HAL
open science

Comportement et rupture d'un acier au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation

Jeanne Belotteau

To cite this version:

Jeanne Belotteau. Comportement et rupture d'un acier au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole Centrale Paris, 2009. Français. NNT : 2009ECAP0002 . tel-01081269

HAL Id: tel-01081269

https://theses.hal.science/tel-01081269v1

Submitted on 7 Nov 2014

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.

ÉCOLE CENTRALE DES ARTS
ET MANUFACTURES
« ÉCOLE CENTRALE PARIS »

THÈSE

présentée par

Jeanne BELOTTEAU SCHROEDER

pour l'obtention du

GRADE DE DOCTEUR

Spécialité : Mécanique et Matériaux

**Laboratoire d'accueil : Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux
UMR CNRS 8579, Ecole Centrale Paris**

Comportement et rupture d'un acier au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation

Soutenue le 21 janvier 2009

devant un jury composé de :

MM	**P. PILVIN**	**Président**
	A. CHRYSOCHOOS	**Rapporteur**
	P. DELOBELLE	**Rapporteur**
	T. IUNG	**Examinateur**
	A. PARROT	**Examinateur**
	C. PRIOUL	**Directeur de thèse**
	C. BERDIN	**Co-directeur de thèse**
	S. FOREST	**Co-directeur de thèse**

2009ECAP0002

École Centrale Paris
Grande Voie des Vignes, F-92295 Châtenay-Malabry Cedex
Tél: 01 41 13 10 00 (standard) — FAX : 01 41 13 14 37 (Centre de Recherche) — TLX : 634 991 ECPARIS

Résumé :

Les aciers de construction au carbone manganèse (C-Mn) sont largement utilisés pour diverses applications mécaniques, et en particulier pour les tuyauteries de circuit secondaire des centrales nucléaires de type Réacteurs à Eau sous Pression (REP). La robustesse des composants des circuits sous pression des REP vis-à-vis de la fissuration doit être démontrée, tant au niveau de la conception que de l'exploitation. Les aciers au C-Mn sont sensibles au vieillissement sous déformation qui entraîne une chute importante de ductilité et de ténacité entre 150 et 350°C, températures de service des tuyauteries du circuit secondaire. Ce phénomène est dû à une interaction entre les atomes de solutés et les dislocations, et peut se traduire entre autres par une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, et des localisations de la déformation plastique (Lüders, Portevin – Le Chatelier). L'origine physique du vieillissement sous déformation a été beaucoup étudiée, surtout dans les métaux purs, en relation avec le phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC), mais son influence sur les propriétés mécaniques et notamment la rupture reste très controversée. L'objectif de la thèse est de modéliser le comportement et la rupture d'un acier au C-Mn dans un large domaine de température compris entre 20 et 350°C, en tenant compte des phénomènes de vieillissement sous déformation, et en particulier des localisations de déformation.

Le comportement et la rupture de l'acier au C-Mn étudié ont été caractérisés expérimentalement dans le domaine 20-350°C à l'aide d'essais de traction sur éprouvettes lisses, sur éprouvettes axisymétriques entaillées, et d'essais de déchirure sur éprouvettes CT. Le modèle d'Estrin Kubin McCormick, prenant en compte le vieillissement sous déformation, a été identifié dans cette même gamme de température et la plupart des effets du vieillissement sous déformation ont pu être simulés numériquement : sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation, bandes de Lüders, effet PLC, modification des propriétés mécaniques de traction… Le modèle ainsi identifié a été appliqué à l'étude de la rupture d'éprouvettes lisses, entaillées et CT. La baisse de l'allongement réparti est bien décrite en traction sur éprouvettes lisses. Pour prévoir la rupture des éprouvettes entaillées, l'approche locale de la rupture a été appliquée (modèle de Rice et Tracey).

Cette étude a donc permis de disposer d'un modèle prenant en compte le vieillissement sous déformation de 20°C à 350°C et décrivant les localisations de déformation plastique de type Lüders ou PLC, pour différentes géométries d'éprouvettes. Ce modèle a été utilisé pour simuler la rupture des aciers au C-Mn, suscitant ainsi une vision nouvelle pour comprendre la baisse de ductilité associée au vieillissement dynamique.

Sommaire

Introduction 5

I Etude bibliographique 9

I.1 Le vieillissement statique et dynamique 9

I.1.1 Définition 9

I.1.2 Instabilités sur la courbe de traction 11

I.1.3 Conséquences sur les propriétés mécaniques 12

I.1.4 Modèles de vieillissement 14

I.2 Les bandes de déformation localisée 19

I.2.1 Bandes de Lüders 19

I.2.2 Bandes de Portevin – Le Chatelier 26

I.3 Influence du vieillissement sous déformation sur la déchirure ductile 31

I.3.1 Effets du vieillissement dynamique sur la ténacité 31

I.3.2 Bandes de localisation en pointe de fissure 32

I.3.3 Estimation de J par une approche locale de la rupture 34

I.3.4 Mécanismes de rupture ductile en présence de DSA 36

I.4 Modélisation du comportement en présence de vieillissement sous déformation 38

I.4.1 Introduction 38

I.4.2 Lois de comportement phénoménologiques 38

I.4.3 Lois de comportement issues du modèle de McCormick 39

I.5 Conclusion 43

II Etude expérimentale 45

II.1 Introduction 45

II.2 Présentation de l'acier TU48C 47

II.3 Caractérisation du comportement en traction 49

II.3.1 Procédure expérimentale 49

II.3.2 Résultats des essais de traction sur éprouvettes lisses 50

II.3.3 Localisations de déformation associées à l'essai de traction 54

II.3.4 Etude fractographique 55

II.3.5 Discussion 60

II.4 Essais de rupture sur éprouvettes axisymétriques entaillées 62

II.4.1 Procédure expérimentale 62

II.4.2 Résultats des essais sur éprouvettes AE 63

II.4.3 Localisations de déformation associées à l'essai sur éprouvette AE2 66

II.4.4 Etude fractographique....68
II.4.5 Discussion....69

II.5 Essais de déchirure sur éprouvettes CT....71
II.5.1 Procédure expérimentale....71
II.5.2 Résultats des essais de déchirure....72
II.5.3 Localisations de déformation sur éprouvette CT....76
II.5.4 Etude fractographique....78
II.5.5 Discussion....80

II.6 Conclusions....83

III Modélisation du comportement....87

III.1 Introduction....87

III.2 Présentation du modèle....89
III.2.1 Equations du modèle....89
III.2.2 Comportement local et comportement global....91

III.3 Identification des paramètres....97
III.3.1 Procédure d'identification....97
III.3.2 Evolution des paramètres identifiés avec la température....98
III.3.3 Vérification du comportement en traction simple....104
III.3.4 Discussion....108

III.4 Modélisation du vieillissement statique....112
III.4.1 Modèle 2D en contraintes planes....112
III.4.2 Modèle axisymétrique....113
III.4.3 Modèle 3D....114
III.4.4 Modèle 3D avec maillage fin....115
III.4.5 Modèle 3D avec défaut....118
III.4.6 Discussion....119

III.5 Modélisation du vieillissement dynamique....120
III.5.1 Modèle 2D en contraintes planes....120
III.5.2 Modèle axisymétrique....121
III.5.3 Modèle 3D avec maillage fin....121
III.5.4 Discussion....124

III.6 Conclusion....126

IV Modélisation de la rupture....127

IV.1 Introduction....127

IV.2 Prévision de la rupture en traction....129
IV.2.1 Prévision de l'allongement réparti....129

IV.2.2 Relation entre PLC et striction 130
IV.2.3 Discussion 132

IV.3 Modélisation des éprouvettes axisymétriques entaillées 135
IV.3.1 Introduction 135
IV.3.2 Modélisation par éléments finis des essais sur éprouvettes AE 135
IV.3.3 Comportement des éprouvettes AE à 20°C 139
IV.3.4 Localisations de déformation plastique à 20°C 140
IV.3.5 Comportement des éprouvettes axisymétriques entaillées à 200°C 145
IV.3.6 Comportement des éprouvettes axisymétriques entaillées à 350°C 147
IV.3.7 Discussion 147

IV.4 Modélisation des éprouvettes CT 150
IV.4.1 Introduction 150
IV.4.2 Description du modèle 150
IV.4.3 Manifestations du vieillissement statique en pointe de fissure à 20°C 153
IV.4.4 Manifestations du vieillissement dynamique en pointe de fissure à 200°C 161
IV.4.5 Discussion 168

IV.5 Approche locale de la rupture 171
IV.5.1 Introduction 171
IV.5.2 Prévision de la rupture des éprouvettes AE 172
IV.5.3 Prévision du COD à l'amorçage des essais de déchirure 180
IV.5.4 Discussion 184

IV.6 Conclusion 185

Conclusion 189

Références 193

Annexes 198

Introduction

Les aciers de construction au carbone manganèse (C-Mn) sont largement utilisés pour diverses applications mécaniques, et en particulier pour les tuyauteries de circuit secondaire des centrales nucléaires de type Réacteurs à Eau sous Pression (REP). La robustesse des composants des circuits sous pression des REP vis-à-vis de la fissuration doit être démontrée, tant au niveau de la conception que de l'exploitation. Les matériaux des composants des centrales REP font l'objet de caractérisations du comportement mécanique et des propriétés de rupture. Des difficultés liées aux méthodes d'analyse en mécanique de la rupture ou aux propriétés des matériaux sont parfois rencontrées lors des études de justification de la tenue d'un défaut. Faute d'une méthode adaptée ou de données matériau précises, certaines justifications de défaut n'aboutissent pas, ce qui conduit à des études numériques complexes, des contrôles, et parfois à des réparations ou des prolongations d'arrêt de tranche. Un projet en cours à EDF R&D a pour objectif d'améliorer la prévision de la rupture des tuyauteries en réduisant les conservatismes des méthodes et des données matériaux (caractéristiques de rupture) actuellement utilisées.

On s'intéresse ici à la ténacité des aciers au C-Mn utilisés pour les tuyauteries de circuit secondaire. Leur intégrité et leur tenue en service doivent être assurées pour toutes les conditions d'utilisation, notamment pour des gammes de températures étendues, allant de 20°C à 300°C. Les aciers au C-Mn sont sensibles au vieillissement sous déformation, un phénomène qui affecte les propriétés mécaniques entre 20°C et 350°C. Le vieillissement sous déformation est dû à une interaction entre les atomes de solutés et les dislocations, et peut se traduire entre autres par une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, et des localisations de la déformation plastique. Le vieillissement sous déformation s'accompagne également d'une chute importante de ductilité et de ténacité entre 150 et 350°C, températures de service des tuyauteries du circuit secondaire. L'origine physique du vieillissement sous déformation a été beaucoup étudiée, surtout dans les métaux purs, en relation avec le phénomène Portevin-Le Chatelier, mais son influence sur les propriétés mécaniques et notamment la rupture reste très controversée.

L'objectif de la thèse est de modéliser le comportement et la rupture d'un acier au C-Mn dans un large domaine de température compris entre 20 et 350°C, en tenant compte des phénomènes de vieillissement sous déformation. Le modèle proposé doit pouvoir décrire l'évolution des caractéristiques mécaniques en fonction de la température, et en particulier les modifications de propriétés mécaniques et de rupture dues au vieillissement sous déformation. Un des objectifs de la thèse est également de modéliser les localisations de déformation plastique associées au

vieillissement. A l'aide de ce modèle, on souhaite déterminer l'influence du vieillissement sur la baisse de ténacité observée dans ce domaine de température.

Dans l'Etude Bibliographique (Partie I), nous précisons l'origine et les conditions d'apparition du vieillissement sous déformation. On distingue deux types de vieillissement : le vieillissement statique, associé au pic et au palier de Lüders sur les courbes de traction, et le vieillissement dynamique, associé à la modification des propriétés mécaniques et aux décrochements parfois observés en traction, appelés effet Portevin – Le Chatelier. Les vieillissements statique et dynamique donnent lieu à des localisations de la déformation plastique, que nous étudions ici plus particulièrement. Enfin, nous présentons les modèles disponibles pour prendre en compte le vieillissement sous déformation lors d'une modélisation par éléments finis.

Un grand nombre d'essais est nécessaire pour couvrir la gamme de température d'apparition des effets du vieillissement sous déformation. Dans l'Etude Expérimentale (Partie II), nous présentons les essais mécaniques, réalisés entre 20°C et 350°C, qui permettent de caractériser le comportement mécanique et les propriétés de rupture de l'acier au C-Mn étudié. Trois types d'essais sont nécessaires : essais de traction sur éprouvettes lisses, essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées, et essais de déchirure sur éprouvettes CT (Compact Tension). Pour chaque type d'essai, des observations sont réalisées pour mettre en évidence les localisations de déformation qui ont lieu sur les éprouvettes testées. Les faciès de rupture sont également examinés en présence ou non de vieillissement dynamique. L'étude expérimentale a deux objectifs : caractériser la sensibilité de l'acier au C-Mn aux phénomènes de vieillissement sous déformation, et disposer de données de comparaison pour l'étude numérique présentée par la suite.

La Modélisation du Comportement (Partie III) en traction est ensuite présentée. Nous détaillons d'abord les équations du modèle utilisé pour prendre en compte le vieillissement sous déformation, avant de présenter l'identification des paramètres en fonction de la température. Le comportement en traction est ensuite étudié, à l'aide de simulations par éléments finis de l'essai de traction, afin de mettre en évidence les localisations de déformation plastique de type Lüders ou Portevin – Le Chatelier.

Enfin, la Modélisation de la Rupture (Partie IV) est présentée. Le déclenchement de la striction en traction en présence de vieillissement dynamique est d'abord étudié, afin de déterminer l'influence du vieillissement sur la baisse de ductilité observée. Le modèle de vieillissement est ensuite appliqué aux géométries d'éprouvettes dédiées à l'étude de la rupture : éprouvettes axisymétriques entaillées, et éprouvettes CT. Le modèle identifié permet d'analyser les champs mécaniques en présence de vieillissement, et d'étudier ses conséquences sur la rupture à l'échelle macroscopique, en relation avec les localisations de la déformation plastique qui peuvent apparaître. Puis, une approche locale de la rupture est présentée, à l'aide du modèle de Rice et Tracey, afin de prévoir la résistance à la déchirure ductile en fonction de la température.

Cette démarche permet de discuter l'influence du vieillissement sous déformation sur les champs mécaniques locaux et la variable d'endommagement ductile.

I Etude bibliographique

I.1 Le vieillissement statique et dynamique 9
I.1.1 Définition 9
I.1.2 Instabilités sur la courbe de traction 11
I.1.3 Conséquences sur les propriétés mécaniques 12
I.1.4 Modèles de vieillissement 14
I.2 Les bandes de déformation localisée 19
I.2.1 Bandes de Lüders 19
I.2.2 Bandes de Portevin – Le Chatelier 26
I.3 Influence du vieillissement sous déformation sur la déchirure ductile 31
I.3.1 Effets du vieillissement dynamique sur la ténacité 31
I.3.2 Bandes de localisation en pointe de fissure 32
I.3.3 Estimation de J par une approche locale de la rupture 34
I.3.4 Mécanismes de rupture ductile en présence de DSA 36
I.4 Modélisation du comportement en présence de vieillissement sous déformation . 38
I.4.1 Introduction 38
I.4.2 Lois de comportement phénoménologiques 38
I.4.3 Lois de comportement issues du modèle de McCormick 39
I.5 Conclusion 43

I.1 Le vieillissement statique et dynamique

I.1.1 Définition

Le vieillissement sous déformation est un phénomène qui affecte l'évolution des caractéristiques mécaniques d'un matériau au cours du temps et de la température. On distingue deux types de vieillissement sous déformation :

- Le vieillissement statique (Static Strain Aging, noté SSA) – le vieillissement correspond au changement de propriétés d'un matériau au cours du temps. Ce phénomène s'accompagne d'une augmentation de la limite d'élasticité lorsque l'on sollicite un matériau vieilli, et on observe un pic et un plateau de Lüders sur la courbe de traction en début d'écoulement plastique.

- Le vieillissement dynamique (Dynamic Strain Aging, noté DSA) – le vieillissement a lieu pendant la déformation plastique. Ce phénomène est parfois appelé « fragilité au bleu », nom dû aux précipités d'oxydes de fer de couleur bleue qui se forment dans les gammes de températures de 250 à 350°C sur des aciers à bas taux de carbone, particulièrement sensibles au vieillissement dynamique à ces températures. Ce phénomène s'accompagne parfois de hachures sur la courbe de traction, appelées effet Portevin – Le Chatelier.

Un grand nombre d'alliages à solution solide présentent des anomalies de comportement liées au vieillissement. Ces phénomènes ont été observés dans les aciers doux (où la base est une solution solide Fe-C), aciers ferritiques comme austénitiques, dans les alliages d'aluminium (surtout les binaires Al-Mg, Al-Li ou Al-Cu), certains alliages de Nickel (contenant du carbone en solution solide), des alliages Au-Cu et un grand nombre d'alliages de cuivre. Le titane et certains métaux hexagonaux au comportement similaire (notamment Zr et Mg) sont aussi sujets au vieillissement sous déformation.

Le vieillissement statique ou dynamique ne se manifeste que si certaines conditions de température, de vitesse de déformation (temps) et de composition chimique sont réunies. Ces phénomènes de vieillissement sont dus à des interactions entre les dislocations mobiles et la présence d'atomes en solution solide interstitielle ou substitutionnelle. Quelques ppms d'atomes de soluté suffisent pour mettre en jeu de tels mécanismes. Le mécanisme de base, pour le vieillissement statique comme pour le vieillissement dynamique, repose sur l'ancrage des dislocations par les solutés. Ce mécanisme est donc régi par les lois de la diffusion des solutés, de type loi d'Arrhenius, c'est pourquoi on observe une dépendance en temps et en température. Bien que l'interaction dislocations – solutés soit à l'origine du vieillissement statique et dynamique, elle ne se manifeste pas de la même façon pour les deux phénomènes.

Dans le cas du vieillissement statique, le matériau présente une certaine densité initiale de dislocations. Avec un temps suffisant, les atomes de soluté diffusent vers ces dislocations et provoquent leur « ancrage ». Leur remise en mouvement lors d'une prochaine sollicitation va alors être perturbée par cet ancrage, provoquant ainsi des changements de propriétés mécaniques et des instabilités de déformation plastique tels que le crochet de traction suivi du palier de Lüders.

Dans le cas du vieillissement dynamique, la diffusion des solutés s'effectue pendant la déformation. Les perturbations sont dues au fait que la vitesse de diffusion des solutés est du même ordre de grandeur que la vitesse de mouvement des dislocations. Une compétition de mobilité entre les dislocations et les solutés, qui se traduit par des « ancrages – désancrages » successifs des dislocations, est à l'origine de changements de propriétés mécaniques et parfois d'instabilités de déformation plastique, appelées instabilités de Portevin – Le Chatelier. Il est important de noter que les instabilités de Portevin – Le Chatelier ne sont pas systématiques en présence de vieillissement dynamique ; on ne les observe que dans certaines gammes de vitesses

de déformation et de température et sont associées à une sensibilité négative de la contrainte d'écoulement plastique à la vitesse de déformation. Par conséquent, un matériau peut être sensible au vieillissement dynamique sans pour autant présenter des instabilités de Portevin – Le Chatelier.

I.1.2 Instabilités sur la courbe de traction

On met aisément en évidence les instabilités de déformation plastique sur les courbes de traction uniaxiale contrainte - déformation des métaux impurs et alliages. Les premières observations d'instabilités plastiques sont décrites en 1842 par Piobert puis par Lüders en 1860, d'où le nom de bandes de Piobert-Lüders. Les instabilités dues au vieillissement dynamique sont elles aussi mises en évidence très tôt : André Le Chatelier (1909) remarque des oscillations répétées sur la courbe de traction d'aciers doux testés en température, puis Albert Portevin et François Le Chatelier (1923, 1924) observent le même type de décrochements sur des duralumins testés à température ambiante et à différentes vitesses de déformation.

C'est pourquoi la littérature est dense sur le sujet, de nombreux auteurs ayant depuis largement décrit les deux types d'instabilités. Les travaux de Baird (1963, 1973), Cuddy et Leslie (1972), Guillot (1961), Lacombe (1985) ou encore de Grumbach (1993) recensent notamment les travaux sur le sujet et résument les principales caractéristiques des hétérogénéités de déformation plastique. Nous proposons ici une brève description de ces hétérogénéités.

En présence de vieillissement statique, la courbe de traction simple peut présenter une chute de brutale de la contrainte au-delà de la limite d'élasticité dite supérieure (« upper yield point ») suivie d'un palier de déformation à contrainte constante (dite « lower yield stress »). Ce palier de déformation est marqué par des décrochements successifs, et correspond au passage d'une bande dite de Lüders dans l'éprouvette. Ce phénomène s'observe couramment à température ambiante sur les aciers doux à faible teneur en carbone et azote. La Figure I.1 présente une courbe typique de traction d'un matériau sensible au vieillissement statique.

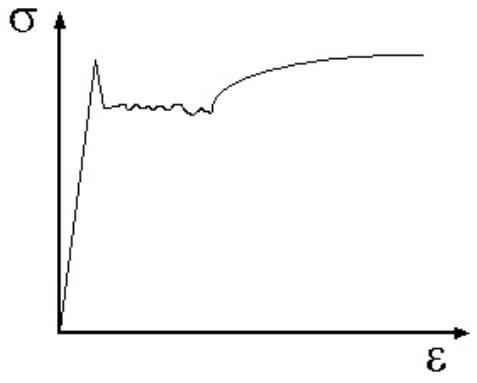


Figure I.1 : Courbe typique de traction avec palier de Lüders.

En présence de vieillissement dynamique, la courbe de traction peut présenter des instabilités de Portevin Le Chatelier. Dans le domaine de la déformation plastique, on observe alors des décrochements successifs de plus ou moins grande amplitude suivant la température et la vitesse de déformation. Les décrochements sur la courbe sont liés à l'apparition successive de bandes de déformation localisées. Ces hétérogénéités, appelées effet Portevin – Le Chatelier (PLC), apparaissent généralement à température ambiante pour les alliages d'aluminium et entre 80 et 250°C pour les aciers ferritiques pour des sollicitations quasi-statiques, et à plus haute température pour les aciers austénitiques. La Figure I.2 illustre schématiquement une courbe de traction présentant les décrochements typiques de l'effet Portevin – Le Chatelier.

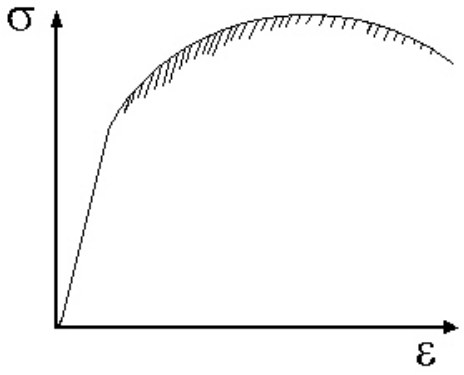


Figure I.2 : Courbe typique de traction avec hétérogénéités de Portevin - Le Chatelier.

Suivant les cas, l'effet PLC ne débute qu'à partir d'une valeur de déformation critique ε_c. Jaoul (1964) note aussi que l'on peut observer les deux types d'instabilités (Lüders et PLC) au cours d'un même essai.

I.1.3 Conséquences sur les propriétés mécaniques

Outre les hétérogénéités de déformation plastique, le vieillissement dynamique provoque un changement notable des propriétés mécaniques mesurées en traction (Wagner, Moreno et al., 1998). Lorsque la température augmente, ces effets sont principalement (cf. Figure I.3) :

- une augmentation de la limite d'élasticité : R_e, $R_{p\,0.2}$;

- une augmentation de la résistance mécanique R_m ;

- une augmentation de l'exposant d'écrouissage n (loi de Hollomon : $\sigma = K\varepsilon^n$) ;

- une diminution de la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation $S = \frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}$;

- une diminution de la ductilité et du coefficient de striction A% et Z%.

Par ailleurs, le vieillissement statique décale la courbe de transition fragile / ductile vers les hautes températures.

En terme de résistance à la rupture, le vieillissement dynamique entraîne une diminution de J_{Ic} dans les aciers. Nous reviendrons plus précisément sur ce point dans la partie I.3.

Le vieillissement dynamique perturbe l'évolution « normale » des propriétés mécaniques en fonction de la température ou de la vitesse de déformation. Il en résulte un domaine de température et de vitesse caractéristique, noté domaine DSA (Dynamic Strain Ageing) sur les Figure I.3 et Figure I.4. Si l'on augmente la vitesse de sollicitation, on décale le domaine DSA vers les hautes températures. A l'inverse, si on augmente la température, le maximum de DSA s'observe pour les plus fortes vitesses de déformation.

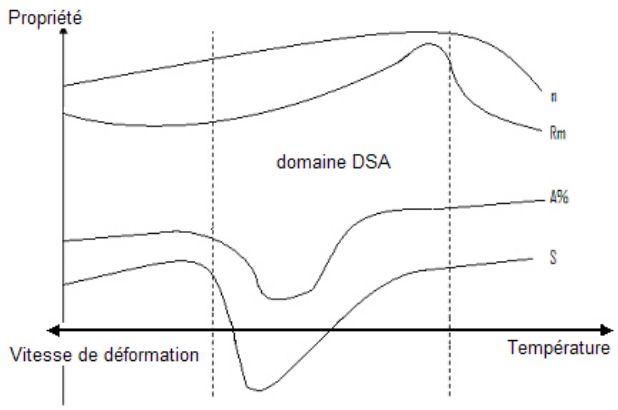


Figure I.3 : Evolution des propriétés mécaniques de traction en présence de vieillissement dynamique. Domaine caractéristique du vieillissement dynamique.

