



HAL
open science

Analyse par interférométrie laser de la striction diffuse et localisée dans des tôles d'aciers

Chengheri Bao

► **To cite this version:**

Chengheri Bao. Analyse par interférométrie laser de la striction diffuse et localisée dans des tôles d'aciers. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Technologie de Troyes, 2016. Français. NNT : 2016TROY0014 . tel-03361830

HAL Id: tel-03361830

<https://theses.hal.science/tel-03361830>

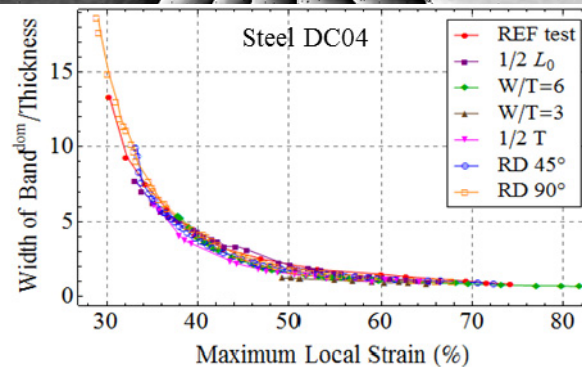
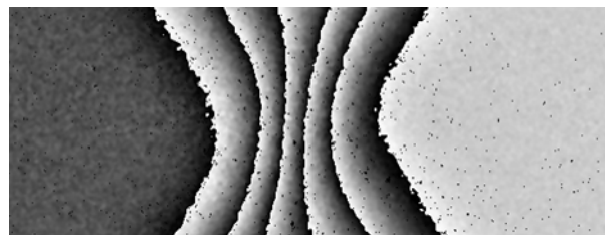
Submitted on 1 Oct 2021

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.

Chengheri BAO

Analyse par interférométrie laser de la striction diffuse et localisée dans des tôles d'acier



Spécialité :

Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

2016TROY0014

Année 2016

THESE

pour l'obtention du grade de

DOCTEUR de l'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE TROYES

Spécialité : MATERIAUX, MECANIQUE, OPTIQUE ET NANOTECHNOLOGIE

présentée et soutenue par

Chengheri BAO

le 31 mai 2016

Analyse par interférométrie laser de la striction diffuse et localisée dans des tôles d'acier

JURY

M. T. MONTESIN	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Président
M. M. FRANÇOIS	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Directeur de thèse
Mme M. GASPERINI	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Rapporteur
Mme L. LE JONCOUR	MAITRE DE CONFERENCES	Directeur de thèse
M. J. PETIT	MAITRE DE CONFERENCES	Examineur
M. M. SEEFELDT	ASSOCIATE PROFESSOR	Examineur
M. A. TIDU	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Rapporteur

REMERCIEMENTS

La formation de mon doctorat, ainsi que le master ont été réalisés avec le financement du CSC : China Scholarship Council. Je remercie donc mon pays, la Chine et chacun des compatriotes qui ont contribué au développement du CSC, pour que je puisse avoir la possibilité de faire des études en France.

Je tiens tout spécialement à exprimer ma gratitude envers Manuel François, l'un des deux co-directeurs de cette thèse, qui était également le directeur de mon stage de master. Je le remercie pour sa disponibilité, que ce soit pour les nombreuses discussions ou les assistances pendant la manipulation des essais. Je lui suis reconnaissante pour ses encouragements, non seulement pour les activités de recherche, mais aussi pour celles en dehors (association, forum, conseil scientifique, etc.). Il a su me délivrer une aide et de précieux conseils, non seulement en tant que directeur, mais aussi en tant qu'ami. Je n'ai cessé d'être admirative devant sa vaste culture, scientifique et générale, ainsi que sa largesse d'esprit. En tout cas, je suis très heureuse d'avoir fait sa connaissance avant de débiter ma carrière professionnelle, et de l'avoir eu comme directeur de thèse.

L'autre co-directeur de thèse est Léa Le Joncour. Elle était également la directrice de mon stage de master. Merci pour ses réflexions et suggestions, notamment durant la rédaction de ma thèse, et sur de nombreuses présentations.

Je voudrais remercier mes amis pour leur soutien et les moments partagés. Parmi d'autres, je tiens à saluer Yugang, Zhongmeng, Hongchang, Feng, Tong, Intissar et Joseph.

Je suis très reconnaissante envers Bruno Guelorget, pour sa disponibilité sans failles quand il s'agissait de l'utilisation d'une machine. Il est d'ailleurs aussi le premier dans notre laboratoire à avoir étudié le problème de striction ; j'apprécie beaucoup la qualité de son travail et de sa thèse. Merci également à Claude Garnier pour ses avis concernant les problèmes métallurgiques. Un grand merci aussi à notre secrétaire de pôle, Nicole Plet, pour son aide à la résolution de tout problème logistique et administratif. Je voudrais remercier également les secrétaires et le directeur de l'école doctorale: Pascale Denis, Isabelle Leclercq et Régis Lengellé, pour leur soutien aux activités des doctorants, à la fois scientifiques et culturelles.

Enfin, je remercie mes parents et mon frère. Depuis l'autre bout du monde, ils me transmettent la force pour me faire avancer et surmonter les moments difficiles. Je remercie aussi mon mari, André, autant pour sa patience, sa tolérance, son soutien que son amour. Merci à lui de m'avoir donné un véritable chez moi dans un pays qui est à 8000 kilomètres du mien. Merci à ma fille, un trésor inestimable apparu durant ma thèse, pour le bonheur qu'elle m'apporte.

Table des matières

INTRODUCTION GENERALE.....	5
CHAPITRE 1 ETAT DE L'ART.....	7
1.1 Introduction.....	7
1.2 Localisation des déformations plastiques.....	7
1.3 Pourquoi ?.....	8
1.3.1 Limite de formabilité du matériau.....	8
1.3.2 Mécanismes d'endommagement ductile.....	9
1.3.3 Mystère de la longueur interne de matériau.....	10
1.4 Le phénomène de striction.....	10
1.4.1 Les différents modes de striction.....	10
1.4.2 Les différentes phases de striction.....	11
1.4.3 Instabilité de matériau ou de structure.....	16
1.5 Autres types de localisation.....	16
1.6 Méthodes de mesure de déformation.....	17
1.6.1 Comparaison des techniques et choix de la méthode.....	17
1.6.2 ESPI.....	18
1.7 Problématique.....	20
CHAPITRE 2 PRESENTATION DE LA METHODE ET DES ESSAIS.....	21
2.1 Introduction.....	21
2.2 Montage expérimental.....	21
2.3 Plan d'expérience.....	23
2.3.1 Choix des matériaux.....	23
2.3.2 Variation de la vitesse de déplacement et limite de la mise en place.....	25
2.3.3 Définition de l'éprouvette et de ces dimensions.....	25
2.3.4 Direction de prélèvement de l'éprouvette.....	26
2.3.5 Augmentation de la taille de grains.....	26
2.4 Méthode d'exploitation des données expérimentales et traitement des images... 31	31
2.4.1 Déformation totale moyenne.....	31
2.4.2 Processus de traitement des images.....	31
2.4.3 Présentation du modèle de la vitesse de déformation.....	35
2.4.4 Evaluation du modèle.....	37
2.4.5 Choix du modèle.....	42
CHAPITRE 3 RESULTATS DES ESSAIS DE L'ACIER 430.....	50
3.1 Introduction.....	50
3.2 Analyse qualitative.....	50
3.3 Analyse quantitative par rapport à la déformation totale moyenne.....	55
3.3.1 Approche directe.....	55
3.3.2 Approche par la modélisation.....	56
3.3.3 Transition entre striction diffuse et striction localisée.....	73
3.3.4 Conclusions.....	75
3.4 Analyse quantitative par rapport à la déformation locale.....	76
3.4.1 Déformation maximale locale.....	76
3.4.2 Evolutions des différents paramètres en fonction de la déformation maximale locale.....	78
3.4.3 Conclusions.....	85

CHAPITRE 4	RESULTATS DES ESSAIS DE L'ACIER DC04	86
4.1	Evaluation de la qualité de l'ajustement	86
4.2	Mode de striction	88
4.2.1	Mode de striction I	88
4.2.2	Mode de striction II	90
4.3	Moment de transition striction diffuse-striction localisée	93
4.4	Evolution des paramètres d'intérêt	93
4.4.1	Vitesse de déformation maximale $\dot{\epsilon}_{\max}$	94
4.4.2	Largeur de bande B	95
4.4.3	Inclinaison bande α	97
4.4.4	Poids de la fonction gaussienne η	98
4.5	Influence de la taille de grains sur la striction	99
4.5.1	Image de franges	99
4.5.2	Méthode graphique	102
4.6	Conclusions	105
CHAPITRE 5	COMPARAISON DE DIFFERENTS MATERIAUX	107
5.1	Résultats de l'essai du Fer-Silicium	107
5.1.1	Les figures des franges	107
5.1.2	Evolution de la largeur de la zone de striction	110
5.2	Comparaison des différents matériaux	112
5.2.1	Comparaison de la vitesse de déformation	112
5.2.2	Comparaison des largeurs	118
5.2.3	Comparaison de l'orientation des bandes de localisation	121
5.3	Conclusions	123
CONCLUSION GENERALE		124
BIBLIOGRAPHIE		127
ANNEXE		132

RESUME

L'évolution du champ de localisation des déformations plastiques des métaux ductiles a été suivie par interférométrie de granularité laser (ESPI) au cours d'une sollicitation de traction uniaxiale. Il a été montré que le modèle mathématique utilisé, croisement de deux bandes rectilignes, décrit bien l'évolution du champ de vitesse de déformation depuis la striction diffuse jusqu'à rupture. Les caractéristiques physiques de la localisation, telles que la largeur des bandes, leur orientation et leur vitesse de déformation maximale ont été identifiées quantitativement. Leur évolution a été suivie et analysée sous plusieurs facteurs d'influence, qui sont à la fois microscopiques, tels que la taille de grains et la structure cristalline, et macroscopiques, comme la géométrie de l'éprouvette et la direction de son prélèvement par rapport à la direction de laminage, et la vitesse de traction. Il a été trouvé que les bandes de localisation rétrécissent au cours de la striction et leur orientation évolue également. Ces évolutions, le mode de striction et le moment de transition entre la striction diffuse et localisée sont influencés différemment par ces facteurs.

ABSTRACT

The evolution of the plastic strain localization field of ductile metals was followed by electronic speckle pattern interferometry (ESPI) during a uniaxial tensile test. It was shown that the mathematical model, a system of two crossing straight bands, describes accurately the evolution of the strain rate field from diffuse necking up to rupture. The physical characteristics of the localization, such as the width of the bands, their orientations and maximum strain rates were identified quantitatively. Their evolutions were followed and analyzed from several influencing factors, which are both microscopic, such as grain size and crystal structure, and macroscopic, like the geometry of the specimen and the direction in which the specimen were cut with respect to the rolling direction, and the pulling speed. It has been found that the bands narrow down during the necking process and their orientations were also changing. These evolutions, the necking mode and the transition between the diffuse and localized necking are influenced differently by these factors.

INTRODUCTION GENERALE

Une bonne connaissance des caractéristiques des matériaux est essentielle pour toute conception, fabrication, calcul et dimensionnement mécanique. L'essai de traction est le test mécanique le plus utilisé pour caractériser les propriétés des matériaux.

Un matériau élasto-plastique endommageable sous une sollicitation traction uniaxiale se déforme en trois phases:

- 1) La première phase correspond à la déformation élastique et réversible, c'est-à-dire, au début de l'essai jusqu'à la limite d'élasticité ;
- 2) La deuxième phase est la partie élasto-plastique homogène, qui se termine à la force maximum (ou la contrainte conventionnelle maximale) ;
- 3) La troisième phase ou la partie élasto-plastique hétérogène, est décrite par l'apparition de la localisation de la déformation plastique ou striction. Dans un premier temps se produit, **la striction diffuse**, suivie de **la striction localisée** jusqu'à la rupture.

La connaissance du comportement du matériau pour chacune de ces phases évolue avec l'augmentation des capacités des techniques expérimentales. Il y a donc un grand intérêt à appliquer les nouvelles techniques telles que les méthodes optiques pour mettre au point des méthodologies innovantes permettant de suivre l'évolution de chaque phase et même de faire des analyses quantitatives plus précises et plus complètes pendant les états de déformation critiques, tel que la striction. Ceci peut contribuer à :

- Une meilleure connaissance de l'endommagement, qui est toujours une question essentielle en science des matériaux.
- La validation et l'amélioration des modèles éléments finis dans le domaine stratégique de la simulation numérique des procédés de mise en forme.
- La prédiction des courbes limites de formage pour l'emboutissage.

Ces deux derniers sont abondamment appliqués dans l'industrie de la mise en forme.

Le sujet de ce travail est donc de suivre l'évolution de la striction d'une l'éprouvette plate, à travers plusieurs paramètres, comme la largeur des bandes de localisation, leur vitesse de déformation maximale et leur orientation. L'influence de 5 facteurs sur la striction sera regardée, tels que la vitesse de déformation moyenne, le matériau, la géométrie de l'éprouvette, la direction de prélèvement de l'éprouvette par rapport à la direction de laminage et la taille de grains.

Le manuscrit est décomposé de 5 chapitres :

- 1) Le premier chapitre est consacré à la présentation de l'état de l'art et des problématiques.
- 2) Au cours du deuxième chapitre, la méthodologie de ce travail et le plan d'expérience adopté sont présentées. Le montage expérimental, le choix des matériaux et de la géométrie des éprouvettes, et ainsi que la méthode d'exploitation des données expérimentales y sont décrits.
- 3) Le troisième chapitre s'intéresse à la présentation des résultats obtenus sur un des matériaux, l'acier 430. Il sert d'exemple pour présenter l'analyse qualitative et quantitative utilisée dans ensemble du travail. L'influence de la vitesse de déformation moyenne (ou vitesse de traction) est étudiée. Les incertitudes et les erreurs relatives de la méthode sont présentées.
- 4) Le quatrième chapitre porte sur les résultats des essais effectués sur l'acier DC04 sont présentés. A partir de ces essais, l'influence de la géométrie de l'éprouvette, de sa direction de prélèvement (par rapport à la direction de laminage) et de la taille de grains est analysée.
- 5) Enfin, le dernier chapitre propose une comparaison globale des résultats de tous les essais, et permet d'examiner l'influence du matériau sur la striction.

En conclusion, un bilan de ce travail est fait, reprenant les principaux apports et ouvrant quelques perspectives pour de futurs travaux.

CHAPITRE 1 ETAT DE L'ART

Sommaire

1.1. Introduction	7
1.2. Localisation des déformations plastiques	7
1.3. Pourquoi ?	8
1.3.1. Limite de formabilité du matériau.....	8
1.3.2. Mécanismes d'endommagement ductile.....	9
1.3.3. Mystère de la longueur interne de matériau.....	10
1.4. Le phénomène de striction	10
1.4.1. Les différents modes de striction.....	10
1.4.2. Les différentes phases de striction.....	11
1.4.3. Instabilité de matériau ou de structure.....	16
1.5. Autres types de localisation	16
1.6. Méthodes de mesure de déformation	17
1.6.1. Comparaison des techniques et choix de la méthode.....	17
1.6.2. ESPI.....	18
1.7. Problématique	20

1.1 Introduction

Le propos de ce premier chapitre est de présenter l'objectif de ce travail dans son contexte bibliographique. Le sujet de cette étude est la localisation de la déformation plastique et notamment la striction. Nous voulons relever ici les aspects problématiques du sujet, de l'aspect théorique des critères classiques à l'aspect pratique des méthodes expérimentales et leurs résultats. Nous présenterons la motivation et l'état de l'art du sujet.

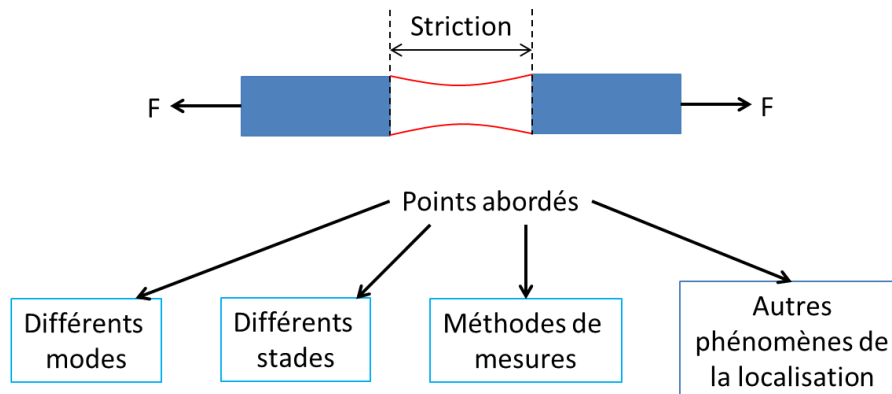


FIG. 1-1 Plan de présentation du chapitre 1

1.2 Localisation des déformations plastiques

La localisation des déformations plastiques est le phénomène de concentration des déformations plastiques dans un matériau ductile, souvent des métaux ou des polymères. Elle correspond à un adoucissement local dans le matériau provoquant une instabilité du comportement.

Les différents phénomènes répertoriés de localisation de la déformation plastique sont l'effet Portevin Le Châtelier, les bandes de Lüders et la striction. Dans ce travail, nous nous intéresserons à cette dernière. Le phénomène est décrit par un rétrécissement de la section d'une

petite zone de matériau dans laquelle la majorité des déformations se localise. Elle précède la fracture, et est un stade incontournable pour tous les métaux ductiles sous une sollicitation de traction.

1.3 Pourquoi ?

Plusieurs problématiques technologiques ou scientifiques sont liées directement ou indirectement au phénomène de striction :

- 1) la limite de formabilité du matériau ;
- 2) les mécanismes d'endommagement ;
- 3) la longueur interne du matériau.

Ils sont expliqués par la suite.

1.3.1 Limite de formabilité du matériau

Dans le monde industriel, pour mettre en œuvre des procédés de mise en forme par déformation plastique (emboutissage, extrusion, forgeage, matriçage...), il est très important de connaître la limite de formabilité du matériau, et de comprendre les mécanismes de fissuration ou rupture afin de prévoir ou d'éviter la rupture. La définition scientifique de la limite de formabilité d'un matériau est le niveau auquel il peut être déformé (étiré) avant la rupture, pour un trajet de chargement et des conditions opératoires (température, vitesse de sollicitation...) données. Néanmoins, ce niveau de déformation dépend de l'état de déformation, la limite de formabilité doit donc être présentée en fonction de l'état de déformation. En réalité, bien avant la rupture, la striction localisée, peut rendre une pièce impropre à son usage: aspect inacceptable, dégradation d'un revêtement, affaiblissement local, risque d'amorçage de fissuration, et etc. Ainsi, pour le procédé d'emboutissage, l'idée de définir l'apparition de la striction localisée comme la limite de formabilité a donné naissance à la notion de Courbe Limite de Formage (CLF, voir la FIG. 1-2), nommée initialement Courbe Keeler-Goodwin, introduite pour la première fois par Keeler [1] et Goodwin [2] dans les années 60. Depuis, la CLF est utilisée comme un outil pour étudier le procédé de fabrication industriel, et pour développer et vérifier les modèles pour les matériaux renforcés [3].

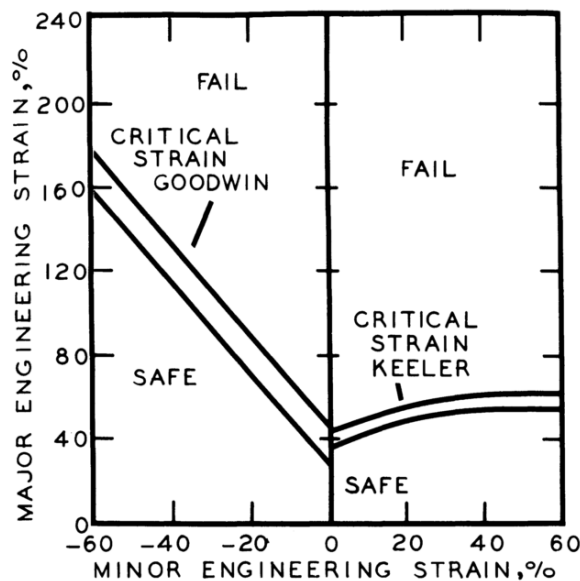


FIG. 1-2 CLF construit par Keeler et Goodwin [4] ; la déformation critique est la déformation à la striction localisée

Néanmoins, l'application de la CLF n'est pas toujours si simple, car elle n'est valide que sous certaines conditions : sans pliage, sans cisaillement, contrainte plane et trajet de déformation radial [3][5][6]. De plus, à cause de la complexité du phénomène de striction, la situation peut être plus complexe. Par exemple, dans le cas de l'emboutissage comme présenté sur la FIG. 1-3, la fissure s'est produite toujours proche du point numéro 2, mais jamais du point numéro 1. En effet, le flan initial n'a pas été découpé symétriquement par rapport à la direction de laminage, ce qui peut se voir par l'orientation de la grille. La fissure est toujours orientée 90° par rapport à la direction de laminage. Ceci signifie que la formabilité d'une pièce (ou déformation à la striction localisée) dépend de l'orientation du découpage de cette pièce par rapport à la direction de laminage et donc de l'anisotropie du matériau.

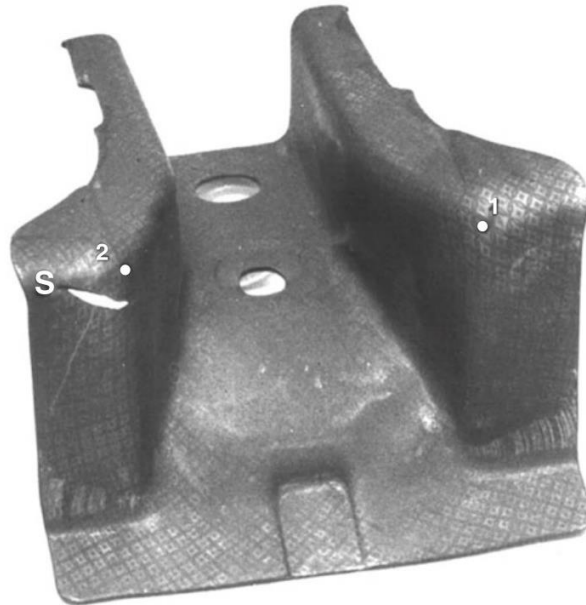


FIG. 1-3 Une pièce d'automobile en acier à bas carbone d'épaisseur 2 mm ; les numéros 1et 2 indiquent les positions, s indique l'endroit de la rupture ; L'image est extraite de [3]

Par conséquent, bien comprendre la limite de formabilité d'un matériau nécessite d'abord d'analyser le comportement de la striction, car il ne dépend pas uniquement de l'état de déformation.

1.3.2 Mécanismes d'endommagement ductile

La manière dont un matériau s'endommage est une question essentielle en science des matériaux. Beaucoup de chercheurs travaillent sur les mécanismes de fissuration et de rupture. Néanmoins, pour un matériau ductile sollicité par des contraintes de traction, la fracture ne se produit pas nécessairement juste après que l'instabilité soit atteinte. Sous certaines conditions, le matériau peut se déformer considérablement avant que la rupture n'ait réellement lieu. Néanmoins, l'endommagement peut intervenir très tôt. Autrement dit, les mécanismes d'endommagement ductile et de striction sont intimement liés car l'endommagement est rarement significatif avant l'apparition de la striction. La compréhension du mécanisme d'endommagement ductile nécessite donc une bonne compréhension du comportement de striction. Cependant, l'augmentation des capacités de calculs a révolutionné le domaine de la mécanique des matériaux et en conséquence la prédiction de la rupture ou de la CLF. Beaucoup de critères d'instabilité ont été proposés, en supposant la présence d'un défaut initial, géométrique ou microstructural, pour un matériau donné. Mais ils montrent que le comportement de la striction est fortement sensible à la taille du défaut initial. Pour éviter ce

problème, certains chercheurs ont proposé de remplacer le défaut initial par des théories d'endommagement, telles que une théorie d'endommagement ductile[7], la théorie d'endommagement de type Gurson [8][9] et la théorie de l'endommagement continu (CDM) [10][11]. Ces dernières couplent fortement l'endommagement à la plasticité et conduisent inévitablement à une localisation des déformations plastiques dans une zone finie. Néanmoins, avec un comportement constitutif purement local, après le point de bifurcation, les équations régissant le problème de mécanique des milieux continus perdent leur caractère « naturel » elliptique. La solution pour la distribution des déformations n'est plus unique, aussi bien d'un point de vue théorique, qu'analytique ou numérique. Ce problème ne peut être résolu qu'en introduisant une longueur interne dans le modèle de comportement du matériau[12]. Cela signifie que, la taille de la localisation dépend du maillage et conduit à la naissance de la notion de longueur interne, qui sera abordée par la suite.

1.3.3 Mystère de la longueur interne de matériau

Pour remédier au problème mentionné précédemment, il est nécessaire d'introduire une longueur, appelée longueur interne, qui est identifiée lors de la phase de post-bifurcation (après le point Considère) d'un essai mécanique. Les modèles sont divisés en l'approche de gradient (opération différentielle) [13][14][15][16][17][18] et l'approche non locale (opération intégrale) [19][20][21][22][23][24]. Malheureusement, ces formulations sont difficiles à interpréter physiquement. Pour l'approche de gradient, elle peut prendre la forme de la densité ou la distance moyenne parcourue des dislocations[25], la taille de grains à l'échelle microscopique ou la déformation plastique cumulée à l'échelle macroscopique [26]. Il semble qu'il y ait une longueur interne associée à la bande de localisation, et une autre longueur interne associée à l'endommagement. Dans le cas de la localisation, elle est souvent définie comme l'épaisseur ou la largeur de la bande de localisation [27][28] [29]. Cependant on peut distinguer, d'une part, les approches expérimentales (de Labbé, par exemple) et d'autre part, les approches numériques (de Huespe par exemple). Par ailleurs, l'approche de Huespe n'est pas franchement différente d'une approche Marciniak et Kuczinsky avec une zone localisé de largeur choisie arbitrairement et se déformant de manière uniforme ; Dans le cas de l'endommagement, la longueur interne peut être pleine de choses différentes selon le mécanisme d'endommagement appliqué, comme par exemple l'épaisseur de la fissure [30], la distance minimum entre les fissures[31], la distance moyenne entre les inclusions pour un mécanisme de croissance et coalescence de cavités [32] etc. Elle peut être constante ou variable. Voyiadjis et al. a proposé une longueur interne qui évolue pour accommoder le changement au niveau de la surface de contact entre les particules et de la fraction locale de lacune [33].

1.4 Le phénomène de striction

Le problème de la localisation de la déformation plastique est largement discuté depuis les années 1885, les résultats théoriques ou numériques concernent le mode de striction, l'apparition de l'instabilité et la détermination de l'angle et la charge critique à laquelle une bande de localisation se produit.

1.4.1 Les différents modes de striction

Dans un essai de traction uniaxiale, la striction se manifeste différemment en fonction des types d'éprouvettes (voir la FIG. 1-4). Sur une éprouvette plate, elle prend la forme de bandes de localisation obliques (image a), ou une « fossette » au milieu de la zone de localisation (image b). Sur un barreau cylindrique elle se présente comme une diminution progressive du diamètre de la section (image c).



FIG. 1-4 Différents modes de striction ; a)¹ striction d'une plaque type « bande oblique », b)² striction d'une plaque type « fossette », c)³ striction d'un barreau

Le mode de striction semble lié à la géométrie de l'éprouvette, notamment au rapport largeur-épaisseur. Dans un essai de traction uniaxiale, pour une barre de section carrée, le mode de striction est similaire à celui d'une barre cylindrique. Dans une barre plate avec un rapport largeur-épaisseur élevé, la striction se localise différemment dans une bande inclinée par rapport à la direction de traction. Entre les deux cas, on peut avoir un autre type de localisation, le type « fossette ». V. Tvergaard [34] a étudié le comportement en striction d'une barre de section rectangulaire à l'aide d'une analyse numérique tridimensionnelle basée sur une simple théorie de plasticité avec un écrouissage isotrope. Les rapports largeur-épaisseur des barres étudiées sont respectivement 2, 8/3, 4 et 8. Il a constaté que la transition entre les deux modes striction (de type « fossette » et de type « bande ») est entre 3 et 6. Néanmoins, expérimentalement, Nadai constate cette transition entre 6 et 7 [35]. En outre, parmi les études numériques, les résultats ne sont pas toujours cohérents. S. Okazawa [36] a également fait une analyse tridimensionnelle sur solide mince et épais (voir la FIG. 1-5). Deux bandes de localisation obliques ont été observées pour le solide mince avec un rapport largeur-épaisseur égale à 20 (figure a), tandis qu'une localisation de type « fossette » s'est produite pour le solide avec un rapport largeur-épaisseur 4 (figure b). On rappelle que pour ce rapport V. Tvergaard a trouvé une localisation de bande oblique.

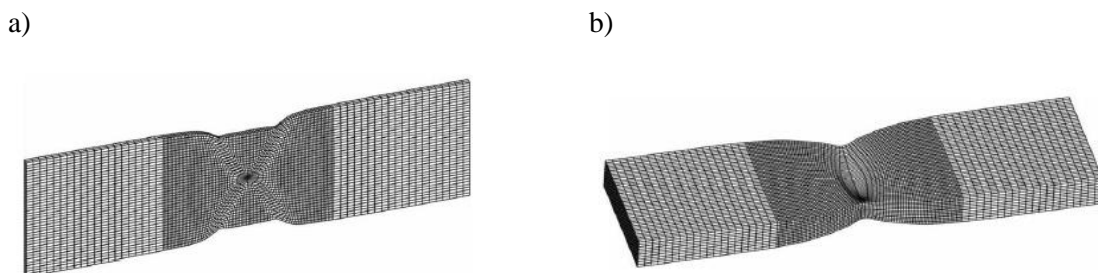


FIG. 1-5 Mode de striction sous analyse numérique tridimensionnelle : a) de type « bandes obliques » et b) de type « fossette » ; D'après S. Okazawa [36]

1.4.2 Les différentes phases de striction

Lorsqu'on traite le phénomène de striction dans les tôles métalliques, il faut distinguer la striction diffuse et la striction localisée (FIG. 1-6), qui sont deux phases différentes de l'ensemble du comportement de la localisation.

¹ Photo faite par Manuel François

² Source: Laser Centrum Vlaanderen

³ Source: G2MT Labs

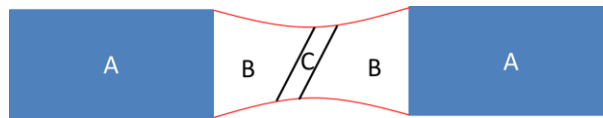


FIG. 1-6 Schéma d'une éprouvette déformée en traction ; A est la zone de déformation uniforme, B est la zone de striction diffuse, C est la zone de striction localisée ; On peut noter que la striction localisée se produit pour une déformation plus élevée que celle entraînant la striction diffuse.

1. Striction diffuse - Critère de Considère

En 1885, Considère [37] fut le premier à proposer un critère sur l'apparition de la striction (correspondant à la striction diffuse sur les éprouvettes plates) sur un échantillon cylindrique lors d'un essai de traction uniaxiale. Cette approche est fondée sur le fait que l'instabilité plastique se manifeste lorsque la force appliquée atteint sa valeur maximale. C'est-à-dire que l'instabilité se produit dans toutes les situations où la force de traction diminue avec l'augmentation de l'allongement :

$$\frac{dF}{d(\Delta L)} < 0 \quad \text{EQU. 1-1}$$

Où F est la force de traction appliquée, et ΔL est l'allongement du matériau. En fait, une instabilité globale apparaît si l'essai est piloté en force : dès lors que la force atteint son maximum, la rupture se produit très rapidement. Toutefois, si l'essai est piloté en déplacement il continue à se dérouler sans instabilité globale. On parle cependant d'instabilité du matériau car il existe une bifurcation dans son comportement et la déformation se concentre dans une zone limitée.

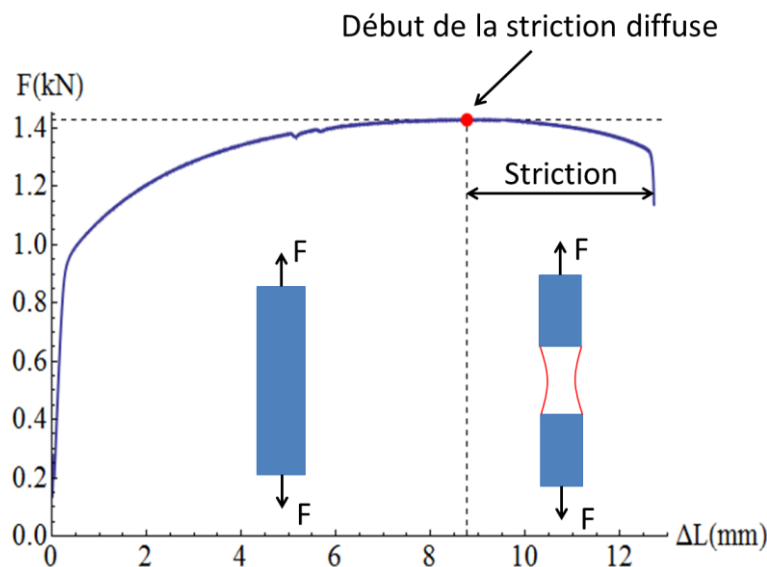


FIG. 1-7 Courbe de traction d'une éprouvette de l'acier 430 étudié dans la présente thèse ; la largeur de l'éprouvette est 15 mm et l'épaisseur est 0,2 mm

Ce maximum divise la courbe en deux parties (voir la FIG. 1-7): une première partie (allongement uniforme) où la force augmente avec l'allongement et une seconde partie (allongement post-uniforme) où la force diminue avec l'allongement. En effet, un matériau réel n'est pas un solide parfait, mais contient des défauts. Cela implique des variations des propriétés mécaniques sur chaque section, et par conséquent, s'il existe une zone qui est plus faible que les autres, elle va se déformer en premier. À cet endroit la barre s'allonge, et la section transversale se réduit en conséquence. Si la force et la résistance du matériau restent constantes, la contrainte de traction sur cette section augmente et devient plus élevée que celles de toutes les autres sections transversales. Ce qui fait que la partie déformée en premier se déforme de plus en plus, tandis que toutes les autres parties arrêtent de se déformer. Par conséquent, la déformation se concentre dans une petite zone et une striction se développe.

D'après l'hypothèse d'incompressibilité plastique on a : $s = s_0 e^{-\varepsilon}$, où s est la section de l'éprouvette, s_0 est la section initiale, et ε est la déformation longitudinale vraie. Alors :

$$dF = d(\sigma s) = \sigma ds + s d\sigma = \sigma s_0 e^{-\varepsilon} d\varepsilon + s_0 e^{-\varepsilon} d\sigma < 0 \quad \text{EQU. 1-2}$$

où σ est la contrainte de traction. On peut aussi écrire ce critère comme

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} < \sigma \quad \text{EQU. 1-3}$$

Donc un mécanisme qui permet de créer un allongement stable (uniforme), autrement dit, de pouvoir augmenter la contrainte avec l'augmentation de la déformation, peut empêcher l'apparition de la striction. Ce mécanisme est l'écroutissage. Lorsque l'écroutissage, défini par la pente de la courbe contrainte-déformation, diminue, la striction peut apparaître. Par exemple, pour une loi d'écroutissage de type Hollomon ($\sigma = K\varepsilon^n$), la déformation à la striction diffuse est égale au coefficient d'écroutissage n .

2. Striction localisée et orientation de bande—Critère de Hill'52

Après le point Considère, la striction se développe progressivement et une extension considérable est encore possible jusqu'à la rupture. A un moment donné, on peut constater une zone de localisation bien dessinée (une bande), que l'on appelle la striction localisée. C'est ce moment qui est adoptée pour définir la formabilité du matériau utilisée pour la CLF. Il a donc beaucoup d'intérêt dans le développement de méthodes théoriques pour la prédiction de la striction localisée.

Selon le critère de Considère, après l'instant où la charge maximale est atteinte, un déchargement élastique apparaît dans la zone de chaque côté de la striction, c'est-à-dire que le matériau va se contracter. Si on néglige la déformation élastique, on peut considérer que le matériau arrête de se déformer dans cette zone, et l'éprouvette sera divisée en une zone qui se déforme et une zone qui ne se déforme pas. Après l'apparition de la striction diffuse, le matériau va continuer à se déformer jusqu'à ce qu'une nouvelle instabilité apparaisse, sous forme d'une bande oblique appelée bande de localisation.

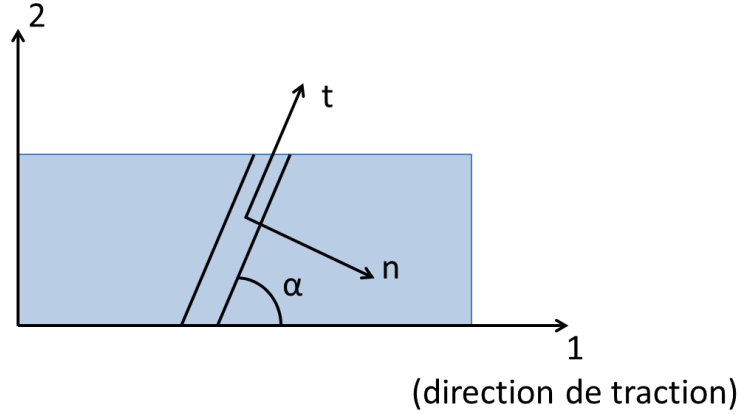


FIG. 1-8 Configuration pour le critère de Hill'52

La compatibilité entre la zone déformable et la zone non déformable impose que la déformation le long de la frontière entre les deux zones (la bande) soit nulle, soit:

$$\varepsilon_t = \varepsilon_1 \cos^2 \alpha + \varepsilon_2 \sin^2 \alpha = 0 \quad \text{EQU. 1-4}$$

$$\tan^2 \alpha = -\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2} = -\frac{1}{\beta} \quad \text{EQU. 1-5}$$

La striction nécessite donc une direction d'allongement nul pour se développer. Il faut noter que la direction d'allongement nul existe seulement quand $\beta \leq 0$ ou $\varepsilon_2 < 0$. Le critère de Hill [38] a donc étendu le critère de Considère au cas de la striction localisée, sans prise en compte des changements de la largeur w de l'éprouvette. On a donc :

$$dF = d(\sigma_1 w t) = w(\sigma_1 dt + t d\sigma_1) < 0 \quad \text{EQU. 1-6}$$

$$\frac{d\sigma_1}{\sigma_1} < -\frac{dt}{t} = -d\varepsilon_3 \quad \text{ou} \quad -\frac{d\sigma_1}{d\varepsilon_3} < \sigma_1 \quad \text{EQU. 1-7}$$

où σ_1 est la contrainte majeure, et ε_3 est la déformation suivant l'épaisseur t . Pour une loi d'érouissage de type Hollomon ($\sigma = K\varepsilon^n$), on trouve que la condition pour la striction localisée est :

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = n \quad \text{ou} \quad \varepsilon_3 = -n \quad \text{EQU. 1-8}$$

Pour la situation de déformation plane ($\varepsilon_2=0$), on retrouve le critère de Considère. Sur la CLF, la condition de Hill est une ligne droite de pente -1(illustration par la FIG. 1-9).

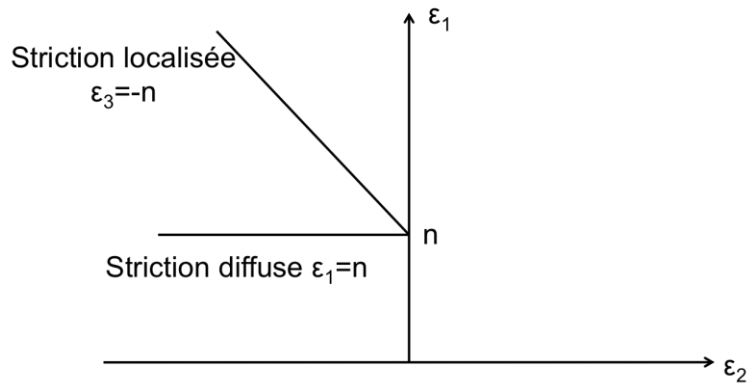


FIG. 1-9 Critère de Hill sur CLF pour une loi d'érouissage de type Hollomon [3]

Toutes les tôles fabriquées par laminage présentent une anisotropie. Le coefficient d'anisotropie ou coefficient de Lankford, désigné par r (ou parfois R), est le paramètre qui décrit cette propriété. Il est défini comme le rapport entre la déformation suivant la largeur et la déformation suivant l'épaisseur dans un essai de traction, soit $\varepsilon_2/\varepsilon_3$. En traction uniaxiale, on a donc:

$$\varepsilon_2 = -\frac{r}{1+r}\varepsilon_1 \quad \text{EQU. 1-9}$$

La direction d'allongement nul est donc:

$$\alpha = \pm \text{Arctan} \sqrt{\frac{1+r}{r}} \quad \text{EQU. 1-10}$$

Pour un matériau isotrope, r est égal à 1, la valeur de α est donc $\pm 54,74^\circ$. Généralement la valeur de r diminue avec la déformation. Pour les aciers doux, dans la plupart des cas, r est initialement supérieur à 1 [3].

3. D'autres critères et leurs restrictions

De nombreux critères d'instabilité ont été développés basés sur différents principes. Chacun a ses avantages et ses inconvénients. Toutefois, certaines similitudes peuvent être trouvées entre leurs formulations. Le critère de Considère a servi de base pour le principe de force maximum, facile à mettre en œuvre. Dans la même famille, il y a également les critères de Swift (généralisation à deux dimensions) [39], de Hill [38] (étendu à la striction localisée), de Hora et al. (prenant en compte le trajet de déformation)[40]. Parmi les critères par analyse de bifurcation, le principe du critère de Rice [41] repose sur la présence d'une discontinuité du gradient des vitesses au moment du passage de l'état de déformation quasi-homogène vers l'état de déformation hétérogène. Il permet de prédire la localisation hors plan. Alors que le critère de Marciniak-Kuczyński [42] est basé sur l'évolution d'un défaut sous la forme d'une bande de section réduite initialement présente dans la structure. Il permet de résoudre la situation où $\varepsilon_2 > 0$. Bien que cette méthode ait relativement étendu la considération de la dépendance au trajet de déformation, la sensibilité aux vitesses et les différentes lois d'écoulement ne sont pas prises en compte. Le modèle repose sur deux contraintes fortes: la largeur infinie du défaut et la déformation plane de celui-ci. La conséquence est que l'effet de la non-homogénéité est surestimé [57].

Cependant, les restrictions communes à tous ces critères sont :

- L'application de ces critères dépend fortement de la loi d'écroutissement du matériau. Ainsi, on doit vérifier avant d'utiliser cette dernière si le matériau étudié obéit effectivement à la loi de comportement supposée.
- En outre, il existe d'autres éléments qui peuvent retarder ou avancer le début de la striction localisée, par exemple, la géométrie de l'échantillon: la striction localise plus tard lorsque le rapport longueur-largeur est petit [34] ou la présence du cisaillement à travers l'épaisseur de l'éprouvette peut retarder le début de la striction localisée [43].

1.4.3 Instabilité de matériau ou de structure

La plupart des modèles sont basés sur l'hypothèse de l'existence d'une hétérogénéité initiale du matériau dans une petite zone, qui déclenche ensuite l'instabilité. Okazawa [36] a étudié récemment l'instabilité par une analyse éléments finis non linéaire sans supposition de défaut initial. Son hypothèse était que l'origine de l'apparition de la striction est purement structurelle et ne vient pas du matériau. Cette conclusion reste à vérifier, toutefois, c'est un point de vue très intéressant.

1.5 Autres types de localisation

D'autres phénomènes de localisation de la déformation plastique connus sont le phénomène Portevin Le Châtelier (exemple sur la FIG. 1-10), les bandes de Lüders (voir FIG. 1-11), mais il s'agit de cas particuliers qui ne concernent que certains matériaux, notamment les alliages ductiles comme certains alliages Al-Mg et les aciers à bas carbone. L'origine de ces phénomènes est le vieillissement dynamique. Il peut être expliqué par le modèle du nuage de Cottrell [44] qui décrit l'interaction dynamique entre les atomes de soluté (par exemple dans les aciers, les atomes de carbone ou d'azote) et des dislocations mobiles, qui provoque la mise en place d'un double régime de déformations: celui dans lequel les dislocations sont entravées par des atomes et celui dans lequel elles peuvent se déplacer librement.

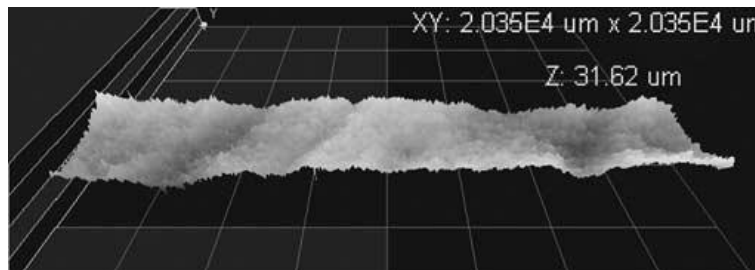


FIG. 1-10 Bandes de Portevin Le Châtelier constatées au moyen de l'interférométrie optique; la largeur des bandes est d'un peu plus d'un millimètre et la profondeur est de quelques μm . Image extraite de [45]

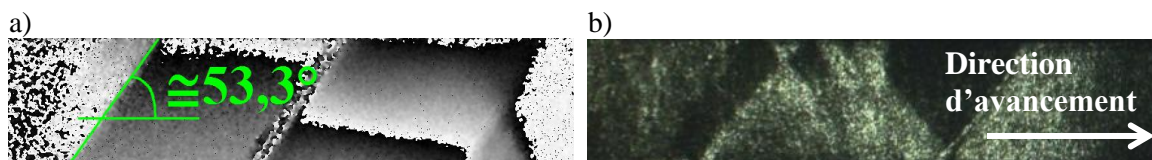


FIG. 1-11 Bande de Lüders observée par ESPI sur l'acier C45E par l'auteur de la présente thèse ; a) image de phase filtrée, b) image de phase en temps réel

Ces trois types de localisation correspondent à différents moments d'un essai de traction. On peut donc constater que les trois phénomènes, sur certains matériaux et sous certaines conditions, se produisent sur la même structure. Différents types de localisations provoquent différentes conséquences sur la structure. Par exemple, l'effet Portevin Le-Châtelier peut développer une surface rugueuse sur la pièce lors des processus de mise en forme, alors que la striction affaiblit localement le matériau avant la rupture. Toutefois dans cette étude on se focalisera sur la striction.

1.6 Méthodes de mesure de déformation

Les techniques de mesure de déformation les plus adaptées pour l'analyse de la striction sont les méthodes de champs, par exemple l'interférométrie électronique de lumière diffuse (ESPI), la corrélation d'image numérique (DIC) et la méthode de moiré. Toyooka et Gong [46], Gong et Toyooka [47], Vial-Edwards et al. [48], Madjarova [49] et Zhang et al. [50] ont utilisé l'ESPI pour suivre l'évolution des déformations au cours d'essais de traction. Yoshida et al. [51][52][53] en utilisant l'ESPI, ont suivi l'évolution de la rotation et observé l'apparition d'une " bande blanche " mobile indiquant une forte localisation de la déformation. Cordero et al. [54] ont utilisé l'interférométrie de moiré pour exploiter quantitativement le champ de déplacement et de rotation, afin d'analyser les hétérogénéités avant la localisation. Ils ont montré que, avec cette méthode, on peut mesurer un déplacement hors plan de plusieurs dizaines de micromètres. Wattrisse et al. [55] [56] ont utilisé la corrélation d'image numérique pour observer la bande de Lüders et le comportement en striction d'échantillons d'acier et ont montré une augmentation considérable de la vitesse de déformation locale dans la zone de striction par rapport à la vitesse de déformation moyenne. Zavattieri et al. [57] ont également utilisé la DIC pour étudier les bandes de Portevin-Le Châtelier.

1.6.1 Comparaison des techniques et choix de la méthode

La méthode de moiré géométrique peut avoir une résolution en déplacement très élevée, mais cela vient généralement au détriment de la taille de champ de vision. L'interférométrie de moiré donne à la fois une résolution en déplacement élevée et un grand champ de vision, mais la nécessité de coller une grille sur la surface étudiée la rend incapable de suivre des déformations de plusieurs dizaines de pourcent. La stéréo corrélation d'images donne les déplacements dans le plan et hors plan et elle est plus facile à mettre en œuvre que l'ESPI. Néanmoins, sa résolution spatiale dépend de la taille des sous-images sélectionnées pour calculer la fonction de corrélation ; elle utilise des algorithmes itératifs et généralement demande un temps de calcul considérable. En outre, pour suivre l'évolution de la localisation avec précision, le champ de déformation doit être déterminé sur un mouchetis de haute résolution. Par rapport à la corrélation d'images numériques, l'ESPI donne des résultats en temps réel et a une résolution spatiale d'un pixel (ou de 2 à 3 pixels si un filtrage de la lumière est appliqué). Cette résolution permet d'observer un grand champ de vue (sur toute la largeur de l'échantillon) tout en conservant une haute résolution spatiale (quelques dizaines de micromètres) à l'intérieur de la bande de localisation à un état plus avancé. La résolution en déplacement, de l'ordre de 20 à 30 nm, est donnée par la configuration interférométrique, à savoir la longueur d'onde du laser et des angles de faisceau, et elle est insensible à la défocalisation, à des déplacements hors plan ou aux aberrations optiques de la caméra. Elle est environ dix fois plus sensible que la DIC. On peut mesurer le déplacement hors plan en adoptant un montage avec deux vecteurs de sensibilité (deux caméras).

En plus, dans le cadre du travail de notre laboratoire, l'ESPI a été utilisé avec succès pour suivre quantitativement le développement du phénomène de striction en mesurant la vitesse de déformation dans une série d'études avec des configurations différentes : essai de traction sur différents matériaux [58][59][60], essai de gonflement hydraulique [61][62][63] et essai de traction sur échantillon avec une couche de surface nanocristallisée [64].

En combinant toutes ces réflexions, on a choisi l'ESPI comme méthode de mesure pour notre étude de la striction.

1.6.2 ESPI

L'interférométrie électronique de lumière diffuse (Electronic speckle pattern interferometry, ESPI ou Digital speckle pattern interferometry, DSPI en anglais) est une technique optique, née en 1968. Burch et Tokarski, superposant deux enregistrements de granularité laser, découvrirent qu'ils pouvaient mesurer un déplacement [65]. C'est une des techniques les plus avancées grâce à la possibilité d'accomplir des mesures à l'échelle micrométrique, utilisable sur presque tous les types de surfaces et de matériaux et sans contact avec la pièce. Son domaine s'est étendu jusqu'à la biologie et l'astronomie, mais les mesures de déformations, de vibrations et de rugosité constituent encore son champ d'action majeur.

Notion de granularité laser ou speckle (de l'anglais):

Au niveau microscopique, une surface non parfaitement polie présente en général une rugosité d'amplitude supérieure ou égale à la longueur d'onde de la lumière visible. Quand une surface de ce type est éclairée par de la lumière laser, en différents points, l'onde est diffusée dans différentes directions. En même temps, en un point toutes les ondes venant de différentes directions interfèrent à cause de la différence de chemin optique ou déphasage. Ce déphasage aléatoire lié à la micro-rugosité (aléatoire) produit un état d'éclairement donnant à la surface un aspect granulaire, que l'on l'appelle *granularité laser* ou *speckle*.

Principe de la technique:

En exploitant la soustraction de deux champs de speckle successifs de la surface, enregistrés à deux instants différents, il est possible d'analyser, sous réserve d'absence de décorrélation, les changements de la surface (par exemple la déformation) à partir des franges d'interférence qui apparaissent (sur cette image de soustraction). L'explication est la suivante :

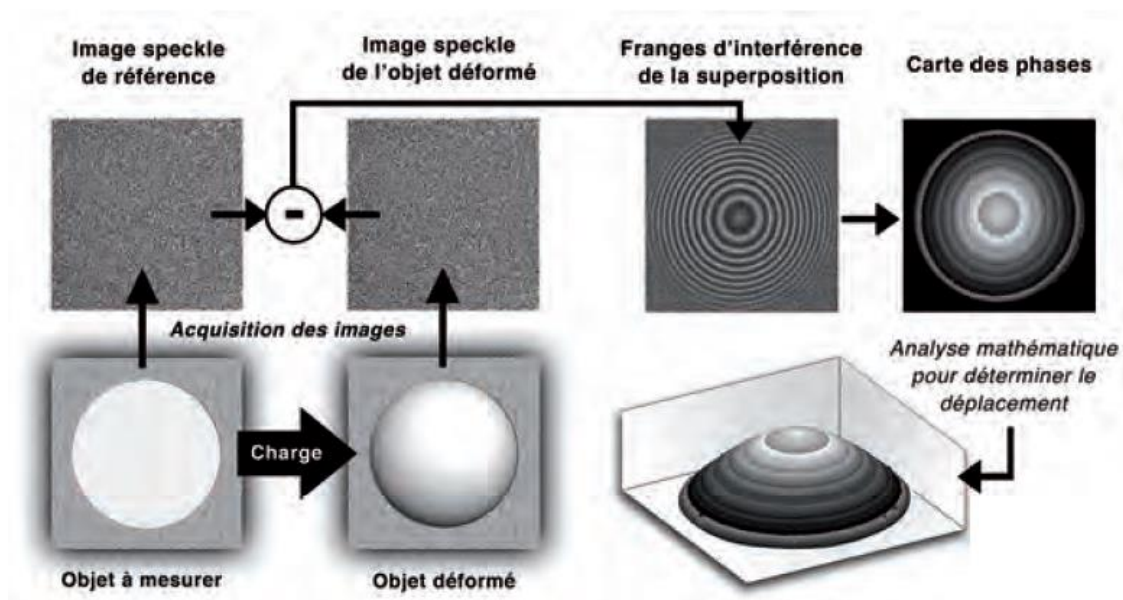


FIG. 1-12 processus de la méthode de l'ESPI⁴

L'intensité résultant de l'interférence des deux faisceaux avant la déformation est [66] :

⁴ Figure faite par Marco Lurati

$$I_{avd} = I_1 + I_2 + 2\sqrt{I_1 I_2} \cos \varphi \quad \text{EQU. 1-11}$$

où I_1 et I_2 sont les intensités des deux faisceaux et φ est la différence de leurs phases. Quand l'objet se déforme, le champ de speckle est affecté, et la phase de chaque pixel est modifiée de $\Delta\varphi$, représentant le nouvel état de déformation.

$$I_{apd} = I_1 + I_2 + 2\sqrt{I_1 I_2} \cos(\varphi + \Delta\varphi) \quad \text{EQU. 1-12}$$

Pour un interféromètre sensible au déplacement dans le plan, $\Delta\varphi$ est proportionnelle à la projection de l'incrément du vecteur de déplacement Δu sur le vecteur de sensibilité S , qui est la différence entre les deux vecteurs d'unité des faisceaux \mathbf{K}_1 et \mathbf{K}_2 et parallèle à la direction de traction. Donc on a :

$$\Delta\varphi = \frac{2\pi}{\lambda} (\overrightarrow{K_1} - \overrightarrow{K_2}) \cdot \Delta\vec{u} = \frac{4\pi \sin\theta}{\lambda} \Delta u_x \quad \text{EQU. 1-13}$$

L'incrément de déplacement suivant la direction de traction x peut donc s'écrire:

$$\Delta u_x = s \cdot n \quad \text{EQU. 1-14}$$

où n est l'ordre de frange, égal à

$$n = \frac{\Delta\varphi}{2\pi} \quad \text{EQU. 1-15}$$

et s , appelé la sensibilité de l'interféromètre, est la quantité de déplacement dans le plan pour une frange :

$$s = \frac{\lambda}{2 \sin\theta} \quad \text{EQU. 1-16}$$

Elle dépend de la longueur d'onde λ du faisceau d'éclairage utilisé et de l'angle incident θ du faisceau par rapport à la direction normale à la surface de l'éprouvette. Elle ne change pas une fois que le montage est fixé. Par conséquent, les quantités physiques recherchées, le déplacement et la déformation, sont liées seulement à l'information de phase $\Delta\varphi$.

Puisque dans l'EQU. 1-12, il y a trois inconnues I_1 , I_2 et $\Delta\varphi$, il faut avoir au moins trois équations. La méthode souvent utilisée pour obtenir $\Delta\varphi$ est la méthode de décalage de phase (*phase-shifting* en anglais)[67]. On fait évoluer le montage interférométrique en faisant varier légèrement l'un des chemins optiques de manière maîtrisée, avec pour but de créer des variations de la différence des chemins optiques donnés. Pour ceci une cellule piézo-électrique est souvent installée et pilotée par un logiciel pour effectuer ces variations de phase. Par exemple, pour un décalage de phase à quatre images, quatre figures d'interférence sont capturées avec des incréments de phase imposés de $\pi / 2$. Ensuite elles sont traitées pixel par pixel afin de déterminer les trois inconnues I_1 , I_2 et $\Delta\varphi$ pour chaque pixel.

Incertitudes possibles pendant la mesure

Au cours d'un essai de traction, les déplacements hors du plan dus à la déformation suivant l'épaisseur de l'éprouvette se produisent. Cependant seule la projection de déplacement sur la direction du vecteur de sensibilité induit un changement de phase et est donc mesurée. On peut agencer le montage de telle sorte que cette direction soit parallèle au plan de l'image. Néanmoins, quand les faisceaux ne sont pas calibrés, ce n'est pas strictement vrai sur les bords de la région d'intérêt et ceci induit un petit changement sur la valeur de sensibilité et la mesure comprend une petite fraction des déplacements hors du plan. Mais on peut montrer qu'en pratique, dans nos conditions de mesure, ces erreurs sont négligeables.

1.7 Problématique

Le problème de l'instabilité post bifurcation a été largement étudié théoriquement. Les nombreux modèles différents ont été analysés numériquement. Néanmoins, il existe très peu de travaux expérimentaux pour vérifier, alimenter et valider quantitativement tous ces modèles. Trois grandes questions peuvent encore se poser:

1. Quelle est, en réalité, l'évolution de la bande dans le régime post localisation, y compris sa largeur, sa vitesse de déformation et son orientation ? Répondre à cette question peut être intéressant dans le cadre de deux interrogations liées à la simulation sur :
 - a. La détermination de la longueur interne du matériau (voire des longueurs internes si on associe une longueur différente à la plasticité et à l'endommagement).
 - b. L'évolution de l'orientation de la bande de localisation
2. Quelle est la relation entre les caractéristiques microscopiques, voire même macroscopique et l'instabilité macroscopique ? Comment, par exemple la géométrie, l'anisotropie, la taille de grains, ou la vitesse de traction influencent le comportement de striction ?
3. Quel est le moment de transition entre la striction diffuse et la striction localisée?

Les travaux présentés dans les chapitres suivants ont pour objectif d'apporter des éléments de réponse à ces questions.

CHAPITRE 2 PRESENTATION DE LA METHODE ET DES ESSAIS

Sommaire

2.1	Introduction	21
2.2	Montage expérimental	21
2.3	Plan d'expérience	23
2.3.1	Choix des matériaux	23
2.3.2	Variation de la vitesse de déplacement et limite de la mise en place	25
2.3.3	Définition de l'éprouvette et de ses dimensions	25
2.3.4	Direction de prélèvement de l'éprouvette	26
2.3.5	Augmentation de la taille de grains	26
2.4	Méthode d'exploitation des données expérimentales et traitement des images... 31	
2.4.1	Déformation totale moyenne	31
2.4.2	Processus de traitement des images	31
2.4.3	Présentation du modèle de la vitesse de déformation	35
2.4.4	Evaluation du modèle	37
2.4.5	Choix du modèle	42

2.1 Introduction

Le but de ce travail est d'analyser le phénomène de striction d'un point de vue expérimental. Plusieurs essais de traction ont donc été réalisés sur des éprouvettes tirées de tôles métalliques et les déformations ont été suivies par la méthode de mesure de champs de déplacements ESPI (Electronic speckle pattern interferometry). On suppose que le mode de localisation est caractérisé par le croisement de deux bandes de localisation en forme de X. En étudiant l'évolution des largeurs de bandes de localisation, leur inclinaison et leur vitesse de déformation maximale, on peut suivre l'évolution de la striction tout au long de l'essai. L'ESPI nous permet de faire des mesures très précises avec une résolution en déplacement de quelques dizaines de nanomètre et une résolution spatiale de l'ordre du pixel. En couplant avec un modèle mathématique (proposé par J. Petit [60]), on peut obtenir directement des informations quantitatives très proches du résultat expérimental. L'intérêt est d'étudier comment la striction se manifeste en fonction de différents paramètres de l'essai.

Différents facteurs peuvent influencer la striction, comme le matériau de l'éprouvette, sa géométrie et la vitesse du déplacement de traverse. Pour le même matériau de base, une variation de la taille de grains a été imposée par des traitements thermiques. Les éprouvettes ont également été découpées dans différentes directions (notées D) par rapport à la direction de laminage afin d'étudier l'influence de l'anisotropie du matériau.

Ce chapitre décrit la méthodologie de cette étude, c'est-à-dire, la présentation du montage expérimental, des matériaux, des éprouvettes, du plan d'expérience et de la méthode d'exploitation des données expérimentales.

2.2 Montage expérimental

Les essais de traction sont effectués en utilisant une machine de traction Dual Column Toplevel Testing System, série 3360, fabriquée par INSTRON, qui permet d'exercer une charge de traction/compression jusqu'à 5,0 kN avec une vitesse de traverse maximale de 1000 mm/min. L'erreur sur la valeur de charge représente 0,5% de la charge indiquée.

Une éprouvette de géométrie parfaitement définie est encastrée à ses deux extrémités dans les mors (voir la FIG. 2-1). Il est à noter que pour obtenir une bonne visibilité du champ de *speckle*, qui dépend de la rugosité de la surface, tous les échantillons ont été frottés légèrement avec un

fin papier sablé (P250) avant le test. L'un des mors de la machine, en bas et fixe, est relié à un système dynamométrique pour la mesure des efforts; l'autre mors, en haut et mobile, est relié à un système d'entraînement à vitesse de déplacement fixée par l'opérateur.

Le montage expérimental est présenté dans la FIG. 2-1. Pour l'ESPI, la méthode utilisée est le déphasage de phase spatial (*phase shifting* [68]) et la composante de déplacement mesurée est suivant le plan de la surface de l'éprouvette dans la direction de traction. Le laser utilisé est un He-Ne dont la longueur d'onde λ est 632,8 nm. Après une réflexion par des miroirs, le faisceau laser passe tout d'abord par un séparateur de faisceau qui le divise en deux. Ces deux faisceaux sont ensuite reflétés par les miroirs de chaque trajet. Puis ils sont rendus divergents grâce à un passage par un objectif de microscope dont l'ouverture numérique est 0,65, le grossissement 40x, et la longueur du tube numérique est 160 mm. Les faisceaux subissent par la suite un filtrage spatial, à l'aide d'un sténopé de diamètre 12 μm , afin d'éliminer les bruits optiques. Finalement les deux faisceaux se rencontrent sur la surface de l'éprouvette et ils interfèrent en créant du *speckle* (en anglais) ou de la granularité laser (en français). Une caméra CCD, de résolution 1280 x 960 pixels², monochromatique, codant sur 8 bits, est installée pour la prise des images et en même temps connectée à l'ordinateur pour les enregistrer. Il est à noter que l'un des miroirs est équipé d'un actionneur piézo-électrique contrôlé par un logiciel pour effectuer les variations de phases déterminées.

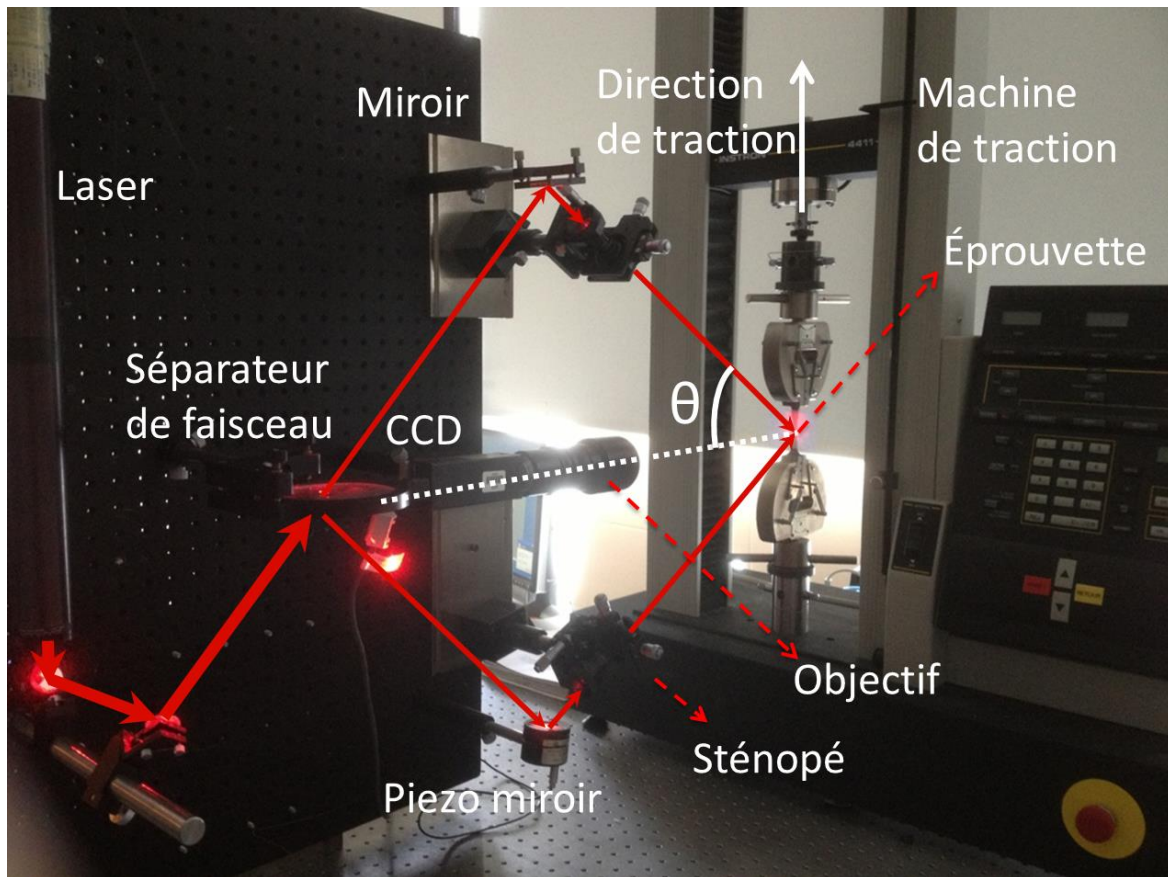


FIG. 2-1 Montage expérimental de l'essai de traction associé à la mesure *in situ* de champ de déplacement par interférométrie de granularité laser; le trajet du faisceau laser est schématisé par des lignes rouges.

La sensibilité de l'interféromètre s est définie par la longueur d'onde de la lumière incidente λ et l'angle d'incidence θ (voir la FIG. 2-1) et est égale à $\lambda/2\sin\theta$. Elle représente la quantité de déplacement dans le plan correspondant à une unité de frange, c'est-à-dire un déphasage de 2π . Ici, pour $\theta=31,7^\circ$, la sensibilité est égale à 0,601 $\mu\text{m/frange}$. La résolution théorique en déplacement dépend de la sensibilité de l'interféromètre s et du nombre de bits utilisés par la caméra m pour discrétiser l'intensité lumineuse reçue, et est égale à $s/2^m$. Dans notre cas, cette

résolution est égale à 2,8 nm. Dans la pratique, cette résolution est beaucoup plus faible, d'environ 30 nm, en raison des bruits optiques et électroniques.

