masson, 1998, p.720

- Pok94 POKORNY.J, POKORNY.A, *Métallographie*, Techniques de l'ingénieur, dossier M90, 1994
- Ras78 RASHID.M, CPREK.E, *Relationship between microstructure and formability in two high-strength, low-alloy steels*, Formability Topics-Metallic Materials, ASTM STP 647, ed. B.Niemer, K.Schmieder and J.Newby, American Society for Testing Materials, 1978, pp. 174-190
- Rea97 READ.H.G, *Tempering of a cold drawn $\alpha + \alpha'$ Dual Phase steel wire*, Scripta Materialia, Vol.37, No.2, 1997, pp.151-157
- Roc05 ROCHA.R.O, MELO.T.M.F, PERELOMA.E.V, SANTOS.D.B, *Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel*, Materials Science and Engineering, Vol.A391, 2005, pp. 296-304
- Sah05 SAHA.A, GHOSH.G, OLSON.G.B, *An assessment of interfacial dissipation effects at reconstructive ferrite-austenite interfaces*, Acta Materialia, Vol.53, 2005, pp.141-149
- Sal01 SALEH.M.H, PRIESTNER.R, *Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties*, Journal of Materials Processing Technology, Vol.113, 2001, pp. 587-593
- Sar07 SARWAR.M, AHMAD.E, QURESHI.K.A, MANZOOR.T, *Influence of epitaxial ferrite on tensile properties of dual phase steel*, Materials and Design, Vol.28, 2007, pp. 335-340
- She86 SHEN.H, LEIT, LIU.J, *Microscopic deformation behaviour of martensitic-ferritic dual phase steels*, Materials Science and Technology, Vol.2, 1986, pp. 28-33
- Sot99 SOTO.R, SAIKALY.W, BANO.X, ISSARTEL.C, RIGAUT.G, CHARAIA, *Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties*, Acta Materialia, Vol.47, No.12, 1999, pp.3475-3481
- Spe68 SPEICH.G, WARLIMONT.H, *Yield strength and transformation substructure of low-carbon martensite*, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol.206, 1968, pp. 385-392
- Spe81 SPEICH.G, *Physical metallurgy of dual-phase steels*, Fundamentals of Dual Phase Steels, Edited by Kot and Bramfit, Conference Proceedings of the AIME,1981, p.21
- Stev56 STEVEN.W., HAYNES.A., *The temperature of formation of martensite and bainite in low-alloy steels. Some effects of chemical composition*, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol.183, 1956, pp. 349-359
- Sun02 SUN.S, PUGH.M, *Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite*, Materials Science and Engineering A, Vol.335, 2002, pp. 298-308

- Tav99 TAVARES.S.S.M, PEDROZA.P.D, TEODOSIO.J.R, GUROVA.T, *Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel*, Scripta Materialia, Vol.40, No.8, 1999, pp. 887–892
- Thu06 THUILLIER.O, DANOIX.F, GOUNE.M, BLAVETTE.D, *Atom probe tomography of the austenite–ferrite interphase boundary composition in a model alloy Fe–C–Mn*, Scripta Materialia, vol.55, 2006, pp. 1071–1074
- Wat06 WATERSCHOOT.T, VERBEKEN.K, DE COOMAN.B.C, *Tempering kinetics of the martensitic phase in DP steel*, ISIJ International, Vol.46, n°1, 2006, pp.138-146
- Zha04 ZHANG.C, CAI.D, LIAO.B, ZHAO.T, FAN.Y, *A study on the dual-phase treatment of weathering steel 09CuPCrNi*, Materials Letters, Vol.58, 2004, pp.1524–1529

Conclusions et Perspectives

Afin de pouvoir produire des véhicules plus légers, et par conséquent plus propres et plus économiques, les constructeurs automobiles ont besoin de nouvelles nuances d'aciers aux propriétés mécaniques de plus en plus élevées. Parmi les aciers en cours d'intégration sur véhicule, les aciers dual phase, avec leur microstructure composite ferrite-martensite, offrent un très bon compromis entre résistance mécanique et formabilité. Cependant, il a été montré que l'étape de découpe avait tendance à altérer ces bonnes propriétés, ce qui pouvait conduire à l'apparition de fissures au cours de l'étape de mise en forme. L'objectif de la présente étude consiste à comprendre l'origine de cette perte de ductilité et, si possible, d'y remédier.

Pour y répondre, nous avons exploré les interactions entre procédé de découpe et matériau en travaillant à plusieurs échelles : la tôle, le bord, la microstructure et les interfaces ferrite-martensite. Il ressort de ce travail que l'impact de la découpe à la cisaille sur les aciers dual phase ne peut en aucun cas être négligé car ce procédé induit tous les composants nécessaires à l'endommagement de leur microstructure. Cependant, les traitements thermiques étudiés nous ont aussi permis de fournir plusieurs voies permettant d'optimiser la microstructure de manière à réduire sa sensibilité à la découpe, répondant ainsi à la problématique industrielle.

Résultats principaux

La première partie rassemble les résultats de la caractérisation de six nuances dual phase. Les effets de la découpe sur leur ductilité ont été mis en évidence grâce à l'essai de traction sur bandes cisillées/fraisées. Il est apparu que cette perte de ductilité ne pouvait être simplement corrélée ni aux caractéristiques en traction ni à la ténacité de la nuance. L'exploration des bords de découpe des tôles nous a cependant permis de définir **une zone affectée par la découpe dans laquelle se concentrent une forte déformation de la microstructure et un important écrouissage local**. Des cas de décohérence des interfaces ferrite-martensite ont aussi pu être observés dans cette zone.

Dans la deuxième partie, nous nous sommes attachés à décrire l'histoire mécanique de cette zone affectée par la découpe. Pour cela deux approches complémentaires ont été utilisées : d'une part l'utilisation d'une machine de découpe instrumentée et, d'autre part, la simulation numérique du procédé. Le montage expérimental, adapté sur une machine de traction/compression, permet d'interrompre précisément la découpe. Des tôles partiellement coupées ont ainsi pu être observées au MEB afin de suivre la déformation et l'endommagement de la microstructure. Ces observations ont permis de mettre en évidence le fibrage de la microstructure, c'est à dire l'alignement des îlots de martensite sous l'effet de la déformation imposée par le procédé de découpe, et de montrer que **la formation de cavités par décohérence des interfaces ferrite-martensite constitue le principal mécanisme d'endommagement** de nos nuances. La mise en évidence de cette sensibilité de nos nuances à la croissance de cavités a orienté nos choix de modèle de comportement pour la simulation numérique. Cette dernière a permis d'avoir accès aux grandeurs mécaniques dans la tôle en cours de découpe. On a ainsi pu démontrer que **le canal de déformation se retrouve dans un état de contrainte proche de la traction en fin de découpe**, et que, **c'est cet état de contrainte qui permet aux cavités de germer**. Ces observations se sont retrouvées en désaccord avec des travaux récents réalisés sur la rupture des métaux soumis à de faible taux de triaxialité des contraintes. La comparaison des comportements en découpe de

nos aciers et des alliages d'aluminium nous ont conduits à supposer qu'il existait deux types de matériaux : les matériaux qui présentent assez de sites de germination de cavités pour que la rupture continue à être contrôlée par la germination et la croissance de cavités quel que soit le taux de triaxialité, et les autres, pour lesquels la rupture est contrôlée par le cisaillement du ligament de matière situé entre deux cavités lorsqu'ils sont soumis à un faible taux de triaxialité des contraintes.

La troisième partie est consacrée au mécanisme de formation des fissures au cours des sollicitations imposées à la tôle après découpe. Les observations sur les bandes cisailées rompues en traction ont montré que **la zone affectée par la découpe rompt très rapidement pour laisser place à de nombreuses petites fissures au bord des bandes**. L'introduction de ces fissures induit une intensification de la déformation plastique ainsi qu'une augmentation locale du taux de triaxialité des contraintes suffisante pour amorcer une fissure longue qui se propage à travers la tôle. Des essais réalisés sur des bandes où la longueur de petite fissure est contrôlée ont permis de montrer qu'**une réduction de quelques dizaines de microns de la zone affectée par la découpe pourrait considérablement améliorer le comportement des tôles découpées**.

Dans la dernière partie nous avons étudié les traitements thermiques susceptibles d'améliorer le comportement en découpe des aciers dual phase. Deux voies principales ont été explorées : l'optimisation des paramètres de recuit et l'ajout d'une étape de revenu. Il est apparu que **l'augmentation de la température de recuit a permis d'augmenter de 27% la formabilité des tôles découpées**¹. En effet, un traitement à haute température permet d'obtenir de la bainite, en plus de la ferrite et de la martensite, qui permet de réduire la taille de la zone affectée par la découpe. Cette amélioration se fait malheureusement au détriment de la ductilité des nuances et ne constitue donc qu'une solution partielle. A l'inverse, nous avons montré qu'**un traitement de 150°C pendant 8h permet une amélioration de 91% de la formabilité sans modifier outre mesure les propriétés en traction**². Les analyses réalisées avant et après traitement tendent à montrer que le revenu permet de rééquilibrer la concentration de carbone autour des interfaces ferrite martensite, améliorant ainsi leur cohésion. Cependant, un traitement aussi long peut poser des problèmes d'industrialisation, c'est pourquoi des traitements alternatifs, soit plus hauts en température, soit via un refroidissement lent en fin de galvanisation ont été proposés. Sans atteindre les excellents résultats du traitement à 150°C pendant 8 heures, ils constituent une bonne alternative aux traitements longs.

Ces traitements constituent les principaux résultats de notre étude. Tout d'abord, ils offrent une réponse au problème industriel. D'autre part, ils nous ont permis d'illustrer des hypothèses, formulées dans les parties précédentes, concernant les interactions procédés de découpe / microstructure. Enfin, ils nous ont conduits à explorer plus en détail les interfaces ferrite-martensite, mettant en avant leur importance sur les propriétés mécaniques.

¹ Comparaison des résultats des essais KWI de la nuance B85 et B85L traitée à 830°C

² Comparaison des résultats des essais KWI de la nuance B85 avant et après traitement à 150°C pendant 8h

Perspectives relatives au procédé de découpe

Nous avons fait ressortir au cours de notre étude que les aciers dual phase ne présentaient pas le même comportement en découpe que les alliages d'aluminium. Une première étape pour aller plus loin dans la compréhension des phénomènes de découpe serait d'utiliser les outils développés dans cette étude sur une sélection plus large de matériaux. On peut notamment s'intéresser au comportement des autres types d'acier THR : est-ce que les nuances HSLA, qui ne présentent pas de martensite, ou les nuances TRIP, pour lesquels la martensite va se former en cours de découpe, vont rompre selon le même mécanisme de croissance de cavités que les aciers dual phase ? Ces interrogations sont transposables pour un spectre plus large de matériaux : comment rompt un polymère en cours de coupe ? Est-ce que son mécanisme de rupture est fonction de son taux de cristallinité ? A plus court terme, il est prévu d'intégrer l'utilisation de notre montage dans l'étude menée par Julie Lorthios sur les aciers TWIP³ pour déterminer leur mécanisme de rupture en découpe.

Pour simuler l'endommagement de notre nuance soumise à un faible taux de triaxialité des contraintes, nous avons utilisé le modèle de Gurson couplé à une loi de germination dépendante de la triaxialité. Cette approche nous a permis de corroborer nos hypothèses sur le comportement de notre acier. Cependant, le développement d'un modèle général, qui puisse rendre compte de la concurrence entre rupture par cisaillement et par croissance de cavités, constituerait une grande avancée. Bao et Wierzbiecky [Bao04] ont proposé des expressions analytiques de la déformation à rupture en fonction du taux de triaxialité dont la variation des paramètres permet de rendre compte des deux types de comportement [Wie05, Mae07]. Cependant l'optimisation de ces paramètres ne peut se faire que si l'on dispose de suffisamment de points expérimentaux, c'est-à-dire si le type de comportement est déjà connu. Pour être prédictif, le modèle pourrait, par exemple, être dépendant de la densité de sites de germination de cavités potentiels.