Cette dépendance entre la température et la vitesse de déformation peut se traduire en terme de sensibilité à la vitesse de déformation, caractérisée par S. Le domaine DSA et le domaine PLC peuvent alors être définis comme le montre la Figure I.4. Notons que la sensibilité à la vitesse de déformation peut prendre des valeurs négatives. La sensibilité négative à la vitesse de déformation conduit aux phénomènes de localisation et aux bandes de Portevin - Le Chatelier. Le domaine PLC est donc un sous-domaine du domaine DSA dans lequel S est négatif.

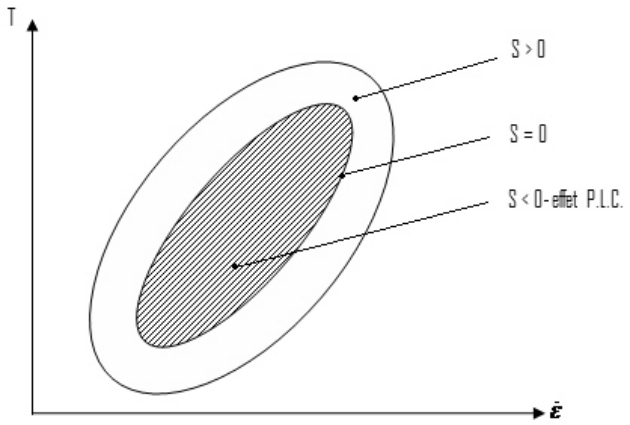


Figure I.4 : Domaine DSA / domaine PLC en terme de sensibilité à la vitesse (Kubin, 1991).

I.1.4 Modèles de vieillissement

Depuis environ 30 ans, des efforts sont fournis pour proposer des modèles représentant les mécanismes physiques du vieillissement, capables d'expliquer les anomalies que l'on mesure, comme la sensibilité négative à la vitesse de déformation. Pour cela il est important de bien définir les interactions des solutés avec les dislocations. Dans ce domaine, deux écoles existent.

Le plus ancien modèle, celui de Cottrell (1953), ensuite rapporté par Friedel (1964), suppose que les solutés mobiles interagissent, par diffusion en volume à l'aide des lacunes, avec les dislocations en se déplaçant de manière quasi-visqueuse avec elles. Le mouvement des dislocations est alors affecté par le traînage visqueux de telles « atmosphères de Cottrell », ou nuages de Cottrell. Toutefois ce modèle semble peu réaliste car le mouvement des dislocations est nécessairement discontinu, du fait de la présence d'obstacles tels que les « dislocations de la forêt », c'est-à-dire les dislocations générées par des sollicitations antérieures. De plus il conduit à des prédictions peu réalistes des vitesses de diffusion, notamment pour les atomes substitutionnels. Il explique aussi assez mal les phénomènes de PLC et notamment l'existence d'une déformation critique avant l'apparition des hachures. Ce modèle a donc été peu à peu abandonné, et depuis une vingtaine d'années, d'autres modèles ont été proposés pour ces phénomènes.

Les nouveaux modèles proposés par Van den Beukel (1975), Estrin (1981), McCormick (1988) ou Kubin (1991) supposent tous un mouvement des dislocations discontinu avec un temps d'attente t_w devant les obstacles et un « temps de vol » entre les obstacles. Ces modèles ne font pas de différence entre le vieillissement dynamique et le vieillissement statique. Le durcissement a lieu pendant l'arrêt de la déformation, le temps d'attente étant égal au temps de vieillissement. La diffusion des solutés vers les dislocations pendant leur blocage augmente alors la résistance de l'obstacle. La concentration en solutés bloqués devant un obstacle s'écrit alors :

$C_s = C_0 \left(K.D.t_a\right)^{2/3}$, avec C_0 la teneur en soluté initiale de l'alliage, K une constante, D le coefficient de diffusion, et t_a le temps de vieillissement correspondant au temps d'attente d'une dislocation mobile arrêtée devant un obstacle.

Comme le temps d'attente est imposé par la vitesse de déformation, le désancrage de la dislocation nécessite une augmentation de la limite d'écoulement, ou bien entraîne la création de nouvelles dislocations d'où une augmentation de l'écrouissage. Un désancrage « brutal » de plusieurs dislocations peut favoriser la localisation de la déformation en bandes de PLC (ou Lüders).

Cet effet peut également se traduire par une contribution négative du vieillissement dynamique à la sensibilité à la vitesse $S = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}\right)_{\varepsilon}$. Ce terme peut se décomposer en :

$$S = S_n + S_{DSA} \quad (S_{DSA} < 0)$$

où $S_n = k_B T / V_a$ (V_a : volume d'activation) est le terme pour un mécanisme de viscosité classique pris isolément et S_{DSA} la contribution du vieillissement dynamique. La Figure I.5 montre schématiquement la contribution du vieillissement à la contrainte d'écoulement, pouvant donner lieu à une sensibilité négative de la contrainte résultante à la vitesse de déformation. Tous les modèles sont basés sur ce principe, avec quelques variantes. Nous en présentons ici quelques-uns.

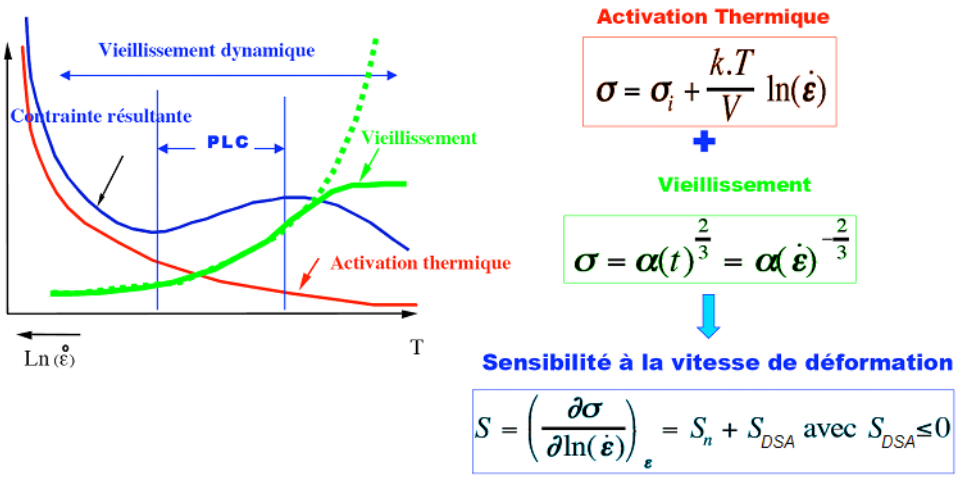


Figure I.5 : Contribution du vieillissement sur la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation.

Modèle de van den Beukel (1975)

Van den Beukel retient des anciens modèles, la notion d'un coefficient de diffusion du soluté et d'une densité de dislocations mobiles, ρ_m, dépendant de la déformation ε, avec comme hypothèse une distance moyenne constante entre les obstacles (dislocations de la forêt) :

$$\rho_m = \varepsilon^{\beta}$$

avec β, un paramètre.

La diffusivité D des solutés est supposée dépendre de la concentration en lacunes C_l :

$$D = C_l . \exp\left(\frac{-Q_m}{kT}\right)$$

$$C_l = \varepsilon^m$$

avec Q_m : énergie d'activation d'autodiffusion en volume, et m, un paramètre.

A partir de ces relations, il en déduit l'expression de la sensibilité à la vitesse :

$$S = \frac{kT}{V}\left(1-\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^{\frac{2}{3}(m+\beta)}\right) \quad et \quad \varepsilon_0 = \varepsilon_0\left(T,\dot{\varepsilon},Q_m,C_0\right)$$

Le phénomène PLC apparaît pour une déformation supérieure à la déformation ε_0.

Ce modèle ne tient pas compte du fait que la distance entre les obstacles décroît avec le niveau de déformation. De plus, l'hypothèse d'une diffusion assistée par les lacunes n'est pas vraiment justifiée (elle s'applique surtout aux atomes substitutionnels).

Modèle de van den Beukel et Kocks (1982)

Ce modèle reprend le modèle précédent en supprimant la notion de lacunes. Il introduit une décomposition de la contrainte d'écoulement :

$$\sigma = \sigma_d + \sigma_f$$

avec σ_d : Contrainte de durcissement due à l'interaction solutés / dislocations

σ_f : Contrainte de friction qui s'applique aux dislocations

Le vieillissement dynamique affecte ces deux composantes dans le cas général. La contrainte de durcissement due à l'interaction des dislocations est supposée être indépendante de la concentration en solutés à proximité des dislocations. La contrainte de friction est supposée être indépendante de la déformation. Ω, la déformation élémentaire pour un saut d'obstacle, résultant de l'évolution de la densité de dislocations, dépend ici de la contrainte de durcissement :

$$\Omega = k_2.\sigma_d^{m_0}$$

Dans le cas des métaux de structure cubique centrée contenant des atomes en solution interstitielle, l'apport du vieillissement dynamique sur la contrainte de durcissement est négligeable devant celle de friction. Ce modèle conduit alors à une sensibilité à la vitesse de la forme :

$$S \approx S_f = S_{f_0} - k_1.\sigma_d^{2m_0/3}$$

Ce modèle prévoit une diminution continue de la sensibilité à la vitesse avec la déformation croissante. La déformation critique ε_0 est alors unique.

Modèle de McCormick (1988)

McCormick fut le premier à montrer que C_s, la concentration en solutés à proximité des dislocations arrêtées devant un obstacle, ne répond pas instantanément à un changement de

vitesse de déformation. Ainsi, le temps de vieillissement suit une cinétique de relaxation de la forme :

$\dot{t}_a = -\frac{t_a - t_w}{\tau}$, où t_a est le temps de vieillissement, t_w le temps d'attente des dislocations, et τ une constante de temps.

Modèle de Estrin et Kubin (1989)

Afin de mieux rendre compte des observations expérimentales de l'effet PLC, Kubin et Estrin proposent de différencier les évolutions des densités de dislocations mobiles et des dislocations de la forêt. La Figure I.6 représente schématiquement les mécanismes mis en jeu dans le modèle de Kubin.

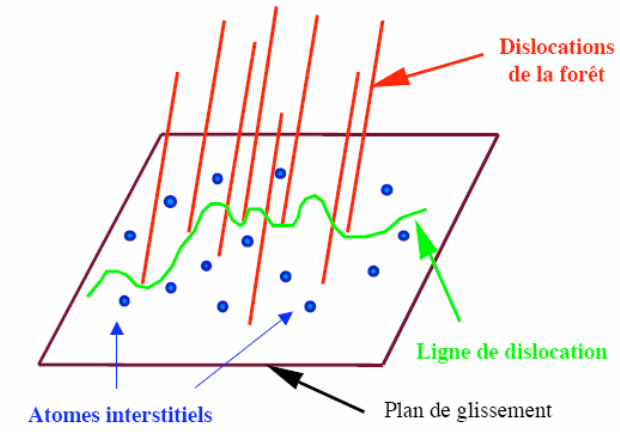


Figure I.6 : Mécanismes mis en jeu dans le modèle de vieillissement de Kubin – Estrin.

Dans ce modèle, les solutés diffusent au voisinage des dislocations stoppées sur les obstacles constitués par les dislocations de la forêt. Les densités de dislocations mobiles et de dislocations de la forêt évoluent inversement au cours de la déformation, une forte concentration en dislocations de la forêt favorisant l'ancrage des dislocations mobiles. Le durcissement provoqué par la présence des solutés autour des obstacles dépend donc de cette interaction entre dislocations mobiles et dislocations de la forêt. L'amplitude de la déformation élémentaire pour un saut d'obstacle dépend alors de la déformation.

A faible déformation, la densité de dislocations mobiles augmente rapidement. La densité de dislocations de la forêt reste à peu près constante. La déformation élémentaire Ω augmente alors rapidement. A des déformations élevées, la densité de dislocations mobiles diminue, et la densité de dislocations de la forêt augmente puis sature. La déformation incrémentale Ω évolue suivant la courbe présentée sur la Figure I.7. La sensibilité à la vitesse est de la forme :

$$S = S_n - k.\sigma_d.\left(\frac{D.\Omega}{\dot{\varepsilon}}\right)^{2/3}$$

Les auteurs introduisent une fonction de durcissement traduisant la saturation du durcissement pour les temps de vieillissement élevés :

$$C_0 = C_m.\left[1 - \exp(-X)\right]$$

Avec C_0, le maximum de durcissement et X défini par la relation :

$$X = \left(\frac{t_a}{\tau}\right)^{2/3} = \left(\frac{\Omega}{\dot{\varepsilon}.\tau}\right)^{2/3}$$

où τ est le temps de relaxation associé à la diffusion des atomes en solution. La sensibilité à la vitesse s'exprime alors de la façon suivante :

$$S = S_n - \frac{2}{3} f_0.X.\exp(-X)$$

La Figure I.7 présente la variation de la déformation incrémentale en fonction de la déformation. Suivant ce modèle, l'évolution de la sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la déformation conduit à passer par un minimum. L'apparition du phénomène de PLC dans le plan vitesse – température, qui suit une loi en $(D\Omega/\dot{\varepsilon})^{2/3}$ identique aux modèles précédents, est conforme aux observations expérimentales. Une augmentation de la température a bien le même effet sur S qu'une diminution de la vitesse de déformation.

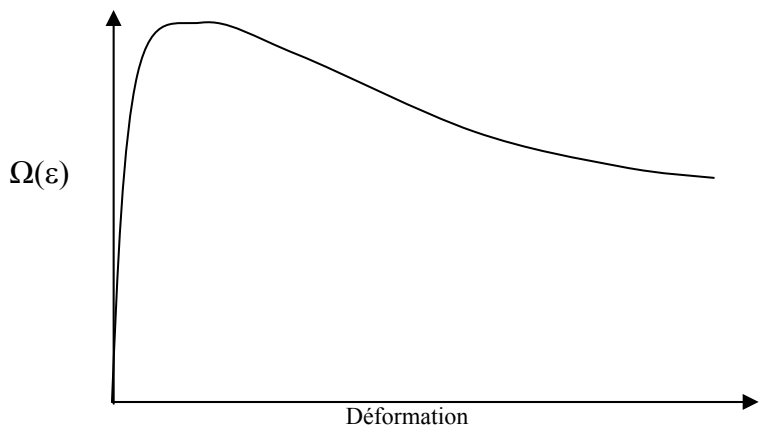


Figure I.7 : Forme de la déformation incrémentale en fonction de la déformation (Kubin et Estrin, 1991).

I.2 Les bandes de déformation localisée

I.2.1 Bandes de Lüders

Nous avons vu que le vieillissement statique se manifestait lors de l'essai de traction par l'apparition et la propagation de bandes de déformation localisée, appelées bandes de Piobert – Lüders, ou bandes de Lüders. L'apparition de ces bandes se traduit sur la courbe macroscopique de traction ($\sigma - \varepsilon$) par un palier de déformation à contrainte constante. Nous essayons dans cette partie de décrire les mécanismes d'apparition et de propagation de telles bandes, et de corréler la courbe macroscopique avec les mécanismes locaux mis en jeu.

Très tôt, Nadai (1931) étudie la propagation de bandes de Lüders sur des éprouvettes d'aciers doux en traction et en compression et propose une interprétation originale. Il observe sur des éprouvettes polies éclairées en lumière rasante des bandes orientées à 47° par rapport à l'axe de sollicitation dès le début de l'écoulement plastique. Il relie directement cette observation à la contrainte d'écoulement anormalement élevée pour ces températures d'essai. Il interprète ces résultats par une théorie originale : il pense qu'une sorte de « squelette rigide » constitué d'une phase dure (la cémentite) se forme autour des grains plus mous de ferrite. Il faut alors apporter une charge plus importante pour briser ce squelette, d'où l'observation d'une limite d'élasticité surélevée. La rupture de ce squelette provoquerait alors une « avalanche » de déformation dans la ferrite, qui se traduirait par les bandes de Lüders.

Bien que cette interprétation ne soit pas tout à fait correcte, Nadai avait déjà introduit en 1931 l'idée d'une limite d'élasticité basse (selon lui celle de la ferrite) et d'une contrainte d'ancrage (due au squelette de cémentite), ainsi que la notion du passage brutal d'un état ancré à un état désancré, qui est à l'origine des bandes de localisation.

Depuis, les bandes de Lüders ont été clairement attribuées au phénomène de vieillissement statique dû à une interaction solutés / dislocations. L'ancrage des dislocations et les mécanismes de vieillissement statiques sont explicités dans la théorie des dislocations de Cottrell – Bilby (1949), rapportée par Friedel (1964). Avec un temps de vieillissement suffisamment long, les atomes en solution libres dans le réseau, principalement le carbone et l'azote dans les aciers doux, diffusent vers les dislocations. Ces « nuages » de solutés provoquent l'ancrage des dislocations. Hahn (1962) propose un modèle qui reprend la théorie de Cottrell appliquée au aciers doux : il vérifie en effet les caractéristiques du crochet de traction.

Baird (1963) interprète alors la forme de la courbe macroscopique de traction comme étant la somme d'une courbe « non-ancrée » ayant une limite d'élasticité basse et un écrouissage ordinaire, et de la contribution due au vieillissement. Cette contribution se traduit par l'apport d'une contrainte supplémentaire pour remettre en mouvement les dislocations bloquées par les nuages de Cottrell. Après avoir atteint la contrainte nécessaire au désancrage, l'écoulement

plastique devient hétérogène et se localise dans une bande de Lüders qui traverse la section de l'éprouvette. Cette bande contient la quantité de déformation nécessaire pour rejoindre la courbe d'écrouissage du matériau non ancré. Le passage progressif de la bande dans toute l'éprouvette correspond au désancrage successif de toutes des dislocations situées sur son passage. Les interprétations de Baird sur l'ancrage et le vieillissement statique sont illustrées par le schéma de la Figure I.8.

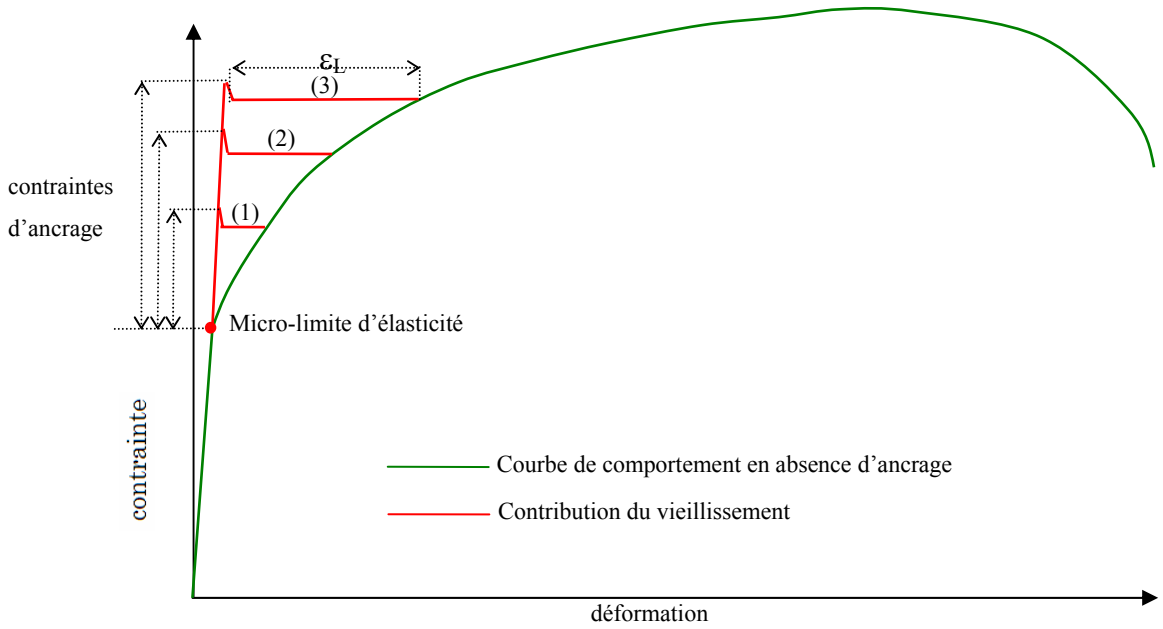


Figure I.8 : Relations entre ancrage des dislocations et palier de Lüders, d'après Baird (1963). (1) : matériau peu vieilli – (3) : matériau très vieilli.

La longueur du palier est donc égale à la déformation contenue dans la bande ε_L. L'amplitude du pic est reliée à l'intensité de l'ancrage : plus le matériau est vieilli, plus la contrainte d'ancrage est élevée.

L'analyse de Baird (1963) soulève par ailleurs la question de la mesure de la limite d'élasticité d'un matériau. En effet, pour un acier qui présente un palier de Lüders en traction à l'ambiante, on mesure habituellement σ_{Yu} (upper Yield Stress), qui correspond à la contrainte du pic, et σ_{Yl} (lower Yield Stress), qui correspond à la contrainte du plateau (Grumbach, 1993). Malgré leur utilisation fréquente dans l'industrie, ces deux valeurs ne représentent pas la limite d'élasticité intrinsèque du matériau, si l'on se réfère au schéma de la Figure I.8.

Dans sa thèse, Soler (1998) analyse plus finement le crochet avant le palier (cf. Figure I.9). Il en déduit que la contrainte nécessaire au départ de la bande est inférieure à la contrainte réelle de déblocage à cause d'un facteur de concentration de contrainte k ($\sigma_D = k.\sigma E$), Cela explique le fait que la bande s'amorce toujours dans un congé de l'éprouvette. Ensuite, la contrainte continue d'augmenter jusqu'à σ_{eH} le temps que la bande se développe. A un moment critique (A sur la Figure I.9), le volume déformé devient suffisant pour provoquer la relaxation de la charge.

Cette étude montre une fois de plus que le pic de contrainte mesuré (σ_{EH}) ne correspond pas à la limite d'élasticité intrinsèque du matériau. Soler souligne également le fait que l'on ne peut pas accéder expérimentalement à la contrainte d'ancrage (σ_D).

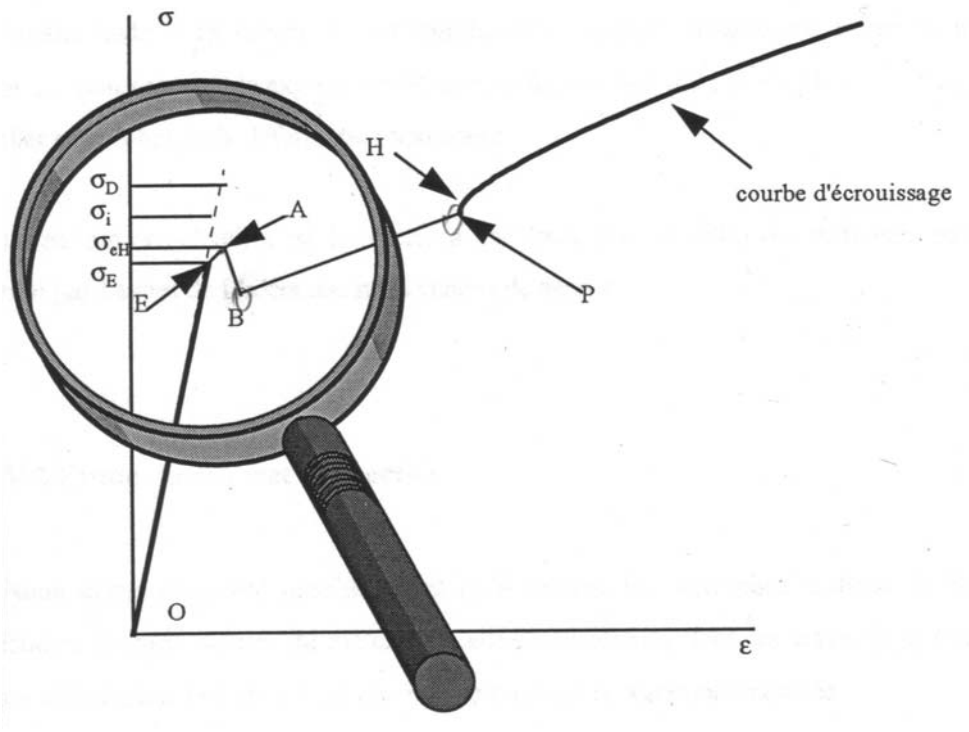


Figure I.9 : Schéma de la courbe rationnelle de traction (Soler, 1998).

De nombreux auteurs ont noté que les crochets et paliers de Lüders variaient sous l'influence de différents paramètres. On remarque que tous ces paramètres sont liés aux mécanismes de vieillissement responsables des instabilités. On note entre autres les facteurs suivants : la composition chimique (concentration en solutés), le temps de vieillissement, l'écrouissage préalable (densité initiale de dislocations), le niveau de déformation, la température, la vitesse de déformation. On visualise l'influence de quelques-uns de ces paramètres en Figure I.10.

Il a aussi été observé des dépendances à d'autres facteurs n'étant pas directement liés au vieillissement, comme la taille de grain. On sait que la taille de grain influe sur l'écrouissage et peut par conséquent avoir une répercussion sur les mécanismes de vieillissement et sur le palier de Lüders. Un exemple de dépendance à la taille de grain est donné en Figure I.11.