2.3 Plan d'expérience

Le principe est de fixer un ensemble de paramètres comme la référence afin de définir un échantillon de référence. L'essai effectué avec cet échantillon est appelé l'essai de référence et noté « Gi » (G comme *geometry*, i comme *initial*). On fait ensuite de varier un seul paramètre à chaque fois pour chaque essai. Les résultats des autres essais sont ensuite comparés avec ceux de l'essai de référence pour voir l'influence sur la striction du paramètre ayant varié. Un plan d'expérience est établi afin de voir l'influence de 5 facteurs:

- 1) Le matériau,
- 2) La vitesse de déplacement de traverse,
- 3) La géométrie de l'éprouvette,
- 4) La direction de prélèvement de l'éprouvette par rapport à la direction de laminage,
- 5) La taille de grains.

Concernant la géométrie de l'éprouvette, ce qui nous intéresse est la longueur utile, l'épaisseur et le rapport largeur/épaisseur. Donc l'aspect géométrie de l'éprouvette signifie concrètement 3 facteurs. En résumé, dans cette étude, on fait varier 7 paramètres. Pour chaque paramètre on prend au moins 2 types de valeurs différentes afin de regarder leur influence sur le comportement de la localisation de la déformation plastique.

2.3.1 Choix des matériaux

Le but de cette étude est d'analyser l'évolution de la striction sous différentes conditions du début de la striction jusqu'à la rupture de matériau, il faut donc choisir un matériau suffisamment ductile. Dans les études précédemment effectuées dans notre laboratoire, l'acier 316L et le cuivre ont bien répondu à cet impératif. De manière à agrandir notre base de données expérimentale, 2 types d'acier pour emboutissage, un acier doux DC04 et un acier mi-dur C45E, ont été choisis pour l'étude de l'influence du matériau. Les compositions chimiques et les propriétés mécaniques de ces deux matériaux sont présentées dans les tableaux suivants. Ce sont des aciers ferrito-perlitiques, constitués de ferrite (cubique-centré) et de cémentite Fe₃C.

TAB. 2-1 Composition chimique (en %) et propriétés mécaniques de l'acier doux DC04 ; Re est la limite d'élasticité, Rm est la résistance à la rupture, et A% est l'allongement à la rupture

Al	C	Mn	P	S	Si
0,064	0,06	0,186	0,012	0,011	0,007
Re (MPa)	Rm (MPa)	A%			
210	270	33			

TAB. 2-2 Composition chimique (en %) et propriétés mécaniques de l'acier mi-dur C45E ; Re est la limite d'élasticité, Rm est la résistance à la rupture, et A% est l'allongement à la rupture

Al	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si
0,021	0,449	0,26	0,65	0,002	0,01	0,013	0,001	0,2
Re (MPa)	Rm (MPa)	A%						
330	470	28						

Deux autres matériaux, l'acier 430 et le Fer-Silicium (tôle GO) ont été aussi utilisés. Leur structure cristalline est également cubique centré, donc l'étude porte uniquement sur des alliages ferreux cubique centré, ce qui diffère des études précédemment effectuées dans notre laboratoire.

L'étude de l'influence de la vitesse de déformation moyenne a donc été faite sur les éprouvettes de l'acier 430. Le plan de l'éprouvette d'acier 430 est montré dans la FIG. 2-2.

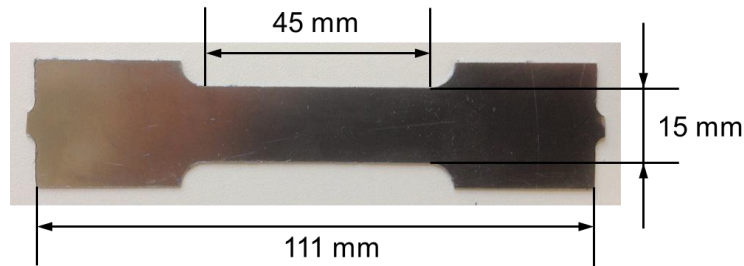


FIG. 2-2 Géométrie des éprouvettes de l'acier 430 (épaisseur 0,2 mm et prélèvement à 45° par rapport à la direction de laminage)

Le Fe-Si utilisé est composé d'environ 3% de silicium, moins de 0,01% de carbone et moins de 0,1% de manganèse. Les éprouvettes du Fer-Silicium ont été découpées en gardant les mêmes dimensions que celles pour l'essai de référence, toutefois leurs résultats ne sont pas comparables, il est intéressant de voir grâce à la méthode ESPI l'évolution de la striction en présence des gros grains. Le plan des éprouvettes du Fe-Si est présenté dans FIG. 2-3; sur l'image b) en bas on voit plus clairement les grains, dont la taille est entre 0,8 et 3,5 mm. La tôle utilisée est d'épaisseur 0,25 mm, et les éprouvettes ont été découpées selon la géométrie de référence.

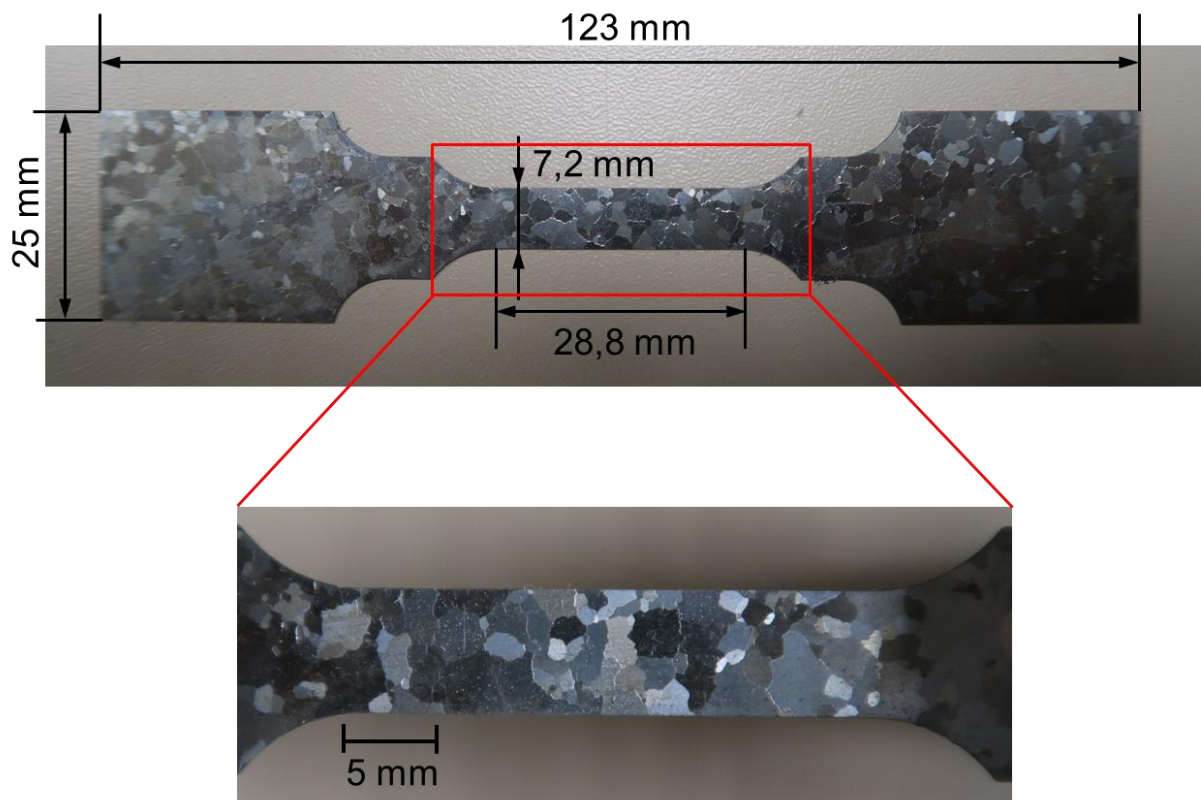


FIG. 2-3 Eprouvette du Fer-Silicium avec des gros grains taillée dans une tôle d'épaisseur 0,25 mm, les autres dimensions sont les mêmes que l'éprouvette de référence; la zone d'étude est présentée en bas après avoir été agrandie

2.3.2 Variation de la vitesse de déplacement et limite de la mise en place

Pour l'étude de l'influence de la vitesse de déformation moyenne, les tests sont réalisés sous 3 vitesses de déplacement de traverse : 0,010, 0,015 et 0,020 mm/min., l'intervalle de variance ne change que d'un facteur 2. En effet, cela est dû aux différentes contraintes.

D'une part quand la vitesse de déplacement de traverse dépasse 0,020 mm/min, on observe de la décorrelation due à la limite de capacité de la caméra, ce qui fausse les résultats.

D'autre part, la diminution de la vitesse de déplacement de traverse augmente le temps de l'essai. Pour un matériau qui s'allonge de 10 mm entre le début et la fin de l'essai (c'est la moyenne dans cette étude), avec une vitesse de traction de 0,010 mm/min, l'essai peut durer 1000 minutes, soit 16,7 heures. Ceci est très contraignant pour l'opérateur, devant être présent pour déclencher les photos (décalage de phase). C'est aussi la raison pour laquelle, pendant tous les essais, la vitesse de traction est maintenue à 0,5 mm/min dans un premier temps puis diminuée (à 0,015 mm/min par exemple) à proximité et au-delà de la charge maximale pour une observation plus précise de la localisation.

De plus, plus le temps entre deux images de phase est grand plus les franges sont nombreuses et la mesure est précise. Plus la vitesse de traverse et ainsi la vitesse de déformation est faible, l'intervalle entre deux prises d'images doit être longue pour avoir suffisamment de franges. Néanmoins, ceci est très exigeant du point de vue de la tranquillité de l'environnement, du fait que l'ESPI est très sensible aux bruits et vibrations. La qualité des images est essentielle pour leur traitement par la suite et les bruits sont inévitables en réalité. Il faut donc que l'opérateur s'adapte à l'environnement et fasse un compromis pour trouver l'intervalle idéal entre deux prises d'images. Par conséquent, augmenter la gamme de vitesse de déplacement en diminuant la vitesse de déplacement a une faible faisabilité pour des raisons pratiques.

2.3.3 Définition de l'éprouvette et de ses dimensions

Dans le chapitre précédent (section 1.4.1, page 10), a été abordé le fait que le mode de striction change selon la forme de l'éprouvette. Plus précisément le rapport largeur/épaisseur selon certains travaux [36]. Dans la bibliographie, les valeurs de transition entre deux modes de strictions ne sont pas toujours cohérentes, soit entre 3 et 6 ou entre 6 et 7. Nous avons donc choisi, dans ce travail, 3, 6, et 9 pour vérifier ces fourchettes et comparer avec les résultats publiés. Ainsi, dans un premier temps, l'ordre de grandeur du rapport largeur/épaisseur est défini en nous reposant sur la bibliographie.

L'épaisseur de l'éprouvette est l'épaisseur de la tôle, et donc défini au moment de l'achat du matériau. Le rapport de largeur/épaisseur étant donné, la dimension de l'épaisseur détermine directement la dimension de la largeur. De plus, pour que le principe de Saint-Venant soit satisfait, la longueur utile de l'éprouvette doit être au moins 2 fois plus grande que la largeur. Par conséquent, afin que l'ensemble des dimensions de l'éprouvette ne soit pas trop grand, il faut limiter la dimension de l'épaisseur. Pour notre étude, des tôles d'épaisseur 0,4 et 0,8 mm ont donc été commandées.

Ainsi, la largeur la plus grande est 7,2 mm avec un rapport largeur/épaisseur de 9 et la largeur la plus petite est 2,4 mm pour un rapport largeur/épaisseur de 3 et pour une tôle d'épaisseur 0,8 mm. En respectant le principe de Saint-Venant, une petite longueur utile de 14,4 mm et une grande longueur utile de 28,8 mm ont été choisies.

La largeur des têtes de l'éprouvette doit correspondre à la largeur des mors de la machine de traction. Pour notre étude, on a choisi la même dimension que celle du mors. La valeur de B (voir la FIG. 2-8) est donc égale à 25 mm pour toutes les éprouvettes. Finalement, cette dimension de 25 mm, est beaucoup plus importante que la plus petite largeur qui est de 2,4 mm. C'est la raison pour laquelle on a ajouté une zone de transition entre les têtes de l'éprouvette et la zone d'étude.

La forme générale de l'éprouvette est présentée dans la FIG. 2-4, et en fonction des essais, les valeurs de longueur, de largeur et d'épaisseur varient (TAB. 2-3). Les symboles W et T ont été utilisés pour représenter la largeur et l'épaisseur, selon la dénomination anglaise (Width et Thickness).

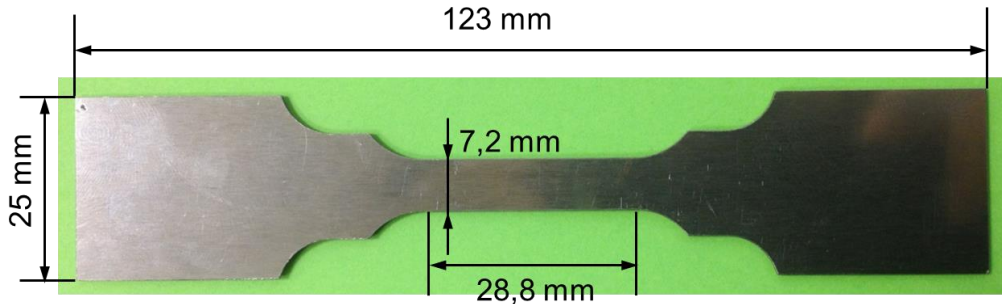


FIG. 2-4 Géométrie des éprouvettes de l'acier DC04, de l'acier C45E (exemple de l'éprouvette avec la géométrie de référence (tôle de 0,8 mm d'épaisseur))

TAB. 2-3 Dimensions des éprouvettes, L_0 est la longueur utile, W et T sont la largeur et l'épaisseur initiales d'éprouvette

Nom d'essai		Gi	$\frac{1}{2} L_0$	W/T=6	W/T=3	$\frac{1}{2} T$
Paramètres géométriques d'éprouvette (mm)	Longueur utile (L_0)	$L_0=28,8$	$L_0=14,4$	$L_0=28,8$	$L_0=28,8$	$L_0=28,8$
	Rapport largeur-épaisseur (W/T)	W/T=9	W/T=9	W/T=6	W/T=3	W/T=9
	Epaisseur (T)	T=0,8	T=0,8	T=0,8	T=0,8	T=0,4

2.3.4 Direction de prélèvement de l'éprouvette

L'étude de l'influence de l'anisotropie du matériau sur la striction peut être réalisée en taillant les éprouvettes suivant des différentes directions par rapport à la direction du laminage. Dans cette étude, on a choisi les directions 0° , 45° et 90° (l'angle entre la direction du laminage et la direction le long de la longueur de l'éprouvette), voir FIG. 2-5.

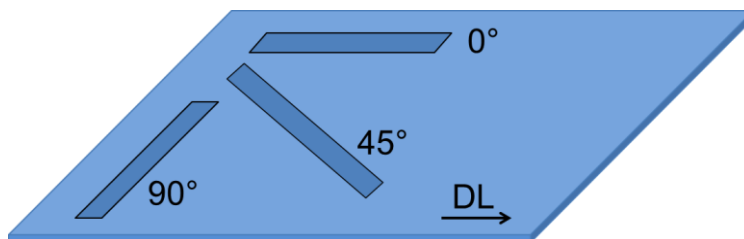


FIG. 2-5 Illustration des directions du découpage des éprouvettes

2.3.5 Augmentation de la taille de grains

Pour grossir la taille de grains, deux éprouvettes de l'acier DC04 et deux éprouvettes de l'acier C45E ont été traitées à la température 1100 °C pendant 12 heures sous vide. La taille de grains est en moyenne 50 μm avant le traitement (voir les micrographies sur FIG. 2-6), et en moyenne 100 μm après le traitement (voir les micrographies sur FIG. 2-7).

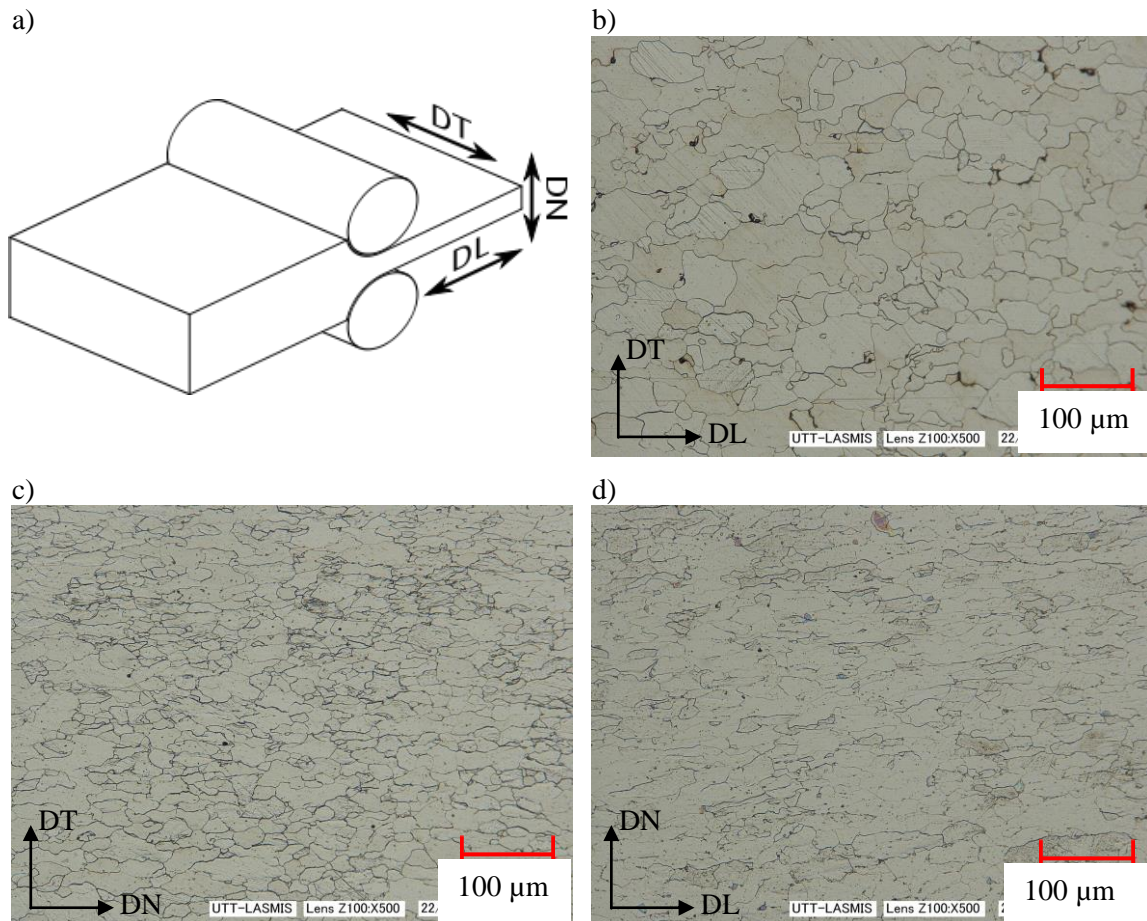


FIG. 2-6 Micrographies des grains de l'acier DC04 avant le traitement thermique, la taille de grains est entre 10 et 100 μm ; l'image a) est une représentation des plans des micrographies où DL, DT, DN représentent respectivement la direction de laminage, la direction transversale et la direction normale; la micrographie b) est prise dans le plan (DT, DL), la micrographie c) est prise dans le plan (DT, DN) et la micrographie d) est prise dans le plan (DL, DN)

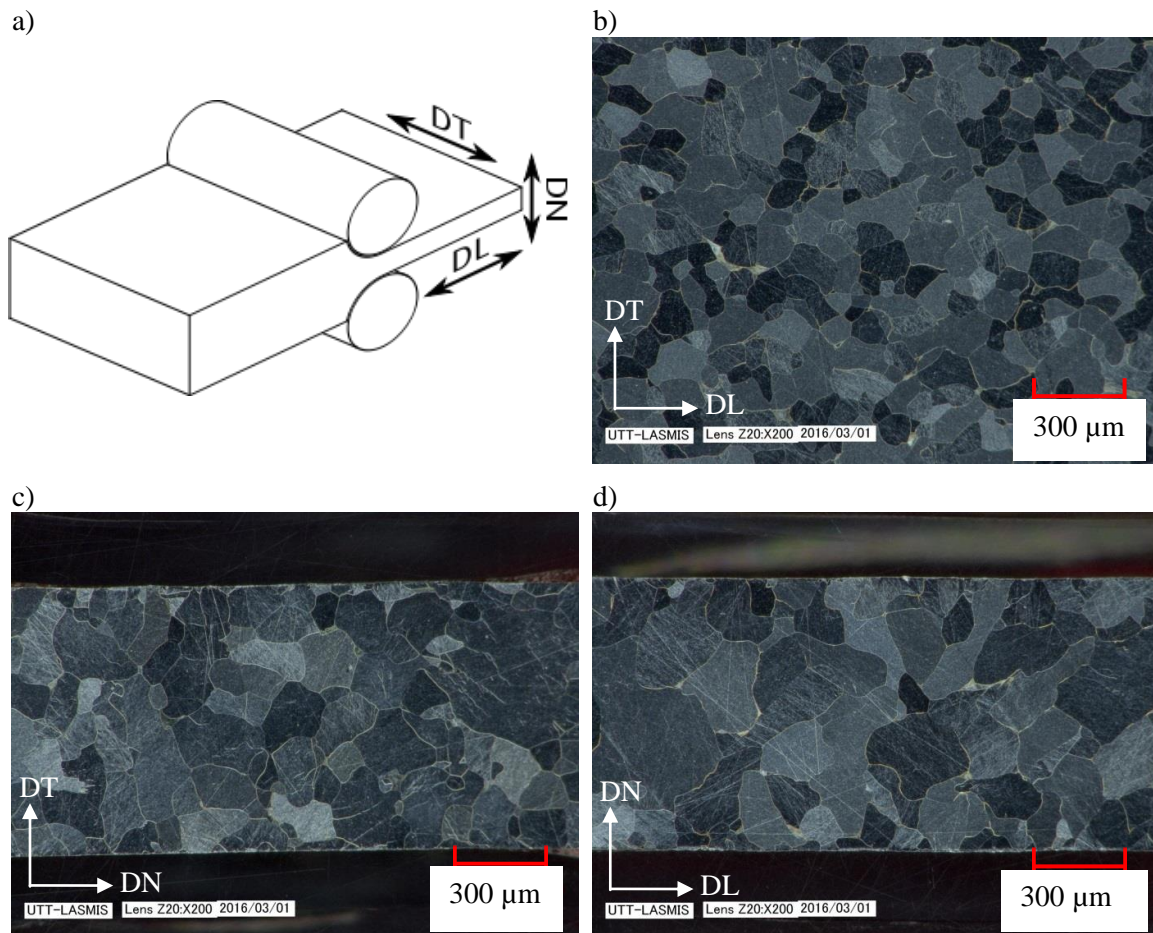


FIG. 2-7 Micrographies des grains de l'acier DC04 après le traitement thermique, la taille de grains est entre 50 et 200 μm ; l'image a) est une représentation des plans des micrographies où DL, DT, DN représentent respectivement la direction de laminage, la direction transversale et la direction normale; la micrographie b) est prise dans le plan (DT, DL), la micrographie c) est prise dans le plan (DT, DN) et la micrographie d) est prise dans le plan (DL, DN)

Si on résume, le plan d'expérience consiste en (illustré par la FIG. 2-8) :

- 1) quatre types de matériaux : mais seulement deux matériaux (DC04 et C45E) sont utilisés pour l'étude de l'influence de matériau,
- 2) trois différentes vitesses de déplacement de traverse : les essais sont effectués sur l'acier 430, indiqué en bleu dans la FIG. 2-8,
- 3) trois paramètres (L_0 , T, W/T) de la géométrie de l'éprouvette : les essais sont réalisés sur l'acier DC04,
- 4) trois directions de prélèvement de l'éprouvette (0° , 45° et 90°) : les essais sont réalisés sur l'acier DC04,
- 5) trois types de taille des grains (50 et 100 μm sur le DC04 et 2000 μm sur le Fer-Silicium).

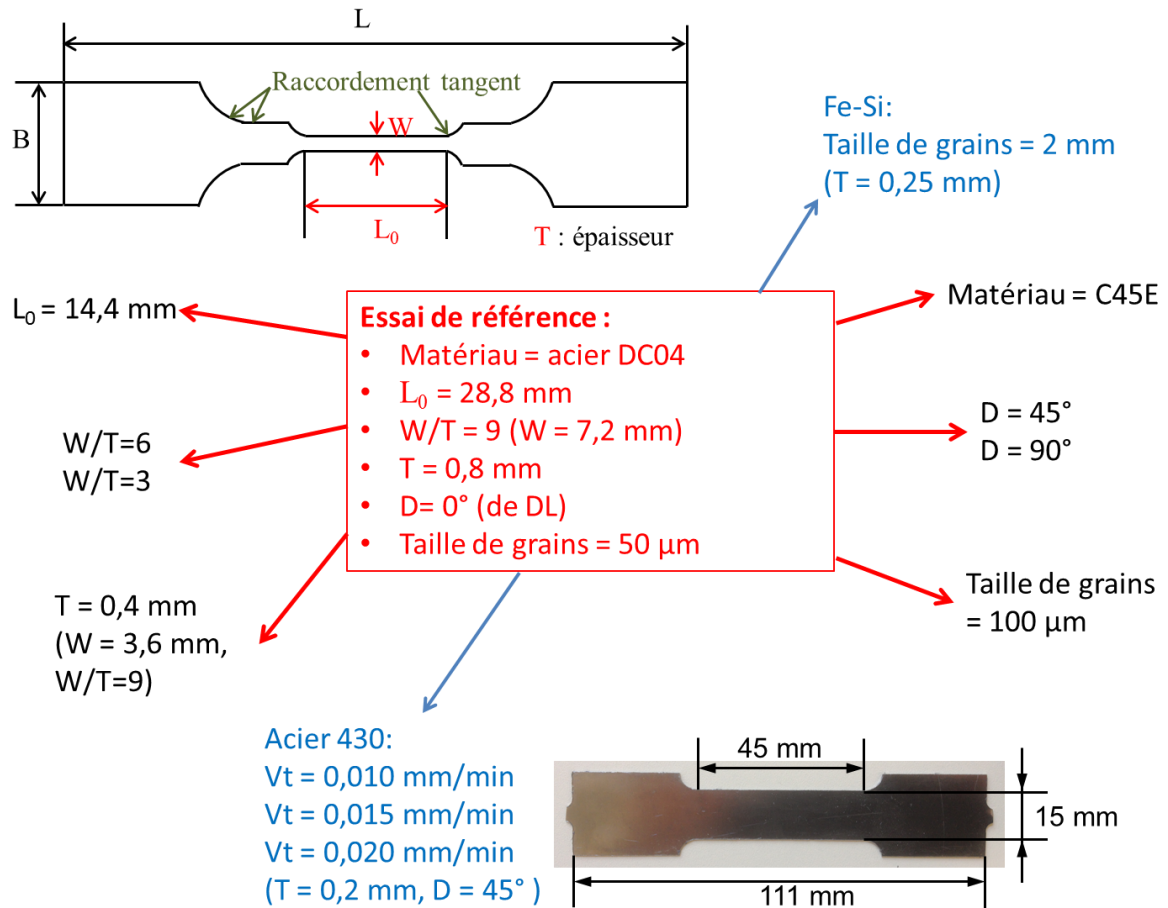


FIG. 2-8 Plan d'expérience et forme de l'éprouvette (V_t est la vitesse de traverse, D est la direction d'échantillonnage par rapport à la direction de laminage)

Le nombre d'essais total est 13:

- sur les éprouvettes d'acier 430: 3 essais avec différentes vitesses de traverse,
- sur les éprouvettes de DC04 (8 essais en total) : 1 essai de référence, 4 essais avec différentes géométries, 2 essais avec différentes directions d'échantillonnage (par rapport à la direction du laminage), 1 essai avec différente taille de grains,
- sur le C45E : 1 essai avec la géométrie de référence,
- sur l'éprouvette de Fe-Si (gros grains) : 1 essai.

Les noms et les paramètres de ces 13 essais sont présentés dans le tableau ci-dessous (TAB. 2-4) où V_t est la vitesse de traverse, L_0 est la longueur initiale entre repères, W et T sont la largeur et l'épaisseur initiales d'éprouvette et D est la direction d'échantillonnage par rapport à la direction de laminage :

TAB. 2-4 Plan d'expérience

Nom de l'essai	Matériau	Géométrie			Vt (mm/min)	D (°)	Taille de grains (µm)			
		L ₀ (mm)	W/T	T (mm)						
Vt10	430	45	75	0,2	0,010	45	-			
Vt15					0,015					
Vt20					0,020					
G _T _DC04	DC04	28,8	9	0,8	0,015	0	50			
½ L ₀ _DC04		14,4	9	0,8		0				
W/T=6_DC04		28,8	6	0,8		0				
W/T=3_DC04		28,8	3	0,8		0				
½ T_DC04		28,8	9	0,4		0				
D 45°_DC04		28,8	9	0,8		45				
D 90°_DC04		28,8	9	0,8		90				
BGS_DC04		28,8	9	0,8		0		100		
Gi_C45E		C45E	28,8	9		0,8		0,015	0	-
FeSi		Fer-Silicium	28,8	28,8		0,25		0,010	-	2000

2.4 Méthode d'exploitation des données expérimentales et traitement des images

2.4.1 Déformation totale moyenne

Avant d'expliquer le processus d'exploitation des données expérimentales, donnons la formule de la déformation totale ε_{tot} utilisée dans cette étude :

$$\varepsilon_{tot} = \ln\left(\frac{\Delta L + L_0}{L_0}\right) \quad \text{EQU. 2-1}$$

où ΔL est le déplacement de traverse et L_0 est la longueur utile de l'échantillon.

2.4.2 Processus de traitement des images

Le processus de traitement des images peut être divisé en deux parties : une partie sous Fringe Analysis, un logiciel, fourni par l'entreprise Holo3, qui permet d'effectuer l'acquisition des images, et le calcul de la déformation. Cependant dans notre étude, pour le calcul de la déformation, on utilise notre propre méthodologie, menée sous Mathematica. La FIG. 2-9 montre l'ensemble du processus du traitement des images.

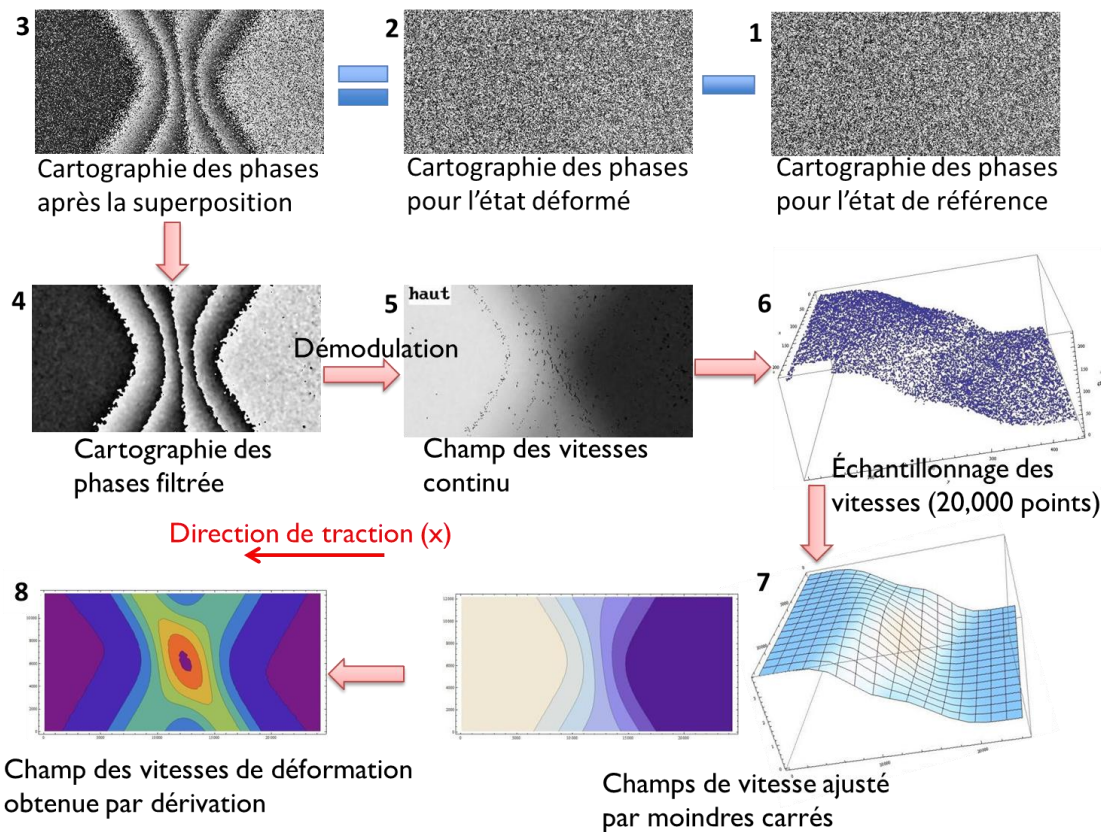


FIG. 2-9 Processus de traitement des images

▪ **Acquisition des images**

Une image de franges ou carte de déplacement/vitesse est obtenue par la soustraction entre l'image de phase à l'état « déformé » et l'image de phase à l'état de « référence ». Comme les franges représentent un déplacement discontinu, il faut démoduler pour avoir un champ de déplacement continu. Donc si on résume, les étapes sont suivantes :

1) Obtention de l'image de phase à l'état de « référence »

L'image de référence choisie ici est l'image initiale avant chargement, cette première image non déformée, sert à déterminer la phase φ . L'intensité résultante de l'interférence des deux faisceaux (pour un pixel donné) est:

$$I = I_1 + I_2 + 2\sqrt{I_1 I_2} \cos\varphi \quad \text{EQU. 2-2}$$

où I_1 et I_2 sont les intensités des deux faisceaux et φ est leur différence de phase. Donc pour un état mécanique donné, pour avoir l'accès à la phase, il faut au moins prendre trois images, c'est-à-dire 3 valeurs de I , en introduisant 3 décalages de phase connus $\Delta\varphi_1$, $\Delta\varphi_2$, et $\Delta\varphi_3$. Cela permet de déterminer les 3 inconnues I_1 , I_2 et φ . On peut prendre, par exemple, pour les décalages de phase : 0 , $2\pi/3$ et $4\pi/3$. Les décalages peuvent être obtenus de différentes manières mais dans notre cas, la longueur d'un des trajets optiques de l'interféromètre a été modifiée par un miroir mobile monté sur un cristal piézo-électrique piloté par le système d'acquisition. On peut également introduire 4 ou 5 décalages pour améliorer la précision.

2) Obtention de l'image de phase à l'état « déformé »

Le champ de speckle est affecté, quand l'éprouvette se déforme, en provoquant un changement de phase $\Delta\varphi$. Donc la valeur de phase de chaque pixel devient $\varphi + \Delta\varphi$ représentant le nouvel état de déformation. Comme précédemment, on peut trouver cette valeur par au moins 3 prises d'image et construire une image de phase à l'état « déformé ».

3) Obtention de l'image de franges

L'image de franges est obtenue par une soustraction de l'image de phase à l'état de « référence » par celle de l'état « déformé ». Pour un montage d'interférométrie, dit « dans le plan », le changement de phase $\Delta\varphi$ est proportionnel à la projection du déplacement $\Delta\mathbf{u}$ sur le vecteur sensibilité \mathbf{S} , qui est définie par la différence entre deux vecteurs unitaires définissant la direction de l'éclairage, \mathbf{K}_1 et \mathbf{K}_2 (voir la FIG. 2-10). Donc on a :

$$\Delta\varphi = \frac{2\pi}{\lambda} (\vec{K}_1 - \vec{K}_2) \cdot \vec{\Delta u} = \frac{4\pi \sin\theta}{\lambda} \Delta u_x \quad \text{EQU. 2-3}$$

où λ est la longueur d'onde de la lumière utilisée (laser dans notre cas), θ est l'angle incident de deux faisceaux (FIG. 2-1 ou FIG. 2-10), u_x est le déplacement suivant la direction de traction [68].

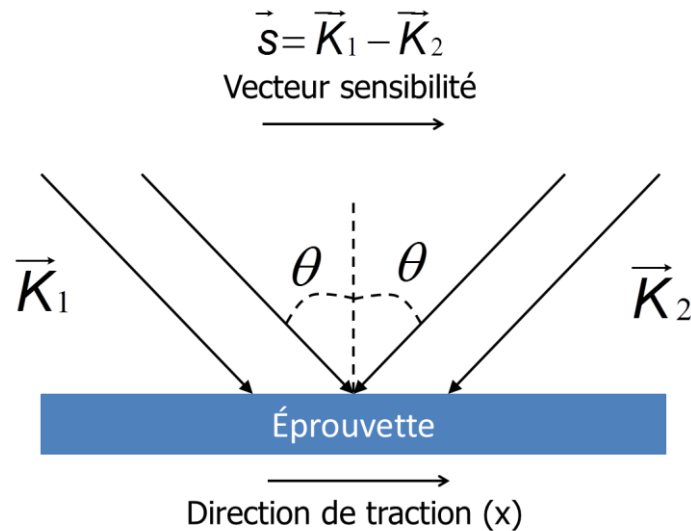


FIG. 2-10 Illustration de l'illumination pour un montage « dans le plan »

La sensibilité de l'interféromètre s est définie comme la quantité de déplacement représentée par un interfrange et donc c'est la valeur de Δu_x quand $\Delta\varphi$ est égal à 2π .

$$s = \frac{\lambda}{2 \sin\theta} \quad \text{EQU. 2-4}$$

Le déplacement u_{AB} entre deux points A et B peut être exprimé comme :

$$u_{AB} = s \cdot N_{AB} \quad \text{EQU. 2-5}$$

où N_{AB} est le nombre d'interfrange entre les points A et B, et égale à $\Delta\varphi/2\pi$.

4) Filtrage de l'image de franges

Les images de franges sont filtrées avant d'être démodulées. Dans nos études, on a utilisé un filtrage par noyau (3 fois 3 pixels).

5) Démodulation de l'image de franges filtrée

Dans l'EQU. 2-3, le changement de phase varie continûment mais, en pratique, le calcul fournit toujours une valeur comprise entre 0 et 2π et l'image de phase obtenue est modulée, c'est-à-dire que les valeurs sont représentées modulo 2π . Afin d'avoir un champ de déplacement continu, il faut d'abord démoduler les images de frange, ce que font assez bien les algorithmes de démodulation fournis avec le logiciel Fringe Analysis.

▪ Obtention des cartes de déformation

L'obtention des cartes de déformation est réalisée sous Mathematica en ajustant notre modèle par la méthode des moindres carrés à partir du champ de déplacement. L'idée est d'appliquer le

modèle proposé pour trouver les valeurs des paramètres caractéristiques de la striction. Cette partie est détaillée dans la section ci-dessous.

1) Importation des données

La première étape est d'importer des données expérimentales, qui sont les images de franges démodulées ou les champs de déplacement. Ensuite, il faut sélectionner la zone d'étude, qui contient toutes les franges. Puisque dans la partie où il n'y a pas de franges, l'éprouvette n'est pas déformée et le déplacement est constant, il n'est pas utile d'analyser l'image jusqu'aux deux extrémités (gauche et droite) de l'éprouvette. Sur la FIG. 2-11, on voit que cette zone d'intérêt représente seulement une petite partie de l'image démodulée. C'est la raison pour laquelle dans la suite des essais, des zooms ont été faits en réglant la caméra au fur et à mesure de l'essai. En fait, plus la striction localise, plus la zone rétrécit et plus le zoom devient important.

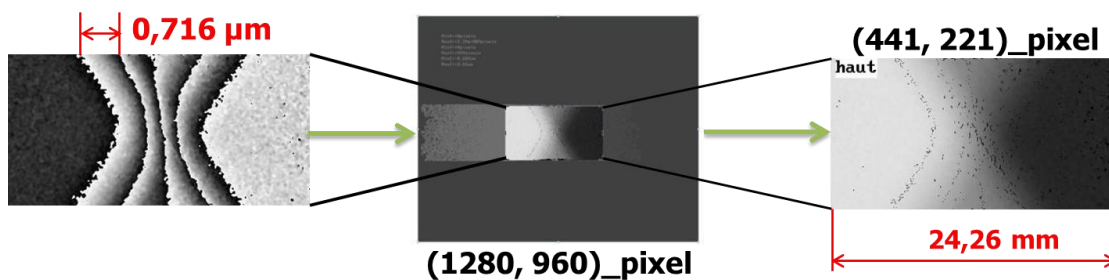


FIG. 2-11 Importation de l'image et sélection de la zone d'intérêt

2) Echantillonnage et conversion d'unités

Pour réduire le temps de traitement, on a fait un échantillonnage aléatoire de 20,000 points pour pouvoir effectuer l'ajustement des moindres carrés. Les données importées étant des images, les dimensions sont en pixel et les valeurs sont en niveau de gris. Par conséquent, il faut d'abord convertir les unités avant d'appliquer le modèle (FIG. 2-12). L'incrément de déplacement Δu_x est codé sur 256 niveau de gris (de 0 à 255), et la quantité est calculée ($u_{\max} - u_{\min}$) à partir des valeurs données par le logiciel (u_{\max} et u_{\min}), qui correspondent respectivement aux niveaux de gris 0 et 255. Ainsi la valeur de déplacement en un point A, u_A est égale à :

$$u_A = \frac{\Delta u_x}{256} \cdot NdG_A \quad \text{EQU. 2-6}$$

où NdG_A est la valeur de niveau de gris au point A. Par ailleurs, le facteur de conversion entre pixel et mm ou μm est lié au facteur d'agrandissement de la caméra. Ce facteur change donc chaque fois que l'on fait un zoom. Dans la configuration de la FIG. 2-12, un pixel est environ égal à 55 μm , et un niveau de gris est approximativement de 0,017 μm .

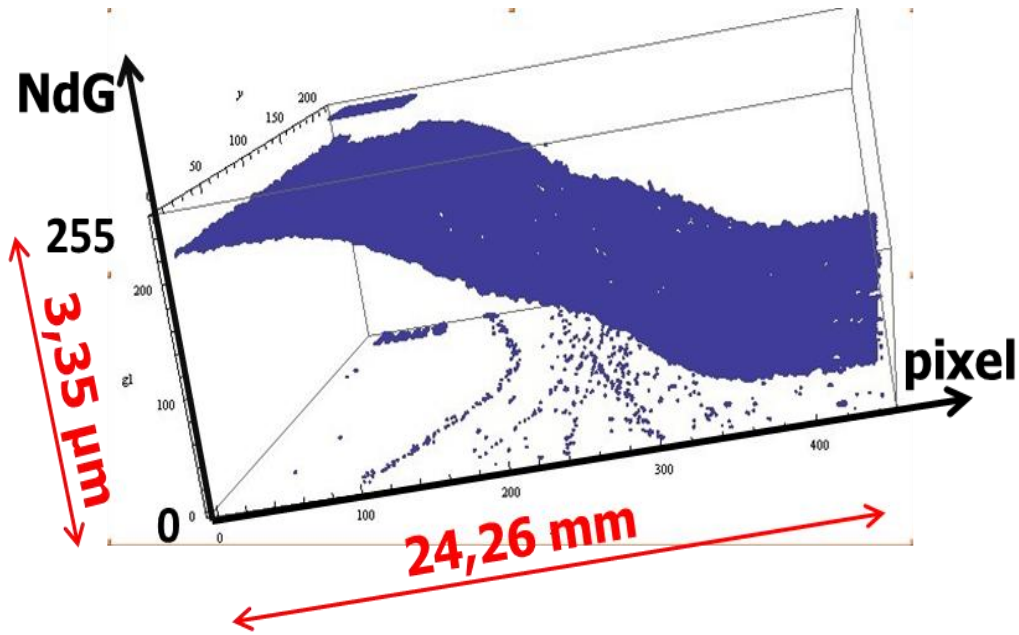


FIG. 2-12 Champ de déplacement (20,000 points aléatoires expérimentaux) : l'abscisse est en pixel, l'ordonnée est en niveau de gris, les valeurs correspondantes en mm ou en μm sont indiquées en rouge. Le troisième axe est également en pixel.

3) Application du modèle et obtention de cartes de déformation

Dans la section suivante, le modèle de la vitesse de déformation sera détaillé.

2.4.3 Présentation du modèle de la vitesse de déformation

Dans cette étude, on mesure le déplacement (ou la déformation) uniquement dans la direction suivant l'axe de traction, la direction x . L'ESPI nous donne un incrément de champ de déplacement, Δu_x , entre deux acquisitions d'images de phase, Δt . En effet, on peut négliger les variations de la charge et de la déformation lors de l'acquisition des images pour le calcul de la carte de phase, car la vitesse de traction ($0,25 \mu\text{m/s}$ en moyenne) est assez petite. On obtient le champ de vitesses moyennes en divisant le déplacement Δu_x par le temps Δt . Pour avoir accès au champ de déformation, une dérivation locale peut être effectuée, par exemple, par la technique des polynômes glissants (Méthode de Savitzky et Golay). Cette stratégie ne nécessite aucune hypothèse sur la forme du champ de vitesse, mais elle peut être délicate à mettre en pratique à cause du bruit élevé des images. A l'inverse, l'intégration du champ de vitesse de déformation est le champ de vitesse. Dans la présente étude, on a fait l'hypothèse d'un modèle spécifique pour décrire le champ de la vitesse de déformation. Ainsi, en minimisant les erreurs par la méthode des moindres carrés entre l'intégration du modèle et le champ de vitesse expérimental on peut déterminer chaque paramètre du modèle. La quantité minimisée est:

$$\delta^2 = \left(u_x(x, y) - \Delta t \int \dot{\epsilon}_{xx}(x, y) dx \right)^2 \quad \text{EQU. 2-7}$$

L'accent est donc mis sur la construction du modèle. On suppose que le champ de vitesse de déformation peut être décrit par un système de deux bandes croisées par rapport à la direction de traction. La distribution de la vitesse de déformation le long de chaque bande est considérée constante et représentée par une combinaison linéaire d'une fonction gaussienne et une fonction

lorentzienne, dite fonction Pseudo-Voigt. Ce modèle a d'abord été proposé par J. Petit [60], qui a montré qu'il décrit bien les données expérimentales. Il convient de souligner que ce modèle n'est pas un modèle mécanique, autrement dit, il est indépendant du comportement du matériau. Il est purement géométrique (ou cinématique) et utilisé pour décrire la distribution de la vitesse de déformation et extraire des paramètres globaux. Son expression mathématique est donnée ci-dessous :

$$\dot{\epsilon}_{xx}(x, y) = \dot{\epsilon}_1^{max}(\eta_1 G_1 + (1 - \eta_1)L_1) + \dot{\epsilon}_2^{max}(\eta_2 G_2 + (1 - \eta_2)L_2) \quad \text{EQU. 2-8}$$

où $i=1$ ou 2 indique une des deux bandes de localisation, et (x, y) sont les coordonnées des points (x est parallèle à la direction de traction), avec

- $\dot{\epsilon}_i^{max}$, la vitesse de déformation maximale,
- G_i , la fonction gaussienne,
- L_i , la fonction de Lorentz,
- η_i et $1 - \eta_i$, respectivement les poids de la fonction gaussienne et de la fonction lorentzienne.

Les fonctions gaussiennes et lorentziennes sont définies comme suit :

$$G(a, b, B, x, y) = \exp\left(-\pi\left(\frac{x - ay - b}{B}\right)^2\right) \quad \text{EQU. 2-9}$$

$$L(a, b, B, x, y) = \frac{1}{1 + \left(\pi \frac{x - ay - b}{B}\right)^2} \quad \text{EQU. 2-10}$$

avec :

- a , l'inclinaison de la bande par rapport à la direction transversale
- b , la position de la bande
- B , la largeur intégrale de la bande, définie ci-dessous :

$$B(t) = \frac{1}{\dot{\epsilon}_{max}(t)} \int_0^{L(t)} \dot{\epsilon}(x, t) dx \quad \text{EQU. 2-11}$$

où L est la longueur de l'éprouvette dans la configuration actuelle. D'autres définitions de la largeur sont possibles, comme par exemple la largeur à mi-hauteur, mais la largeur intégrale possède des propriétés intéressantes comme nous le verrons plus loin (équation 2-16). Les angles d'inclinaison des bandes α_i , obtenus à partir des a_i , sont définis comme étant les angles entre la longueur de la bande et la direction de traction :

$$\alpha_i = 90 \pm \arctan(a_i) \quad \text{EQU. 2-12}$$

La fonction gaussienne a un sommet rond et un pied court et la fonction lorentzienne a un sommet pointu et un pied large. La combinaison de ces deux fonctions donne au modèle plus de souplesse, et lui permet de répondre au mieux aux résultats expérimentaux. Par ce simple modèle mathématique on peut non seulement obtenir la carte de déformation mais aussi obtenir

les grandeurs décrivant globalement les bandes de localisation, comme leurs largeurs, leurs inclinaisons et leurs vitesses de déformation maximale, auxquelles on peut attribuer un sens physique.

Les fonctions et paramètres sont illustrés dans la FIG. 2-13 ci-dessous.

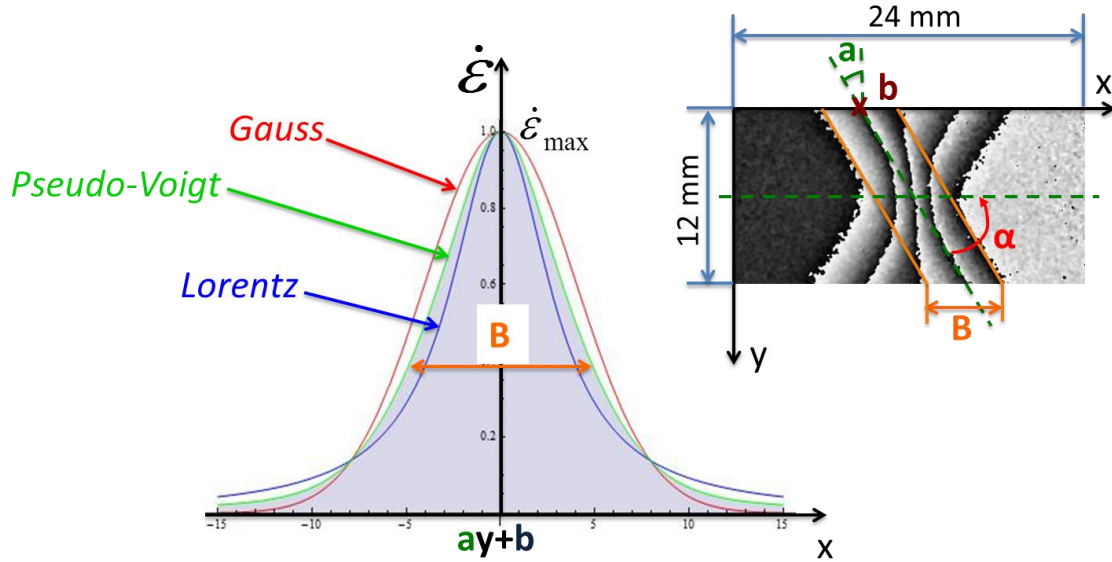


FIG. 2-13 Illustration du modèle : l'image sur la gauche est la distribution de la vitesse de déformation en fonction de l'abscisse pour les différentes fonctions et l'image sur la droite est une carte de franges avec les informations sur les dimensions de la zone d'étude et l'illustration des paramètres du modèle

2.4.4 Evaluation du modèle

Tous les traitements ont été effectués à l'aide d'un script écrit avec le logiciel Mathematica[®], à partir d'un échantillonnage aléatoire de 20 000 points expérimentaux. Le modèle a été évalué de plusieurs façons. Le résultat est satisfaisant. Toutes les illustrations prises en exemple par la suite dans ce chapitre viennent du résultat de l'essai sur l'acier 430 avec la vitesse de traction 0,015 mm / min.

1) Répartition des résidus

Une évaluation générale peut être faite à partir du graphe des résidus (FIG. 2-14). Nous pouvons voir que la plupart des points sont dans la gamme de $-0,5 \mu\text{m}$ à $0,5 \mu\text{m}$, et que les résidus maximaux atteignent $-0,11 \mu\text{m}$ et $0,11 \mu\text{m}$. Ces valeurs sont donc très faibles, et représentent moins de 3% par rapport à un incrément de déplacement de $3,5 \mu\text{m}$. Cette gamme de résidus ne change pas de manière significative d'une carte de déplacement à une autre. Cependant, vers la fin de l'essai, ils peuvent atteindre jusqu'à 8%, à cause des plus petits incréments de déplacement. En effet, vers la fin de l'essai, proche de la rupture du matériau, la vitesse de déformation est très importante. Afin d'obtenir des cartes de franges claires et analysables, il faut réduire le temps entre deux prises images de phase et donc obtenir aussi des incréments de déplacement faibles.

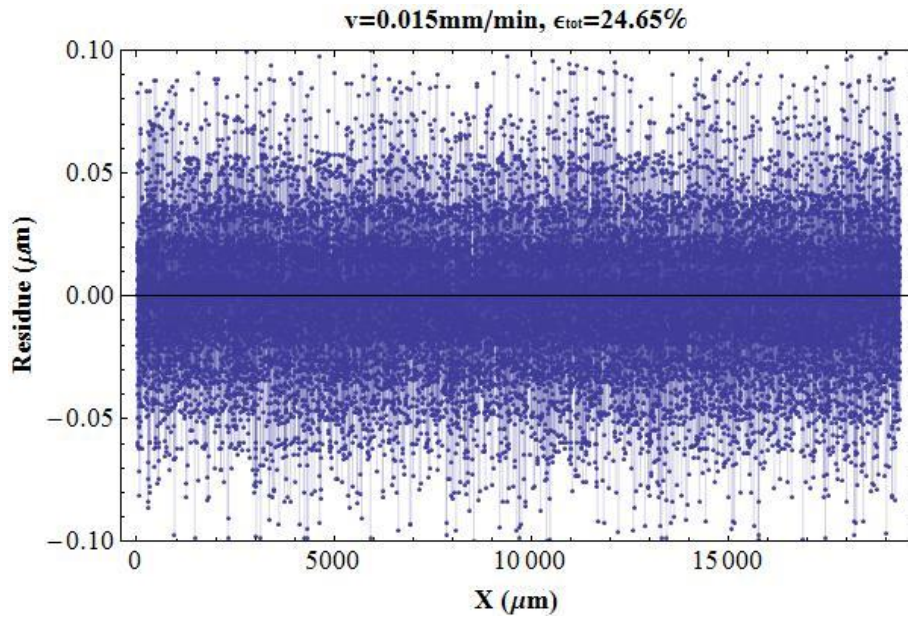


FIG. 2-14 Graphe des résidus sur le déplacement à 24,65% de la déformation totale moyenne, pour les 20,000 points, pendant la phase de striction localisée. La vitesse de traction est 0,015 mm / min.

2) Vue globale en 3 dimensions

Une vue globale et directe en 3 dimensions peut être obtenue par la superposition des données expérimentales et des valeurs recalculées par le modèle. Le résultat est montré dans la FIG. 2-15. La comparaison est bonne en dehors des bandes, où les points expérimentaux sont dispersés aléatoirement autour du modèle analytique. Toutefois, au milieu des bandes, les points expérimentaux sont légèrement en dessous du modèle et sur chaque côté, ils sont légèrement au-dessus du modèle, ce qui signifie que les valeurs des vitesses de déformation maximales (ou la pente du déplacement) des deux bandes obtenues par le modèle sont plus petites que celles des expériences. Ceci peut être constaté plus clairement sur la carte de résidus en 2 dimensions (FIG. 2-16), où la répartition des résidus est en forme de bande. Ce phénomène a été constaté sur l'ensemble des cartes après le début de la striction localisée. L'origine de cette répartition inégale des résidus peut être due à des bandes de localisation supplémentaires dans le voisinage des bandes principales. Une trace de ces bandes qui ne se développent jamais peut être observée sur l'image de l'échantillon prise sous la lumière blanche (FIG. 2-17) ; elle ressemble à un réseau de lignes légèrement visibles, parallèles aux deux bandes de localisation principales.

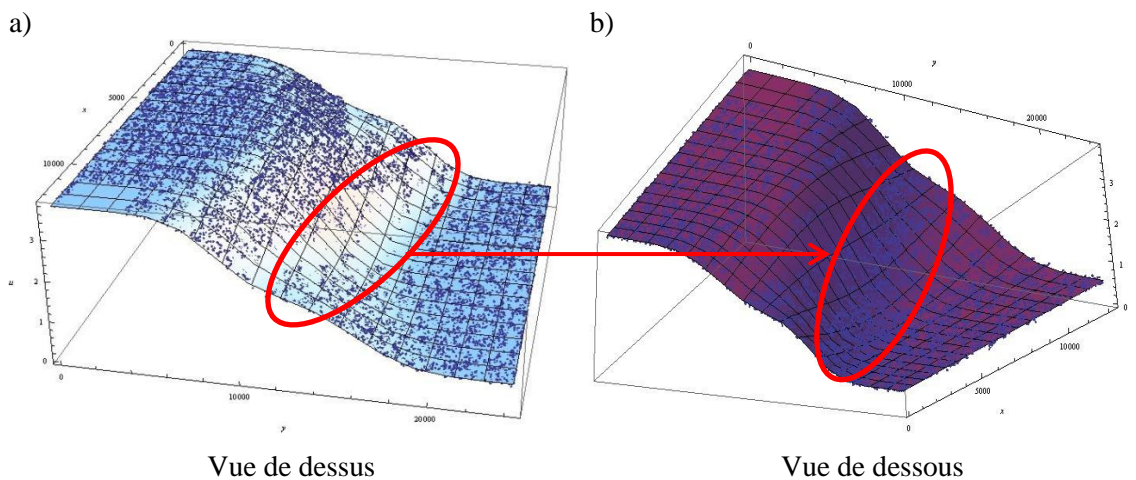


FIG. 2-15 Illustration en 3D du résultat ajusté du modèle sur l'incrément de déplacement avec les points représentant les données expérimentales et la surface représentant le modèle.

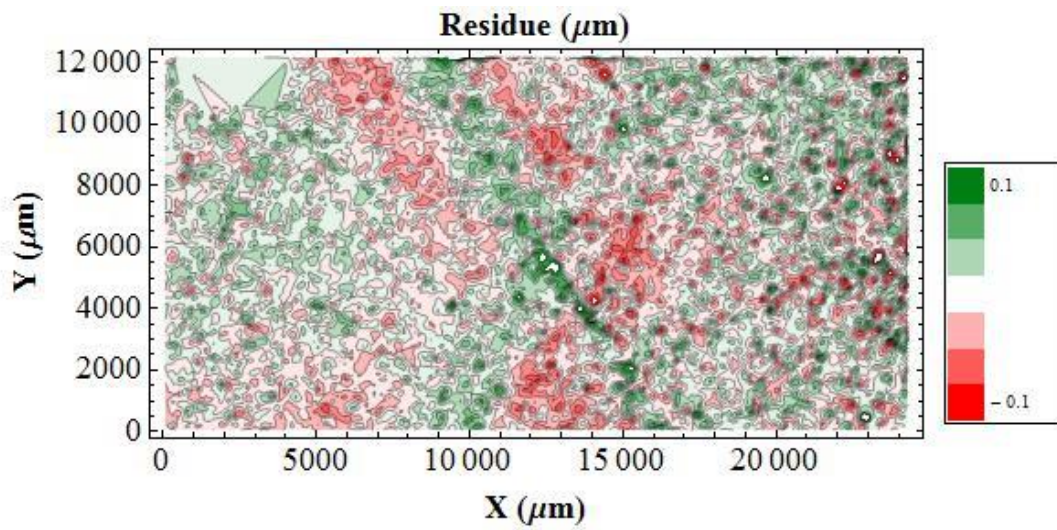


FIG. 2-16 Carte de résidus pour la même image; la gamme est de $-0,1 \mu\text{m}$ (rouge) à $0,1 \mu\text{m}$ (vert)

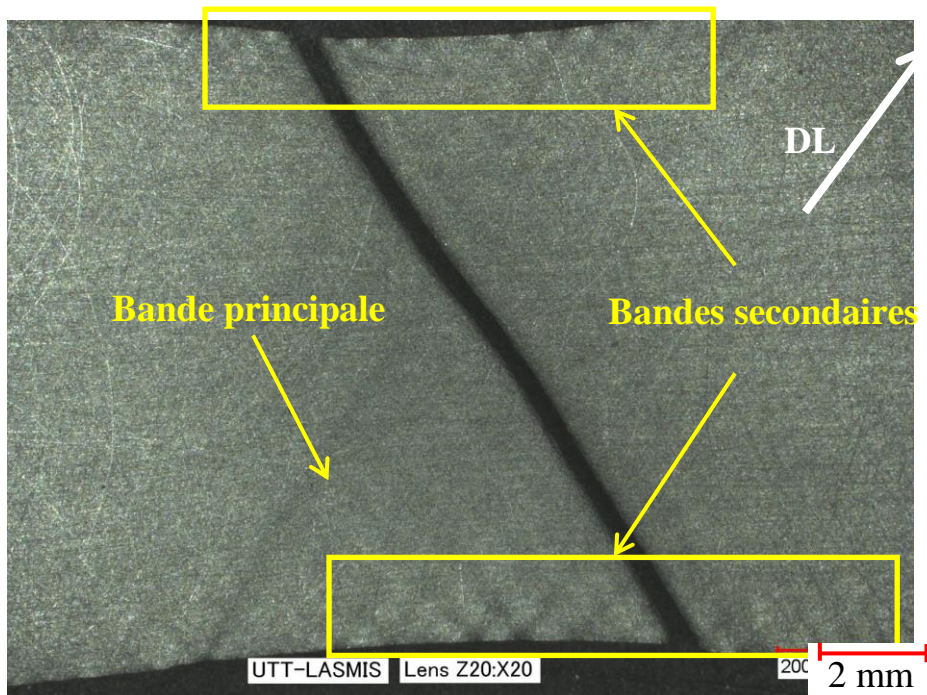


FIG. 2-17 Illustration des bandes secondaires non développées qui sont parallèles aux bandes principales (image prise par microscopie numérique du spécimen rompu de l'acier 430 ; la vitesse de traction est $0,020 \text{ mm / min}$; la flèche blanche indique la direction de laminage)

Ce problème sera traité par la suite dans la partie 2.4.5.

3) Relation mathématique

Une relation mathématique permet d'examiner l'exactitude des largeurs de bande et de leurs vitesses de déformation maximale. Elle provient de la définition de la largeur de la bande (EQU. 2-11). La vitesse de déformation peut être exprimée comme le gradient de la vitesse transversale :

$$\dot{\epsilon}(x, t) = \frac{\partial v(x, t)}{\partial x} \quad \text{EQU. 2-13}$$

dont la différentielle totale est :

$$dv = \frac{\partial v}{\partial x} dx + \frac{\partial v}{\partial t} dt \quad \text{EQU. 2-14}$$

De plus, l'essai étant quasi statique (vitesse transversale V_t de 0,020 mm/min maximale), l'accélération (le second terme à la droite de l'équation (EQU. 2-14) est négligeable et donc l'équation (EQU. 2-14) peut être réécrite comme:

$$dv = \frac{\partial v}{\partial x} dx \quad \text{EQU. 2-15}$$

Si on combine les équations ci-dessus avec l'équation de la définition de la largeur intégrale de la bande, on peut donc obtenir :

$$B(t) = \frac{1}{\dot{\epsilon}_{max}(t)} \int_0^{L(t)} dv = \frac{1}{\dot{\epsilon}_{max}(t)} (v(L) - v(0)) \quad \text{EQU. 2-16}$$

A la position $x = L$, la vitesse est $v(L) = V_t$, où V_t est la vitesse de traverse ; à la position $x = 0$, on a $v(0) = 0$, car l'échantillon est fixé à ce point.

En conséquence, pour le système à deux bandes, on peut déduire que:

$$V_t = B_1 \cdot \dot{\epsilon}_1^{max} + B_2 \cdot \dot{\epsilon}_2^{max} \quad \text{EQU. 2-17}$$

Cette relation nous donne une autre possibilité de comparer le résultat obtenu par le modèle (partie droite de l'équation) à une quantité fixe connue réelle (partie gauche de l'équation) qui est la vitesse de traverse (voir FIG. 2-18).

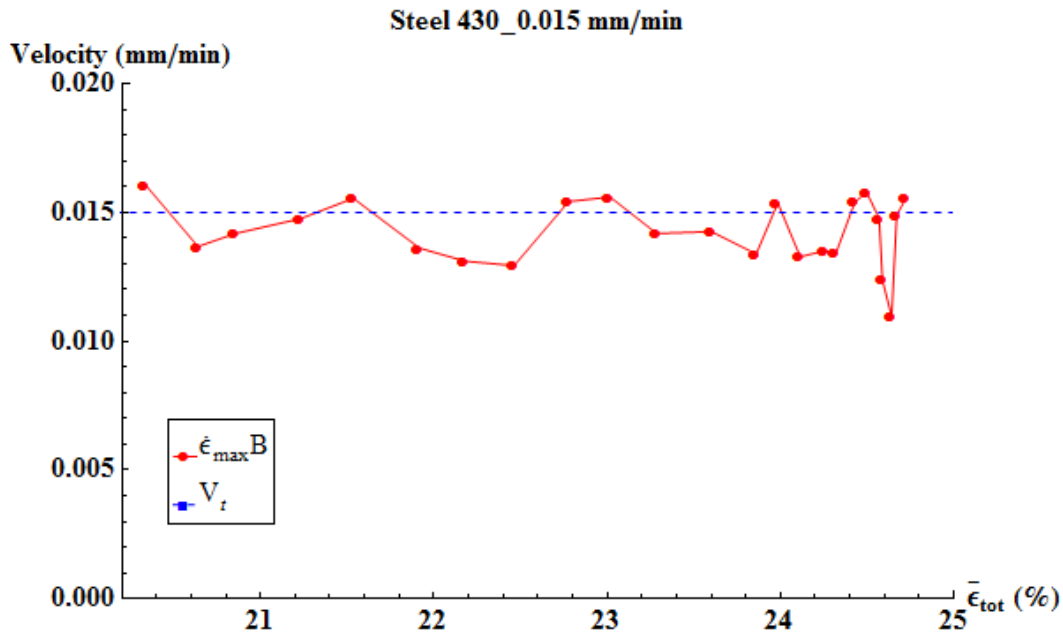


FIG. 2-18 Comparaison entre la vitesse de traverse imposée sur la machine de traction V_t (ligne bleue horizontale) et la vitesse de traverse évaluée à partir de l'EQU. 2-17 après l'ajustement du modèle mathématique par les moindres carrés sur chaque carte de déplacement (points rouges).

La qualité de l'ajustement décroît vers la fin de l'essai à cause de la difficulté de démodulation. En effet, les images sont plus bruitées dans la bande de la localisation, car la vitesse de déformation devient très importante vers la rupture.