Du point de vue de l'amélioration du comportement des tôles en acier dual phase découpées à la cisaille, nous nous sommes limités à offrir une solution matériau. Un large champ est donc laissé à l'optimisation du procédé. Il semble naturel que, faire varier le jeu entre les lames, la forme des outils ou encore l'angle de coupe permette de faire varier la taille de la zone affectée par la découpe ainsi que la déformation maximale atteinte dans le canal de déformation. C'est tout du moins ce que prévoient les modèles analytiques (cf. deuxième partie). D'après les résultats de la troisième partie, qui corrélaient la perte de ductilité à la taille de la zone affectée par la découpe, il semble donc possible d'optimiser les paramètres de découpe pour améliorer la formabilité des tôles.

Perspectives relatives aux aciers dual phase

Les effets des revenus basse température ont montré que le comportement des aciers dual phase ne pouvaient être résumé au comportement d'un composite à renfort rigide dans une matrice ductile. L'interface ferrite-martensite est apparue comme un élément déterminant du comportement de nos nuances, particulièrement au niveau de l'endommagement.

³ Twinning Induced Plasticity : aciers durcis par maillage en cours de déformation

Les travaux présentés ici n'ont abordé que superficiellement les propriétés des interfaces. Nous nous sommes notamment limités à ne travailler que sur des nuances ayant été soumises à des traitements thermiques de type industriel. Il semblerait nécessaire d'appliquer les techniques d'analyse utilisées dans la quatrième partie à des matériaux plus distinctifs en termes d'état de revenu. La comparaison d'un acier brut de trempe et un acier complètement revenu pourrait, par exemple, nous permettre de tirer un meilleur profit de techniques comme le nanoSIMS, la nanodureté ou la diffusion des neutrons aux petits angles. La sonde atomique tomographique semble aussi être un outil très intéressant pour mesurer les variations de carbone au voisinage des interfaces [Thu06]. La loi de germination pourrait aussi être améliorée par l'expérience. Ainsi, l'utilisation de la microtomographie X fournirait des données permettant un ajustement plus réaliste que l'optimisation d'une loi linéaire sur un essai Kahn.

Une étude expérimentale approfondie des propriétés des interfaces pourrait permettre de développer des modèles d'endommagement des aciers dual phase plus adéquats que le modèle de Gurson. On pourrait, par exemple, intégrer dans un modèle micromécanique, du même type que celui de Al-Abbasi et Nemes [Abb03], des éléments « interface », dont on pourrait faire varier les propriétés et notamment la déformation à rupture, pour rendre compte des effets du revenu.

Un tel modèle permettrait d'appliquer à une cellule élémentaire en trois dimensions le chemin de chargement subit en cours de découpe (qui peut être déterminé grâce à notre simulation du procédé) puis la traction dans le plan perpendiculaire à la coupe (pour simuler la traction sur bande). Ce calcul fournirait des informations nouvelles sur la formation en 3D des cavités et des fissures qui reste, aujourd'hui, difficile à appréhender du fait de la complexité de l'histoire mécanique de la zone affectée par la découpe.

Références

- Abb03 Al-ABBASSI.F.M, NEMES.J.A, *Micromechanical modeling of dual phase steels*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.45, 2003, pp. 1449–1465
- Bao04 BAO.Y, WIERZBICKI.T, *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.46, 2004, pp.81–98
- Mae07 MAE.H, TENG.X, BAI.Y, WIERZBICKI.T, *Calibration of ductile fracture properties of a cast aluminum alloy*, Materials Science and Engineering A, Vol.459, 2007, pp.156–166
- Thu06 THUILLIER.O, DANOIX.F, GOUNE.M, BLAVETTE.D, *Atom probe tomography of the austenite–ferrite interphase boundary composition in a model alloy Fe–C–Mn*, Scripta Materialia, vol.55, 2006, pp. 1071–1074
- Wie05 WIERZBICKI.T, BAO.Y, YOUNG-WOONG.L, BAI.Y, *Calibration and evaluation of seven fracture models*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.47, 2005, pp.719–743

ANNEXES

Annexe A : Caractérisation mécanique	171
Annexe B : L'essai de découpe instrumenté.....	176
Annexe C : Identification des paramètres du modèle matériau.....	182
Annexe D : L'essai de traction sur bande fissurée	188
Annexe E : Les effets thermo électriques et la mesure du PTE.....	191

Annexe A : Caractérisation mécanique

A.1 Plan des éprouvettes

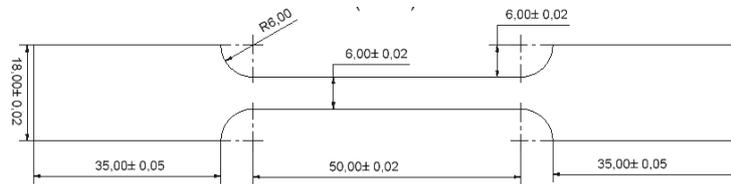


Figure A. 1 Epreuve de traction lisse TR

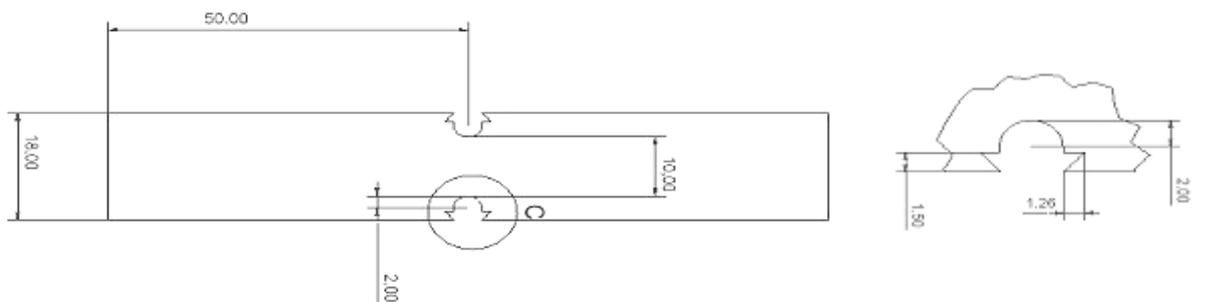


Figure A. 2 Epreuve de traction entaillée EU avec détail d'une entaille (rayon d'entaille : 2 mm)

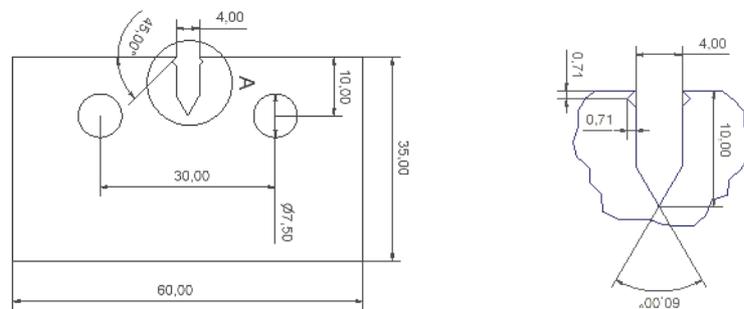


Figure A. 3 Epreuve de déchirure Kahn avec détail de l'entaille

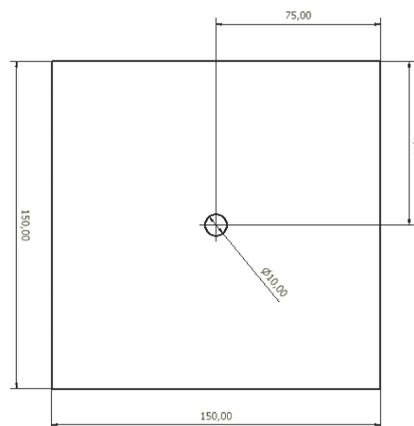


Figure A. 4 Epreuve d'expansion de trou KWI

A.2 Caractérisation de la nuance B85

La caractérisation mécanique de la nuance B85 inclut vingt-deux essais :

- 9 essais de traction sur éprouvettes TR : 3 prélevées dans le sens de laminage, 3 prélevées dans le sens travers, 3 prélevées à 45° de la direction de laminage
- 9 essais de traction sur éprouvettes EU : 3 prélevées dans le sens de laminage, 3 prélevées dans le sens travers, 3 prélevées à 45° de la direction de laminage
- 4 essais de déchirure sur éprouvettes Kahn : 2 sollicitées dans le sens de laminage avec propagation de la fissure dans le sens travers (LT), 2 sollicitées dans le sens travers avec propagation de la fissure dans le sens de laminage (TL).

Les figures A.5, A.6, et A.7 reproduisent des courbes représentatives des trois types d'essais dans chacune des directions testées. Pour tous les essais, la consigne de vitesse de déplacement du vérin est de 1,5 mm/minute. Pour les essais EU, S_0 correspond à la surface minimale entre entaille en début d'essai (i.e. 10 mm x épaisseur) Pour les essais Kahn, il s'agit de la surface initial du ligament où se propage la fissure (i.e. 25 mm x épaisseur)

Les courbes de traction sur éprouvettes lisses ne font ressortir qu'une très faible anisotropie de comportement dans le plan de la tôle. Cette anisotropie est un peu plus mise en évidence sur les courbes de traction sur éprouvettes entaillées. Les éprouvettes Kahn LT et TL démontrent une différence de comportement plus marquée. On peut supposer que celle-ci s'explique plus par une anisotropie de l'endommagement, liée, par exemple, à la forme des îlots de martensite, qu'au niveau de l'écroutissage.

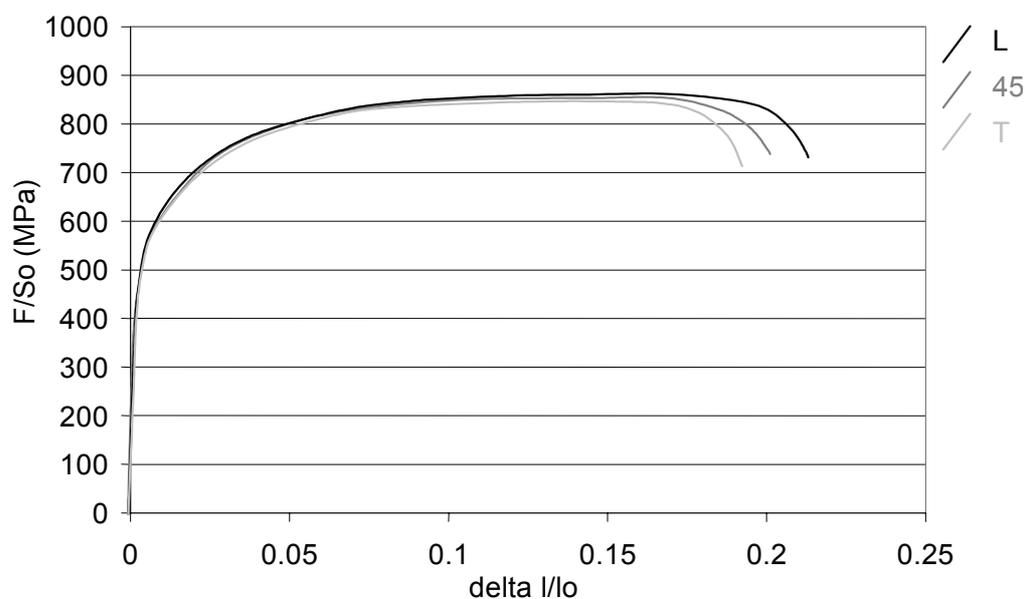


Figure A. 5 Courbes des essais de traction sur éprouvettes lisses

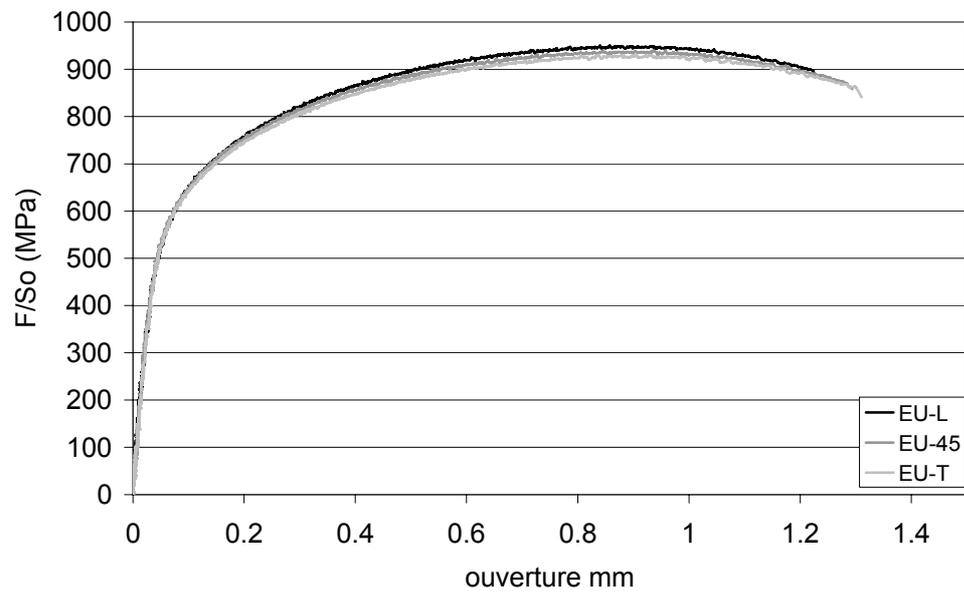


Figure A. 6 Courbes des essais de traction sur éprouvettes entaillées (rayon d'entaille : 2 mm ; S_0 : surface du ligament entre les deux entailles)