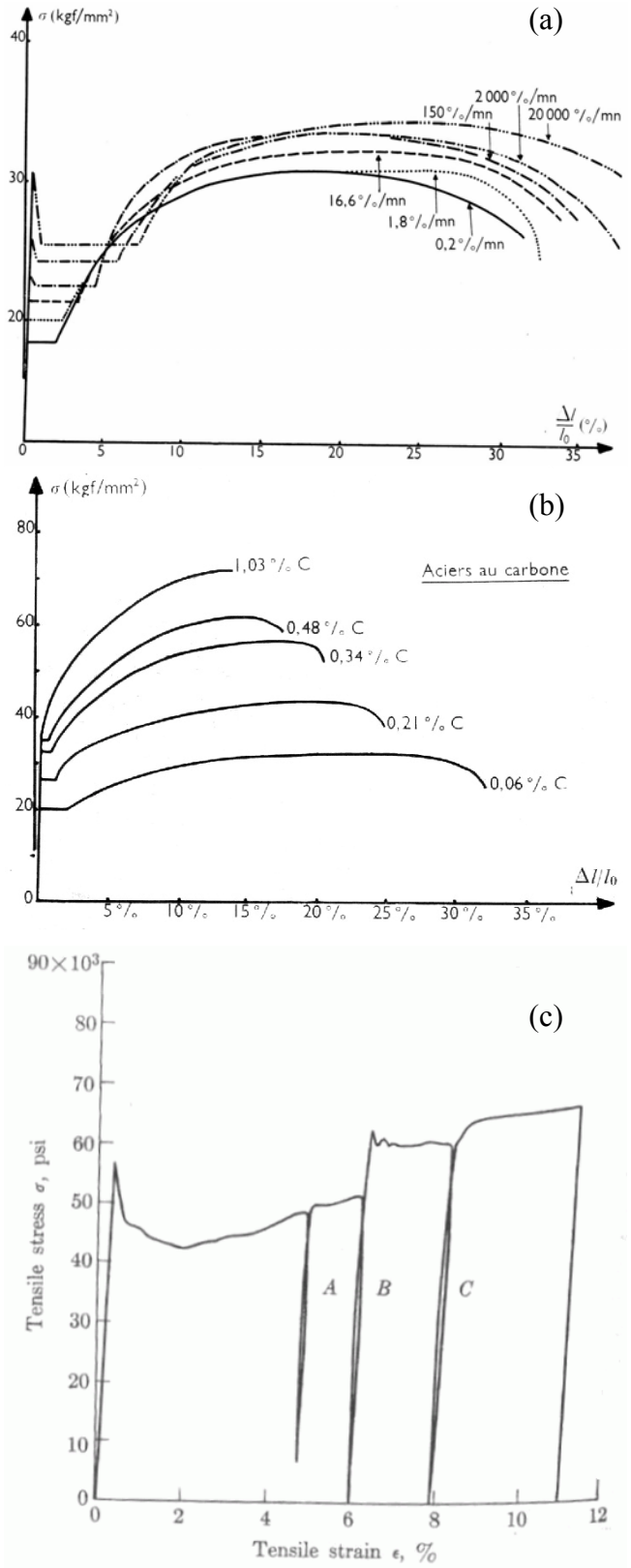


Figure I.10 : Variation du crochet de traction en fonction de divers paramètres.

(a) : vitesse de déformation sur un fer à 0.06%C (Jaoul, 1964) ;

(b) : teneur en carbone sur différentes nuances d'acier (Jaoul, 1964) ;

(c) : temps de vieillissement sur un fer à 0.003%C. A : recharge immédiate, B : recharge après 10mn à 100°C, C : recharge après 1 mn à 100°C (McClintock, 1966).

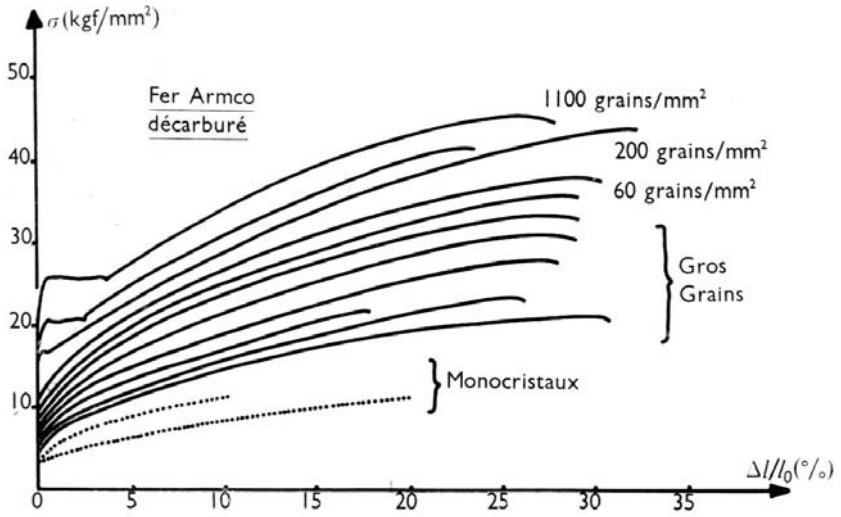


Figure I.11 : Influence de la taille de grain sur l'apparition d'un palier de Lüders (Jaoul, 1964).

Cependant, la plus grande différence de forme de palier s'obtient lorsque l'on effectue l'essai de traction non plus en condition de déformation imposée mais en condition de force imposée. La contrainte du plateau correspond alors à la contrainte maximale atteinte et on n'observe pas de décrochement sur la courbe.

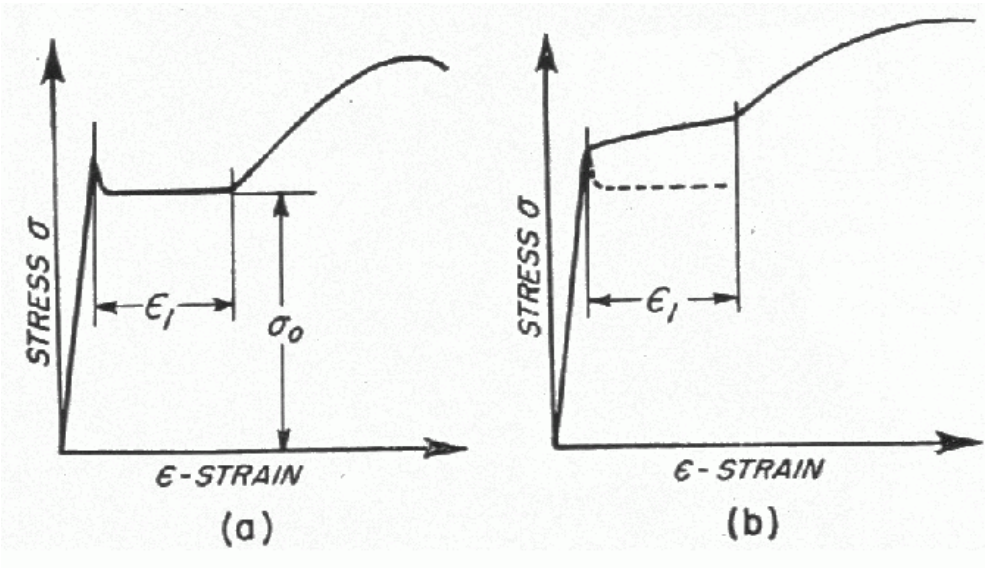


Figure I.12 : Deux types de paliers pour le même acier doux (Nadai, 1950).
(a) : déplacement imposé, (b) : force imposée.

Certains auteurs se sont alors posé la question de savoir quels étaient les mécanismes de propagation de la bande de déformation.

Tout d'abord, il semble assez clairement établi que l'état de contrainte dans la bande est un état de traction et non de cisaillement (dans le repère de sollicitation). Par ailleurs, Jaoul a calculé l'angle formé par la bande par rapport à l'axe de traction en supposant que l'état de contrainte

dans la bande est un état de traction pure : cet angle a été estimé à 54,5°. Les mesures d'angle de la bande varient de 47° à 55°, ce qui confirme l'état de traction dans la bande. Jaoul (1964) avance que l'angle des bandes pourrait être perturbé par l'orientation des grains cristallins, qui lui donnerait certaines directions préférentielles, d'où une certaine dispersion dans les mesures d'angles de bandes.

D'un point de vue macroscopique, la bande de Lüders n'est en fait pas une bande unique, mais un réseau de bandes, avec souvent une bande maître et une multitude de petites bandes autour qui naissent puis meurent, en tentant d'équilibrer la perte d'axialité par rapport au déplacement imposé, comme illustré sur la Figure I.13.

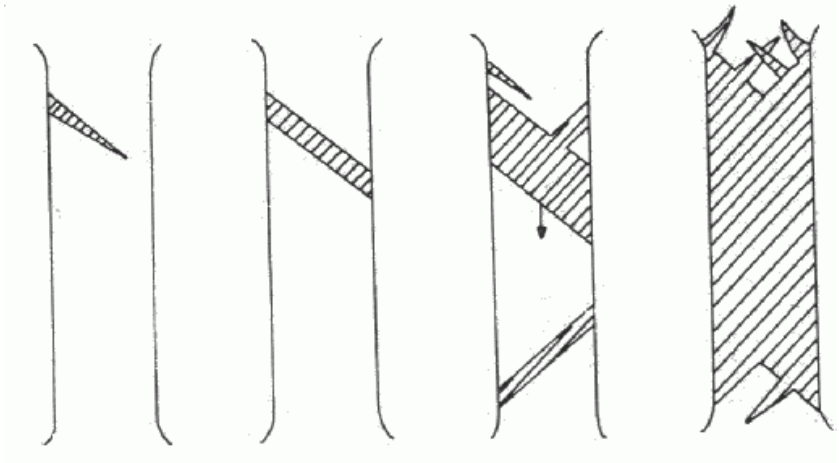


Figure I.13 : Schéma du développement des bandes de Piobert (Jaoul, 1964).

Nadai (1950) illustre très bien toutes sortes de bandes de Lüders obtenues dans des conditions particulières (traction, compression, traction désaxée, éprouvette trouée, impact sur une tôle, etc).

McClintock (1966) constate, comme Baird, que le décrochement sur la courbe correspond au premier désancrage, et que le passage de la bande dans l'éprouvette supprime progressivement l'ancrage. Il essaie alors de comprendre d'un point de vue mécanique la propagation de la bande en la reliant à une loi locale. Il aboutit à une loi locale adoucissante (Figure I.14-A). Le premier point ayant atteint σ_u subit un saut de déformation jusqu'à σ_l. Ce saut entraîne soit une décharge élastique de ses voisins, soit une déformation pour atteindre σ_l. Cet état instable force la déformation à s'organiser en bandes qui se propagent à vitesse constante. La contrainte constante mesurée au palier ne correspond donc pas à l'état de contrainte local qui se situe entre σ_u et σ_l. Soler (1998) aboutit également à une loi locale avec adoucissement (Figure I.14-B).

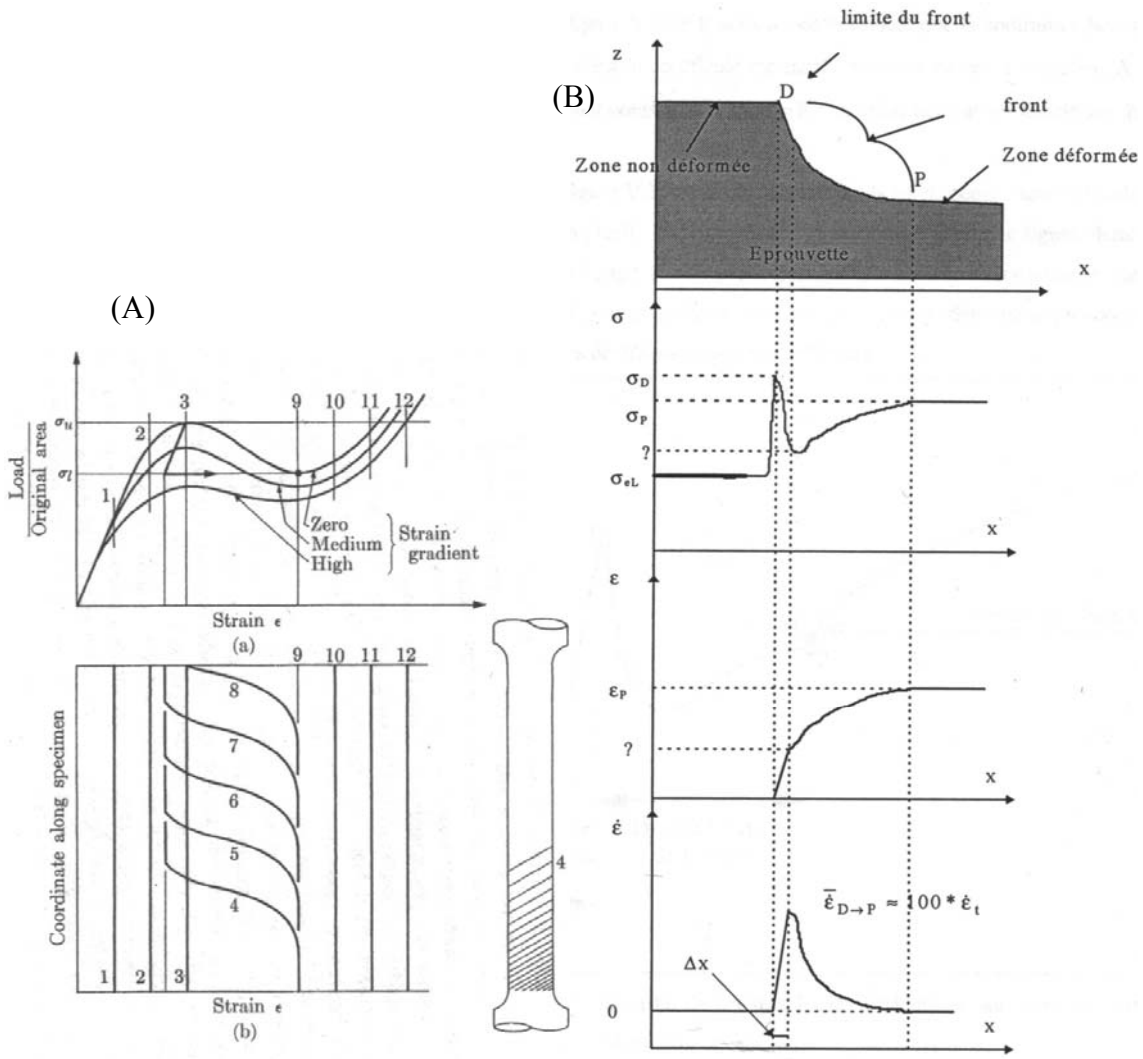


Figure I.14 : Etat local de contrainte et de déformation dans la bande.
(A) : D'après McClintock (1966) -- (B) : D'après Soler (1998).

Soler (1998) détermine un profil local des contraintes et des déformations au front de la bande de déformation, tout à fait en accord avec les observations de McClintock (1966).

Du point de vue microscopique, peu d'auteurs ont étudié la propagation de la bande au sein de la matière. Il apparaît que l'avancée de la bande semble couplée avec les grains. En 1931, Nadai montre cette micrographie prise au front d'une bande de Lüders obtenue sur un essai de traction interrompu d'un acier doux (Figure I.15-A). On y voit des grains déformés présentant des bandes de glissement systématiquement dans le même sens, et d'autres grains non déformés.

Soler photographie également des configurations similaires en front de bande. Il associe cette observation à un mécanisme de propagation de bande grain par grain que l'on pourrait comparer à une sorte de « détricotage ». Ce mécanisme énoncé est illustré sur la Figure I.15-B.

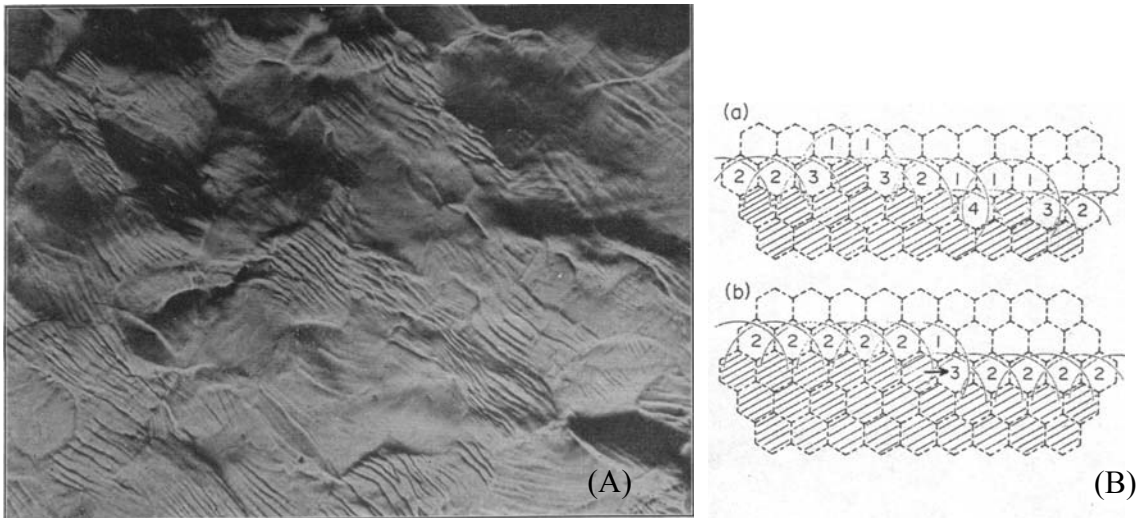


Figure I.15 : Déformation des grains au front d'une bande de Lüders.
(A) : Grains déformés au front d'une bande de Lüders (Nadai, 1931).
(B) : Mécanisme de propagation d'une bande de Lüders (Soler, 1998).

I.2.2 Bandes de Portevin – Le Chatelier

Comme pour les bandes de Lüders, la déformation hétérogène, par propagation successive de bandes de Portevin – Le Chatelier, est liée à la présence de solutés. Les bandes se propagent par saccade ; lorsqu'une bande a traversé toute l'éprouvette, une nouvelle bande se forme, et s'épaissit aussi par saccades, et ainsi de suite. Parfois, deux familles de bandes orientées symétriquement se forment, comme illustré sur la Figure I.16. Les bandes de PLC se propagent de manière plus aléatoire que celle de Lüders. Elles ne traversent pas nécessairement l'éprouvette.

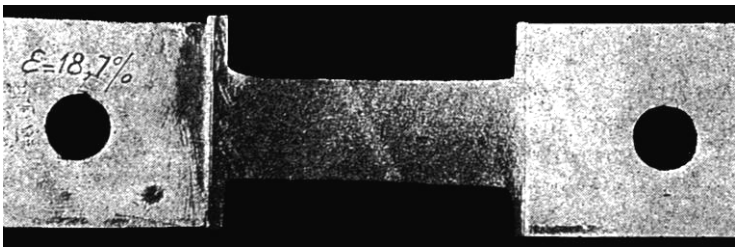


Figure I.16 : Exemple de bandes de PLC sur une éprouvette d'aluminium (Guillot, 1961).

La vitesse de propagation des bandes de PLC est beaucoup plus importante que celle des bandes de Lüders. La vitesse de propagation a pu être mesurée par Ranc et Wagner (2007) sur un alliage Al-Cu à l'aide de la thermographie infrarouge : elle a été évaluée autour de 100 mm/s.

Il semble que, comme pour les bandes de Lüders, la forme des décrochements soit fortement dépendante de la raideur de la machine de traction utilisée. On distingue deux formes de décrochements suivant le type de machine de traction utilisée :

Lors d'un essai dit sur « machine dure », on impose un déplacement de traverse à vitesse constante. La courbe présente alors des décrochements en « dents de scie ». Les décrochements ont été classifiés selon trois types, appelés types A, B ou C, selon la forme des décrochements et le domaine température / vitesse de déformation où les voit apparaître, (Figure I.17).

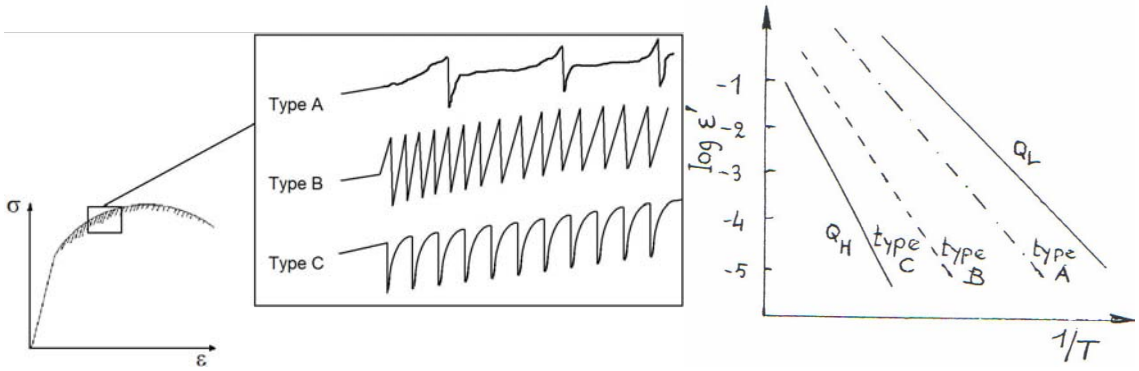


Figure I.17 : Différents types de décrochements et leur domaine (T, $\dot{\varepsilon}$) d'apparition (Lacombe, 1985).

Chaque type de décrochement PLC correspond à une cinétique de propagation de bandes différente. Strudel (1979) détaille les formes de décrochements associés aux bandes de PLC caractéristiques pour chaque type A, B ou C.

Les décrochements de type A sont caractérisés sur la courbe par une augmentation soudaine de la contrainte suivie d'une chute avant de remonter à une valeur moyenne, légèrement croissante au cours de la déformation. Les décrochements sont périodiques avec une faible fréquence, et apparaissent souvent après une déformation critique. Les bandes correspondantes s'amorcent toujours près du même congé de l'éprouvette, et disparaissent près du congé opposé après avoir parcouru tout le corps de l'éprouvette. La charge augmente à nouveau jusqu'à initier une nouvelle bande qui se propage à nouveau sous une contrainte légèrement croissante.

Les décrochements de type B font souvent suite aux décrochements de type A au cours d'un même essai, lorsque la déformation croît. La contrainte dépasse le niveau moyen puis chute brutalement au dessous du seuil de propagation de la bande. La machine charge à nouveau l'éprouvette et ainsi de suite. La bande parcourt le corps de l'éprouvette par saccades. On peut observer la présence de plusieurs bandes parcourant l'éprouvette simultanément.

Les décrochements de type C semblent se situer au dessous de la contrainte moyenne. La décharge est brutale, la recharge est progressive. Le phénomène est généralement périodique, mais les décrochements signalant l'instabilité de déformation peuvent apparaître de manière aléatoire le long d'une courbe de traction presque normale. Les bandes de déformation apparaissent et disparaissent de façon chaotique en tout point du corps de l'éprouvette.

Les décrochements de type A sont observés pour les basses températures ou fortes vitesses de déformation, ceux de type B pour les températures et vitesses de déformation intermédiaires, et ceux de type C pour les hautes températures ou faibles vitesses de déformation. Par ailleurs, le mode de propagation des bandes de PLC et les conditions d'apparition des types A et B ont été étudiés par Ranc et Wagner (2008) par thermographie infrarouge.

Dans le cas où on pilote l'essai en contrainte (vitesse de contrainte constante), soit pour un essai dit sur « machine molle », un seul type de décrochement existe, comme illustré en Figure I.18 pour un aluminium.

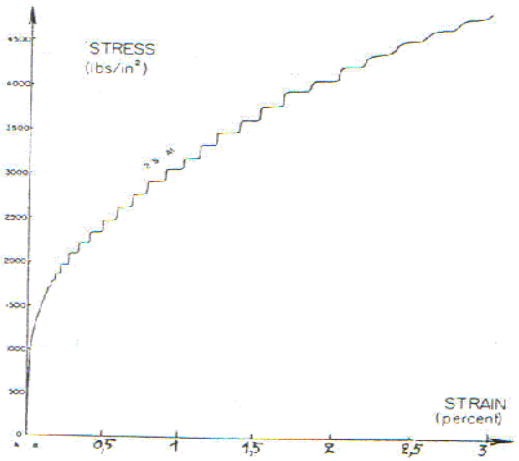


Figure I.18 : Traction sur un 25 Al à 20°C - Essai à contrainte imposée (Lacombe, 1985).

Dans les aciers, l'effet PLC n'apparaissant qu'à haute température, il est assez difficile de visualiser les bandes de déformation. Compte tenu des conditions expérimentales (four), il est très difficile de visualiser directement l'éprouvette. Au contraire, à température ambiante, on peut observer relativement facilement les bandes de Lüders sur les aciers, en éclairant l'éprouvette en lumière rasante par exemple. D'autres techniques, que nous présentons ci-après, permettent également d'observer des bandes de déformation, qu'il s'agisse de bandes de Lüders ou de PLC. Il faut cependant noter que, quelle que soit la technique employée, il est difficile de mettre en œuvre ces dispositifs sur un montage à chaud.

On peut par exemple munir l'éprouvette de micro-grilles d'extensométrie. On dépose alors un réseau de lignes parallèles par lithographie sur l'éprouvette. Cette technique permet d'observer les déformations par la distorsion du réseau de lignes (Delafosse, 1995). Elle nécessite alors d'effectuer l'essai in-situ pour pouvoir suivre au microscope l'évolution des grilles.

Une autre technique consiste à utiliser une caméra infrarouge. Les échauffements associés à la déformation plastique peuvent ainsi être visualisés. Par exemple sur la Figure I.19, on voit nettement les bandes lorsque l'on visualise la température dans une échelle adéquate. On peut aussi visualiser plus aisément le front des bandes et retracer leur trajectoire lorsque l'on reproduit les variations de température (incrémentale).