4) Angle d'inclinaison de la bande sur l'éprouvette rompue

Un autre moyen de vérification est de comparer l'angle d'inclinaison de la bande dominante avec l'angle mesuré sur l'échantillon cassé. La mesure a été faite sur l'image de l'échantillon sous microscope numérique, et elle est représentée sur la FIG. 2-19. Dans le TAB. 2-5 sont indiqués les angles juste avant la rupture obtenue par le modèle et celles mesurées après pour les trois essais, avec différentes vitesses de traverse. Il se trouve que les angles ajustés sont un peu plus élevés que les angles mesurés dans tous les cas, avec une différence de $5,5^\circ$, $3,8^\circ$ et $3,1^\circ$. Il est possible que la propagation de la fissure (ou déchirure) de la tôle ou la relaxation élastique joue un rôle. Cela peut venir également d'un écart entre le modèle et la réalité : la bande réelle n'est pas parfaitement rectiligne : on le voit sur l'image et, sur certaines éprouvettes, la zone centrale de la fissure est perpendiculaire à la direction de traction.

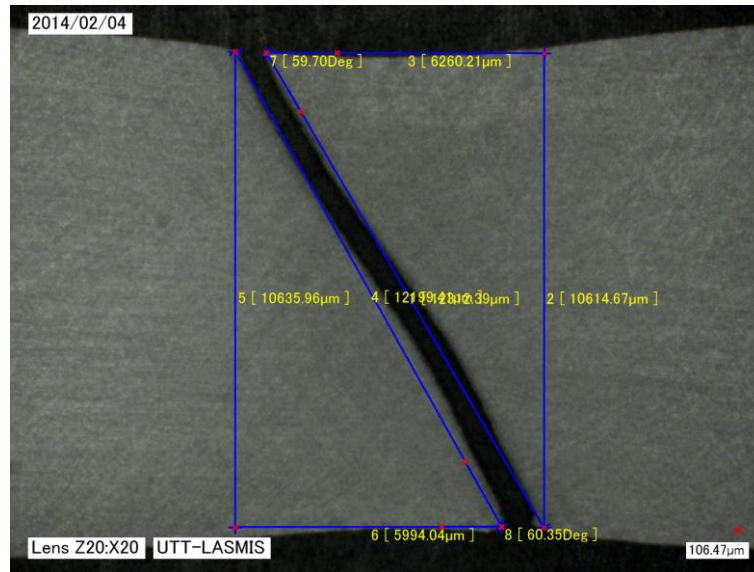


FIG. 2-19 Mesure de l'inclinaison de la bande dominante sous microscope numérique sur l'éprouvette cassée de l'essai Vt15 (voir le TAB. 2-4)

TAB. 2-5 Orientation de la bande à la rupture

V_t (mm/min)	0,010		0,015		0,020	
α obtenu par le modèle ($^\circ$)	62,1 \pm 0,2	($\epsilon_{tot} = 24,55\%$)	63,8 \pm 0,1	($\epsilon_{tot} = 24,75\%$)	63,0 \pm 0,1	($\epsilon_{tot} = 24,79\%$)
α mesuré sous microscope ($^\circ$)	56,6	($\epsilon_{tot} = 24,87\%$)	60,0	($\epsilon_{tot} = 24,89\%$)	59,9	($\epsilon_{tot} = 24,95\%$)

Pour conclure, on constate, qu'en général, le modèle est bien ajusté aux données expérimentales, toutefois, sa précision décroît vers la fin de localisation. Ceci pourrait être dû:

- A la démodulation de phase devient plus difficile près de la rupture en raison de la forte concentration de la déformation dans la zone de rétrécissement;
- Au fait que la vitesse de déformation maximale des deux bandes est définie comme la valeur moyenne de la déformation maximale sur le temps. Ceci conduit à abaisser les valeurs estimées de la vitesse de déformation maximale par rapport aux données expérimentales, en particulier lorsque la vitesse de déformation accélère.

2.4.5 Choix du modèle

Concernant le problème constaté (page 38) sur la FIG. 2-15, différents modèles sont été essayés et sont représentés par les équations 2-18 à 2-21, Pour simplifier la présentation, l'expression pour la bande 2 n'a pas été explicitée car elle est la même que pour la bande 1 mais avec un indice « 2 »):

- 1) Largeurs de bande différentes pour la fonction gaussienne et pour la fonction lorentzienne (EQU. 2-18), c'est-à-dire, plus de souplesse du modèle ; L_1 et G_1 sont respectivement les largeurs intégrales de la composante lorentzienne et de la composante gaussienne.

$$\dot{\epsilon}(x, y) = \eta_1 h_1 e^{-\pi \left(\frac{y - a_1 x - b_1}{G_1} \right)^2} + (1 - \eta_1) \frac{h_1}{1 + \left(\frac{\pi(y - a_1 x - b_1)}{L_1} \right)^2} + \text{Partie bande 2} \quad \text{EQU . 2-18}$$

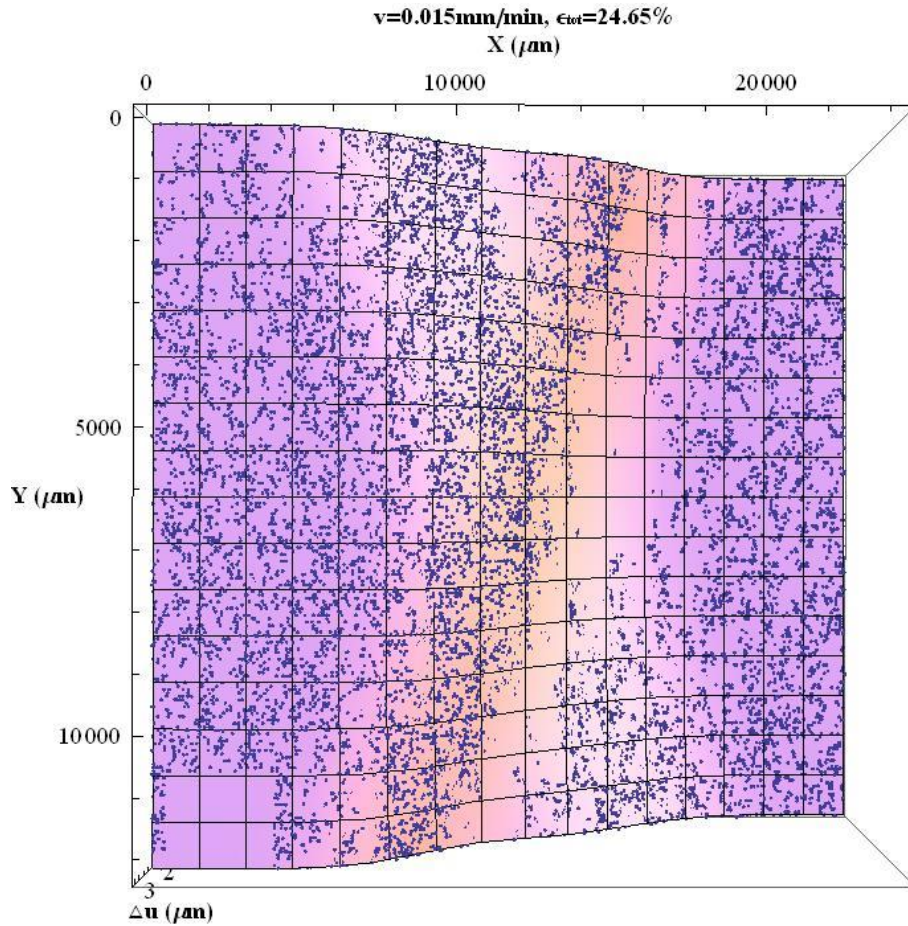


FIG. 2-20 Résultat de l'ajustement : superposition du modèle (surface) et des points expérimentaux pour la fonction avec différentes largeurs de bande

Dans la FIG. 2-20, on montre, l'image 3D de la superposition du modèle et des points expérimentaux pour le modèle avec différentes largeurs de bande pour la fonction gaussienne et pour la fonction lorentzienne. On constate qu'il n'y a pas d'amélioration par rapport au modèle Pseudo-Voigt, autrement dit, le problème de résidus en forme de bande existe toujours. Si on regarde les incertitudes sur les paramètres pour les différents modèles (TAB. 2-6), pour le modèle EQU. 2-18, l'incertitude (l'écart-type) sur la vitesse de déformation maximale des deux bandes (h_1 et h_2) et sur la largeur de composante lorentzienne (L) est beaucoup plus élevée que celle du modèle Pseudo-Voigt. Le fait de différencier les largeurs de bande pour les deux fonctions n'améliore donc pas la qualité de l'ajustement.

TAB. 2-6 Résultats des différents modèles calculés par Mathematica®, a) vient du modèle Pseudo-Voigt, b) est du modèle avec les largeurs de bande différentes pour la fonction gaussienne et pour la fonction lorentzienne

a)	Estimate	Standard Error	Confidence Interval	b)	Estimate	Standard Error	Confidence Interval
bf	2.17231	0.000295738	{2.17173, 2.17289}	bf	2.17271	0.000298465	{2.17213, 2.1733}
h1	0.000363517	8.89893×10^{-7}	{0.000361773, 0.000365261}	h1	0.000511628	0.0000594201	{0.00039516, 0.000628097}
B1	4473.48	9.71678	{4454.43, 4492.53}	G1	4567.96	13.647	{4541.21, 4594.71}
a1	-0.622384	0.00112054	{-0.62458, -0.620188}	L1	262.456	115.475	{36.1143, 488.798}
b1	16270.9	7.20688	{16256.8, 16285.1}	a1	-0.623128	0.00107375	{-0.625232, -0.621023}
η_1	0.973276	0.0079899	{0.957615, 0.988937}	b1	16274.8	7.01579	{16261.1, 16288.6}
h2	0.000255947	6.76075×10^{-7}	{0.000254622, 0.000257272}	η_1	0.673467	0.0762828	{0.523946, 0.822988}
B2	5746.99	10.9558	{5725.52, 5768.47}	h2	0.000238279	2.576×10^{-6}	{0.000233229, 0.000243328}
a2	0.595167	0.00154841	{0.592132, 0.598202}	G2	5485.22	16.3651	{5453.14, 5517.29}
b2	8752.9	9.87276	{8733.54, 8772.25}	L2	2691.79	230.596	{2239.8, 3143.78}
η_2	1.16378	0.00994445	{1.14429, 1.18327}	a2	0.592082	0.00150668	{0.589129, 0.595036}
				b2	8762.12	9.60141	{8743.3, 8780.94}
				η_2	1.28056	0.0160493	{1.2491, 1.31202}

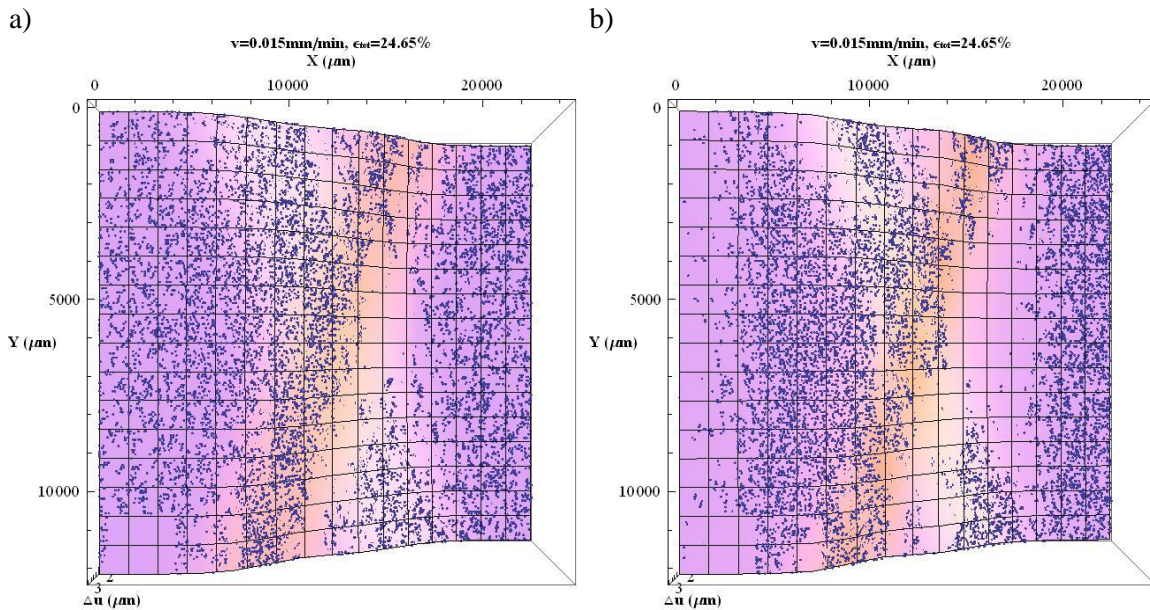
2) Les fonctions d'ordre supérieur, (d'ordre 4 et de 3 types) : d'ordre 4 seulement pour la partie gaussienne (EQU. 2-19), d'ordre 4 seulement pour la partie lorentzienne (EQU. 2-20), et d'ordre 4 pour les deux en même temps (EQU. 2-21). Il nous permet de voir l'influence de l'ordre de chaque fonction sur la qualité de l'ajustement ;

$$\hat{\varepsilon}(x, y) = \eta_1 h_1 e^{-\pi \left(\frac{y - a_1 x - b_1}{B_1} \right)^2} + (1 - \eta_1) \frac{h_1}{1 + \left(\frac{\frac{\sqrt{2}}{2} \pi (y - a_1 x - b_1)}{B_1} \right)^4} + \text{Partie bande 2} \quad \text{EQU 2-19}$$

$$\hat{\varepsilon}(x, y) = \eta_1 h_1 e^{-\left(2\Gamma \left(\frac{5}{4} \right) \left(\frac{y - a_1 x - b_1}{B_1} \right) \right)^4} + (1 - \eta_1) \frac{h_1}{1 + \left(\frac{\pi (y - a_1 x - b_1)}{B_1} \right)^2} + \text{Partie bande 2} \quad \text{EQU 2-20}$$

$$\hat{\varepsilon}(x, y) = \eta_1 h_1 e^{-\left(2\Gamma \left(\frac{5}{4} \right) \left(\frac{y - a_1 x - b_1}{B_1} \right) \right)^4} + (1 - \eta_1) \frac{h_1}{1 + \left(\frac{\frac{\sqrt{2}}{2} \pi (y - a_1 x - b_1)}{B_1} \right)^4} + \text{Partie bande 2} \quad \text{EQU 2-21}$$

Sur la FIG. 2-21, on peut constater que les répartitions des résidus du modèle de l'EQU. 2-19 et du modèle de l'EQU. 2-21 sont très semblables, et aussi proches de celle du modèle Pseudo-Voigt. Il n'y a donc pas d'amélioration par rapport au modèle Pseudo-Voigt, mais elles sont meilleures que celle du modèle de l'EQU. 2-20 dont les résidus sont encore moins uniformes. Ceci peut être vu également par les valeurs obtenues pour les différents paramètres et leurs incertitudes (TAB. 2-7). Elles sont très proches pour le modèle Pseudo-Voigt et le modèle EQU. 2-19, en revanche, celles du modèle EQU. 2-20 sont très différentes, avec des incertitudes beaucoup plus importantes (10 fois plus pour les vitesses de déformation maximale $h1$ et $h2$). Tout ceci signifie que le poids de la fonction gaussienne est plus important que celui de la fonction lorentzienne, car l'augmentation de l'ordre de la fonction lorentzienne n'apporte pratiquement pas d'influence sur la qualité de l'ajustement, et c'est le contraire pour la fonction gaussienne. Cette conclusion est confirmée par la valeur obtenue sur η , le poids de la fonction gaussienne : grande dans le modèle Pseudo-Voigt, et le modèle de l'EQU. 2-19 et petite dans le modèle EQU. 2-20. Considérons maintenant le modèle EQU. 2-21 d'ordre 4 pour les deux fonctions, en le comparant avec le modèle EQU. 2-20. Il semble qu'en augmentant l'ordre de la partie lorentzienne, on peut améliorer la qualité de l'ajustement, avec une meilleure répartition des résidus (comme mentionné précédemment) et de plus petites incertitudes. Néanmoins, la comparaison avec le modèle Pseudo-Voigt nous montre que le modèle Pseudo-Voigt est meilleur car il donne des incertitudes encore plus petites. Sinon à part cela, la valeur de η est encore plus faible pour le modèle EQU. 2-21, ce qui donne l'impression que la présence de la fonction d'ordre supérieur pour la partie gaussienne fait porter l'ajustement le plus possible vers la partie lorentzienne. A nouveau cela montre qu'un modèle avec une partie gaussienne d'ordre supérieur n'est pas adapté pour décrire les points expérimentaux.



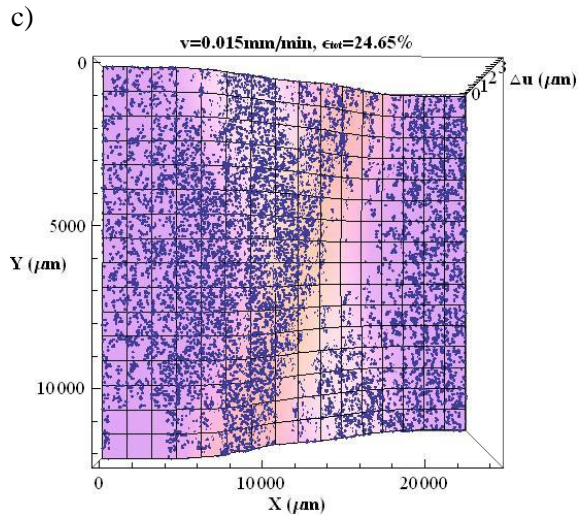


FIG. 2-21 Résultats de l'ajustement : superposition du modèle (surface) et des points expérimentaux pour la fonction EQU. 2-19 (a), pour la fonction EQU. 2-20 (b), et pour la fonction EQU. 2-21 (c)

TAB. 2-7 Résultats et incertitudes du modèle Pseudo-Voigt (a), du modèle EQU. 2-19 (b), du modèle EQU. 2-20 (c) et du modèle EQU. 2-21 (d)

a)	Estimate	Standard Error	Confidence Interval	b)	Estimate	Standard Error	Confidence Interval
bf	2.17231	0.000295738	{2.17173, 2.17289}	bf	2.17327	0.000300032	{2.17268, 2.17386}
h1	0.000363517	8.89893×10^{-7}	{0.000361773, 0.000365261}	h1	0.000363952	9.85003×10^{-7}	{0.000362022, 0.000365883}
B1	4473.48	9.71678	{4454.43, 4492.53}	B1	4398.85	16.0093	{4367.47, 4430.23}
a1	-0.622384	0.00112054	{-0.62458, -0.620188}	a1	-0.625687	0.00107533	{-0.627794, -0.623579}
b1	16270.9	7.20688	{16256.8, 16285.1}	b1	16292.4	6.94381	{16278.8, 16306.}
η_1	0.973276	0.0079899	{0.957615, 0.988937}	η_1	1.1568	0.0395509	{1.07927, 1.23432}
h2	0.000255947	6.76075×10^{-7}	{0.000254622, 0.000257272}	h2	0.000263259	8.1982×10^{-7}	{0.000261652, 0.000264866}
B2	5746.99	10.9558	{5725.52, 5768.47}	B2	5788.83	21.146	{5747.39, 5830.28}
a2	0.595167	0.00154841	{0.592132, 0.598202}	a2	0.585886	0.00150379	{0.582939, 0.588834}
b2	8752.9	9.87276	{8733.54, 8772.25}	b2	8801.93	9.63152	{8783.06, 8820.81}
η_2	1.16378	0.00994445	{1.14429, 1.18327}	η_2	0.852356	0.0408023	{0.77238, 0.932332}
c)	Estimate	Standard Error	Confidence Interval	d)	Estimate	Standard Error	Confidence Interval
bf	2.16942	0.000472417	{2.1685, 2.17035}	bf	2.17275	0.000304554	{2.17215, 2.17335}
h1	0.000573398	3.22562×10^{-6}	{0.000567075, 0.00057972}	h1	0.000324179	1.00214×10^{-6}	{0.000322215, 0.000326143}
B1	3402.24	17.9202	{3367.12, 3437.37}	B1	4884.85	13.1194	{4859.13, 4910.56}
a1	-0.593671	0.00106574	{-0.59576, -0.591582}	a1	-0.619613	0.00110249	{-0.621774, -0.617452}
b1	16115.5	7.1485	{16101.5, 16129.5}	b1	16249.2	7.23462	{16235., 16263.4}
η_1	0.0781573	0.00211093	{0.0740197, 0.0822949}	η_1	-0.0259046	0.00150089	{-0.0288465, -0.0229627}
h2	0.000407662	2.22821×10^{-6}	{0.000403295, 0.00041203}	h2	0.00025226	7.43488×10^{-7}	{0.000250803, 0.000253717}
B2	4496.12	23.2625	{4450.52, 4541.71}	B2	6110.97	14.6758	{6082.21, 6139.74}
a2	0.575459	0.00144388	{0.572629, 0.578289}	a2	0.585797	0.00143174	{0.58299, 0.588603}
b2	8887.2	9.54588	{8868.49, 8905.91}	b2	8804.81	9.1606	{8786.85, 8822.77}
η_2	0.0929746	0.0019607	{0.0891315, 0.0968178}	η_2	0.00871734	0.00132144	{0.00612721, 0.0113075}

En résumé :

- Le poids de la fonction gaussienne est plus important que celui de la fonction lorentzienne.
 - L'augmentation de l'ordre de la fonction gaussienne apporte l'effet inverse de celui recherché sur la qualité de l'ajustement.
 - L'augmentation de l'ordre de la fonction lorentzienne n'a pratiquement aucune influence sur la qualité de l'ajustement.
 - Donc il n'y a pas d'intérêt d'introduire des fonctions d'ordre supérieur de type gaussien ou lorentzien.
- 3) On a donc essayé d'autres types de modèles, ni gaussiens ni lorentziens. Une fonction, dite « Sécantoïde », a la forme :

$$\hat{\varepsilon}(x, y) = \frac{2h_1}{e^{-\pi \frac{y-a_1x-b_1}{B_1}} + e^{\pi \frac{y-a_1x-b_1}{B_1}}} + \text{Partie bande 2} \quad \text{EQU. 2-22}$$

La FIG. 2-22 montre le résultat du modèle Sécantoïde. Concernant la répartition des résidus, il n'y a pas d'amélioration, ce qui peut se voir sur l'image a) ; Au niveau des valeurs des paramètres et de leur incertitude, il n'y a pas non plus une grosse différence.

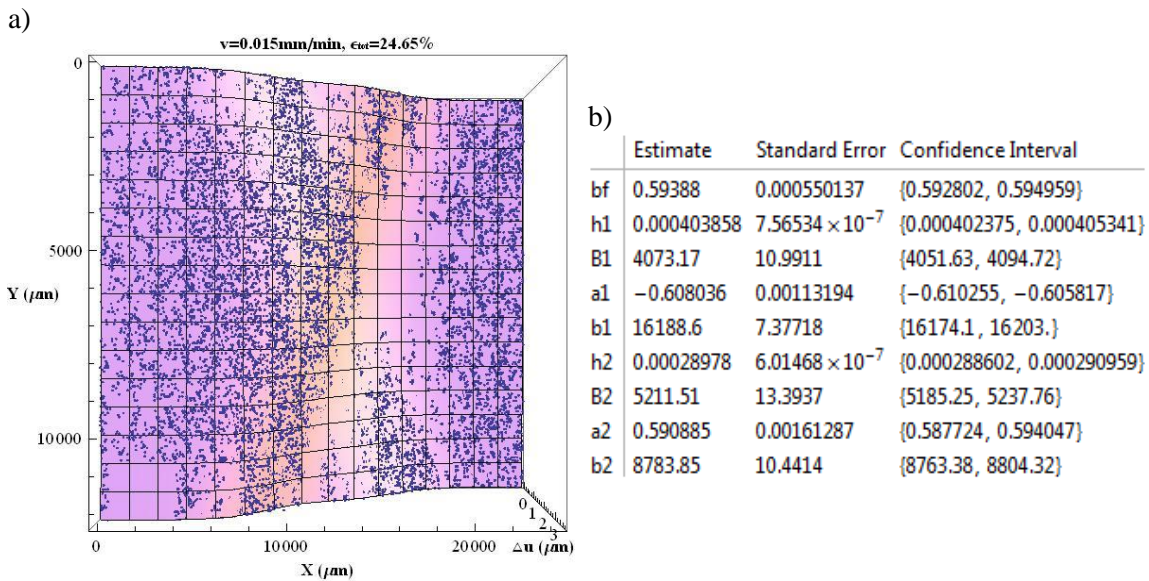


FIG. 2-22 Résultat de l'ajustement du modèle Sécantoïde : superposition du modèle et des points expérimentaux (a) et les valeurs des paramètres et leurs incertitudes (b)

Malgré l'absence d'amélioration par rapport au modèle Pseudo-Voigt, du fait que l'on retrouve les mêmes paramètres, cette étude nous a permis d'avoir confiance dans les paramètres trouvés par le modèle Pseudo-Voigt.

- 4) En continuant la recherche de solutions à ce problème, nous avons trouvé un indice sur l'éprouvette cassée. En effet, à côté des bandes principales, existent beaucoup d'autres bandes parallèles. Elles sont fines, légères et plus visibles aux bords de l'éprouvette (FIG. 2-17). Ceci nous a donné l'idée d'introduire des bandes supplémentaires dans le modèle. Puisque l'on a vu précédemment que la fonction gaussienne a un poids plus

important sur l'ajustement, nous partons d'un modèle simple que l'on appelle 'Gauss-Gauss' de la forme :

$$\dot{\epsilon}(x, y) = h_1 e^{-\pi \left(\frac{y-a_1 x-b_1}{B_1} \right)^2} + h h_1 e^{-\pi \left(\frac{y-a_2 x-b_2}{B_2} \right)^2} + \text{Partie bande 2} \quad \text{EQU. 2-23}$$

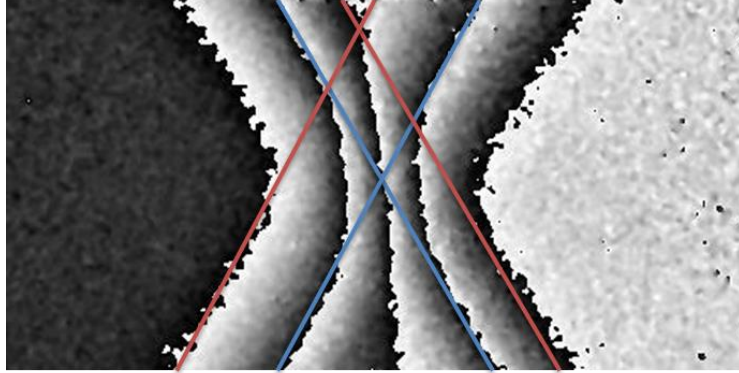


FIG. 2-23 Illustration du modèle Gauss-Gauss : 2 bandes principales (en bleu) et 2 bandes secondaires (en rouge), elles ont les mêmes inclinaisons, différentes largeurs, différentes intensités de vitesse de déformation et différentes positions

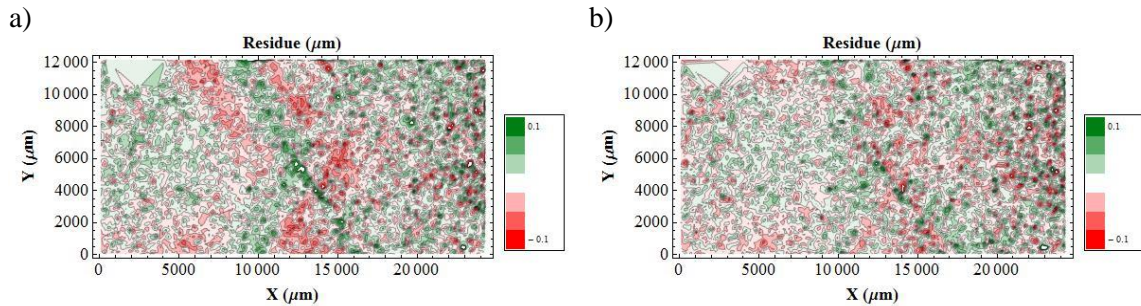


FIG. 2-24 Carte de résidus pour: le modèle Pseudo-Voigt (a), le modèle Gauss-Gauss (b)

On constate sur les cartes de résidus (FIG. 2-24) une amélioration très significative, toutefois, on peut encore voir une trace de l'existence d'autres bandes. A partir de la comparaison des résultats des valeurs des paramètres et de leurs incertitudes TAB. 2-8, on remarque que les incertitudes des valeurs obtenues sur les bandes principales, notamment sur les vitesses de déformation maximale, sont élevées, et que la valeur de la vitesse de déformation maximale d'une bande secondaire ($h h_1$) est négative, ce qui n'a pas de sens physique. Donc bien que ce modèle constitue une approche intéressante, il ne résout pas tout à fait le problème pour l'instant.

TAB. 2-8 Résultats et incertitudes du modèle Pseudo-Voigt (a) et du modèle Gauss-Gauss (b)

a)				b)			
	Estimate	Standard Error	Confidence Interval		Estimate	Standard Error	Confidence Interval
bf	2.17273	0.00029738	{2.17215, 2.17331}	bf	2.17856	0.000307303	{2.17796, 2.17917}
h1	0.000362454	8.89223×10^{-7}	{0.000360711, 0.000364197}	h1	0.000490575	0.0000158196	{0.000459567, 0.000521582}
B1	4476.37	9.63497	{4457.49, 4495.26}	B1	4376.64	20.0509	{4337.34, 4415.94}
a1	-0.623358	0.0011458	{-0.625604, -0.621112}	a1	-0.620125	0.00100448	{-0.622094, -0.618156}
b1	16275.5	7.35452	{16261.1, 16289.9}	b1	15932.3	22.0388	{15889.1, 15975.5}
η 1	0.975392	0.00792857	{0.959852, 0.990933}	hh1	-0.000178817	0.0000155465	{-0.00020929, -0.000148345}
h2	0.000257541	6.73958×10^{-7}	{0.00025622, 0.000258862}	BB1	2897.32	105.266	{2690.99, 3103.66}
B2	5729.24	10.9989	{5707.69, 5750.8}	bb1	15088.8	34.4353	{15021.3, 15156.3}
a2	0.593443	0.0015724	{0.590361, 0.596525}	h2	0.000239059	2.33411×10^{-6}	{0.000234484, 0.000243634}
b2	8757.58	9.98086	{8738.01, 8777.14}	B2	5530.51	29.4539	{5472.78, 5588.24}
η 2	1.15188	0.00985226	{1.13257, 1.17119}	a2	0.5986	0.00140626	{0.595844, 0.601357}
				b2	8446.21	32.2666	{8382.96, 8509.45}
				hh2	0.0000652201	3.30499×10^{-6}	{0.0000587421, 0.0000716982}
				BB2	2640.52	148.849	{2348.77, 2932.28}
				bb2	10626.2	30.8248	{10565.7, 10686.6}

Pour conclure, beaucoup de modèles ont été essayés, toutefois aucun d'entre eux ne permet vraiment un meilleur ajustement. La similarité des résultats prouve que le modèle Pseudo-Voigt est assez crédible car ces incertitudes restent petites. C'est la raison pour laquelle ce modèle est choisi pour le reste de la présente étude. Cependant la possibilité d'un autre modèle encore plus précis reste ouverte pour mieux décrire le comportement de la striction. Il faut noter que le problème a été constaté sur tous les essais effectués dans cette étude, mais les différents modèles ont été appliqués sur un essai comme exemple.

CHAPITRE 3 RESULTATS DES ESSAIS DE L'ACIER 430

Sommaire

3.1	Introduction	50
3.2	Analyse qualitative	50
3.3	Analyse quantitative par rapport à la déformation totale moyenne	55
3.3.1	Approche directe	55
3.3.2	Approche par la modélisation.....	56
3.3.3	Transition entre striction diffuse et striction localisée	73
3.3.4	Conclusions	75
3.4	Analyse quantitative par rapport à la déformation locale	76
3.4.1	Déformation maximale locale	76
3.4.2	Evolutions des différents paramètres en fonction de la déformation maximale locale	78
3.4.3	Conclusions	85

3.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation des résultats des essais expérimentaux effectués sur l'acier 430, et concerne l'influence de la vitesse de déformation moyenne sur la striction. Dans ce chapitre, on analysera en détail les figures de franges, les évolutions des différents paramètres, les incertitudes et les erreurs relatives.

L'influence de la vitesse de déformation moyenne sur la striction est étudiée, toutefois, la variation de vitesse est seulement d'un facteur 2. La machine de traction permet d'aller plus vite, mais les mesures étaient limitées par le temps nécessaire au décalage de phase et à l'acquisition et au stockage des images. Les vitesses de traverse des essais de traction sont donc 0,010, 0,015 et 0,020 mm/min.

Les résultats seront présentés en deux parties :

- 1) les images expérimentales obtenues par l'ESPI, ainsi qu'une analyse qualitative à partir de ces images
- 2) les résultats obtenus par l'ajustement des moindres carrés avec le modèle mathématique proposé pour ce travail, qui comprennent les cartes de vitesses de déformation et les évolutions de différents paramètres du modèle au cours des essais de traction. Une analyse quantitative est faite ensuite sous deux aspects différents :
 - a. par rapport à la déformation moyenne totale (globale)
 - b. par rapport à la déformation maximale locale

Les noms des essais et leurs paramètres sont ci-dessous :

Nom d'essai	Facteur d'influence_vitesse de traction
Vt10	0,010 mm/min
Vt15	0,015 mm/min
Vt20	0,020 mm/min

3.2 Analyse qualitative

Un des avantages de la méthode de l'ESPI est de permettre une analyse qualitative à partir des images de franges et de visualiser l'évolution des franges en temps réel.

L'étude est focalisée sur la striction, donc les images de phases sont enregistrées dès l'apparition de la localisation, au moment où la force atteint son maximum selon le critère de Considère. Une image de franges est obtenue par soustraction de deux images de phases enregistrées à deux instants différents, qui correspondent respectivement à ce que l'on a appelé « l'état de référence » et « l'état déformé ». L'intervalle entre les deux images de phase est contrôlé en fonction de la vitesse de déformation dans l'éprouvette. Quand la vitesse de déformation devient importante, on diminue l'intervalle de temps, c'est-à-dire, qu'on accélère l'enregistrement des images, pour obtenir les images de franges suffisamment nettes pour pouvoir ensuite les analyser. Cet intervalle varie, par exemple, entre 39 et 5 secondes pour un essai de traction avec une vitesse de traverse de 0.015 mm/min (la FIG. 3-1).

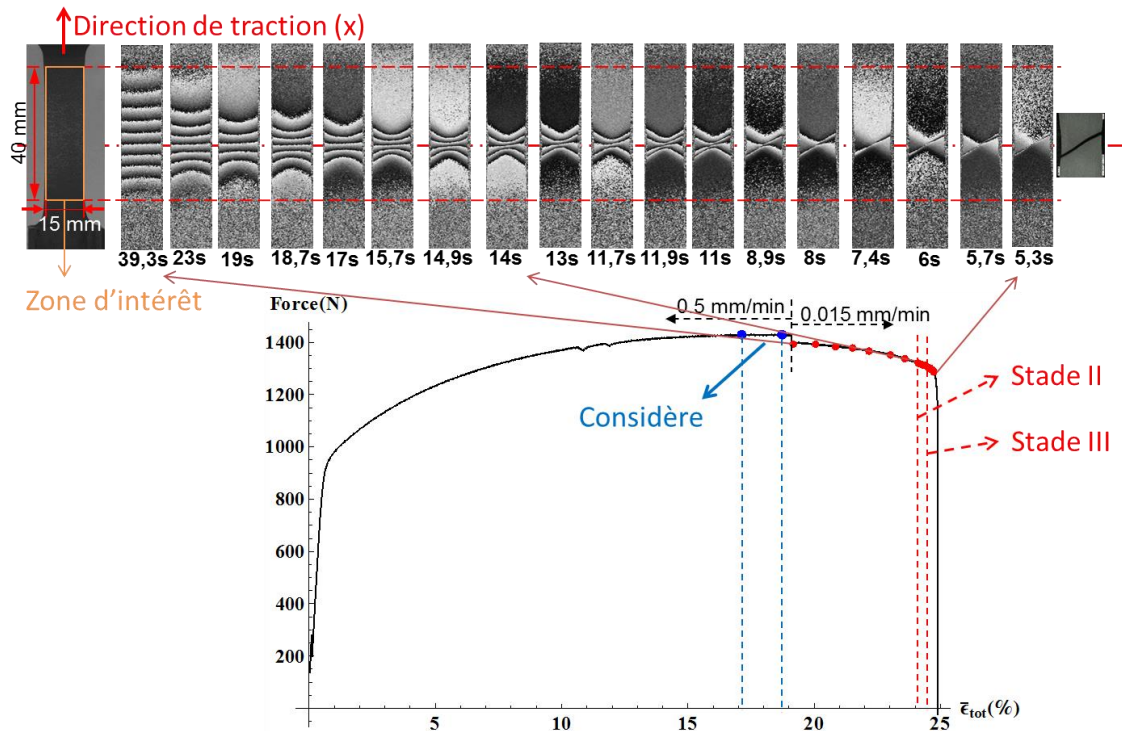


FIG. 3-1 Evolution des cartographies de franges de l'essai Vt15. Le temps écoulé entre deux images de phase est indiqué en bas de chaque image; chaque image correspond à un point rouge sur la courbe; le point Considère est situé entre les deux points bleus (correspondant à 17,1% et 18,7% de déformation totale)

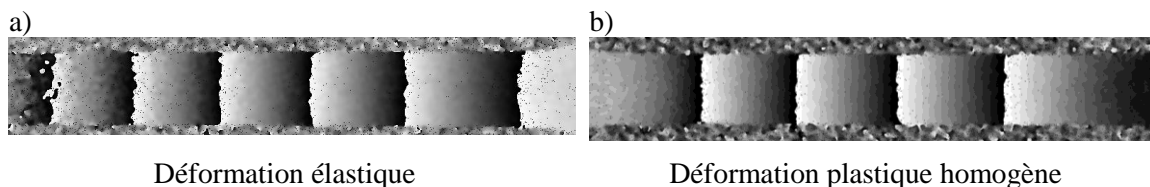


FIG. 3-2 Cartographies des franges prises pendant le domaine de déformation élastique a) et de déformation plastique homogène b, exemple tiré de l'essai W/T=6_DC04

Afin d'interpréter les figures de franges, nous allons prendre l'exemple de deux points A et B (voir la FIG. 3-3), situés sur une droite parallèle à l'axe x et donc parallèle au vecteur sensibilité. La déformation moyenne entre le point A et le point B est exprimée par l'EQU. 3-1,

où u_{AB} est le déplacement relatif entre ces deux points, et l_{AB} est la distance entre le point A et le point B:

$$\bar{\varepsilon}_{AB} = \frac{u_{AB}}{l_{AB}} \quad \text{EQU. 3-1}$$

Selon l'EQU. 2-5, elle devient :

$$\bar{\varepsilon}_{AB} = \frac{N_{AB} \cdot s}{l_{AB}} \quad \text{EQU. 3-2}$$

où N_{AB} est le nombre de franges entre les deux points et s est la sensibilité de l'interférométrie.

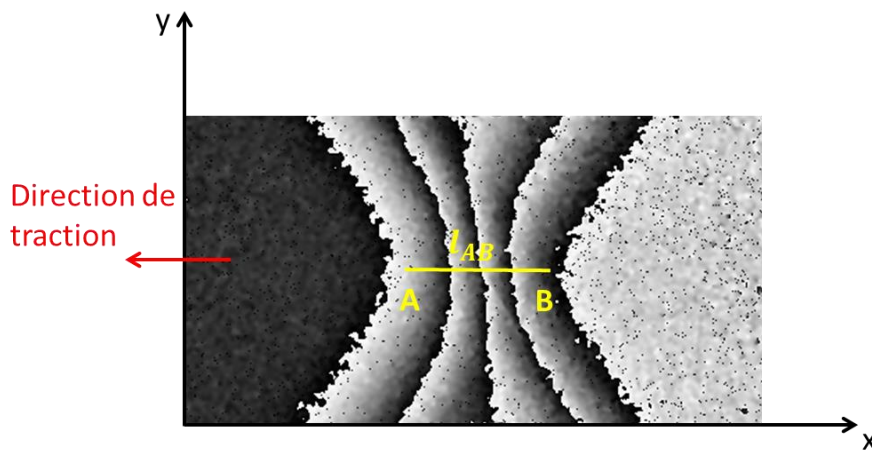


FIG. 3-3 Calcul de déformation à partir des franges

Si on définit N_{AB}/l_{AB} comme la densité de franges, la déformation locale est donc proportionnelle à la densité locale de franges. Les franges homogènes représentent ainsi une déformation homogène et, par ailleurs, plus les franges sont serrées, plus la déformation est importante. Ceci explique ce que l'on a constaté : dans le domaine des déformations élastiques et déformations plastiques homogènes, les franges sont rectilignes, verticales, régulièrement espacées et déployées sur toute la surface de l'éprouvette (voir FIG. 3-2) ; quand la striction commence, c'est-à-dire quand la déformation devient hétérogène (voir FIG. 3-1), les franges commencent à se courber par deux extrémités ; la zone des franges rétrécit en suivant le rétrécissement de la zone de striction, et la zone où il n'y a pas de franges arrête de se déformer. Le temps et la déformation totale moyenne correspondants à chaque image sont présentés dans le tableau ci-dessous :

TAB. 3-1 Temps et déformation totale moyenne correspondants à chaque image de franges de la FIG. 3-1

Numéro d'image	Nom d'images	Temps (s)	Δt (s)	Déformation totale moyenne (%)
1	2-1	1303,7	39,3	19,189
2	8-7	3189,2	23	20,050

3	14-13	4963,7	19	20,853
4	18-17	6482,4	18,7	21,536
5	22-21	7929,6	17	22,182
6	28-27	9812,5	15,7	23,017
7	32-31	11141,2	14,9	23,601
8	38-37	12312,7	14	24,114
9	40-39	12632,5	13	24,253
10	42-41	12785,8	11,7	24,320
11	44-43	13037,2	11,9	24,430
12	46-45	13190,5	11	24,497
13	48-47	13359,2	8,9	24,570
14	50-49	13400,6	8	24,588
15	52-51	13524,2	7,4	24,641
16	54-53	13591,7	6	24,671
17	56-55	13718,9	5,7	24,726
18	58-57	13781,4	5,3	24,753

Pour suivre de plus près l'évolution de la striction, on l'a divisée en plusieurs stades (voir la FIG. 3-1) :

- I. Stade sablier «) (», de l'image N°1 à l'image N°7, les franges sont non uniformes mais symétriques. Elles commencent à s'espacer non uniformément, puis elles se concentrent au milieu de l'éprouvette jusqu'à donner une forme de sablier. Bien que cela ne se voie pas directement, ce motif est en fait structuré par une croix dont chaque branche correspond à une bande de localisation. Le modèle du champ de vitesse de déformation présenté au chapitre 2, section 2.4.3 permet ainsi de décrire parfaitement ce motif ;
- II. Stade « X » asymétrique, de l'image N°8 à l'image N°13, les franges ne sont plus symétriques par rapport à l'axe de l'éprouvette (parallèle à la direction de traction et au milieu de la zone de striction). Elles se resserrent (ou la déformation se concentre) dans une seule bande, que l'on a appelé « bande dominante » (on utilisera l'indice « dom » pour la désigner dans le reste du manuscrit) et le contour du sablier devient tranchant et ressemble à un « X », mais asymétrique.
- III. Stade « / », de l'image N°14 à l'image N°18, disparition de la deuxième bande. La déformation intervient seulement dans la bande dominante et l'autre bande cesse de se déformer. On a donc appelé cette deuxième bande « bande disparaissante » (on utilise l'indice « dis » pour la désigner dans le reste du manuscrit). Le matériau rompt suivant la bande dominante.

Le point commun entre ces différents stades est que la zone de la localisation (ou des franges) ne cesse de rétrécir au cours de l'essai.

On définit le stade I comme étant la striction diffuse et les stades II et III la striction localisée. La transition entre la striction diffuse et la striction localisée est donc le moment où les franges ne sont plus symétriques (par rapport à l'axe de l'éprouvette). Ceci est difficile à distinguer à l'œil, donc pour les essais Vt10 et Vt20 une image de plus est montrée respectivement avant et après la transition (voir FIG. 3-4 et FIG. 3-5). Les franges sont ainsi encore symétriques avant la transition (image a), et elles ne sont plus symétriques et légèrement inclinées vers la gauche après la transition (image c).

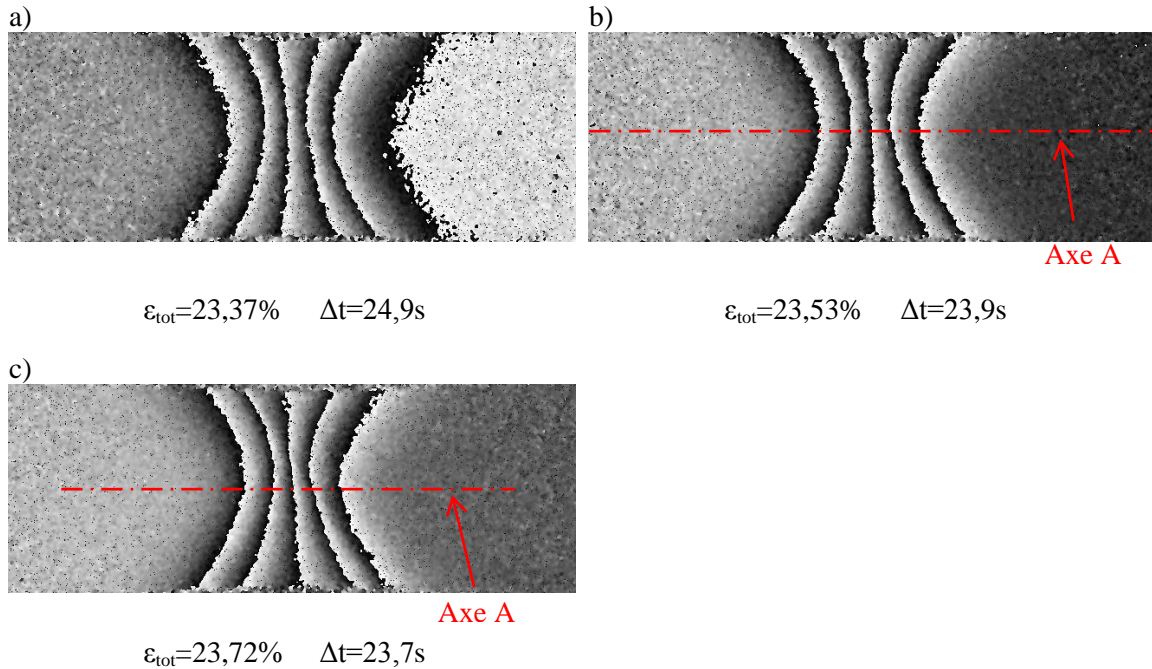


FIG. 3-4 Images prises juste avant b) et juste après c) le point transitoire entre la striction diffuse et la striction localisée pour l'essai Vt10

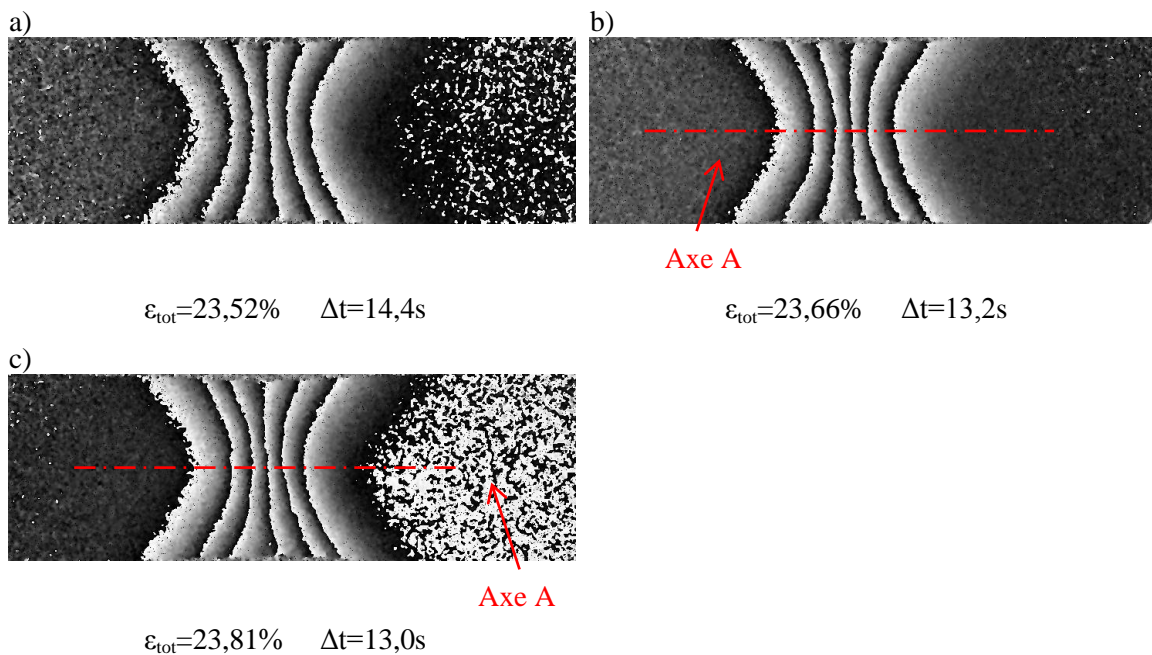


FIG. 3-5 Images prises juste avant b) et juste après c) le point transitoire entre la striction diffuse (stade I) et la striction localisée (stade II) pour l'essai Vt20

Pour faciliter la comparaison, la déformation totale juste avant et juste après le point transitoire entre la striction diffuse et la striction localisée de ces trois essais est présentée dans le tableau ci-dessous :

TAB. 3-2 Comparaison du point transitoire de la striction diffuse à la striction localisée entre les trois essais Vt10, Vt15 et Vt20

	ϵ_{tot} de l'image juste avant le point transitoire (%)	ϵ_{tot} de l'image juste après le point transitoire (%)
Vt10	23,37	23,72
Vt15	23,60	23,98
Vt20	23,52	23,81

La striction localise donc à un moment où la déformation moyenne totale est entre les deux quantités présentées dans le TAB. 3-2. On peut voir qu'il n'y a pas de grosse différence entre les trois essais. Néanmoins, ceci reste une analyse qualitative faite directement à l'œil. De plus, un seul essai a été fait pour chaque vitesse, il est donc difficile de remarquer l'effet de vitesse. Une analyse quantitative est nécessaire pour avoir plus de précision.

3.3 Analyse quantitative par rapport à la déformation totale moyenne

On peut extraire les informations directement en faisant la mesure sur des cartographies des franges ou indirectement par la modélisation. Toutefois, les deux méthodes ne sont valables qu'avec l'hypothèse que la striction est un système de deux bandes de localisation croisées. Cette hypothèse permet de définir des informations quantitatives sur les bandes telles que leur largeur, de leur inclinaison et de leur position.

3.3.1 Approche directe

Si on définit la largeur, l'inclinaison et la position de la bande de localisation comme dans la FIG. 3-6, on peut mesurer leurs grandeurs directement sur l'image.

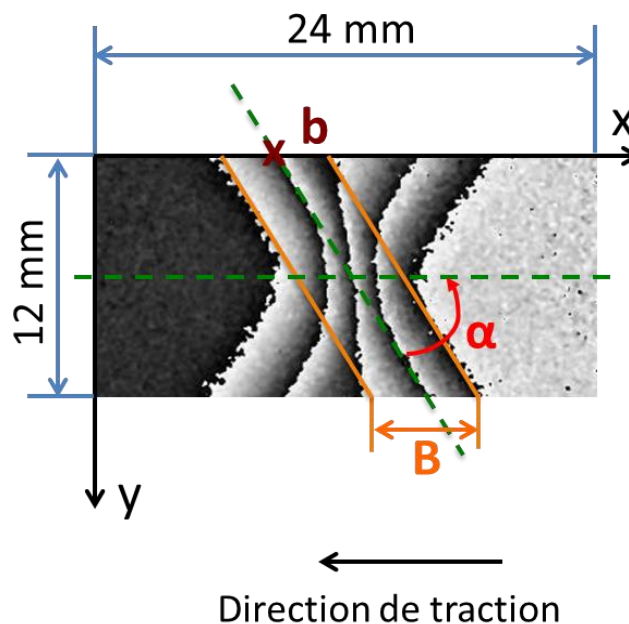


FIG. 3-6 Approche directe pour l'obtention des informations quantitatives sur la striction

On peut également obtenir la déformation moyenne suivant une ligne de direction x de la bande conformément à l'EQU. 3-2 et la vitesse de déformation moyenne en la divisant par le temps écoulé entre deux images de phases Δt , c'est-à-dire :

$$\bar{\dot{\epsilon}}_{AB} = \frac{N_{AB} \cdot s}{l_{AB} \Delta t} \quad \text{EQU. 3-3}$$

La précision de cette méthode est de l'ordre d'un pixel, et est égale à environ 55 μm pour cette image.

Dans ce travail, cette méthode n'a pas été utilisée pour la détermination finale des différents paramètres de la bande de localisation, mais elle a permis d'estimer des valeurs initiales des paramètres du modèle Pseudo-Voigt. Ceci a bien évidemment facilité la convergence de l'ajustement des moindres carrés.

3.3.2 Approche par la modélisation

Le champ de vitesse de déformation est modélisé par une fonction mathématique, dite Pseudo-Voigt (voir l'EQU. 2-8, l'EQU. 2-9 et l'EQU. 2-10, section 2.4.3, page 35). L'ajustement s'est fait par minimisation des moindres carrés entre l'intégration du modèle et 20,000 points du champ de vitesse échantillonnés aléatoirement (voir l'EQU. 2-7). Onze paramètres sont définis après l'ajustement :

- vitesse de déformation maximale de chaque bande $\dot{\epsilon}_{max}$ (2 paramètres)
- largeur de chaque bande B (2 paramètres)
- inclinaison de chaque bande par rapport à la direction de traction α (2 paramètres)
- position de chaque bande b (2 paramètres)
- poids de la fonction gaussienne de chaque bande η (2 paramètres)
- paramètre qui décrit le bruit de fond (1 paramètre)

L'ajustement est effectué sur chaque cartographie de vitesse, et les caractéristiques de la striction (diffuse et localisée) sont donc suivies tout le long de l'essai jusqu'à la rupture du matériau.

Dans un premier temps, l'évolution des cartes de la vitesse de déformation sera présentée. Ensuite, les évolutions de tous les paramètres du modèle seront présentées et discutées ainsi que les incertitudes absolues et relatives. Il est à noter que les barres d'erreur (\pm incertitude) sont représentées seulement sur les évolutions des paramètres en fonction de la déformation totale moyenne.

Dans cette partie, on va faire beaucoup de comparaisons. Afin de rendre cela plus clair et faciliter la compréhension, on distingue deux types de comparaisons, que l'on appelle « comparaison verticale » et « comparaison horizontale ». Quand on compare l'évolution d'un paramètre entre deux bandes (bande dominante et bande disparaissante) pour un essai, il s'agit de la comparaison verticale ; et quand on compare l'évolution d'un paramètre d'une seule bande entre plusieurs essais, c'est une comparaison horizontale. On fait l'analyse dans l'ordre de comparaison verticale et puis comparaison horizontale, d'abord les évolutions des paramètres, ensuite les incertitudes et les erreurs relatives.

1. Cartes de vitesse de déformation

Les observations qui avaient été faites sur les motifs de franges (la FIG. 3-1) apparaissent plus clairement sur les cartes de vitesse de déformation (la FIG. 3-7 et la FIG. 3-8). Dans un premier stade, les cartes présentent une forme de sablier symétrique et les contours sont symétriques. Pendant le second stade, défini comme la première phase de la striction localisée, une bande commence à dominer et la forme devient un "X" asymétrique. La vitesse de déformation dans la bande dominante augmente de façon significative tout en augmentant modérément dans la

bande disparaissante. Dans le dernier stade, la vitesse de déformation commence à diminuer dans la bande disparaissante et la forme devient une forme de barre oblique (slash ou antislash). La vitesse de déformation augmente rapidement dans la bande dominante jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Néanmoins, il faut noter qu'il y a un petit décalage sur le moment de la transition entre la striction diffuse et localisée. Sur les images de frange, à partir de l'image N°8 (FIG. 3-1) on voit que les franges ne sont plus symétriques (par rapport à l'axe de l'éprouvette) et inclinées légèrement vers la gauche ; alors que sur les cartes de vitesse de déformation, on peut constater qu'à partir de la carte N°6, les contours ne sont déjà plus symétriques, ce qui signifie l'inégalité de la vitesse de déformation des deux bandes. Cela sera constaté plus clairement sur la courbe d'évolution de la vitesse de déformation.

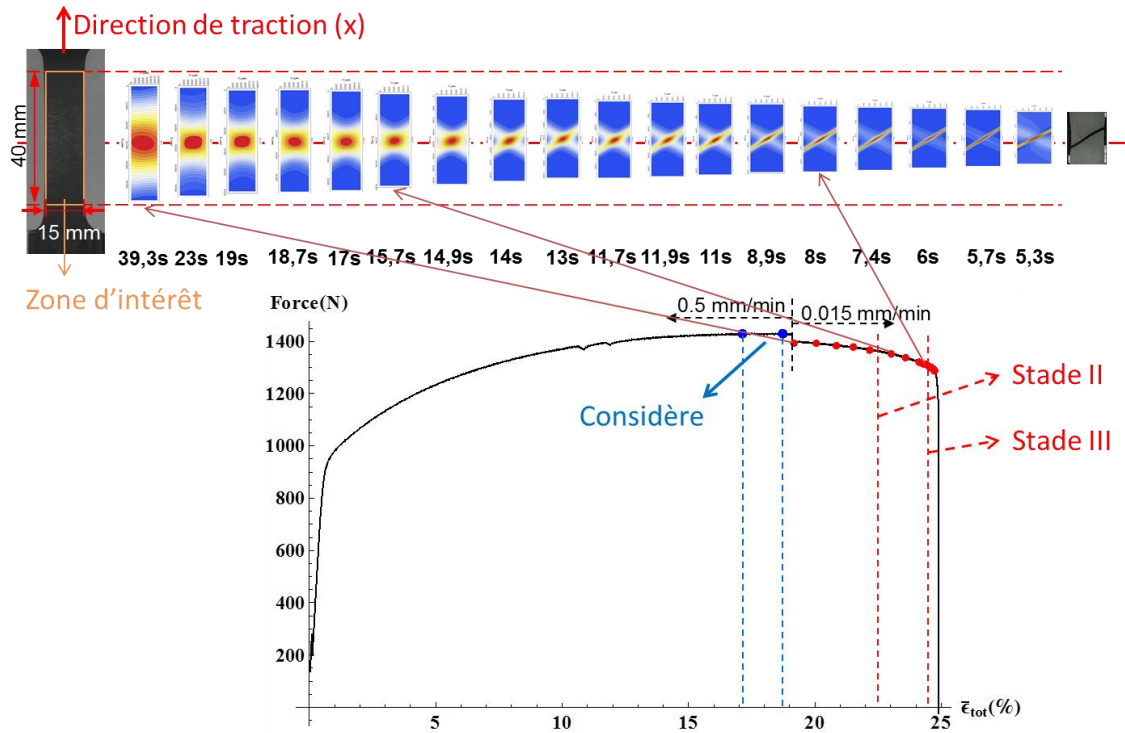
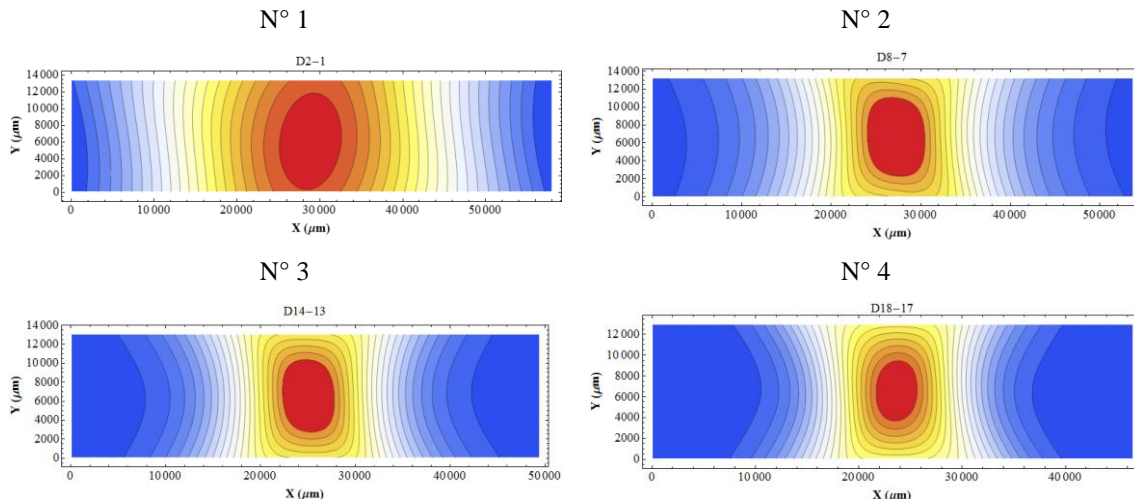


FIG. 3-7 Evolution des cartes de vitesse de déformation dès la striction diffuse jusqu'à la rupture de l'essai Vt15

Les cartes de vitesse de déformation de la FIG. 3-7 sont reportées ci-dessous pour que l'on puisse les voir plus clairement.



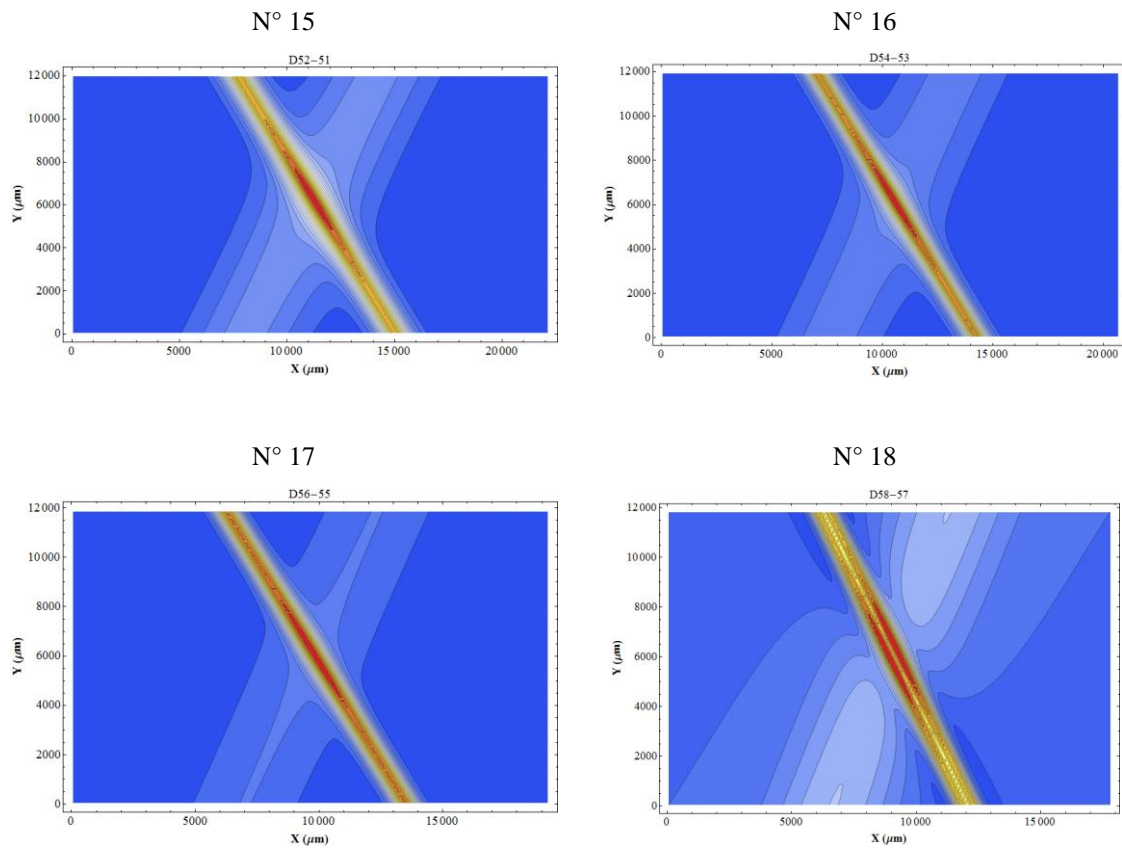
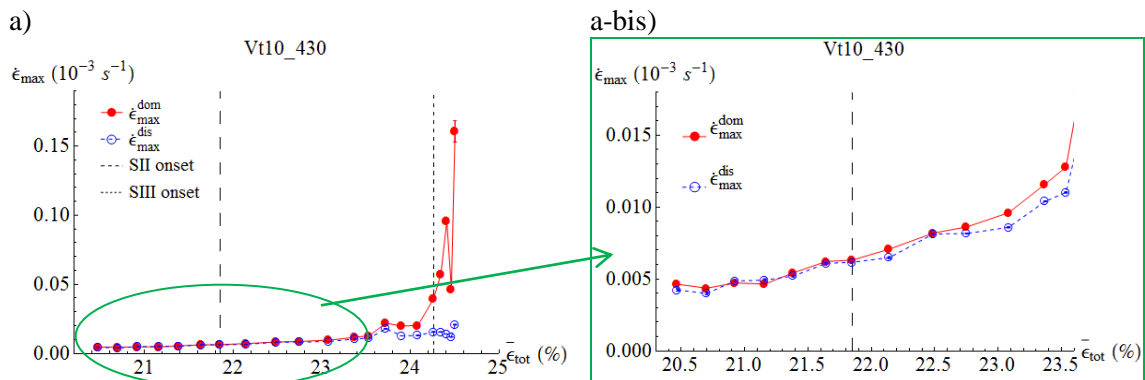


FIG. 3-8 Evolution des cartes de vitesse de déformation dès la striction diffuse jusqu'à la rupture de l'essai Vt15

Nous avons choisi par esprit de synthèse de présenter pour la FIG. 3-1 et la FIG. 3-7, 18 images de l'essai, cependant il ne s'agit pas de toutes les images enregistrées pendant le test, c'est la raison pour laquelle les courbes à venir présentent plus de points.