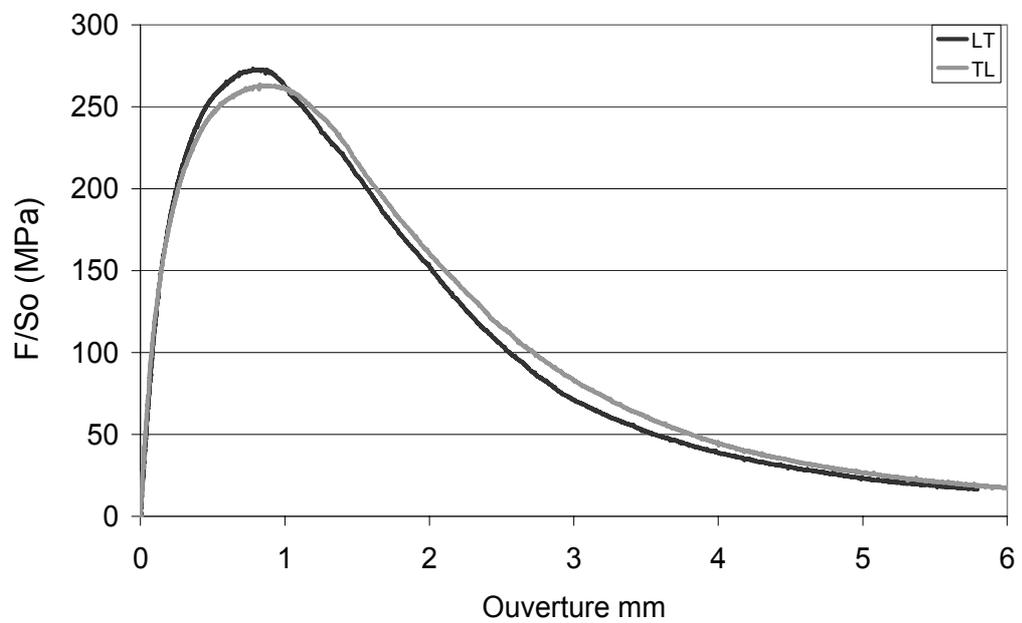


Figure A. 7 Courbes des essais de déchirure sur éprouvettes Kahn

A.3 Mode opératoire de l'essai d'expansion de trou KWI [Aug06]

Matériel

- Matrice de diamètre 85 mm et de rayon 6 mm munie d'une gorge (pour accueillir le jonc)
- Poinçon plat de diamètre 75 mm, et de rayon 6 mm. Centrage grâce à un pion de diamètre 9,8mm vissé au centre
- Serre-flan de diamètre 76mm avec jonc de retenue de diamètre 112 mm
- Pied à coulisse
- Presse BUP600

Préparation du test

- Un trou de diamètre 10 mm est réalisé au centre de flans carrés de dimension 150 x 150 mm par poinçonnage (matrice pour le jeu de 0,3). Des films de téflon de 150 x 150 mm sont découpés.
- La force de serre-flan de la presse est réglée, suivant la matière, afin d'éviter tout avalement.

Déroulement du test

- Un film de téflon est placé entre le poinçon et le flan, celui-ci permet de s'affranchir des conditions de frottement imposées par le revêtement
- Le flan est positionné de manière à ce que la bavure issue du poinçonnage se trouve du côté du poinçon
- La vitesse d'emboutissage est sur la position correspondant à 0,5 mm/s
- La fin de l'emboutissage se fait en manuel par l'opérateur lorsqu'une première fissure apparaît au bord du trou
- Deux diamètres sont relevés en évitant les fissures et strictions, si possible avec un angle de 90°
- La moyenne D_m (en mm) des diamètres de n flans testés est calculée
- L'écart type et le taux d'expansion de trou $Ac\%$ sont calculés sur la moyenne des n flans testés grâce à la formule suivante :

$$Ac\% = 100 \frac{D_{final} - D_{initial}}{D_{initial}}$$

Compte rendu des essais

- Les valeurs mesurées (moyenne des 2 mesures) sur les n essais du taux d'expansion de trou à l'apparition d'une première fissure sur le bord du trou sont relevées et conservées
- Les valeurs calculées (diamètre moyen, écart type et taux d'expansion) sont également conservées
- La comparaison d'essais du même type à iso-épaisseur et conditions de réalisation identiques permet d'apprécier la capacité de déformation en expansion de bord libre d'une nuance.

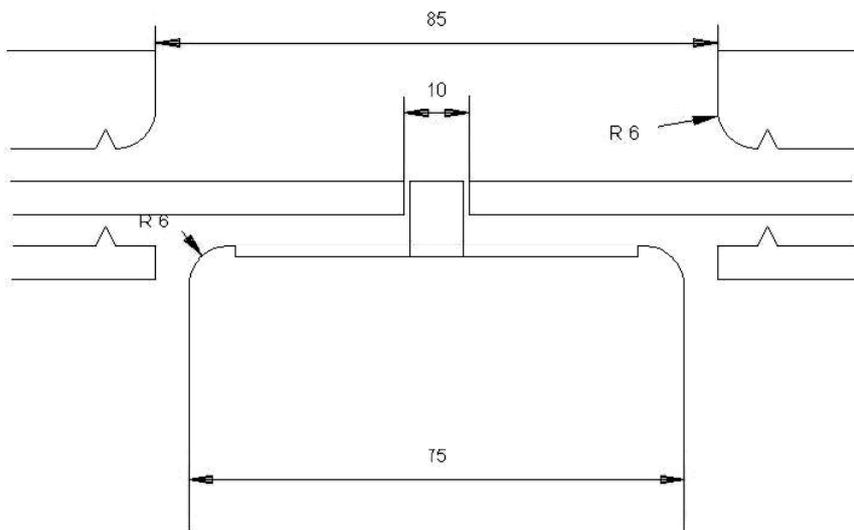


Figure A. 8 Géométrie de l'essai KWI

Références

- Aug06 AUGER.N, *Expansion de trou sur poinçon KWI*, Mode opératoire, Document interne Arcelor, 2006

Annexe B : L'essai de découpe instrumenté

B.1 Plans détaillés du montage de cisaille instrumentée

Les plans détaillés des divers composants du montage de découpe expérimental sont reportés ici. Le montage se compose :

- de deux bâtis (Figure B. 2 et Figure B. 3)
- d'une pièce de jonction qui assure la transmission du déplacement du vérin au bâti inférieur, via une bille, afin d'éviter l'arc-boutement du montage (Figure B. 4)
- de quatre lames qui se logent dans les bâtis (Figure B. 5)
- de deux serre-flans qui assurent le maintien de la tôle sur le bâti inférieur via deux vis (Figure B. 6)
- de quatre axes en aciers cémentés (Figure B. 7), vissés dans le bâti inférieur qui glissent dans le bâti supérieur à travers quatre bagues en bronze (Figure B. 8) qui, en se déformant, vont assurer la compatibilité géométrique du montage.