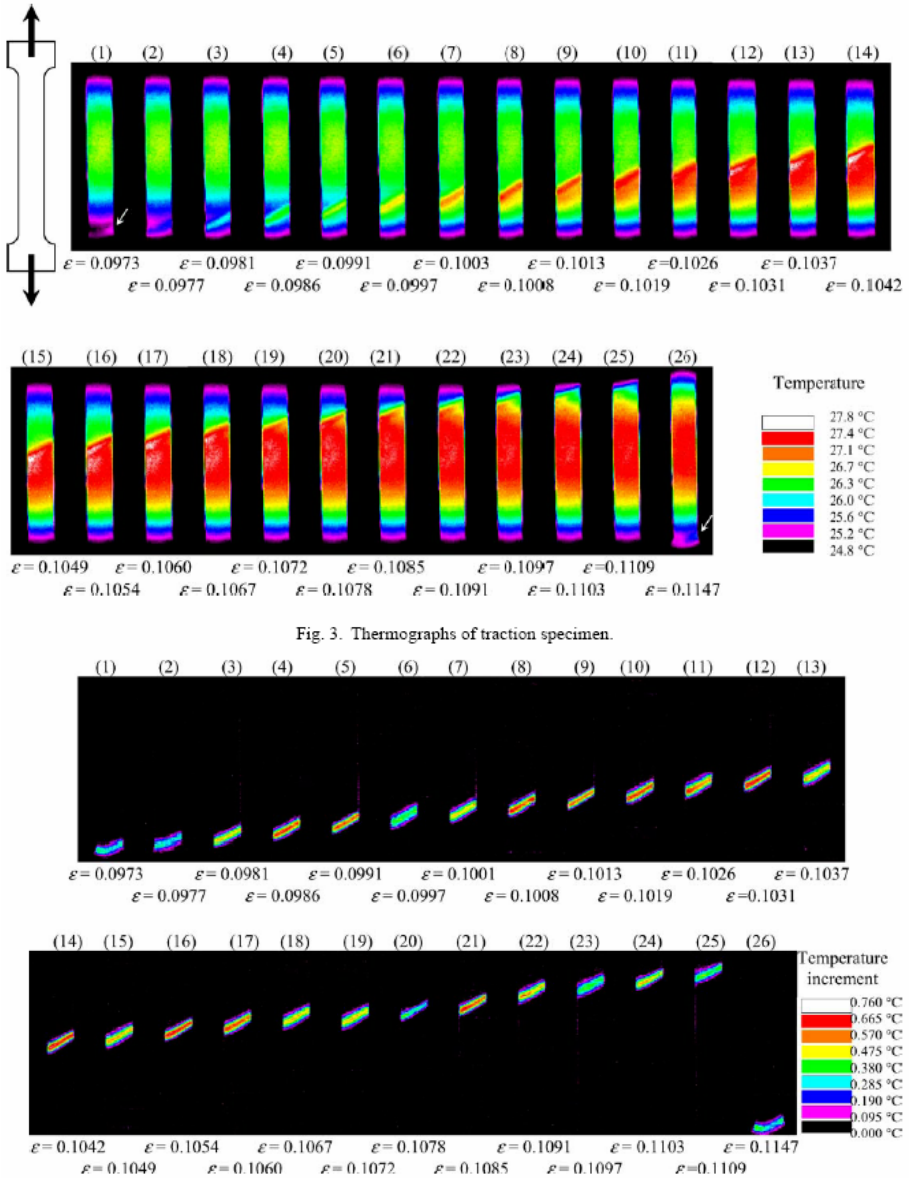


Figure I.19 : Observation du trajet de bandes PLC par thermographie infrarouge (Ranc et Wagner, 2005).

D'autres auteurs, également à l'aide d'une caméra infrarouge, mettent en parallèle les échauffements obtenus, l'axe longitudinal de l'éprouvette et la courbe de traction en fonction du temps. On associe ainsi la bande de localisation aux instabilités sur la courbe et on peut suivre le parcours de la bande. Dans l'exemple de la figure 20, d'après les travaux de Louche et Chrysochoos (2001), on observe que, pendant le palier de Lüders, la bande s'amorce dans le bas de l'éprouvette pour terminer dans la partie supérieure.

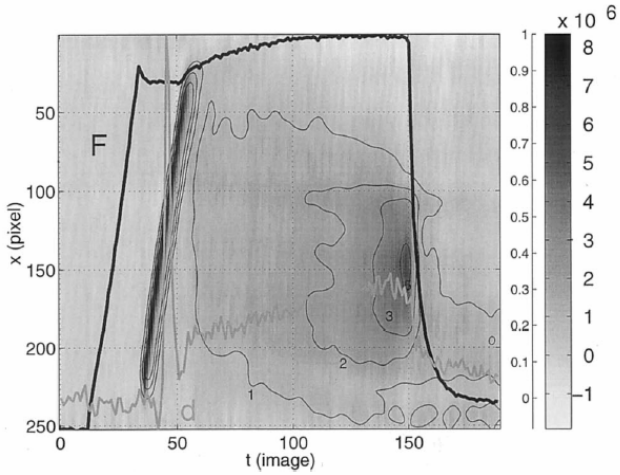


Fig. 1. (a) (Test aa6 — cross-head velocity). Background image: spatiotemporal variations in a lengthwise temperature profile (sampling frequency: 2 images s^{-1}). Temperature levels are given by the colorbar graduated in °C. Superimposed curves represent the load evolution F and the temperature variation θ (at pixel 100), normalized by their maximal values ($F_{max} = 16.2$ kN; $\theta_{max} = 13.6$°C). (b) (Test aa6 cross-head velocity $V_{CH} = 0.15$ mm s^{-1}). Image processing results. Background image: spatiotemporal variations in a lengthwise heat source profile (in W m^{-3}). Superimposed curves represent the load evolution F and the heat sources S (at pixel 100), normalized by their maximal values ($F_{max} = 16.2$ kN, $d_{max} = 8 \times 10^6$ W m^{-3}).

Figure I.20 : Analyse d'un essai de traction avec palier de Lüders par thermographie infrarouge (Louche et Chrysochoos, 2001).

On note également des analyses de l'effet Portevin – Le Chatelier à l'aide de techniques de corrélation d'images. L'éprouvette est alors recouverte d'un mouchetis, et la comparaison entre l'état déformé et l'état initial permet de calculer les champs de déformation. Halim et al. (2007) analysent ainsi les décrochements PLC d'un alliage d'aluminium AA5754 à température ambiante. Des localisations de déformation plastique de type PLC ont été étudiées à l'aide de méthodes de corrélation d'image, telles que l'interférométrie laser speckle (Xiang et al., 2007), (Shabadi et al. 2004). Cette méthode a également été utilisée par Wattrisse et al. (2001a et 2001b) pour étudier la propagation de bandes de Lüders, et les phénomènes de striction sur des aciers doux.

L'effet Portevin – Le Chatelier s'accompagne d'un bruit caractéristique correspondant à la naissance et à la propagation de bandes de PLC sur l'éprouvette. Il est alors possible d'étudier l'effet PLC par des techniques d'analyses d'émission acoustique. Chmelik et al. (2006, 2007) proposent une caractérisation des bandes de PLC par émission acoustique et extensométrie laser. Ils confirment ainsi les différents modes de propagation caractéristiques des bandes de type A, de type B ou de type C. Par ailleurs, l'extensométrie laser a également été utilisée par Casarotto et al. (2003) pour étudier la propagation des bandes de PLC.

Dans la plupart des études présentant des observations expérimentales de l'effet Portevin – Le Chatelier, la déformation portée par une bande de PLC a pu être mesurée. Ces mesures ont été effectuées par thermographie infrarouge : Ranc et Wagner (2005), Ranc et Wagner (2007), Tong et al. (2005), Kang et al. (2006), ou par corrélation d'image : Halim et al. (2007). Les résultats montrent qu'une bande de PLC porte entre 0,5% et 3 % de déformation plastique. La quantité de déformation mesurée dans la bande augmente au cours de l'essai.

I.3 Influence du vieillissement sous déformation sur la déchirure ductile

I.3.1 Effets du vieillissement dynamique sur la ténacité

Outre ses effets sur le comportement en traction, le vieillissement dynamique s'accompagne d'une chute importante de l'amorçage de la déchirure (J_{Ic}). Cette chute de ténacité accompagne l'augmentation de la contrainte d'écoulement et la perte de ductilité (A%) caractérisées en traction uniaxiale.

Les effets du vieillissement dynamique sur la ténacité sont observés sur différents matériaux, ferritiques ou non. Cependant, on trouve dans la littérature un grand nombre d'articles concernant la chute de ténacité liée au vieillissement dynamique sur des aciers utilisés dans le secteur nucléaire. En effet, l'étude expérimentale de la ténacité et la caractérisation de la résistance à la déchirure ductile font partie des essais usuels dans ce secteur. On peut citer par exemple : Chakravarty et al. (1983), Miglin et al. (1986), Wagner et al. (1998), Yoon et al. (1999), Kim et al. (2004) Calonne et al. (2004) ou Gupta et al. (2006).

Pour les aciers au C-Mn, cette chute de ténacité ne se manifeste pas toujours avec la même intensité et peut être limitée dans certaines conditions. Moreno (1998) a étudié l'influence des paramètres métallurgiques sur la rupture en présence de vieillissement dynamique. Il est ressorti de cette étude sur ZAT simulées l'influence des paramètres suivants sur la chute de ténacité à l'amorçage :

- Influence de la microstructure : plus on augmente la température d'austénitisation, ou plus la structure est trempée, moins l'effet du vieillissement dynamique est important (creux de J moins marqué). Le fait de former de la martensite lors de la trempe provoquerait une multiplication des dislocations susceptibles de piéger les interstitiels libres. Moins d'atomes de solutés seraient alors candidats au phénomène de DSA.
- Influence de la teneur en Mn : les nuances d'aciers à plus haute teneur en manganèse présentent un creux de ténacité décalé vers les plus hautes températures. En effet l'augmentation de la teneur en Mn aurait pour effet de limiter la mobilité des interstitiels libres responsables du vieillissement, retardant ainsi l'apparition du phénomène.
- Influence du traitement thermique de détensionnement : après le soudage, un maintien à 600°C pendant 100 minutes est appliqué pour relaxer les contraintes résiduelles de soudage. Ce traitement a un double effet bénéfique car il diminue également la sensibilité au vieillissement dynamique dans la ZAT. En effet il permettrait une redistribution des atomes substitutionnels de Mn ainsi que la précipitation des atomes interstitiels responsables du vieillissement.

I.3.2 Bandes de localisation en pointe de fissure

Des localisations particulières en pointe de fissure, associées à du vieillissement statique, ont déjà pu être observées. Le cas étudié par Pokorny (2003), présenté sur la Figure I.21, met en évidence la plasticité induite par une fissure de fatigue ayant subi une surcharge. L'éprouvette étudiée a une épaisseur de 20 mm, pour une largeur de 10 mm (dans le sens de la propagation de fissure).

Figure I.21 : Fissure de fatigue sur un acier doux interrompue par une surcharge, puis reprise avec la charge initiale (progression de bas en haut). D'après Pokorny (2003).

On peut constater que lors de la surcharge, des bandes de déformation localisées partent de la pointe de fissure et forment des arcs de cercle autour de la pointe de fissure. On peut aussi remarquer que lors de la propagation de la fissure en fatigue, des bandes identiques, mais de plus faible taille ont été observées.

La grande majorité des résultats expérimentaux portant sur l'influence du vieillissement dynamique sur la résistance à la rupture ductile sont obtenus par des essais J-Δa. Ces essais s'opèrent à l'aide d'éprouvettes fissurées sur lesquelles on mesure la force et on suit l'évolution de l'ouverture de fissure. Lorsque l'on met en œuvre des essais avec la méthode des décharges partielles, l'évaluation de la longueur de fissure est obtenue d'après la raideur de l'éprouvette mesurée lors de chaque décharge élastique. On caractérise l'évolution de la résistance à la déchirure ductile J en fonction de l'ouverture Δa. J, aussi appelé intégrale de contour, est relié à l'énergie de déformation (aire de la courbe force – ouverture) et aux dimensions de l'éprouvette. Le vieillissement statique peut se manifester, lors d'essais de déchirure par la méthode des décharges partielles, par des pics et une décharge, associés à chaque recharge sur la courbe force – déplacement après chaque arrêt. Le vieillissement dynamique peut se manifester sous forme

de décrochements de force entre chaque arrêt pendant les phases de déchirure. Wagner et al. (2002) ont observé de tels phénomènes sur des aciers au Carbone- Manganèse en plus de la classique chute de résistance à la rupture (J_{Ic}), du creux de ductilité et de l'augmentation de la contrainte d'écoulement autour de 250°C, comme l'illustre la Figure I.22. Marengo et Perez (1996) ont également observé des décrochements sur les courbes force – COD pendant les phases de propagation de fissure, ce phénomène étant mis en relation avec du vieillissement dynamique.

Delafosse (1993, 1995) tente d'étudier plus finement la propagation de fissure lors d'essais de déchirure en présence de vieillissement dynamique sur un alliage Al-Li 2091. Il met en œuvre un dispositif de thermographie infrarouge qui permet d'observer les dissipations thermiques associés à la zone plastique en pointe de fissure. Cette étude met en évidence des instabilités plastiques « anormales » en pointe de fissure, caractérisées par des « bouffées » successives de dissipation dans la zone plastique, probablement associées à l'apparition de bandes de déformation. Des bandes périodiques ont aussi été observées sur éprouvette polie et à l'aide de grilles de micro-extensométrie. Ces bandes, illustrées sur la Figure I.23, n'apparaissant que dans le domaine de température d'effet maximum du vieillissement dynamique, ont été identifiées comme des instabilités de Portevin – Le Chatelier.

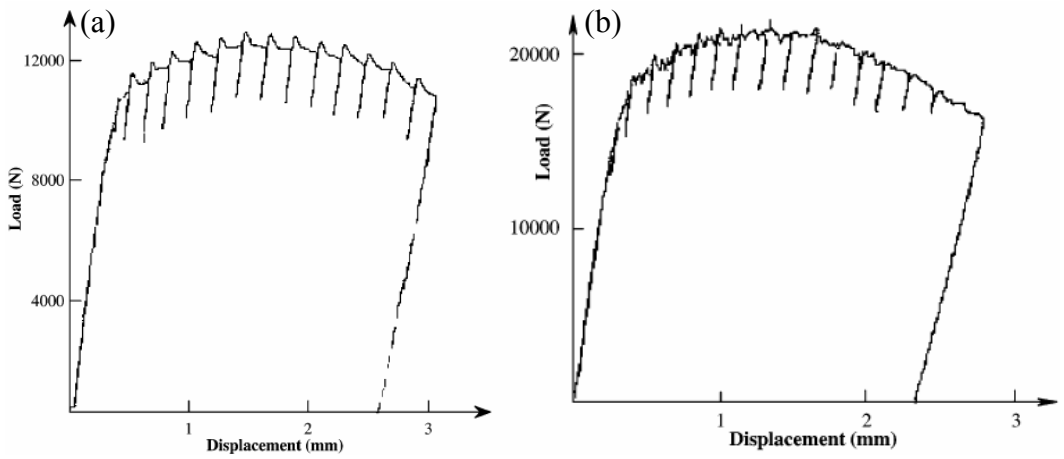


Figure I.22 : Vieillissement sur un acier au C-Mn (Wagner et al., 2002).
(a) : vieillissement statique à 100°C – (b) – vieillissement statique et dynamique à 200°C.

Il met également en évidence une propagation instable de la fissure dans le domaine de vitesse et de température de l'effet PLC. La fissure semble se propager par à-coups : ce phénomène de « pop-in » est parfois observé en déchirure ductile. Cependant, dans cette étude, le pop-in n'a été expliqué par aucune des origines habituellement mises en cause, comme le changement localisé de mode de rupture (micro-clivage) ou la complaisance excessive du dispositif d'essai (théorie de Hutchinson et Paris). Le crack pop-in a donc été associé au vieillissement dynamique et à la présence des bandes de déformation observées.

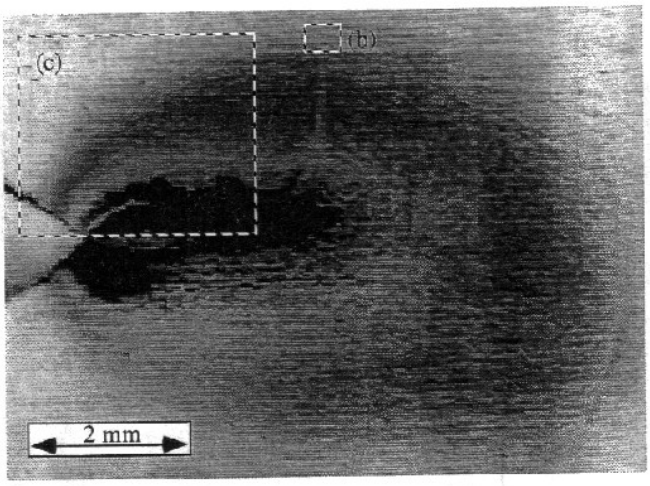


Figure III.17.a
Observation de la zone plastique en tête de fissure à l'aide d'une caméra CCD, sous un éclairage normal à la surface. Éprouvette de déchirement ouverte à -20°C et 0,2 mm/min, jusqu'à une extension de fissure de 2,5 mm. La période des bandes est approximativement constante sur toute la surface de la zone plastique. Les zones (b) et (c) délimitées en pointillés correspondent aux figures III.17.b et III.17.c.

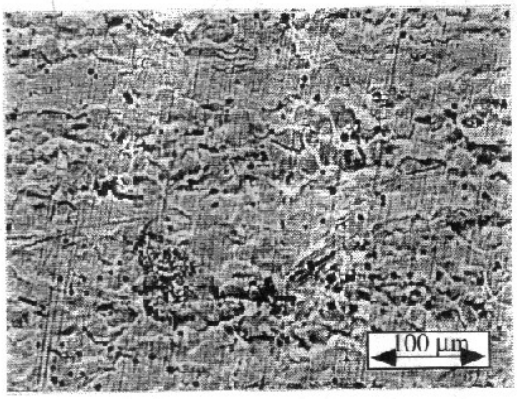


Figure III.17.b
Micrographie optique de la surface de l'éprouvette, près du bord supérieur de la zone plastique. Chaque bande horizontale contient entre 6 et 7 grains. Les fines lignes verticales sont des rayures de polissage qui ne semblent pas avoir été cisaillées par les bandes.

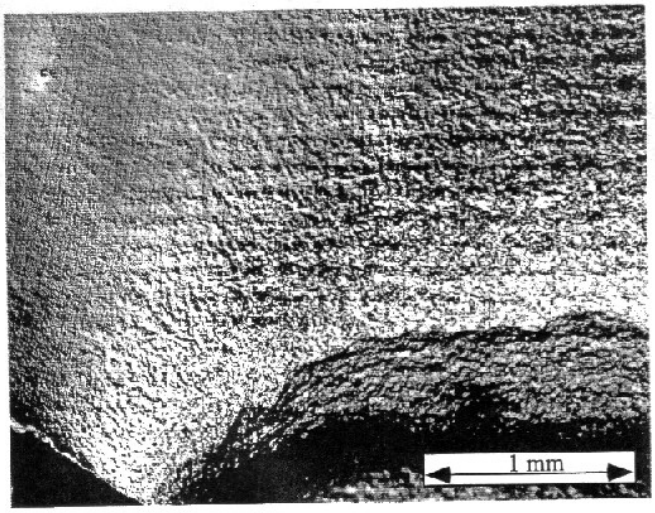


Figure III.17.c
Micographie à faible grandissement réalisée par interférométrie de Nomarski. Zone proche du fond de l'entaille initiale.

Figure I.23 : Présence de bandes dans la zone plastique en pointe de fissure (Delafosse, 1995).

I.3.3 Estimation de J par une approche locale de la rupture

L'approche locale de la rupture a pour objet de rendre compte de la rupture macroscopique à partir d'une modélisation de l'endommagement à l'échelle microscopique. L'endommagement se décompose alors en trois stades :

- l'amorçage de cavités par décohésion de l'interface matrice / inclusion (ou précipité) ou par rupture des inclusions ou des précipités ;

- la croissance des cavités jusqu'à un niveau critique ;
- la coalescence des cavités conduisant à une macrofissure (rupture de l'élément de volume).

Moreno (1998) propose de prévoir la baisse de ténacité et le creux de J sur l'acier au carbone – manganèse A48. Il utilise le modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey (1969). Ce modèle décrit la croissance des cavités par la relation suivante :

$$\frac{\dot{R}}{R} = \dot{p}\ 0.283\ \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$$

avec R : le rayon actuel de la cavité

$\dot{R}$: la vitesse de croissance du rayon de la cavité

$\dot{p}$: la vitesse de déformation plastique équivalente

σ_m : la contrainte hydrostatique

σ_{eq} : la contrainte équivalente de von Mises

On définit à l'aide de ce modèle un critère de rupture qui correspond à l'instant où les cavités ont atteint une taille critique propice à la coalescence. On considère alors que la rupture a lieu lorsque R/R_0 atteint la valeur $(R/R_0)_c$. Ce critère ne fait pas la distinction entre la coalescence des cavités et la rupture finale de l'élément de volume. Il convient alors d'identifier le critère de Rice et Tracey $(R/R_0)_c$ d'après les résultats expérimentaux, en considérant la rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées avec les différents rayons d'entaille testés.

Pour cette étude, l'hypothèse de départ était que les mécanismes de rupture sont affectés par les phénomènes de vieillissement sous déformation, et qu'il existe une valeur $(R/R_0)_c$ pour chaque température testée. Le critère a été identifié par simulation élasto-plastique des essais sur éprouvettes AE2, AE4 et AE10 à chaque température. Une relation empirique a permis de calculer $J_{0,2}$ en fonction du critère $(R/R_0)_c$ identifié. Une évolution de $J_{0,2}$ en fonction de la température a ainsi pu être déterminée. La Figure I.24 présente cette évolution et compare les résultats de simulation aux résultats expérimentaux.

Cette approche présente l'intérêt de décrire numériquement le creux de ductilité des éprouvettes CT à partir d'essais sur éprouvettes AE, cependant différents points dans la démarche peuvent être discutés. Tout d'abord, le comportement pris en compte dans les simulations est une loi élastoplastique. La viscosité et les effets de vitesse ne sont pas pris en compte, et en particulier la sensibilité négative à la vitesse de déformation. Aussi, un tel comportement ne permet pas de décrire correctement les champs locaux et les localisations de déformation qui pourraient exister aux températures considérées. Cette méthode ne peut donc pas donner de réponses sur l'influence des localisations et de la sensibilité négative à la vitesse de déformation sur la baisse

de résistance à la déchirure ductile. De plus, l'hypothèse de mécanismes de rupture différents en fonction de la température, et donc l'utilisation d'un critère différent, n'a pas été vérifiée par l'étude fractographique : en effet, aucune différence n'a pu être clairement mise en évidence lors de l'analyse de la morphologie des cupules sur les faciès de rupture des éprouvettes CT ou AE.

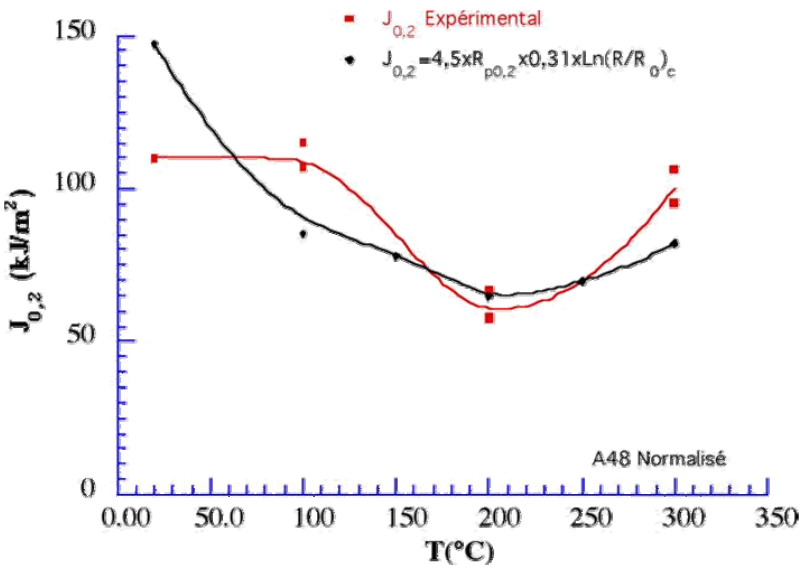


Figure I.24 : Prévision de la chute de ténacité autour de 200°C pour l'acier A48 (Moreno, 1998).

I.3.4 Mécanismes de rupture ductile en présence de DSA

Calonne et al. (2006) examinent les faciès de rupture d'éprouvettes en traction et compression d'acier inoxydable duplex, testées à 20°C et à 320°C, dans le domaine de vieillissement dynamique. Il apparaît clairement que les mécanismes de rupture sont affectés par le DSA : on explique ainsi la transition de la rupture par clivage de la ferrite vers une rupture par cisaillement en présence de DSA.

Cependant une controverse existe sur la chute de ténacité due au vieillissement dynamique. Bien que la chute de la résistance à la rupture J_{Ic} dans le domaine de température associé au vieillissement dynamique semble un fait établi dans la littérature, des études de Srinivas et al. (1991, 1993, 2007) relèvent des résultats inverses à cette tendance. Ils notent au contraire une augmentation importante de la ténacité dans le fer Armco, un matériau considéré comme pur (sans inclusions) pour lequel le vieillissement se manifeste en traction de manière classique. La Figure I.25 présente l'influence du DSA sur la résistance à la rupture du fer Armco, et de l'acier A533.

Ces observations posent la question de l'influence du vieillissement dynamique et de la localisation sur les mécanismes physiques à l'origine de la rupture ductile : amorçage, croissance, coalescence des cavités. En effet Srinivas avance que la différence de comportement

en vieillissement dynamique s'explique par des mécanismes d'amorçage différents dans le fer Armco comparés aux autres aciers ou alliages. Le DSA aurait un effet bénéfique sur l'amorçage dans le fer Armco donnant lieu à des valeurs de J_{Ic} globalement plus élevées. Le retard à l'amorçage serait expliqué par l'augmentation du taux d'écrouissage mesuré en traction dans le domaine de vieillissement. Cependant le DSA aurait un effet plutôt néfaste sur la phase de croissance et de coalescence des cavités, quel que soit le matériau, en accélérant la propagation de la fissure. Cela se traduit expérimentalement par une diminution de la pente de la courbe R (dJ/da) dans le domaine de PLC et par des instabilités de propagation (alternance de propagations rapides et lentes, ou pop-in). Ce résultat a été également confirmé par les observations de Delafosse (1995). La tendance globale, augmentation ou diminution de J_{Ic}, résulterait donc de la prépondérance de l'effet du DSA soit sur la phase de germination, soit sur la phase de croissance – coalescence des cavités.