2. Vitesse de déformation maximale ($\dot{\epsilon}_{max}$)



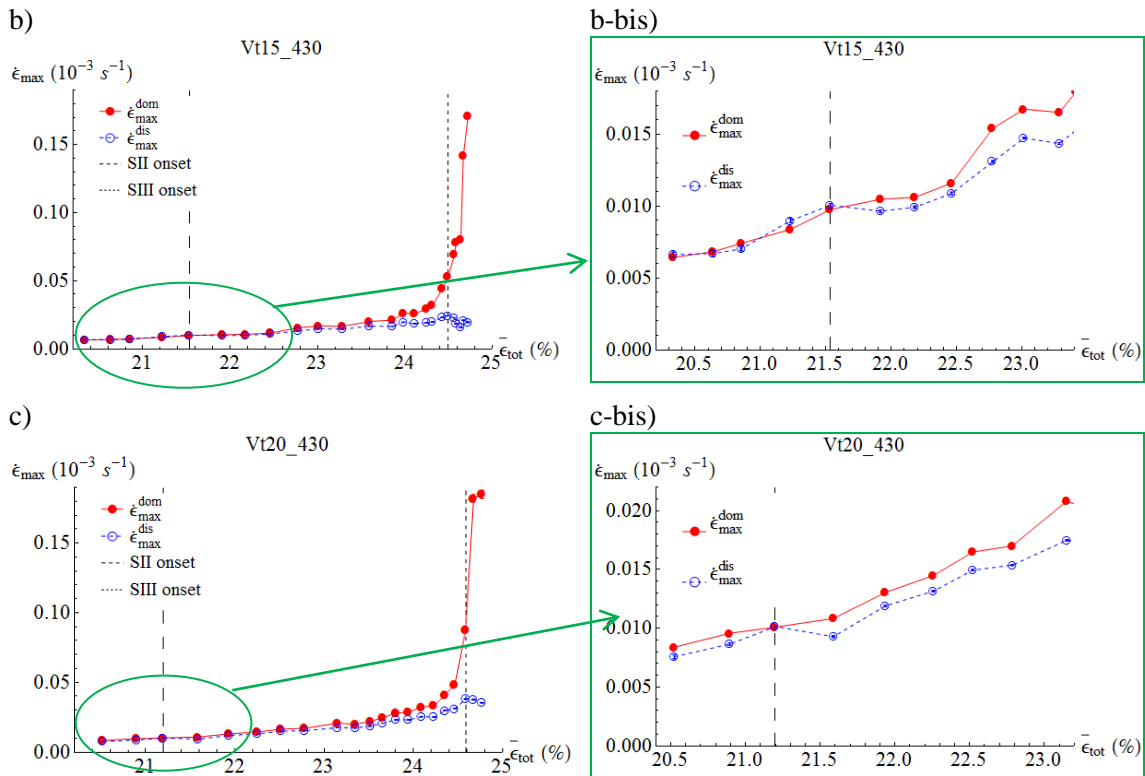


FIG. 3-9 Evolution de la vitesse de déformation maximale de deux bandes de l'essai Vt10 a), de l'essai Vt15 b) et de l'essai Vt20 c), les bis sont des zooms du début des essais ; les barres d'erreur sont indiquées sur chaque point

La FIG. 3-9 montre l'évolution de la vitesse de déformation maximale des deux bandes pour les essais de traction effectués sur les éprouvettes de l'acier 430 avec différentes vitesses de traverse. L'évolution générale de la vitesse de déformation maximale est identique pour les trois essais. A titre de comparaison verticale (comparaison d'évolution relative des deux bandes), on fixe d'abord un essai, l'essai Vt15 par exemple (graphe b). Les trois stades de la striction sont indiqués sur le graphe par une ligne verticale tiretée. Concernant les deux bandes, $\dot{\epsilon}_{max}^{dom}$ et $\dot{\epsilon}_{max}^{dis}$ augmentent tout au long des stades I et II. Au stade III, $\dot{\epsilon}_{max}^{dis}$ diminue tandis que $\dot{\epsilon}_{max}^{dom}$ continue à augmenter.

Au début de la striction, $\dot{\epsilon}_{max}^{dom}$ et $\dot{\epsilon}_{max}^{dis}$ se superposent, et vers la fin d'essai, $\dot{\epsilon}_{max}^{dom}$ accélère de plus en plus jusqu'à la rupture ressemblant à une croissance exponentielle, alors que $\dot{\epsilon}_{max}^{dis}$ augmente relativement plus lentement. On peut donc considérer que les bandes se séparent au moment où $\dot{\epsilon}_{max}^{dom}$ dépasse $\dot{\epsilon}_{max}^{dis}$. La superposition des deux courbes correspond au stade I de la striction, car pendant cette période, les franges des deux bandes sont symétriques (par rapport à l'axe de l'éprouvette, voir la FIG. 3-1), les vitesses de déformation maximales des deux bandes sont donc égales. Le moment de la séparation des deux courbes correspond à la transition entre la striction diffuse et la striction localisée (entre le stade I et le stade II). En fait, quand la striction localise, les franges se concentrent dans une bande, sa vitesse de déformation, y compris la vitesse de déformation maximale, devient plus importante que celle de l'autre bande. Cette transition que l'on a constatée sur les images de franges (voir le TAB. 3-2) est entre 23,60% et 23,98%. Sur la courbe de l'évolution de la vitesse de déformation maximale pour l'essai Vt15, elle est environ 21,54%. Ainsi, cette analyse est plus précise que l'analyse qualitative faite sur les figures de franges et rend plus crédible la détermination de la limite

entre la striction diffuse et la striction localisée. On voit également $\dot{\epsilon}_{max}^{dis}$ diminue vers la fin d'essai. Cela correspond à la disparition de la bande (disparaissante) et permet donc de définir le stade III de la striction. Sur les deux autres essais, on voit les mêmes évolutions, et les trois stades de la striction sont donc tous indiqués sur les graphes de la FIG. 3-9. Ce sont des repères importants pour la discussion à suivre, qui sont donc reportés dans le tableau suivant :

TAB. 3-3 Quelques moments importants de la striction en terme de déformation totale (%)

	Début de la striction diffuse (ou du stade I) ou Point de Considère	Début de la striction localisée (ou du stade II)	Début du stade III de la striction	Fin de la striction (ou de l'essai)
Vt10	17,97±0,38	21,85	24,34	24,87
Vt15	17,94±0,80	21,54	24,50	24,89
Vt20	18,20±0,21	21,20	24,59	24,95

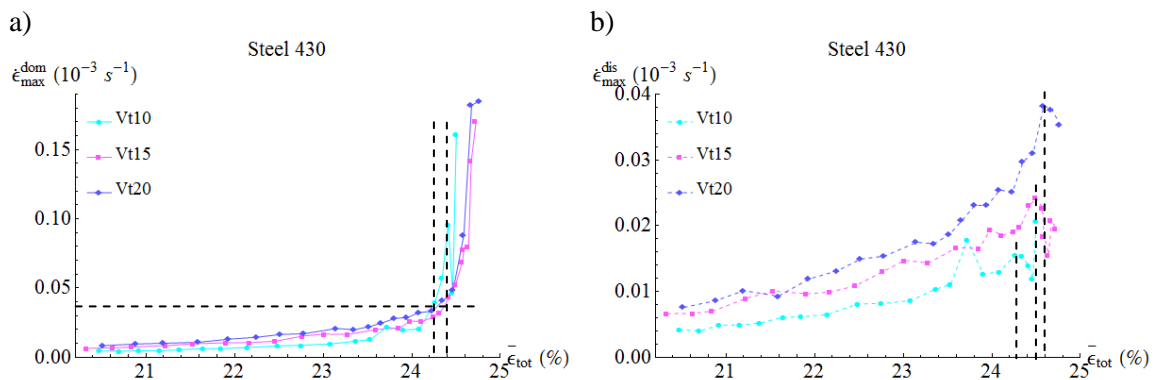


FIG. 3-10 Evolution de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante a) et de la bande disparaissante b) pour les trois essais Vt10, Vt15, et Vt20

Afin de comparer les trois essais (comparaison horizontale), les évolutions des différents paramètres des bandes de localisation sont tracées ensemble respectivement pour la bande dominante et pour la bande disparaissante. La FIG. 3-10 montre ce graphe pour l'évolution de la vitesse de déformation maximale de la bande, a) pour la bande dominante et b) pour la bande disparaissante. Les évolutions de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante des trois essais sont quasiment pareilles, sauf que le point d'accélération (indiqué par les pointillés sur les courbes) pour l'essai Vt10 est légèrement avancé, environ 0,2% par rapport aux autres essais. La même sorte de décalage peut être constatée sur le graphe b) de la FIG. 3-10 pour la bande disparaissante. Cette fois ci, il s'agit du moment où la valeur maximale est atteinte pour la vitesse de déformation maximale ou début du stade III de la striction (indiqué par les pointillés sur les courbes). Et on constate un retardement suivant l'augmentation de la vitesse de traverse. C'est-à-dire, plus la vitesse de déformation moyenne est élevée, plus la bande disparaissante persiste longtemps. Par ailleurs, plus la vitesse de traction est importante, plus la vitesse de déformation maximale est importante, ce qui explique la position relative (en direction verticale) des courbes des trois essais.

Au niveau des incertitudes de l'ajustement, on voit sur la FIG. 3-9 que les barres d'erreur sont plus petites que les symboles indiquant les points, sauf pour le dernier point de l'essai Vt10 et

de l'essai Vt20. Afin de les observer quantitativement, les incertitudes sont présentées sur la figure ci-dessous. L'exemple est tiré de l'essai Vt15. Pour les deux autres essais, les courbes sont quasiment identiques. Pour cette raison, dans la suite de cette section du manuscrit, seules les évolutions de l'incertitude absolue et de l'incertitude relative de l'essai Vt15 seront présentées.

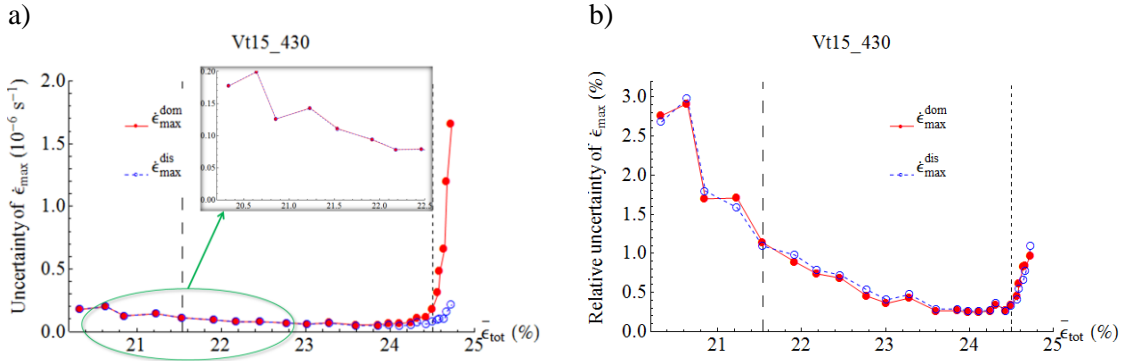


FIG. 3-11 Incertitude a) et incertitude relative b) de la vitesse de déformation maximale de deux bandes (exemple pris sur l'essai Vt15)

Sur la FIG. 3-11 a) on peut voir que, au début ou pendant le stade I de la striction, l'incertitude de la bande dominante se superpose (voir sur la figure d'agrandissement) avec celle de la bande disparaissante, et vers la fin de l'essai (striction stade III) elle augmente brusquement et devient plus grande que cette dernière. Toutefois, les erreurs relatives sont plus petites à la fin de l'essai qu'au début de la striction, ce qui peut se voir sur la FIG. 3-11 b). Cela peut provenir de plusieurs aspects :

- Le motif de déformation est de mieux en mieux défini au fur et à mesure que l'essai avance
- Au début de l'essai, une partie du champ de déformation peut être située en dehors de la zone d'intérêt
- Au début de l'essai, les bandes secondaires décrites au chapitre 2 (section 2.4.4) peuvent perturber l'ajustement du modèle.

Pendant le stade II, les incertitudes et les erreurs relatives sont les plus faibles. Cela signifie que le modèle est plus adapté à décrire la striction de cette période. Car au début de la striction diffuse, la localisation de la déformation n'est pas encore prononcée et la zone de la striction est encore large, la zone de la vitesse de déformation maximale n'est donc pas fixe. L'ajustement présente donc plus une grande incertitude.

Vers la fin d'essai, la situation est un peu différente. L'incertitude augmente pour les deux bandes et un peu plus pour la bande dominante (si on ne considère pas le dernier point de l'essai Vt10). C'est parce que vers la rupture (stade III) :

- Dans la bande dominante, la vitesse de déformation devient très grande et les franges deviennent très serrées (voir la FIG. 3-12 a et b), bien que l'intervalle de temps entre deux images de phases Δt ait été réduit au maximum. Ceci provient de difficultés de démodulation dont la qualité décroît (un exemple tiré sur l'essai Vt15 présenté dans la FIG. 3-12 c et d. Ce qui fait que l'algorithme a plus de difficultés à trouver les bonnes valeurs : par exemple, certains sauts de 2π ne sont pas résolus.
- Cependant, pour la bande disparaissante, le problème est engendré par une raison inverse : la vitesse de déformation devient trop faible pour qu'on puisse détecter son existence (image a et b de la FIG. 3-12). Donc il ne s'agit pas de problème de démodulation, mais plutôt une mauvaise adaptation du modèle à la réalité : le modèle

cherche une bande qui n'existe plus ou dont le niveau est inférieur au bruit électronique ou optique des images.

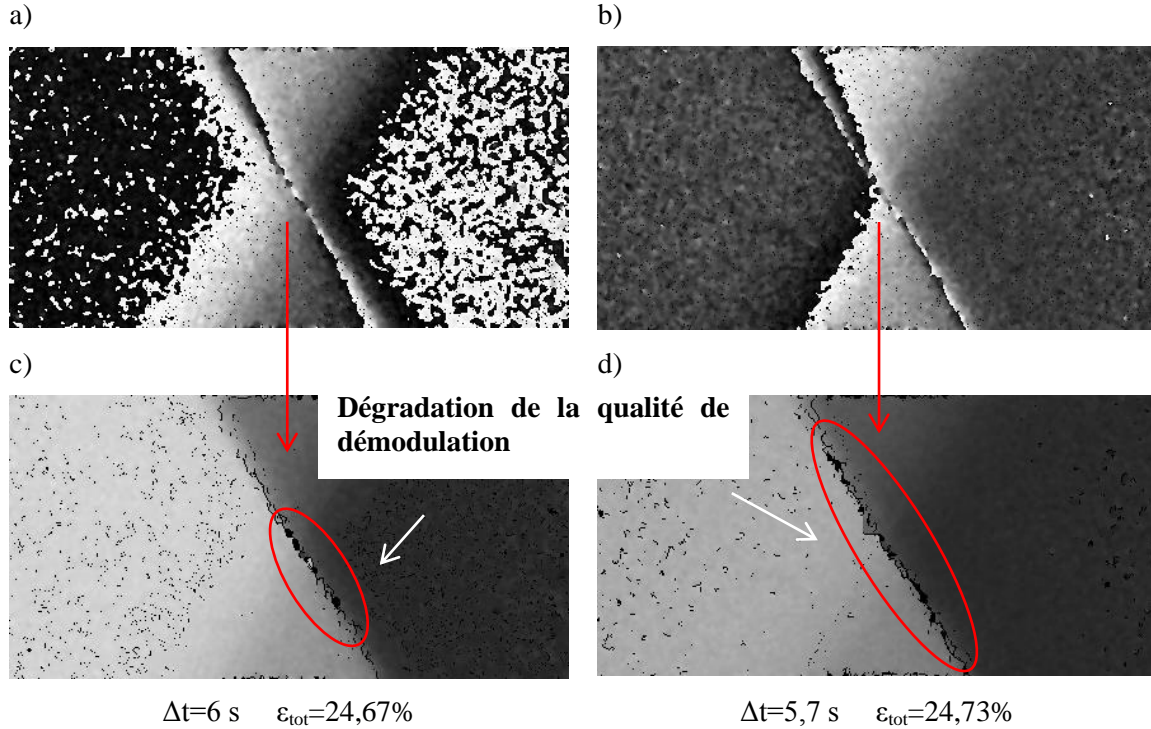
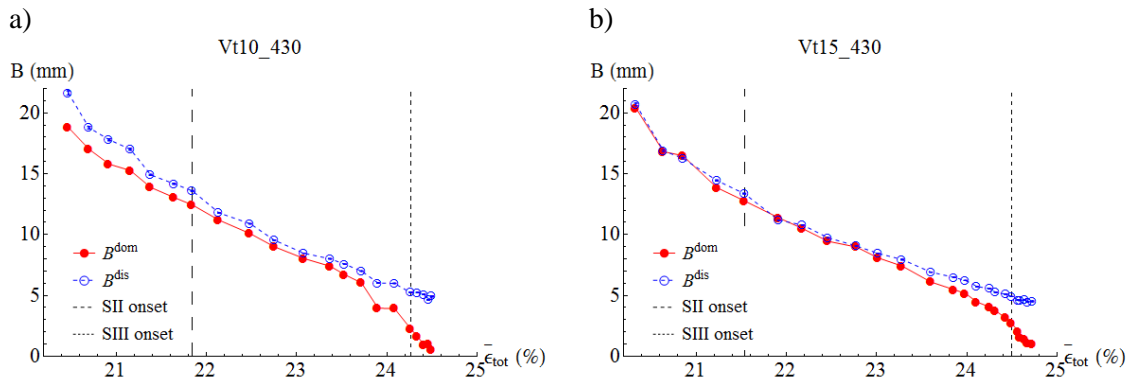


FIG. 3-12 Deux dernières images traitées de l'essai Vt15 : images de franges a) et b) et images après la démodulation c) et d), ε_{tot} au point de la rupture est 24,89%

L'algorithme conduit donc à de plus grandes incertitudes. En comparant le stade III du graphe b et d, on constate que l'erreur relative de la bande disparaissante est moins importante que celle de la bande dominante. Ceci montre que le problème de démodulation est plus sévère que celui du bruit de mesure. Malgré tout, les erreurs relatives sont inférieures à 1% pour la plupart des points et ne dépassent pas 3%, ce qui est notablement réduit et qui nous permet d'avoir une bonne confiance dans le résultat obtenu.

3. Largeur de bande (B)

On suit la même logique et on fait une analyse sur l'évolution de la largeur de bande des trois essais (voir la FIG. 3-13).



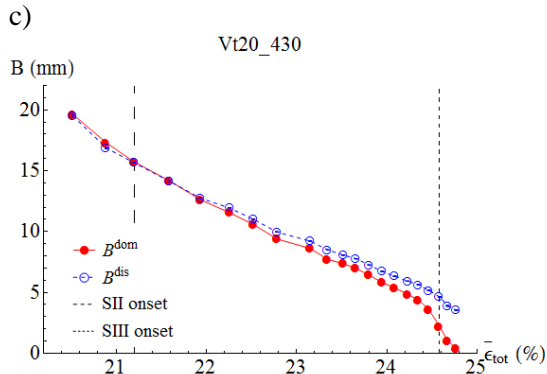


FIG. 3-13 Evolution de la largeur de bande en fonction de la déformation totale pour les essais Vt10 a), Vt15 b) et Vt20 c) ; les trois stades de striction identifiés sur la vitesse de déformation maximale sont indiqués sur les graphes

D'une manière générale, les largeurs des deux bandes diminuent au cours de l'essai pour les trois cas. Ceci est cohérent avec le rétrécissement de la zone des franges que l'on a vu précédemment sur les cartographies de franges. Pour les détails, prenons l'essai Vt15 comme exemple (graphe b), on peut voir que pendant le stade I, les deux courbes se superposent, ce qui veut dire que les largeurs des deux bandes sont les mêmes. Dès le stade II, les courbes se séparent et la largeur de la bande dominante diminue plus vite que celle de la bande disparaissante. A partir du stade III, B^{dom} diminue encore plus rapidement, alors que B^{dis} commence à se stabiliser. Cette évolution est identique à celle de la vitesse de la déformation maximale, mais dans le sens inverse. C'est-à-dire que la vitesse de déformation de la bande est inversement proportionnelle à sa largeur. Ce qui fait que leur produit reste constant conformément à la relation l'EQU. 2-17 (Cf page 40). Pour l'essai Vt10, pendant le stade I, les deux courbes ne se superposent pas bien. Ceci peut être remarqué sur les images de franges. En effet, pendant ce stade, bien que la vitesse de déformation maximale des deux bandes soit identique (voir la FIG. 3-9), la largeur de chaque frange d'en haut n'est pas la même que celle d'en bas, autrement dit, les franges ne sont pas tout à fait symétriques par rapport à l'axe de l'éprouvette. Tandis que ce n'est pas le cas pour les deux autres essais. Pour l'essai Vt20, la stabilisation de B^{dis} n'est pas évidente.

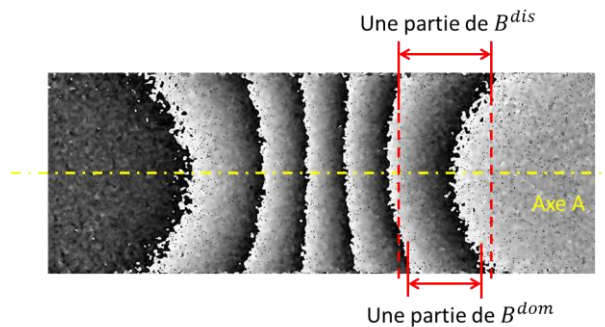


FIG. 3-14 Exemple d'une image de franges prise pendant la striction diffuse ($\epsilon_{tot}=21,64\%$) pour l'essai Vt10

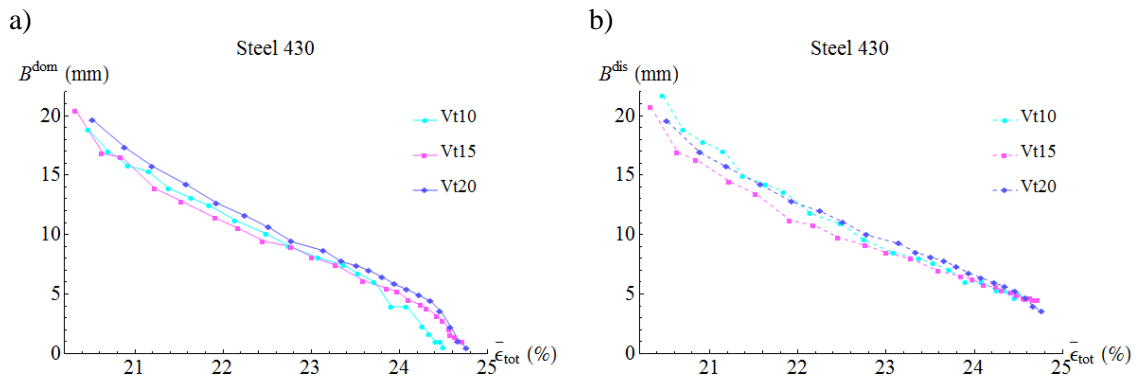


FIG. 3-15 Comparaison des évolutions de la largeur de la bande dominante a) et de la bande disparaissante b) en fonction de la déformation totale des trois essais Vt10, Vt15 et Vt20

La FIG. 3-15 sert à la comparaison horizontale. On voit que les largeurs de deux bandes sont toutes autour de 20 mm au début de la striction diffuse. Puis elles diminuent jusqu'à arriver près de 0 pour la bande dominante, et arriver à environ 5 mm pour la bande disparaissante. On peut voir aussi que les courbes se rapprochent vers la fin des trois essais pour la bande disparaissante. On peut remarquer que vers la fin de l'essai la courbe de la largeur de la bande dominante pour l'essai Vt10, est décalée un peu vers la gauche. Cela est logique puisque son évolution de la vitesse de déformation maximale à ce stade est également décalée vers la gauche (FIG. 3-10 a), ce qui signifie que sa vitesse de déformation maximale augmente plus vite que celles des autres essais. Par conséquent, la largeur de sa bande diminue plus vite que celles des autres essais, ce qui fait produire ce décalage. Par contre, le retardement du stade III que l'on avait vu sur la FIG. 3-10 b n'est pas observé ici sur le graphe b de la FIG. 3-15.

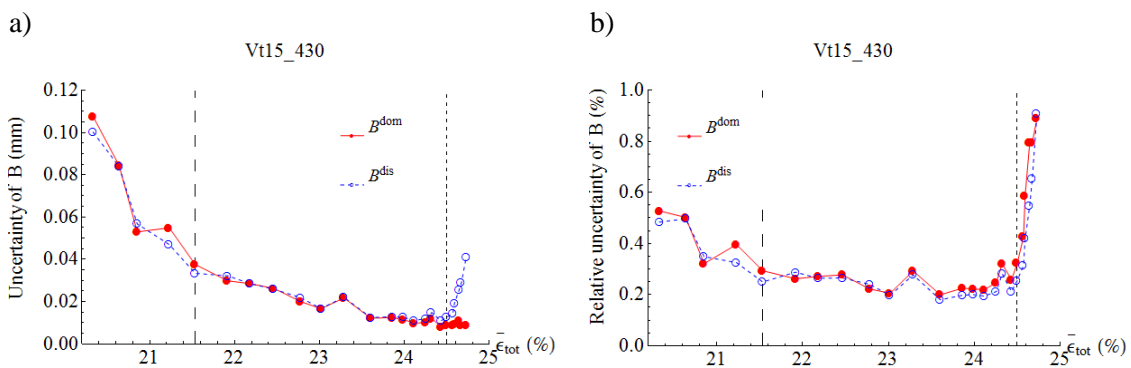


FIG. 3-16 Incertitudes a) et erreurs relatives b) des largeurs des bandes en fonction de la déformation totale, exemple pris pour l'essai Vt15

La FIG. 3-16 montre les évolutions des incertitudes absolues et des incertitudes relatives des largeurs de bandes. Les incertitudes des deux bandes sont identiques et diminuent jusqu'à la fin du stade II de la striction, ensuite l'incertitude de bande dominante se stabilise, cependant celle de la bande disparaissante augmente brusquement et prend le dessus. Pourtant, au niveau de l'erreur relative, les courbes des deux bandes se superposent du début à la fin. Pareillement,

elles diminuent jusqu'à la fin du stade II de la striction. Et puis toute les deux augmentent très rapidement à la fin d'essai. Hormis cela, tout comme les vitesses de déformations maximales, elles sont plus importantes au début et à la fin qu'au milieu de l'essai. Cependant contrairement ce que l'on a vu précédemment, l'incertitude est plus importante au début qu'à la fin d'essai, or l'erreur relative est plus petite à la fin qu'au début. Ceci stabilise l'erreur relative du produit de la vitesse de déformation maximale et la largeur de bande. La comparaison entre les deux bandes nous dit que le niveau d'incertitude la bande disparaissante devient plus grand que celui de la bande dominante vers la fin de l'essai (graphe a). Pourtant elles sont identiques en relatif (graphe b). C'est parce que la valeur de la largeur de la bande disparaissante est relativement plus grande que celle de la bande dominante. Dans le calcul de l'erreur relative, elles sont les dénominateurs.

Pour les deux essais (Vt10 et Vt20), elles suivent les mêmes évolutions. A part pour les deux derniers points de l'essai Vt10, les courbes sont très proches entre les trois essais et l'erreur relative est 0,3% pour la plupart des points et 2% au maximum à la fin d'essai. On a donc une bonne crédibilité du résultat.

4. Produit de la vitesse de déformation maximale et la largeur de bande ($\dot{\epsilon}_{max} \cdot B$)

Comme il a été développé dans le chapitre deux (page 40) et aussi mentionné précédemment, la relation mathématique de l'EQU. 2-17 permet une évaluation du modèle. Les évolutions de ce produit sont présentées ci-dessous pour les trois essais. Les vitesses de traverse correspondantes sont indiquées par des lignes en pointillé.

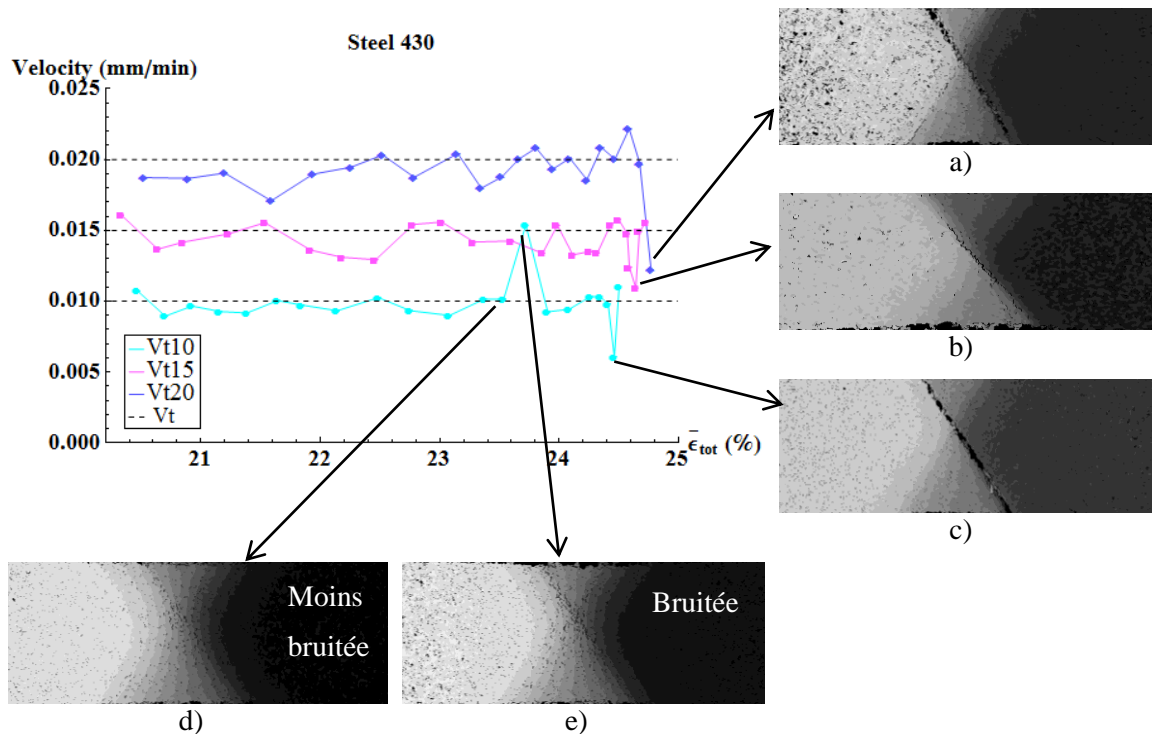


FIG. 3-17 Evolution du produit la vitesse de déformation maximale et la largeur de bande en fonction de déformation totale (ou du temps) pour les trois essais Vt10, Vt15 et Vt20

Les courbes collent bien avec les lignes en pointillé, ce qui montre une bonne qualité de l'ajustement du modèle. La plupart des points sont en dessous des lignes, ce qui peut être expliqué par le fait que la vitesse de déformation est moyennée par le temps écoulé entre deux images de phase, et donc dépend de cet intervalle pris. Ceci conduit à abaisser les valeurs estimées de la vitesse de déformation maximale par rapport aux données expérimentales.

Hormis ceci, les points écartés à la fin des courbes sont dû à des difficultés de démodulation de phase près de la rupture en raison de la forte concentration de la déformation dans la zone de rétrécissement (voir les images a, b et c); et les points écartés des lignes pointillées sont dus aux bruits des images. Les images d et e sont les exemples d'images moins bruitées et bruitées.

5. Inclinaison de bande (α)

Les évolutions de l'inclinaison de bandes par rapport à la direction de traction en fonction de la déformation totale moyenne (ou du temps) pour les trois essais (Vt10, Vt15 et Vt20) sont présentées dans la FIG. 3-18. Les trois stades de la striction sont indiqués sur chaque graphe.

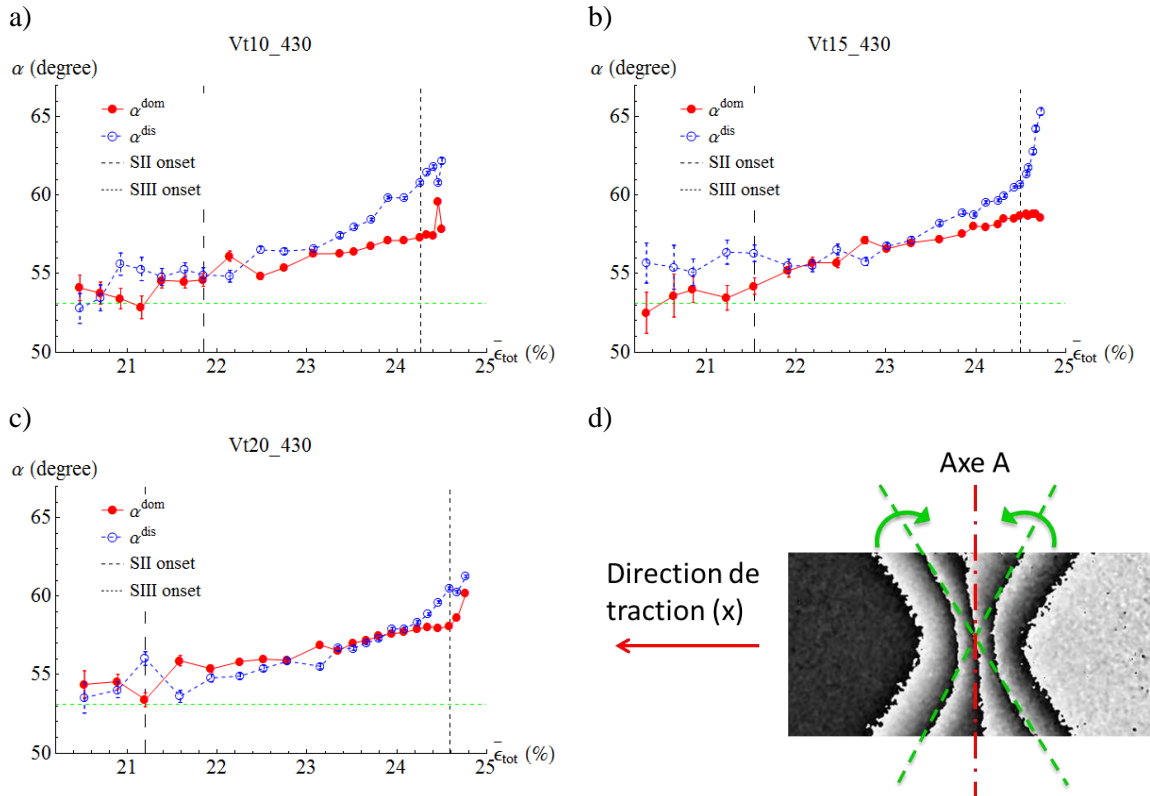


FIG. 3-18 Evolution de l'inclinaison de bande en fonction de la déformation totale pour l'essai Vt10 a), l'essai Vt15 b) et l'essai Vt20 c) ; la ligne pointillée verte indique l'angle prédit à la striction localisée pour ces éprouvettes selon le critère de Hill

Pour la comparaison verticale, prenons encore une fois l'exemple sur l'essai Vt15. On peut constater que les angles d'orientation des deux bandes (par rapport à la direction de traction) augmentent au cours de l'essai. On le voit également sur les deux autres essais. Les bandes tournent en direction de la perpendiculaire à la direction de traction (illustré par l'image d). En regardant en détail (sur le graphe b), on peut remarquer que pendant la striction diffuse (le stade I), les courbes se croisent (sauf pour l'essai Vt15) et l'évolution est moins régulière. Car les bandes sont symétriques par rapport à l'axe de l'éprouvette. Les franges sont plutôt courbées et leur profil n'est pas encore aigu et net. Par conséquent, il est difficile pour l'algorithme de trouver des bonnes valeurs, ce qui explique aussi les plus grandes barres d'incertitude de cette période. Dès que la striction localise (stade II), les courbes se séparent nettement et la bande disparaissante tourne plus vite que la bande dominante vers la direction perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. Vers la rupture (stade III), l'orientation de la bande dominante se stabilise, pourtant celle de la bande disparaissante augmente encore plus vite. Il est à noter que sur l'essai Vt20, la séparation des deux courbes s'est passée très tard vers la fin du stade II de la striction.

Un autre aspect intéressant est l'évolution de l'orientation des bandes par rapport au coefficient de Lankford. On se rappelle que pour un matériau non isotrope, l'angle à la striction localisée est égale à $Arctan(\sqrt{(1+R)/R})$, où R est le coefficient de Lankford, par définition égale à $\dot{\epsilon}_w/\dot{\epsilon}_t$ (où $\dot{\epsilon}_w$ et $\dot{\epsilon}_t$ sont respectivement la vitesse de déformation suivant la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette). Dans notre cas, $R=1,29$, ce qui donne un angle de $53,11^\circ$. On peut remarquer, sur la FIG. 3-18, que les angle des deux bandes à ce moment sont tous très proches de $53,11^\circ$, avec un petit écart par valeur supérieure. Il faut noter que pour l'obtention de la valeur de R, $\dot{\epsilon}_t$ (la vitesse de déformation suivant la longueur de l'éprouvette) et $\dot{\epsilon}_w$ ont été mesurées par corrélation d'image numérique avec le logiciel Correli STC®, et $\dot{\epsilon}_t$ a été calculée comme $-\dot{\epsilon}_l - \dot{\epsilon}_w$. Ainsi, l'incertitude de la mesure par la corrélation d'image, par l'ESPI et l'incertitude de l'ajustement peuvent être l'origine de cet écart. En tout cas, il est sûr que l'orientation des bandes de localisation augmente au cours d'essai, et on peut en déduire que le coefficient de Lankford diminue. C'est à cause du fait que la localisation de la déformation plastique modifie l'anisotropie du matériau, qui est lié, par exemple, à la texture cristalline et à la morphologie des grains.

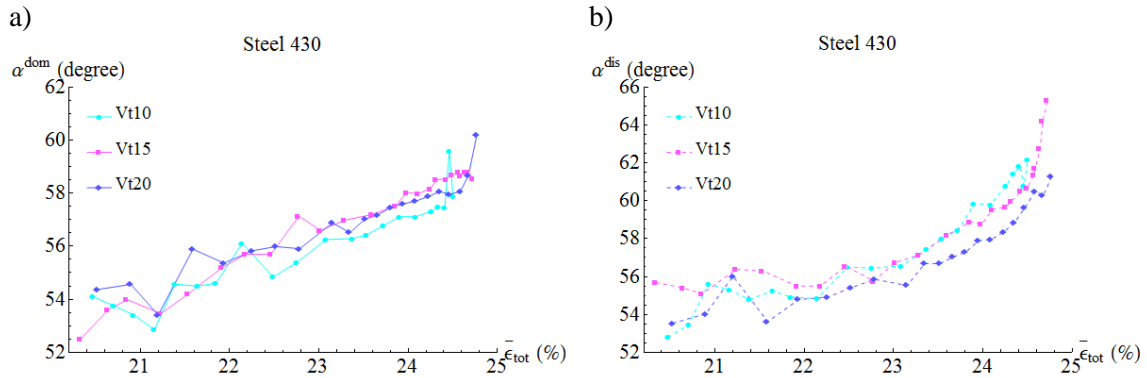


FIG. 3-19 Comparaison de l'inclinaison de bande dominante a) et de bande disparaissante b) entre les trois essais (Vt10, Vt15 et Vt20)

La superposition des courbes de tous les essais nous permet de faire la comparaison horizontale (voir la FIG. 3-19). Les courbes se superposent quasiment et notamment dans la partie striction localisée. On peut le voir respectivement pour les deux bandes, bien qu'avec un peu plus de dispersion pour la bande^{dis}. Les courbes débutent toutes autour de 52° et se terminent autour de 60° pour la bande^{dom} et entre 62° et 66° pour la bande^{dis}. Néanmoins, il est à noter que les premiers points des courbes ne correspondent pas au début de la striction diffuse, car on se rappelle que le point de Considère des trois essais correspond à environ 18% de la déformation totale (TAB. 3-3).

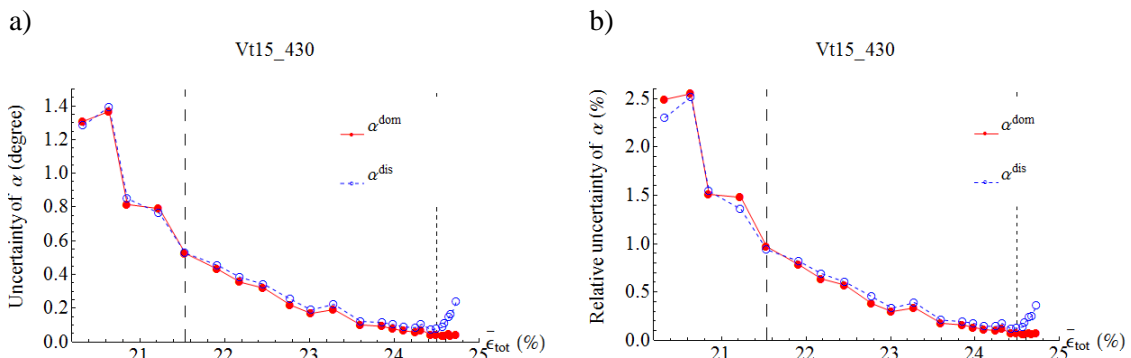


FIG. 3-20 Incertitude et erreur relative de l'inclinaison de bande (par rapport à la direction de traction) en fonction de la déformation totale moyenne de l'essai Vt15

En termes d'incertitude, contrairement à ce que l'on a vu précédemment, les barres d'incertitude sont plus visibles sur les courbes d'évolution de l'inclinaison de bande, mais uniquement pendant la striction diffuse (voir la FIG. 3-18). La FIG. 3-20 montre les erreurs de plus près. On peut constater que les incertitudes et les erreurs relatives des deux bandes sont quasi identiques et diminuent avec le temps, si ce n'est pendant le stade III de la striction celles de la bande disparaissante augmentent et prennent le dessus. Tout de même, elles sont beaucoup plus importantes au début qu'à la fin de la striction. Pour les deux autres essais, les évolutions sont similaires. Les erreurs relatives de tous les essais ne passent pas au-dessus de 2,6%.

Il est à noter que ce phénomène de rotation de la bande de localisation a été observé également par d'autres chercheurs dans différents contextes. V. Tvergaard [34] a étudié numériquement le comportement en striction d'éprouvettes de traction avec différents rapports d'aspect de la section transversale. Cependant la notion de striction localisée n'est pas la même que la nôtre. Le moment de la striction localisée, d'après lui, est le moment où il ne reste qu'une seule bande ou de saturation de l'autre bande. Ce moment correspond au début du stade III dans notre définition. L'évolution de l'orientation de la bande de localisation (par rapport à la direction de traction) n'a pas été suivie, comme dans notre cas, tout au long de l'essai, toutefois V. Tvergaard a donné l'angle du début de la striction diffuse et celui du début de la striction localisée (mais du stade III pour notre cas). Dans le cas de l'échantillon avec un rapport largeur/épaisseur de 8, l'inclinaison des deux bandes de localisation est 60° par rapport à la direction de traction au début de la striction diffuse. Et au moment du début de la striction localisée, celle de la bande dominante est devenue 63° et 66° pour le cas de l'échantillon avec le rapport largeur/épaisseur de 4. Dans l'étude de J. Petit et al. [60], sur une éprouvette d'acier 316L avec un rapport largeur/épaisseur de 3,6, ayant subi un traitement mécanique de nanocrystallisation superficielle (SMAT), il a été trouvé que les angles (par rapport à la direction de traction) des deux bandes de localisation étaient environ 55-60° au début et autour de 80° en fin d'essai pour la bande disparaissante. Pour faciliter la lecture, ces résultats sont reportés dans le tableau suivant.

TAB. 3-4 Comparaison de l'orientation des bandes de localisation de différentes études

	Dans notre cas	V. Tvergaard		J.Petit et al.
Rapport largeur-épaisseur	75	8	4	3.6
Début de la striction diffuse	52° (α^{dom} et α^{dis})	60° (α^{dom} et α^{dis})	-	55~60° (α^{dom} et α^{dis})
Début de la striction localisée	55° (α^{dom} et α^{dis})	-	-	-
Début du stade III de la striction	58° (α^{dom}) 61° (α^{dis})	63° (α^{dom})	66° (α^{dom})	-
A la fin d'essai	60° (α^{dom}) 62~66° (α^{dis})	-	-	80° (α^{dis})

Inclinaison de fracture

Sur ces trois essais, la rupture s'est produite selon la bande la plus proche de la direction perpendiculaire à la direction de laminage (voir FIG. 3-21). Ceci coïncide avec l'observation de Emmens (voir le chapitre 1) [3].

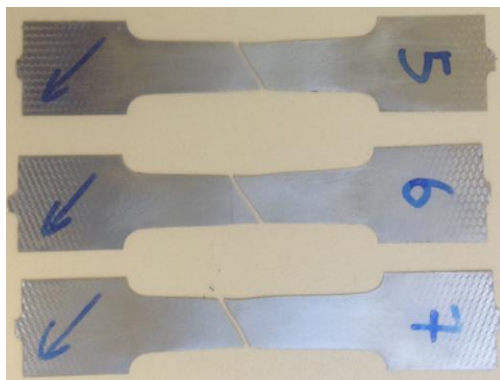


FIG. 3-21 Eprouvettes cassées de l'acier 430 de l'essai Vt10, Vt15 et Vt20 ; la flèche sur les éprouvettes indique la direction de laminage

Ceci peut être expliqué par le fait que les grains du matériau sont allongés suivant la direction de laminage. Le matériau s'endommage plus facilement dans le sens de la plus petite dimension des grains. Néanmoins cela n'est pas suffisant pour dire que la rupture d'une éprouvette plate a toujours lieu suivant la direction perpendiculaire à la direction de laminage, comme nous le verrons sur le DC04, où la direction de prélèvement de l'éprouvette par rapport à la direction de laminage sera prise en compte plus en détail.

6. Poids de la fonction gaussienne (η)

Le modèle de la distribution de la vitesse de déformation pour la striction est la somme de la vitesse de déformation de deux bandes de localisation (Cf section 2.4.3 page 35). La vitesse de déformation de chaque bande est composée d'une fonction gaussienne et d'une fonction lorentzienne, avec différents poids de participation η et $1-\eta$. Le paramètre η nous indique donc la corrélation entre la répartition de la vitesse de déformation et les fonctions.

Encore une fois, regardons d'abord les évolutions de chaque essai, pour faire la comparaison entre les deux bandes (FIG. 3-22).

a)

b)

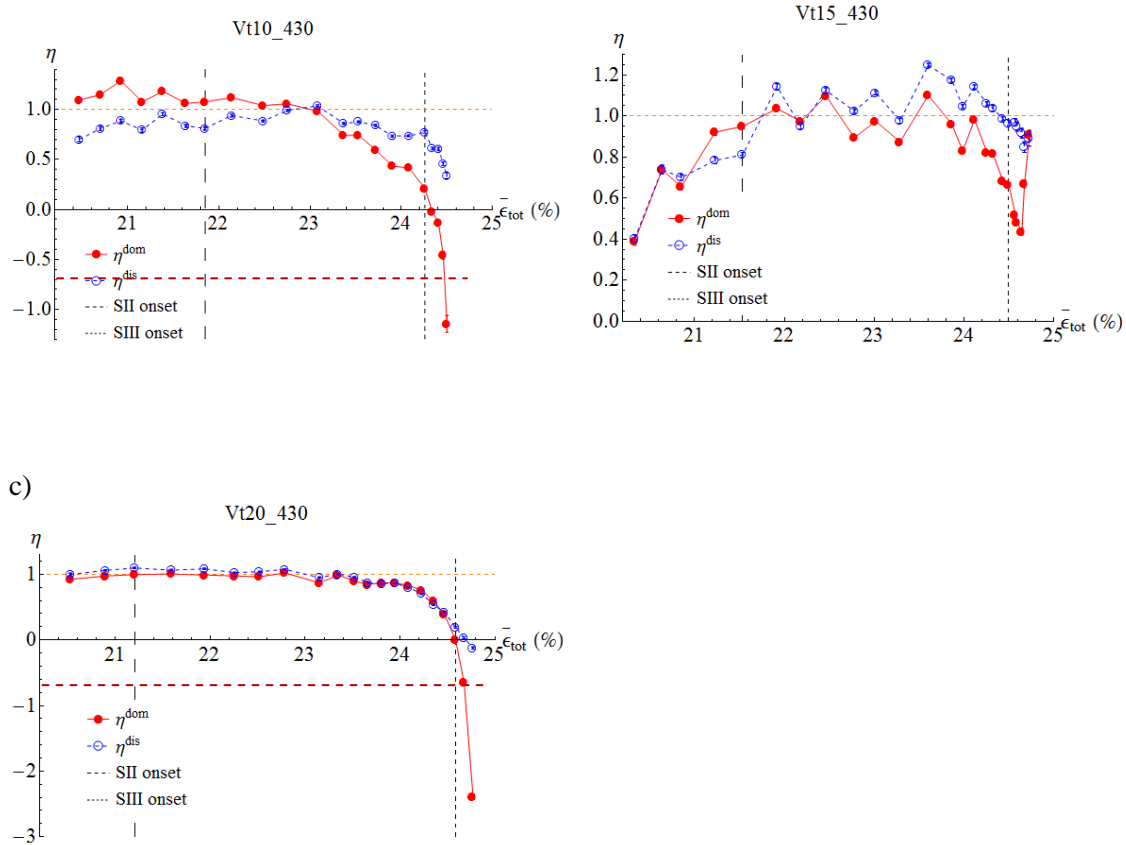


FIG. 3-22 Evolution du poids de la fonction gaussienne de deux bandes de localisation de chaque essai (essai Vt10, Vt15 et Vt20)

On voit donc sur la FIG. 3-22 que les évolutions du poids de la fonction gaussienne des deux bandes sont assez similaires pour les trois essais : η monte légèrement en stade I (un peu plus fort pour Vt15), elle est stable en stade II et décroît en stade III. La diminution de η vers la fin de l'essai montre que la distribution de la vitesse de déformation se rapproche de plus en plus de la fonction lorentzienne, qui a un sommet plutôt pointu et étroit par rapport à la fonction gaussienne. Cela est raisonnable puisque la zone de striction rétrécit de plus en plus et la vitesse de déformation accélère pareillement au cours de l'essai : la localisation est un phénomène d'instabilité et donc elle accélère de plus en plus.

Quantitativement, pour l'essai Vt10 et Vt20, on voit que η^{dom} est supérieur à 1 au début et devient inférieur à 0 vers la fin. Pour l'essai Vt15, pendant le stade II, η est supérieur à 1, et le reste du temps, il est entre 0 et 1. Si on suppose que la distribution des vitesses de déformation est composée d'une gaussienne et d'une lorentzienne, η devrait rester entre 0 et 1. Toutefois, il n'y a pas actuellement d'argument physique pour limiter la distribution à ces deux fonctions et donc, tant que la distribution résultantes reste physiquement sensée, η peut prendre n'importe quelle valeur. La FIG. 3-23 montre le cas qui correspond au début de la striction où la largeur de bande est supposée égale à 20. On voit que suivant l'agrandissement de la valeur de η , le maximum de la fonction a tendance à s'aplatir, voire à se diviser en deux et se déplacer vers deux côtés. Cette valeur limite de η est 1,5, ce que l'on peut voir sur le graphe b). De plus, quand l'axe des abscisses dépasse une certaine valeur, la valeur de la fonction devient négative. Ce seuil diminue quand η accroît. Il est égal à 21,4, quand η est égale à 1,5. C'est-à-dire, pour le début de la striction, la valeur obtenue sur η a un sens physique uniquement quand la valeur de η est inférieure à 1,5 et la demi longueur de l'abscisse ne dépasse pas 21,4. Pour les trois essais, la valeur de η reste inférieure à 1,3 et, en plus, la zone de striction rétrécit au cours d'essai, autrement dit, l'échelle des abscisses se réduit au cours du temps. Pour cette raison η est

significatif dans notre cas même s'il est supérieur à 1 pendant la striction diffuse (cas essai Vt10, et Vt20) et la première phase de la striction localisée ou le stade II (cas essai Vt15).

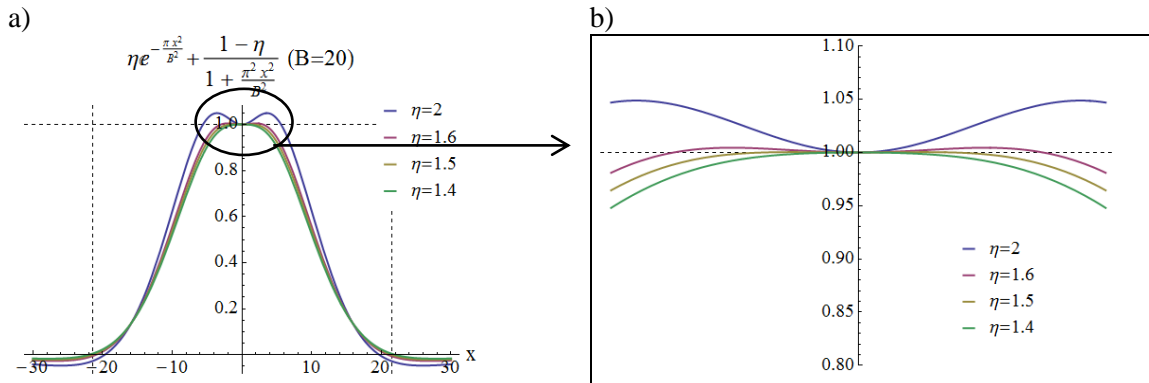


FIG. 3-23 Graphe de la fonction Pseudo-Voigt (quand B=20) avec des différentes valeurs de η

Les mêmes graphes sont tracés pour le cas où η est inférieur à 0, voir la FIG. 3-24. La largeur B est supposée égale à 0,5 pour correspondre à la situation de la fin d'essai. On voit que quand η devient inférieur à -1,7, la valeur de la fonction devient négative (graphe c). En dehors de ceci, on peut constater également que suivant la diminution de η , il apparait un autre maximum local de chaque côté symétriquement. Cette distribution ne correspond pas non plus à la réalité. Elle apparait quand η est égale à -0.7. Donc, en conclusion, quand η devient inférieur à -0.7, ce n'est plus significatif physiquement. Par conséquent, le dernier point de la bande dominante de l'essai Vt10 et de l'essai Vt20 n'a pas de sens physique.

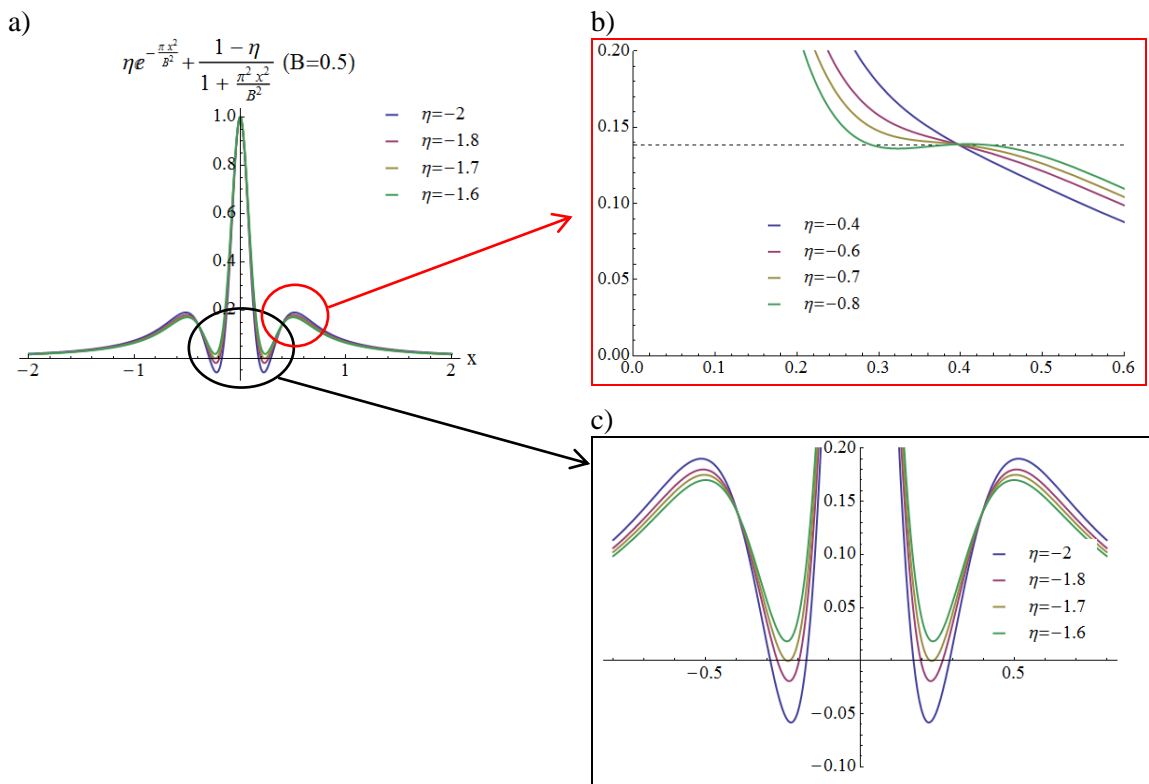


FIG. 3-24 Graphe de la fonction Pseudo-Voigt (quand B=0,5) avec différentes valeurs de η ; le graphe b est le zoom de l'endroit indiqué mais avec différentes valeurs de η

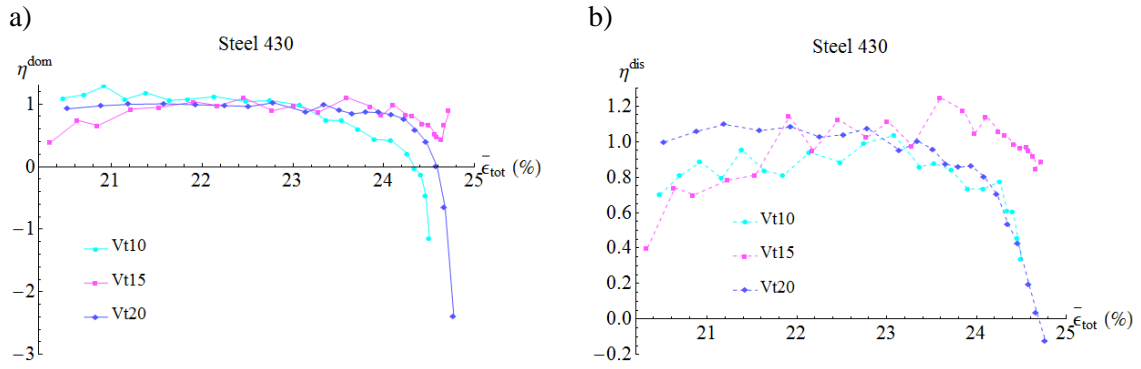


FIG. 3-25 Comparaison d'évolution du poids de la fonction gaussienne entre les trois essais (essai Vt10, Vt15 et Vt20)

Sur la FIG. 3-25, on peut constater plus clairement que l'évolution du poids de la fonction gaussienne des trois essais est similaire pour la bande dominante et aussi pour la bande disparaissante. Il est difficile de remarquer un impact de la vitesse de traverse sur l'évolution de η . En même temps, comme le paramètre η n'a pas, à ce jour, d'interprétation physique claire, son évolution n'a pas une importance fondamentale, tant que le résultat reste physiquement acceptable.

3.3.3 Transition entre striction diffuse et striction localisée

Pour discuter davantage de la transition entre striction diffuse et localisée, une comparaison a été effectuée utilisant les critères de Swift (striction diffuse) et de Hill (striction localisée). La courbe de traction expérimentale a été ajustée par les moindres carrés avec un comportement de type Hollomon (EQU. 3-4) et avec un comportement de type Voce (EQU. 3-5):

$$\sigma = k \varepsilon_p^n \quad \text{EQU. 3-4}$$

$$\sigma = \sigma_y + q(1 - e^{-b\varepsilon_p}) \quad \text{EQU. 3-5}$$

où σ et ε_p sont respectivement la contrainte et la déformation plastique et k , n , σ_y , q et b sont les paramètres ajustés. Ainsi, la déformation à la striction diffuse et localisée est obtenue, pour un état de contrainte uniaxiale, en résolvant les équations (l'EQU. 3-4 et l'EQU. 3-5) :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} = \sigma \quad \text{EQU. 3-6}$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} = \frac{\sigma}{1 + R} \quad \text{EQU. 3-7}$$

Ensuite, les calculs algébriques simples conduisent aux déformations correspondantes ε_D et ε_L respectivement pour le début de la striction diffuse et localisée. Pour le comportement de type Hollomon, on a donc :

$$\varepsilon_D = n \quad \text{EQU. 3-8}$$

$$\varepsilon_L = (1 + R)n \quad \text{EQU. 3-9}$$

Et pour le comportement de type Voce:

$$\varepsilon_D = -\frac{1}{b} \ln \left(\frac{\sigma_y + q}{q(1 + b)} \right) \quad \text{EQU. 3-10}$$

$$\varepsilon_L = -\frac{1}{b} \ln \left(\frac{\sigma_y + q}{q(1 + b + bR)} \right) \quad \text{EQU. 3-11}$$

Les deux types de comportement sont ajustés par les moindres carrés sur les courbes expérimentales. Bien entendu, l'ajustement n'a de sens que, avant la striction diffuse, donc tous les points au-delà de la force maximale n'ont pas été considérés. En outre, pour obtenir une bonne qualité d'ajustement, les points avant 2% de déformation sont également éliminés. Le résultat de l'ajustement est ci-dessous :

a) ajustement par le modèle de Hollomon

b) ajustement par le modèle de Voce

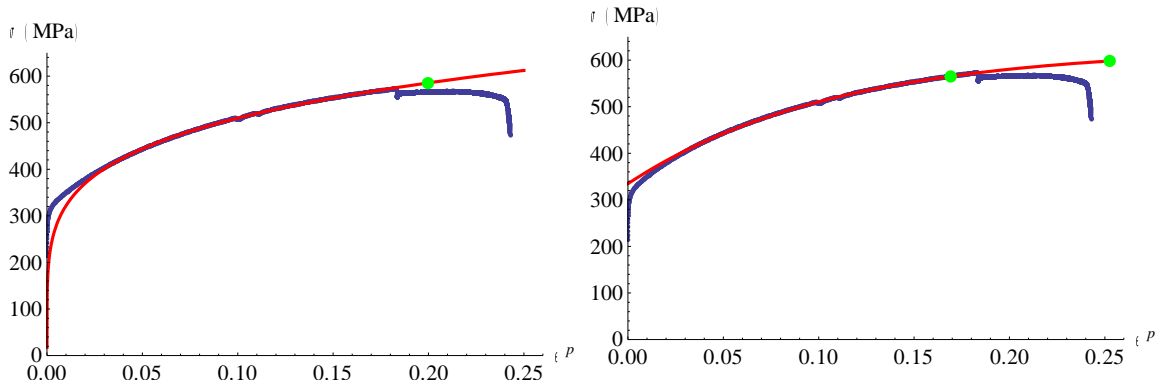


FIG. 3-26 Courbe contrainte vraie-déformation plastique vraie pour l'essai Vt15. La courbe bleue est expérimentale, la courbe rouge est ajustée et les deux points verts correspondent à l'apparition de la striction diffuse et localisée obtenues par les équations de l'EQU. 3-8 à l'EQU. 3-11. Pour le type Hollomon, la striction localisée est en dehors du graphe.

On peut voir que l'ajustement est bon et légèrement mieux avec un comportement de type Voce. Pour le comportement de type Hollomon, les valeurs de ε_D et ε_L sont respectivement 19,9% et 45,7% ; pour le comportement de type Voce, $\varepsilon_D=16,9\%$ et $\varepsilon_L=25,3\%$. On se rappelle que ces valeurs obtenues par l'ESPI sont respectivement environ 18% et 21,5%. Ainsi, sur la prédiction de striction diffuse, il n'y a pas de grande différence entre les deux lois de comportement, et la prédiction est très proche de la valeur obtenue par l'ESPI. Néanmoins, sur la prédiction de la striction localisée, la loi de comportement de Hollomon donne une valeur beaucoup plus élevée que celle de la loi de Voce, qui est proche de celle obtenue par l'ESPI. Ceci a donc renforcé la performance de la loi de comportement de type Voce par rapport à une loi de puissance. Cela a été observé également par Duan[69] dans une analyse sur la striction localisée sur un alliage

d'aluminium. En effet, le comportement de type Voce présente une saturation d'écroutissage qui, dans la gamme de striction, peut être soutenue par plusieurs causes physiques qui compensent l'écroutissage, telles que l'anéantissement de dislocation ou le développement progressif de l'endommagement.

3.3.4 Conclusions

Dans ce qui précède, les évolutions des paramètres du modèle ainsi que leurs incertitudes absolues et relatives sont présentées et discutées. Les points suivants peuvent être soulignés:

1. Le comportement de la localisation de la déformation plastique (ou la striction) est étudié en le divisant en trois stades :
 - 1) Stade I, ou stade sablier «) (», qui correspond à la phase pendant laquelle les franges sont symétriques, ont des profils ronds et courbés comme un sablier. Sur les courbes d'évolution des paramètres, ce stade correspond à la période pendant laquelle les courbes de deux bandes sont superposées. Il est défini comme étant la striction diffuse.
 - 2) Stade II ou stade « X » : pendant ce stade les franges ne sont plus symétriques et présentent des profils nets et tranchants comme un « X ». A partir de ce stade, les courbes d'évolution de deux bandes se séparent et ceci indique le début de la striction localisée.
 - 3) Stade III ou stade « / » : c'est la deuxième phase de la striction localisée. Les franges se manifestent dans une seule bande, « X » devient « / ». Il correspond à la disparition de la deuxième bande.
2. L'évolution des 5 caractéristiques de la striction (10 paramètres au total en comptant les deux bandes sans le bruit de fond), la vitesse de déformation maximale $\dot{\epsilon}_{max}$, la largeur de bande B, l'inclinaison de bande α , et le poids de la fonction gaussienne η , est suivie du début de la striction diffuse jusqu'à la fin d'essai.
 - 1) La vitesse de déformation maximale des deux bandes augmente exponentiellement jusqu'à la fin d'essai, sauf pendant le stade III, où celle de bande^{dis} diminue.
 - 2) La largeur des deux bandes diminue au cours de la striction. Cependant au stade III, B^{dis} a une tendance de se stabiliser.
 - 3) L'inclinaison des deux bandes par rapport à la direction de traction augmente jusqu'à la fin d'essai, et particulièrement vers la fin celle de la bande disparaissante augmente plus rapidement. Ceci montre une rotation des deux bandes vers la direction transversale de l'éprouvette.
 - 4) Le poids de la fonction gaussienne des deux bandes diminue dès que la striction localise.

Le point commun entre ces différents paramètres est que les évolutions des deux bandes se superposent pendant la striction diffuse, et ensuite se séparent dès que la striction localisée démarre.

3. La sensibilité du comportement de la striction à la vitesse de déformation moyenne est étudiée en faisant varier la vitesse de traction, toutefois celle-ci n'a qu'un facteur 2. Le résultat est que l'augmentation de la vitesse de traction semble avancer l'apparition de la striction localisée et retarder le démarrage du stade III de la striction.
4. Les incertitudes sont très petites en majorité du temps (moins de 1% en erreur relative) et sont plus importantes en début et fin d'essai dû à la difficulté de la démodulation. Toutefois, ceci ne dépasse pas 5% en termes d'erreur relative.
5. Une loi de comportement de type Voce est plus précise qu'une loi de puissance de type Hollomon sur la prédiction de striction localisée d'après le critère de Hill pour ce matériau.

3.4 Analyse quantitative par rapport à la déformation locale

La déformation moyenne totale utilisée ci-dessus pour suivre l'évolution de l'essai est une quantité raisonnable, parfaitement définie; Cependant, son utilisation pendant la phase de localisation peut être discutée. En effet, elle dépend directement de la longueur utile de l'échantillon qui peut prendre différentes valeurs au moment où on fait le choix de la forme de l'échantillon. La déformation maximale locale est un autre descripteur possible. Elle est directement liée à la concentration de la déformation et, puisqu'elle renvoie à ce qui se passe au point de l'échantillon le plus faible, elle représente l'adoucissement le plus avancé dans l'ensemble de la structure.