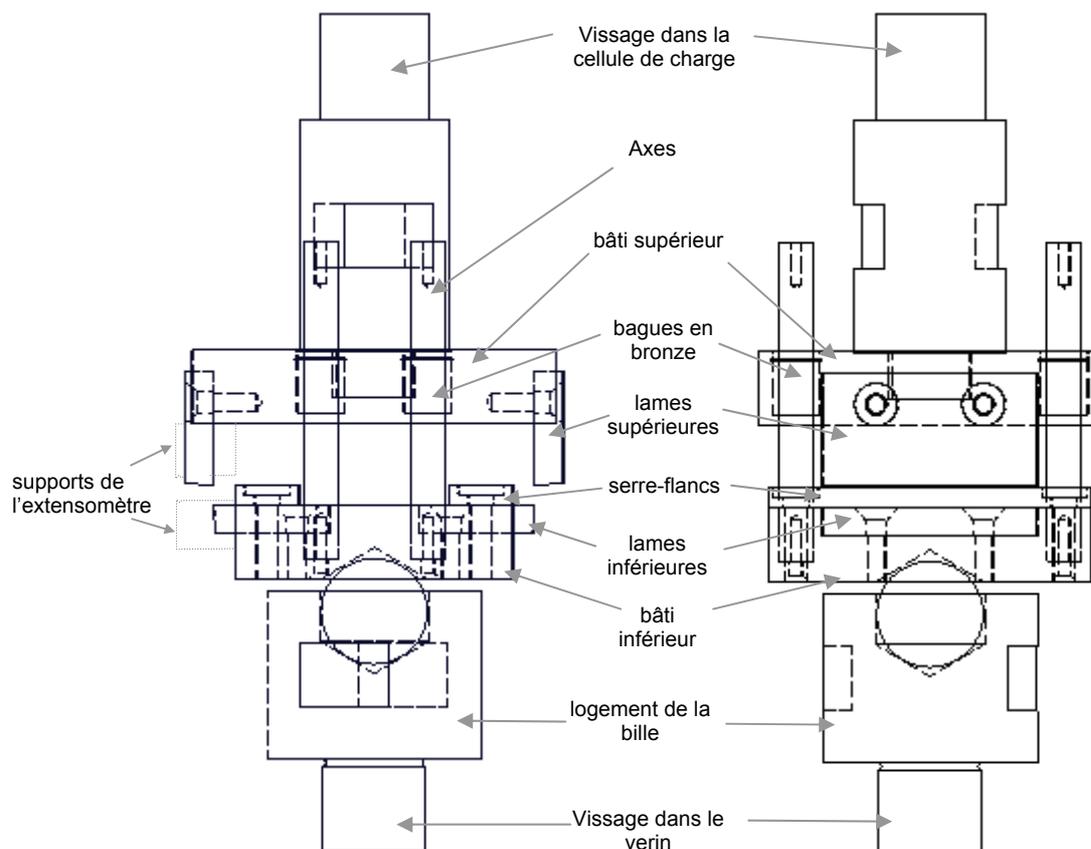


Figure B. 1 Plan général du montage

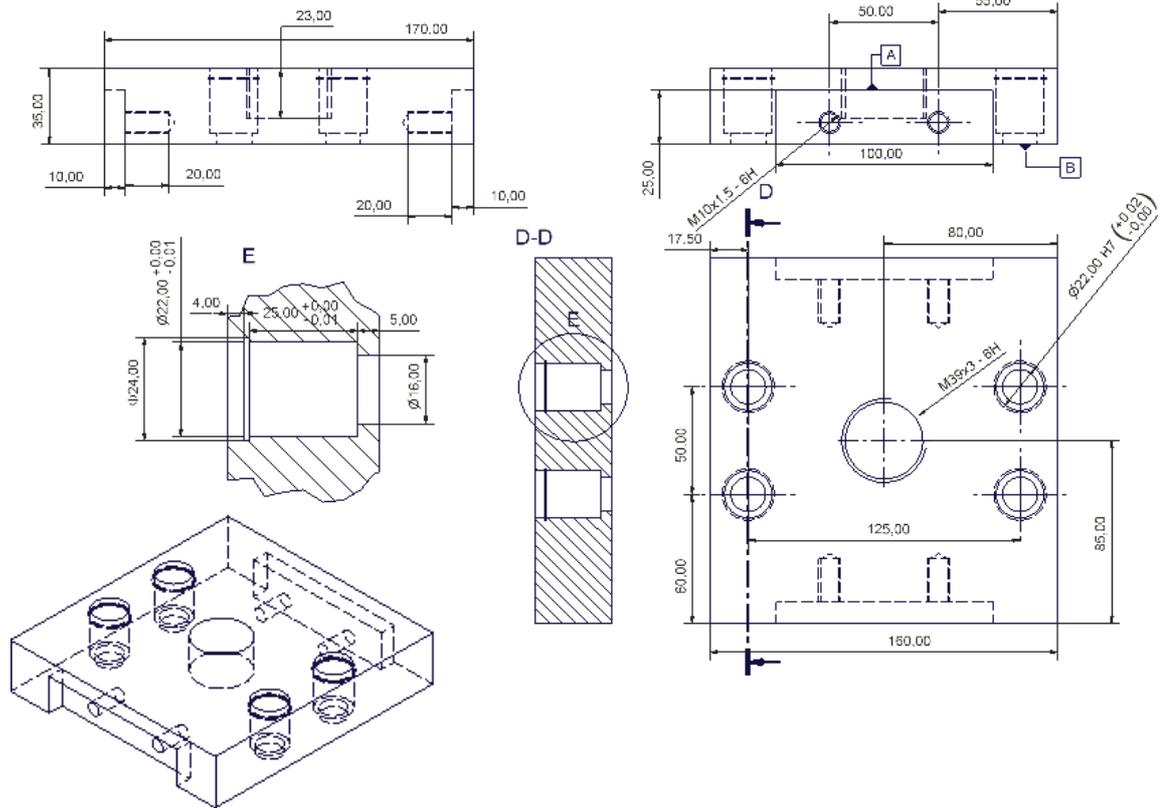


Figure B. 2 Plan détaillé et vue en perspective du bâti supérieur

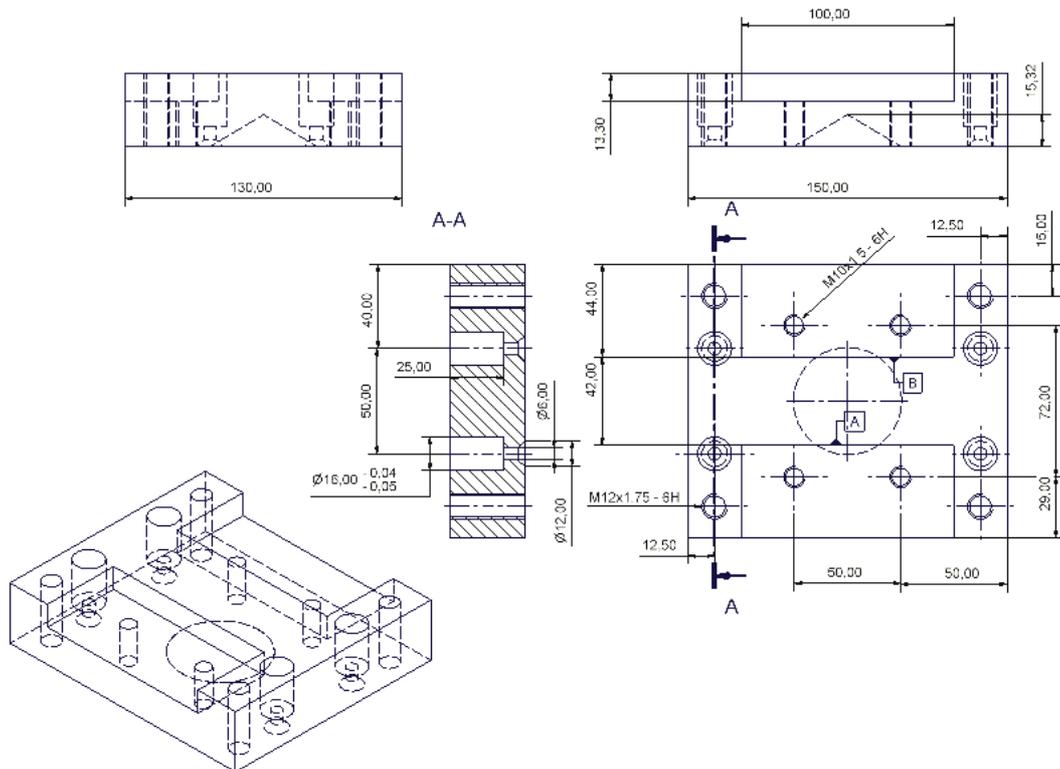


Figure B. 3 Plan détaillé et vue en perspective du bâti inférieur

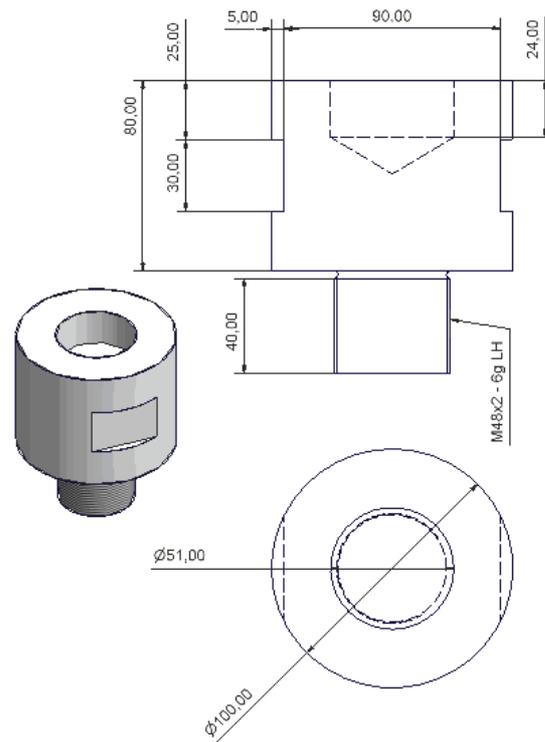


Figure B. 4 Plan et vue en perspective du logement de la bille

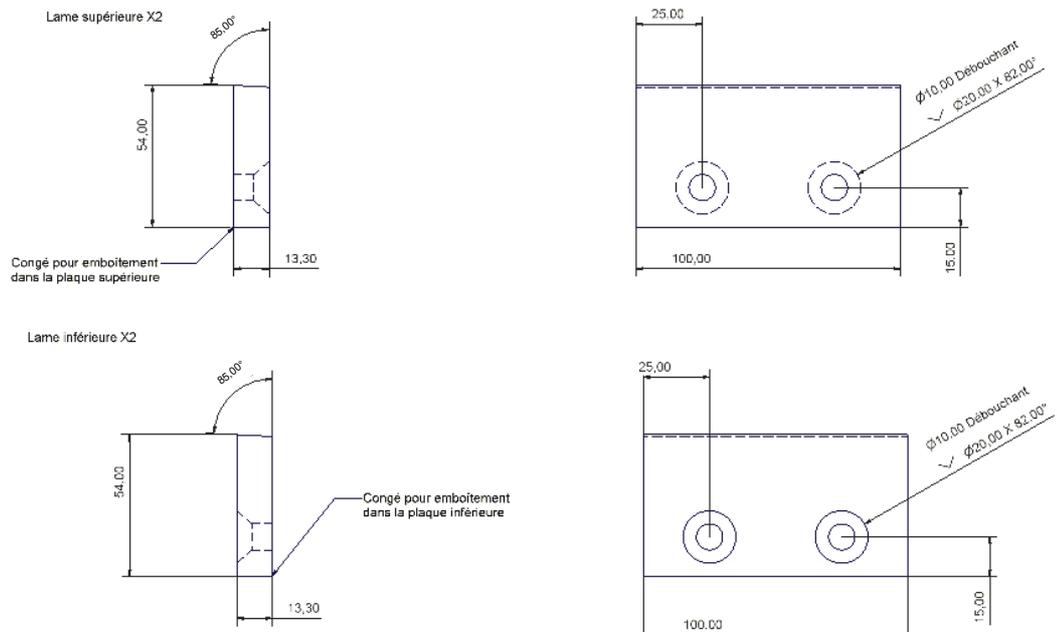


Figure B. 5 Plans des lames

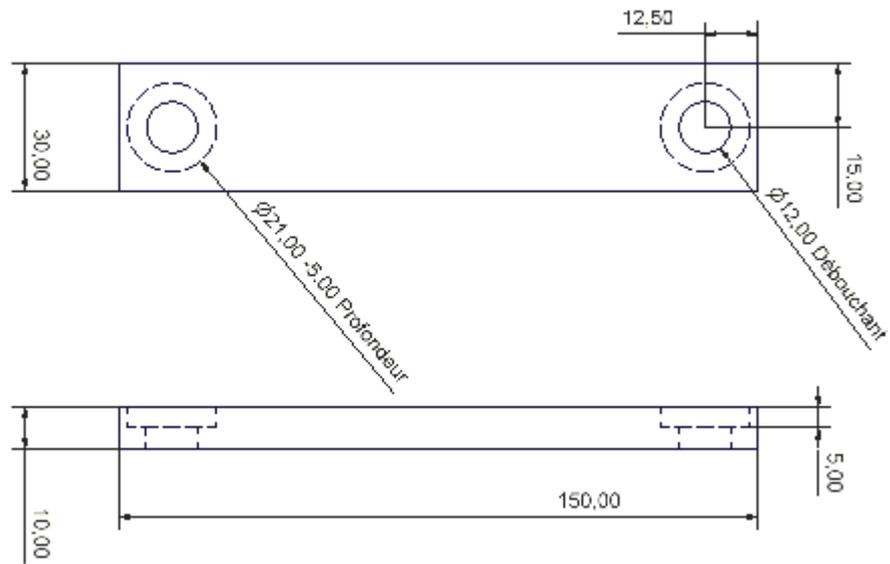


Figure B. 6 Plan des serre-flans (deux pièces)

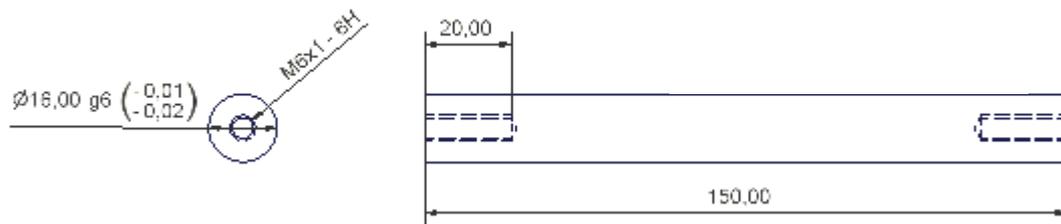


Figure B. 7 Plan des axes (quatre pièces)

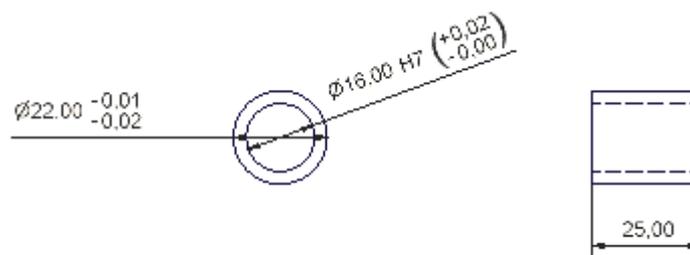


Figure B. 8 Plan des bagues en bronze (quatre pièces)

B.2 Caractérisation des lames

Les lames utilisées sur le montage ont été usinées dans une lame industrielle afin de se rapprocher au maximum des conditions réelles de découpe. La Figure B. 9 rapporte les mesures effectuées sur cette lame. Le faible rayon de courbure présenté sur la lame traduit la faible usure de l'outil. Le maillage de la lame, utilisée dans la simulation de la découpe, a été calqué sur cette géométrie réelle.