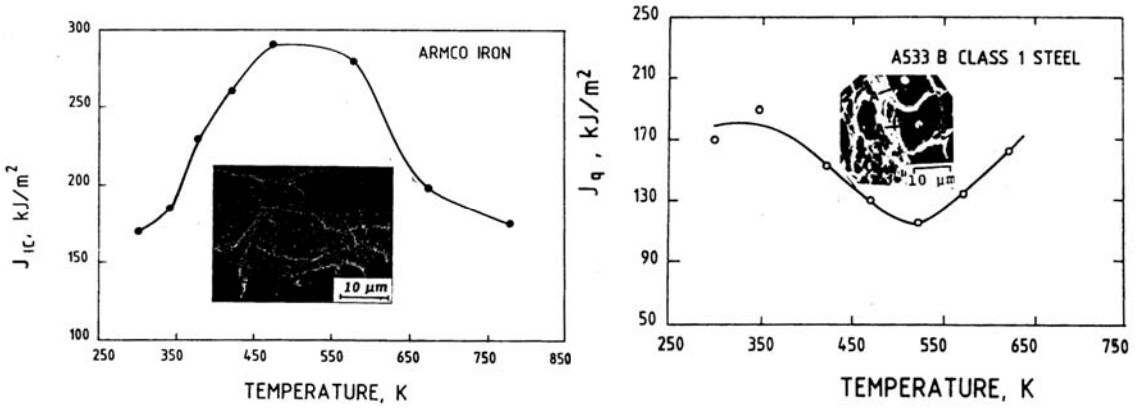


Figure I.25 : Augmentation de J_{Ic} dans le domaine de DSA, d'après Srinivas et al. (1991).

Des auteurs comme Moreno et (1998), Yoon et al. (1999) ou Gupta et al. (2006) ont tenté de mettre en évidence les mécanismes locaux de propagation de fissure en présence de vieillissement dynamique, par une étude fractographique des faciès de rupture d'éprouvettes CT. On observe dans tous les cas des cupules caractéristiques de la rupture ductile, avec une grande variété de tailles de cupules. Cependant, ces auteurs ont noté la présence de « zones plates » avec des cupules moins profondes et plus allongés en présence de vieillissement dynamique. Yoon met en relation ces zones plates avec les phénomènes de localisation de déformation associées à l'effet PLC observé en traction, et pense que d'éventuelles localisations de déformation en pointe de fissure pourraient être la cause de la chute de ténacité. Gupta met aussi en évidence ces zones plates et les relie également à la présence de localisations de déformation en pointe de fissure. La plasticité en pointe de fissure serait alors confinée dans des zones de localisation de type bandes de PLC, favorisant alors la propagation de la fissure, et diminuant ainsi l'énergie de déformation : ceci expliquerait la chute de $J_{0,2}$ et de dJ/da.

I.4 Modélisation du comportement en présence de vieillissement sous déformation

I.4.1 Introduction

On voit depuis peu apparaître dans la littérature de plus en plus d'études numériques sur le comportement mécanique en présence de vieillissement sous déformation, visant à reproduire les bandes de déformation localisée de Lüders ou Portevin – Le Chatelier en traction. Ce type d'étude nécessite, d'une part, de pouvoir représenter les effets spatio-temporels, à l'aide d'une modélisation par éléments finis pertinente, et, d'autre part, de prendre en compte les aspects physiques et métallurgiques du vieillissement, à l'aide d'une loi de comportement adaptée. Nous présentons dans cette partie les lois de comportement existantes dans la littérature pour prendre en compte le vieillissement sous déformation, ainsi que les différentes modélisations par éléments finis associées qui ont permis d'observer de façon numérique des instabilités de déformation plastique.

I.4.2 Lois de comportement phénoménologiques

Delobelle (1990, 1995) a proposé un modèle phénoménologique permettant de décrire le comportement élasto-viscoplastique des aciers austénitiques, pour des sollicitations cycliques et une large gamme de température (20-700°C pour l'acier inoxydable 17-12 SPH). Ce modèle permet de retranscrire les contraintes induites à différentes échelles entre les dislocations mobiles et les structures de dislocations. La prise en compte du vieillissement dynamique intervient au sein d'un terme d'écrouissage isotrope et représente les interactions dislocations / solutés. Un spectre permet de définir l'évolution de l'amplitude de cette interaction avec la température, ces phénomènes étant thermiquement activés. Appliqué en traction, ce modèle restitue la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, dans le domaine de température concerné.

Iung et Tsukahara et Iung (1997) montrent qu'il est possible de simuler le vieillissement statique uniquement, à l'aide d'une loi de comportement phénoménologique. L'objectif de ce type de modèle est de reproduire le palier de Lüders et la sur-contrainte qui le précède observés lors des essais de traction, notamment pour la prédiction du « Bake-Hardening » des tôles d'aciers à bas carbone. La loi de comportement élastoplastique proposée repose sur la notion de limite d'élasticité haute et basse : un pic est introduit dans la loi intrinsèque entre la limite d'élasticité basse (σ_{Yl}) et la limite d'élasticité haute (σ_{Yu}) pour représenter l'ancrage des dislocations. Le pic est suivi d'un adoucissement « artificiel » pour rejoindre la courbe d'écrouissage classique. L'adoucissement ainsi introduit provoque la localisation de la déformation en bandes de Lüders. Cette loi de comportement adoucissante est facile à utiliser

dans les codes de calculs classiques qui autorisent la définition d'un écrouissage. Les simulations de l'essai de traction uniaxiale permettent d'observer le passage de la bande de Lüders dans toute l'éprouvette. Les morphologies de bandes observées ainsi que les formes de paliers de Lüders obtenus sur la courbe simulée « contrainte – déformation » sont en bon accord avec l'expérience.

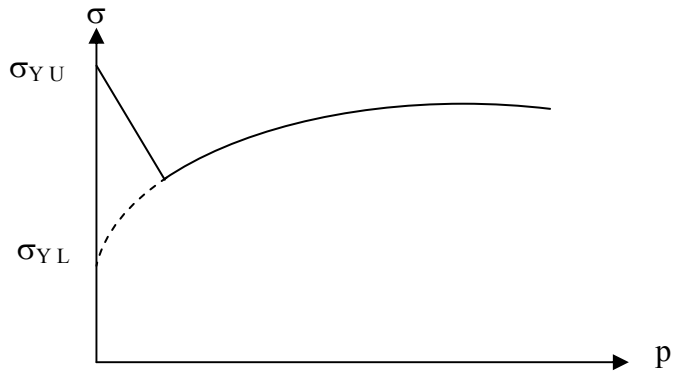


Figure I.26 : Loi locale adoucissante.

Benallal et al. (2006) ont récemment utilisé un modèle phénoménologique pour simuler le vieillissement dynamique, proposé par Penning (1972). Ils définissent des lois d'écrouissage pour différentes vitesses de déformation, et imposent ainsi une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation. Cette modélisation permet de simuler des bandes de déformation localisée de type Portevin – Le Chatelier. Le modèle a été appliqué à des géométries d'éprouvettes variées : lisses et entaillées, avec une étude de l'influence du rayon d'entaille. Une étude de la striction en présence de localisations de type PLC a également été effectuée à l'aide de ce modèle (Hopperstad, 2007). Ce modèle présente l'avantage d'implémenter simplement l'effet PLC dans la loi de comportement. Cependant, ce modèle est isotherme, et ne prend pas en compte les phénomènes thermiquement activés propres au vieillissement dynamique. De plus, il ne repose pas sur une analyse physique des phénomènes d'interaction dislocation / solutés mis en jeu dans le vieillissement dynamique.

I.4.3 Lois de comportement issues du modèle de McCormick

Une autre famille de lois de comportement, fondée sur les modèles physiques de vieillissement, a vu progressivement le jour. Les adaptations du modèle de Estrin-Kubin-McCormick, qui sera appelé « EKMC » (1988, 1990, 1991), sont basées sur la notion de temps d'attente des dislocations sur les obstacles et de temps de vieillissement. Nous en présentons ici quelques uns.

Dès 1993, Ling et McCormick introduisent tous les ingrédients du modèle EKMC (présenté dans la partie I.1.4) dans une loi de comportement élasto-viscoplastique. Un terme de durcissement lié au vieillissement dynamique s'ajoute à l'écrouissage classique. Ils discrétisent une éprouvette de section circulaire découpée en 250 éléments, et peuvent ainsi simuler une

discontinuité de déformation le long de l'éprouvette. Une discontinuité géométrique est introduite artificiellement pour favoriser le départ de la bande. Les résultats sont encourageants et en accord avec l'expérience : il parviennent à simuler les instabilités de type A et B. Il faut cependant noter que les moyens de l'époque ne leur ont pas permis de discrétiser plus finement la géométrie de l'éprouvette. Ils n'ont donc pu que mesurer la vitesse de la bande, et n'ont pas pu étudier le comportement de la bande concernant les effets géométriques.

En 2001, Zhang, McCormick et al. reprennent le modèle utilisé par McCormick (1995) mais discrétisent cette fois-ci beaucoup plus finement, et en 3D, la géométrie de l'éprouvette. Ils étudient alors la morphologie des bandes. Ils trouvent une orientation de 35-37.5°, et parfois des bandes presque horizontales, peu en accord avec l'expérience.

Kok et al. (2002, 2003) tentent une approche différente : ils optent pour un modèle polycristallin. Ils parviennent aussi à obtenir des simulations numériques de l'effet PLC avec l'apparition de bandes de localisation et de hachures sur la courbe macroscopique, avec une discrétisation spatiale très fine. Les équations constitutives de la loi de comportement utilisée sont basées sur le modèle EKMC. Cette loi est introduite dans les systèmes de glissement du modèle de plasticité cristalline. Le polycristal est maillé par élément finis (1440 éléments) et le calcul utilise un algorithme implicite. Dans cette démarche, aucune hétérogénéité n'est introduite artificiellement, la bande se formant naturellement par les discontinuités d'orientation cristalline introduites. Lebyodkin et al. (2000) parviennent avec ce type de modèle à reproduire les décrochements de type A, B ou C en changeant la vitesse de déformation imposée. Cependant aucune dépendance en température n'a été testée.

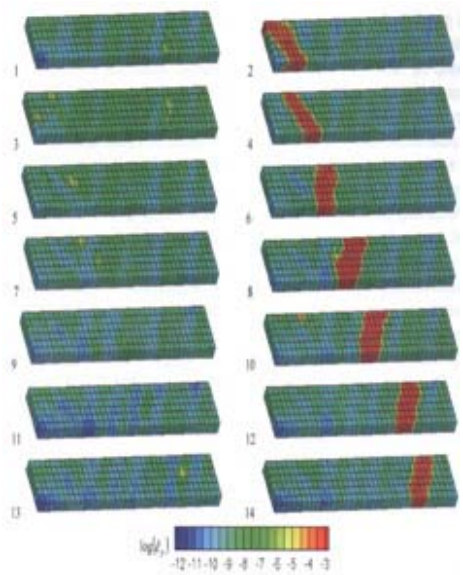


Figure I.27 : Simulation de bandes obtenues par Kok et al. (2002) dans un polycristal.

Rizzi et Hähner (2003) proposent un nouveau modèle pour le vieillissement dynamique et la simulation de bandes de PLC. Ils estiment que les adaptations du modèle de McCormick sont

insuffisantes pour représenter les phénomènes observés expérimentalement : largeur des bandes de PLC, vitesse des bandes simulées. Ils différentient alors les mécanismes à l'échelle globale (vitesse de déformation) et à l'échelle locale (vitesse de mobilité des dislocations). Ils introduisent alors la variable interne ΔG qui décrit l'enthalpie liée à la mobilité des dislocations, qui contient les informations liées à l'ancrage et au désancrage, et qui possède une loi d'évolution. La contrainte s'écrit sous la forme :

$$\sigma(\varepsilon,\dot{\varepsilon},\Delta G)=\sigma_{\text{int}}(\varepsilon)+S_0\frac{G_0}{kT}+S_0\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\nu\Omega}\right)+S_0\frac{\Delta G}{kT},$$

avec la loi d'évolution : $(\Delta G)_{,t}=\eta\left(\Delta G_\infty-\Delta G\right)-\frac{\dot{\varepsilon}}{\Omega}\Delta G$

Catalao (2006) introduit les ingrédients du modèle EKMC dans le modèle de Delobelle (1990), pour décrire le comportement cyclique d'un acier austénitique. Le terme de durcissement proposé par McCormick est introduit dans le terme d'écrouissage isotrope. Cette loi de comportement permet de simuler correctement la sensibilité négative à la vitesse de déformation dans l'intervalle de température de présence de vieillissement dynamique. Cependant, l'étude se limite à la description du comportement cyclique, par conséquent la simulation de l'effet Portevin – Le Chatelier et la propagation des bandes de PLC n'ont pas été étudiées avec précision.

En 2004, S. Graff reprend la loi de comportement utilisée par Zhang et McCormick (2001) et introduit l'activation thermique dans le comportement élasto-viscoplastique. Le vieillissement est introduit par un terme supplémentaire, dans la loi d'écrouissage isotrope. Cette loi de comportement a permis de simuler non seulement des bandes de PLC, mais aussi des bandes de Lüders en introduisant un temps de vieillissement initial grand. Graff a testé le modèle sur des géométries d'éprouvettes entaillées AE, en V, et circulaires entaillées (Graff, 2005), et comparé des bandes de PLC simulées à des observations expérimentales (cf. Figure I.28). Confronté à l'expérience, ce modèle restitue bien le fait que des bandes de PLC peuvent sortir de la zone d'entaille sur éprouvette AE et qu'elles peuvent être présentes en pointe de fissure d'éprouvette CT.

Dans la même idée, Dierke et al. (2007) utilisent le même modèle, identifié sur un alliage d'aluminium. Le modèle est appliqué à des simulations à l'échelle microscopique, afin d'étudier l'influence d'obstacles sur la propagation des bandes de PLC

Cependant, comme pour les autres auteurs, les lois de comportement issues du modèle EKMC ont été uniquement appliquées en conditions isothermes. Pour un jeu de paramètres donné, rien ne garantit que la dépendance en température du vieillissement soit en rapport avec l'expérience.

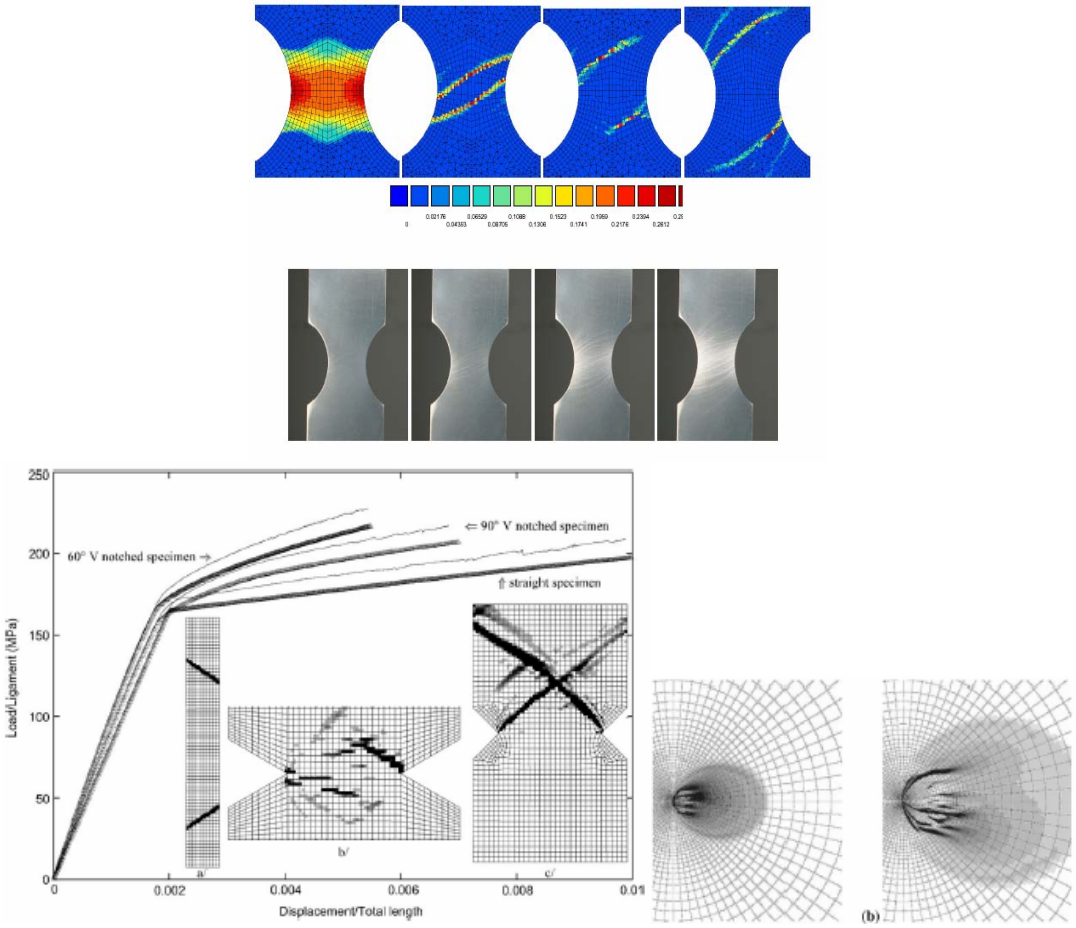


Figure I.28 : Simulation de bandes de PLC dans des éprouvettes entaillées (Graff, 2005).

I.5 Conclusion

Cette étude bibliographique fait une synthèse de l'état actuel des connaissances dans le domaine du vieillissement statique et dynamique des alliages métalliques. Nous avons recensé les différents phénomènes liés au vieillissement dynamique. Le point qui nous intéresse plus particulièrement pour la thèse porte sur les phénomènes de localisation de la déformation et ses conséquences sur la déchirure ductile. Des efforts ont été fournis pour tenter de modéliser la chute de ténacité par une approche locale de la rupture (Moreno, 1998), mais nous avons vu que cette méthode ne permettait pas une description correcte des champs mécaniques locaux, et ne rendait pas compte de la sensibilité négative à la vitesse de déformation du matériau. En effet les phénomènes de localisation sont avérés dans le domaine de la rupture, des bandes de localisation de PLC ayant déjà été observées en pointe de fissure (Delafosse, 1995). Cependant, la question de l'influence de ces phénomènes sur les mécanismes de rupture ductile reste encore ouverte. Le rôle des localisations de la déformation plastique sur les phases d'amorçage, de croissance et de coalescence des cavités doit en effet être réexaminé car, à ce jour, des controverses existent, certaines études montrant que le vieillissement dynamique tend à augmenter la ténacité (Srinivas, 1993).

Pour mener à bien la thèse, nous avons à notre disposition un certain nombre de modèles de comportement représentatifs des mécanismes physiques liés au vieillissement, tels que l'ancrage des dislocations par les solutés. Pour la thèse, le choix se porte sur une loi de comportement issue du modèle de Estrin-Kubin-McCormick (EKMC), que nous utiliserons sous la même forme que celle développée par Graff (2005). En effet, ce modèle présente différents avantages :

- Il est compatible avec une analyse éléments finis et est actuellement déjà implémenté dans le code de calcul ZeBuLoN (Zset Package, 1996) ;
- Il suppose des mécanismes d'ancrage similaires entre le vieillissement statique et le vieillissement dynamique : il peut donc être utilisé pour modéliser le comportement de matériau sur une large gamme de température ;
- Ce modèle est apte à simuler la sensibilité négative à la vitesse et rend à la fois compte des instabilités de Lüders et de PLC.

L'objectif de la thèse consistera donc à revisiter la démarche de l'approche locale de la rupture à l'aide de ce modèle afin de comparer les champs mécaniques obtenus avec ceux résultant des modélisations classiques.

II Etude expérimentale

II.1 Introduction **45**

II.2 Présentation de l'acier TU48C **47**

II.3 Caractérisation du comportement en traction **49**

II.3.1 Procédure expérimentale 49

II.3.2 Résultats des essais de traction sur éprouvettes lisses 50

II.3.3 Localisations de déformation associées à l'essai de traction 54

II.3.4 Etude fractographique 55

II.3.5 Discussion 60

II.4 Essais de rupture sur éprouvettes axisymétriques entaillées **62**

II.4.1 Procédure expérimentale 62

II.4.2 Résultats des essais sur éprouvettes AE 63

II.4.3 Localisations de déformation associées à l'essai sur éprouvette AE2 66

II.4.4 Etude fractographique 68

II.4.5 Discussion 69

II.5 Essais de déchirure sur éprouvettes CT **71**

II.5.1 Procédure expérimentale 71

II.5.2 Résultats des essais de déchirure 72

II.5.3 Localisations de déformation sur éprouvette CT 76

II.5.4 Etude fractographique 78

II.5.5 Discussion 80

II.6 Conclusions **83**

II.1 Introduction

L'étude porte sur un acier au Carbone – Manganèse sensible aux phénomènes de vieillissement sous déformation. Pour étudier le comportement et la rupture de cet acier en présence de vieillissement sous déformation, une caractérisation expérimentale est d'abord nécessaire. Au cours de la thèse, un grand nombre d'essais mécaniques a été réalisé pour couvrir la gamme de température d'apparition des effets du vieillissement pour des sollicitations quasi-statiques. Le domaine de température exploré est compris entre 20°C et 350°C.

La caractérisation expérimentale a plusieurs objectifs. Tout d'abord, elle permet de connaître le comportement et les caractéristiques mécaniques de l'acier étudié et de quantifier les effets du vieillissement sous déformation. La caractérisation expérimentale permet également de fournir des données qui seront utiles pour l'étude numérique menée par la suite. Cette partie présente donc un grand nombre de données expérimentales, que nous détaillons ci-dessous.

Tout d'abord, des essais de traction sur éprouvettes lisses ont été réalisés de 20°C à 350°C. Le vieillissement sous déformation étant dépendant de la vitesse de sollicitation, deux vitesses de déformation ont été testées : 10^{-2} s^{-1} et 10^{-4} s^{-1}, afin d'établir les courbes de comportement dans un large domaine de température. L'évolution des caractéristiques mécaniques en fonction de la température en a été déduite. La localisation de la déformation à température ambiante a été étudiée, pour mettre en évidence la propagation de bandes de Lüders au cours des essais de traction. Enfin, les faciès de rupture des éprouvettes de traction ont été analysés pour mettre en évidence des différences éventuelles de modes de rupture en présence ou non de vieillissement dynamique. L'étude expérimentale du comportement en traction sera essentielle pour la suite de l'étude, car elle servira de base de données pour l'identification des paramètres du modèle de vieillissement utilisé dans l'étude numérique.

Cette partie présente également des essais de rupture sur éprouvettes axisymétriques entaillées. Trois types d'éprouvettes de différents rayons d'entaille (2, 4 et 10 mm) ont été utilisées, notées respectivement AE2, AE4 et AE10. L'évolution de la variation diamétrale à rupture en fonction de la température et du taux de triaxialité des contraintes est ainsi obtenue. Comme pour les essais sur éprouvettes lisses, nous avons cherché à mettre en évidence d'éventuelles localisations de déformation à température ambiante au cours de l'essai. De même, les faciès de rupture ont été analysés en présence ou non de vieillissement dynamique. Les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées serviront de base de données pour l'étude numérique de la rupture, notamment pour mettre en place l'approche locale de la rupture.

Enfin, des essais de déchirure ont été réalisés sur éprouvettes CT25, pour caractériser l'évolution de J, la résistance à la déchirure ductile, en fonction de la température. Ces essais sont également l'occasion d'observer les manifestations du vieillissement statique et dynamique au cours de la déchirure. Ainsi, des efforts ont été fournis pour mettre en évidence des localisations de déformation en pointe de fissure à température ambiante. Ces essais ont été complétés par une analyse des faciès de rupture.

II.2 Présentation de l'acier TU48C

L'acier étudié est un acier au Carbone – Manganèse utilisé dans les tuyauteries du circuit secondaire des centrales nucléaires à eau pressurisée du palier N4. Ces tubes sont soumis, en conditions de fonctionnement, à une pression de l'ordre de 70 à 80 bars et à des températures allant jusqu'à 250°C. L'acier TU48C provient d'un tube d'un diamètre extérieur de 460 mm et d'épaisseur 38.7 mm. Le tube est repéré U634 dans le cadre du projet RECITAL (Pex-1514, 2004). Le tube étudié présentant des joints soudés, l'acier TU48C constitue le métal de base. Ces aciers sont mis en forme par laminage de tube sans soudure, une technique qui consiste à percer une barre et élargir le trou à l'aide d'un mandrin jusqu'à obtenir le diamètre intérieur voulu. L'intérêt de ce procédé, illustré en Figure II.1, est de ne pas donner lieu à des soudures longitudinales. Les tubes sont ensuite assemblés par soudage dans le sens circonférentiel (assemblage bout à bout).