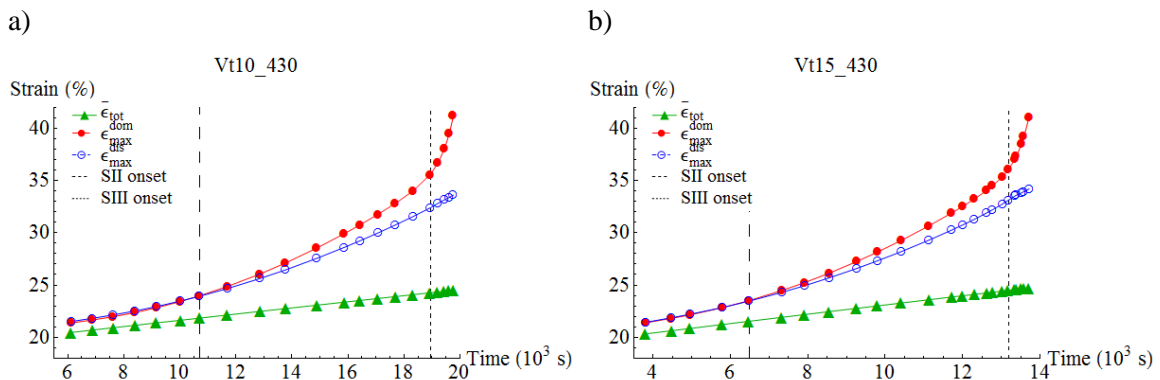
3.4.1 Déformation maximale locale

La déformation maximale locale (à un instant t donné) peut être obtenue en intégrant l'évolution de la vitesse de déformation maximale de la bande sur le temps, indépendamment pour chaque bande. C'est-à-dire :

$$\varepsilon_{max}^{dom}(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{max}^{dom} dt \quad \text{EQU. 3-12}$$

$$\varepsilon_{max}^{dis}(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{max}^{dis} dt \quad \text{EQU. 3-13}$$

La FIG. 3-27 est une comparaison de ces deux types de descripteur (ou déformation). Bien évidemment, les déformations locales maximales sont plus grandes que la déformation totale moyenne. La différence s'accroît avec la localisation de la déformation ou l'augmentation de la vitesse de déformation locale.



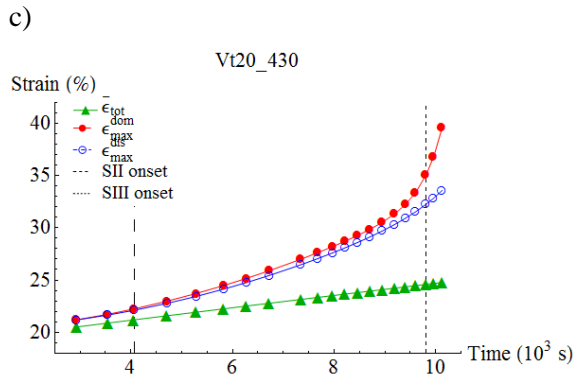


FIG. 3-27 Comparaison de la déformation totale moyenne avec la déformation locale maximale pour chaque essai (Vt10, Vt15, Vt20)

Les évolutions de la déformation maximale des deux bandes ressemblent à celles de la vitesse de déformation maximale. Elles se superposent pendant la striction diffuse, et se séparent dès la striction localisée. Pour nous aider à déterminer le point de séparation, les courbes de déformation maximale de la bande dominante sont tracées en fonction de la déformation maximale de la bande disparaissante (voir la FIG. 3-28).

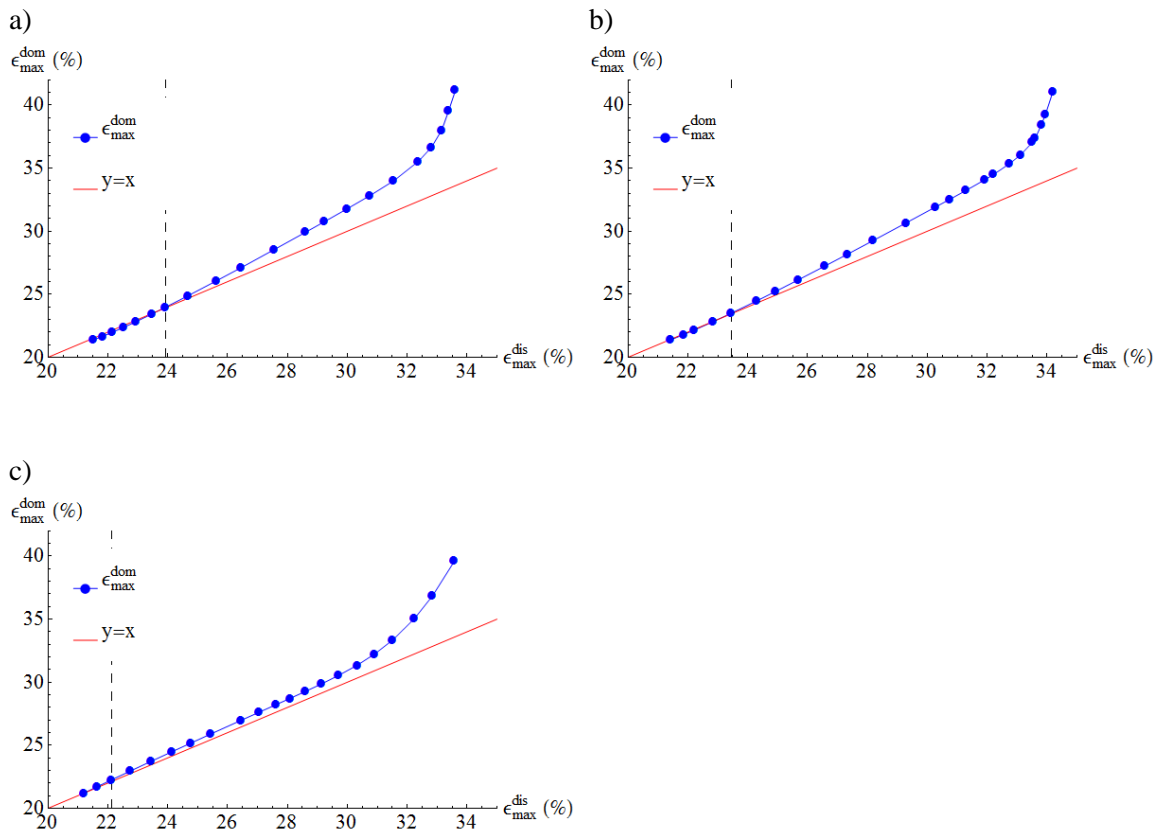


FIG. 3-28 Evolution de la déformation maximale de la bande en fonction de celle de la bande disparaissante pour les trois essais (Vt10, Vt15 et Vt20) respectivement. La droite rouge représente des déformations égales

La FIG. 3-28 confirme le moment de séparation constaté sur la FIG. 3-27, avec plus de précision. De plus, tout cela est cohérent avec la conclusion déduite sur le point de transition entre la striction diffuse et la striction localisée selon l'évolution de la vitesse de déformation maximale.

3.4.2 Evolutions des différents paramètres en fonction de la déformation maximale locale

Les évolutions des différents paramètres en fonction de la déformation maximale locale sont présentées ci-dessous.

1. Vitesse de déformation maximale $\dot{\epsilon}_{max}$

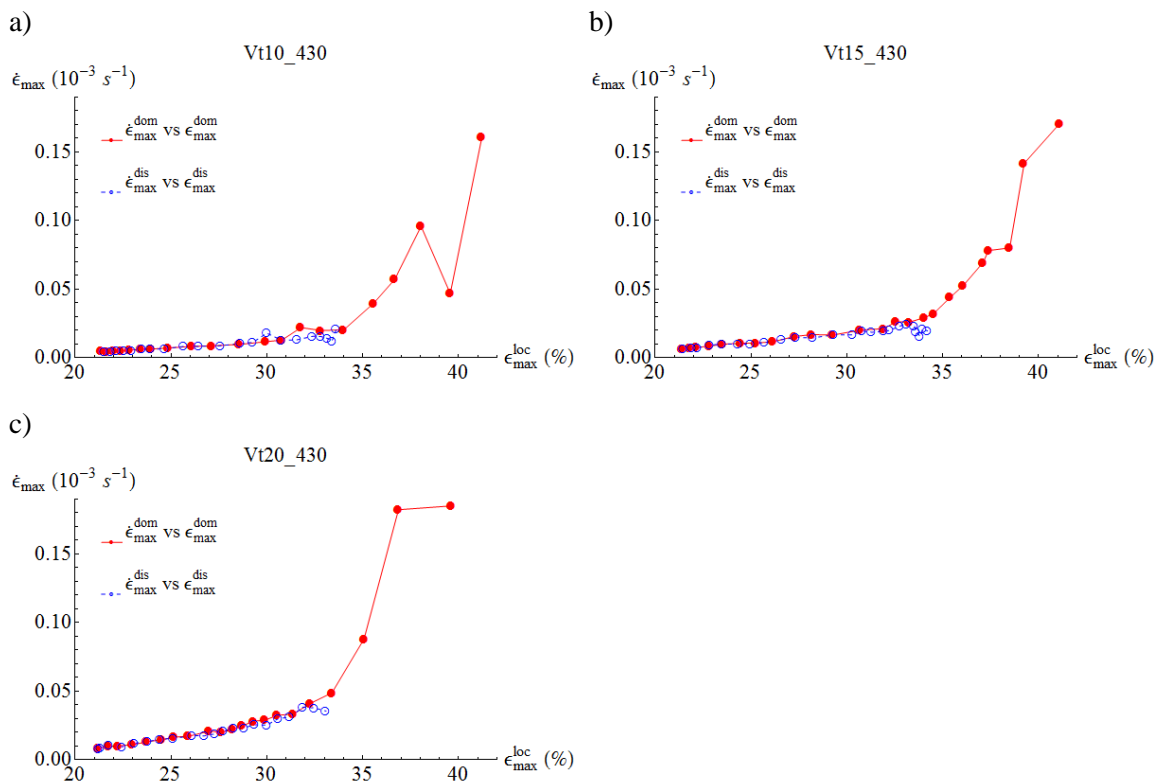


FIG. 3-29 Evolution de la vitesse de déformation maximale de chaque bande en fonction de sa propre déformation maximale locale de l'essai Vt10 (graphe a), Vt15 (graphe b) et Vt20 (graphe c)

Un phénomène très intéressant que l'on peut constater sur la FIG. 3-29 est que les deux courbes de chaque bande sont superposées pour les trois essais. Cela signifie, en effet, que les deux bandes évoluent de la même manière. On se rappelle que leurs évolutions en fonction de la déformation totale ou du temps se séparaient dès la striction localisée, ce qui montrait une différence entre leurs vitesses d'évolution et laissait croire à une dynamique d'évolution différente. La combinaison des deux constats précédents nous permet de conclure que les deux bandes évoluent en fait de la même façon mais avec des différentes vitesses ; la bande dominante est simplement en avance. Ceci est comparable à une course de deux personnes : ils ont le même chemin à parcourir mais celui qui court le plus vite arrive plus tôt à la destination. Cette destination dans notre cas, est la rupture du matériau.

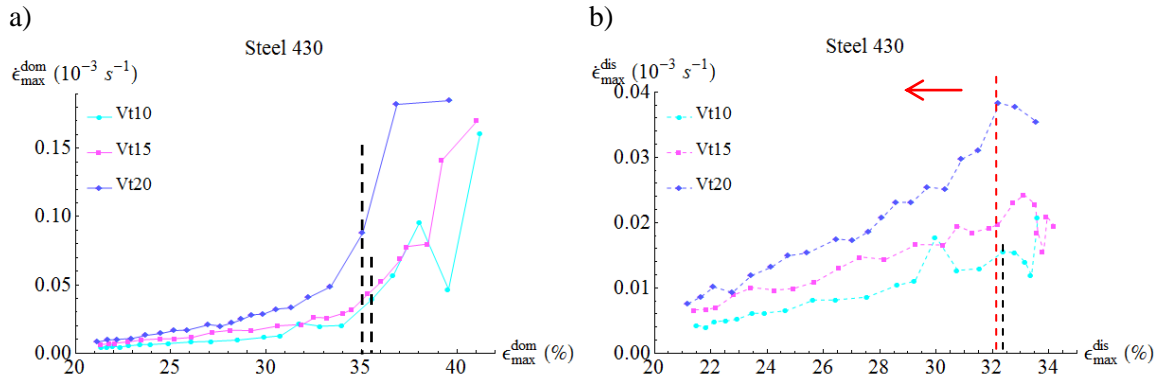


FIG. 3-30 Comparaison de l'évolution de la vitesse de déformation maximale en fonction de la déformation maximale locale entre les trois essais (Vt10, Vt15 et Vt20) ; les lignes pointillées indiquent le début du stade III de striction pour l'essai Vt10 et Vt20

La FIG. 3-30 nous permet de faire la comparaison entre les trois essais. Contrairement à ce que l'on a vu précédemment sur l'évolution en fonction de la déformation totale (voir la FIG. 3-10, page 61), la courbe de l'essai Vt20 est décalée vers la gauche par rapport aux autres ; alors elle était vers la droite. En effet, ce décalage signifie que la déformation maximale locale des deux bandes pour l'essai Vt20 est plus petite que celles des autres essais. On se rappelle que la déformation maximale locale est obtenue en intégrant la vitesse de déformation maximale locale sur le temps. L'évolution de la vitesse de déformation maximale en fonction de ce dernier est présentée ci-dessous. La surface sous la courbe correspond à la déformation maximale locale.

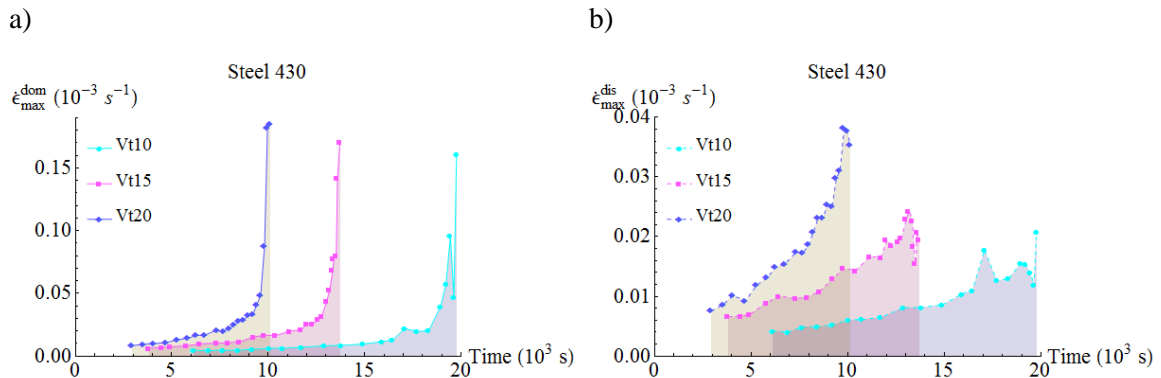


FIG. 3-31 Evolution de la vitesse de déformation maximale en fonction du temps des trois essais ; a) pour la bande dominante, b) pour la bande disparaissante

Sur la FIG. 3-31, on peut se rendre compte immédiatement que, même si l'allongement total (ou A%) des trois essais est très proche, environ 25%, leur durée d'essai est très différente dû aux différentes vitesses de traction. C'est la raison pour laquelle, par exemple, la surface en dessous de la courbe de l'essai Vt10 peut être plus grande que celle de l'essai Vt20, même avec une plus petite vitesse de déformation maximale. Pour expliquer ceci plus clairement, un exemple est donné en comparant l'essai Vt10 avec Vt20. L'évolution de la déformation maximale locale des trois essais est présentée ci-dessous respectivement en fonction du temps et de la déformation moyenne totale, néanmoins la courbe de l'essai Vt15 est tracée en gris pour faire ressortir les autres courbes et faciliter la comparaison.

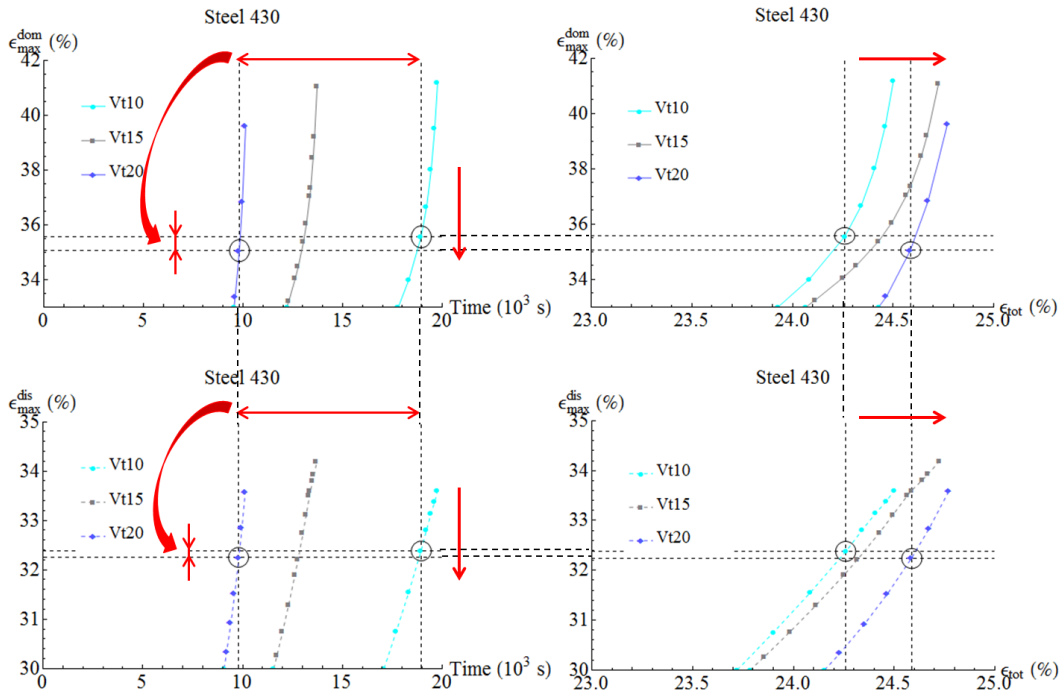
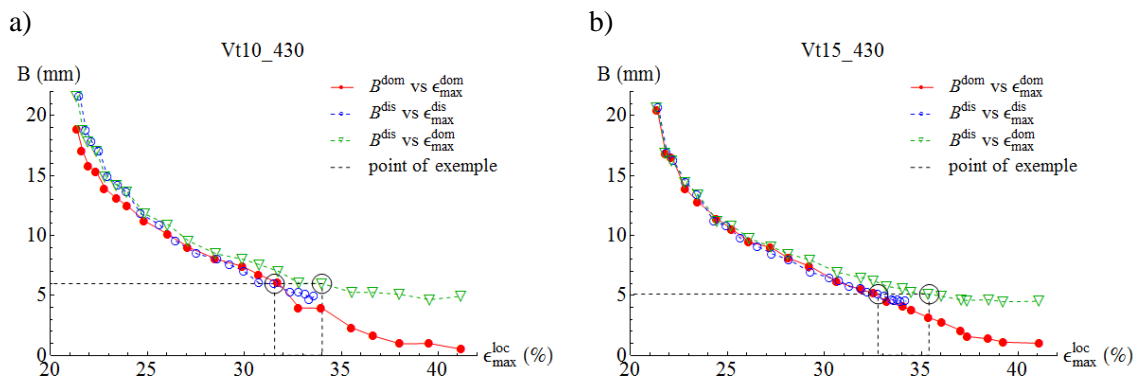


FIG. 3-32 Evolution de la déformation maximale locale en fonction du temps des trois essais ; graphes en haut pour la bande dominante, graphes en bas pour la bande disparaissante

Sur la FIG. 3-32, les graphes à gauche expliquent que, pour le point qui correspond au début du stade III de la striction, la différence en termes de déformation locale vient de la différence sur le temps participant à l'intégration : la déformation maximale locale de l'essai Vt20 est inférieure à celle de l'essai Vt10, parce que le temps de ce dernier est plus long. Les graphes à droite montre que, pour les mêmes points, le décalage vers la droite de l'essai Vt20 par rapport à l'essai Vt10 du point de vue de la déformation moyenne totale devient le décalage vers le bas du point de vue de la déformation maximale locale, ou vers la gauche quand l'abscisse est cette dernière.

2. Largeur de bande B

L'évolution de la largeur de bande en fonction de la déformation maximale locale des deux bandes est également tracée et présentée ci-dessous.



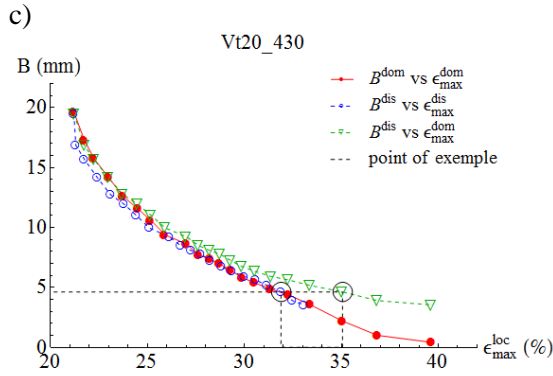


FIG. 3-33 Evolution de la largeur de bande en fonction de la déformation maximale locale de l'essai Vt10, Vt15 et Vt20

La même constatation que précédemment peut être faite pour l'évolution de la largeur de bande. Pour les trois essais, non seulement les évolutions des deux bandes sont superposées, mais elles manifestent également une tendance à la stabilisation vers la fin d'essai, ce qui n'était pas le cas pour la bande dominante sur l'évolution en fonction de la déformation totale moyenne (voir la FIG. 3-13, page 64). Pour expliquer plus clairement le comportement relatif des deux bandes, l'évolution de la largeur de la bande disparaissante en fonction de la déformation maximale locale de la bande dominante est ajoutée sur les courbes (courbe en vert). La courbe rouge et la courbe verte ont le même repère, qui, en fait, représente le temps. La courbe rouge et la courbe bleu ont le même repère, qui représente la distance. Les points cerclés représentent les mêmes évènements physiques par rapport aux différents repères.

On arrive à la conclusion que la vitesse de déformation maximale ainsi que la largeur des deux bandes évoluent de la même manière pour différentes vitesses de traverse. Afin de comparer cette vitesse d'évolution entre les deux bandes, les évolutions de leurs largeurs en fonction de la déformation maximale locale de la bande dominante ϵ_{max}^{dom} , qui sont la courbe rouge et verte de la FIG. 3-33, sont ajustées respectivement par une fonction exponentielle décroissante, comme l'EQU. 3-14 :

$$B(t) = B(\epsilon_{max}(t)) = (B_i - B_\infty) \text{Exp}\left(-\frac{\epsilon_{max}^{dom}(t)}{\epsilon_0}\right) + B_\infty \quad \text{EQU. 3-14}$$

où ϵ_0 est le paramètre qui indique la vitesse de décroissance de la fonction ; plus sa valeur est importante, plus vite la fonction décroît. La valeur de ce paramètre, ainsi que le rapport entre les deux bandes des trois essais sont rapportées dans le tableau ci-dessous.

TAB. 3-5 Vitesse de décroissance des deux bandes pour les trois essais

		bande ^{dom}		bande ^{dis}		$\frac{\epsilon_0^{dom}}{\epsilon_0^{dis}}$
		valeur	Incertitude	valeur	Incertitude	
Vt10	ϵ_0 (%)	10.4	1.6	4.51	0.36	2.3
Vt15	ϵ_0 (%)	9.0	1.3	5.00	0.39	1.8
Vt20	ϵ_0 (%)	8.28	0.67	6.01	0.33	1.4

On voit que, pour l'essai Vt10 par exemple, B^{dom} décroît 2 fois plus vite que B^{dis} . Ce rapport ($\varepsilon_0^{\text{dom}}/\varepsilon_0^{\text{dis}}$) diminue avec l'augmentation de la vitesse de traction. Cela signifie que, plus la vitesse de déformation moyenne est importante, moins il y a de différence entre les évolutions de deux bandes. Autrement dit, les deux bandes non seulement suivent le même chemin, mais aussi pourraient avoir le même rythme, si la vitesse de traction était assez importante.

Un autre paramètre important de l'EQU. 3-14 est B_∞ , qui est la largeur asymptotique (présenté dans le TAB. 3-6), surtout pour la bande disparaissante. Pour la bande dominante, on peut le voir qu'elle est très proche de zéro (valeur inférieure à l'incertitude). En revanche, la largeur asymptotique de la bande disparaissante est significativement différente de zéro. Elle diminue d'environ 5 mm à environ 3 mm quand la vitesse de traverse augmente, ce qui signifie que la bande $^{\text{dis}}$ se stabilise plus tôt à faible vitesse, ou rétrécit plus longtemps avec la bande $^{\text{dom}}$ quand la vitesse de traverse est importante. Ceci, encore une fois, montre que le comportement des deux bandes se ressemble de plus en plus avec l'augmentation de vitesse de déformation moyenne.

TAB. 3-6 Valeur de B_∞ des deux bandes pour les trois essais

	B_∞^{dom}		B_∞^{dis}	
	Valeur (mm)	Incertitude (mm)	Valeur (mm)	Incertitude (mm)
Vt10	-2.4	1.4	4.96	0.35
Vt15	-0.8	1.1	4.31	0.25
Vt20	-1.35	0.73	3.05	0.32

L'évolution de largeur des deux bandes en fonction de leurs propres déformations maximales locales est présentée ci-dessous.

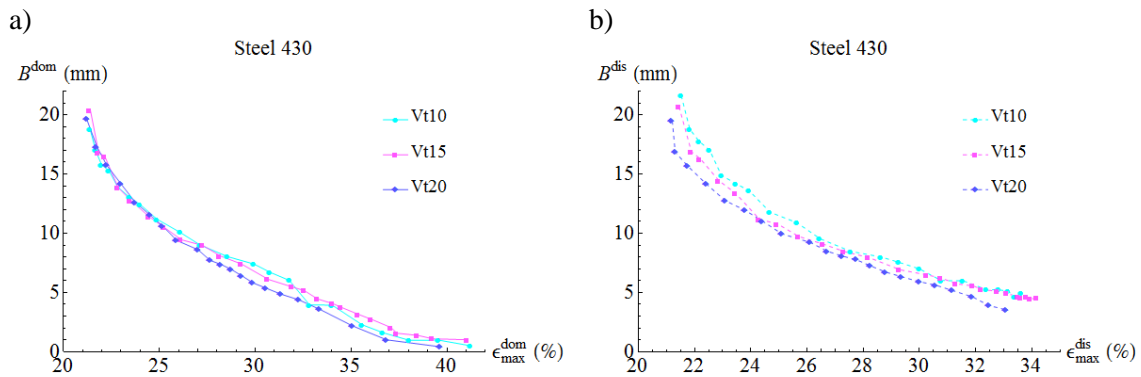


FIG. 3-34 Comparaison de l'évolution de la largeur de bande en fonction de la déformation maximale locale entre les trois essais (Vt10, Vt15 et Vt20)

On peut voir que l'évolution de la largeur de bande dominante et de la bande disparaissante des trois essais se superposent en fonction de leur propre déformation maximale locale, tout comme leur évolution en fonction de la déformation moyenne totale (voir la FIG. 3-15). On peut en déduire que la vitesse de traction n'a pas d'influence, dans le cas présent, sur la largeur des bandes de localisation.

3. Inclinaison de bande α

Sur la FIG. 3-35, il apparaît clairement, que l'angle de la bande dominante a tendance à se stabiliser alors que la bande disparaissante tourne régulièrement, voire même accélère dans le cas de Vt15. Sur Vt20, toutefois, la bande dominante se stabilise pendant un moment puis se remet à tourner vers la fin de l'essai.

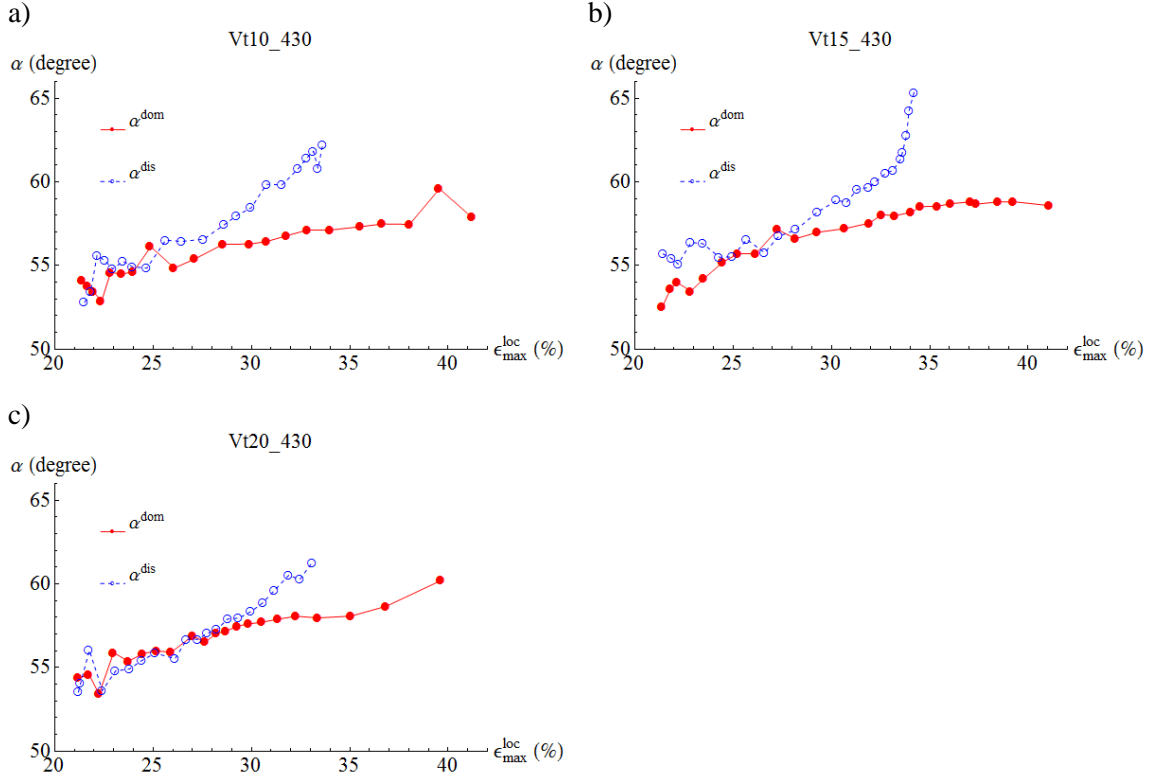


FIG. 3-35 Evolution de l'inclinaison de bande (par rapport à la direction de traction) en fonction de la déformation maximale locale de l'essai Vt10, Vt15 et Vt20

Les courbes sont proches au début de l'essai, mais se séparent dès le début de la striction localisée et encore un peu plus tard pour l'essai Vt20. Regardons maintenant la comparaison des trois essais (FIG. 3-36). Elles sont superposées, et encore mieux (surtout pour la bande disparaissante) qu'en fonction de la déformation totale. Cela signifie que la vitesse de traverse n'influe pas sur le comportement de l'orientation des bandes.

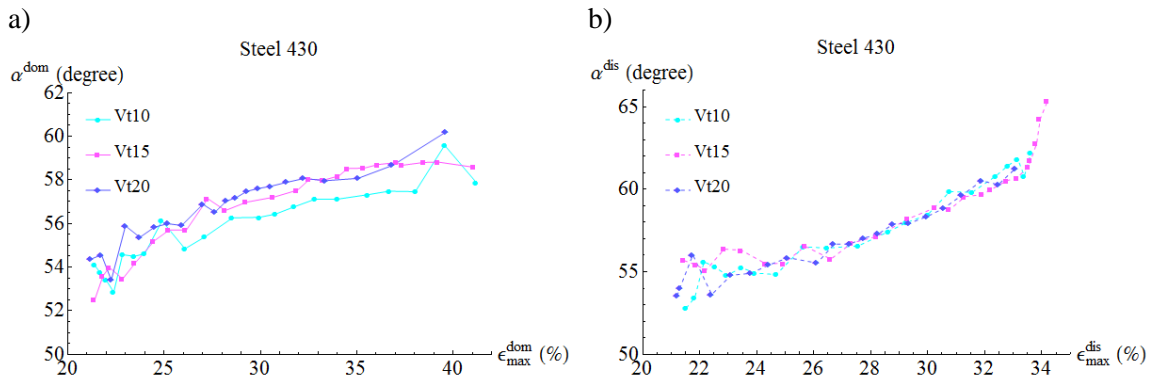


FIG. 3-36 Comparaison de l'évolution de l'inclinaison de bande en fonction de la déformation maximale locale entre les trois essais (Vt10, Vt15 et Vt20) ; a) bande dominante, b) bande disparaissante

4. Poids de la fonction gaussienne η

Il est intéressant de remarquer, sur la FIG. 3-37, que l'évolution du poids de la fonction gaussienne des deux bandes se superpose, sauf au début pour l'essai Vt10, au milieu pour l'essai Vt15, et à la fin pour l'essai Vt20. Ce n'était pas le cas sur l'évolution en fonction de la déformation totale moyenne. Globalement les évolutions de η ne sont pas très claires, mais, comme mentionné précédemment, il n'y a pas, à ce jour, d'interprétation physique claire de ce paramètre. Les évolutions ne seront donc pas décrites plus en détail.

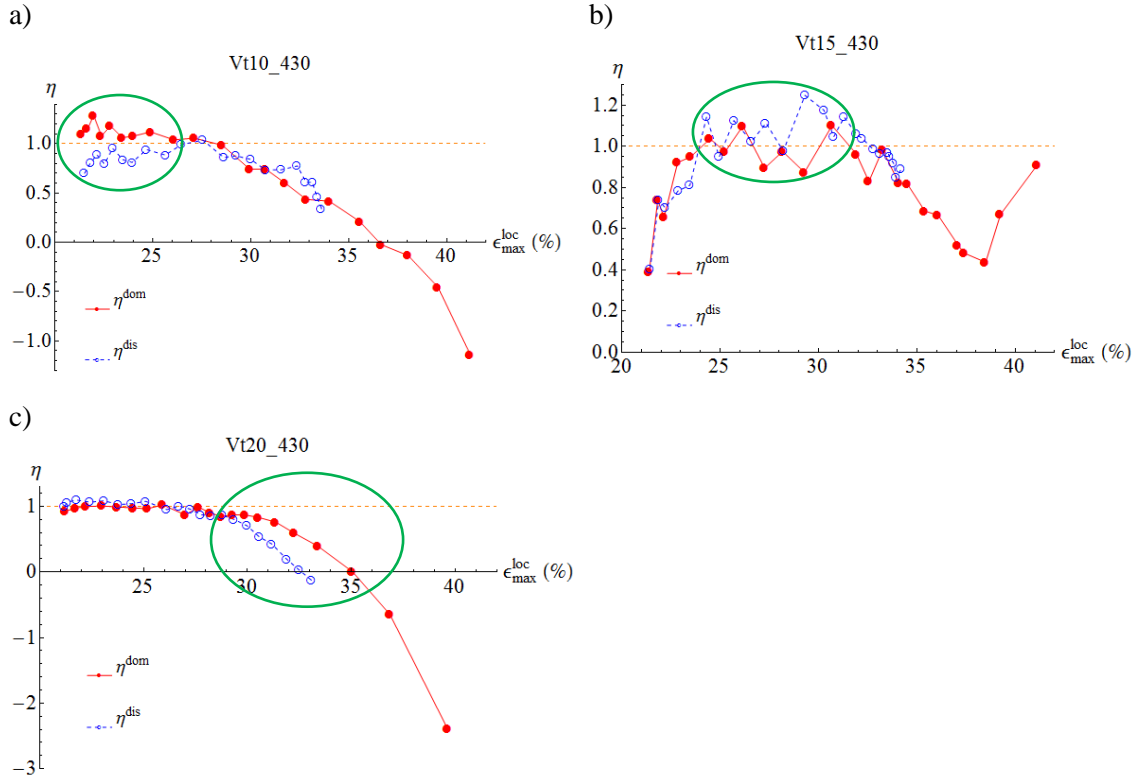


FIG. 3-37 Evolution du poids de la fonction gaussienne en fonction de la déformation maximale locale de l'essai Vt10, Vt15 et Vt20

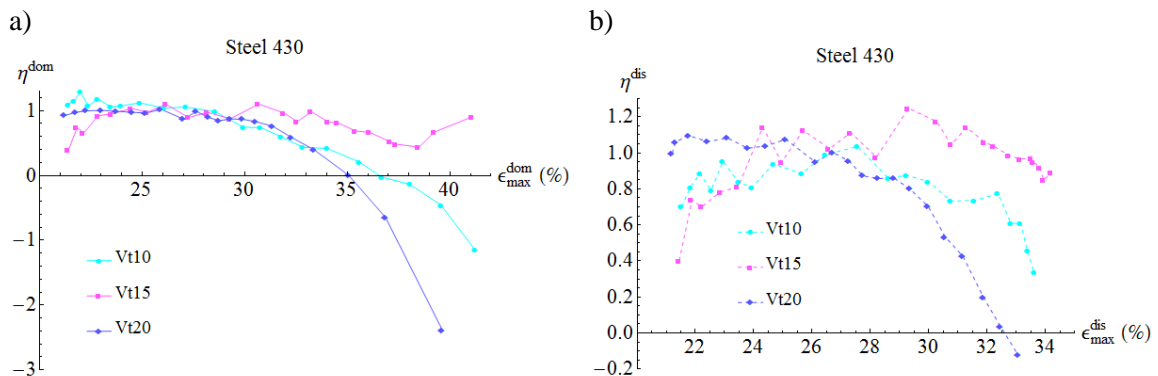


FIG. 3-38 Comparaison d'évolution du poids de la fonction gaussienne en fonction de la déformation maximale locale entre les trois essais (Vt10, Vt15 et Vt20)

3.4.3 Conclusions

Tracer l'évolution des paramètres de chaque bande en fonction de leur propre déformation maximale locale nous permet d'étudier le comportement de chaque bande indépendamment. De ce résultat, il est intéressant de trouver que :

1. Les deux bandes, en effet, évoluent de la même façon sauf avec différentes vitesses, autant pour la vitesse de déformation maximale que pour la largeur de bande.
2. En revanche, leurs évolutions de l'orientation ne sont pas les mêmes, ni en fonction de la déformation totale moyenne, ni en fonction de la déformation locale maximale.
3. La comparaison des trois essais montre que, la vitesse de traverse influence la durée de l'essai, et donc l'obtention de la déformation maximale locale, puisque elle est égale à l'intégration de la vitesse de déformation maximale sur le temps. C'est la raison pour laquelle la position relative (en direction horizontale) des courbes est différente en fonction de la déformation moyenne totale et de la déformation maximale locale. Toutefois, la différence de cette dernière entre les trois essais reste petite, entre 0,2% et 1%, ainsi n'a pas d'influence sur les largeurs de bandes et leurs orientations, mais peut être remarquée sur l'évolution de la vitesse de déformation maximale et du poids de la fonction gaussienne.

Les conclusions de ce chapitre sont donc composées de deux parties : une partie par rapport à la déformation moyenne totale (page 75) et une partie par rapport à la déformation maximale locale (ci-dessus).

CHAPITRE 4 RESULTATS DES ESSAIS DE L'ACIER DC04

Sommaire

4.1	Evaluation de la qualité de l'ajustement	86
4.2	Mode de striction.....	88
4.2.1	Mode de striction I	88
4.2.2	Mode de striction II	90
4.3	Moment de transition striction diffuse-striction localisée	93
4.4	Evolution des paramètres d'intérêt	93
4.4.1	Vitesse de déformation maximale $\dot{\epsilon}_{max}$	94
4.4.2	Largeur de bande B	95
4.4.3	Inclinaison bande α	97
4.4.4	Poids de la fonction gaussienne η	98
4.5	Influence de la taille de grains sur la striction.....	99
4.5.1	Image de franges	99
4.5.2	Méthode graphique.....	102
4.6	Conclusions	105

L'effet de la vitesse de traction a été étudié et présenté précédemment dans le chapitre 3 sur les essais réalisés sur l'acier inoxydable 430. Les essais effectués sur l'acier DC04 ont pour but de regarder l'influence de la géométrie de l'éprouvette, de la direction de prélèvement de l'éprouvette par rapport à la direction de laminage et de la taille de grains sur la striction. Les noms des essais correspondants sont présentés dans le tableau ci-dessous. Ce chapitre est consacré à la présentation et à l'analyse des résultats de ces essais.

TAB. 4-1 Noms des essais et facteurs d'étude correspondants dans le cas du DC04

Nom d'essai	Facteur d'influence	Vitesse de traction
Gi_DC04	Essai de référence	0,015 mm/min
½ L ₀ _DC04	Longueur utile	
W/T=6_DC04	Rapport largeur-épaisseur	
W/T=3_DC04		
½ T_DC04	Epaisseur	
D 45°_DC04	Direction du prélèvement de l'éprouvette	
D 90°_DC04		
BGS_DC04	Taille de grains	0,010 mm/min

4.1 Evaluation de la qualité de l'ajustement

Regardons d'abord l'évaluation de la qualité de l'ajustement. Ceci nous permet d'avoir une vision globale sur la crédibilité du résultat obtenu avant de l'analyser plus en détail.

Comme on l'a vu dans les 2 chapitres précédents, il est possible d'examiner la qualité de notre ajustement en utilisant la relation mathématique ($Vt = \dot{\epsilon}_{max}^{dom} \cdot B^{dom} + \dot{\epsilon}_{max}^{dis} \cdot B^{dis}$, page 40).

C'est une bonne façon d'évaluer la crédibilité du résultat, puisqu'elle nous permet de comparer une quantité expérimentale fixée (la vitesse de traverse) avec une quantité numérique obtenue par l'ajustement du modèle sur les données expérimentales. Il est à noter que la quantité numérique est le produit de la vitesse de déformation maximale et de la largeur de bande, qui sont respectivement deux quantités qui évoluent en cours d'essai. L'évolution de cette relation pour tous les essais est présentée ci-dessous, avec les barres d'incertitude indiquées sur les courbes. La vitesse de traverse (V_t) utilisée pendant la striction est 0,015 mm/min.

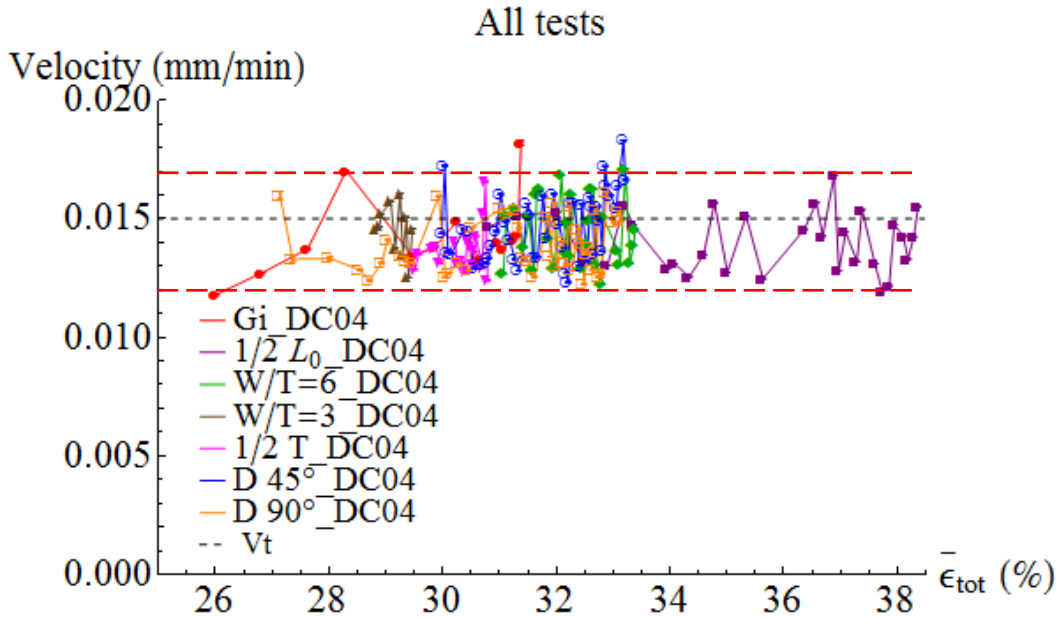


FIG. 4-1 Evolution du produit $\dot{\epsilon}_{max} \cdot B$ de tous les essais en fonction de la déformation totale moyenne (ou du temps) ; la vitesse de traverse pendant la striction est 0,015 mm/min (ligne pointillée grise). Les barres d'incertitude sont plus petites que les symboles représentant les points.

On peut voir dans la FIG. 4-1 que l'écart de la plupart des points est entre 0,002 (13%) et - 0,003(20%). Pour la plupart des points, le produit $\dot{\epsilon}_{max} \cdot B$ est inférieur à la vitesse de traverse ce qui peut s'expliquer par :

- 1) La vitesse de déformation maximale est la moyenne temporelle de la déformation maximale. Cela peut engendrer une sous-estimation de sa valeur réelle.

En effet,

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}(x, y) &= \frac{1}{\Delta t} \epsilon(x, y) \\ &= \frac{1}{\Delta t} (\epsilon_{max}^{dom} pV^{dom} + \epsilon_{max}^{dis} pV^{dis}) \\ &= \dot{\epsilon}_{max}^{dom} pV^{dom} + \dot{\epsilon}_{max}^{dis} pV^{dis} \end{aligned} \tag{EQU. 4-1}$$

- 2) La relation est déduite en supposant que la largeur de bande est l'intégration de la vitesse de déformation entre moins l'infini et plus l'infini. Néanmoins, en pratique,

l'ajustement est fait sur un champ fini. Donc le produit $\dot{\epsilon}_{max} \cdot B$ réel est inférieur au produit théorique, et donc inférieur à Vt .

A part cela, le résultat sera également évalué par la suite pendant la discussion, par les incertitudes (ou les barres d'incertitude, comme sur la FIG. 4-1, qui sont trop petites pour les voir) et sur l'évolution de l'orientation de bandes en comparant le résultat avec celui mesuré directement sur les images.

4.2 Mode de striction

Au premier chapitre, le mode de striction a été présenté selon la géométrie de l'éprouvette (page 4). Sur une éprouvette plate, on peut trouver deux modes de localisation, soit en bande oblique soit en fossette. On se rappelle que, d'après Nadai [35] et Tvergaard [34], ceci dépend en particulier du rapport largeur-épaisseur de l'éprouvette. La valeur de transition entre les deux modes trouvée par ces deux chercheurs est différente (Nadai : 6 ou 7, Tvergaard : entre 3 et 6). Précédemment sur les trois essais de l'acier 430, un seul mode de localisation a été constaté, le mode bande oblique (Notons que le rapport largeur-épaisseur des éprouvettes était 75). Ce mode de localisation est, en résumé, une structure évolutive constituée de deux bandes et qui termine à une seule bande. Dans ce dernier, la fracture se produit le long de la bande dominante et est donc inclinée par rapport à la direction de traction. Sur l'acier DC04, les deux modes de localisation ont été observés. Le mode bande oblique sera appelé le mode asymétrique et le mode fossette sera appelé le mode symétrique. Le détail de ces deux modes sera présenté par la suite.

4.2.1 Mode de striction I

Le mode bande oblique (voir FIG. 4-2), est le même que celui que nous avons vu précédemment sur l'acier 430.

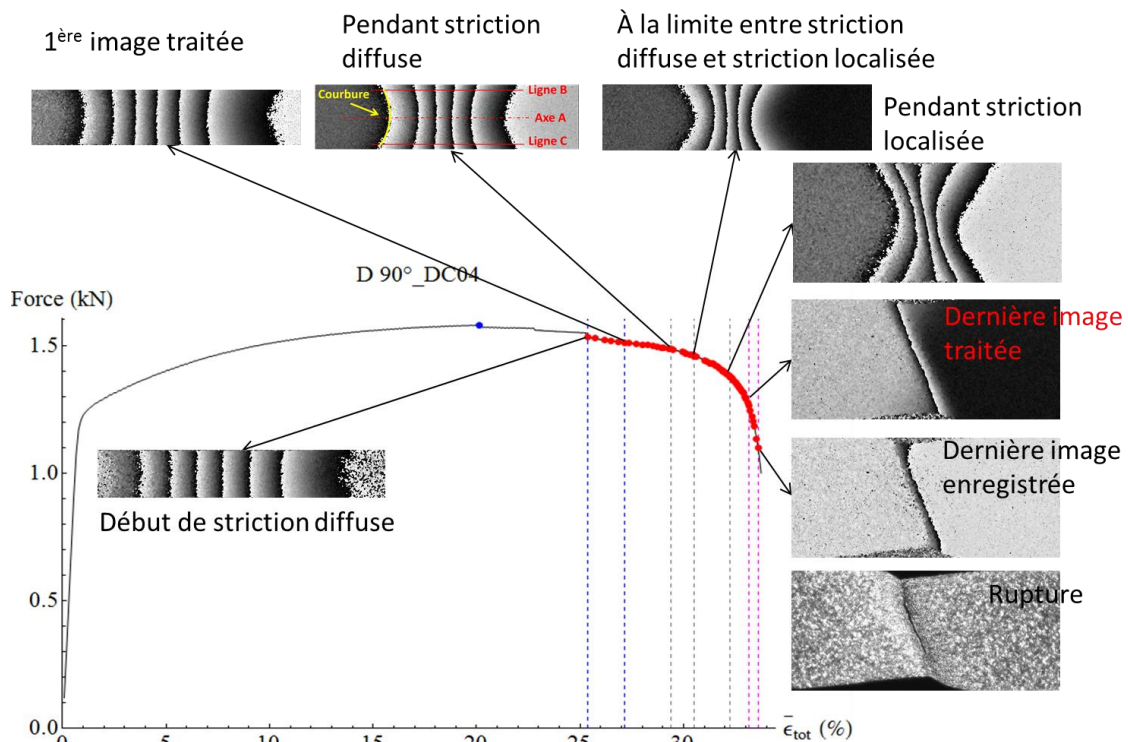


FIG. 4-2 Différentes phases du mode de striction bande oblique (ou asymétrique), exemple de l'essai D90°_DC04 ; le point bleu représente le point Considère, et les points rouges représentent les images enregistrées dont la majorité est traitée

Quelques caractéristiques de ce mode en termes d'évolution relative de la vitesse de déformation maximale de deux bandes, de leurs largeurs, de leur orientations et du profil de l'éprouvette rompue sont présentés par la suite (voir la FIG. 4-4).

- La vitesse de déformation maximale des deux bandes se superpose au début lors de la striction diffuse, ensuite au moment de la striction localisée la déformation commence à se concentrer dans la bande dominante, sa vitesse de déformation maximale dépasse celle de la bande disparaissante, et continue à augmenter rapidement. A la fin d'essai on observe l'apparition d'une fissure dans la bande dominante, tandis que celle de la bande disparaissante augmente lentement. Vers la rupture, leur rapport augmente à environ 5. En effet, les deux bandes partagent la quantité Vt entre elles, d'après l'équation $Vt = \dot{\epsilon}_{max}^{dom} \cdot B^{dom} + \dot{\epsilon}_{max}^{dis} \cdot B^{dis}$, en parts égales au début jusqu'à ce qu'une des deux prenne la plus grosse part (voir la FIG. 4-3).

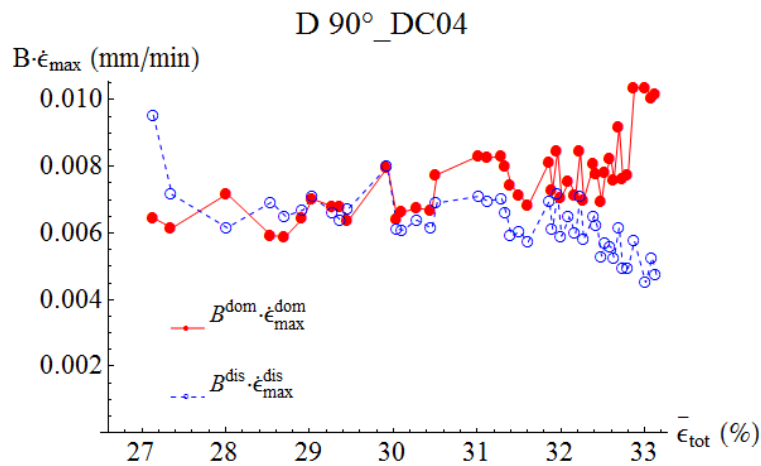


FIG. 4-3 Evolution du produit de la largeur de bande et de la vitesse de déformation maximale en fonction de la déformation moyenne totale (ou du temps) pour les deux bandes de l'essai D90°_DC04

- La largeur des deux bandes évolue dans le sens inverse de leur vitesse de déformation. Au début, pendant la striction diffuse, les deux bandes ont la même vitesse et la même largeur. Ensuite, avec l'augmentation rapide de la vitesse de déformation de la bande dominante, sa largeur rétrécit également plus rapidement et tend vers zéro juste avant la rupture. Cependant, la largeur de la bande disparaissante diminue moins vite tout comme sa vitesse de déformation augmente moins vite et sa valeur finale est plus grande que celle de la bande dominante.
- L'angle (par rapport à la direction de traction) des deux bandes augmente au cours de l'essai. Pendant la striction diffuse, la courbe d'évolution est un peu plus chaotique que pendant la striction localisée, ce qui ne s'observe pas sur les courbes de vitesse et de largeur. Comme on peut le voir, pendant ce stade, les incertitudes sont également plus grandes. On peut ainsi considérer que leurs grandeurs sont identiques. L'inclinaison des deux bandes est également identique. C'est quand la déformation se concentre dans une des deux bandes que ceci provoque un amincissement local de l'éprouvette et fait ressortir les bandes de localisation. C'est pour cette raison que les orientations des bandes sont plus stables après la striction localisée. C'est aussi à ce moment-là que les orientations des deux bandes ne sont plus symétriques et les deux courbes se séparent.

L'orientation de la bande dominante augmente presque linéairement jusqu'à la fin, tandis que celle de la bande disparaissante ressemble à une évolution exponentielle. On peut remarquer que l'angle au moment de la séparation des deux bandes est $54,74^\circ$, l'angle critique prédit par Hill [38] pour le début de la striction localisée.

- A part ces évolutions spécifiques concernant les bandes de localisation, le mode de striction « bande oblique » a une particularité importante, qui est le profil asymétrique de l'éprouvette cassée, montré dans la FIG. 4-4 d, dû au fort cisaillement suivant la bande dominante. A titre de vérification, on peut voir également que l'angle de la bande dominante est environ 65° à la fin, très proche de celui mesuré approximativement sur l'éprouvette cassée, $65,5 \pm 0,5^\circ$ et de celui mesuré approximativement sur l'image de frange, $65,1 \pm 0,2^\circ$. Donc encore une fois, cela renforce notre confiance dans le résultat obtenu par l'ajustement ainsi que dans notre modèle. Il faut noter que l'image des franges présentée correspond bien aux derniers points des courbes. Néanmoins elle n'est pas enregistrée au moment juste avant la rupture. Elle est prise à la déformation totale moyenne de 33,14% alors que la rupture se produit un peu plus tard, à $\epsilon_{tot}=33,74\%$. La dernière image est enregistrée à $\epsilon_{tot}=33,60\%$, néanmoins les dernières images ne sont pas traitées à cause de l'impossibilité de démodulation due à la forte concentration des déformations.

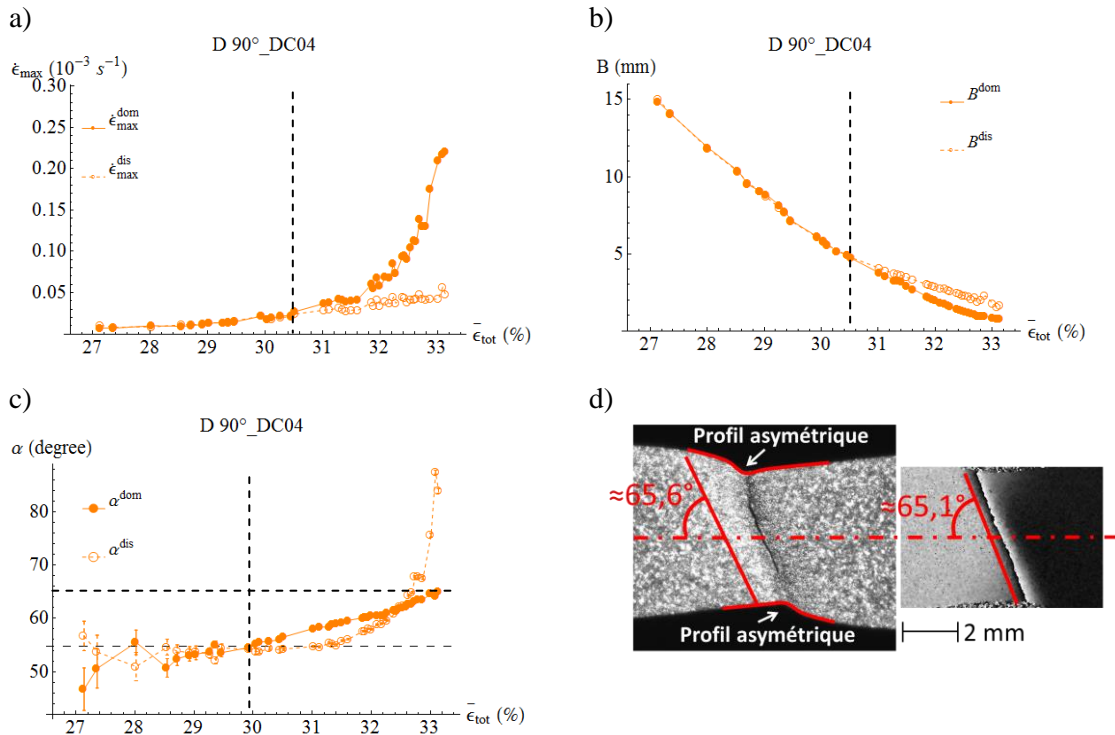


FIG. 4-4 Evolution relative de deux bandes de localisation dans le mode de striction asymétrique, exemple de l'essai D90°_DC04

4.2.2 Mode de striction II

La FIG. 4-5 nous montre que, dans le mode fossette, avant l'apparition de la fossette, deux bandes de localisation émergent, puis la déformation se localise à l'intersection des deux bandes, au lieu d'une seule bande, ce qui fait apparaître l'aspect fossette. Peu de temps après, la fissure se propage du milieu vers les bords de l'éprouvette dans la direction perpendiculaire à la direction de traction jusqu'à que l'éprouvette se casse. Le motif des franges reste symétrique jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

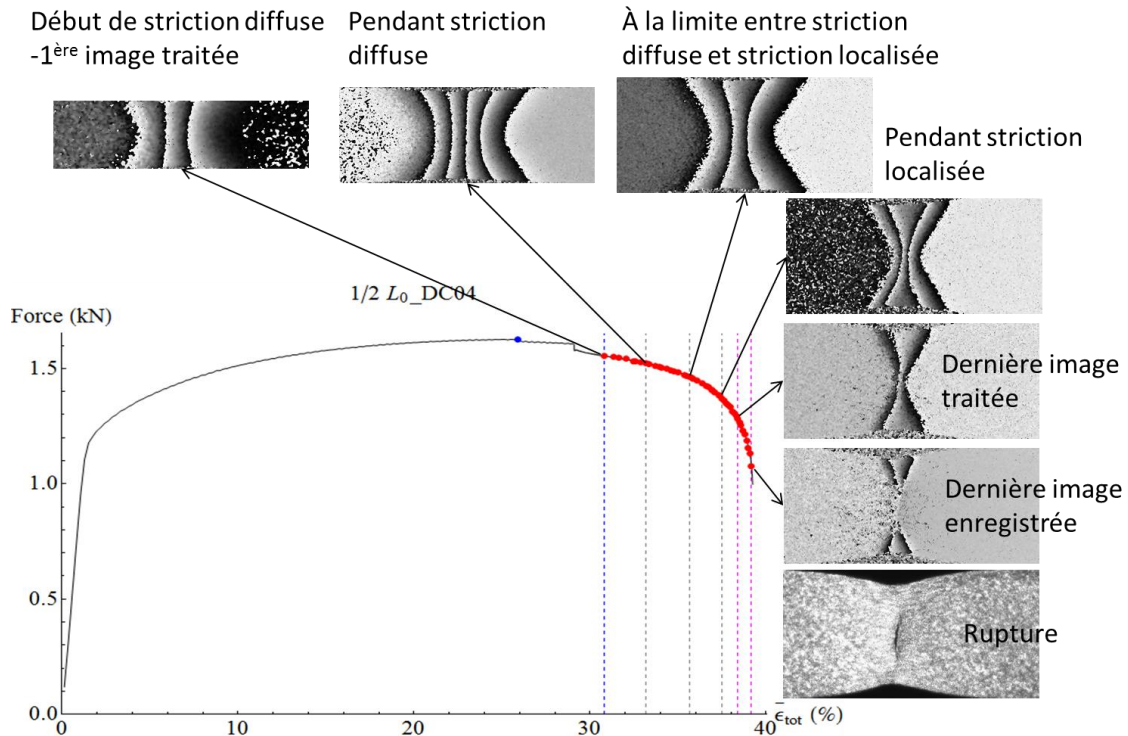


FIG. 4-5 Différentes phase de striction fossette (ou symétrique), exemple de l'essai $\frac{1}{2} L0_DC04$; le point bleu représente le point Considère, et les points rouges représentent les images enregistrées dont la majorité est traitée

Les évolutions relatives des deux bandes au niveau de leurs vitesses de déformation maximale, leurs largeurs et leurs orientations sont cohérentes avec celles des motifs de franges. D'après la FIG. 4-5, on peut résumer les caractéristiques du mode de striction fossette de la même façon que précédemment:

- La vitesse de déformation maximale des deux bandes augmente exponentiellement tout au long de l'essai. La différence avec ce qui a été observé dans le mode bande oblique est qu'après la striction localisée, l'écart entre les deux évolutions est beaucoup plus petit. Le rapport des vitesses de déformation à la fin est 1,3 (cette valeur était 5 dans le mode précédent.). Les deux bandes évoluent donc quasiment avec la même vitesse du début à la fin.
- Sur l'évolution de la largeur de bande, on voit également que les deux courbes sont presque superposées jusqu'à la fin. La séparation après la striction localisée n'est pas évidente.
- L'inclinaison des deux bandes (par rapport à la direction de traction) augmente le long de l'essai, comme ce que l'on a vu sur les essais précédents. Tout comme les évolutions de la vitesse de déformation et de la largeur, l'évolution de l'inclinaison des deux bandes est également très proche. On observe juste un petit écart. En revanche, ce qui diffère significativement du mode bande oblique, c'est que, même pendant la striction diffuse, l'orientation des deux bandes est supérieure à $54,74^\circ$, et l'orientation au moment de la striction localisée est environ 60° .
- La particularité la plus évidente de ce mode est que le profil de l'éprouvette cassée est (quasi) symétrique dû à l'amorçage de fissure à l'intersection des deux bandes avant qu'une des bande l'emporte sur l'autre. Dès ce moment-là, la démodulation ne sera plus correcte, donc les derniers points des courbes correspondent à ce moment-là. On voit que l'inclinaison de la bande dominante et de la bande disparaissante de ce moment sont respectivement environ 69° et $73,5^\circ$ (ajustement). Néanmoins l'angle mesuré sur

l'image de frange correspondante est respectivement autour de $65,9^\circ$ et $68,6^\circ$. Leur écart est plus grand que dans le cas précédent, car la forte concentration de déformation à l'intersection des deux bandes coupe les bandes en deux parties (en haut et en bas), et ainsi les franges ne sont plus continues. Ceci est plus visible sur la dernière image de franges enregistrée et présentée dans la FIG. 4-5. L'angle mesuré le long de la fissuration sur l'image de l'éprouvette est à peu près $80,6^\circ$. Bien qu'il présente plus d'incertitude dans la mesure que dans le cas précédent, on peut être sûr que l'angle entre la direction de la fracture et la direction de traction est plus grand que celui du mode I.

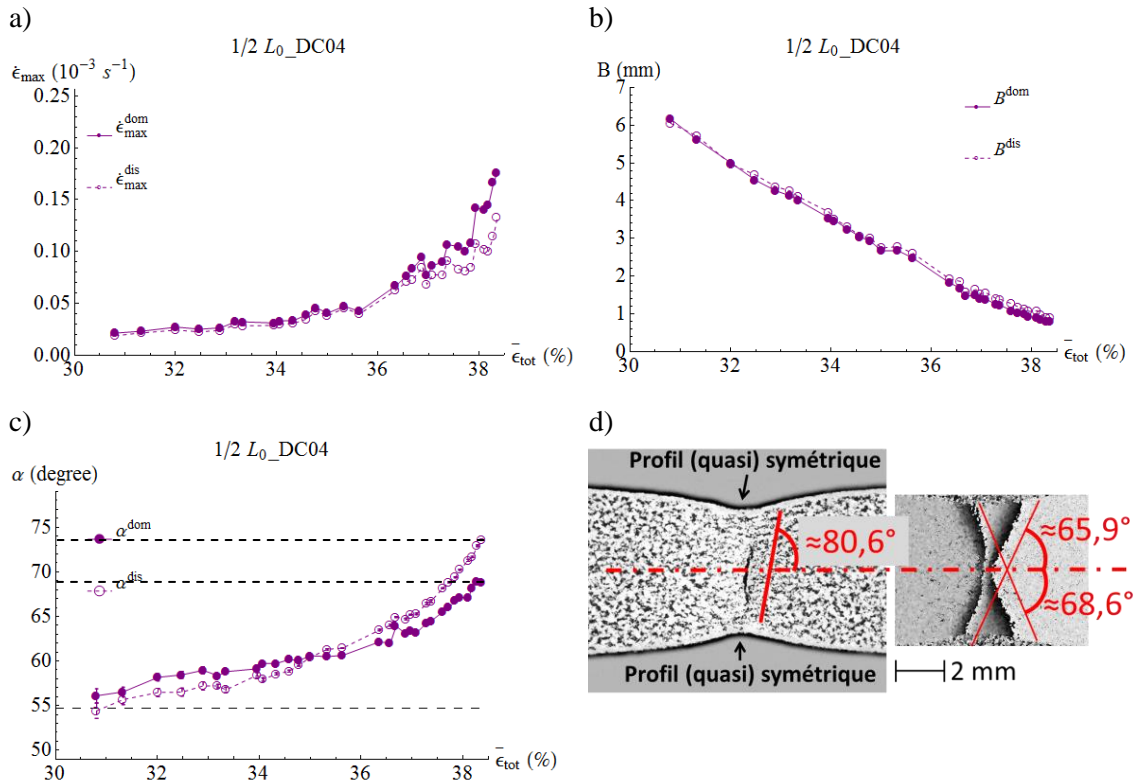


FIG. 4-6 Evolution relative des deux bandes de localisation dans le mode de striction symétrique, exemple de l'essai $\frac{1}{2} L_0_DC04$

Pour être plus claire, on appelle le mode bande oblique, le mode de striction asymétrique, et le mode fossette, le mode de striction symétrique.

Parmi les essais effectués, sur l'essai Gi_DC04, W/T=6_DC04, D 45°_DC04 et D 90°_DC04 , on a trouvé le mode de striction asymétrique, et sur le reste ($\frac{1}{2} L_0_DC04$, W/T=3_DC04, $\frac{1}{2} T_DC04$), on a trouvé le mode de striction symétrique. C'est-à-dire que le mode de striction ne dépend pas seulement du rapport largeur-épaisseur de l'éprouvette, mais aussi de la longueur utile et de l'épaisseur de l'éprouvette. La transition entre les deux modes, par rapport au rapport largeur-épaisseur se situerait entre 3 et 6. Ceci est cohérent avec celle trouvée par Tvergaard[34]. Les images de franges, les cartes de vitesse de déformation correspondantes, la courbe de traction et la photo de l'éprouvette cassée de chaque essai peuvent être trouvées en annexe. Puisque les caractéristiques de l'évolution de la vitesse de déformation maximale, de la largeur de bande, et de son inclinaison sont présentées pour chaque mode, et pour que le manuscrit ne soit pas alourdi par les graphes, ces évolutions ne seront pas toutes présentées ici pour chaque essai individuellement, mais on peut les trouver également en annexe (page 136). Elles seront présentées dans la prochaine section ensemble pour la comparaison entre les essais.