La microstructure des lames, révélée par une attaque Nital, présente de la martensite transformée dans des ex-grains austénitiques assez fins ainsi qu'une importante population de carbures. Une telle microstructure assure une forte dureté aux lames : 710 unités Vickers, mesurée avec une charge de 20 kg.

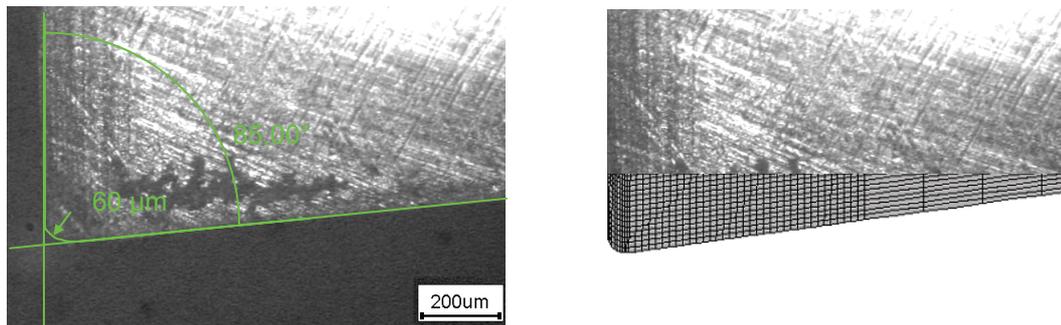


Figure B. 9 Caractérisation géométrique des lames et maillage correspondant

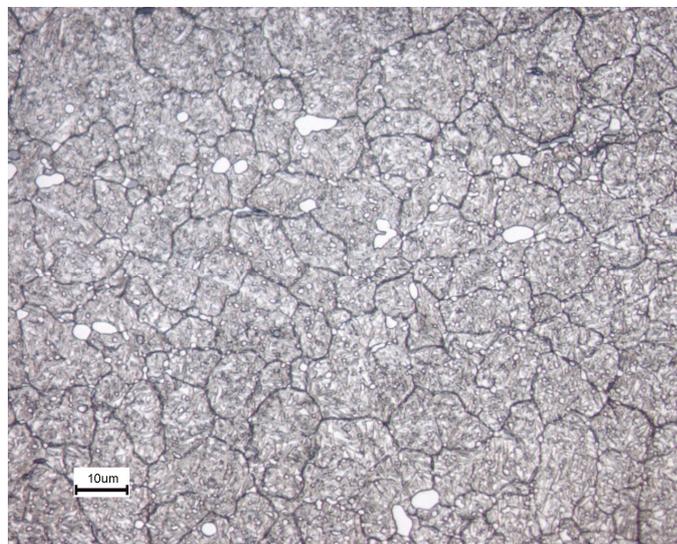


Figure B. 10 Microstructure des lames (Microscope Optique, Attaque Nital)

B.3 Courbes de découpe

Les courbes des sept essais interrompus qui ont fourni les clichés microstructuraux de la deuxième partie sont reportées sur la Figure B. 11. L'effort de coupe est exprimé en newtons par millimètre de tôle découpée. Hormis quelques écarts lors de la mise en contact de la lame de la tôle, ces courbes démontrent la reproductibilité des essais de découpe instrumentés. La Figure B. 12 présente les courbes obtenues selon que la découpe soit effectuée perpendiculairement à la direction L ou T. La différence de comportement en découpe en fonction de la direction de la tôle apparaît comme négligeable.

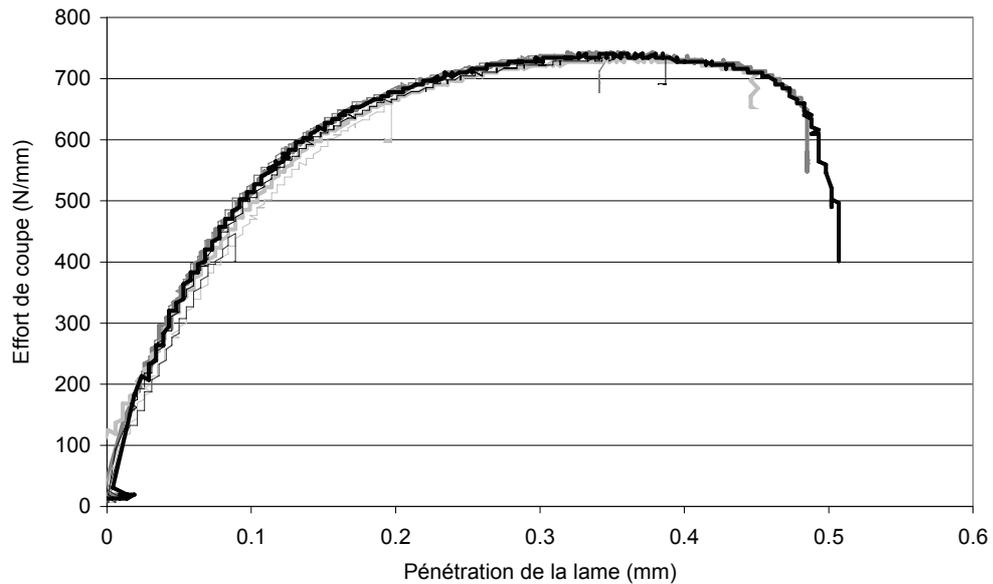


Figure B. 11 Les sept essais de découpe interrompus

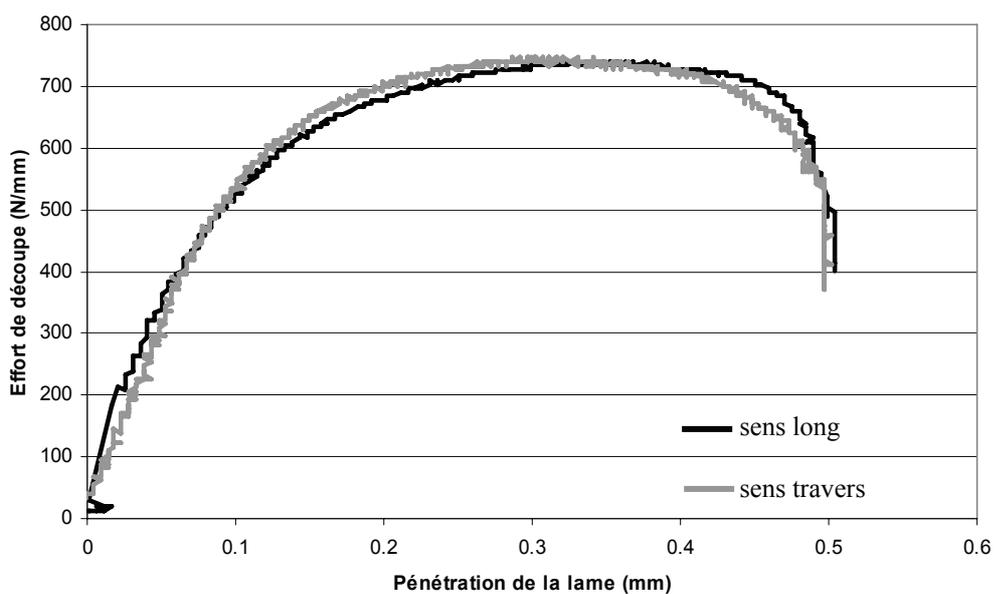


Figure B. 12 Comparaison des courbes de découpe en fonction de l'orientation de la tôle

Annexe C : Identification des paramètres du modèle matériau

Cette annexe regroupe les courbes relatives à la procédure d'identification des paramètres matériaux présentée dans le paragraphe III.B.2) de la deuxième partie, les valeurs des paramètres optimisés sont rappelées dans le Tableau C. 1.

Etape 1 : Ecrouissage isotrope :

Les paramètres de la loi d'écrouissage sont identifiés sur les essais de traction sur éprouvette lisse et éprouvette entaillée prélevée à 45° de la direction de laminage. Cette orientation a été choisie du fait du comportement intermédiaire du matériau lorsqu'il est sollicité dans cette direction par rapport aux directions L et T. Pour cette première étape on utilise le critère de Von Misès.

Les courbes obtenues à l'issue du procédé d'optimisation sont reportées sur la Figure C. 1. L'adéquation entre expérience et simulation est bonne pour la courbe de traction sur éprouvette lisse mais la simulation surévalue les efforts lors de la traction sur éprouvette entaillée.

Etape 2 : Paramètres isotropes du modèle de Bron et Besson :

Les paramètres a et α influent sur la forme de la surface d'écoulement dans les domaines de sollicitations biaxiales. Fondamentalement ils permettent de se positionner entre le modèle de Tresca et celui de Von Misès. Par conséquent, leur optimisation nécessite l'utilisation des éprouvettes entaillées qui, contrairement aux éprouvettes lisses, induisent des efforts biaxiaux en cours de traction. En pratique, pour cette étape, on remplace le critère de Von Mises par le critère de Bron et Besson en fixant les c_i^k égaux à 1, puis on optimise les paramètres a et α sur les essais de traction sur éprouvettes EU dans les trois directions.

Les courbes obtenues (Figure C. 2) montrent une meilleure évaluation des efforts après optimisation des paramètres a et α qu'avec le critère de Von Misès. Par contre, la réponse de la simulation est la même dans les trois directions et ne permet pas de rendre compte de l'anisotropie mise en évidence sur la Figure A. 6.

Etape 3 : Paramètres anisotropes du modèle de Bron et Besson

L'ajustement des paramètres c_i^k permet de rendre compte de l'anisotropie du matériau. Dans un premier temps, les paramètres $c_{i=1,2,3,4}^{k=1,2}$ sont identifiés sur l'ensemble des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées. La prédiction du coefficient de Lankford sert aussi de référence pour traduire l'anisotropie de comportement dans l'épaisseur. Les courbes obtenues montrent une très bonne adéquation entre modèle et courbes expérimentales quel que soit le type de sollicitation (Figure C. 4).

Par contre, la simulation de la découpe avec le modèle en l'état met en évidence la nécessité d'identifier les paramètres de cisaillement dans l'épaisseur $c_{i=5,6}^{k=1,2}$ (Figure C. 4). Le seul essai mécanique à notre disposition pour solliciter la tôle en cisaillement dans l'épaisseur étant l'essai de découpe, l'optimisation de ces paramètres s'est faite sur

une version allégée (en termes de maillage) de la simulation de découpe. Les $c_{i=5,6}^{k=1,2}$ sont optimisés sur l'intervalle de pénétration de la lame $[0 ; 0.3]$ c'est-à-dire avant la germination des cavités. La Figure B. 12 ayant montré le peu d'influence de l'orientation de la tôle sur le comportement de découpe, on simplifie donc la procédure d'identification en imposant $c_5^{k=1,2} = c_6^{k=1,2}$. La courbe obtenue après optimisation des $c_{i=5,6}^{k=1,2}$ est satisfaisante.

Etape 4 Paramètres d'endommagement

Les quatre paramètres du modèle GTN (q_1, q_2, f_c, f_f) ainsi que le coefficient A de la loi de germination sont identifiés grâce aux essais sur éprouvettes Kahn. Contrairement aux éprouvettes CT qui ne couvrent que le régime de propagation des fissures, les éprouvettes Kahn permettent de rendre compte des trois étapes de la rupture ductile (germination, croissance et coalescence).

Les courbes obtenues après optimisation des paramètres (Figure C. 5) présentent une forme générale en bonne adéquation avec l'expérience, par contre, le modèle ne rend pas compte de l'anisotropie d'endommagement.