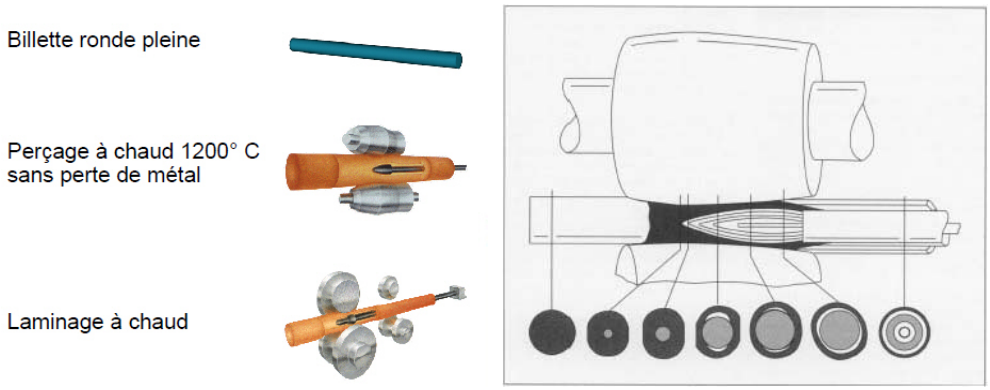


Figure II.1 : Mise en forme de l'acier par laminage de tube sans soudure (d'après Vallourec).

La désignation de l'acier étudié est TU48C selon la norme NF A49-215, et A106GrC selon la norme ASTM. Ces types d'aciers faiblement alliés sont généralement utilisés en chaudronnerie pour les tuyauteries et choisis pour leur bonne soudabilité. L'acier TU48C a fait l'objet d'une caractérisation chimique (Pex-1514, 2004), et sa composition chimique est présentée dans le Tableau II-1.

C	S	P	Si	Mn	Ni	Mo	Nb	V	Cu	Sn	N	Al
≤ 0.022	≤ 0.045	≤ 0.045	0.07–0.40	0.4–1.05	0.04	0.01	≤ 0.01	≤ 0.01	≤ 0.5	≤ 0.03	0.01	0.0085

Tableau II-1 : Composition en % massique de l'acier TU48C étudié.

L'acier TU48C est un acier semi-calmé au silicium, qui contient donc très peu d'aluminium pouvant former des nitrures d'aluminium (AlN). En conséquence, de l'azote libre subsiste dans le réseau cristallin du Fer, contribuant à la sensibilité de cet acier au phénomène de vieillissement dynamique. En effet, dans les aciers au C-Mn, les atomes interstitiels qui

diffusent vers les dislocations mobiles au cours de l'essai en provoquant leur ancrage et un durcissement, sont les atomes de carbone et d'azote en solution solide d'insertion. Étant donné la plus grande solubilité de l'atome d'azote dans le fer cubique centré, cet élément semble avoir un rôle prépondérant sur le phénomène par rapport à l'atome de carbone. Avec une proportion massique de C de 0,19%, l'acier TU48C peut être qualifié d'acier à bas carbone.

La microstructure de l'acier TU48C est formée de ferrite à 77% et de perlite à 23%. La structure se présente sous forme de « couches » alternées de ferrite et de perlite issues du procédé de mise en forme par laminage. Les micrographies réalisées sur le matériau ont permis de mettre en évidence cette microstructure. Des observations ont été faites dans les 3 directions : sens axial (A), sens circonférentiel (C), et sens radial (R). La Figure II.2 montre une reconstitution 3D réalisée à partir de ces observations au microscope optique dans les 3 directions. La Figure II.3 montre une micrographie à une échelle plus fine, où on peut observer en clair les grains de ferrite, et en foncé les grains de perlite.

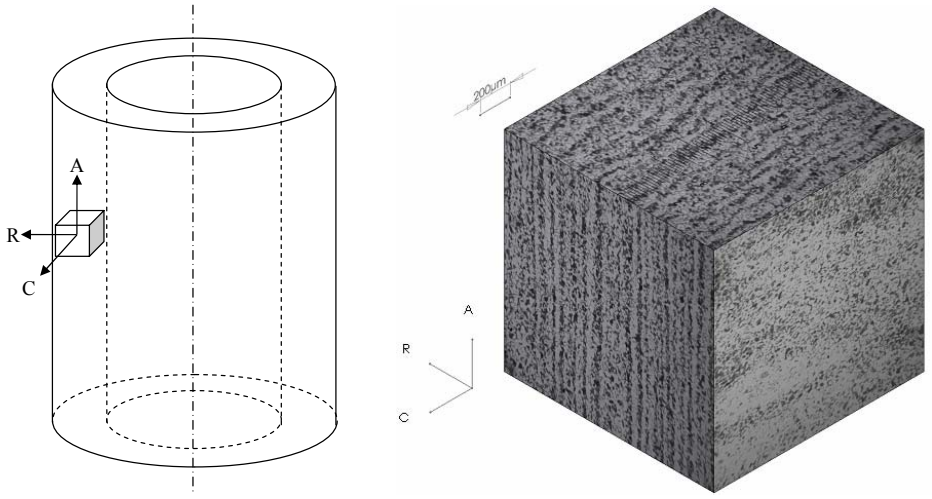


Figure II.2 : Micrographie 3D de l'acier TU48C.

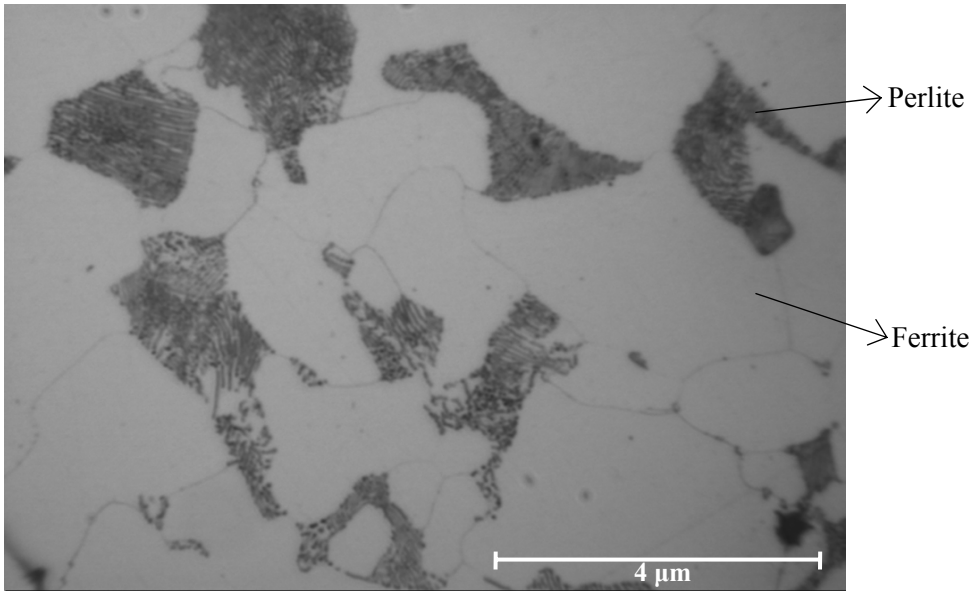


Figure II.3 : Micrographie de l'acier TU48C (microscopie optique, attaque au Nital).

II.3 Caractérisation du comportement en traction

L'objectif de la caractérisation en traction est de décrire le comportement de l'acier TU48C dans la gamme de température d'apparition des phénomènes de vieillissement statique et dynamique. La gamme de température choisie est de 20 °C à 350 °C. Des essais ont été réalisés à deux vitesses de déformation différentes : $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

II.3.1 Procédure expérimentale

Les essais de traction ont été réalisés au laboratoire MSSMat de L'Ecole Centrale Paris. Les éprouvettes utilisées pour la caractérisation du comportement en traction sont des éprouvettes cylindriques (TC6). Trente éprouvettes ont été prélevées dans le tronçon de tube U634. La direction de traction des éprouvettes correspond au sens axial du tube. Les éprouvettes TC6 ont une longueur totale de 82 mm, avec une zone utile de 36 mm et un diamètre de 6 mm. Le plan de prélèvement ainsi que la géométrie des éprouvettes sont précisés en Annexe II.1. Perlite

Les sollicitations mécaniques sont appliquées à l'aide d'une machine servo-hydraulique MTS de traction-compression et asservie par le système MTS TESTAR II via un ordinateur. La machine de traction est équipée d'une cellule de force de 25 kN adaptée à l'ordre de grandeur des efforts que l'on mesure. La cellule est calibrée avec la gamme de mesure pleine échelle de 25 kN, avec une incertitude de mesure de 0.02 % pour ce calibre.

La déformation axiale est mesurée à l'aide d'un extensomètre MTS refroidi par air, fixé à l'extérieur du four, et muni de deux pattes en céramique permettant de résister aux fortes

chaleurs. La base de mesure porte sur 25 mm avec une course de +2.5 mm / -1.5 mm. Cet extensomètre permet donc de mesurer des déformations jusqu'à 10%.

Un four muni de quatre lampes halogènes de 1500 W assure le chauffage de l'éprouvette. Les températures sont mesurées avec deux thermocouples de type K de diamètre 200 µm et gainés par des tiges en alumine. Ces thermocouples sont placés sur l'éprouvette en vis-à-vis des tiges de l'extensomètre de manière à s'assurer de l'homogénéité du champ de température dans la zone utile. En outre, pour protéger la soudure chaude des thermocouples du rayonnement des lampes halogènes, celle-ci est recouverte d'un ciment résistant aux hautes températures.

Pour les sollicitations mécaniques, le pilotage de l'essai est assuré par un ordinateur muni du logiciel TestWare®-SX de MTS qui permet de piloter les essais en force, en déplacement du vérin ou en déformation (via l'extensomètre) et d'appliquer des chargements plus ou moins complexes suivant les besoins de l'étude. Pour les sollicitations thermiques, l'asservissement est réalisé par un régulateur de température PID Barras Provence. Ce dernier délivre une consigne au four, proportionnelle à la température voulue, et récupère ensuite la mesure d'un thermocouple pour asservir la boucle de retour. Enfin, une carte d'acquisition permet d'enregistrer trois grandeurs en fonction du temps : l'effort appliqué à l'éprouvette, le déplacement de la traverse et la déformation mesurée par l'extensomètre. L'acquisition numérique des signaux des deux thermocouples est réalisée via un enregistreur Sefram à huit voies.

Pour chaque température étudiée, les essais sont pilotés par la vitesse de déplacement du vérin. Afin de mettre en évidence les phénomènes associés à la viscosité du matériau, des essais sont réalisés à deux vitesses de sollicitation différentes : $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ par température.

La longueur utile de l'éprouvette étant de 36 mm, la vitesse du vérin imposée est de $3.6\ 10^{-3} mm.s^{-1}$ pour obtenir une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$, et de $3.6\ 10^{-5} mm.s^{-1}$ pour obtenir une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

Au total, 14 essais ont été réalisés à 7 températures : 20 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C et 350 °C, et chacune des deux vitesses de déformation : $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

II.3.2 Résultats des essais de traction sur éprouvettes lisses

Les courbes conventionnelles de traction ont été tracées pour chaque essai. Étant donné que les mesures réalisées à l'extensomètre s'arrêtent à 10%, la fin des courbes correspond à l'allongement mesuré d'après le déplacement de la traverse. Pour le recalage des deux portions de courbes (extensomètre et traverse), un offset est appliqué à la déformation obtenue par la mesure de la traverse pour assurer la continuité des deux mesures. Toutes les courbes de traction réalisées à 10^{-2} s^{-1} sont regroupées sur la Figure II.4, et celles réalisées à 10^{-4} s^{-1} sur la Figure

II.5. Les courbes sont présentées dans une échelle de contrainte réduite afin de mieux mettre en évidence les phénomènes de vieillissement sous déformation.

On peut constater la présence du vieillissement statique, caractérisé par un pic de contrainte et un palier de déformation de Lüders, qui est important à 20°C. La hauteur du pic et la largeur du palier diminuent progressivement lorsque la température augmente. On remarque également qu'à 10^{-4} s^{-1} les pics de Lüders sont peu prononcés, voire absents, et on n'observe qu'un plateau de contrainte.

Le vieillissement dynamique est observé de 150 à 350°C. Il se manifeste tout d'abord par une augmentation du taux d'écrouissage avec la température. En effet, pour les essais à 10^{-2} s^{-1}, on remarque que le comportement est particulièrement durcissant entre 250 et 350 °C, alors qu'à 10^{-4} s^{-1}, le comportement du matériau est plus durcissant entre 200 et 350 °C. Une autre caractéristique du vieillissement dynamique ici mesurée est la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation. Cet effet est très marqué à 250 °C. Enfin, l'effet Portevin – Le Chatelier (PLC), qui est aussi une manifestation du vieillissement dynamique, a été observé pour certains essais. Des décrochements de PLC de type A et B ont été mesurés entre 150 et 300°C, selon la vitesse testée. Sur les courbes de traction, on observe également une diminution de l'allongement à rupture en fonction de la température. On remarque que les ruptures plus précoces ont systématiquement lieu lorsque l'effet PLC s'est manifesté lors de l'essai.

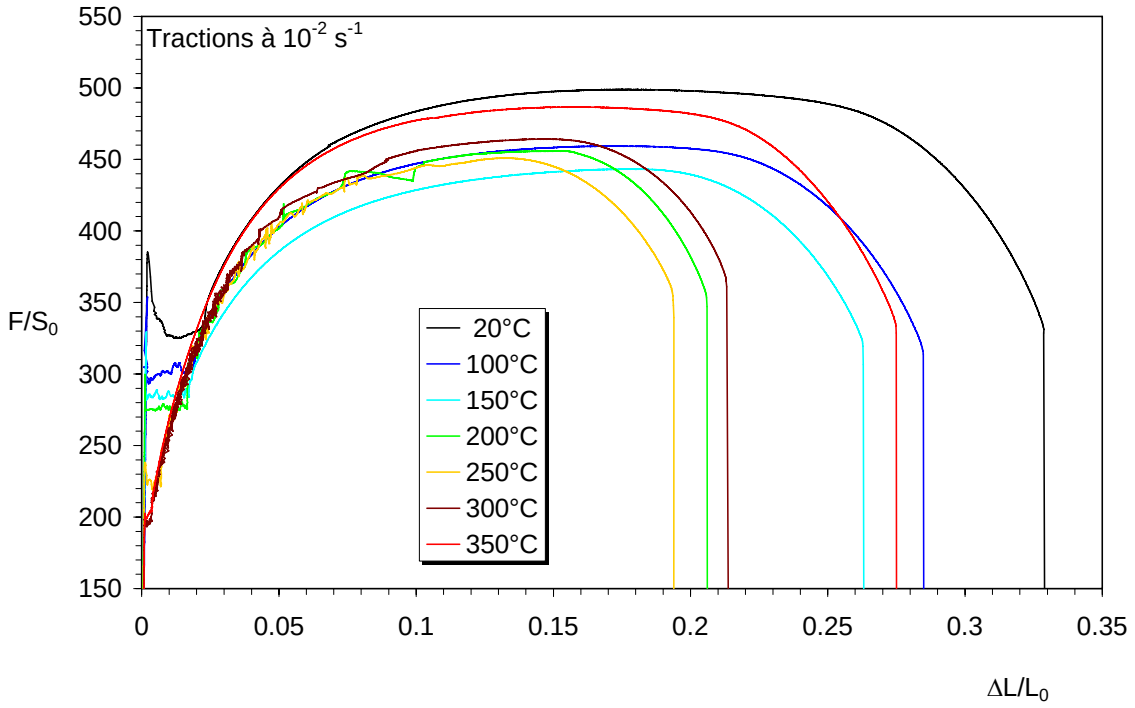


Figure II.4 : Courbes conventionnelles de traction à $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

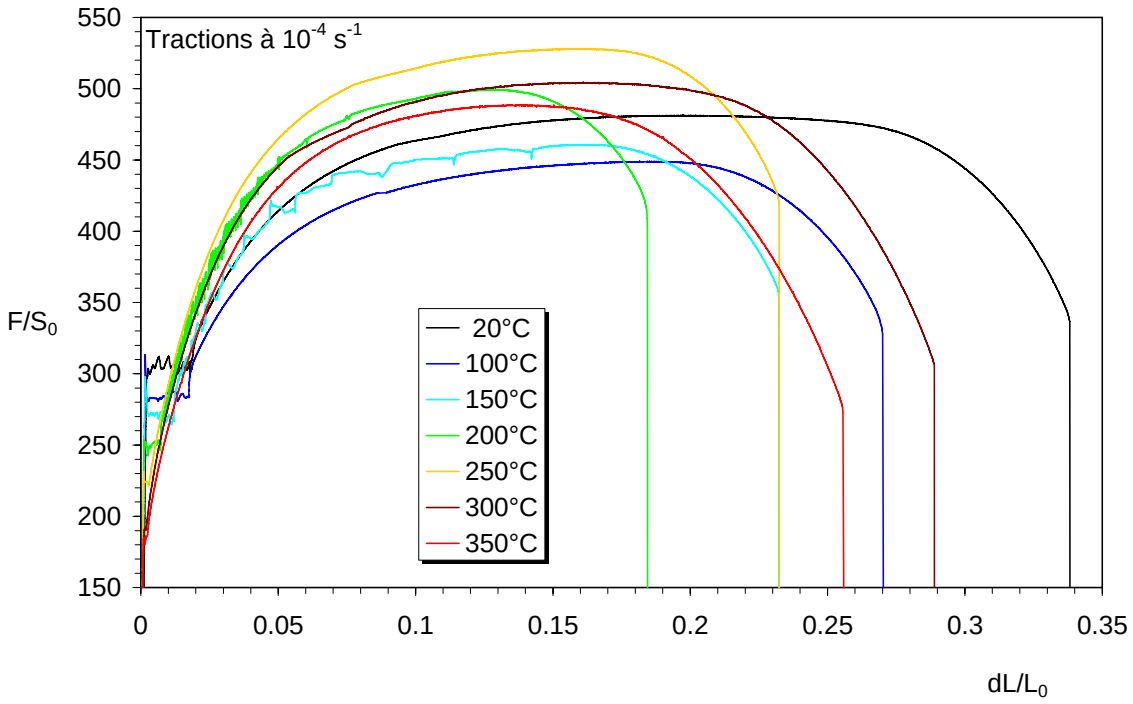


Figure II.5 : Courbes conventionnelles de traction à $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

La Figure II.6 présente, dans un repère semi-logarithmique, le domaine [temps – température] d'apparition de l'effet PLC. On remarque que lorsqu'on augmente la vitesse de sollicitation, ce domaine se décale vers les plus hautes températures.

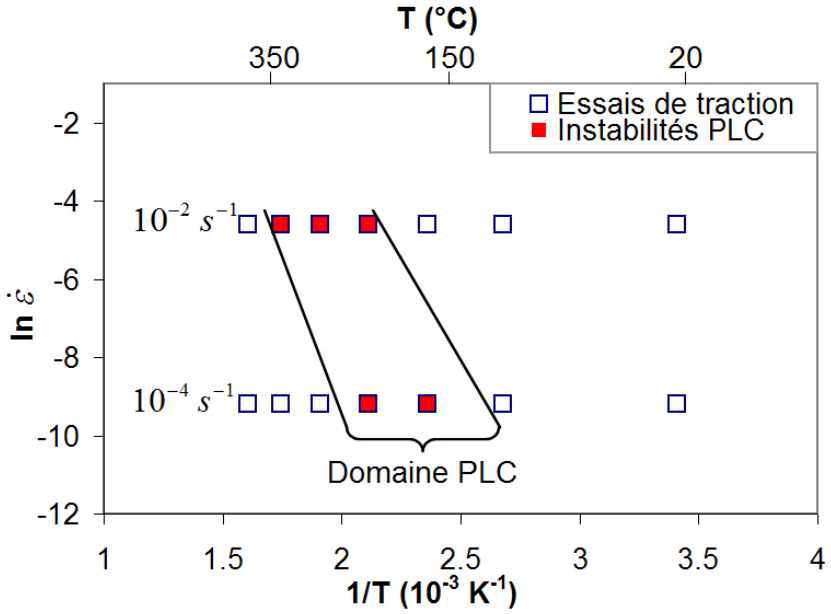


Figure II.6 : Domaine d'apparition des instabilités PLC.

L'acier TU48C présente une évolution des propriétés mécaniques, caractéristique du vieillissement dynamique, comme on peut le constater sur la Figure II.7 et la Figure II.8 : augmentation de la résistance mécanique (R_m) vers 250 – 300 °C, et chute de la ductilité (A%) vers 200 – 250 °C. Le maximum de l'effet tend à se décaler vers les hautes températures lorsque l'on augmente la vitesse de déformation, conformément à l'équivalence temps – température propre aux phénomènes de vieillissement sous déformation (Kubin, 1991). Nous retrouvons des évolutions similaires à celles mises en évidence par Moreno (1998) pour un acier au carbone – manganèse.

La valeur de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation a été mesurée pour chaque température à ε = 6%, à l'aide de la relation :

$$S = \Delta\sigma / \Delta \ln \dot{\varepsilon}$$

où $\Delta\sigma$ est l'écart de contrainte mesuré entre chaque essai pour un même niveau de déformation. L'évolution de S a été tracée en fonction de la température sur la Figure II.9. On observe une baisse importante de la sensibilité à la vitesse de déformation, et des valeurs négatives entre 150 et 350 °C. La gamme de température où la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation est négative correspond au domaine d'apparition de l'effet Portevin – Le Chatelier. Le maximum de l'effet est observé à 250 °C.

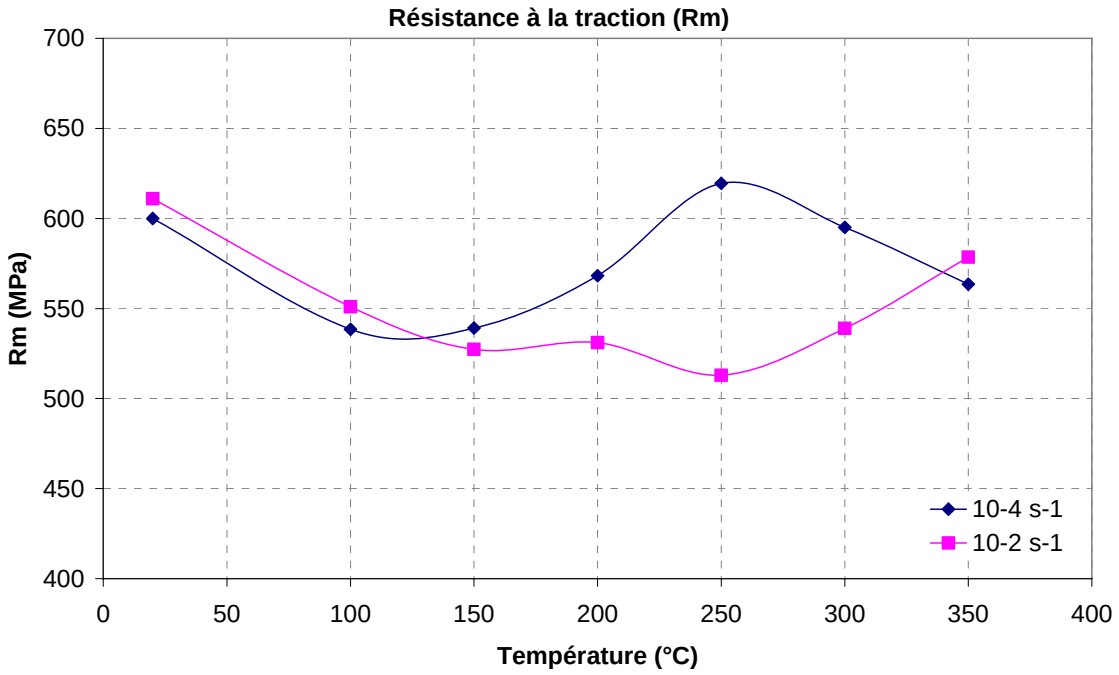


Figure II.7 : Evolution de R_m avec la température.

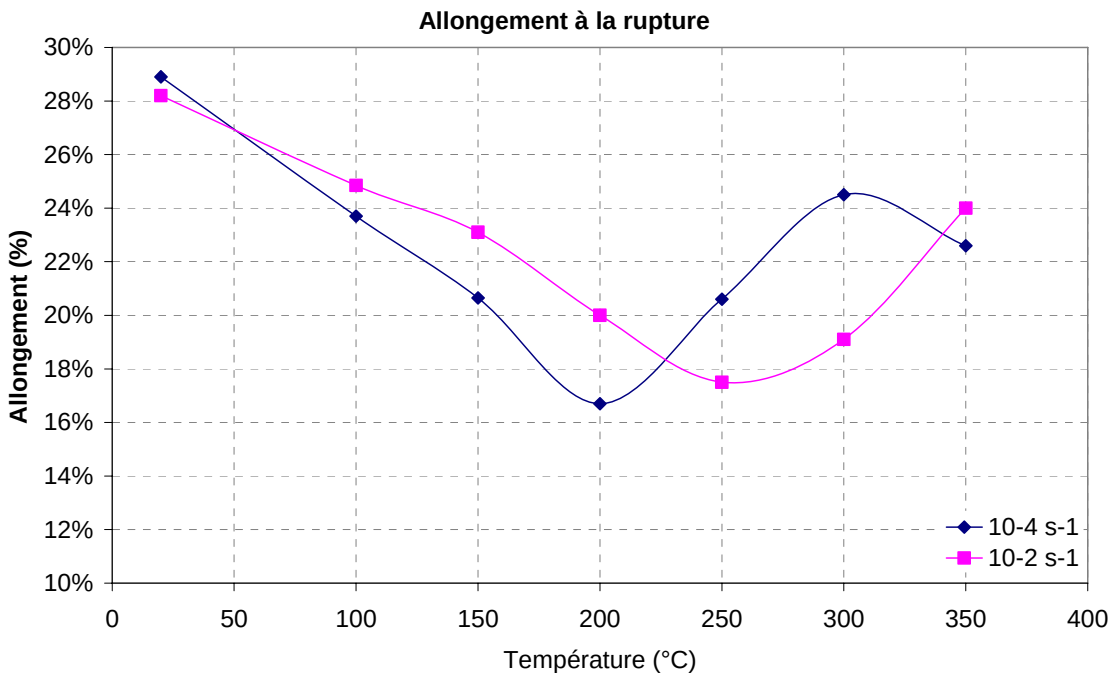


Figure II.8 : Evolution de l'allongement à la rupture avec la température.