4.3 Moment de transition striction diffuse-striction localisée

Précédemment sur les essais de l'acier 430, la limite entre la striction diffuse et la striction localisée est définie comme le moment où la vitesse de déformation maximale des deux bandes n'est plus la même, autrement dit, le moment où leurs courbes d'évolution (en fonction du temps) se séparent. Sur les images de franges, c'est le moment où les franges ne sont plus symétriques par rapport à l'axe de l'éprouvette (suivant la direction de traction). Après les différents essais de l'acier DC04, il est intéressant de regarder où ce moment se situe sur la courbe de traction rationnelle (contrainte vrai vs déformation vrai). La contrainte est calculée par :

$$\sigma = \frac{F}{S_0 \exp(-\bar{\epsilon}_{tot})} \quad \text{EQU. 4-2}$$

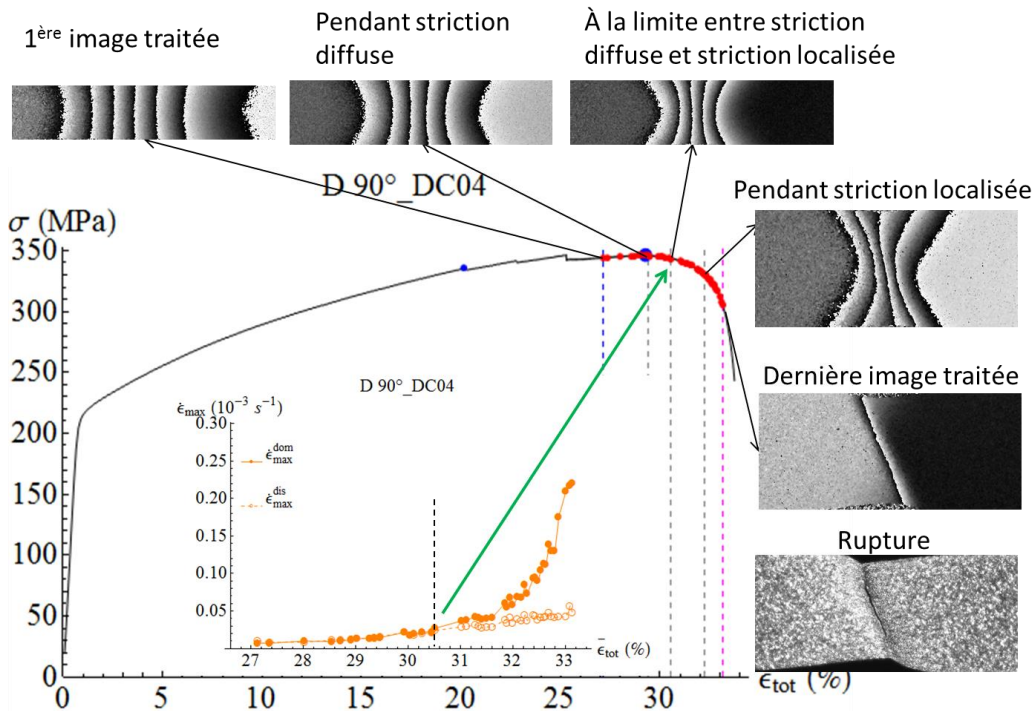


FIG. 4-7 Courbe de traction rationnelle avec les images de franges de l'essai D 90°_DC04

On voit donc que ce point se retrouve près de la contrainte maximum. Alors que selon le critère de Hill, au moment de la striction localisée, $d\sigma/d\epsilon = \sigma/2$, ce point est donc bien avant le maximum.

4.4 Evolution des paramètres d'intérêt

Les résultats des essais sur l'acier 430 nous ont montré que la déformation totale moyenne et la déformation locale maximale sont les deux grandeurs importantes pour décrire l'évolution de la striction. Concernant la comparaison du comportement de deux bandes (comparaison verticale),

la déformation totale moyenne est un bon repère pour comparer leurs vitesses d'évolution. Elle est donc plus adaptée pour décrire le moment de la bifurcation. Tandis que leur propre déformation maximale locale est un bon repère pour comparer la nature de leurs évolutions. Ainsi celle-ci est plus adaptée pour étudier l'influence d'un élément sur l'évolution de la striction (ou le comportement de chaque bande).

Dans cette partie, nous regardons donc l'évolution de la striction en fonction de la déformation totale moyenne et de la déformation locale maximale, en comparant le comportement de chaque bande (particulièrement la vitesse de déformation maximale, la largeur et l'inclinaison des bandes) entre les différents essais. Puisque la vitesse de déformation maximale et la largeur des deux bandes évoluent pareillement, dans les deux modes de striction, seul le résultat de la bande dominante est présenté dans cette partie, et celui de la bande disparaissante peut être trouvé en annexe.

4.4.1 Vitesse de déformation maximale $\dot{\epsilon}_{max}$

L'évolution de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante pour tous les essais est présentée ci-dessous, en fonction de la déformation totale moyenne (a) et de la déformation locale maximale (b) respectivement.

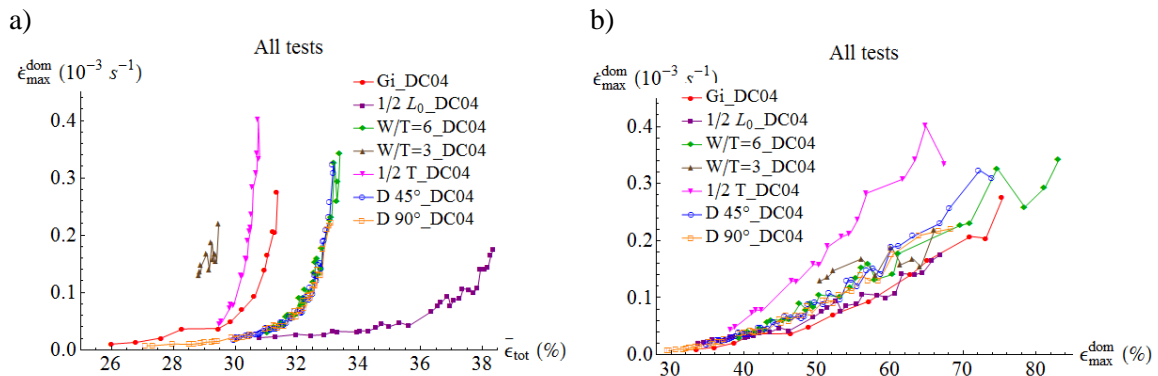


FIG. 4-8 Evolution de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante pour tous les essais, en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite)

La figure a) montre que la vitesse de déformation maximale de la bande $\dot{\epsilon}_{max}^{dom}$ augmente avec la déformation totale moyenne (ou le temps) dans tous les essais. On peut voir que, même si la tendance d'évolution de tous les essais est similaire, il est difficile de trouver une tendance vis-à-vis des différentes configurations. Néanmoins, les évolutions en fonction de la déformation maximale locale (voir la figure b) sont presque toutes superposées, à l'exception de celle de l'éprouvette avec la demi-épaisseur, qui est un peu plus élevée que les autres. Nous proposons donc d'éliminer le facteur de l'épaisseur en traçant le produit de la vitesse de déformation maximale par l'épaisseur, ce qui donne le graphe FIG. 4-9. Cette façon de faire peut sembler arbitraire mais elle prendra tout son sens lorsque la largeur des bandes sera analysée.

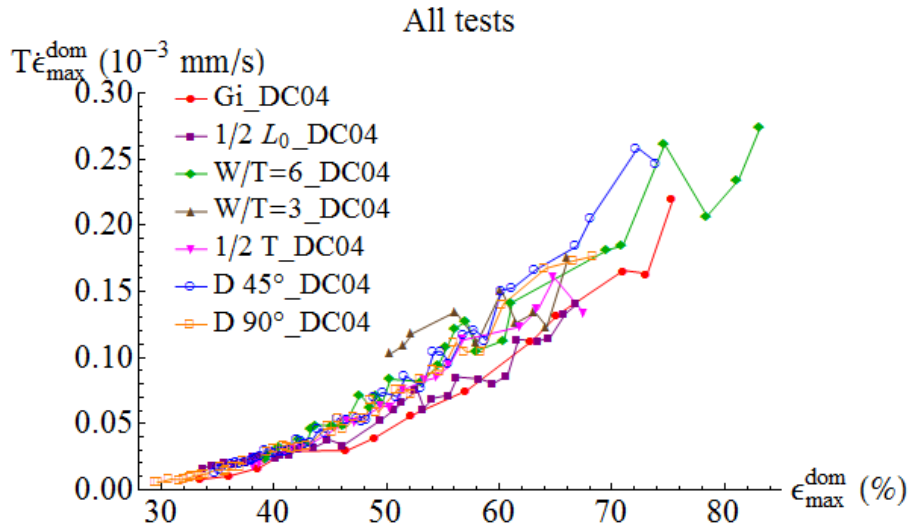


FIG. 4-9 Evolution du produit de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante et de l'épaisseur initiale de l'éprouvette en fonction de la déformation maximale locale de la bande dominante pour tous les essais

Après cette opération, on voit que toutes les courbes sont relativement bien superposées. On retrouve le même effet de superposition avec la bande disparaissant, car l'évolution de sa vitesse de déformation maximale se superpose avec celle de la bande dominante en fonction de leur propre déformation locale (voir l'annexe). Cela signifie que peu importe la géométrie de l'éprouvette ou la direction suivant laquelle l'éprouvette est découpée par rapport à la direction de laminage, la vitesse de déformation maximale de la bande de localisation reste la même, pour un niveau de déformation local donné, sauf si l'épaisseur de l'éprouvette est différente.

4.4.2 Largeur de bande B

L'évolution de la largeur de la bande dominante de tous les essais est présentée ci-dessous, en fonction de la déformation totale moyenne (a) et de la déformation locale maximale (b) respectivement.

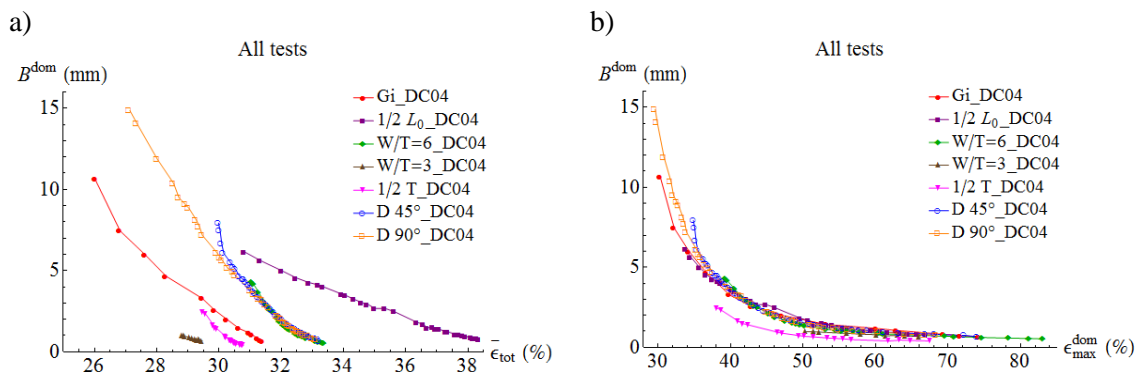


FIG. 4-10 Evolution de la largeur de bande de tous les essais pour chaque bande, en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite)

De la même manière que pour la largeur de bande, on constate la superposition des courbes (sauf pour l'essai $\frac{1}{2} T$) sur l'évolution en fonction de la déformation maximale locale et non sur l'évolution en fonction de la déformation moyenne totale. Puisque le produit de la largeur de

bande et de la vitesse de déformation maximale est constante et que $T\dot{\epsilon}_{max}$ de tous les essais est identique, il peut être déduit facilement que la largeur de bande réduite (B/T) se superpose comme on peut le voir sur la FIG. 4-11. Il est à noter que cette largeur réduite se stabilise approximativement à 1 pour tous les essais. Cela va dans le sens de la bibliographie où l'on remarque souvent, sans plus de justification, que la largeur de la bande de localisation est de l'ordre de grandeur de l'épaisseur de la tôle. En effet, suite aux travaux effectués dans notre laboratoire, nous constatons que la largeur de bande n'est pas une quantité fixe mais évolue au fur et à mesure que la striction se développe. De plus, les travaux présentés ici montrent que la remarque de la bibliographie ne concerne que le dernier stade.

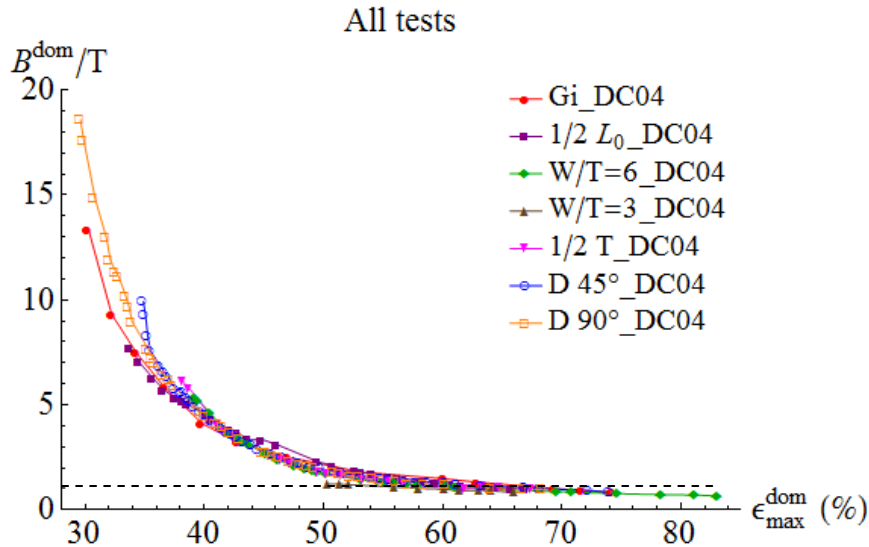


FIG. 4-11 Evolution de la largeur de bande^{dom} réduite en fonction de la déformation maximale locale de la bande dominante de tous les essais

Il est intéressant de regarder la largeur de la bande réduite au moment de la striction localisée. Dans le tableau suivant on trouve les valeurs pour les différents essais.

TAB. 4-2 Largeur de bande réduite de la bande dominante au moment de la striction localisée

Mode de striction	Asymétrique				Symétrique		
	Gi_DC04	W/T=6	D 45°	D 90°	½ L ₀	W/T=3	½ T
$\epsilon_{max}^{dom} (\%)$	32,2	<39,3	34,9	37,4	46,2	<50,4	38,8
B^{dom}/T	9,4	>5,4	9,9	5,9	3,1	>1,2	5,8

On peut remarquer que la largeur de bande réduite au moment de la striction localisée est plus petite dans le mode de striction symétrique que dans le mode de striction asymétrique. Pour les essais W/T=6 et W/T=3, les premiers points (5,4 et 1,2) apparaissent après la striction localisée, donc les valeurs à la striction localisée devraient être, en réalité, un peu plus grandes. En mettant de côté ces deux essais, on peut alors déduire que la striction localise plus tard dans le mode symétrique que dans le mode asymétrique, puisque la largeur réduite de tous les essais suit la même évolution. Cette analyse nous permet d'éviter d'utiliser la déformation moyenne totale pour la comparaison du moment du début de la striction localisée. La vitesse de traction a

été changée plusieurs fois avant la striction et différemment pour chaque essai, alors que ceci peut influencer le moment de localisation, donc la déformation moyenne totale n'est pas une bonne indication pour comparer le moment de la localisation de striction. Par exemple, pour l'essai D 90°, la striction localisée commence environ à la déformation moyenne totale de 30,5%, ce qui est plus tard que pour l'essai 1/2 T, où elle démarre autour de 29,5% de la déformation moyenne totale.

4.4.3 Inclinaison bande α

Puisque l'évolution de l'inclinaison de la bande dominante et celle de la bande disparaissante sont très différentes dans les deux modes de striction, elles sont présentées toutes les deux ici respectivement en fonction de la déformation totale moyenne (a et b) et de la déformation locale maximale (a-bis et b-bis).

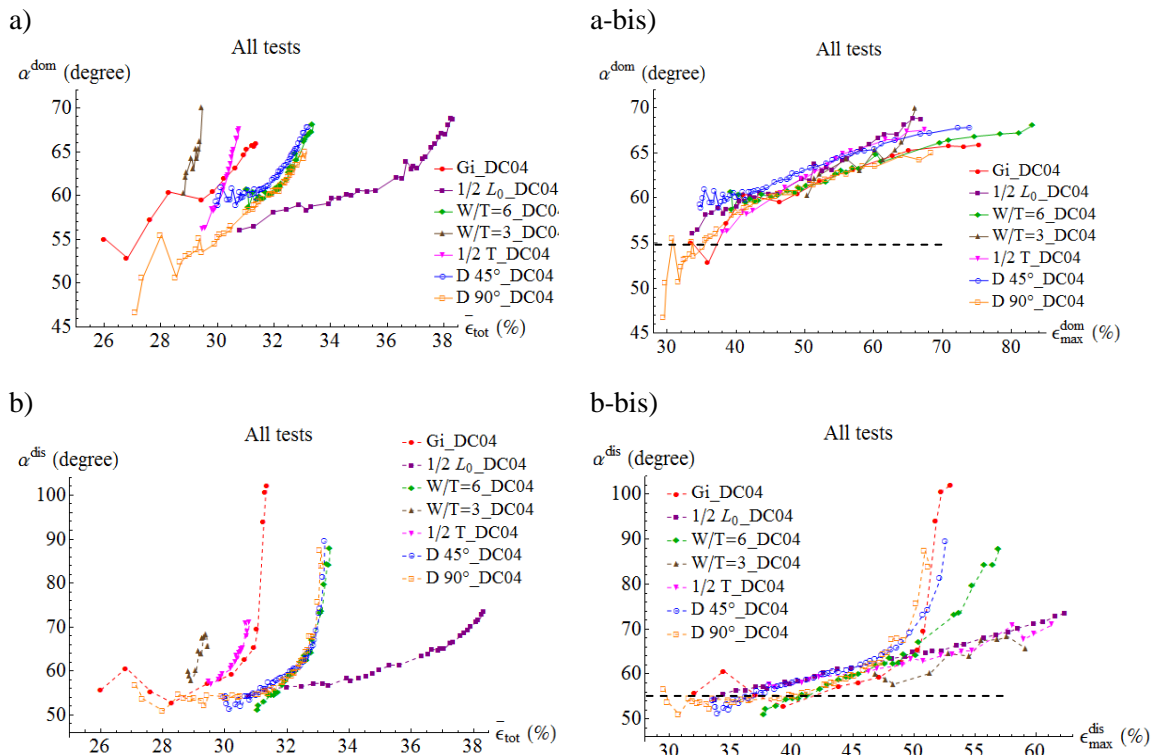


FIG. 4-12 Evolution de l'inclinaison de bande de tous les essais pour chaque bande, en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite). La ligne pointillée horizontale représente l'angle de 54,74° correspondant à la direction de déformation nulle pour un matériau isotrope.

Les évolutions de l'orientation de la bande (dominante ou disparaissante) de tous les essais en fonction de la déformation moyenne sont dispersées. Cependant, pour la bande dominante, elles se superposent en fonction de leur déformation maximale locale. A part pour l'essai Gi_DC04 et l'essai D 90°, dont l'angle à la striction localisée est proche de 54,74°, pour les autres essais, ils sont tous supérieurs à cette valeur. Il est intéressant de voir que, pour la bande disparaissante, toutes les courbes sont superposées au début, mais que, vers la fin de l'essai, elles sont divisées en trois groupes : premier groupe, l'essai Gi_DC04, D 45°_DC04, et D 90°_DC04; deuxième groupe, W/T=6_DC04 ; troisième groupe, 1/2 L₀, W/T=3 et 1/2 T. Sur le premier groupe et le deuxième groupe, on observe le mode de striction asymétrique et sur le troisième groupe d'essai, on a observé le mode de striction symétrique. On peut voir clairement que la courbe de l'essai W/T=6 est très différente de celles des essais du premier groupe, même si le mode de

striction de cet essai est aussi asymétrique. C'est la raison pour laquelle elles sont divisées en deux groupes différents. En même temps, on peut remarquer également que les trois essais avec les trois différents rapports largeur-épaisseur sont répartis dans différents groupes. On peut donc imaginer que l'inclinaison de la bande disparaissante vers la fin d'essai dépend du rapport largeur-épaisseur de l'éprouvette : plus ce rapport est important, plus la bande tourne vers la direction perpendiculaire à la direction de traction. Une autre remarque importante est que les trois essais avec les différentes directions de découpage sont tous dans le même (premier) groupe.

En conclusion :

- On constate que l'inclinaison des bandes démarre entre 50 et 60° et qu'elle augmente progressivement pour se placer perpendiculairement à la direction de traction ;
- L'inclinaison de la bande dominante tend à se stabiliser vers 70° ;
- La rotation de la bande disparaissante ne ralentit pas. Elle peut même accélérer dans certains cas. Ceci semble être lié au rapport largeur-épaisseur ;
- Comme pour les paramètres précédents, l'évolution des inclinaisons de tous les essais devient cohérente lorsqu'on l'exprime en fonction de la déformation maximale locale ;
- L'évolution de l'inclinaison des bandes étant extrêmement peu documentée dans la bibliographie, tant sur le plan expérimental que par modélisation, les résultats obtenus n'ont pas pu être comparés à d'autres.

4.4.4 Poids de la fonction gaussienne η

L'évolution du poids de la fonction gaussienne de la bande dominante et de la bande disparaissante est présentée ci-dessous en fonction de la déformation totale moyenne.

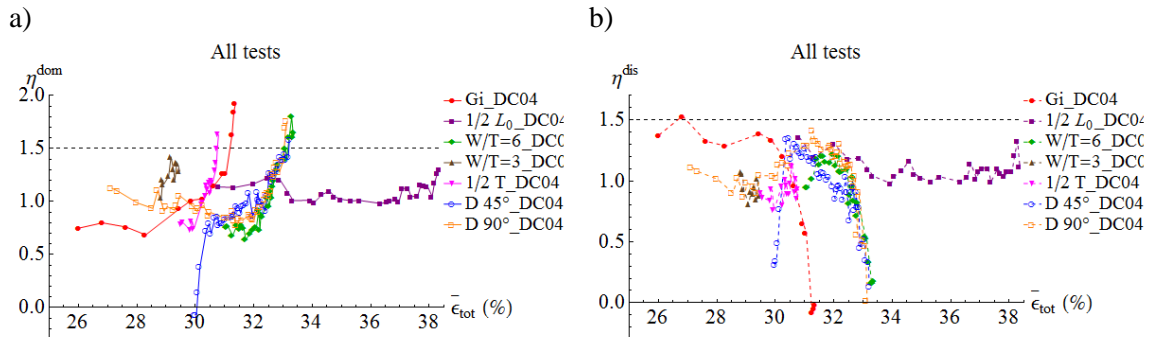


FIG. 4-13 Evolution du poids de la fonction gaussienne en fonction de la déformation totale moyenne de tous les essais pour chaque bande

On a dit précédemment que la valeur de η doit être dans l'intervalle de -0.7 à 1,5 pour que la distribution de la fonction décrite ait un sens physique. Cela nous permet donc d'évaluer la crédibilité des points du résultat. Sur la FIG. 4-13, on voit que, pour les deux bandes, tous les points sont au-dessus de -0.7, en revanche, certains points (surtout les derniers) ont dépassé la limite supérieure de 1,5, par exemple, pour la bande dominante, il s'agit de l'essai Gi_DC04, W/T=6_DC04, 1/2 T_DC04 et D 90°_DC04 et pour la bande disparaissante, cela concerne le deuxième point de l'essai Gi_DC04. Il faut donc prendre en compte ces points quand on fait l'analyse. Les conclusions précédentes sont toutes valides avec considération de la valeur de η .

4.5 Influence de la taille de grains sur la striction

Dans cette partie, on présente le résultat de l'essai BGS_DC04, qui concerne l'éprouvette avec des gros grains. Elle est présentée ici de manière indépendante parce que le motif des franges (ou la déformation) est fortement influencé par la taille de grains du matériau ; il est donc irrégulier et inhabituel. Le résultat de l'ajustement montre que, pour ce type de motif, notre modèle n'est plus approprié pour l'exploitation des grandeurs sur la largeur, la vitesse de déformation et l'inclinaison des bandes de localisation.

4.5.1 Image de franges

Les images de franges nous permettent de visualiser directement la déformation dans le matériau. En effet, le modèle est appliqué directement sur ces données. Donc elles sont une source importante pour l'explication et l'évaluation du résultat. La FIG. 4-14 montre l'évolution du motif des franges de l'essai BGS_DC04. Afin de voir la striction de plus près, pendant l'essai on a effectué deux zooms, qui sont indiqués sur la figure. Il faut également noter que la vitesse de traction utilisée pendant la striction est 0,010 mm/min, car avec 0,015 mm/min la vitesse de déformation était trop importante pour enregistrer suffisamment d'images vers la fin d'essai.

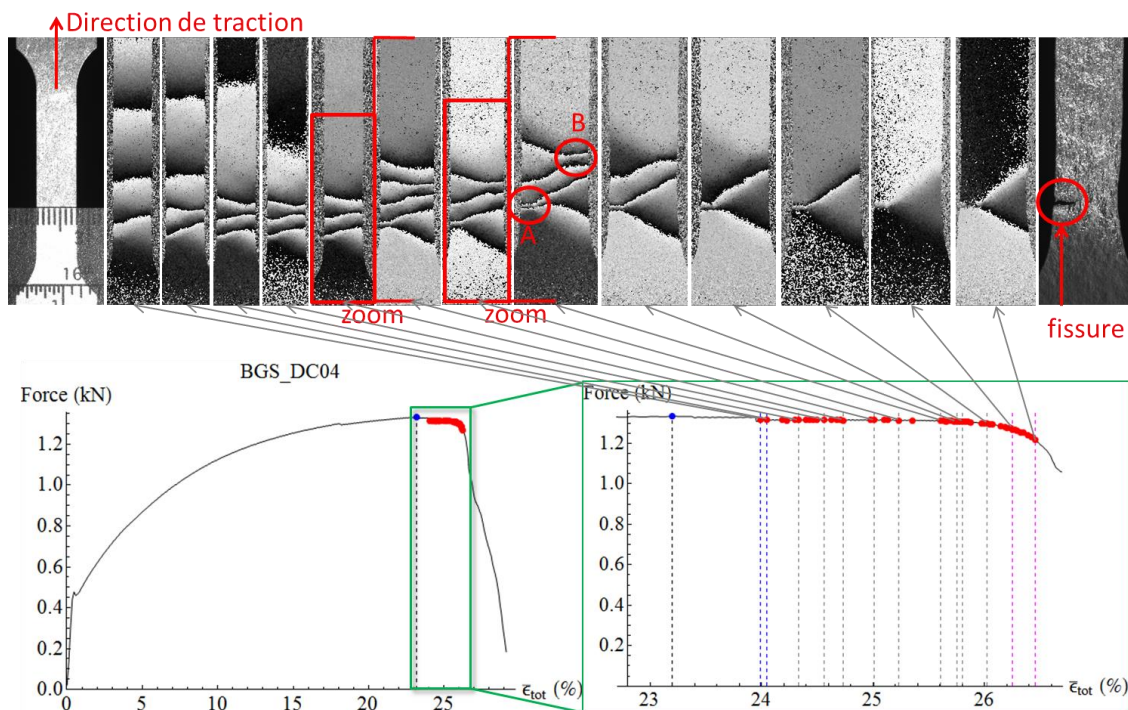


FIG. 4-14 Evolution du motif des franges de l'essai BGS_DC04 ; le point bleu indique la force maximale, et chaque point rouge correspond à une image de frange dont certaines sont présentées

On peut constater que le motif des franges ne ressemble pas à un « sablier » ni à un « X ». Le résultat de l'ajustement (voir FIG. 4-15) montre que la distribution de la vitesse de déformation de type pseudo-Voigt n'est plus adaptée pour ajuster ce type de motif. On peut rappeler que, quand la valeur de η est entre 1,5 et -0,7, la forme de la distribution a un sens physique. Sur la figure a), on peut voir que même si la valeur de η de la bande dominante pour la plupart de points est dans la gamme normale, celle de la bande disparaissante est quasiment tout le temps hors de la gamme normale. La figure b) montre également que la relation $Vt = \dot{\epsilon}_{max} \cdot B$ n'est pas validée sur cet essai.

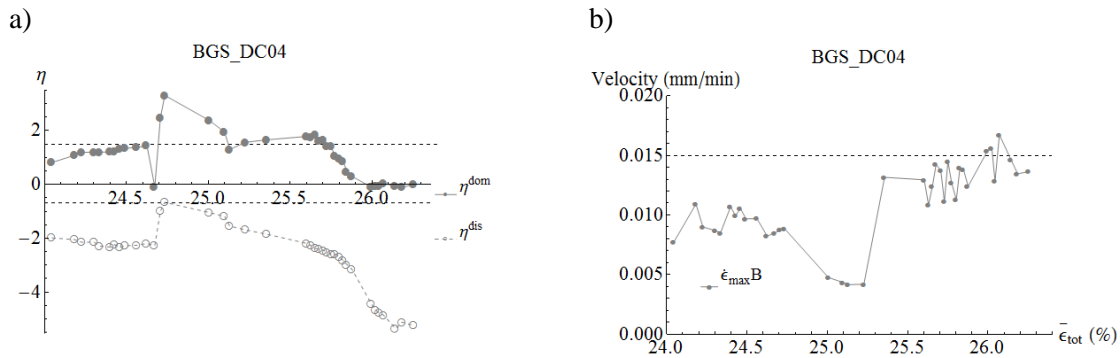


FIG. 4-15 Evaluation du résultat de l'ajustement de l'essai BGS_DC04 par a) la valeur du poids de la fonction gaussienne et b) la relation $Vt = \dot{\epsilon}_{max} \cdot B$

Malgré tout, l'évolution de la vitesse de déformation maximale des bandes, de leurs largeurs, et de leurs inclinaisons est présentée ci-dessous. Néanmoins, une interprétation détaillée ne pourra pas être effectuée de manière crédible.

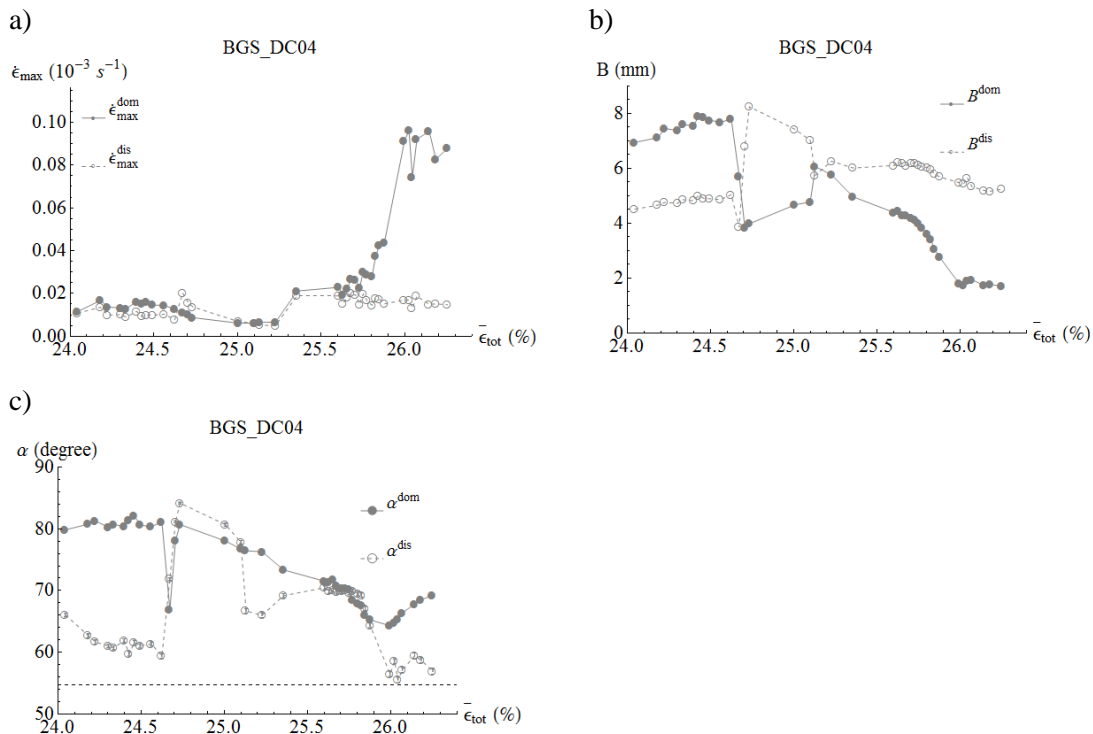


FIG. 4-16 Evolution de la vitesse de déformation maximale des bandes, de leurs largeurs, et de leurs inclinaisons de l'essai BGS_DC04

Pour expliquer ces résultats et trouver éventuellement une solution, il faut revenir aux données d'origine, c'est-à-dire aux figures des franges. On peut constater que la fissuration débute au bord de l'éprouvette. En regardant cet endroit sur chaque image du début à la fin, on peut remarquer que, dès que la déformation totale dépasse 25%, la vitesse de déformation de cet endroit (point A) devient la plus importante de toute la pièce. Cependant il y a un autre point (point B) centrosymétrique par rapport à cet endroit, où la vitesse de déformation est aussi importante. Habituellement, la vitesse de déformation est la plus importante à l'intersection des

deux bandes, qui est souvent au milieu de la largeur de l'éprouvette (c'est d'ailleurs généralement au milieu de la largeur que s'amorce la rupture). Néanmoins, dans la présente situation, on pourrait voir cela comme s'il y avait deux intersections, qui étaient respectivement les points A et B, et donc quatre bandes (voir la FIG. 4-17). Il est intéressant de noter que les bandes 1 et 2 ont quasiment la même orientation, et les bandes 3 et 4 aussi. Cela peut donc former la base d'une proposition pour un nouveau modèle. Ce modèle est facile à appliquer, néanmoins, pour un stade de localisation le plus avancé, il n'est pas forcément bien adapté, car on voit que la bande 1 disparaît à un moment suivie de la bande 3.

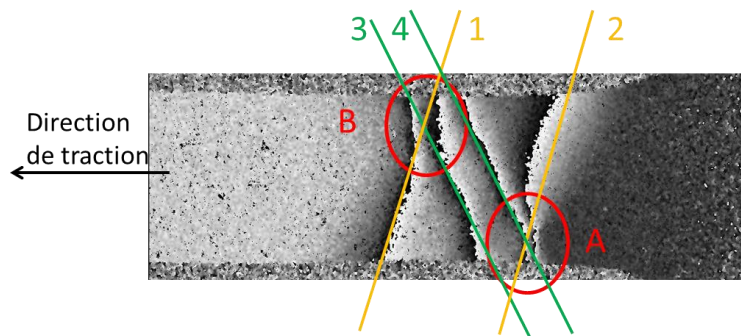


FIG. 4-17 Proposition de modèle I

Une autre proposition peut être faite : imaginer que le motif des franges est composé de deux « Y » côte à côte, mais inversés, comme montré sur la FIG. 4-18. Visiblement ce modèle décrit mieux le motif, et tout le reste où la fissuration commence par le bord de l'éprouvette, comme par exemple ce qui est constaté également sur certaines éprouvettes en aluminium (la FIG. 4-19). En revanche, l'expression mathématique reste à définir.

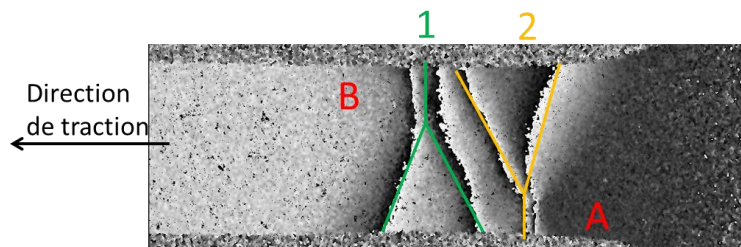


FIG. 4-18 Proposition de modèle II

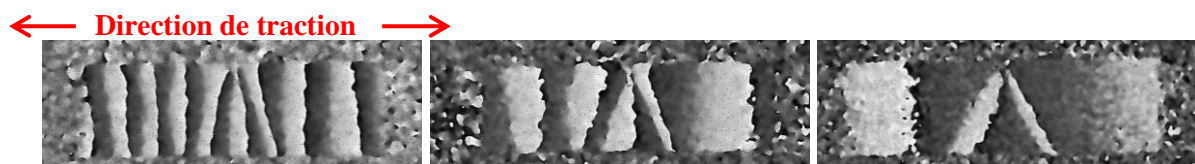


FIG. 4-19 Images de franges sur une éprouvette d'aluminium de pureté commerciale (série 1000)

Néanmoins, cet essai nous a permis de découvrir :

- 1) La limite du modèle utilisé dans cette étude : le modèle de type pseudo-Voigt est approprié pour décrire les motifs de franges de type sablier «)(», de type « X » ou de type slash « / ».
- 2) Il est nécessaire de développer d'autres modèles pour le motif de franges par exemple de type « Y ».

4.5.2 Méthode graphique

Dans le cadre de ce travail, le développement d'un modèle adapté n'a pas pu être mené à bien faute de temps. Cependant quelques grandeurs ont pu être extraites graphiquement dans trois zones de l'éprouvette en définissant une ligne dans chaque zone (voir la FIG. 4-20) comme cela avait été fait dans les premières études effectuées au laboratoire[58][61][59]. Ces trois zones se situent respectivement proche des bords et au milieu de l'éprouvette. Ces trois lignes sont numérotées 1, 2 et 3. Deux nouveaux paramètres sont définis : la largeur de la zone de déformation, qui est la longueur de la ligne et la vitesse de déformation moyenne suivant chaque ligne ($\dot{\epsilon}_{mean}^1, \dot{\epsilon}_{mean}^2, \dot{\epsilon}_{mean}^3$). La vitesse de déformation moyenne suivant chaque ligne peut être obtenue par, par exemple suivant la ligne 1 :

$$\dot{\epsilon}_{mean}^1 = \frac{\epsilon_{mean}^1}{\Delta t} = \frac{\Delta u^1 / l^1}{\Delta t} = \frac{N^1 \cdot s / l^1}{\Delta t} \quad \text{EQU. 4-3}$$

où Δt est le temps écoulé entre deux images de phase; $\epsilon_{mean}^1, \Delta u^1$ et N^1 sont respectivement la déformation moyenne, le déplacement et le nombre de franges suivant la ligne 1 ; l^1 est la longueur de la ligne 1 et s est la sensibilité de l'interféromètre, qui est dans ce cas égale à 0,6 $\mu\text{m/frange}$.

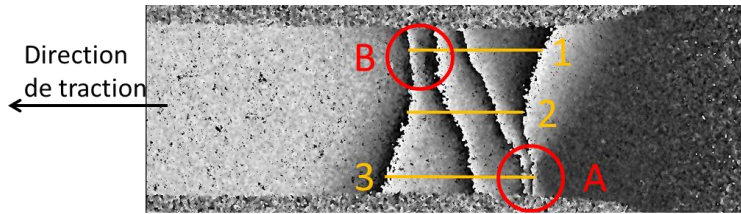
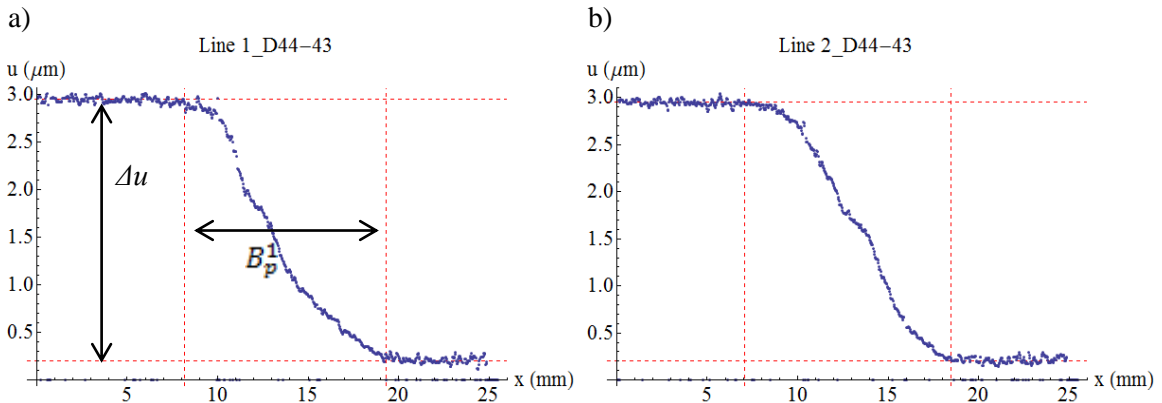


FIG. 4-20 Illustration des paramètres mesurés à la main

Le déplacement suivant chaque ligne sur cette image est ci-dessous :



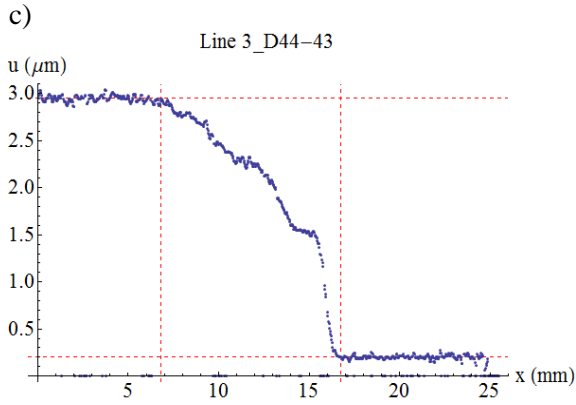


FIG. 4-21 Déplacement suivant l'abscisse x aux positions des trois lignes

Puisque $B_p=l$ par définition, d'après l'EQU. 4-3, on peut obtenir directement la valeur de $\dot{\epsilon}_{mean}$ en connaissant B_p et Δu sur le graphe, c'est-à-dire :

$$\dot{\epsilon}_{mean}^1 = \frac{\epsilon_{mean}^1}{\Delta t} = \frac{\Delta u^1 / B_p^1}{\Delta t} \quad \text{EQU. 4-4}$$

L'avantage d'utiliser cette relation est que cela nous permet d'éviter de compter le nombre de franges, qui n'est souvent en réalité pas un nombre entier, et donc de réduire l'incertitude de mesure. Par exemple la largeur de la zone de déformation plastique le long des trois lignes B_p^1 , B_p^2 , B_p^3 sur cette image respectivement est environ 11,15 mm, 11,43 mm et 9,93 mm. La vitesse de déformation moyenne de chaque ligne $\dot{\epsilon}_{mean}^1$, $\dot{\epsilon}_{mean}^2$, $\dot{\epsilon}_{mean}^3$ est respectivement environ $0,0152 (10^{-3} s^{-1})$, $0,0148 (10^{-3} s^{-1})$ et $0,0170 (10^{-3} s^{-1})$. La mesure est faite avec cette méthode sur 20 images prises au cours de l'essai. L'évolution de la largeur B_p et de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{mean}$ de ces trois lignes est ci-dessous :

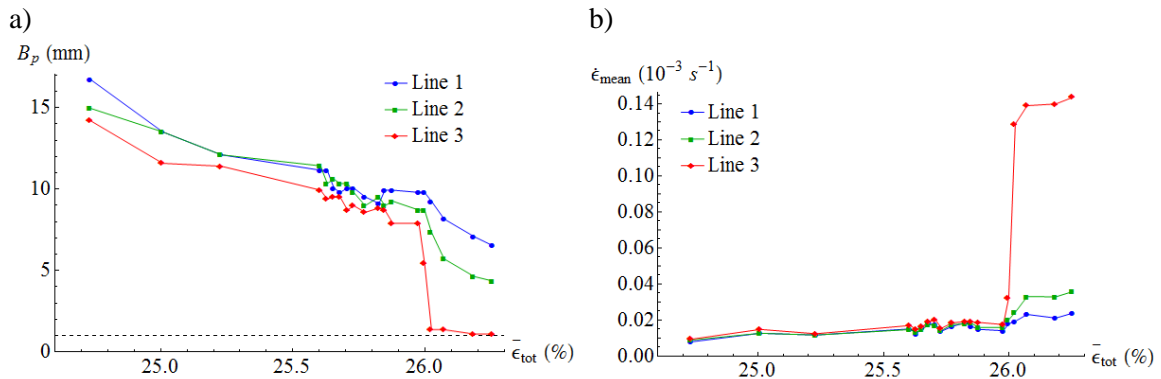


FIG. 4-22 Evolution de la largeur de la zone de déformation plastique et de la vitesse de déformation moyenne des trois lignes en fonction de la déformation moyenne totale de l'essai BGS_DC04 (la largeur est mesurée graphiquement)

Sur la FIG. 4-22 a), on voit que l'évolution de la largeur de la zone de déformation plastique obtenue avec la méthode à la main est beaucoup plus régulière que sur la figure 4-14. Cette largeur rétrécit au cours de l'essai dans les trois zones, ce qui ressemble à l'évolution de la largeur des bandes constatée sur les autres essais. Cependant B_p diminue doucement au départ,

puis vers la déformation totale de 26%, elle descend brusquement. On peut voir que ce moment correspond justement au début de la diminution de la force de traction (FIG. 4-14). Plus particulièrement pour la ligne 3 (la zone de l'apparition de la fissure), après la chute, la largeur de la zone qui se déforme descend à environ 1 mm, et puis se stabilise. Cette tendance est très proche de celle constatée sur les autres essais de l'acier DC04 (FIG. 4-11).

La figure FIG. 4-22 b montre l'évolution de la vitesse de déformation moyenne des trois lignes. Elle est inversement proportionnelle à la largeur B_p , ce qui est évident et montré par l'EQU. 4-4. Il est intéressant de remarquer que, au début de l'essai, la vitesse de déformation était assez importante au point B, la vitesse de déformation moyenne suivant la ligne 1 est, néanmoins, quasiment la même que celle suivant la ligne 2. Dès le moment où la vitesse de déformation moyenne de la ligne 3 accélère (vers 26% de la déformation totale), la vitesse de déformation moyenne de la ligne 2 dépasse celle de la ligne 3. C'est parce que la ligne 2 est plus proche de la ligne 3 que la ligne 1, et que la vitesse de déformation dans l'éprouvette est progressive suivant la direction de la largeur. On peut voir aussi que la vitesse de déformation moyenne de la ligne 3 au moment de la fin d'essai est environ 4 fois celle de la ligne 2 et presque 7 fois celle de la ligne 1. Afin de regarder leur évolution en fonction de la déformation locale, la vitesse de déformation moyenne est intégrée sur le temps ce qui permet d'obtenir la déformation locale moyenne. L'évolution de la largeur B_p et de la vitesse de déformation moyenne $\dot{\epsilon}_{mean}$ des trois lignes en fonction de leur propre déformation locale moyenne est représentée ci-dessous :

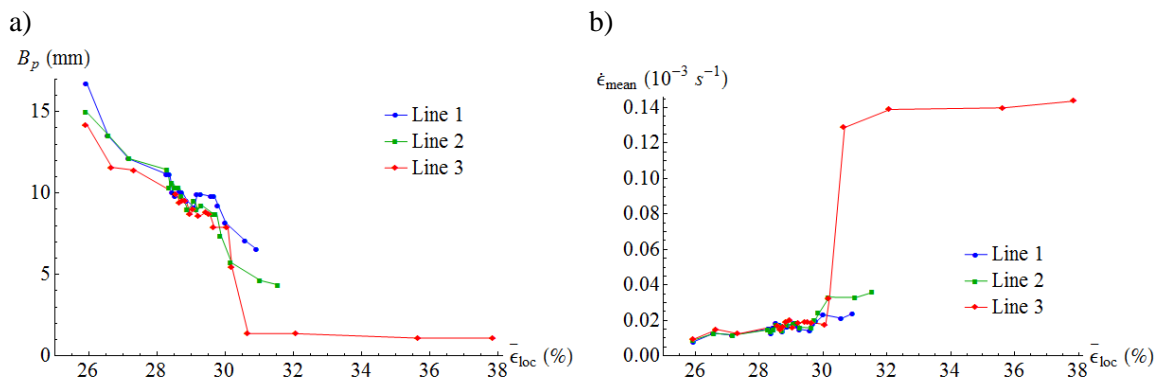


FIG. 4-23 Evolution de la largeur de la zone de déformation plastique et de la vitesse de déformation moyenne des trois lignes en fonction de la déformation locale moyenne de l'essai BGS_DC04

Par rapport à l'évolution en fonction de la déformation totale moyenne (la FIG. 4-22), sur la FIG. 4-23, on constate un rapprochement des trois courbes vers la superposition sur les deux figures a et b, à l'exception des deux derniers points. Cette tendance ressemble à ce que l'on avait constaté sur les essais précédemment présentés. Alors, que pourrait-on trouver si on traçait ensemble ces résultats avec ceux obtenus sur les éprouvettes de DC04 non traitées (thermiquement) ?

Cependant, il faut diviser la largeur B_p par environ 2 pour comparer à la largeur intégrale. En effet, ici, B_p est la largeur totale (et non la largeur intégrale). Si on assimile la largeur intégrale et la largeur à mi-hauteur, on peut dire que la largeur totale (en pied de distribution) est environ 2 fois la largeur à mi-hauteur. C'est exactement 2 si on prend une distribution triangulaire. De même, pour comparer à la vitesse de déformation maximale, il faut multiplier la vitesse de déformation moyenne $\dot{\epsilon}_{mean}$ par 2.

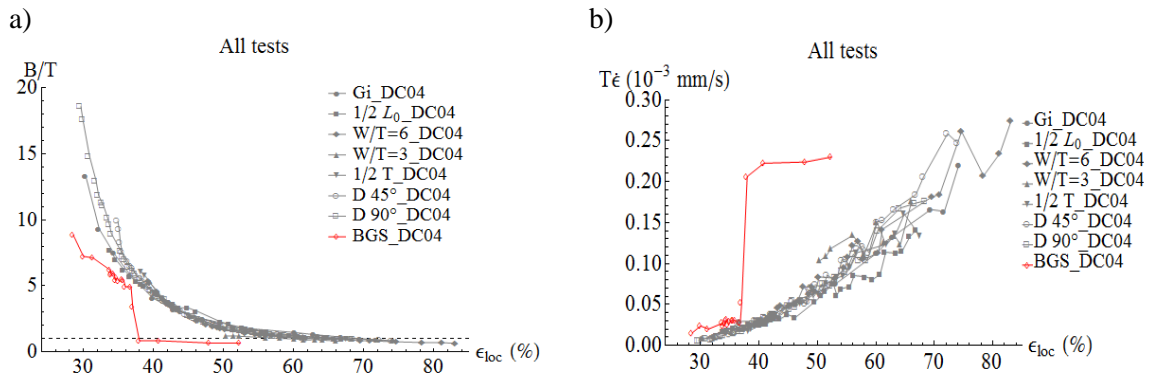


FIG. 4-24 Evolution de la largeur réduite et du produit de la vitesse de déformation par l'épaisseur en fonction de la déformation locale

La FIG. 4-24 montre l'évolution de la largeur réduite et du produit de la vitesse de déformation par l'épaisseur en fonction de la déformation locale. La figure a) représente :

- Pour tous les essais sauf BGS_DC04, la largeur de la bande dominante
- Pour BGS_DC04, $\frac{1}{2} B_p^3$;

La figure b) représente :

- Pour tous les essais sauf BGS_DC04, la vitesse de déformation maximale de la bande dominante
- Pour BGS_DC04, $2 \varepsilon_{mean}^3$;

On voit que la courbe de l'essai BGS_DC04 ne se superpose pas avec les autres à cause du changement brusque dans l'évolution autant pour la largeur que pour la vitesse de déformation. Néanmoins, on peut imaginer que, sans l'existence de la rupture précoce, celle-ci pourrait être très proche du reste d'évolution. En conséquence, on peut presque déduire que la taille de grains n'influence pas la largeur réduite de l'éprouvette.

4.6 Conclusions

De l'étude réalisée sur l'acier DC04, on peut conclure :

1. La striction sur une éprouvette plate se manifeste en deux modes, que nous avons appelés modes de striction asymétrique (« bande oblique ») et symétrique (« fossette ») selon le profil de l'éprouvette rompue. Ce mode de striction est lié à la longueur effective, à l'épaisseur et au rapport largeur-épaisseur de l'éprouvette. Plus ces grandeurs sont petites, plus il y a de chances d'obtenir le mode symétrique.
2. La striction localise plus tard dans le mode de striction symétrique que dans le mode asymétrique.
3. A l'exception de l'épaisseur, la géométrie de l'éprouvette (longueur effective, largeur ou rapport largeur-épaisseur) n'influence pas la largeur des bandes de localisation, ni leur vitesse de déformation maximale lorsque leur évolution est exprimée en fonction de la déformation locale. La géométrie de l'éprouvette n'influence pas non plus l'orientation de la bande dominante.
4. L'éprouvette traitée pour obtenir des gros grains se déforme différemment, comme le montre le motif de franges.
5. Le modèle de vitesse de déformation de type pseudo-Voigt décrit bien le motif de franges en forme de en sablier, en « X » ou en slash, pourtant n'est pas adapté pour le motif de franges, en forme de « Y » par exemple.

6. Une détermination graphique nous a permis d'obtenir la largeur de la zone déformante et sa vitesse de déformation moyenne suivant une ligne définie. A partir du résultat obtenu, on pourrait imaginer que la taille de grains n'influence pas la largeur (ou la largeur réduite) de la bande (ou zone) de localisation.

CHAPITRE 5 COMPARAISON DE DIFFERENTS MATERIAUX

Sommaire

5.1	Résultats de l'essai du Fer-Silicium	107
5.1.1	Les figures des franges.....	107
5.1.2	Evolution de la largeur de la zone de striction.....	110
5.2	Comparaison des différents matériaux	112
5.2.1	Comparaison de la vitesse de déformation.....	112
5.2.2	Comparaison des largeurs.....	118
5.2.3	Comparaison de l'orientation des bandes de localisation.....	121
5.3	Conclusions	123

Les résultats des essais sur l'acier 430 et sur l'acier DC04 sont présentés respectivement dans le chapitre 3 et le chapitre 4. Le comportement en striction a été suivi et analysé qualitativement par les figures des franges et quantitativement grâce à la modélisation de la distribution de la vitesse de déformation. L'effet de la vitesse de traction, de la géométrie de l'éprouvette, de la direction de prélèvement et de la taille de grains ont été étudiés plus particulièrement. Cependant, les résultats des essais effectués sur l'acier C45E et sur le Fer-Silicium n'ont pas encore été présentés. Le présent chapitre est donc consacré à la présentation de ces résultats et à la comparaison de l'ensemble des matériaux, afin de voir s'il existe une influence du matériau sur la striction.

Dans un premier temps, le résultat de l'essai effectué sur Fe-Si sera présenté séparément du fait de la particularité de son motif de franges. Ensuite les évolutions des paramètres principaux (la largeur des bandes de localisation, leur vitesse de déformation maximale et leur orientation) de tous les matériaux utilisés seront tracées et présentées ensemble. Il s'agit donc du résultat des essais de l'acier inoxydable ferritique 430, l'acier doux DC04, l'acier au carbone C45E, le Fer-Silicium ainsi que sur l'acier inoxydable austénitique 316L. Ce dernier a été étudié par J. Petit et les images ont été retraitées dans le présent travail pour avoir un traitement cohérent de l'ensemble des données.

5.1 Résultats de l'essai du Fer-Silicium

L'étude est menée sur le Fer-Silicium, car les grains de ce matériau (choisi parce qu'il était disponible au laboratoire) sont très gros, en moyenne de 2 mm. Toutefois, une éprouvette de l'acier DC04 a été traitée thermiquement pour faire grossir la taille de grains. Le facteur de grossissement est seulement de l'ordre de 2. Alors que la taille de grains du Fe-Si est environ 40 fois plus grande que celle de l'acier DC04 non traitée. Cet essai peut nous permettre de vérifier la conclusion sur l'effet de taille de grains sur la striction, plus précisément sur la largeur de la zone de striction.

5.1.1 Les figures des franges

Comme vu précédemment sur l'acier DC04 traité (voir chapitre 4, section 4.5), le motif des franges observé sur le Fer-Silicium est aussi hors du cadre habituel (voir la FIG. 5-4). Il n'apparaît ni sous forme de sablier ni, comme un « X », ni comme un slash. En conséquence, le modèle de la distribution de vitesse de déformation utilisé dans ce travail n'arrive pas à les traiter correctement. D'ailleurs, le motif des franges de ce cas est à nouveau proche de la forme « Y », et l'idée d'un modèle avec une forme en « Y » pourrait également être applicable dans cette situation.

Ainsi, après ces deux cas, on pourrait se poser la question : comment la taille de grains influence la répartition des déformations ? Il faut donc regarder la répartition des franges sur les

grains. Avec le Fe-Si, le gros avantage est que l'on peut voir les grains à l'œil nu. Cela nous permet de voir directement, à la fois les franges, et les grains. Pour ceci, le contour des grains est extrait visuellement sur une photo de l'éprouvette avant l'essai (voir la FIG. 5-1).

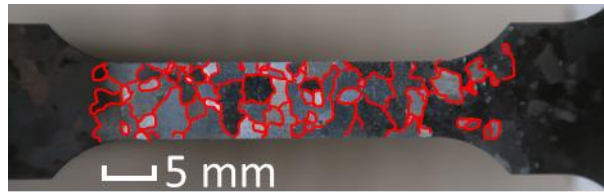


FIG. 5-1 Eprouvette du Fer-Silicium avec les joints des grains dessinés en rouge (approximativement)

Ensuite on peut superposer le profil des joints des grains aux images de franges, comme par exemple :

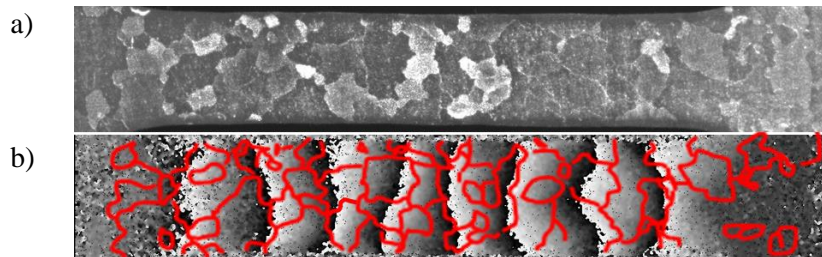


FIG. 5-2 Images prise au début de la striction diffuse pour une déformation totale moyenne de 13,31% : a) Image prise directement sous lumière blanche ; b) Image de franges correspondante avec les joints des grains superposés en rouge ;

Puisque l'on arrive à bien voir les grains sur les images prises directement sous lumière blanche (voir la FIG. 5-2 a), pour éviter de dessiner à chaque fois les joints des grains sachant qu'ils se déforment au cours de l'essai, on peut aussi dessiner le profil des franges et le superposer sur les photos de l'éprouvette, comme ceci :

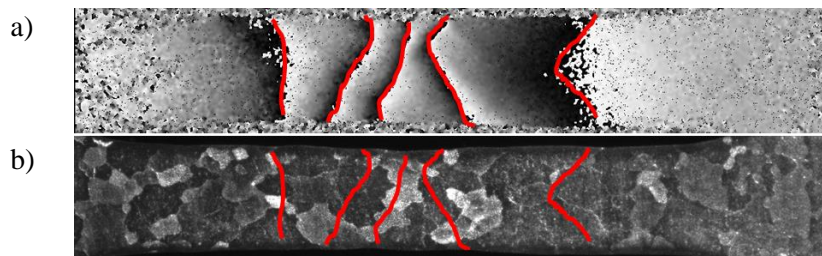


FIG. 5-3 Images prise pour une déformation totale moyenne de 14,70% : a) Image de franges avec le profil des franges superposé en rouge ; b) Image prise en même temps directement sous lumière blanche superposée avec le profil des franges extrait de l'image de frange ;

Cette méthode est ainsi appliquée sur une dizaine d'images prises au cours de l'essai, et l'évolution du motif des franges et de la déformation des grains est présentée dans la FIG. 5-4 :

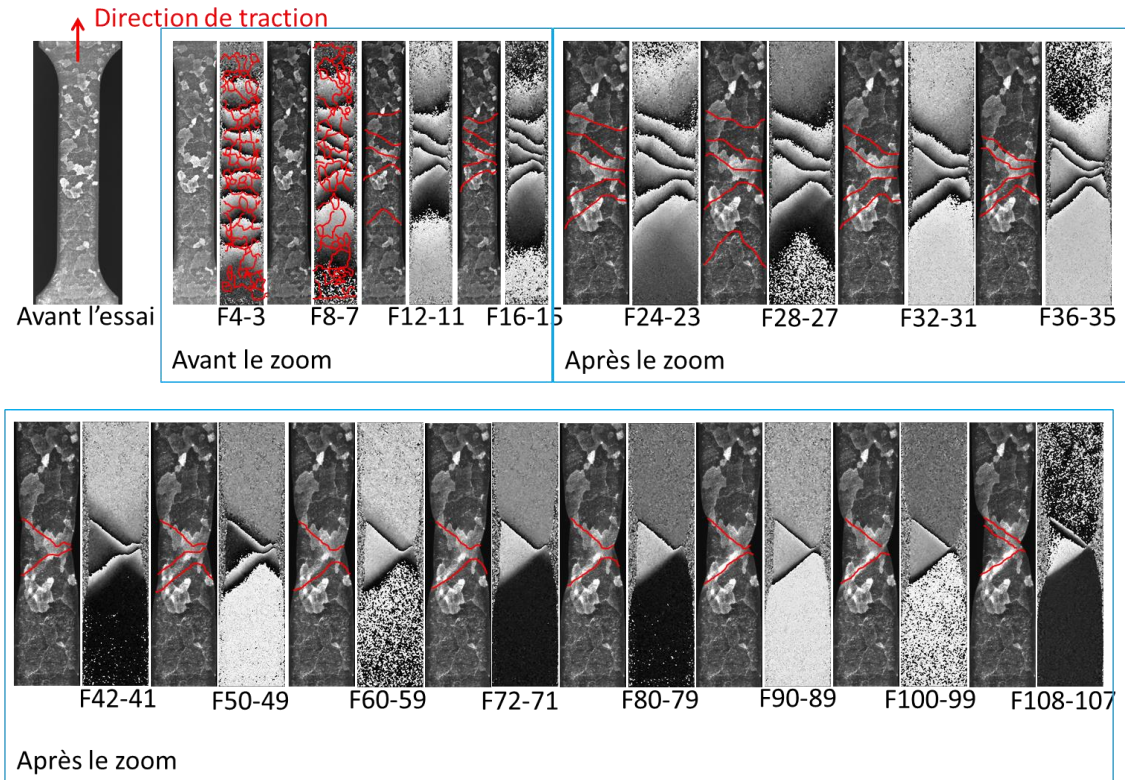


FIG. 5-4 Evolution du motif des franges et des joints (ou de la forme) des grains au cours de la striction pendant l'essai Fe-Si

La courbe de traction et le moment de l'enregistrement de chaque image sont présentés ci-dessous.

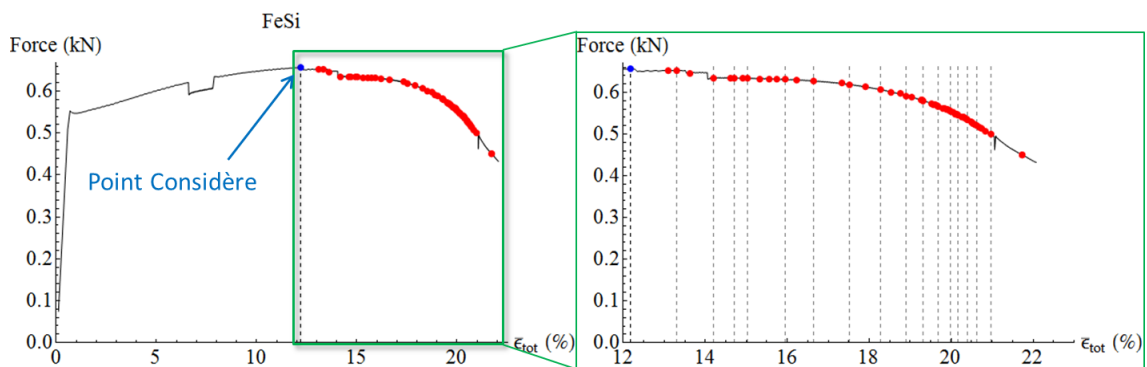


FIG. 5-5 Courbe de traction de l'essai Fe-Si ; les points rouges marquent le moment de l'enregistrement de chaque image ; les images présentées sont marquées en plus par les lignes gris pointillées

L'intérêt est de trouver un lien entre le motif des franges et la forme des grains. Cependant, on se rappelle que ce qui compte sur une figure de franges est la densité de frange et non le nombre de franges. En effet le nombre de franges indique l'incrément de déplacement entre deux images de phases il dépend donc du temps écoulé entre les deux prises d'images, alors que la densité de franges indique la déformation. L'endroit où les franges sont les plus denses est donc celui qui se déforme le plus. On peut le vérifier sur la FIG. 5-4. On peut également retrouver les grains

les plus déformés sur la photo initiale prise avant l'essai. Ils sont indiqués sur les images ci-dessous :

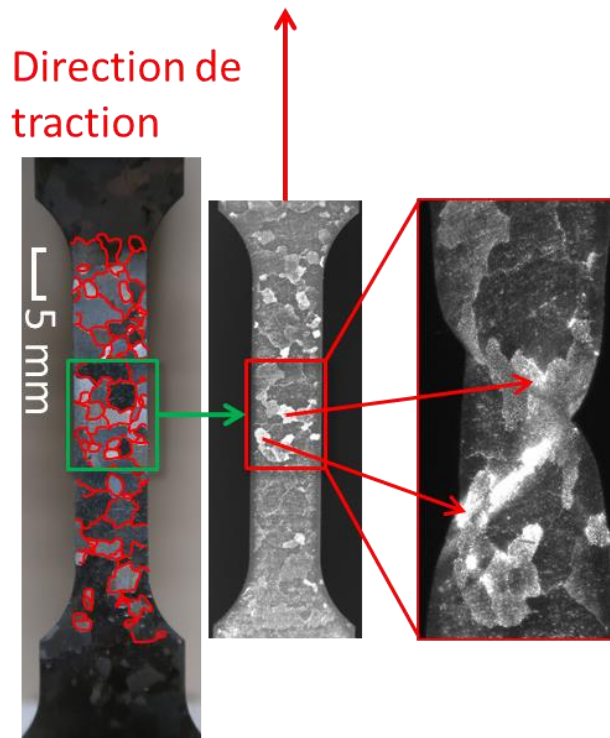


FIG. 5-6 Déformation des grains sur l'éprouvette du Fe-Si

En combinant avec la FIG. 5-4, on peut constater que les franges traversent les grains et que la majeure partie de la déformation s'est produite dans les grains et non aux joints des grains. Finalement, on découvre qu'il est difficile de trouver une corrélation entre la forme (ou la taille de grains) avec le motif des franges. Néanmoins, on peut toujours s'intéresser à la relation entre la taille de la zone de localisation et la taille de grains.

5.1.2 Evolution de la largeur de la zone de striction

Puisque le modèle n'est pas adapté, on peut réappliquer la méthode graphique utilisée précédemment sur l'éprouvette de l'acier DC04 traitée. Trois zones sont donc sélectionnées pour la mesure (voir la FIG. 5-7) : une zone moins déformée (ligne 1), une zone plus déformée au début de l'essai (ligne 2) et une zone proche de l'endroit d'amorçage de la fissure (ligne 3).