A	R_0 (MPa)	K_1 (MPa)	K_2 (MPa)	k_2	a	a
	484	1176	330	47.9	0.59	12.8
B	c_1^1	c_2^1	c_3^1	c_4^1	c_5^1	c_6^1
	1.03	1.00	0.95	0.97	1.12	1.12
	c_1^2	c_2^2	c_3^2	c_4^2	c_5^2	c_6^2
	1.06	1.05	0.98	1.00	1.13	1.13
C	q_1	q_2	f_c	f_f	A	$A\%_{\text{réparti}}$
	1.91	0.92	0.07	0.28	0.31	0.16

Tableau C. 1 Paramètres optimisés du modèle matériau : A) écrouissage isotrope (Étapes 1 & 2), B) écrouissage anisotrope (Étape 3), C) endommagement pour une taille d'élément de $35 \mu\text{m}$ (Étape 4)

La Figure C. 6 présente les surfaces d'écoulement normalisées, dans certains plans de l'espace des contraintes, obtenues avec le modèle de Bron-Besson et les paramètres optimisés pour la nuance B85. La comparaison de ces surfaces avec leurs équivalents selon les critères de Von Misès et Tresca confirme que le comportement du matériau est quasi isotrope et proche de Von Misès dans le plan de la tôle, alors que les sollicitations hors plan (σ_3 et surtout σ_6) induisent des écarts significatifs de comportement par rapport au modèle isotrope Von Misès.

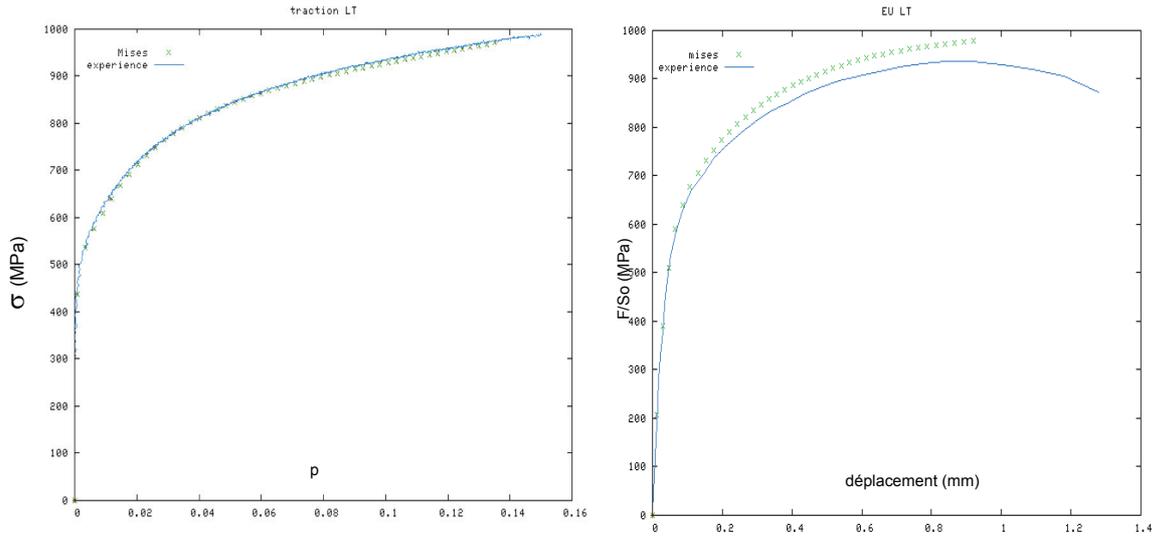


Figure C. 1 Identification des paramètres de la loi d'écouissage

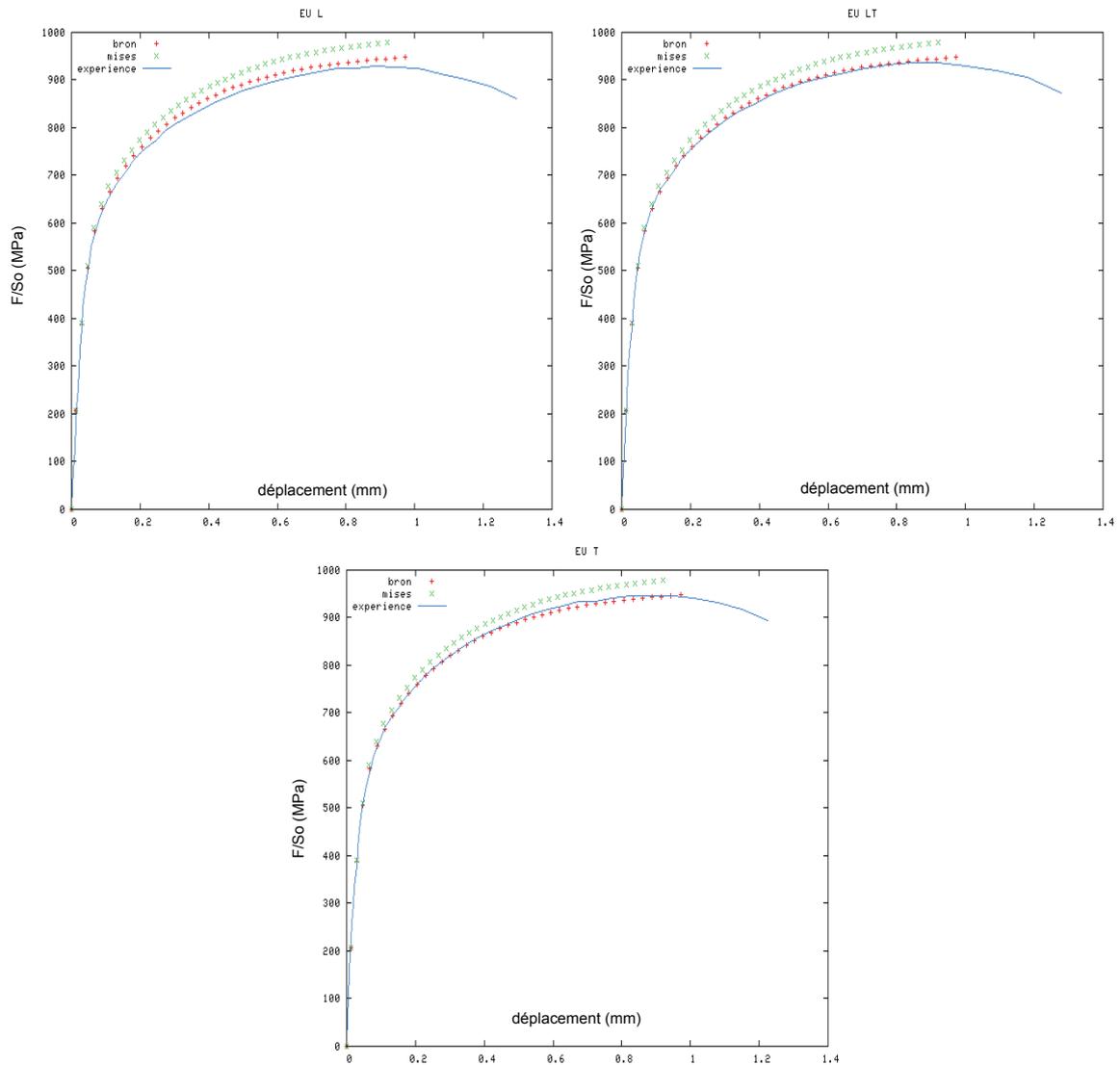


Figure C. 2 Identification des paramètres isotropes du modèle Bron-Besson, comparaison avec Von Mises

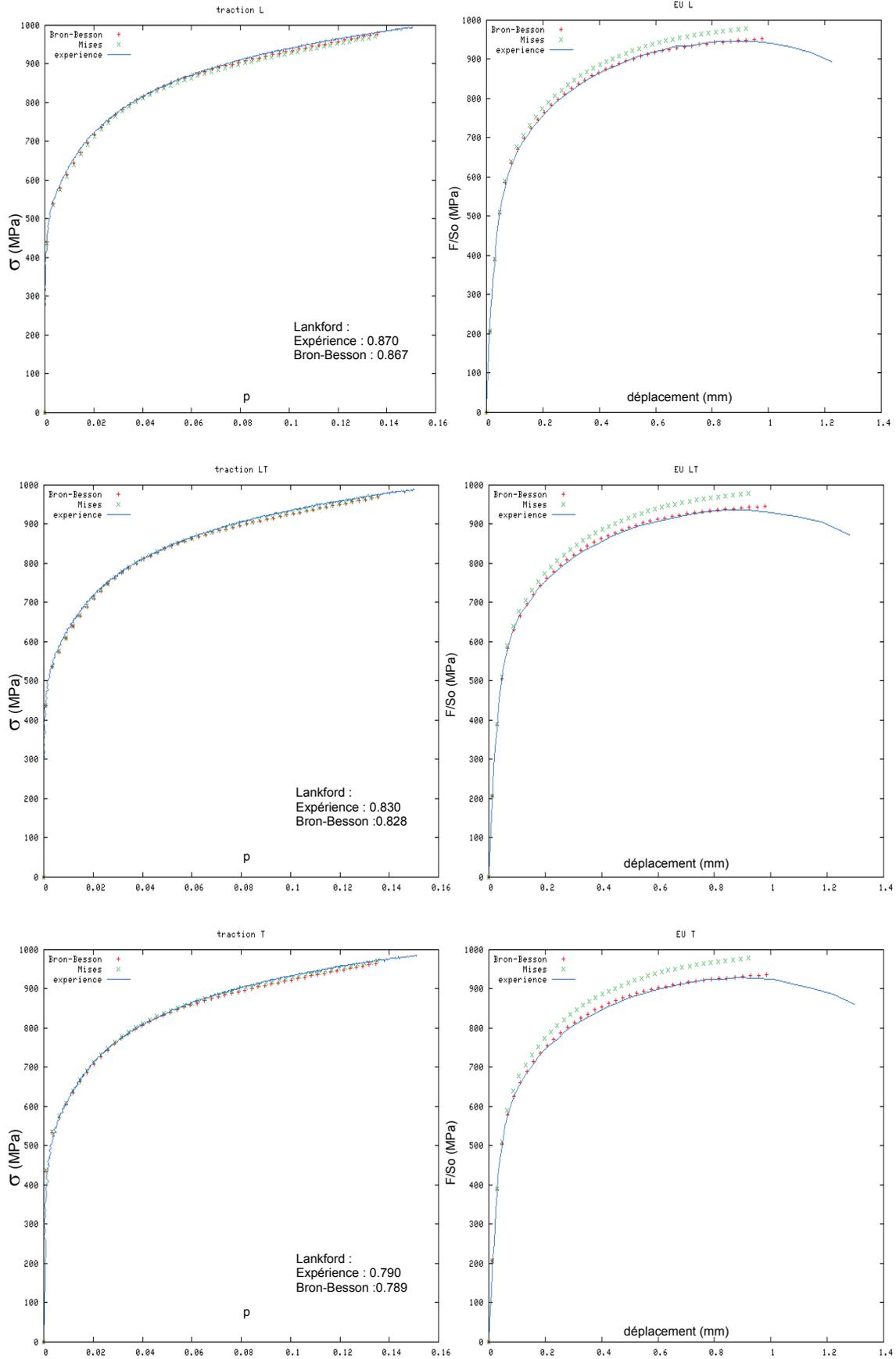


Figure C. 3 Identification des paramètres $C_{i=1,2,3,4}^{k=1,2}$, comparaison avec Von Mises