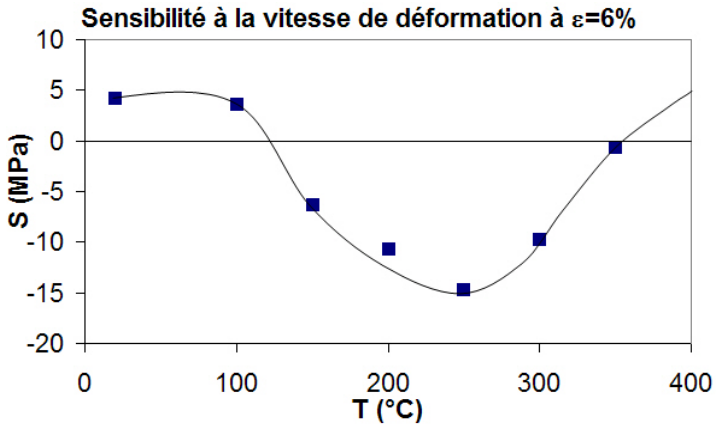


Figure II.9 : Evolution avec la température du paramètre de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation S (contrainte d'écoulement à ε = 6%).

II.3.3 Localisations de déformation associées à l'essai de traction

La géométrie des bandes de Piobert – Lüders et de PLC est largement illustrée dans la littérature (cf. partie I) sur des éprouvettes plates. Cependant, nous souhaitons ici obtenir des informations sur les localisations de déformation sur éprouvettes cylindriques, afin de comparer les résultats aux simulations numériques présentées par la suite. Des observations ont donc été faites sur une éprouvette de traction cylindrique TC6, préalablement polie au micron. Un essai de traction à 20°C et à 10^{-4} s^{-1} a été interrompu pendant le palier de Lüders, à environ 1,5 % de déformation globale. Le front de la bande de Lüders a été observé au microscope optique par contraste

interférentiel différentiel, afin d'accentuer le contraste entre la zone déformée et la zone non déformée. Sur la Figure II.10, une reconstitution du front de bande à partir de plusieurs images a été construite dans une fenêtre d'observation de 2,1 x 2,3 mm^2. La zone déformée, à droite des images, est caractérisée par une texture correspondant à la déformation des grains de ferrite. On peut constater que le front est assez net. Ces observations montrent un front de bande de Lüders orienté à un angle d'environ 55° par rapport à l'axe de traction. On peut également observer une bande de Lüders secondaire, très fine, à environ 1 mm du front principal, et qui semble disparaître en bas de l'image. Des observations ont été faites sur toute la circonférence de l'éprouvette cylindrique : le front de la bande de Lüders forme un plan incliné par rapport à l'axe de traction, comme l'indique le schéma associé à la macrographie de la Figure II.10.

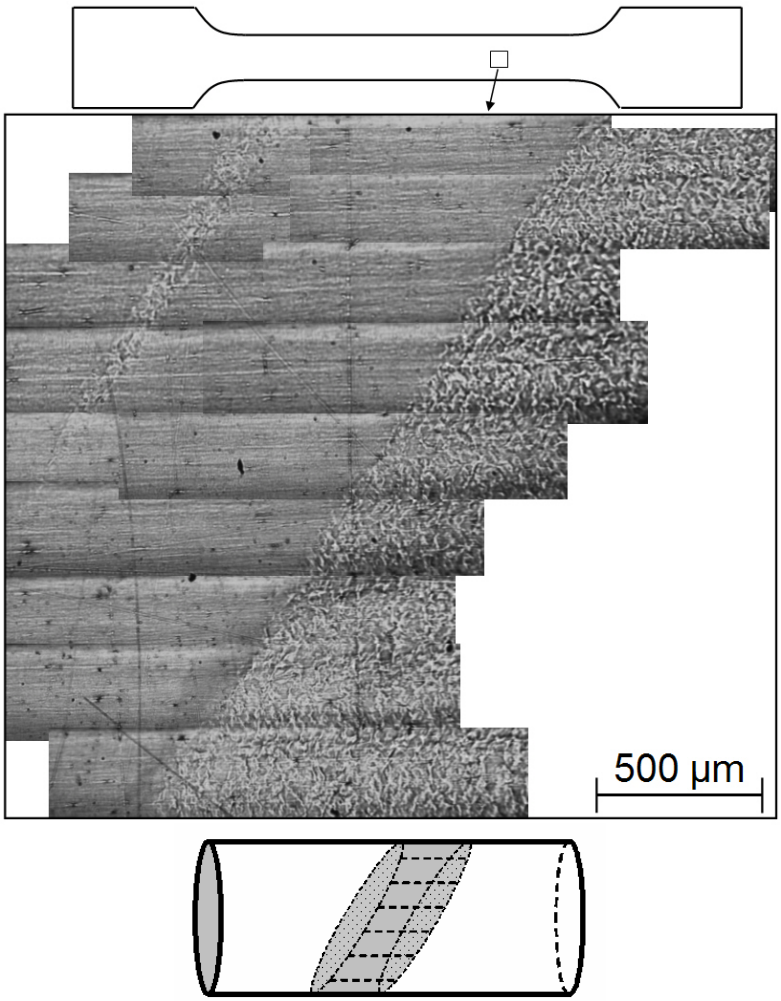


Figure II.10 : Front d'une bande de Lüders inclinée sur éprouvette de traction cylindrique.

II.3.4 Etude fractographique

L'étude fractographique a pour objet de comparer les mécanismes de rupture en présence ou non de vieillissement dynamique. Les éprouvettes de traction testées à 10^{-4} s^{-1} à 20°C et à 200°C

ont été examinées. L'éprouvette observée à 200°C a présenté l'effet Portevin – Le Chatelier pendant l'essai.

Pour les deux températures, nous ne notons aucune ovalisation de la surface de rupture. Nous pouvons en conclure que le comportement est isotrope dans des deux directions perpendiculaires à l'axe de traction, et ce malgré la texture en bandes ferrito-perlitiques.

Une différence notable des surfaces de rupture à 20°C et à 200°C a été constatée. En effet, la Figure II.11 montre des macrographies des éprouvettes rompues à 20° et à 200°C. A 20°C, la rupture a lieu en coupelle, une forme caractéristique de la rupture ductile : on observe une zone plate au centre (rupture ductile), et des lèvres de cisaillement sur les bords. A 200°C, la rupture se fait en biseau, dans un plan oblique par rapport à l'axe de l'éprouvette, et on ne distingue pas nettement la zone de rupture ductile de la zone de cisaillement.

Figure II.11 : Profils de rupture des éprouvettes de traction à 20°C et à 200°C.

Des observations micrographiques ont été réalisées sur les coupes longitudinales des éprouvettes rompues. Sur la Figure II.12, on peut observer à gauche le profil à 20°C (a. et c.), et à droite le profil de rupture à 200°C (b. et d.). En haut de la figure (a. et b.), les profils sont observés sur une surface polie puis attaquée au Nital, afin d'observer la microstructure, et en bas (c. et d.) les surfaces sont simplement polies.

D'après les micrographies en coupe à 20°C, on observe une coupelle classique avec un profil caractérisé par une zone de rupture ductile au centre due à la croissance et à la coalescence de cavités, et des lèvres de cisaillement à l'extérieur. A 200°C, la rupture se fait en biseau, en

accord avec les observations de la Figure II.12. On peut observer qu'à 20°C, la striction est importante, avec une forte réduction de section. A 200°C, la section est peu déformée, ce qui est en accord avec la faible valeur d'allongement réparti mesurée. Sur les photos c et d, on observe la présence de cavités. On peut constater qu'à 20°C, ces cavités semblent plus nombreuses et plus grosses qu'à 200°C, ce qui laisse présager une rupture ductile à 200°C où la croissance des cavités a été interrompue précocement par la coalescence. On peut aussi constater, à 20°C comme à 200°C, que l'endommagement s'aligne dans les bandes de perlite. A 200°C, on observe la présence de grosses cavités peu nombreuses loin du centre de l'éprouvette et proches du plan de rupture.

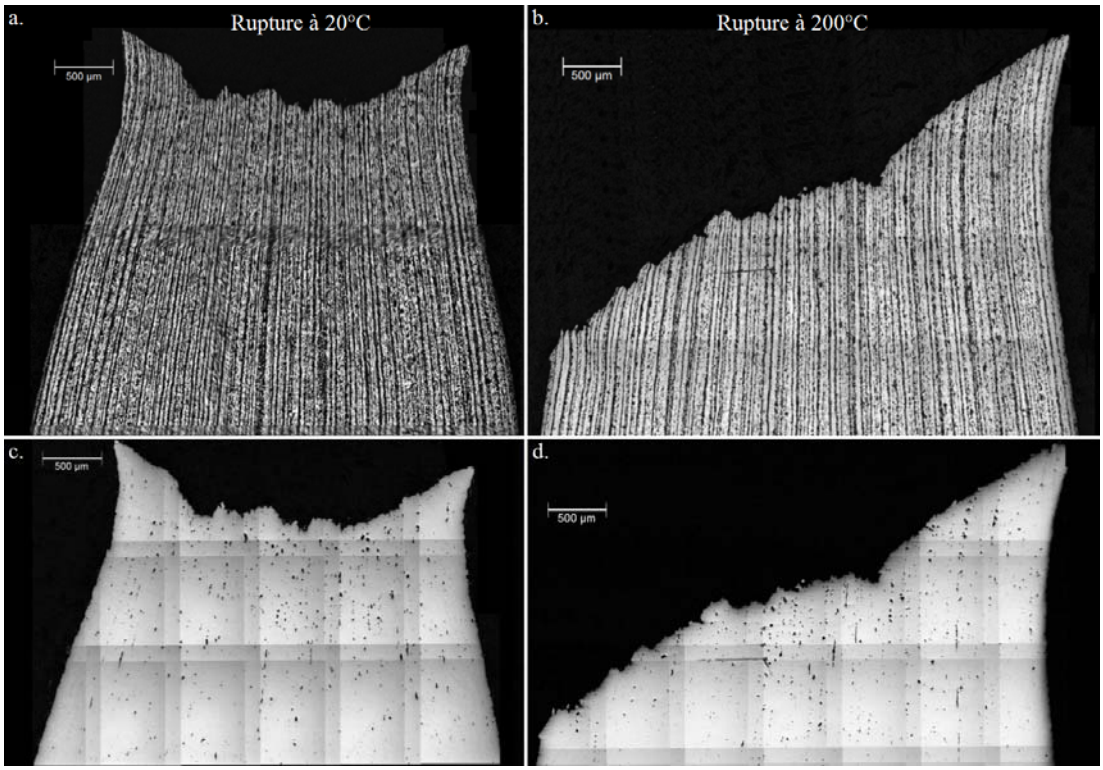
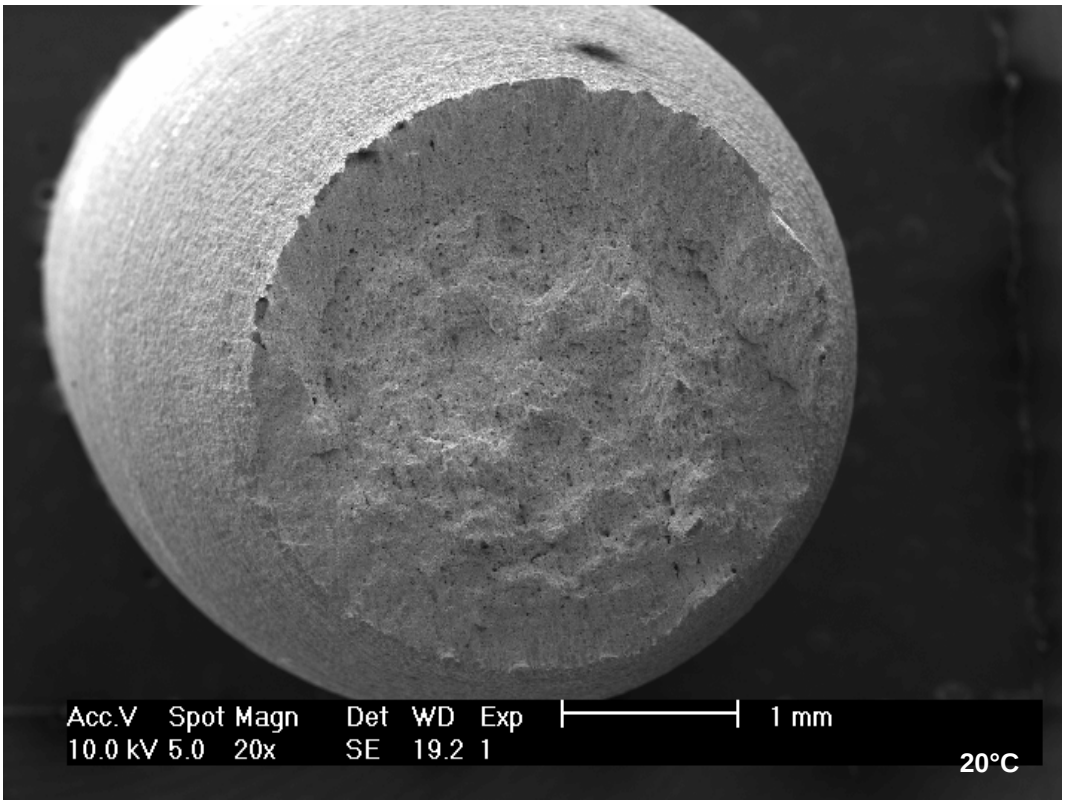


Figure II.12 : Macrographie des profils de rupture des éprouvettes de traction à 20°C et à 200°C.
a. Coupe à 20°C polie, attaquée – b. Coupe à 200°C polie, attaquée ;
c. Coupe à 20°C polie – d. Coupe à 200°C polie.

Les faciès de rupture à 20°C et 200°C ont été examinés au microscope électronique à balayage (MEB). Toutes les photos réalisées à divers grossissements sont disponibles en Annexe II.2. A fort grossissement, on observe la présence de cupules, témoignant de mécanismes de rupture ductile. Les cupules sont de tailles variées à 20°C comme à 200°C. Il existe peu de différence notable entre les faciès de rupture à 20°C et à 200°C à cette échelle d'observation. Cependant, à faible grossissement, on peut constater des différences entre le faciès de rupture à 20°C et celui à 200°C. La Figure II.13 montre un grossissement X20.

A 20°C, on retrouve la rupture en coupelle classique. On note que la texture morphologique des bandes perlitiques est apparente uniquement sur les lèvres de cisaillement. A 200°C, cette

texture est apparente sur l'ensemble de la surface de rupture. Cela confirme que la croissance de cavités avant coalescence est insuffisante pour faire disparaître la texture morphologique. A plus fort grandissement, on observe des cupules de tailles variables. Elles restent alignées sur la surface de rupture de l'éprouvette rompue à 200°C.



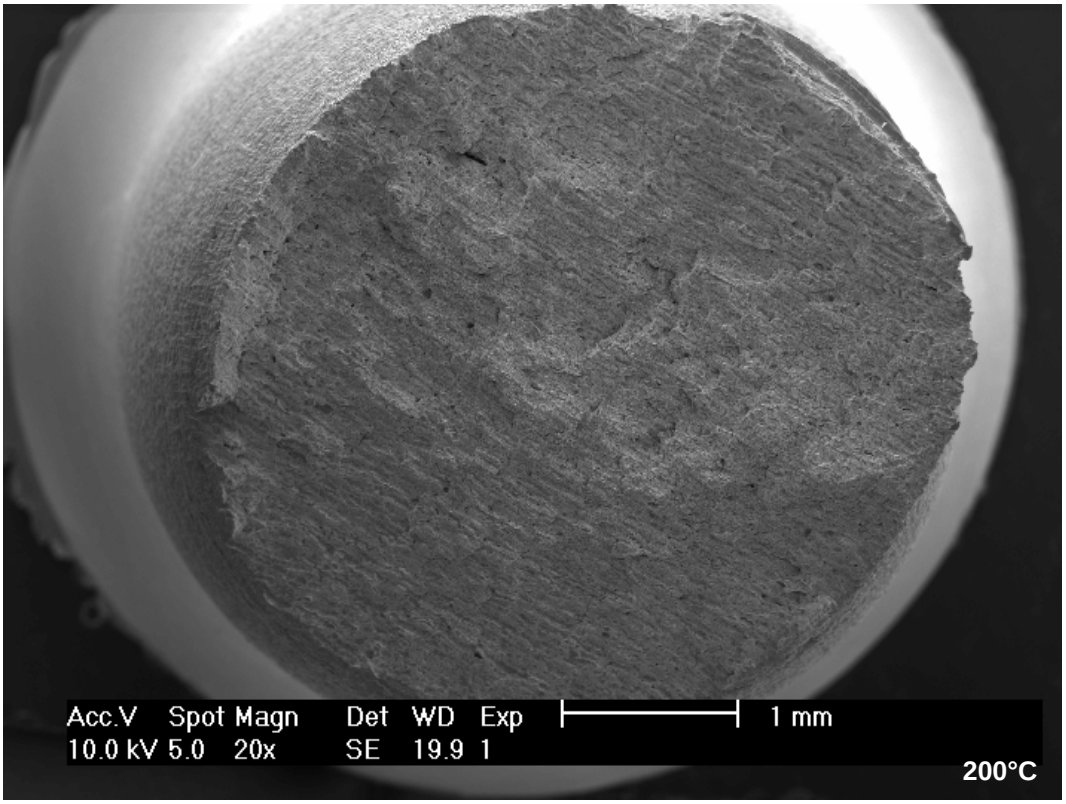


Figure II.13 : Observation au MEB de la surface de rupture des éprouvettes de traction lisses à 20°C et à 200°C, grossissement X20.

Concernant la différence de profil de rupture à 20°C et à 200°C, on peut imaginer le scénario suivant. A 20°C, lorsque la striction apparaît, le taux de triaxialité des contraintes augmente au centre de l'éprouvette. Les cavités croissent d'abord au centre de l'éprouvette, puis coalescent, et la rupture des ligaments restant près du bord se fait par cisaillement des cavités. A 200°C, on peut penser que la striction apparaît dans une bande de PLC orientée. La déformation étant plus importante dans la bande de localisation, l'endommagement s'amorce prioritairement selon ce plan. L'orientation de la striction favorise ensuite la croissance et la coalescence des cavités situées dans la bande. Le fait que l'on observe moins de cavités à 200°C serait alors expliqué par la striction orientée selon une bande de PLC et une localisation de l'endommagement dans cette bande. Cette hypothèse de déroulement de la rupture ductile à 200°C en présence de PLC est schématisée sur la Figure II.14.

En plus d'un profil de rupture particulier, l'éprouvette à 200°C n'a pas rompu au milieu de la zone utile de l'éprouvette, comme cela se produit habituellement. La rupture a eu lieu dans une extrémité de la zone utile, proche du congé de raccordement aux têtes de l'éprouvette.

L'éprouvette observée sur la Figure II.11 ne correspond pas un cas isolé. En effet, un profil de rupture, en biseau a été relevée sur quatre éprouvettes : 200°C / 10^{-4} s^{-1}, 200°C / 10^{-2} s^{-1}, 250°C / 10^{-2} s^{-1}, et 300°C / 10^{-2} s^{-1}. Pour ces quatre essais, situés dans le domaine de sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, l'effet Portevin – Le Chatelier a été observé. On peut donc penser qu'il y a une forte influence des localisations de type PLC sur les mécanismes de rupture en traction.

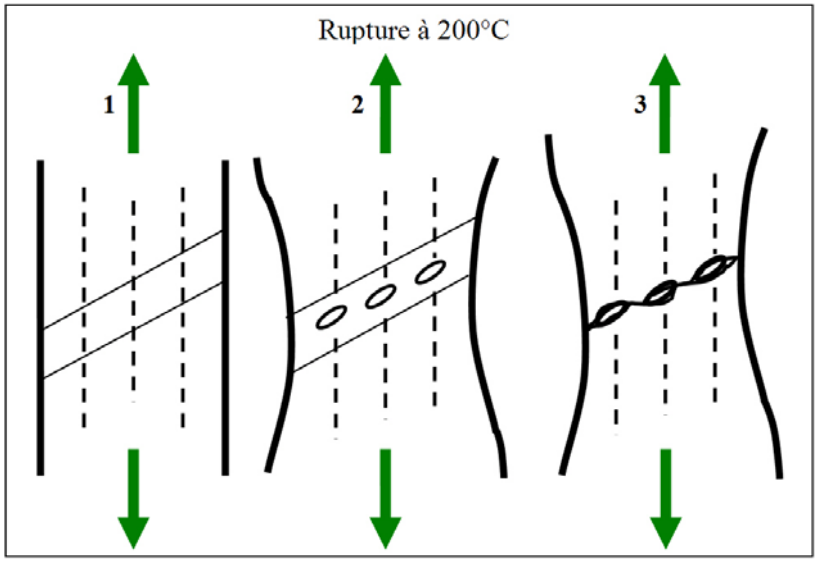


Figure II.14 : Schéma de rupture en traction en présence de l'effet PLC.

II.3.5 Discussion

Les essais de traction sur éprouvette lisse ont permis à la fois :

- de constituer une base de données décrivant le comportement de l'acier TU48C de 20°C à 350°C, en vue de l'identification d'un modèle de comportement avec prise en compte du vieillissement sous déformation ;
- de décrire les phénomènes classiques liés au vieillissement sous déformation pour cet acier en particulier.

Nous avons pu noter la manifestation du vieillissement statique par un pic et un palier de Lüders en début de déformation plastique. Ce phénomène est important à 20 °C et s'atténue lorsque l'on augmente la température. Le vieillissement statique est lié à l'ancrage des dislocations par les atomes en solution. Le pic de Lüders, mesuré sur la courbe de traction, permet d'évaluer l'amplitude de cet ancrage, soit la contrainte nécessaire pour débloquer les dislocations ancrées. A 20°C, l'ancrage en vieillissement statique est important : il représente environ 150 MPa. On note la co-existence des deux phénomènes de vieillissement statique et dynamique pour les températures intermédiaires.

Des observations à température ambiante, lors d'un essai de traction sur éprouvette cylindrique polie, interrompu pendant le palier, ont permis de mettre en évidence une bande de Lüders. Celle-ci forme un plan incliné à environ 55° par rapport à l'axe de traction. On a détecté la présence de bandes secondaires au front de la bande principale, similaires à celles qui ont pu être décrites dans la littérature sur des tôles (Nadai, 1950), (Jaoul, 1964). Les bandes de Lüders sont donc inclinées sur éprouvettes cylindriques comme sur éprouvettes plates.

L'acier TU48C montre également tous les aspects classiques du vieillissement dynamique. Il est actif entre 100 et 350°C, pour les vitesses de déformation testées ($\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$). On note une augmentation « anormale » de la contrainte d'écoulement en fonction de la température. Elle est liée aux phénomènes d'ancrage responsables du phénomène de vieillissement dynamique. L'augmentation de R_m en fonction de la température est une conséquence de ce phénomène. Le maximum de ce phénomène se décale vers les hautes températures avec une augmentation de la vitesse de déformation. En effet, le vieillissement dynamique étant dû à l'interaction dislocations – solutés, si la vitesse des dislocations augmente, on rencontrera l'interaction maximale pour des températures plus élevées, où la diffusion des solutés est plus rapide.

A l'intérieur du domaine de vieillissement dynamique, le phénomène Portevin – Le Chatelier apparaît dans un sous domaine plus restreint : entre 150 et 300°C. Ce phénomène de localisation

de la déformation est présent lorsque la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation est négative. Ceci est confirmé par les mesures du paramètre S.

Ces effets classiques du vieillissement dynamique sur les propriétés mécaniques : augmentation de R_m, diminution de A%, présence de décrochements de Portevin – Le Chatelier ont déjà été observés sur les aciers au Carbone – Manganèse utilisés dans les tuyauteries secondaires des centrales REP (Moreno, 1998), (Wagner, 1998), (Kim, 1997).

Le vieillissement dynamique s'accompagne d'une baisse de ductilité. Lors de l'étude fractographique, nous avons pu relever une différence notable du profil de rupture de l'éprouvette de traction testée à 200°C et 10^{-4} s^{-1}, en présence de l'effet Portevin – Le Chatelier, par rapport aux essais ne présentant pas de décrochements. La rupture n'a pas eu lieu en coupelle classique, mais en biseau, suivant un plan incliné à environ 55° par rapport à l'axe de traction. De tels profils de rupture en présence de l'effet Portevin – Le Chatelier ont déjà été notés dans la littérature, et mis en relation avec l'effet PLC. En effet, Kang et al. (2006) ont observé une rupture orientée sur des tôles en alliage Al-Mg sujet à l'effet PLC à température ambiante. Mazière (2007) a, par ailleurs, observé une rupture selon un plan incliné sur des éprouvettes cylindriques d'Udimet 720, testées à 500°C en présence de l'effet Portevin – Le Chatelier. Ces observations indiquent que les bandes de PLC jouent certainement un rôle important sur la rupture en traction sur éprouvettes cylindriques. On peut également penser que les bandes de PLC dans les éprouvettes cylindriques ont la même orientation que les bandes de Lüders que nous avons observées à 20°C. Ce résultat ne serait pas en accord avec les simulations de Benallal et al. (2006) dans lesquelles les bandes de localisation se développent selon un cône et apparaîtraient donc sur la surface de l'éprouvette sous forme de cercles. A l'échelle des cupules, peu de différences ont été observées entre les faciès de rupture à 20°C et à 200°C. Cependant à 200°C, la texture morphologique des bandes de perlite est apparente sur la surface de rupture ; ceci pourrait être expliqué par une croissance des cavités avant coalescence plus faible à 200°C qu'à 20°C. Il est donc probable que le vieillissement dynamique, en traction sur éprouvettes lisses, joue principalement un rôle à l'échelle macroscopique sur la rupture, avec une localisation de l'endommagement dans les bandes de PLC.