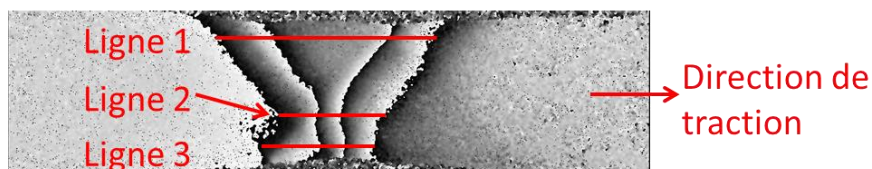


FIG. 5-7 Illustration des zones sélectionnées pour la mesure à la main

La largeur de la zone de déformation B_p et la vitesse de déformation moyenne $\dot{\epsilon}_{mean}$ suivant ces trois lignes sont mesurées. Les définitions et la méthode de mesure sont présentées dans le

chapitre 4, section 4.5.1. Leur évolution en fonction de la déformation moyenne totale est présentée ci-dessous.

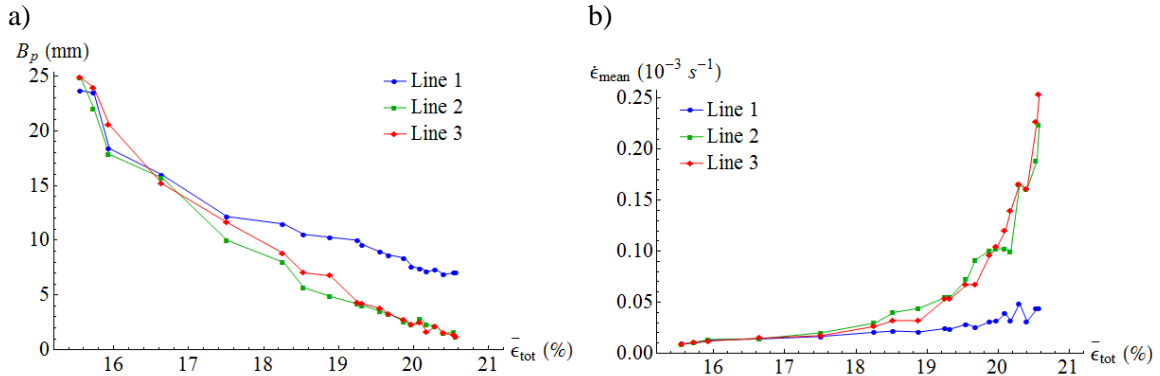


FIG. 5-8 Evolution de la largeur de la zone de déformation plastique suivant les trois lignes sélectionnées et de leur vitesse de déformation moyenne en fonction de la déformation moyenne totale

Dans la FIG. 5-8, on peut voir premièrement que la largeur B_p des trois lignes diminue et leur vitesse de déformation moyenne $\dot{\epsilon}_{mean}$ augmente le long de l'essai. Puisque l'éprouvette du Fer-Silicium n'a pas fissuré avant la striction localisée, les évolutions sont progressives, et il n'existe pas de changement brusque comme vu sur l'essai BGS_DC04. Elles ressemblent donc plus aux évolutions des autres essais du DC04. Deuxièmement, on peut constater que les évolutions de la ligne 2 et de la ligne 3 sont très proches. Puisque la ligne 3 est proche de l'endroit de l'amorçage de fissure, l'évolution de cette zone sera comparée avec celle de la bande dominante des autres essais. Cette comparaison sera présentée dans la prochaine section.

De même, la déformation moyenne locale des trois lignes est obtenue par l'intégration de leur vitesse de déformation en fonction du temps. L'évolution de la largeur B_p des trois lignes et de leur vitesse de déformation moyenne $\dot{\epsilon}_{mean}$ en fonction de la déformation moyenne locale est présentée ci-dessous.

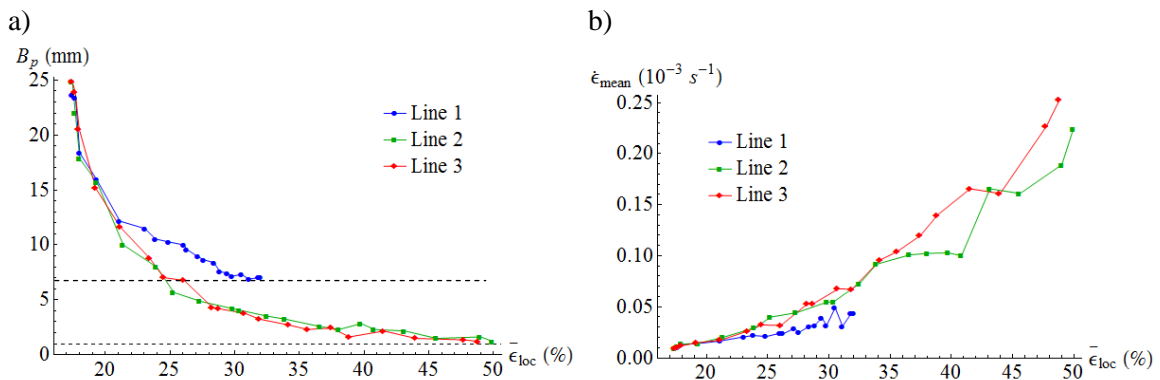


FIG. 5-9 Evolution de la largeur de la zone de déformation plastique suivant les trois lignes sélectionnées et de leur vitesse de déformation moyenne en fonction de la déformation moyenne locale

Il est intéressant de voir sur la FIG. 5-9 que l'évolution de la largeur B_p des trois lignes en fonction de la déformation locale ressemble à l'évolution d'une fonction exponentielle

décroissante et tend vers une valeur finie à la fin de l'essai. Encore une fois, cette évolution est très proche de celle que l'on a vue précédemment sur l'acier DC04 non traité et sur l'acier 430. D'ailleurs, cette valeur finie est environ 7 mm pour la ligne 1 et environ 1 mm pour la ligne 2 et 3. Ces valeurs sont très proches de la plus grande et la plus petite largeur de l'essai BGS_DC04. Une comparaison détaillée sera présentée par la suite.

5.2 Comparaison des différents matériaux

Dans cette étude, l'essai de traction est effectué sur différents matériaux, mais de même structure cristalline, cubique centré (CC), tel que l'acier 430, l'acier doux DC04 (non traité et traité), l'acier mi-dur C45E et le Fer-Silicium. L'évolution de la striction est suivie à l'aide de la méthode ESPI. Grâce à un modèle de champ de la vitesse de déformation, quelques grandeurs physiques, comme la largeur de la bande de localisation (B), son orientation (α), et sa vitesse de déformation maximale ($\dot{\epsilon}_{max}$) ont pu être exploitées quantitativement et leurs évolutions sont analysées.

De plus, les données d'un essai effectué précédemment dans notre laboratoire par J. Petit sur l'acier 316L, dont la structure cristalline est cubique à faces centrées (CFC), sont retraitées pour comparaison.

Il est à noter que, parmi tous les essais, ceux effectués sur le DC04 traité et sur le Fe-Si ont été exploités graphiquement à cause de l'inadaptation du modèle aux motifs des franges inhabituels constatés. Pour ces deux essais, la largeur de la zone de déformation plastique (B_p) suivant trois lignes sélectionnées et leur vitesse de déformation moyenne ($\dot{\epsilon}_{mean}$) ont été mesurées. La plus petite largeur de la zone déformante divisée par 2 ($1/2 B_p^3$) et la vitesse de déformation moyenne de cette zone multipliée par 2 ($2 \dot{\epsilon}_{mean}^3$) sont comparées avec la largeur de la bande dominante (B^{dom}) et sa vitesse de déformation maximale ($\dot{\epsilon}_{max}^{dom}$) des autres essais, car ces paramètres sont tous définis dans la zone d'apparition de la fissure. En même temps, la plus grande largeur de la zone déformante divisée par 2 ($1/2 B_p^1$) et sa vitesse de déformation moyenne multipliée par 2 ($2 \dot{\epsilon}_{mean}^1$) sont comparées avec la largeur de la bande disparaissante (B^{dis}) et sa vitesse de déformation maximale ($\dot{\epsilon}_{max}^{dis}$). Ces derniers sont proches mais moins comparables. Cela peut se voir par le fait que sur les autres essais l'évolution de la largeur de la bande dominante se superpose (sauf à la toute fin d'essai) avec celle de la bande disparaissante quand elles sont tracées en fonction de leur propre déformation maximale locale, alors que sur l'essai BGS_DC04 et Fe-Si, ce n'est pas le cas. En effet, la plus petite largeur de la zone de déformation plastique (B_p^3) n'est pas confondue avec la plus grande largeur de la zone de déformation plastique (B_p^1) même en fonction de leur propre déformation locale. C'est aussi la raison pour laquelle la comparaison de l'évolution de la largeur et de la vitesse de déformation maximale pour la bande disparaissante n'est pas présentée dans cette section et est mise en annexe.

Cependant la comparaison de l'évolution de l'orientation des deux bandes est présentée, car on a vu précédemment sur l'acier DC04 que l'évolution de l'orientation des deux bandes est différente même en fonction de la déformation maximale locale.

Pour l'essai Gi_C45E et 316L, les évolutions comparatives de deux bandes sur la largeur, la vitesse de déformation maximale et l'orientation sont présentées en annexe. L'évolution de la largeur et de la vitesse de déformation maximale des deux bandes en fonction de leur propre déformation maximale locale se superposent également.

5.2.1 Comparaison de la vitesse de déformation

1. En fonction de la déformation moyenne totale

L'évolution de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante en fonction de la déformation totale moyenne pour tous les essais est présentée ci-dessous. Il faut noter que pour

l'essai BGS_DC04 et Fe-Si, l'ordonnée représente la vitesse de déformation moyenne suivant la ligne 3 multipliée par 2.

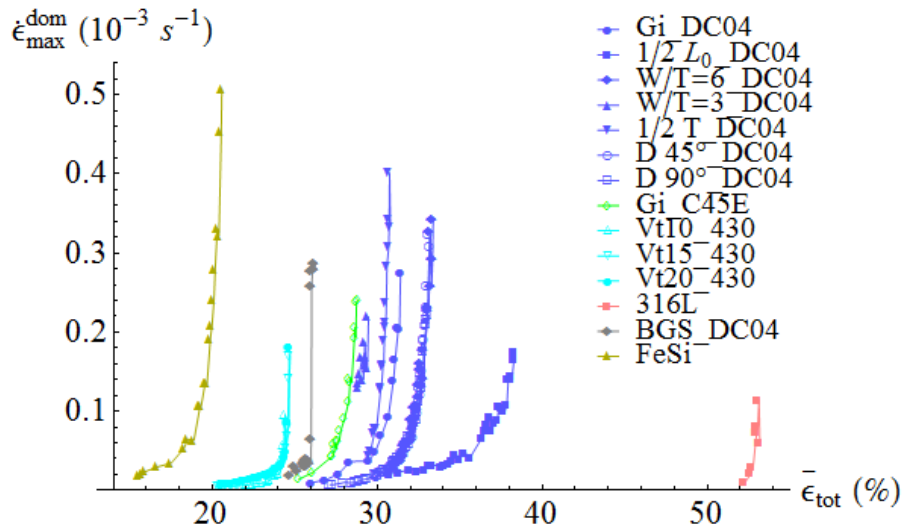


FIG. 5-10 Evolution de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante en fonction de la déformation totale moyenne pour tous les essais ; pour l'essai BGS_DC04 et FeSi, l'ordonnée représente la vitesse de déformation moyenne suivant la ligne 3 multipliée par 2

Sur la figure 5-10, on peut comparer la capacité d'allongement (A%) des différentes éprouvettes, qui est la quantité maximum de la déformation totale. Elle représente la ductilité du matériau. Néanmoins, plusieurs facteurs peuvent influencer cette quantité. D'après Schmid [70], pour un matériau donné, elle dépend de la longueur utile de l'éprouvette. Plus la longueur utile de l'éprouvette est grande, plus la valeur de A% est petite (voir FIG. 5-11).

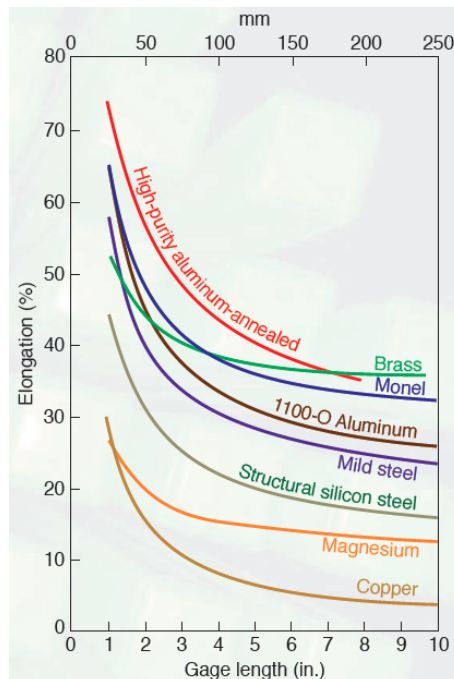


FIG. 5-11 Allongement total (%) dans un essai de traction en fonction de la longueur utile initiale de l'éprouvette pour divers métaux, l'image extraite de [70]

Ceci est vérifié par le fait que l'éprouvette de l'essai $\frac{1}{2} L_0$ s'est beaucoup plus allongée que les autres éprouvettes de l'acier DC04. Néanmoins cela ne peut pas expliquer les différences constatées sur le reste des éprouvettes du DC04. Nadai [35] a dit en 1950 que l'allongement total dépend du rapport longueur-diamètre pour une éprouvette cylindrique. Quand ce rapport dépasse un certain seuil, le comportement après bifurcation en devient indépendant. Donc pour avoir une striction sans perturbation la longueur utile doit être d'au moins 10 fois plus que le diamètre pour un barreau cylindrique, et $11,3\sqrt{S_0}$ (où S_0 est la section initiale d'éprouvette) pour une éprouvette plate. Pour le vérifier, la longueur utile, la section, le rapport $L_0/\sqrt{S_0}$ et l'allongement total (A%) des toutes les éprouvettes testées sont listés dans le tableau ci-dessous.

TAB. 5-1 La longueur utile, la section, le rapport $L_0/\sqrt{S_0}$ et l'allongement totale (A%) des toutes les éprouvettes testées

Nom d'essai	L_0	S_0	W	$L_0/\sqrt{S_0}$	L_0/W	A%	Allongement à bifurcation (%)	Allongement après bifurcation (%)
Gi_DC04	28,8	5,76	7,2	12	4	32,5	14,2	18,3
$\frac{1}{2} L_0$ _DC04	14,4	5,76	7,2	6	2	40,6	25,9	14,7
W/T=6_DC04	28,8	3,84	4,8	14,7	6	34,5	19,2	15,3
W/T=3_DC04	28,8	1,92	2,4	20,8	12	30,9	18,2	12,7
$\frac{1}{2} T$ _DC04	28,8	1,44	3,6	24	8	31,2	16,6	14,6
D 45°_DC04	28,8	5,76	7,2	12	4	34,4	21,6	12,8
D 90°_DC04	28,8	5,76	7,2	12	4	34,4	20,1	14,3
Gi_C45E	28,8	5,76	7,2	12	4	29,3	18,3	11
Vt10_430	45	3	15	15	3	24,9	18,4	6,5
Vt15_430	45	3	15	15	3	24,9	18,7	6,2
Vt20_430	45	3	15	15	3	25,0	18,4	6,6
316L	22	2,5	5	13,9	4,4	53,3	44,1	9,2
BGS_DC04	28,8	5,76	7,2	12	4	29,1	23,2	5,9
FeSi	28,8	1,8	7,2	21,5	4	24,8	12,2	12,6

Pour faciliter l'analyse, le A% des différentes éprouvettes est tracé en fonction du rapport $L_0/\sqrt{S_0}$ pour les différents matériaux (voir FIG. 5-12).

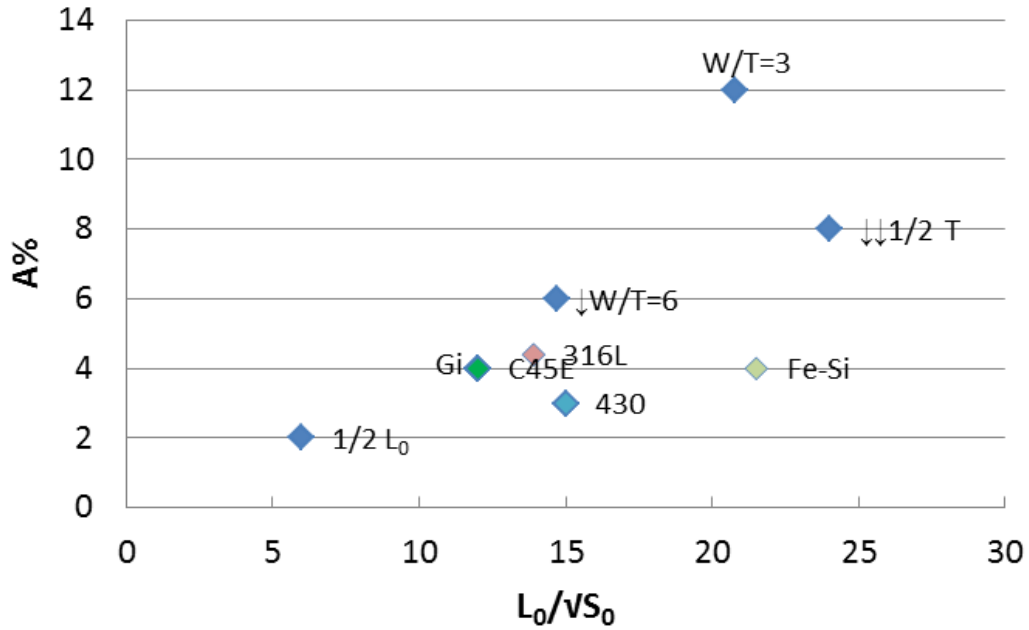


FIG. 5-12 A% des différentes éprouvettes en fonction du rapport $L_0/\sqrt{S_0}$ pour les différents matériaux; les points bleus foncés sont des éprouvettes de l'acier DC04 ; les flèches indiquent que les points devraient descendre un peu s'il n'y avait pas d'effet de vitesse de traction

On peut voir pour l'acier DC04, qu'il y a une tendance à la diminution de l'allongement total avec l'augmentation du rapport $L_0/\sqrt{S_0}$. Un autre élément qui influence l'allongement du matériau est la vitesse de traction. Le matériau s'allonge plus quand il est tiré avec une grande vitesse et l'effet peut être plus prononcé si l'essai est fait à une température élevée [35]. Cela peut expliquer pourquoi les points de l'essai W/T=6 et 1/2 T sont un peu plus élevés. Ainsi, des flèches sont ajoutées à côté des étiquettes pour indiquer que les points devraient être plus bas s'il n'y avait pas d'effet de vitesse de traction. Néanmoins, l'allongement total n'est pas suffisant pour juger de la ductilité du matériau. Car le Fe-Si est très ductile par rapport au DC04 du fait de la grande taille de ses grains, ce que l'on peut voir sur leur mode de rupture (voir la FIG. 5-13 et la FIG. 5-14).

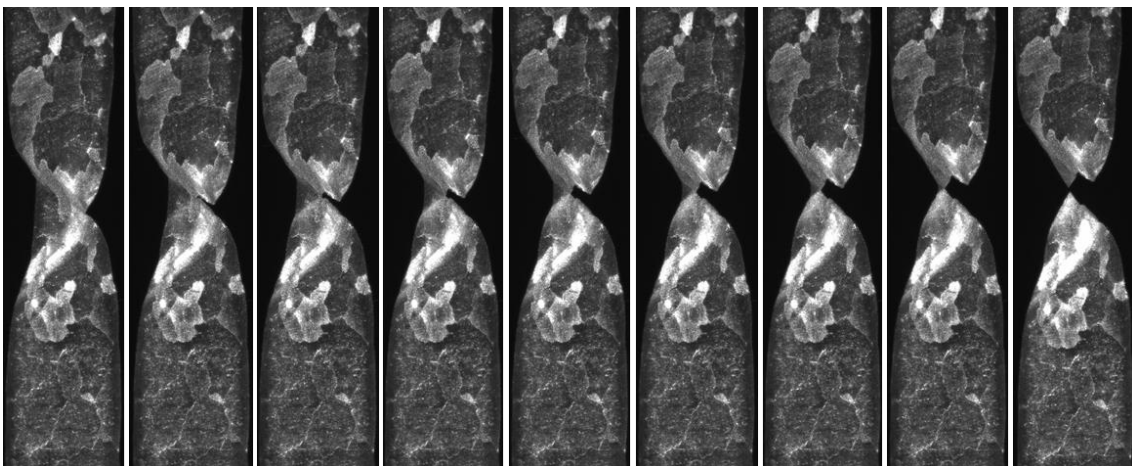


FIG. 5-13 Rupture de l'éprouvette du Fe-Si

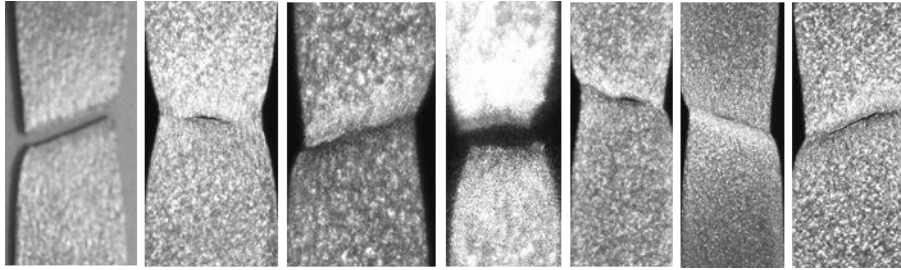


FIG. 5-14 Rupture des éprouvettes du DC04

A part l'allongement total, l'allongement après bifurcation peut donc être une indication importante sur la ductilité du matériau. Cependant, il est affecté par la sensibilité à la vitesse de déformation. Plus le matériau est sensible à la vitesse de déformation, plus importante est la quantité de son allongement après bifurcation [70]. Les essais du 430 sont effectués sous différentes vitesses de déformation. La déformation totale moyenne à la bifurcation et l'allongement total étant les mêmes pour les trois essais, on peut considérer que l'acier 430 n'est pas très sensible à la vitesse de déformation. Pour les autres matériaux, la sensibilité à la vitesse de déformation n'a pas été étudiée dans ce travail, donc on ne peut pas faire l'analyse de cet aspect. Toutefois, on peut comparer l'allongement après bifurcation des différents matériaux en fonction du rapport $L_0/\sqrt{S_0}$ (FIG. 5-15).

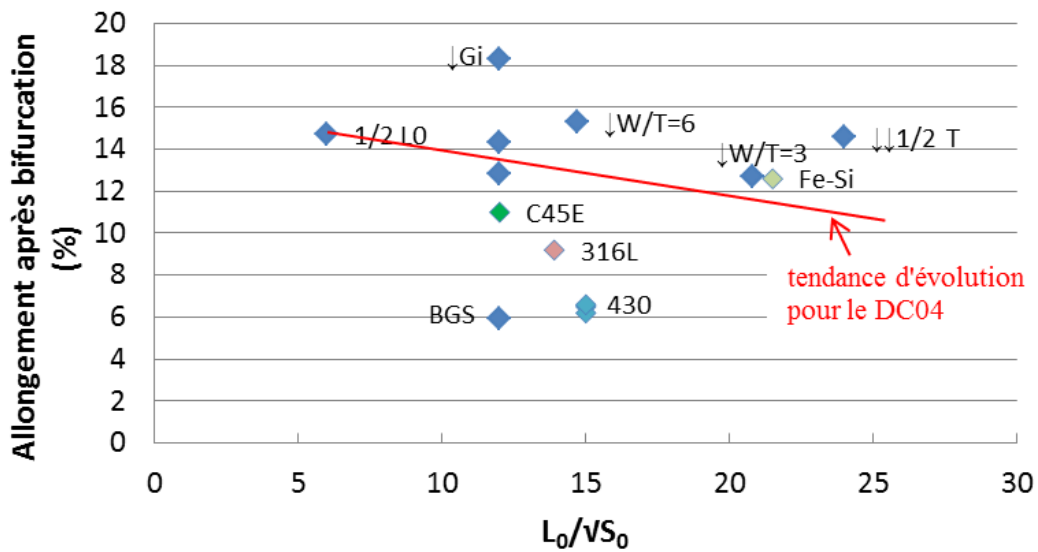


FIG. 5-15 Allongement après bifurcation en fonction du rapport $L_0/\sqrt{S_0}$ de l'éprouvette pour les différents matériaux ; les flèches indiquent que les points devraient descendre un peu s'il n'y avait pas d'effet de vitesse de traction

Si on néglige l'effet de la vitesse de traction, on pourrait tracer approximativement la tendance d'évolution d'allongement après bifurcation en fonction du rapport $L_0/\sqrt{S_0}$ de l'éprouvette pour le DC04, comme présentée par la ligne rouge sur la FIG. 5-15. Par conséquent, en comparant avec le Fer-Silicium, on peut déduire que pour le même rapport de $L_0/\sqrt{S_0}$, le point du DC04 devrait être en dessous de celui du Fe-Si. Ceci peut donc être cohérent avec le fait que le Fe-Si est plus ductile que le DC04. Il est également logique que le point du C45E soit plus bas que le DC04, car la différence principale de ces deux matériaux est la teneur en carbone et puisqu'il y a plus de carbone dans le C45E que dans le DC04, il est moins ductile que ce dernier, toutefois cette différence est petite. Pour l'éprouvette du DC04 traité, il y eu rupture précoce avant la

striction localisée, il s'agit donc d'un cas spécial. Par conséquent, si cette analyse est valide, on peut déduire que le 316L et le 430 sont moins ductiles que le DC04, mais il est difficile de comparer entre le 316L et le 430, parce qu'il n'y a pas de suffisamment de points.

2. En fonction de la déformation maximale locale

L'évolution de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante en fonction de la déformation maximale locale pour tous les essais est présentée ci-dessous. Il faut noter que pour l'essai BGS_DC04 et Fe-Si, l'ordonnée représente la vitesse de déformation moyenne suivant la ligne 3 multipliée par 2 et l'abscisse représente la déformation moyenne locale.

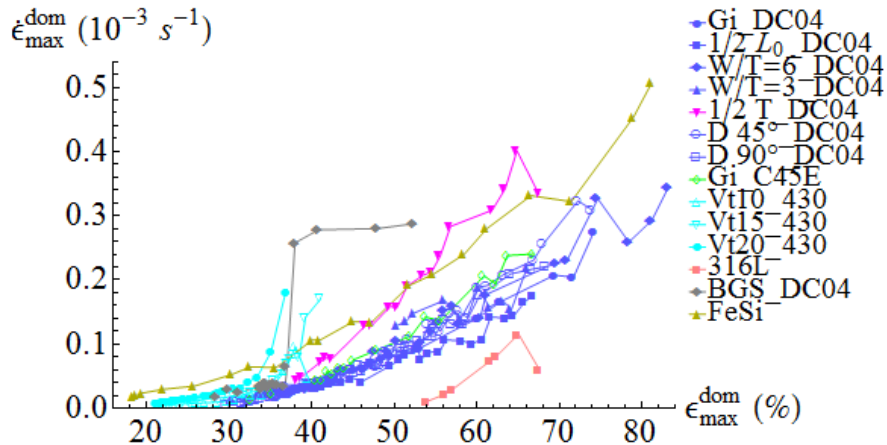


FIG. 5-16 Evolution de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante en fonction de la déformation locale maximale pour tous les essais ; pour l'essai BGS_DC04 et Fe-Si, l'ordonnée représente la vitesse de déformation moyenne suivant la ligne 3 multipliée par 2 et l'abscisse est la déformation locale correspondante

Sur la FIG. 5-16 on peut voir que la courbe de l'acier C45E a rejoint le groupe du DC04 (sans 1/2 T), c'est probablement dû au fait que ces deux matériaux sont très proche métallurgiquement (ce sont deux aciers pour emboutissage). Néanmoins, celles du 430 (fin de la courbe) et du 316L sont des deux côtés du groupe. La courbe de l'essai BGS_DC04 s'est séparée du reste du DC04, à cause de la rupture précoce. Alors que pour le Fer-Silicium, l'évolution est très proche de celles du DC04 mais avec des valeurs un peu élevées. L'intérêt est de regarder les évolutions de la vitesse après l'élimination de l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette. L'évolution du produit de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante avec l'épaisseur de l'éprouvette pour tous les essais est présentée ci-dessous.

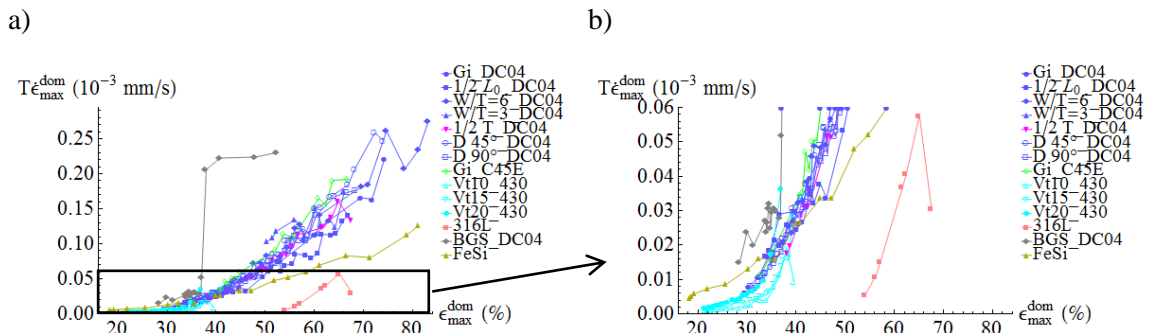


FIG. 5-17 Evolution du produit de la vitesse de déformation maximale de la bande dominante et l'épaisseur initiale de l'éprouvette en fonction de la déformation maximale locale de la bande dominante pour tous les essais ; pour l'essai BGS_DC04 et FeSi, la coordonné s'agit du produit de la vitesse de déformation moyenne suivant la ligne 3 multipliée par 2 et l'épaisseur de l'éprouvette et l'abscisse est la déformation locale correspondante

On peut constater, sur la FIG. 5-17, que les courbes du DC04 non traité, du C45E et du 430 se sont bien superposées ; tandis que celle du 316L est complètement isolée. Cependant celle du DC04 traité et du Fe-Si ne sont pas loin du groupe par rapport au 316L en particulier lors du début de la striction. On peut rappeler que le 316L possède une structure cristalline CFC alors que les autres matériaux sont de structure cubique centré. Cela pourrait expliquer l'écart, mais il conviendrait de le confirmer sur davantage de matériaux CFC tels que des alliages de cuivre ou d'aluminium.

5.2.2 Comparaison des largeurs

L'évolution de la largeur de la bande dominante de tous les essais est présentée ci-dessous, en fonction de la déformation totale moyenne (a) et de la déformation locale maximale (b) respectivement. Il faut noter que pour l'essai BGS_DC04 et FeSi, l'ordonnée représente la largeur de la zone de déformation plastique suivant la ligne 3 divisée par 2 et l'abscisse concerne la déformation moyenne locale suivant la ligne 3 multipliée par 2 pour figure b.

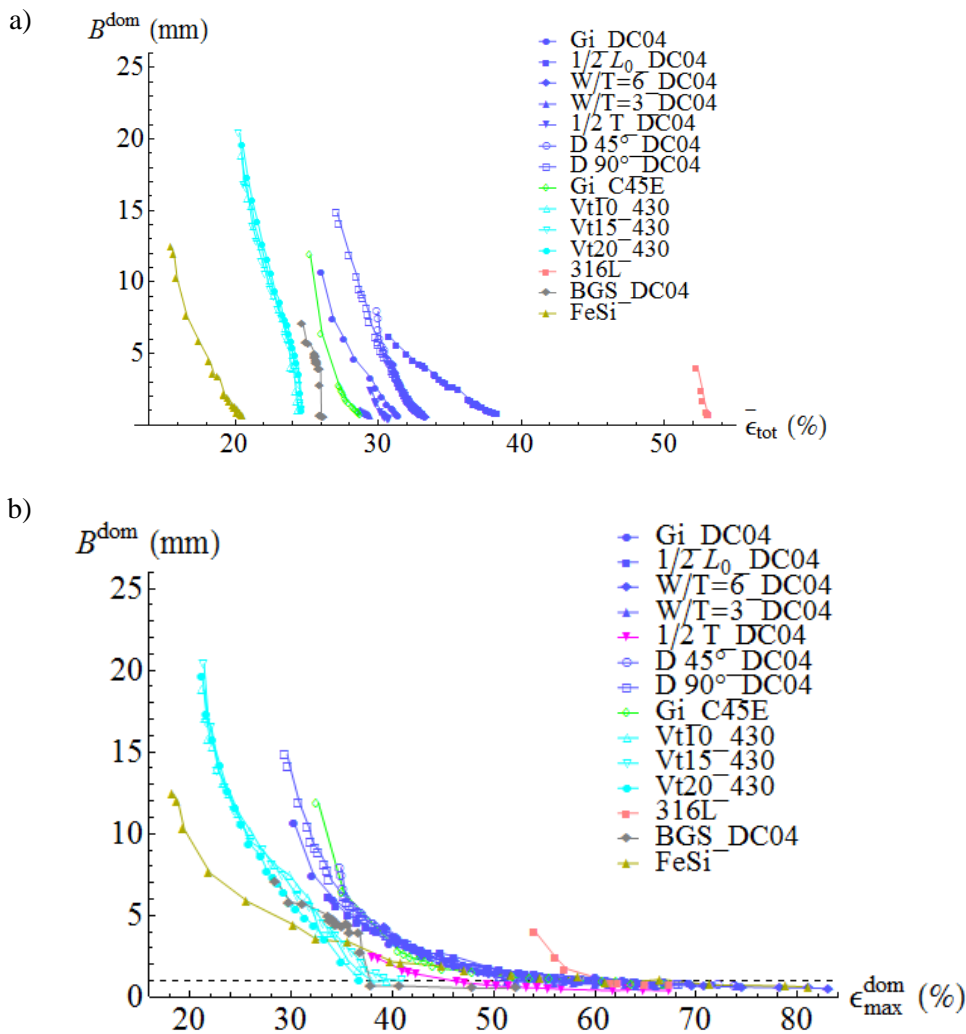


FIG. 5-18 Evolution de la largeur de bande dominante de tous les essais, en fonction de la déformation totale moyenne (a) et de la déformation locale maximale (b) ; pour l'essai BGS_DC04 et FeSi, l'ordonnée représente la largeur de la zone de déformation plastique suivant la ligne 3 divisée par 2 et l'abscisse représente la déformation moyenne locale de la ligne 3 multipliée par 2 pour figure b

La largeur de la bande de localisation évolue à l'inverse de sa vitesse de déformation. Comme précédemment, on constate qu'il est plus intéressant de regarder son évolution en fonction de la déformation locale. Donc en regardant la figure b, on peut voir que chaque matériau constitue un groupe, si ce n'est que la courbe de l'acier C45E est superposée avec celles du DC04 (sans $\frac{1}{2}$ T). D'ailleurs, un point commun à tous les matériaux est que la largeur de la bande dominante diminue assez rapidement jusqu'à 1 mm, et ensuite, proche de la rupture du matériau elle diminue beaucoup plus lentement, et a même tendance à se stabiliser. Bien évidemment, cela n'est valide que du point de vue de la déformation locale. Les points en dessous de 1 mm sont moins crédibles, à cause de leurs valeurs de η supérieures à 1,5. Ceci a été mentionné pour le DC04 précédemment dans le chapitre 4, section 4.4.4 (page 98). Pour le C45E et le 316L, c'est aussi le cas (voir la FIG. 5-19). En même temps, il faut noter que, pour l'essai DC04_BGS et l'essai FeSi, la largeur mesurée est plus proche de la largeur à mi-hauteur qui est 0,94 fois la largeur intégrale pour une distribution gaussienne définie comme dans ce travail et ce facteur est 0,64 pour une distribution lorentzienne. Cela signifie que, si on considérait leurs distributions comme une pseudo-Voigt, leurs largeurs intégrales devraient être un peu plus élevées que celles que l'on a obtenues par la méthode graphique. Bien évidemment, ceci concerne également les derniers points qui sont inférieurs à 1 mm de ces deux essais. On peut donc penser que cette valeur de 1 mm peut être la limite de la largeur mesurable par la méthode ESPI, avec les conditions expérimentales utilisées (grandissement, sensibilité, fréquence d'acquisition...).

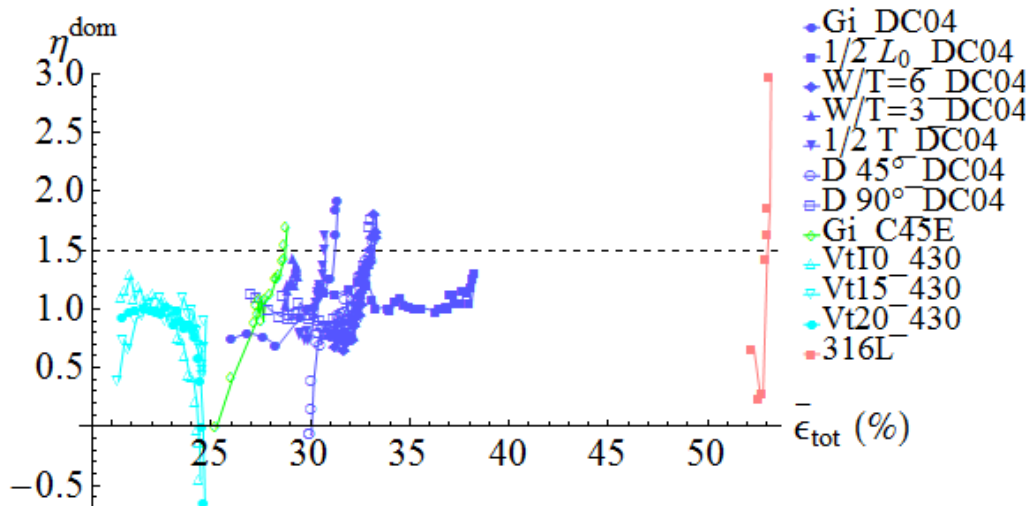


FIG. 5-19 Evolution du poids de la fonction gaussienne en fonction de la déformation moyenne totale pour la bande dominante

Comme précédemment, il semble plus intéressant de regarder la comparaison de la largeur réduite en fonction de la déformation locale pour les différents matériaux (voir la figure dessous).

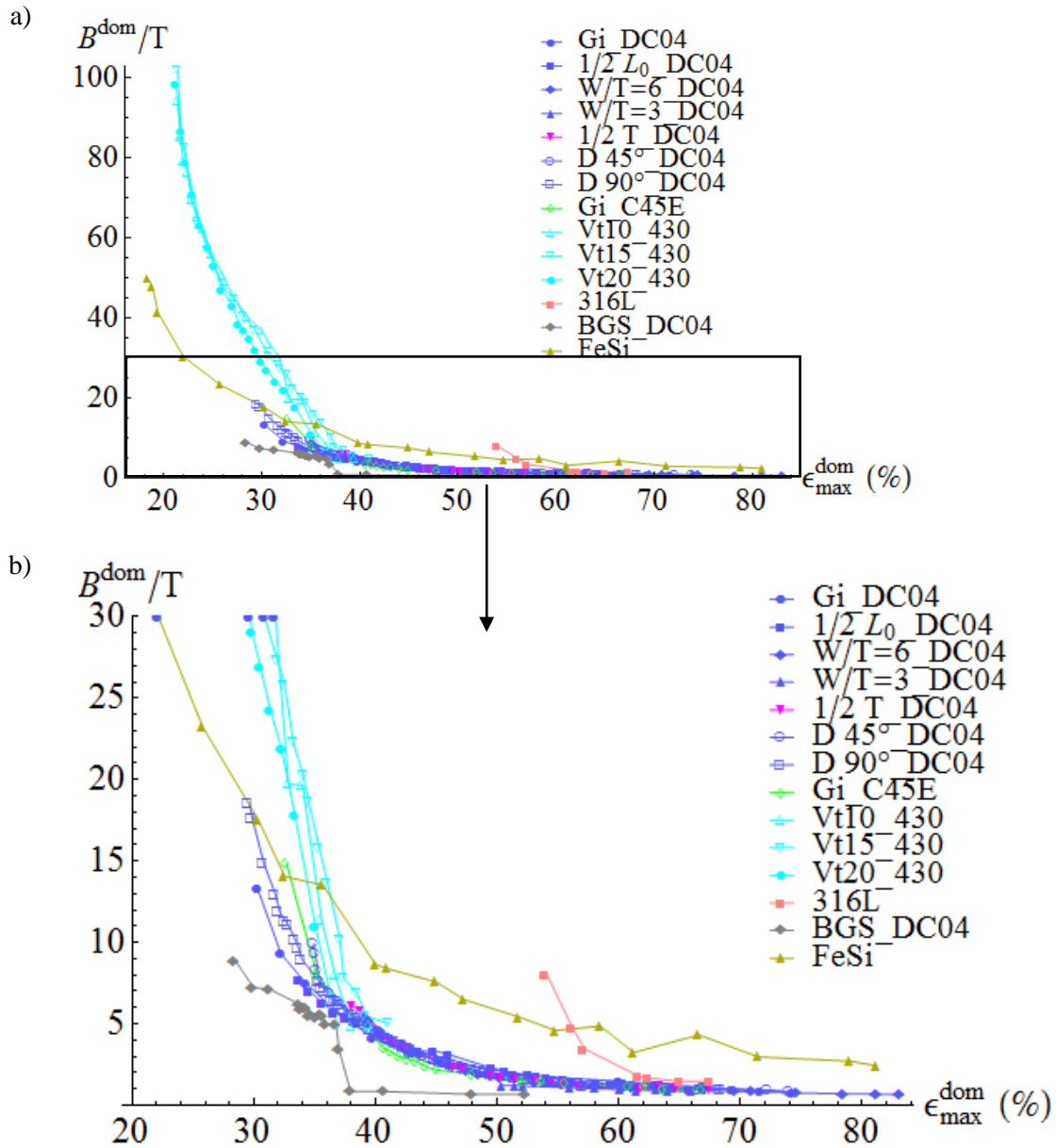


FIG. 5-20 Evolution de la largeur réduite de la bande dominante de tous les essais en fonction de la déformation locale maximale; pour l'essai BGS_DC04 et FeSi, l'ordonnée représente la largeur de la zone de déformation plastique suivant la ligne 3 divisée par 2 et puis divisée par l'épaisseur de l'éprouvette et l'abscisse représente la déformation locale de la ligne 3

Contrairement aux évolutions de $T \epsilon_{\text{max}}^{\text{dom}}$, les évolutions de la largeur réduite de la bande dominante (B^{dom}/T) des différents matériaux (sauf pour l'acier C45E et DC04) ne se superposent pas (voir la figure (a) de la FIG. 5-20). Cependant celle du 430 et du 316L rejoignent le groupe vers la fin d'essai (voir la figure b). Néanmoins, la courbe du Fe-Si est entièrement au-dessus du groupe du DC04 et ses valeurs sont environ 2 fois celles de cette dernière au-delà de 30% de la déformation locale. La courbe du DC04 traité est en dessous du reste du DC04, mais reste relativement proche. Cette fois ci, la situation est un peu plus complexe. Les courbes ne peuvent pas être classées uniquement par structure cristalline. Il semble que la taille de grains ou le matériau joue aussi un rôle important sur l'évolution de la largeur réduite.

5.2.3 Comparaison de l'orientation des bandes de localisation

Puisque l'évolution de l'inclinaison de la bande dominante et celle de la bande disparaissante sont différentes selon le mode de striction et le rapport largeur-épaisseur de l'éprouvette, il est nécessaire de présenter d'abord ces deux éléments pour toutes les éprouvettes testées (voir le tableau ci-dessous). Cependant pour l'essai BGS_DC04 et l'essai FeSi, les bandes de localisation définies comme dans le modèle n'ont pas été observées, et donc cette question ne concerne bien évidemment pas ces deux essais.

TAB. 5-2 Mode de striction et rapport largeur-épaisseur de chaque éprouvette

Nom d'essai	Mode de striction	W/T
W/T=3_DC04	symétrique	3
W/T=6_DC04	asymétrique	6
Gi_DC04	asymétrique	9
½ L ₀ _DC04	symétrique	9
½ T_DC04	symétrique	9
D 45°_DC04	asymétrique	9
D 90°_DC04	asymétrique	9
Gi_C45E	asymétrique	9
316L	asymétrique	10
Vt10_430	asymétrique	75
Vt15_430	asymétrique	75
Vt20_430	asymétrique	75

L'évolution de l'inclinaison (par rapport à la direction de traction) des deux bandes de localisation est présentée ci-dessous en fonction de leur propre déformation maximale locale.

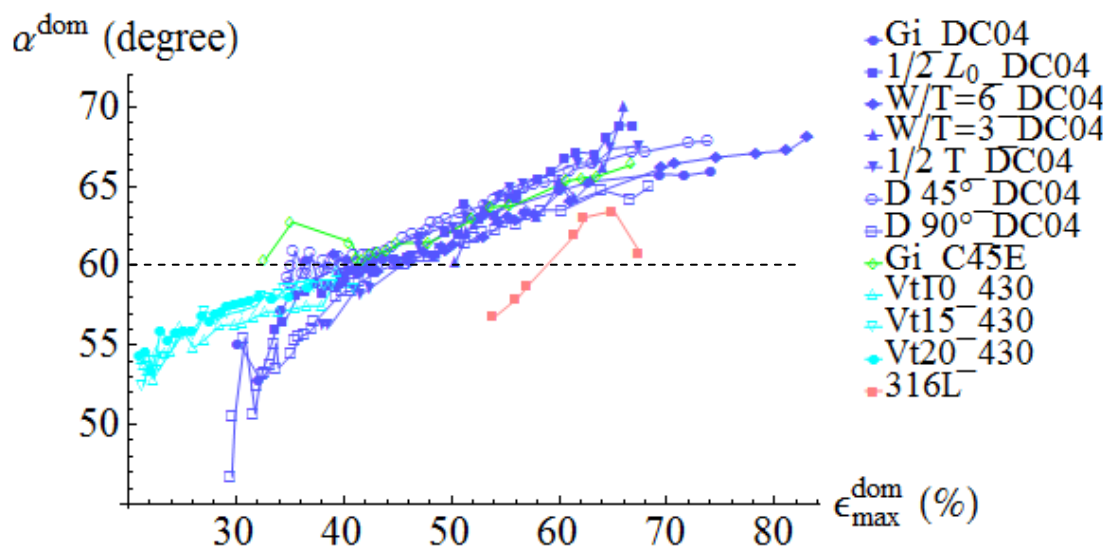


FIG. 5-21 Evolution de l'orientation de la bande dominante (par rapport à la direction de traction) en fonction de sa déformation locale maximale

De même que pour l'évolution de la vitesse de déformation maximale et de la largeur de la bande, l'évolution de l'orientation de la bande dominante de l'acier C45E se superpose avec celles du DC04, à part pour les deux premiers points qui sont un peu écartés. D'ailleurs, ces points sont bien au-dessus de $54,74^\circ$, alors qu'ils sont dans la gamme de la striction diffuse. Comme on ne connaît pas le coefficient de Lankford, il est tout à fait possible que l'inclinaison de départ soit autour de 60° du fait de l'anisotropie. Les courbes du 430 forment un groupe indépendant, même si elles ont, tout à la fin d'essai, rejoint le groupe du DC04. Parmi les essais sur le DC04, il n'y a que deux essais (Gi_DC04 et D 90°) sur lesquels on constate que l'angle de la bande dominante est en dessous de $54,74^\circ$ pendant la striction diffuse. Ceci a été constaté également sur le 430. En conséquence, il y a un point commun dans l'évolution globale pour le 430 et ces deux essais (Gi_DC04 et D 90°) du DC04 : la vitesse de l'évolution (la pente de la courbe) diminue progressivement au cours du temps jusqu'à que la valeur finale se stabilise. Alors que la courbe du 316L est un peu différente : le dernier point est plus bas, mais on peut douter la crédibilité de ce point, car il est très probablement influencé par la mauvaise qualité de la démodulation. Si on néglige ce dernier point, les 5 premiers points sont quasiment linéaires et la pente de leur évolution est beaucoup plus importante que pour les autres essais. Là encore, la structure cristalline pourrait expliquer la différence de comportement. En revanche, la tendance à la stabilisation à la fin de l'essai peut être observée pour tous les matériaux. Ceci pourrait permettre de prédire l'orientation de la fracture d'un matériau, puisque la rupture se produit suivant la bande dominante. Cet angle de stabilisation est respectivement entre 64° et 68° pour le DC04 et C45E, autours de 58° pour le 430, et environ 63° pour le 316L.

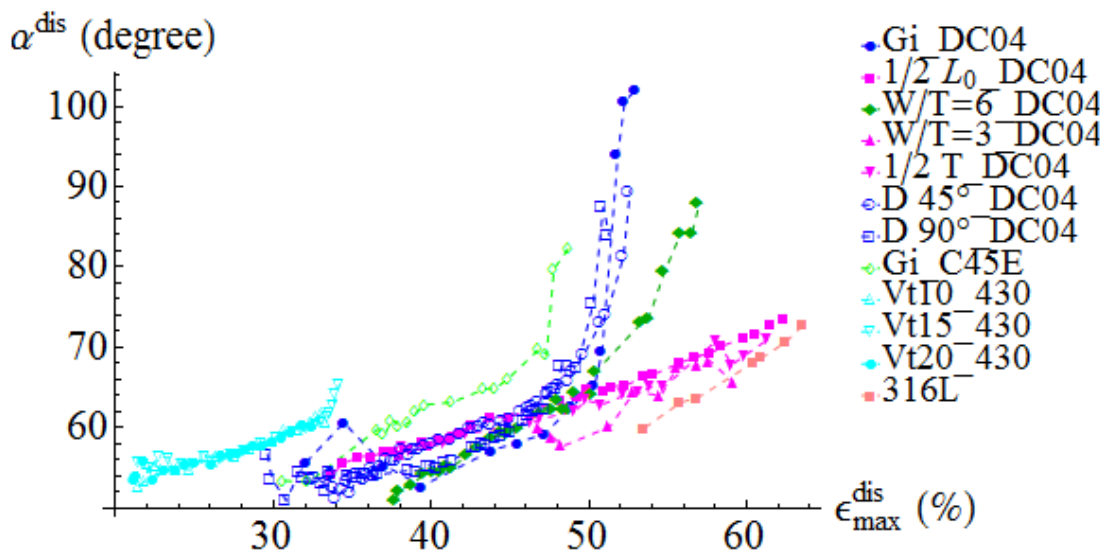


FIG. 5-22 Evolution de l'orientation de la bande disparaissante (par rapport à la direction de traction) en fonction de sa déformation locale maximale

L'évolution de l'orientation de la bande disparaissante, pour les différentes éprouvettes du DC04, a déjà été discutée en détail précédemment dans le quatrième chapitre. On compare maintenant principalement les évolutions entre les différents matériaux. Ayant tous le mode de striction asymétrique, la courbe du C45E, et du 430 ont la même évolution que celles du DC04 (Gi_DC04, D 45° , D 90° et W/T=6) qui a aussi le mode de striction asymétrique. L'angle de la bande disparaissante augmente quasi linéairement une grande partie du début de l'essai, puis vers la rupture, il augmente d'un coup brusquement. Tandis que pour le mode de striction symétrique, il augmente linéairement du début à la fin. Cependant il semble que la courbe du 316L suive l'évolution du mode de striction symétrique, alors que le mode de striction

asymétrique a été trouvé sur cette éprouvette. Est-ce encore dû au fait qu'elle a une structure cristalline différente que d'autres ? Il faudrait plus de données pour le vérifier.

5.3 Conclusions

Dans ce chapitre, le comportement de la striction, notamment l'évolution de la vitesse de déformation maximale, de la largeur et de l'orientation des bandes de localisation, est comparé entre différents matériaux, tel que l'acier doux DC04, l'acier mi-dur C45E, l'acier inoxydable ferritique 430 et l'acier inoxydable 316L. De plus, les résultats d'une éprouvette de DC04 traité et d'une éprouvette du Fer-Silicium avec de très gros grains ont été inclus dans la comparaison, bien que les paramètres ne signifient pas tout à fait les mêmes grandeurs physiques. Les conclusions suivantes peuvent être tirées :

1. La taille de grains peut influencer le motif des franges, et donc la distribution de la déformation. Son effet sur la largeur de la zone de striction et sur la vitesse de déformation de cette zone n'est pas encore clair. Pour le DC04 traité, il semble que la taille de grains n'ait pas d'influence, néanmoins ceci ne peut pas être confirmé parce que la striction localisée n'a pas eu lieu sur cet essai à cause de la fissuration précoce. De plus, sur le Fe-Si, on constate une autre situation : le début de l'évolution de T_{max}^{dom} est superposé avec celles du DC04, mais la fin est séparée ; l'évolution de la largeur réduite est entièrement au-dessus de celles du DC04. L'influence de la taille de grains est donc encore à étudier. Néanmoins, il y a deux restrictions à ce propos : i) cela imposera l'utilisation d'un nouveau modèle de la distribution de la vitesse de déformation qui décrit bien le nouveau motif de frange ou une nouvelle méthode adaptée pour exploiter les quantités physiques concernées ; ii) ces quantités physiques, par conséquent, n'ont pas forcément la même définition que celles obtenues par ailleurs, par le modèle pseudo-Voigt par exemple. Il est donc difficile de les comparer proprement.
2. Si on ne considère pas le DC04 traité et le Fe-Si, l'évolution de la largeur de la bande, de sa vitesse de déformation maximale et de son orientation de tout le reste des matériaux étudié se divise en deux groupes : celle du matériau de structure cristalline cubique centré, et celle du matériau de structure cubique à faces centrées (316L). Le comportement en striction est probablement lié à la structure cristalline du matériau, mais cette idée devra être confirmée par davantage de données expérimentales.
3. La ductilité du matériau peut être décrite plus précisément par l'allongement après bifurcation. De plus, elle dépend du rapport longueur-racine de section ($L_0/\sqrt{S_0}$) de l'éprouvette. Pour un matériau donné, plus ce rapport est grand, moins il s'allonge. Par ailleurs, pour comparer la ductilité des différents matériaux, il faut fixer le $L_0/\sqrt{S_0}$ des éprouvettes.

CONCLUSION GENERALE

Dans ce travail de thèse, le phénomène de striction a été analysé expérimentalement du point de vue qualitatif et surtout quantitatif grâce à une méthodologie innovante. Celle-ci consiste à coupler les images obtenues par interférométrie de granularité laser (ESPI) avec une méthode de traitement des images par un modèle mathématique proposé par le laboratoire. Des essais de traction uniaxiale ont donc été réalisés sur des éprouvettes découpées dans des tôles métalliques de plusieurs matériaux. L'étude a été réalisée sur des éprouvettes plates.

Parmi les résultats originaux et les apports de cette étude, on peut citer :

1. L'évolution du motif de franges habituel pendant la striction peut être divisée en trois stades :
 - 1) stade I ou sablier « \rangle », correspondant à la striction diffuse ;
 - 2) stade II ou « X », correspondant à la première phase de la striction localisée ;
 - 3) stade III ou « $/$ », correspondant à la deuxième phase de la striction localisée.
2. Le modèle de distribution de la vitesse de déformation utilise une fonction pseudo-Voigt. Il est basé sur les motifs cités ci-dessus en caractérisant le champ de localisation par le croisement de deux bandes obliques. Dix paramètres du modèle (en comptant les deux bandes) ont été déterminés quantitativement. Ils représentent 5 caractéristiques de la striction : la vitesse de déformation maximale $\dot{\epsilon}_{max}$, la largeur de bande B , l'inclinaison de bande α , la position de la bande b , et le poids de la fonction gaussienne η . Ce modèle a été évalué sous plusieurs aspects et comparé avec d'autres modèles proposés. Il a été montré que ce modèle unique croisant deux bandes obliques décrit bien les trois stades mentionnés ci-dessus et que les informations quantitatives extraites sont crédibles. Néanmoins, il ne peut pas décrire tous les types de motif de franges observés dans la présente étude, par exemple ceux de type « Y ».
3. La transition entre la striction diffuse et la striction localisée est définie par le moment où les évolutions des vitesses de déformations maximales des deux bandes se séparent. Ce critère expérimental a été comparé avec le critère théorique de Hill, en l'appliquant sur une loi de comportement de type Voce et de type Hollomon. On a montré que la prédiction avec une loi de comportement de type Voce était plus proche de celle obtenue expérimentalement dans notre cas.
4. Les évolutions des paramètres en fonction de la déformation moyenne totale sont cohérentes avec l'évolution du motif des franges. Elles montrent plus précisément et quantitativement que les deux bandes n'évoluent pas avec la même vitesse après la striction localisée.
5. L'étude des évolutions des paramètres des deux bandes en fonction de leur propre déformation maximale locale est une nouvelle idée qui permet d'analyser le comportement de chaque bande du point de vue local. Ceci montre que, en effet, les deux bandes ont la même évolution intrinsèque, même si leur vitesse d'évolution est différente. Cela est valide pour la vitesse de déformation maximale et la largeur des bandes réduite, mais pas pour leur orientation.
6. La qualité de l'ajustement est analysée également par l'évolution de l'incertitude et de l'erreur relative. Les incertitudes sont très petites en majorité du temps (moins de 1% en erreur relative) et un peu plus élevées en début et fin de striction dû à la large diffusion de franges et la difficulté de la démodulation, toutefois elles restent inférieures à 5% en termes d'erreur relative.
7. Le mode de striction sur une éprouvette plate se divise en deux types, appelés modes asymétrique et symétrique. Dans le mode asymétrique, on peut observer les trois stades de la striction ; tandis que dans le mode symétrique, la fissuration commence après les deux premiers stades. Dans ce cas, il n'y a donc pas de stade III ;
 - 1) le mode de striction est lié à la longueur effective, à l'épaisseur et au rapport largeur-épaisseur de l'éprouvette. Plus ces grandeurs sont petites, plus il y a de chances d'obtenir le mode symétrique.

- 2) La striction localise plus tard dans le mode de striction symétrique que dans le mode asymétrique.
- 3) L'orientation de la bande qui disparaît à la fin d'essai est liée au mode de striction et au rapport largeur-épaisseur de l'éprouvette. Quand le mode de striction est asymétrique ou le rapport largeur-épaisseur est grand, l'inclinaison de la bande disparaissante (par rapport à la direction de traction) est grande.
8. L'ESPI nous permet de faire des mesures très précises avec une résolution en déplacement de quelques dizaines de nanomètres et une résolution spatiale de l'ordre du pixel. Cependant, la limite de la largeur intégrale de la bande de localisation mesurable par la méthode ESPI est d'environ 1 mm, avec les conditions expérimentales utilisées dans le présent travail.
9. L'influence de la vitesse de traction, de la géométrie de l'éprouvette, de la direction du prélèvement (par rapport à la direction de laminage) et de la taille de grains sur la striction a été étudiée. De plus, cette dernière a été comparée entre les différents matériaux, tel que l'acier doux DC04, l'acier mi-dur C45E, l'acier inoxydable ferritique 430, le Fe-Si et l'acier inoxydable 316L. Ce dernier a une structure cristalline cubique à faces centrées contrairement aux autres qui ont une structure cristalline cubique centré.
 - 1) L'augmentation de la vitesse de traction avance l'apparition de la striction localisée et retarde le démarrage du stade III de la striction.
 - 2) A l'exception de l'épaisseur, la géométrie de l'éprouvette (longueur effective, largeur ou rapport largeur-épaisseur) n'influence pas la largeur des bandes de localisation, ni leur vitesse de déformation maximale lorsque leur évolution est exprimée en fonction de la déformation locale. La géométrie de l'éprouvette n'influence pas non plus l'orientation de la bande dominante.
 - 3) La direction du prélèvement de l'éprouvette (par rapport à la direction de laminage) n'a pas d'influence sur la largeur des bandes, leur vitesse de déformation maximale et leur orientation, et donc ni pour l'orientation de la rupture.
 - 4) La taille de grains peut influencer le motif des franges. Néanmoins, son effet sur la largeur de la zone de striction et sur la vitesse de déformation de cette zone reste encore à étudier.
 - 5) L'évolution de la largeur de la bande, de sa vitesse de déformation maximale et de son orientation de tous les matériaux étudiés se divise en deux groupes, selon la structure cristalline du matériau. Le comportement de striction est probablement lié à la structure cristalline du matériau. Il reste toutefois nécessaire d'analyser d'autres matériaux cubiques à faces centrées pour conclure.
10. La ductilité du matériau peut être décrite plus précisément par l'allongement après bifurcation. Elle dépend du rapport longueur-racine carrée de la section ($L_0/\sqrt{S_0}$) de l'éprouvette. Plus ce rapport est grand, moins le matériau s'allonge.

Concernant ce travail, les perspectives portent sur plusieurs aspects.

1. Au niveau de la modélisation du champ de la vitesse de déformation :
Le modèle des deux bandes rectilignes qui se croisent est adapté pour la description de tous types de motif de franges qui ressemblent à un «) (», à un « X » ou à un « / ». Néanmoins, il présente deux limites:
 - 1) La difficulté de décrire le motif de franges au début de la striction diffuse ; parce qu'à ce stade, la zone de la répartition des franges est large, la courbe des franges aux extrémités de l'éprouvette (proche de la tête) est encore petite, le motif « sablier » n'est donc pas encore prononcé. On pourrait d'utiliser un autre modèle spécifique pour ce stade.

- 2) La difficulté de décrire le motif de franges, par exemple, de type « Y », constaté sur les matériaux avec de gros grains et certaines éprouvettes présentant fissuration précoce au bord des éprouvettes.
2. Au niveau du plan d'expérience :
 - 1) On a fait varier la vitesse de traction uniquement d'un facteur 2 à cause des limites de l'équipement. Ce facteur pourrait donc être augmenté en améliorant la vitesse d'acquisition des images et du décalage de phases. Ceci permettra également d'éviter de changer la vitesse pendant un essai.
 - 2) Est-ce que la largeur de la bande finale est de l'ordre de grandeur de l'épaisseur de l'éprouvette ? Cela n'a pas pu être vérifié, car la plus petite largeur de bande mesurable par le présent montage est d'environ 1 mm. Par conséquent, la réponse peut être trouvée soit en effectuant des essais sur des éprouvettes dont l'épaisseur est supérieure à 1 mm, soit en augmentant le grandissement dans la zone localisée. Néanmoins, pour des éprouvettes épaisses, le déplacement hors plan ne sera plus négligeable. Il sera donc nécessaire d'adopter un montage à deux vecteurs de sensibilité.
 - 3) L'effet de la longueur utile de l'éprouvette pourrait être étudié en imposant une condition sur la limite inférieure, par exemple, $L_0/\sqrt{S_0} \geq 11,3$. De même, ceci nécessite un montage plus adapté, possédant par exemple une capacité d'éclairage plus puissante afin d'avoir une zone d'interférence plus grande qui couvre toute la surface de la zone d'étude.
 - 4) L'effet de la taille de grains pourrait être étudié en utilisant la même méthode (grossissement de la taille de grains avec un traitement thermique), mais sur plusieurs matériaux différents. L'idéal est d'appliquer la même méthode d'exploitation des données pour les matériaux traités et non traités, afin de comparer les grandeurs physiques proprement.
 - 5) La dépendance à la structure cristalline du comportement de la striction reste à étudier en menant des essais sur plusieurs autres matériaux, par exemple, avec une structure cristalline cubique à faces centrées ou hexagonale pour compléter le présent résultat.
3. Au niveau du couplage avec la simulation numérique :

Les informations quantitatives extraites de ce type d'étude, telles que la largeur des bandes, leur orientation, pourraient être utilisées directement dans une simulation numérique pour l'identification et la validation des modèles de comportement du matériau à base de longueur interne. De fait, ce type d'étude est en train d'être effectuée en parallèle dans notre laboratoire de recherche.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] S. P. Keeler, “Determination of forming limits in automotive stampings,” *Sheet Metal Industries*, vol. 42, no. 461, pp. 683–691, 1965.
- [2] G. M. Goodwin, “Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop,” *Soc. Automot. Eng.*, no. 60, pp. 380–387, 1968.
- [3] W. C. Emmens, *Formability: A review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal*. 2011.
- [4] S. P. Keeler, *Chapter 4 FORMING LIMIT CRITERIA - SHEETS*. New York: Plenum Press, 1978.
- [5] R. Arrieux, “Determination and use of the forming limit stress diagrams in sheet metal forming .,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 53, pp. 47–56, 1995.
- [6] T. B. Stoughton, “Stress-Based Forming Limits in Sheet-Metal Forming,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 123, no. 4, p. 417, 2001.
- [7] C. C. Chu and A. Needleman, “Void nucleation effects in biaxially stretched sheets,” *J. Eng. Mater. Technol. (Transactions ASME)*, vol. 102, no. 3, pp. 249–256, 1980.
- [8] A. L. Gurson, “Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 99, no. 1, p. 2, 1977.
- [9] L. Hao, P. Ke, and W. June, “An anisotropic damage criterion for deformation instability and its application to forming limit analysis of metal plates,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 21, no. 5, pp. 1031–1054, 1985.
- [10] J. Lemaitre, *A Course on Damage Mechanics*. 1996.
- [11] K. Saanouni, “On the numerical prediction of the ductile fracture in metal forming,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 75, no. 11, pp. 3545–3559, 2008.
- [12] C. Labergere, B. Guelorget, and M. Francois, “Strain rate distribution and localization band width evolution during tensile test,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 51, no. 23–24, pp. 3944–3961, Nov. 2014.
- [13] N. A. Fleck and J. W. Hutchinson, “A phenomenological theory for strain gradient effects in plasticity,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 41, no. 12, pp. 1825–1857, 1993.
- [14] H. Gao and Y. Huang, “Geometrically necessary dislocation and size-dependent plasticity,” *Scr. Mater.*, vol. 48, no. 2, pp. 113–118, 2003.
- [15] M. Jirásek and S. Rolshoven, “Localization properties of strain-softening gradient plasticity models. Part I: Strain-gradient theories,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 46, no. 11–12, pp. 2225–2238, Jun. 2009.