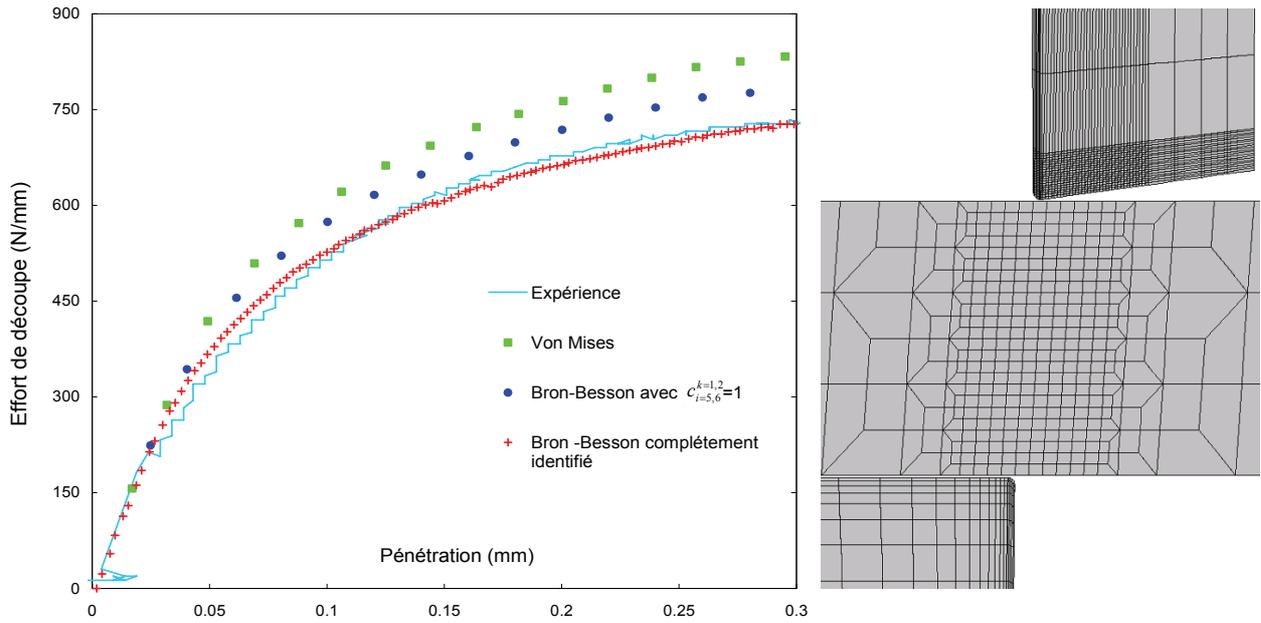


Figure C. 4 Identification des paramètres $c_{i=5,6}^{k=1,2}$ et maillage simplifié de la simulation de découpe

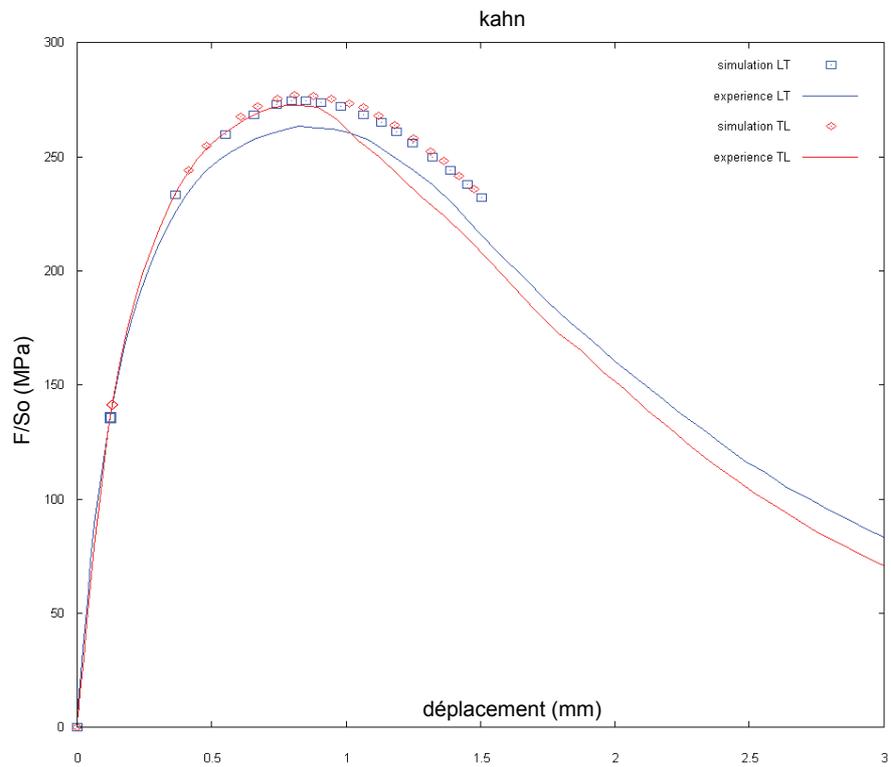


Figure C. 5 Identification des paramètres du modèle d'endommagement

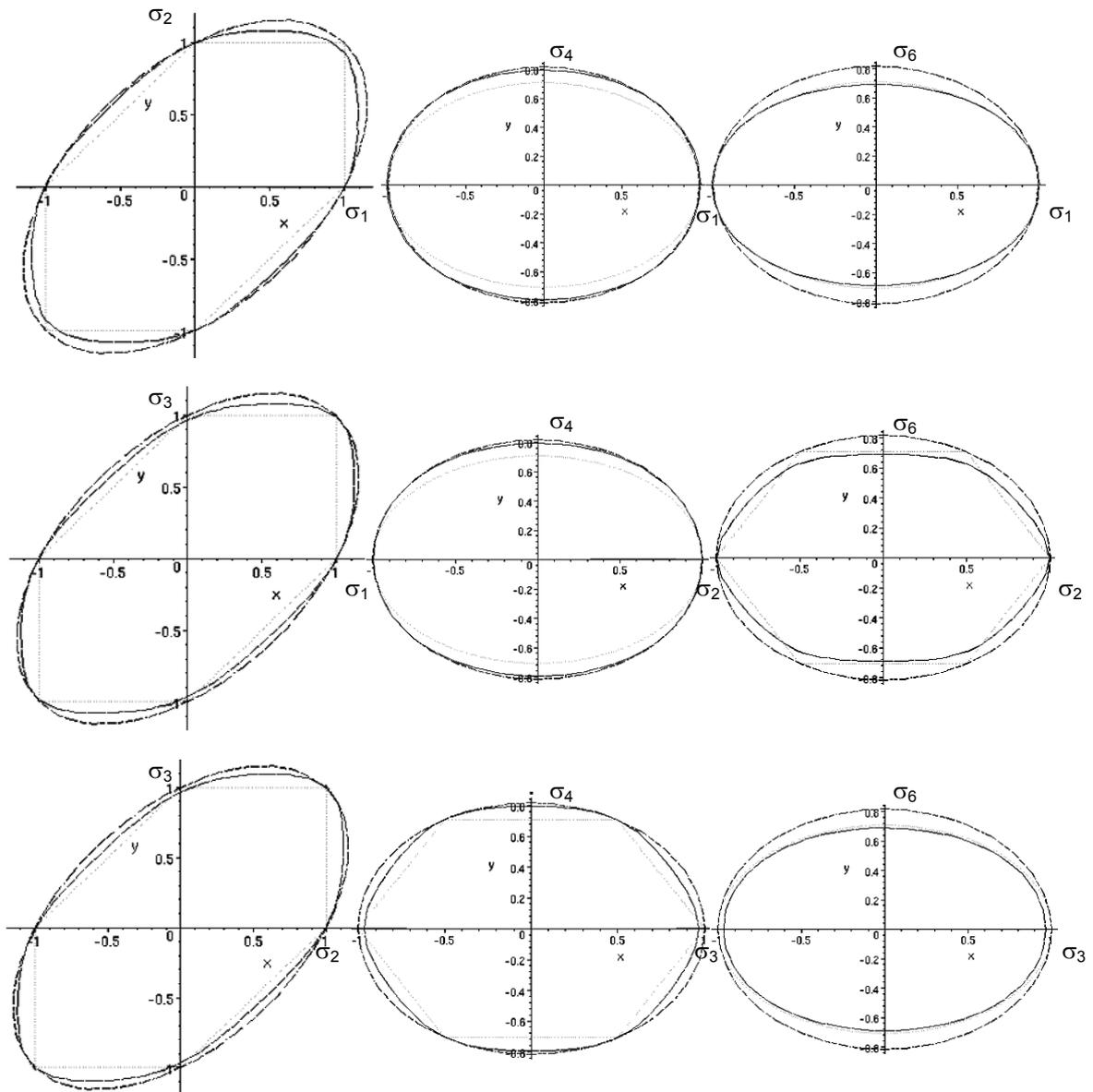


Figure C. 6 Surface d'écoulement normalisée ($\bar{\sigma} - 1 = 0$) pour le matériau B85 (ligne pleine), comparaison avec les critères de Von Misès (tirets) et Tresca (points)¹.

¹ Notations de Voigt : $\sigma_1 = \sigma_{11}, \sigma_2 = \sigma_{22}, \sigma_3 = \sigma_{33}, \sigma_4 = \sqrt{2}\sigma_{12}, \sigma_6 = \sqrt{2}\sigma_{13}$

Annexe D : L'essai de traction sur bande fissurée

L'essai de traction sur bande fissurée présenté dans la troisième partie repose sur la préfissuration des éprouvettes présentées sur la Figure D. 1. Les bandes sont ensuite découpées par électroérosion au fil de part et d'autre du défaut central. Un des objectifs initiaux était de concentrer les tailles de fissure autour des 150 μm pour tester l'équivalence avec la taille de la zone affectée par la découpe. Cependant, la courbure du front de fissure a induit un décalage d'une centaine de microns entre les tailles de fissures mesurées à la surface des bandes et celles réellement observées au MEB après traction.

Les courbes des essais de traction effectués sur les bandes fissurées sont reportées sur la Figure D. 2, et les valeurs numériques, qui en sont issues, sont reportées dans le Tableau D. 1. Les courbes correspondant aux simulations éléments finis des essais sur bandes cisailées sont reportées sur la Figure D. 3.

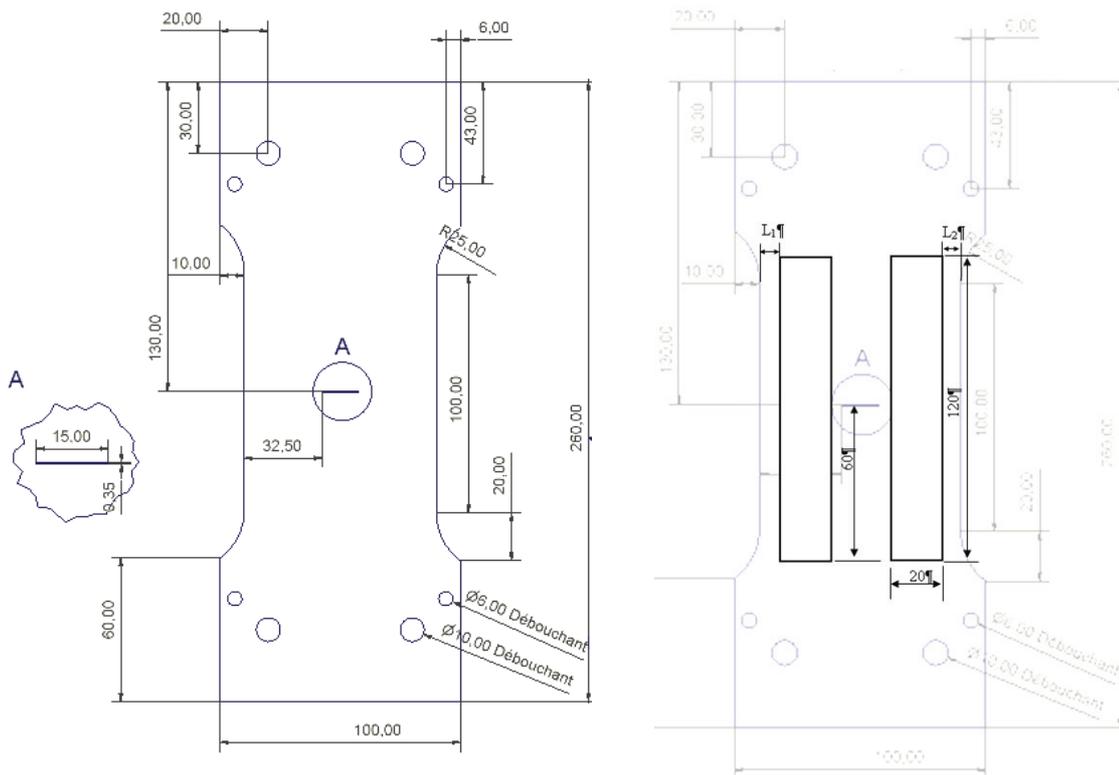


Figure D. 1 Plan des éprouvettes de préfissuration et plan de prélèvement des bandes fissurées (les longueurs L_1 et L_2 sont ajustées de manière à faire varier la longueur de fissure)

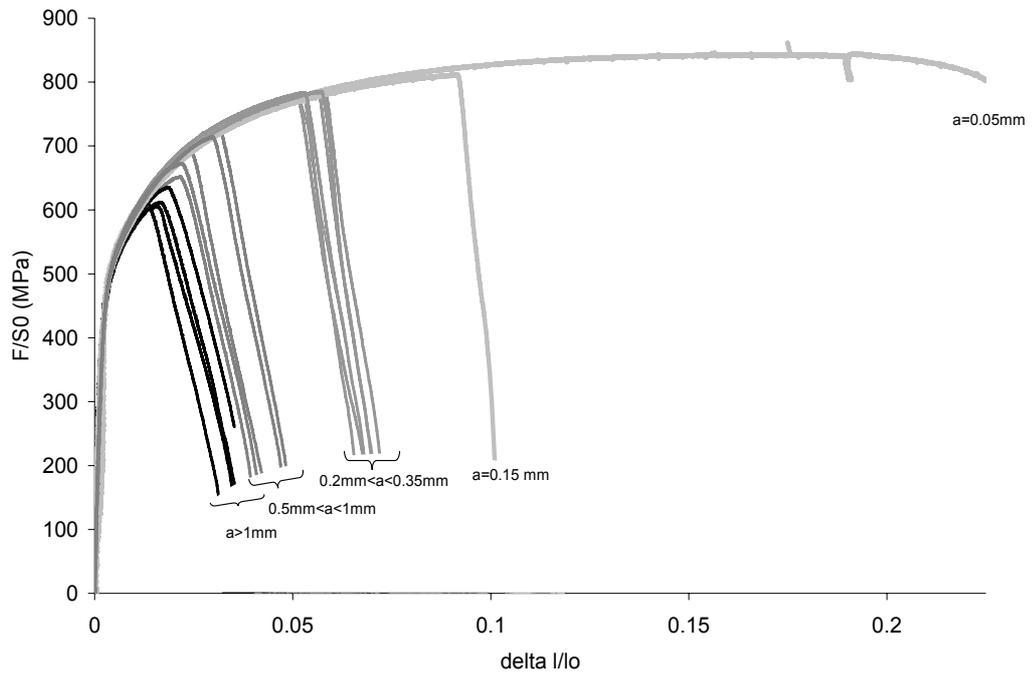


Figure D. 2 Courbes de traction sur bandes fissurées issues de l'expérience

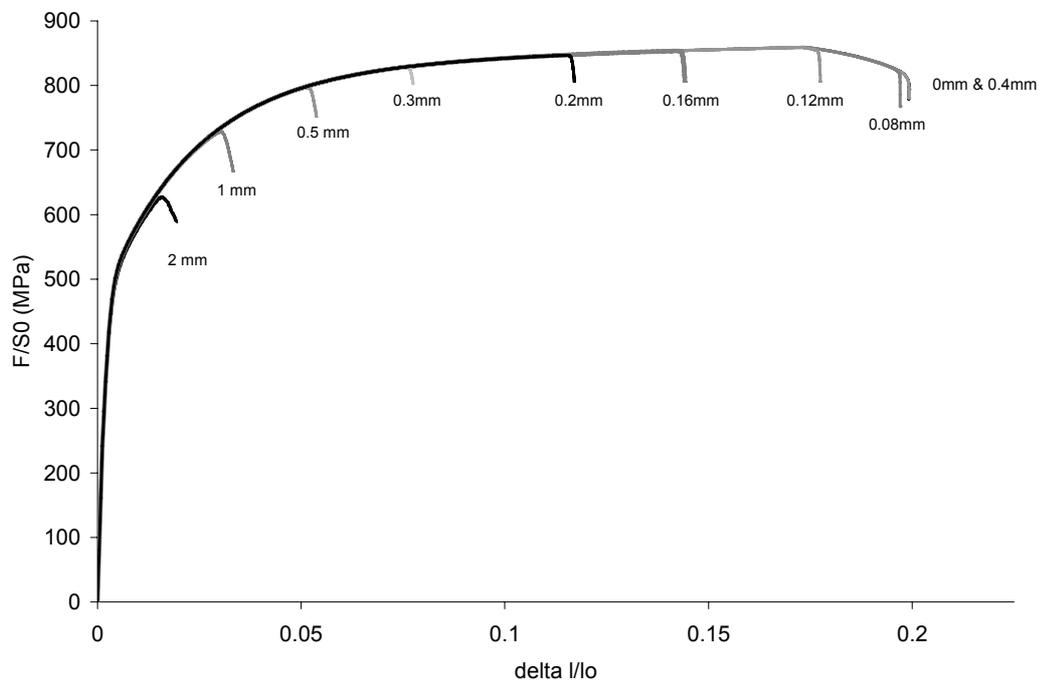


Figure D. 3 Courbes de traction sur bandes fissurées issues de la simulation

Taille de la fissure (mm)	A%r	F/So max
0.05	22.1	861
0.15	9.1	812
0.238	5.8	785
0.242	5.3	784
0.257	5.7	786
0.258	5.2	779
0.263	5.6	784
0.272	5.1	777
0.306	5.1	772
0.507	3.2	722
0.516	2.9	714
0.529	2.2	673
0.684	2.4	688
0.903	2.2	652
1.092	1.9	635
1.417	1.6	612
1.541	1.3	607
1.808	1.6	605

Tableau D. 1 Données numériques issues des essais sur bandes fissurées

Annexe E : Les effets thermo électriques et la mesure du PTE

Le potentiel électrochimique

Les effets thermoélectriques sont liés à la variation du potentiel thermoélectrique des métaux. Ce dernier est défini, à la température T , par

$$\bar{\mu}^T = \mu^T - |e| \cdot V$$

Où μ^T est le potentiel chimique à la température T , e la charge élémentaire de l'électron et V le potentiel électrostatique auquel est porté le métal.

L'effet Peltier

L'effet Peltier (1834) se manifeste lorsque l'on réalise une jonction entre deux matériaux conducteurs de natures différentes A et B à une température T (Figure E. 1). Une différence de potentiel apparaît aux extrémités du fait de l'égalisation des potentiels électrochimiques :

$$\bar{\mu}_A^T = \bar{\mu}_B^T \Rightarrow V_A - V_B = \frac{\mu_A^T - \mu_B^T}{|e|}$$

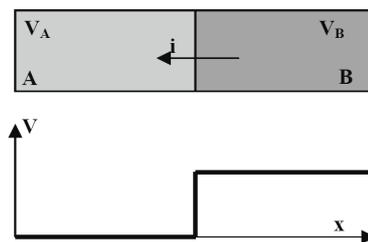


Figure E. 1 Effet Peltier [Hou02]

Cette différence de potentiel est fonction de la température ; sa mesure est à la base de la mesure de la température par thermocouple.

L'effet Thomson

L'effet Thomson (1856) se manifeste dans un conducteur soumis à un gradient thermique (Figure E. 2). Entre les deux points M et M', il apparaît une différence de potentiel proportionnelle à dT :

$$dV = \sigma_T \cdot dT \quad \text{où } \sigma_T \text{ est le coefficient de Thomson}$$

On définit le pouvoir thermoélectrique S :

$$S = \frac{1}{|e|} \cdot \frac{d\bar{\mu}}{dT}$$

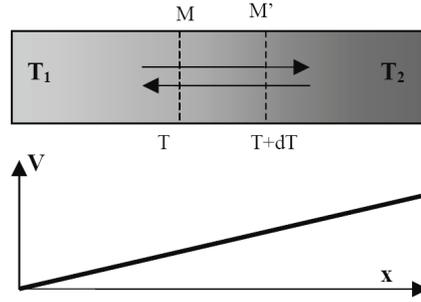


Figure E. 2 Effet Thomson [Hou02]

L'effet Seebeck

L'effet Seebeck est la résultante des effets Peltier et Thomson. Considérons le montage de la Figure E. 3, constitué par un conducteur B intercalé entre deux conducteurs de même nature A_1 et A_2 . On impose un gradient thermique de telle sorte que les jonctions J1 et J2 soient aux températures T et $T+\Delta T$ avec $T > T_0$ la température aux extrémités.

De par l'effet Peltier, on a :

$$\left\{ \begin{array}{l} \overline{\mu_{A_1}^T} = \overline{\mu_B^T} \quad \text{en J1} \\ \overline{\mu_{A_2}^{T+\Delta T}} = \overline{\mu_B^{T+\Delta T}} \quad \text{en J2} \end{array} \right.$$

De par l'effet Thomson, on a :

$$\overline{\mu_{A_1}^T} - \overline{\mu_{A_1}^{T_0}} = |e| \int_{T_0}^T S_A dT$$

$$\overline{\mu_B^{T+\Delta T}} - \overline{\mu_B^T} = |e| \int_T^{T+\Delta T} S_B dT$$

$$\overline{\mu_{A_2}^{T_0}} - \overline{\mu_{A_2}^{T+\Delta T}} = |e| \int_{T+\Delta T}^{T_0} S_A dT$$

La somme de ces trois relations donne :

$$\overline{\mu_{A_2}^{T_0}} - \overline{\mu_{A_1}^{T_0}} = |e| \int_T^{T+\Delta T} (S_B - S_A) dT$$

Or

$$\overline{\mu_{A_2}^{T_0}} - \overline{\mu_{A_1}^{T_0}} = \mu_A^{T_0} - |e|V_2 - (\mu_A^{T_0} - |e|V_1) = -|e|(V_2 - V_1)$$

Avec V_1 et V_2 les potentiels aux extrémités.

En travaillant avec un ΔT suffisamment petit pour considérer S_B et S_A comme constants, on peut écrire :

$$S_B - S_A = \frac{V_1 - V_2}{\Delta T}$$

Cette différence est définie comme le PTE relatif de B par rapport à A

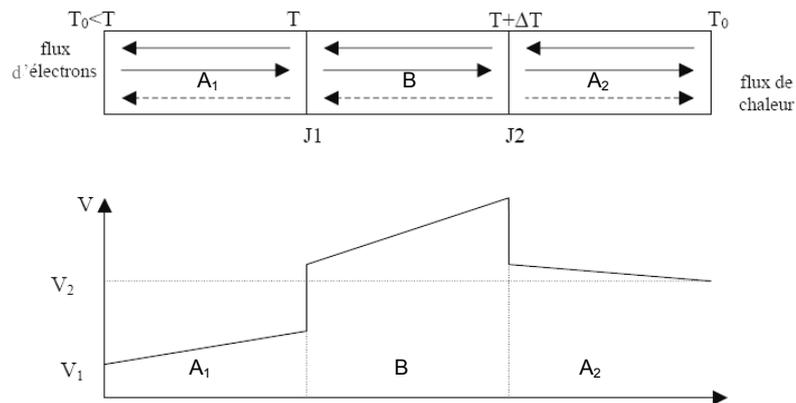


Figure E. 3 Effet Seebeck [Hou02]

Références

- Lav01 LAVAIRE.N, *Etude des phénomènes à l'origine du vieillissement des aciers pour emballage à Ultra Bas Carbone (ULC) : Apport du Pouvoir ThermoElectrique à la caractérisation des états microstructuraux*, Thèse Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2001
- Hou02 HOUZE.M, *Influence des traitements thermiques sur le Pouvoir Thermoélectrique des aciers de cuve : Effet des évolutions microstructurales des zones fortement ségréguées*, Thèse Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002