-
- [16] M. Jirásek and S. Rolshoven, “Localization properties of strain-softening gradient plasticity models. Part II: Theories with gradients of internal variables,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 46, no. 11–12, pp. 2239–2254, Jun. 2009.
- [17] M. Mazière and S. Forest, “Strain gradient plasticity modeling and finite element simulation of Lüders band formation and propagation,” *Contin. Mech. Thermodyn.*, Dec. 2013.
- [18] H. B. Muhlhause and E. C. Aifantis, “A variational principle for gradient plasticity,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 28, no. 7, pp. 845–857, 1991.
- [19] A. C. Eringen, “On non-local plasticity,” *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 19, no. 12, pp. 1461–1474, 1981.
- [20] A. C. Eringen, “Theories of nonlocal plasticity,” *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 21, pp. 741–751, 1983.
- [21] Z. P. Bažant, “Why Continuum Damage Mechanics is Non-local,” *Mech. Res. Commun.*, vol. 14, no. 5/6, pp. 407–419, 1987.
- [22] G. Pijaudier-Cabot and Z. P. Bažant, “Dynamic stability analysis with nonlocal damage,” *Comput. Struct.*, vol. 29, no. 3, pp. 503–507, 1988.
- [23] G. Pijaudier-Cabot and A. Benallal, “Strain localization and bifurcation in a nonlocal continuum,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 30, no. 13, pp. 1761–1775, 1993.
- [24] X. Lu, J.-P. Bardet, and M. Huang, “Numerical solutions of strain localization with nonlocal softening plasticity,” *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 198, no. 47–48, pp. 3702–3711, Oct. 2009.
- [25] E. C. Aifantis, “The physics of plastic deformation,” *Int. J. Plast.*, vol. 3, pp. 211–247, 1987.
- [26] E. C. Aifantis, “On the role of gradients in the localization of deformation and fracture,” *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 30, no. 10, pp. 1279–1299, 1992.
- [27] F. Labbé, “Strain-rate measurements by electronic speckle-pattern interferometry (ESPI),” *Opt. Lasers Eng.*, vol. 45, no. 8, pp. 827–833, Aug. 2007.
- [28] A. E. Huespe, A. Needleman, J. Oliver, and P. J. Sánchez, “A finite thickness band method for ductile fracture analysis,” *Int. J. Plast.*, vol. 25, no. 12, pp. 2349–2365, Dec. 2009.
- [29] A. E. Huespe, A. Needleman, J. Oliver, and P. J. Sánchez, “A finite strain, finite band method for modeling ductile fracture,” *Int. J. Plast.*, vol. 28, no. 1, pp. 53–69, Jan. 2012.
- [30] P. Thamburaja, “Length scale effects on the shear localization process in metallic glasses: A theoretical and computational study,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 59, no. 8, pp. 1552–1575, Aug. 2011.
- [31] Z. P. Bažant and G. Pijaudier-Cabot, “Measurement of characteristic length of nonlocal continuum,” *J. Eng. Mech.*, vol. 115, no. 4, 1989.
-

- [32] D. C. Drucker and J. R. Rice, "Plastic deformation in brittle and ductile fracture," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 1, no. 4, pp. 577–602, 1970.
- [33] G. Z. Voyiadjis, M. I. Alsaleh, and K. a. Alshibli, "Evolving internal length scales in plastic strain localization for granular materials," *Int. J. Plast.*, vol. 21, no. 10, pp. 2000–2024, Oct. 2005.
- [34] V. Tvergaard, "Necking in tensile bars with rectangular cross-section," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 103, no. 1–2, pp. 273–290, Mar. 1993.
- [35] A. Nadai, *Theory of flow and fracture of solids*, McGraw-Hil. New York: McGraw-Hill Inc.,US, 1950.
- [36] S. Okazawa, "Structural bifurcation for ductile necking localization," *Int. J. Non. Linear. Mech.*, vol. 45, no. 1, pp. 35–41, Jan. 2010.
- [37] M. Considère, *L'Emploi du fer et de l'acier dans les constructions*. 1885.
- [38] R. Hill, "On discontinuous reference plastic states, with special to localized necking in thin sheets," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 1, pp. 19–30, 1952.
- [39] Swift. H.W., "Plastic instability under plane stress," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 1, pp. 1–18, 1952.
- [40] P. Hora, L. Tong, and J. Reissner, "A prediction method for ductile sheet metal failure in FE-simulation," in *Proc. Numisheet'96 Conf.*, 1996, pp. 252–6.
- [41] J. R. Rice, "The localization of plastic deformation," *Theoretical and Applied Mechanics*, 1976.
- [42] Z. Marciniak and K. Kuczynski, "Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 9, pp. 609–620, 1967.
- [43] P. Eyckens, A. Van Bael, and P. Van Houtte, "Marciniak–Kuczynski type modelling of the effect of Through-Thickness Shear on the forming limits of sheet metal," *Int. J. Plast.*, vol. 25, no. 12, pp. 2249–2268, Dec. 2009.
- [44] A. H. Cottrell and B. A. Bilby, "Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron," *Proc. Phys. Soc. Sect. A*, vol. 62, no. 1, pp. 49–62, Jan. 1949.
- [45] L. Casarotto, R. Tutsch, R. Ritter, H. Dierke, F. Klose, and H. Neuhäuser, "Investigation of PLC bands with optical techniques," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 32, no. 3–4, pp. 316–322, Mar. 2005.
- [46] S. Toyooka and X. Gong, "Digital speckle pattern interferometry for observing the entire process of plastic deformation of a solid object," *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 34, p. L 1666–L 1668, 1995.
- [47] X. L. Gong and S. Toyooka, "Investigation on mechanism of plastic deformation by digital speckle pattern interferometry," *Exp. Mech.*, vol. 39, no. 1, pp. 25–29, Mar. 1999.

-
- [48] C. Vial-Edwards, I. Lira, A. Martinez, and M. Münzenmayer, "Electronic Speckle Pattern Interferometry Analysis of Tensile Tests of Semihard Copper Sheets," vol. 41, no. 1, pp. 58–62, 2000.
- [49] V. Madjarova, S. Toyooka, R. Widiastuti, and H. Kadono, "Dynamic ESPI with subtraction – addition method for obtaining the phase," vol. 212, no. October, pp. 35–43, 2002.
- [50] Q. Zhang, Z. Jiang, H. Jiang, Z. Chen, and X. Wu, "On the propagation and pulsation of Portevin-Le Chatelier deformation bands: An experimental study with digital speckle pattern metrology," *Int. J. Plast.*, vol. 21, no. 11, pp. 2150–2173, Nov. 2005.
- [51] S. Yoshida, I. Muhamed, M. Pardede, R. Widiastuti, M. B. Siahaan, and a. Kusnowo, "Optical interferometry applied to analyze deformation and fracture of aluminum alloys," *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 27, no. 2, pp. 85–98, Jun. 1997.
- [52] S. Yoshida, M. Muhamad, R. Widiastuti, and a Kusnowo, "Optical interferometric technique for deformation analysis," *Opt. Express*, vol. 2, no. 13, pp. 516–30, Jun. 1998.
- [53] S. Yoshida, H. Ishii, K. Ichinose, K. Gomi, and K. Taniuchi, "Observation of Optical Interferometric Band Structure Representing Plastic Deformation Front under Cyclic Loading," *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 43, no. 8A, pp. 5451–5454, Aug. 2004.
- [54] R. R. Cordero, A. Martinez, J. A. Rayas, and F. Labbe, "Necking progression in tensile specimens monitored in real-time by using fringe projection," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 48, no. 12, pp. 1285–1290, Dec. 2010.
- [55] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, and J. Muracciole, "Analysis of Strain Localization during Tensile Tests by Digital Image Correlation," pp. 29–39, 2000.
- [56] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J. Muracciole, and M. Némoz-gaillard, "Kinematic manifestations of localisation phenomena in steels by digital image correlation," vol. 20, pp. 189–211, 2001.
- [57] P. D. Zavattieri, V. Savic, L. G. Hector Jr., J. R. Fekete, W. Tong, and Y. Xuan, "Spatio-temporal characteristics of the Portevin–Le Châtelier effect in austenitic steel with twinning induced plasticity," *Int. J. Plast.*, vol. 25, no. 12, pp. 2298–2330, Dec. 2009.
- [58] B. Guelorget, M. François, C. Vial-Edwards, G. Montay, L. Daniel, and J. Lu, "Strain rate measurement by Electronic Speckle Pattern Interferometry: A new look at the strain localization onset," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 415, no. 1–2, pp. 234–241, Jan. 2006.
- [59] B. Guelorget, M. François, and G. Montay, "Strain localization band width evolution by electronic speckle pattern interferometry strain rate measurement," *Scr. Mater.*, vol. 60, no. 8, pp. 647–650, Apr. 2009.
- [60] J. Petit, G. Montay, and M. François, "Strain rate measurements by speckle interferometry for necking investigation in stainless steel," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 51, no. 2, pp. 540–550, Jan. 2014.
- [61] G. Montay, M. François, M. Tourneix, B. Guelorget, C. Vial-Edwards, and I. Lira, "Analysis of plastic strain localization by a combination of the speckle interferometry with the bulge test," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 45, no. 1, pp. 222–228, Jan. 2007.
-

- [62] G. Montay, M. François, M. Tourneix, B. Guelorget, C. Vial-Edwards, and I. Lira, "Strain and strain rate measurement during the bulge test by electronic speckle pattern interferometry," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 184, no. 1–3, pp. 428–435, Apr. 2007.
- [63] Z.-J. Wang and Y. Liu, "Investigation on deformation behavior of sheet metals in viscous pressure bulging based on ESPI," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 11, pp. 1536–1544, Aug. 2010.
- [64] J. Petit, G. Montay, and M. François, "Localisation Phenomenon Investigation on SMATed Stainless Steel Samples by Speckle Interferometry," *Strain*, vol. 47, no. 4, pp. 363–371, Aug. 2011.
- [65] M. Françon and M. Henry, "Interférences lumineuses," *Encyclopaedia Universalis*. [Online]. Available: <http://www.universalis.fr/encyclopedie/interferences-lumineuses/>.
- [66] J. N. Butters and J. A. Leendertz, "Speckle pattern and holographic techniques in engineering metrology," *Opt. Laser Technol.*, vol. 3, no. 1, pp. 26–30, Feb. 1971.
- [67] G. Cloud, *Optical Methods of Engineering Analysis*. Cambridge: Cambridge University Press, 1995.
- [68] J. N. Butters, R. Jones, and C. Wykes, *Speckle Metrology*. Elsevier, 1978.
- [69] X. Duan, M. Jain, D. Metzger, J. Kang, D. S. Wilkinson, and J. D. Embury, "Prediction of shear localization during large deformation of a continuous cast Al–Mg sheet," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 394, no. 1–2, pp. 192–203, Mar. 2005.
- [70] K. Schmid, *Manufacturing Processes for Engineering Materials*, 5th ed. Pearson Education, 2008.

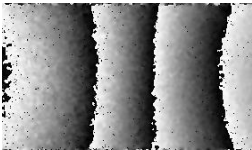
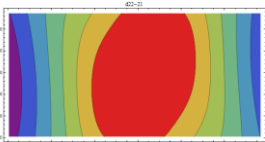
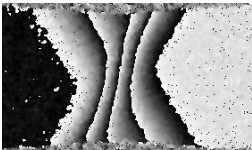
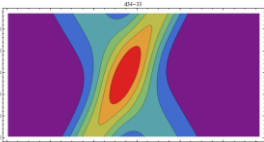
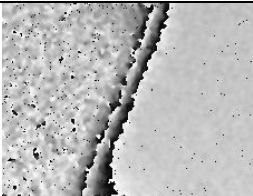
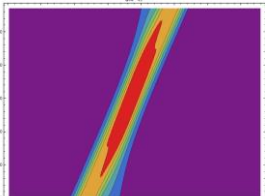
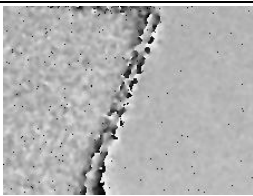
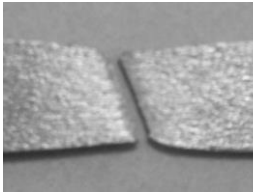
ANNEXE

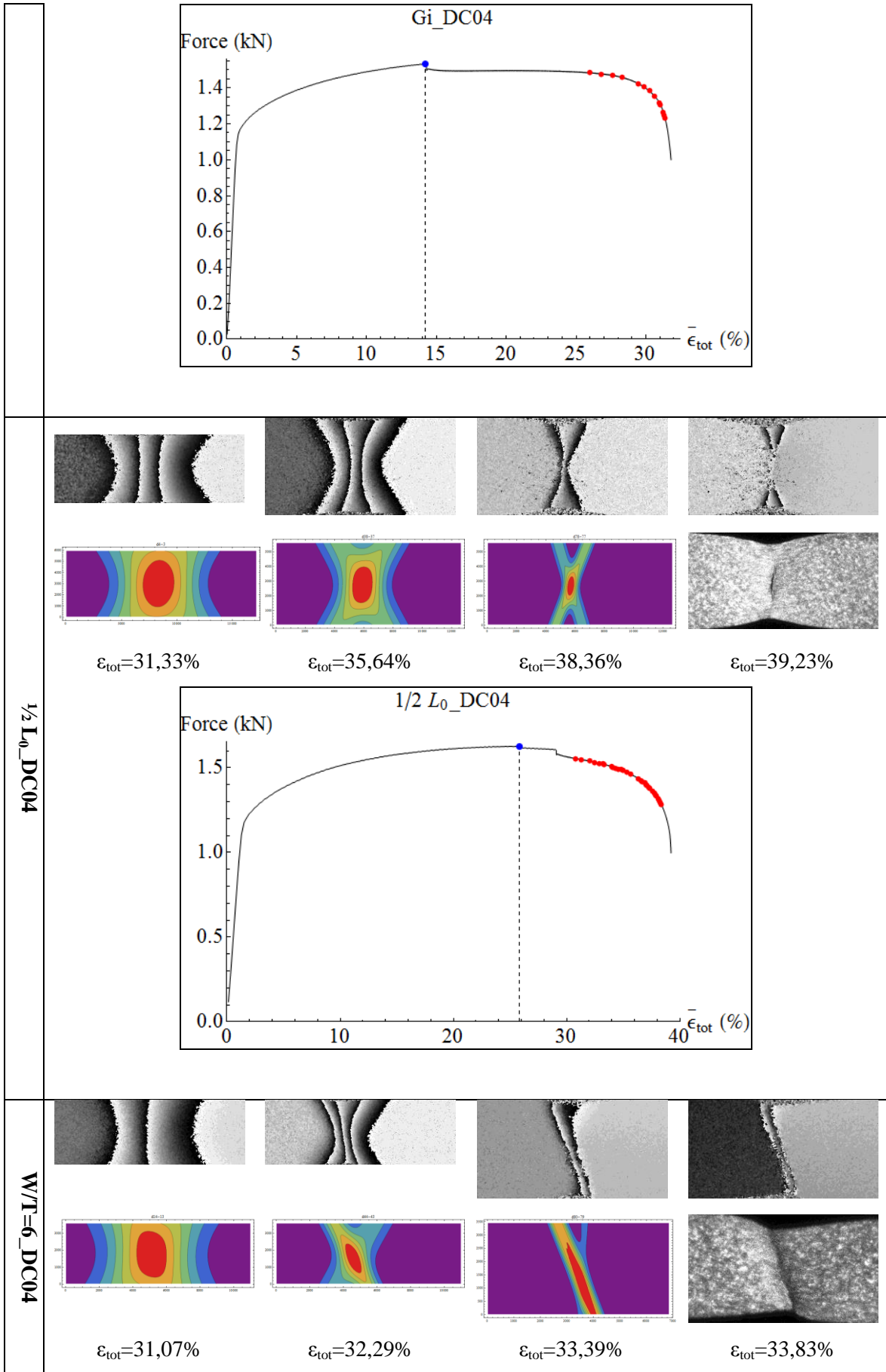
1. Images de franges et cartes de vitesse de déformation avec la courbe de traction

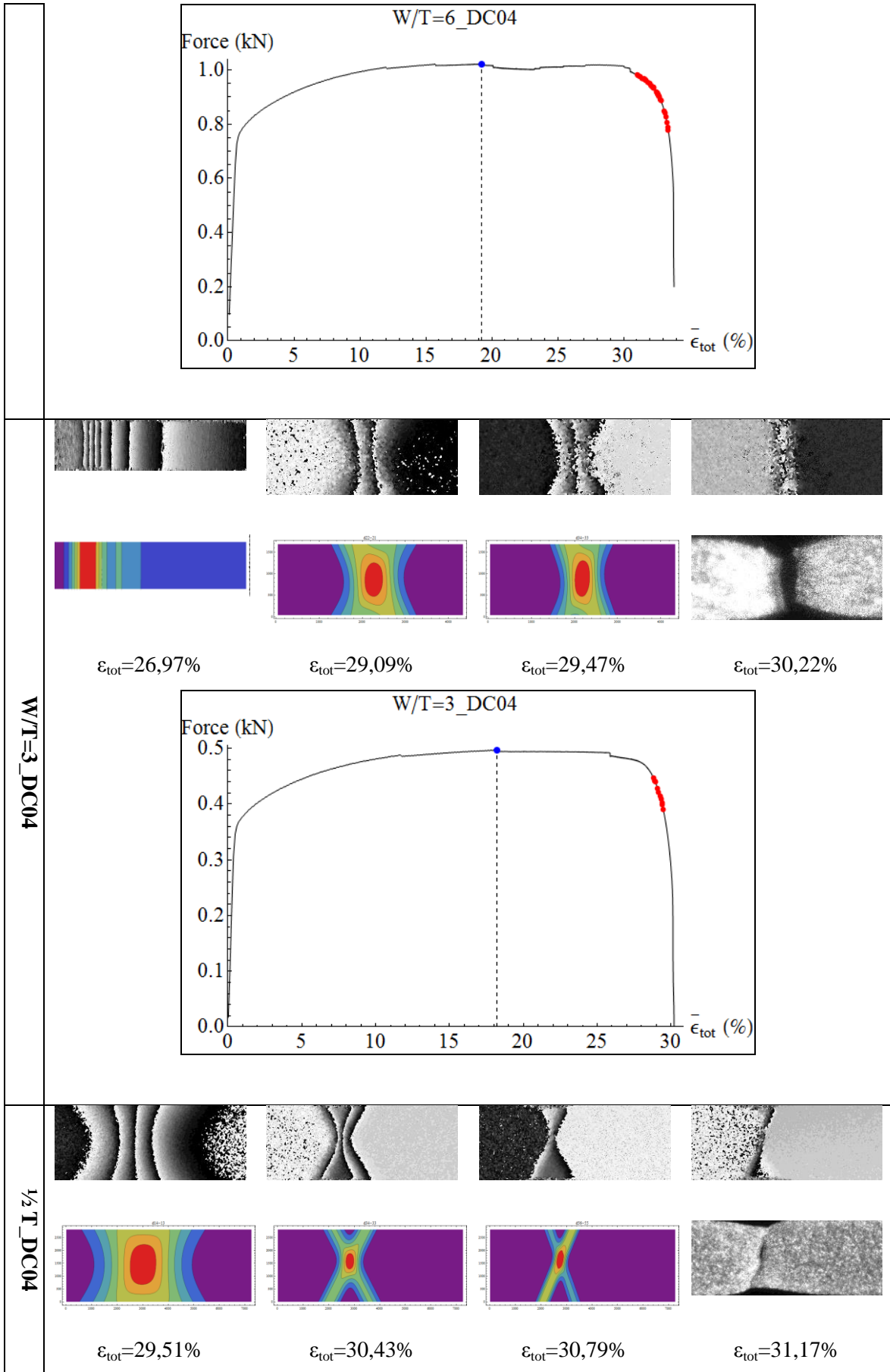
Les images de franges nous permettent de visualiser directement la déformation dans le matériau. De plus, le modèle est appliqué directement sur ces données. Donc elles sont une source importante dans l'explication et l'évaluation du résultat. Les images seront présentées en fonction de l'essai dans l'ordre ci-dessous :

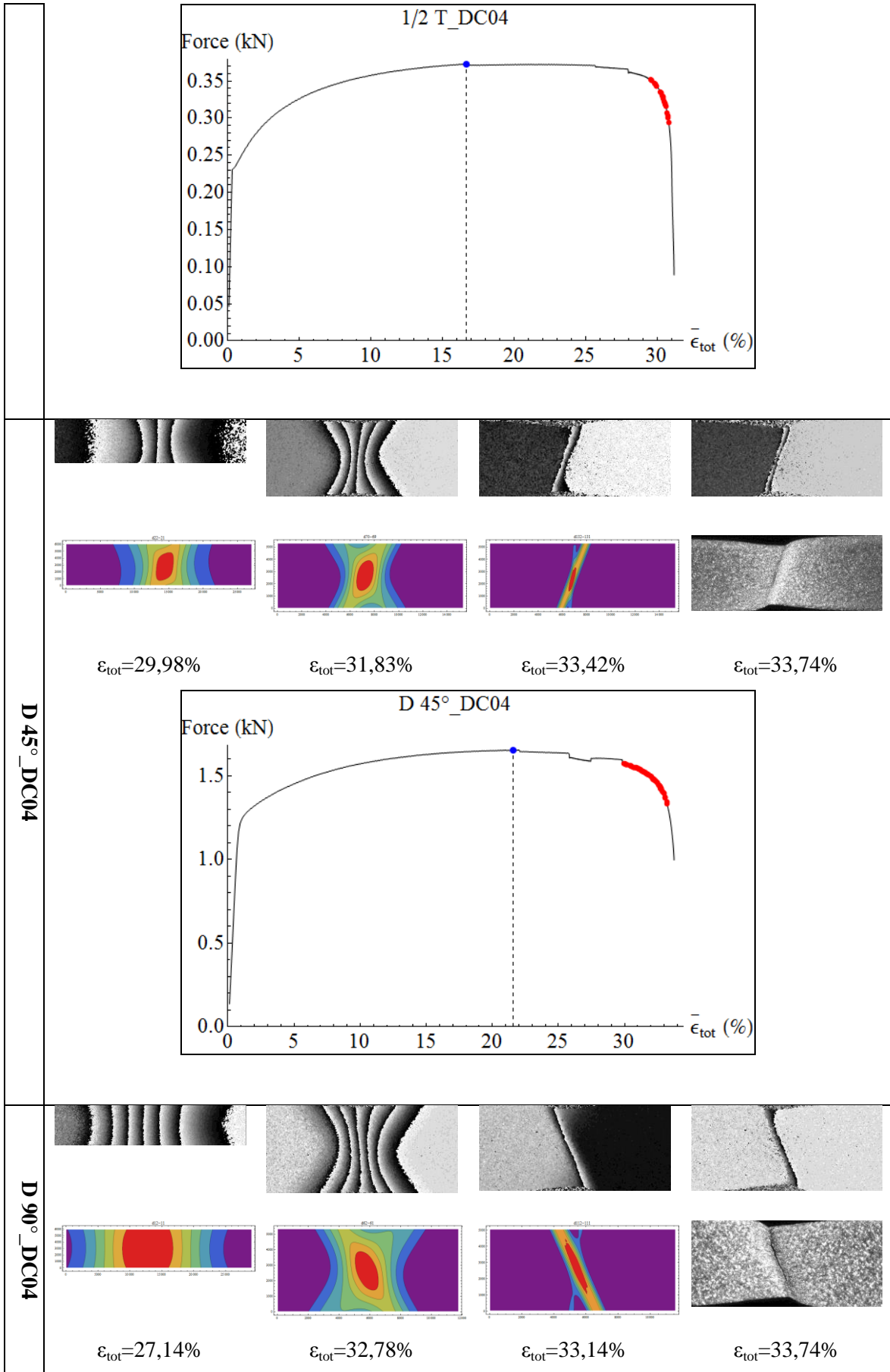
TAB. 1 Plan de présentation

Ordre de présentation	Nom d'essai	Facteur d'influence	Image de frange	Carte de vitesse de déformation
1	Gi_DC04	Essai de référence	4 moments	4 moments
2	$\frac{1}{2} L_0_DC04$	Longueur utile		
3	W/T=6_DC04	Rapport largeur-épaisseur		
4	W/T=3_DC04			
5	$\frac{1}{2} T_DC04$	Epaisseur		
6	D 45°_DC04	Anisotropie		
7	D 90°_DC04			
8	Gi_C45E	Matériau		

Essai	Première image traitée (striction diffuse_ Stade I)	Striction localisée (Stade II)	Dernière image traitée (Stade III)	Dernière image prise
Gi_DC04	  $\epsilon_{tot}=26,82\%$	  $\epsilon_{tot}=30,26\%$	  $\epsilon_{tot}=31,38\%$	  $\epsilon_{tot}=31,81\%$







$\epsilon_{tot}=29,98\%$

$\epsilon_{tot}=31,83\%$

$\epsilon_{tot}=33,42\%$

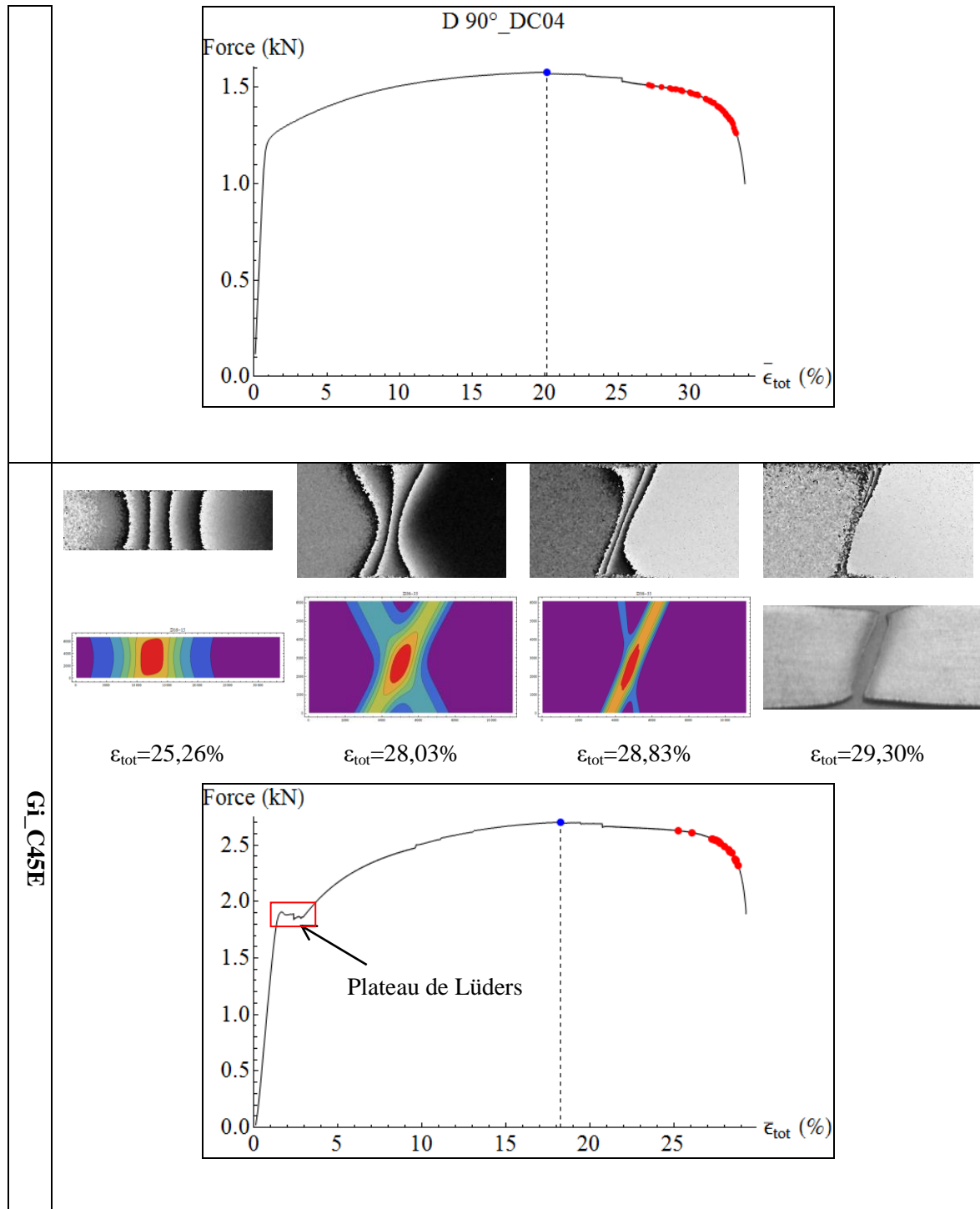
$\epsilon_{tot}=33,74\%$

$\epsilon_{tot}=27,14\%$

$\epsilon_{tot}=32,78\%$

$\epsilon_{tot}=33,14\%$

$\epsilon_{tot}=33,74\%$



2. Comportement de deux bandes de localisation pour chaque essai

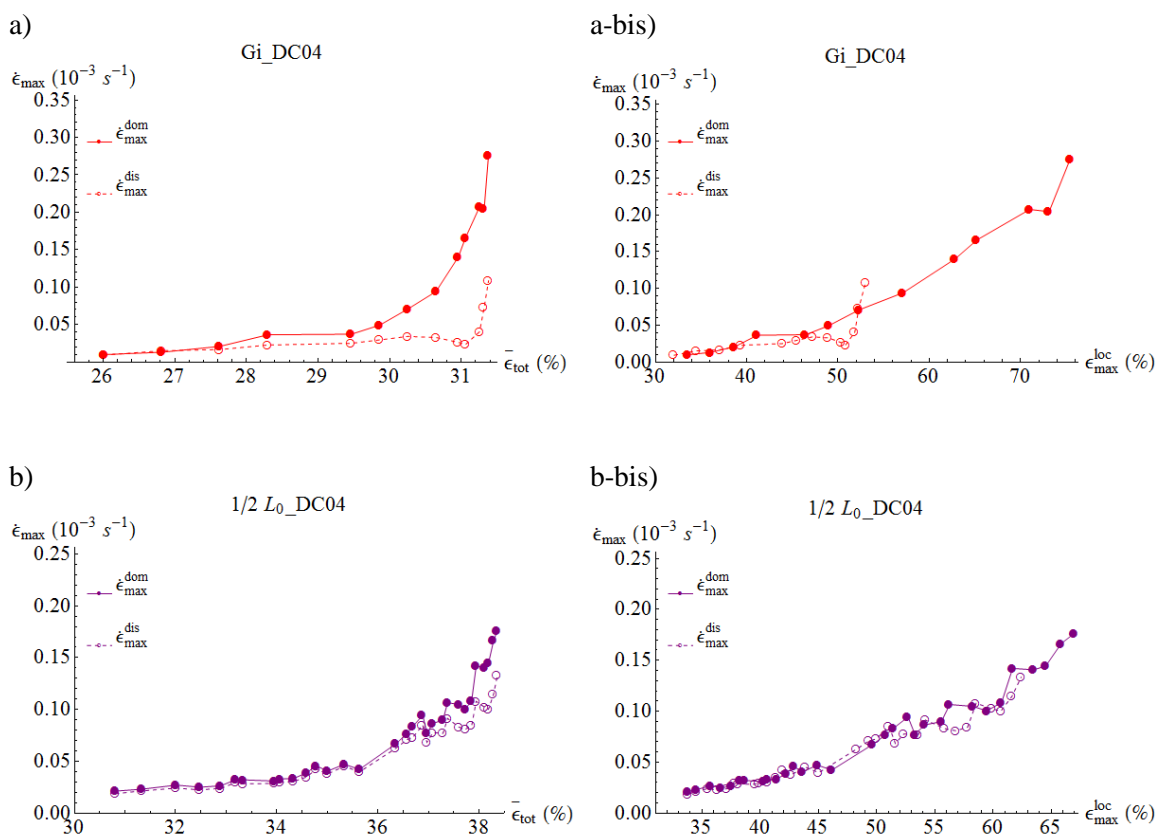
Dans cette partie, les graphes seront présentés dans l'ordre ci-dessous (TAB. 2), et pour chaque essai, l'évolution de la vitesse de déformation maximale, la largeur et l'inclinaison des bandes sera tracée respectivement en fonction de la déformation totale moyenne et la déformation locale maximale.

TAB. 2 Plan de présentation des graphes

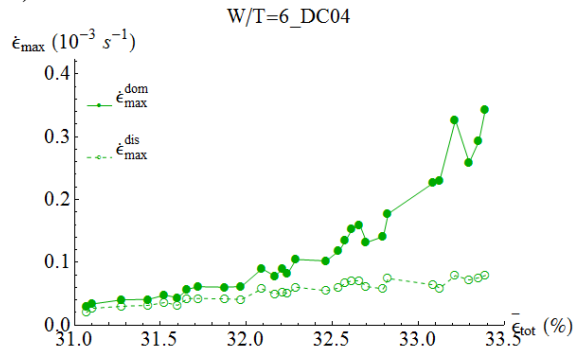
Ordre de présentation	Nom d'essai	Facteur d'influence	Abscisse		Ordonné	
			$\bar{\epsilon}_{tot}$	ϵ_{max}^{loc}	$\dot{\epsilon}_{max}$	B
1	Gi_DC04	Essai de référence				
2	1/2 L ₀ _DC04	Longueur utile				
3	W/T=6_DC04	Rapport largeur-épaisseur				
4	W/T=3_DC04					
5	1/2 T_DC04	Epaisseur				
6	D 45°_DC04	Anisotropie				
7	D 90°_DC04					
8	Gi_C45E	Matériau				
9	316L					

1) Vitesse de déformation maximale $\dot{\epsilon}_{max}$

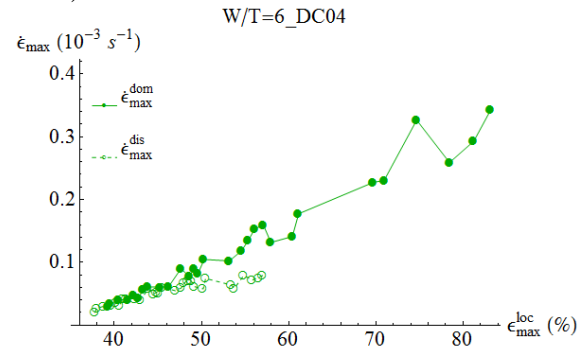
L'évolution de la vitesse de déformation maximale des deux bandes de chaque essai est présentée ci-dessous, à chaque fois, en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite) respectivement.



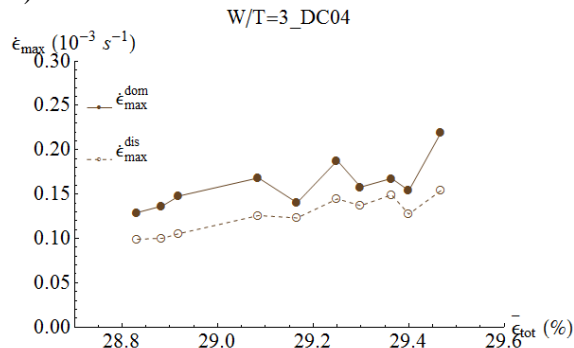
c)



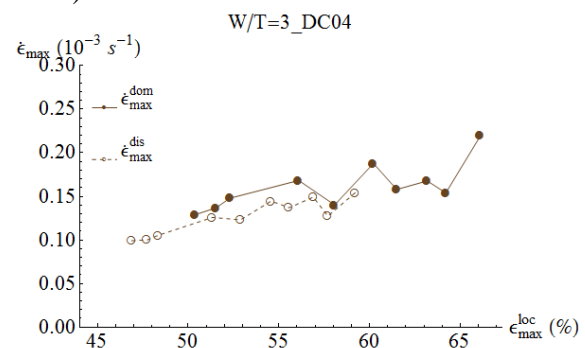
c-bis)



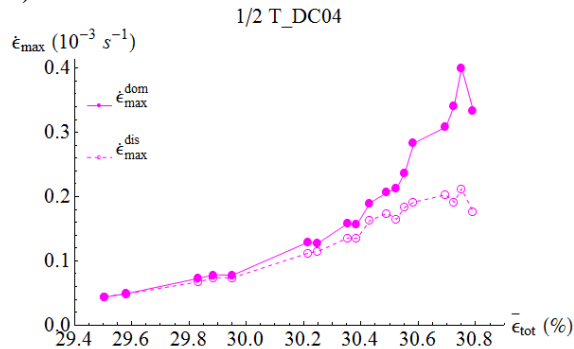
d)



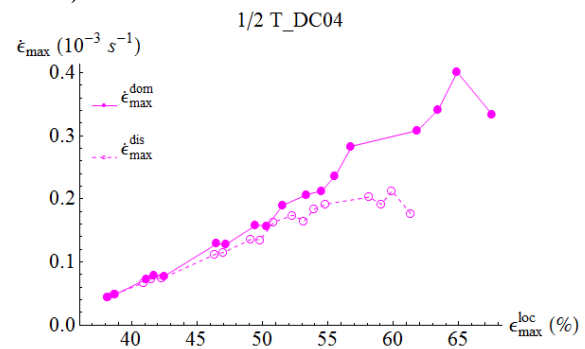
d-bis)



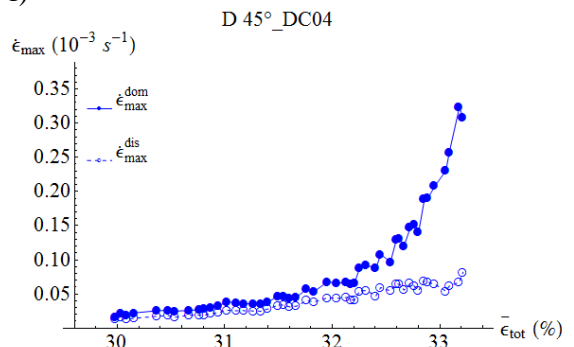
e)



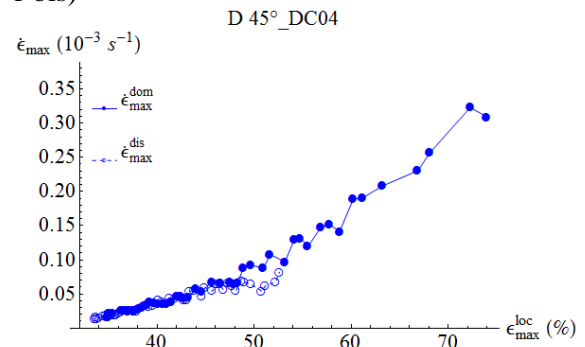
e-bis)



f)



f-bis)



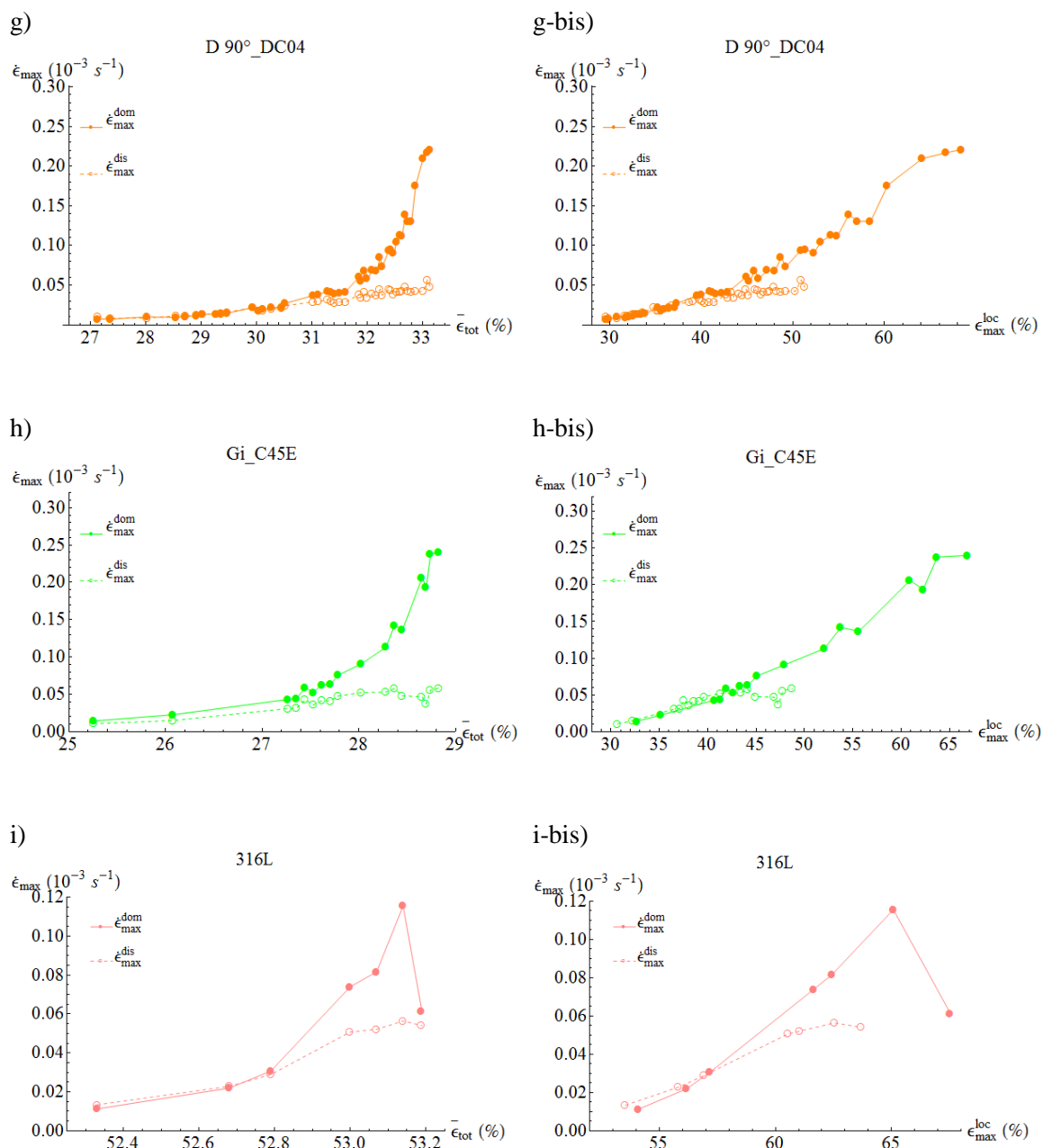


FIG. 1 Evolution de la vitesse de déformation maximale des deux bandes de chaque essai, respectivement en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite)

L'évolution concernant la vitesse de déformation maximale de la bande disparaissante de tous les essais est ci-dessous. Il faut noter que pour l'essai BGS_DC04 et l'essai FeSi, la vitesse de déformation est la vitesse de déformation moyenne suivant la ligne 1 multipliée par un facteur 2 et la déformation locale est obtenue se basant sur cette valeur ajustée (voir les chapitres 4 et 5 pour la définition).

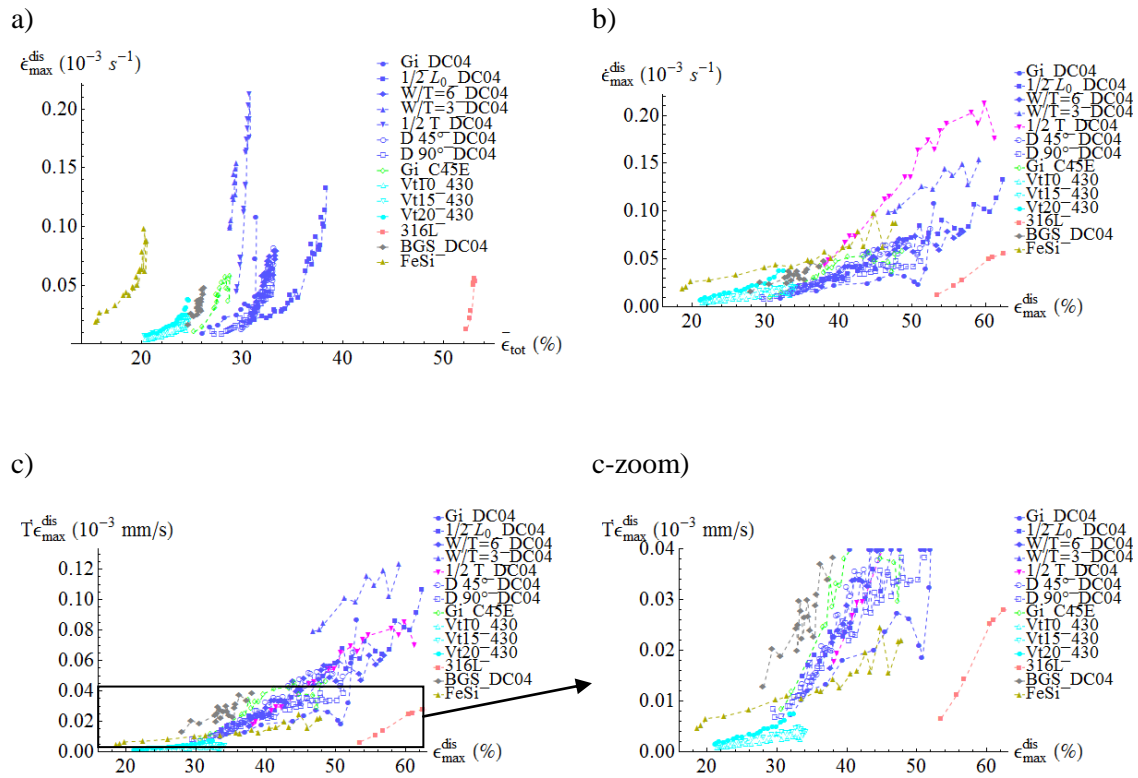
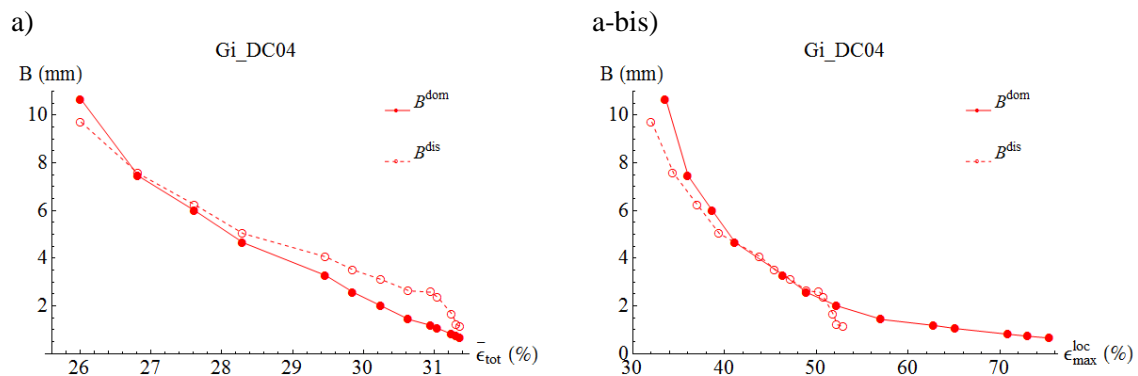
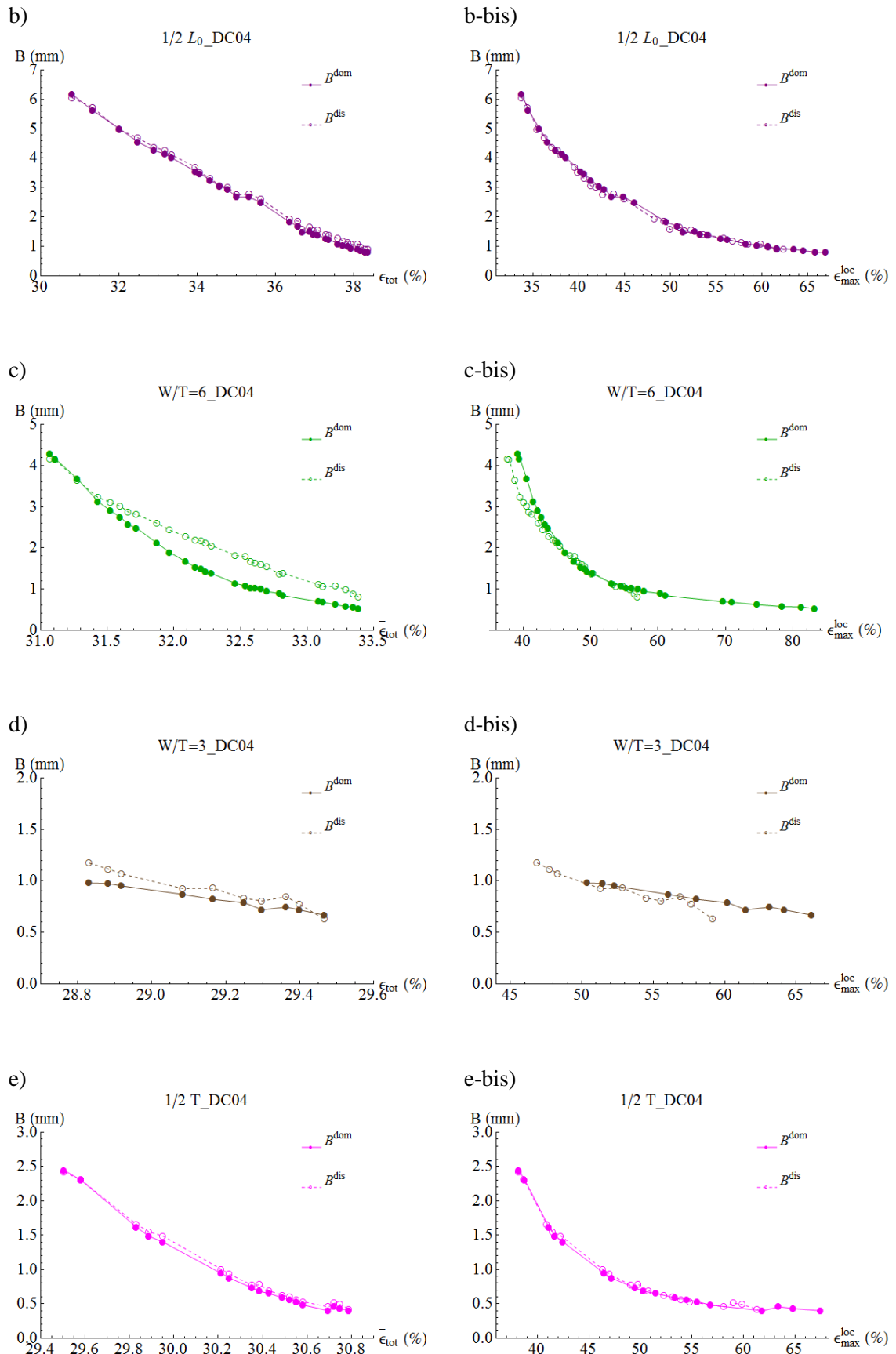


FIG. 2 Evolution concernant la vitesse de déformation maximale de la bande disparaissante de tous les essais

2) Largeur de bande B

L'évolution de la largeur des deux bandes de chaque essai est présentée ci-dessous, toujours en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite) respectivement.





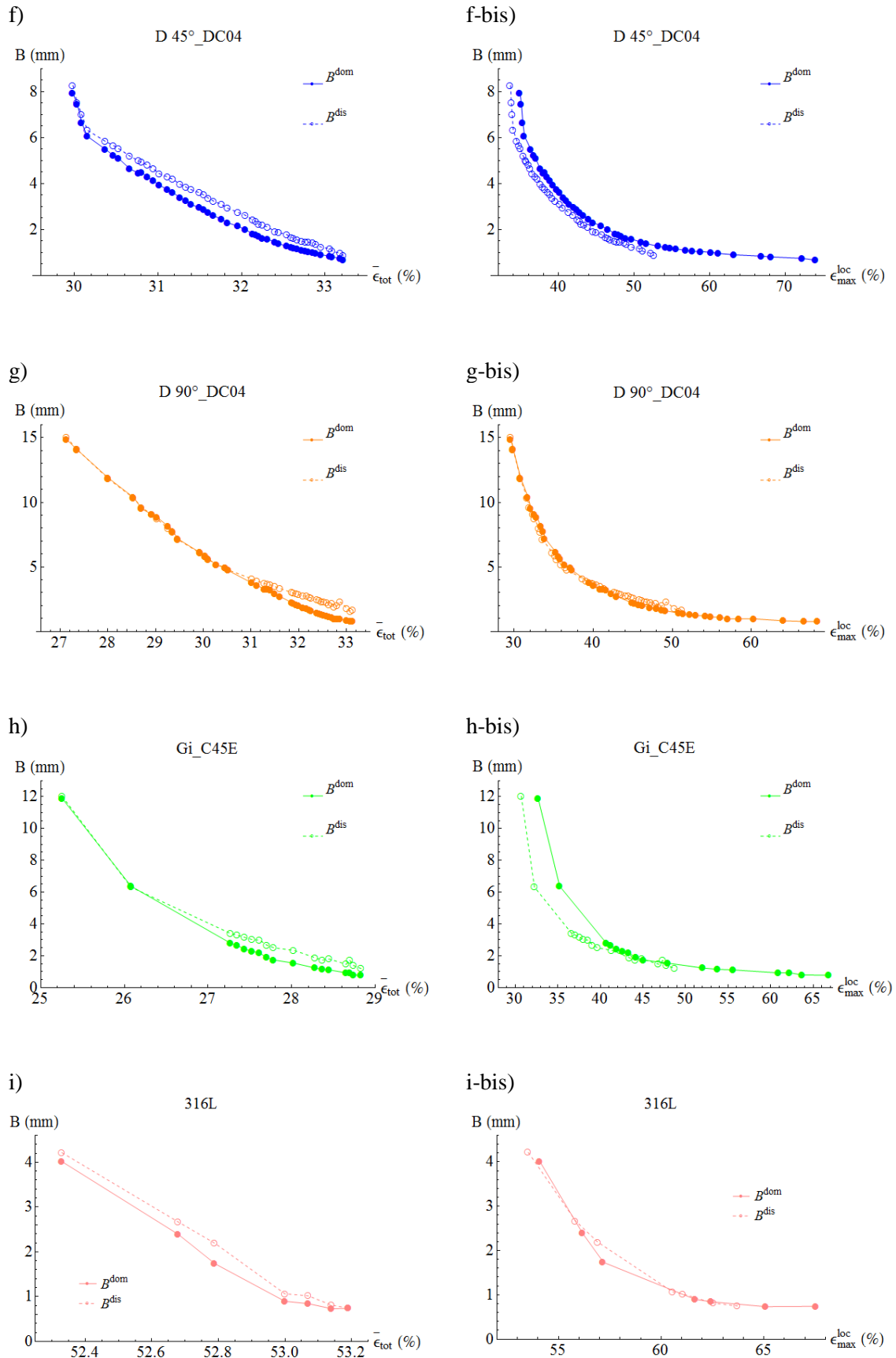


FIG. 3 Evolution de la largeur des deux bandes de chaque essai, respectivement en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite)

L'évolution concernant la largeur de la bande disparaissante de tous les essais est présentée ci-dessous. Il est à noter que pour l'essai BGS_DC04 et l'essai FeSi, comme précédemment la largeur est la largeur de la zone de déformation plastique suivant la ligne 1 divisée par un facteur 2 (voir les chapitres 4 et 5 pour la définition).

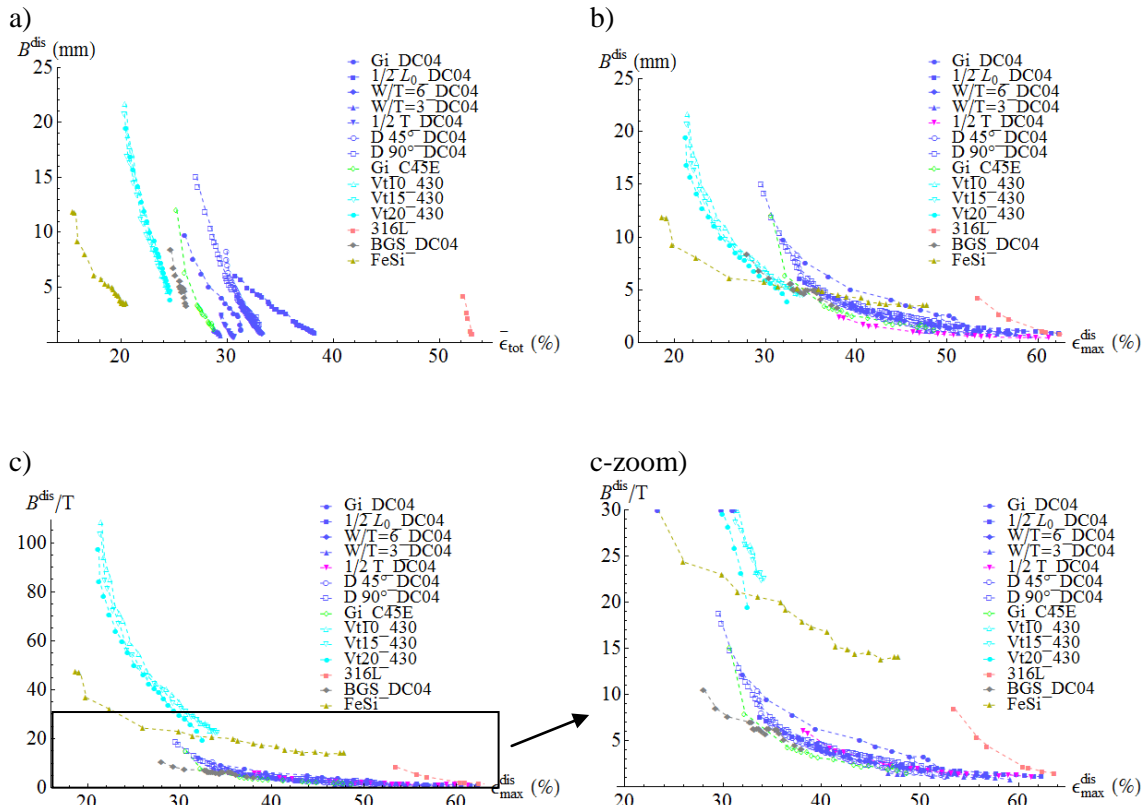
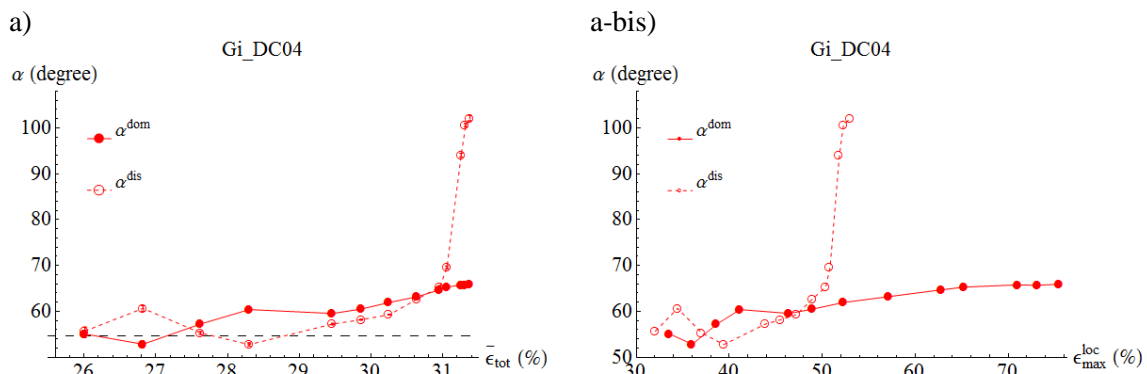
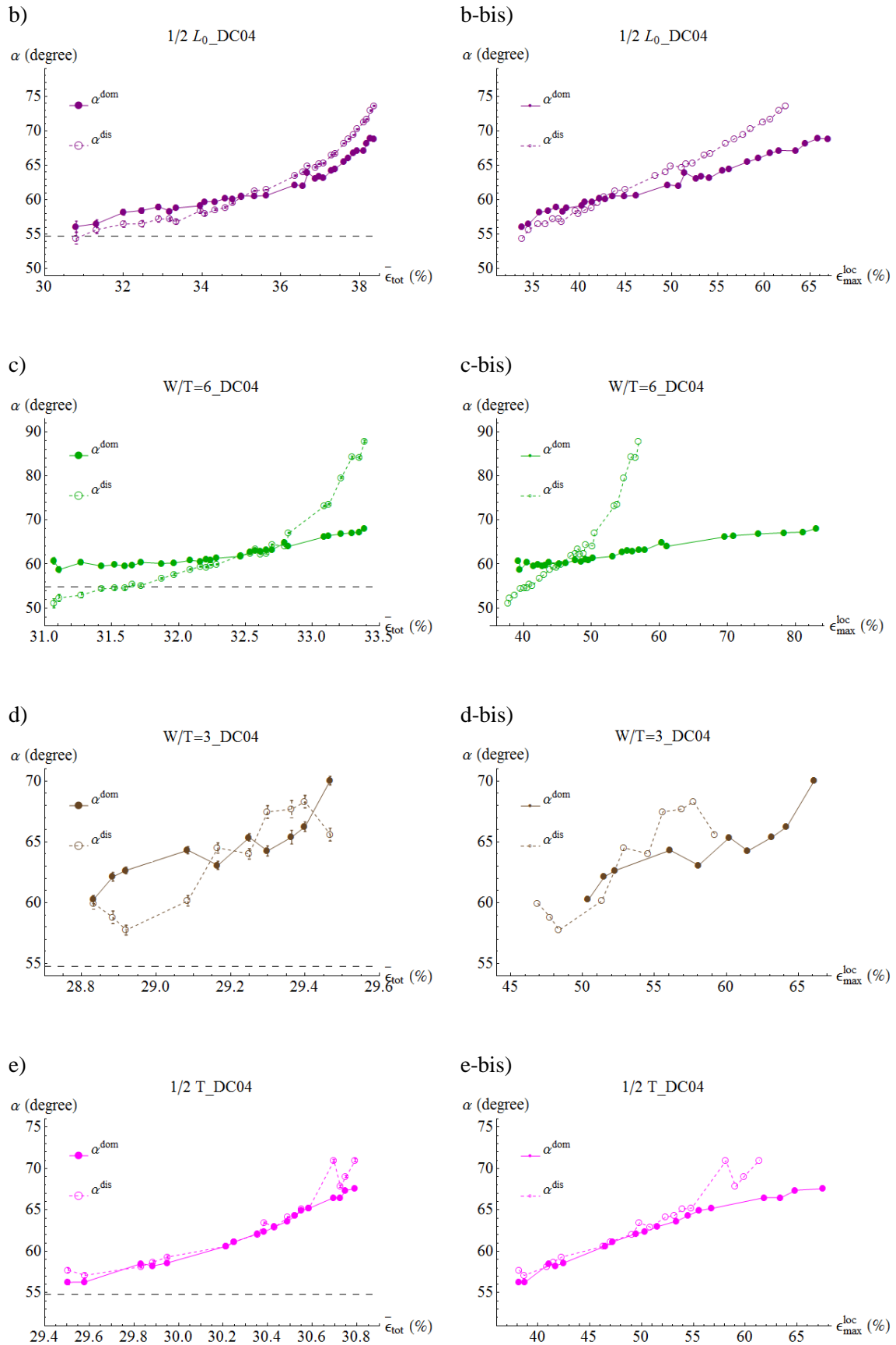


FIG. 4 Evolution concernant la largeur de bande disparaissante de tous les essais en fonction de la déformation totale moyenne (a) et la déformation locale maximale (b, c)

3) Inclinaison de bande α

L'évolution de l'inclinaison des deux bandes (par rapport à la direction de traction) de chaque essai est présentée ci-dessous, en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite) respectivement.





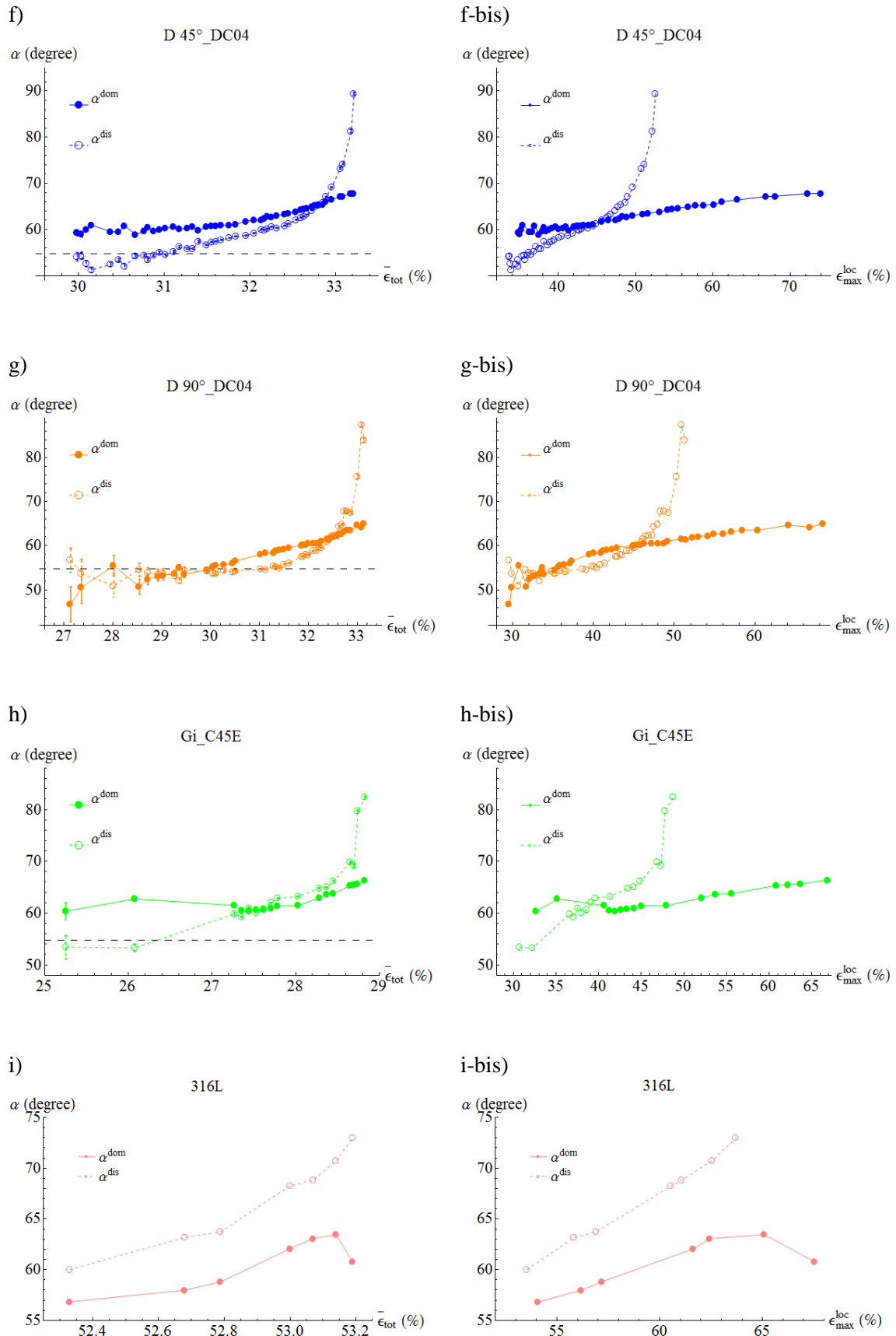


FIG. 5 Evolution de l'inclinaison des deux bandes (par rapport à la direction de traction) de chaque essai, respectivement en fonction de la déformation totale moyenne (à gauche) et de la déformation locale maximale (à droite)

Chengheri BAO

Doctorat : Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

Année 2016

Analyse par interférométrie laser de la striction diffuse et localisée dans des tôles d'aciers

L'évolution du champ de localisation des déformations plastiques des métaux ductiles a été suivie par interférométrie de granularité laser (ESPI) au cours d'une sollicitation de traction uniaxiale. Il a été montré que le modèle mathématique utilisé, croisement de deux bandes rectilignes, décrit bien l'évolution du champ de vitesse de déformation depuis la striction diffuse jusqu'à rupture. Les caractéristiques physiques de la localisation, telles que la largeur des bandes, leur orientation et leur vitesse de déformation maximale ont été identifiées quantitativement. Leur évolution a été suivie et analysée sous plusieurs facteurs d'influence, qui sont à la fois microscopiques, tels que la taille de grains et la structure cristalline, et macroscopiques, comme la géométrie de l'éprouvette et la direction de son prélèvement par rapport à la direction de laminage, et la vitesse de traction. Il a été trouvé que les bandes de localisation rétrécissent au cours de la striction et leur orientation évolue également. Ces évolutions, le mode de striction et le moment de transition entre la striction diffuse et localisée sont influencés différemment par ces facteurs.

Mots clés : propriétés mécaniques - mécanique non linéaire - interférométrie par granularité - plasticité - déformations

Evolution of Diffuse and Localized necking in Steel Sheets Followed by Speckle Pattern Interferometry

The evolution of the plastic strain localization field of ductile metals was followed by electronic speckle pattern interferometry (ESPI) during a uniaxial tensile test. It was shown that the mathematical model, a system of two crossing straight bands, describes accurately the evolution of the strain rate field from diffuse necking up to rupture. The physical characteristics of the localization, such as the width of the bands, their orientations and maximum strain rates were identified quantitatively. Their evolutions were followed and analyzed from several influencing factors, which are both microscopic, such as grain size and crystal structure, and macroscopic, like the geometry of the specimen and the direction in which the specimen were cut with respect to the rolling direction, and the pulling speed. It has been found that the bands narrow down during the necking process and their orientations were also changing. These evolutions, the necking mode and the transition between the diffuse and localized necking are influenced differently by these factors.

Keywords: mechanical properties - nonlinear mechanics - speckle metrology - plasticity - deformations

Thèse réalisée en partenariat entre :