II.4 Essais de rupture sur éprouvettes axisymétriques entaillées

Une campagne d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) a été menée dans l'intervalle de température compris entre 25°C et 400°C. Trois types d'éprouvettes, de diamètre 10 mm en fond d'entaille et diamètre 18 mm en dehors de l'entaille, et avec différents rayons d'entailles, ont été testés afin d'étudier l'influence du taux de triaxialité des contraintes sur la rupture :

- Rayon d'entaille 2 mm (AE2) ;
- Rayon d'entaille 4 mm (AE4) ;
- Rayon d'entaille 10 mm (AE10)

Le plan de définition des éprouvettes AE est précisé en Annexe II.1.

II.4.1 Procédure expérimentale

Comme pour les essais de traction sur éprouvettes lisses, les essais sur éprouvettes AE sont réalisés sur la machine à asservissement hydraulique MTS de capacité 500kN munie du four à lampes. Le pilotage se fait sur le déplacement du vérin et les mesures au niveau de l'entaille sont réalisées grâce à un extensomètre diamétral. La force est enregistrée au cours de l'essai à l'aide d'une cellule de force calibrée pour 100 kN. La vitesse de déplacement imposée à la traverse est de 8.10^{-3} mm/s. Nous avons pu établir, à l'aide d'un calcul par éléments finis, qu'une telle vitesse de sollicitation conduisait à des vitesses de déformation en fond d'entaille voisines de 10^{-3} s^{-1}, soit l'ordre de grandeur des vitesses testées lors des essais de traction sur éprouvette lisse, et pour lesquelles le phénomène de Portevin – Le Chatelier apparaît. D'après les données brutes extraites de l'essai : force et variation diamétrale en fond d'entaille, on calcule la contrainte et la déformation moyennes à l'aide des relations suivantes :

$$\bar{\varepsilon} = 2.\ln\left(\frac{\phi_0}{\phi}\right) \qquad \bar{\sigma} = \frac{4.P}{\pi.\phi_0^{\,2}}$$

avec

$\bar{\varepsilon}$: *déformation moyenne*
$\bar{\sigma}$: *contrainte moyenne*
ϕ_0 : *diamètre initial de la section minimale de l'éprouvette*
ϕ : *diamètre courant de la section minimale de l'éprouvette*
P : *charge*

Vingt-quatre éprouvettes ont été prélevées dans le tronçon de tube U634 : 6 éprouvettes AE2, 12 éprouvettes AE4 et 6 éprouvettes AE10. La direction de sollicitation correspond au sens axial du tube. Le Tableau II-2 répertorie les essais réalisés jusqu'à rupture sur les éprouvettes axisymétriques entaillées. Les éprouvettes AE4 ont été testées à toutes les températures, et, compte tenu de leur nombre restreint, les éprouvettes AE2 et AE10 ont été testées à des températures choisies. Certains essais ont été doublés, en particulier dans le domaine de

vieillissement dynamique. Une éprouvette AE2 a été conservée pour effectuer un essai interrompu dédié à l'observation de bandes de localisation.

Température	20°C	100°C	125°C	150°C	200°C	250°C	300°C	350°C	400°C
AE2	x				xx	x		x	
AE4	x	x	x	xx	xx	xx	x	x	x
AE10	x				xx	x		xx	

Tableau II-2 : Essais réalisés sur éprouvettes axisymétriques entaillées.

II.4.2 Résultats des essais sur éprouvettes AE

La Figure II.15 rassemble quelques courbes de contrainte moyenne en fonction de la déformation moyenne, correspondant aux essais à 20°C, 200°C et 350°C pour lesquels les trois géométries d'AE ont été testées.

On note qu'à 25°C, le matériau présente une dépendance classique du comportement et de la rupture au rayon d'entaille : plus le rayon de l'entaille est petit, plus la contrainte moyenne est élevée, et plus la rupture est précoce. On peut également observer à 25°C le vieillissement statique : les courbes présentent un crochet de traction, dont l'amplitude augmente lorsque l'on augmente le rayon d'entaille. Ce crochet est probablement associé au passage d'une bande de Lüders dans l'entaille des éprouvettes.

A 200°C, on observe toujours un léger crochet de traction, caractéristique du vieillissement statique, mais c'est le vieillissement dynamique qui se manifeste plus particulièrement à cette température, notamment par des décrochements sur la courbe contrainte moyenne – déformation moyenne. On remarque aussi une inversion des courbes entre l'AE2 et l'AE4, qui présente une contrainte moyenne plus élevée et une déformation moyenne à rupture plus faible que l'AE2. La forme des décrochements à 200°C reste identique quel que soit le rayon d'entaille. Les décrochements s'arrêtent pour une valeur critique de $\bar{\varepsilon} = 0.14$, cette valeur n'évoluant quasiment pas avec le rayon d'entaille. Par ailleurs, des décrochements ont également été observés à 150°C sur l'AE4. Une inversion AE2-AE4 a aussi été observée à 250°C.

A 350°C, on n'observe pas de décrochements de PLC, mais on remarque que le vieillissement dynamique est encore présent. En effet, bien qu'il n'y ait pas d'inversion des courbes en contrainte, on constate que la déformation à la rupture de l'éprouvette AE10 reste faible à 350 °C.

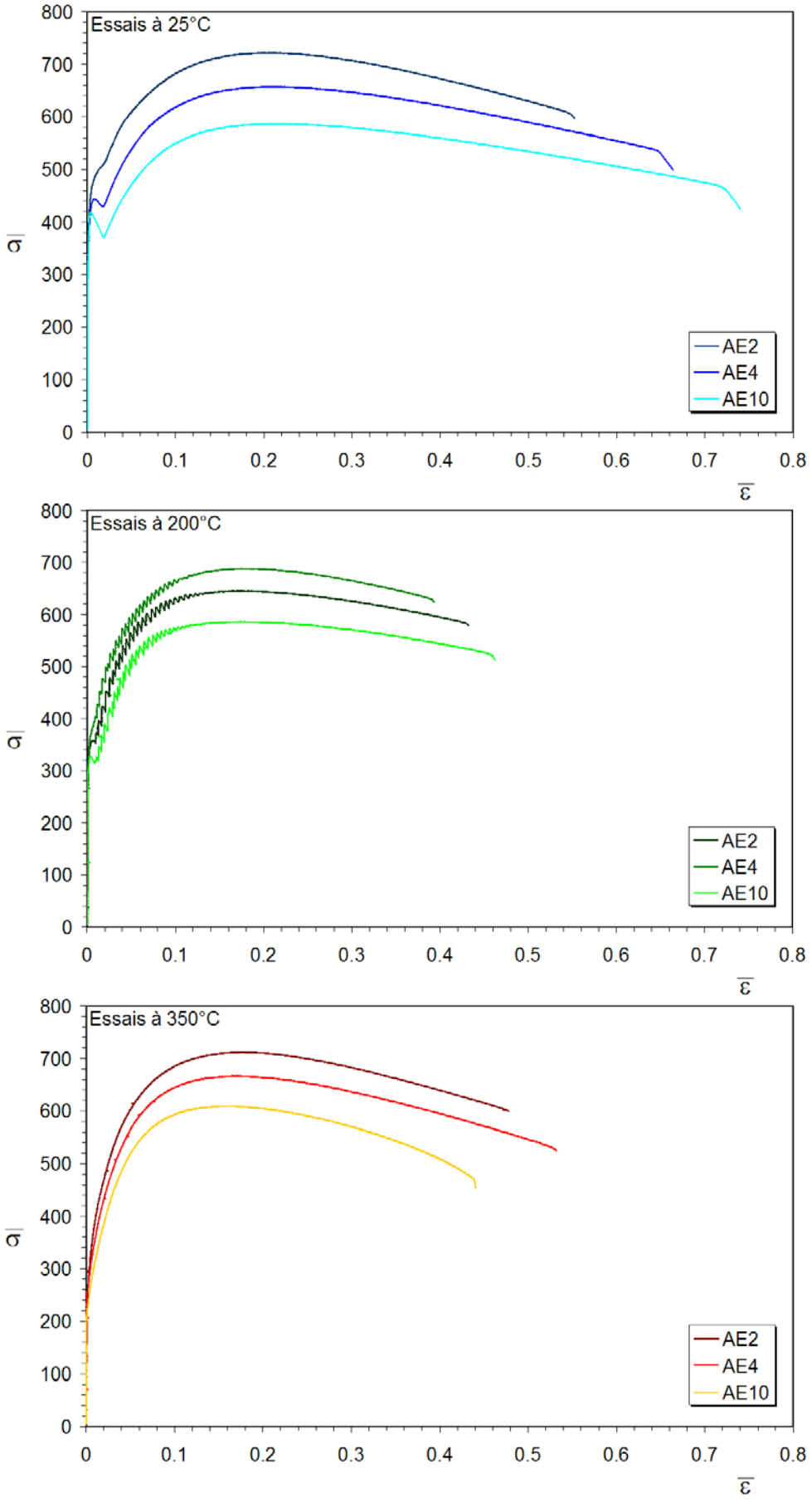


Figure II.15 : Courbes contrainte moyenne-déformation moyenne en fonction de la température.

Les courbes d'essais doublés apparaissent en Annexe II.3. Les essais doublés à 150°C ainsi qu'à 250°C (AE4) ont montré une très bonne reproductibilité. Pour les essais qui ont été doublés à 200°C, une dispersion a été observée, en particulier sur le niveau des courbes, quel que soit le rayon d'entaille. Les essais à 350°C doublés sur l'AE10 présentent une dispersion sur la déformation moyenne à rupture. Pour les essais concernés par les effets PLC, à 150°C et à 200°C, la reproductibilité des décrochements a été démontrée, tant par l'amplitude des hachures que par la valeur de déformation critique moyenne marquant l'arrêt des hachures.

La rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées a été analysée. Sur la courbe contrainte moyenne – déformation moyenne, l'instant de rupture a été considéré au changement de pente observé peu avant la rupture : en effet cet instant correspond à l'apparition d'une macro-fissure sur l'éprouvette. L'évolution de la déformation moyenne à rupture en fonction de la température a été déterminée. Cette évolution (lissage des points expérimentaux) est présentée sur la Figure II.16 pour les trois types d'éprouvettes AE2, AE4 et AE10.

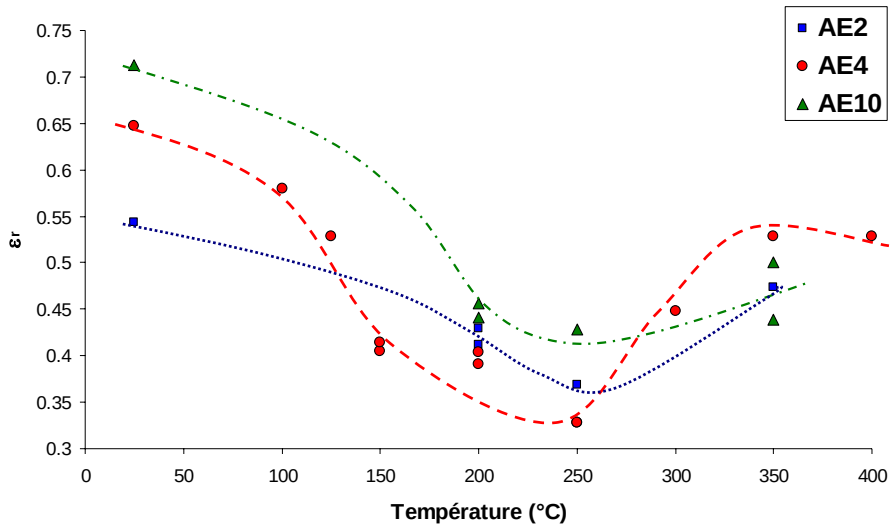


Figure II.16 : Evolution (lissage) de la déformation moyenne à rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées en fonction de la température.

On peut constater une baisse de la déformation moyenne à rupture entre 150 et 350°C pour les trois types d'éprouvette, correspondant au domaine de température du vieillissement dynamique. Le maximum de l'effet semble se produire autour de 250°C. La chute de déformation moyenne à rupture est d'autant plus importante que le rayon d'entaille est faible. Ces résultats avaient déjà été notés par Moreno (1998).

II.4.3 Localisations de déformation associées à l'essai sur éprouvette AE2

Il semble difficile d'observer les bandes de localisation dans l'entaille des éprouvettes cylindriques. Sur des éprouvettes plates entaillées, Graff et al. (2004) ont montré que les bandes sortent de l'entaille, d'autant plus que l'entaille est sévère. Dans cette étude, les localisations en dehors de l'entaille ont été observées sur un acier doux (Lüders) et sur un alliage d'aluminium (Portevin – Le Chatelier). Ainsi, nous avons choisi d'observer le fût d'une éprouvette AE2, pour voir si de tels phénomènes pouvaient avoir lieu sur des éprouvettes cylindriques. Ce travail a été réalisé au cours du stage de S. Rezaee (2007).

Un essai de traction sur une éprouvette AE2, avec observation de la surface de l'éprouvette a donc été réalisé à 20°C. Pour cela, l'éprouvette a été soigneusement polie dans la zone du fût en sortie de l'entaille. L'éprouvette a été testée sur une machine de traction INSTRON avec une cellule de force 100 KN. L'effort est enregistré au cours de l'essai. Le dispositif d'observation est composé d'un microscope à grande distance focale Questar, équipé d'une caméra PixelFly. Le microscope Questar est positionné sur un banc d'essai permettant la translation du dispositif dans les 3 directions de l'espace. Pour cette expérience, un objectif de grossissement X5 a été utilisé. La taille de la zone d'observation est d'environ 2 mm x 1,6 mm. Un fois l'essai commencé, le dispositif permet de suivre en temps réel l'état de surface du fût en sortie d'entaille, et ainsi de détecter l'apparition de bandes de déformation localisées. L'essai a été interrompu lors de l'apparition de bandes dans la zone d'observation. L'éprouvette est ensuite démontée pour être observée sur un microscope optique Alicona, avec reconstruction d'une image focalisée à différentes profondeurs. Cette procédure permet de balayer la surface de l'éprouvette sur tout le périmètre du fût, dans la zone de présence de localisations. Un traitement des images a ensuite été effectué, afin de renforcer les contrastes laissés par les bandes. La Figure II.17-a) présente les bandes de déformation localisée de type Lüders observées sur toute la surface développée du périmètre de l'éprouvette, après correction et reconstruction d'images. La Figure II.17-b) montre la zone observée sur l'éprouvette. La courbe de la Figure II.17-c) montre l'instant de chargement auquel l'essai a été interrompu pour l'observation des bandes.

On peut tout d'abord noter, d'après la Figure II.17-c), qu'aucun décrochement de force n'a été observé sur la courbe. Les bandes apparaissent bien après le crochet correspondant probablement au passage d'une bande de Lüders dans l'entaille. Les bandes de Lüders observées sur le fût de l'éprouvette partent de l'arête en sortie d'entaille. Deux séries de bandes parallèles et obliques forment des croisillons.

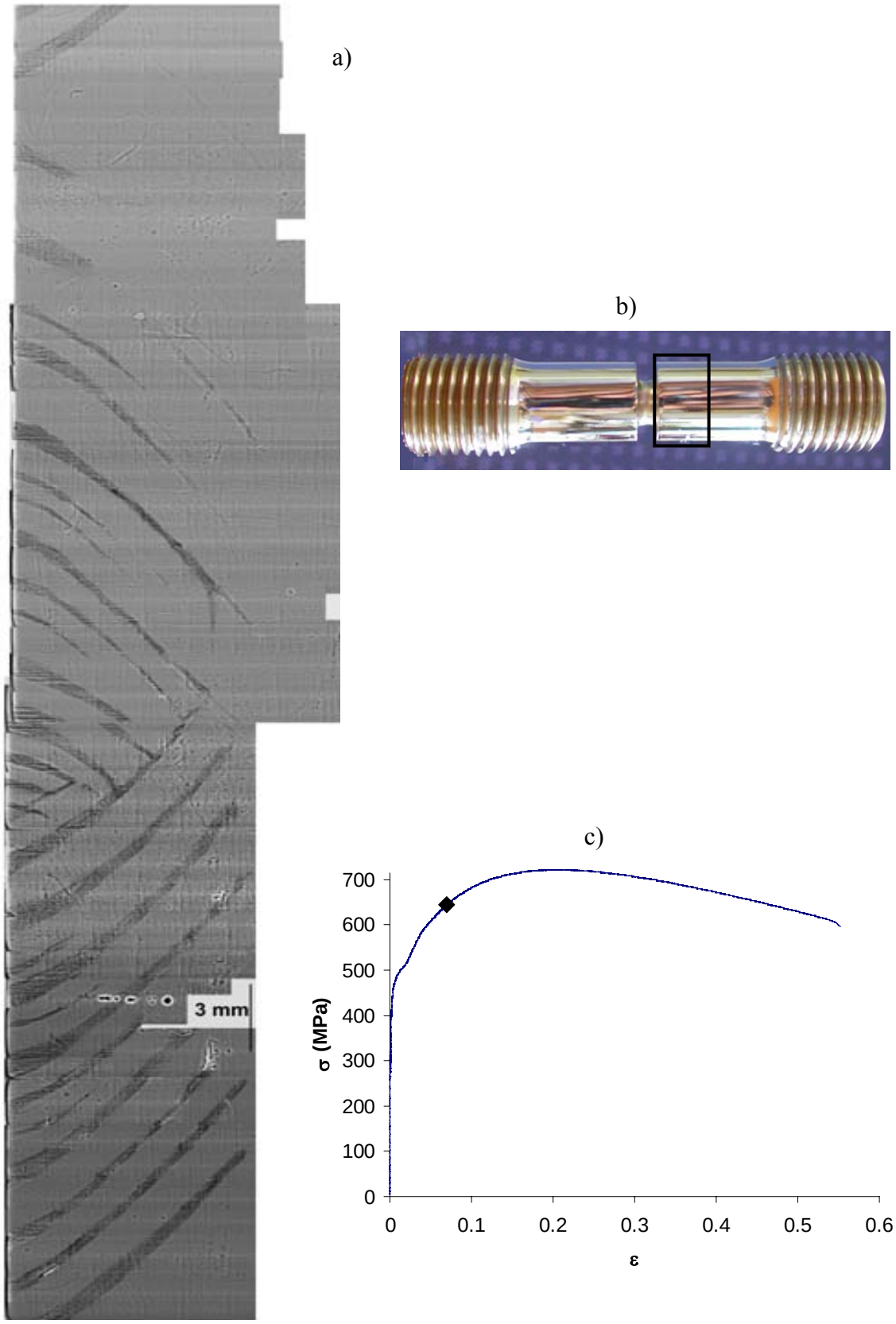
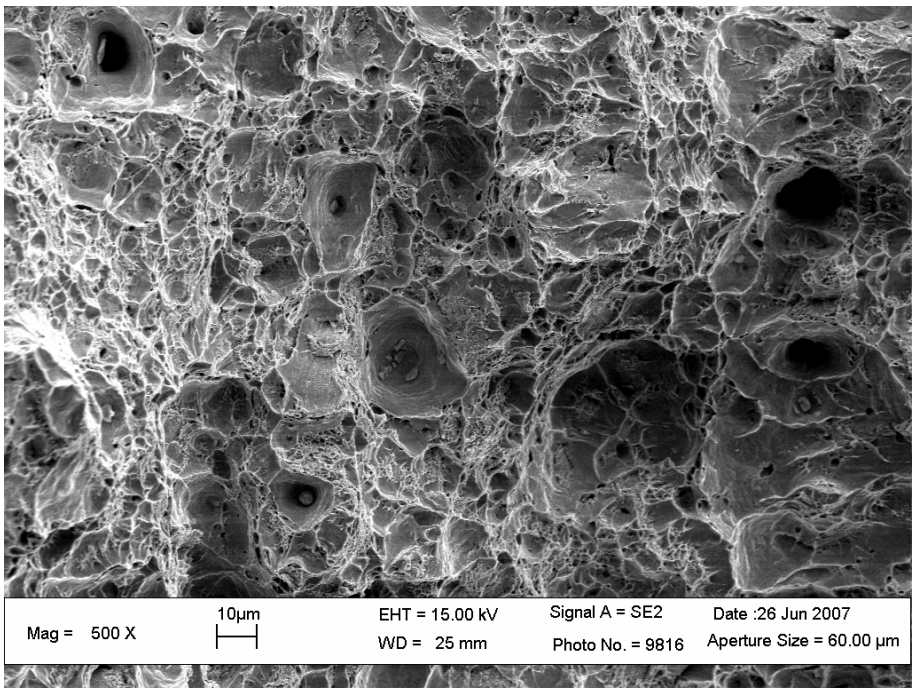


Figure II.17 : Observation de bandes de localisation de type Lüders sur le fût de l'éprouvette AE2 en dehors de l'entaille à 20°C. a) Vue développée des localisations sur tout le périmètre de l'éprouvette. b) Zone d'observation des bandes. c) Instant du chargement correspondant.

II.4.4 Etude fractographique

Les faciès de rupture des éprouvettes AE4 testées à 20°C et à 200°C ont été examinés au microscope électronique à balayage (MEB). La Figure II.18 permet de comparer les surfaces de rupture ductile à 20°C et 200°C à un fort grossissement. Pour les observations effectuées aux autres grossissements, on peut se reporter à l'annexe II.4.



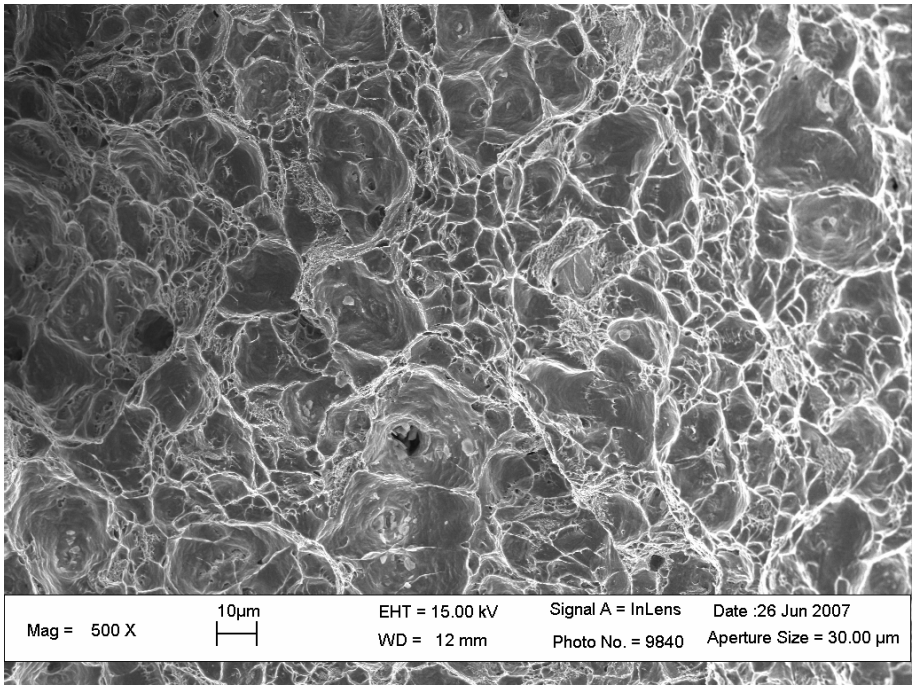


Figure II.18 : Observation au MEB de la surface de rupture des éprouvettes AE4 à 20°C (en haut) et à 200°C (en bas).

On observe sur les fractographies réalisées au MEB la présence de cupules propres au mécanisme de rupture ductile, à 20°C comme à 200°C. Les cupules sont de tailles variées. Il existe peu de différence notable entre les faciès de rupture à 20°C et à 200°C quelle que soit l'échelle d'observation

II.4.5 Discussion

Les essais sur éprouvettes entaillées ont montré la présence du vieillissement statique et dynamique. Le vieillissement statique se manifeste par un crochet au début de la partie plastique des courbes contrainte moyenne – déformation moyenne. Le vieillissement dynamique se manifeste à 150°C et 200 °C par des décrochements sur la courbe. Ces décrochements ont déjà été observés dans la littérature en présence de vieillissement dynamique, sur des aciers (Wagner et al., 1998), comme sur des alliages d'aluminium (Graff et al., 2004), (Clausen et al., 2004). Le vieillissement dynamique se manifeste également par des inversions de comportement en fonction du rayon d'entaille, entre 200°C et 350°C, autant sur le niveau de la contrainte moyenne que sur la déformation moyenne à rupture.

A 25°C, l'amplitude du vieillissement statique augmente lorsque le rayon d'entaille augmente. Ceci peut s'expliquer par le fait que, lorsqu'on augmente le rayon d'entaille, on se rapproche de la géométrie de l'essai de traction simple, et le crochet de traction ressemble de plus en plus à un palier de Lüders.

A 20°C, des localisations de déformation plastique ont été mises en évidence en dehors de l'entaille, sur le fût d'une éprouvette AE2 préalablement polie. Les bandes se forment sur l'arête (intersection du fût et de la zone entaillée) et forment des croisillons. Ces bandes ne sont associées à aucun décrochement sur la courbe d'essai.

Les inversions de comportement observées avec le rayon d'entaille entre 200°C et 350°C sont liées à la présence du vieillissement dynamique et aux phénomènes d'ancrage. Ces inversions sont complexes et résultent de différentes causes. Tout d'abord, pour une même géométrie d'éprouvette, le champ de vitesse de déformation n'est pas homogène dans l'entaille. L'ancrage et la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation ne sont donc pas les mêmes dans toutes les parties de l'éprouvette. De plus, la vitesse de déformation moyenne en fond d'entaille varie selon le rayon d'entaille et décale alors le domaine d'apparition du vieillissement dynamique. Une baisse de la déformation moyenne à rupture a été observée autour de 250°C, dans le domaine de vieillissement dynamique. Ces résultats sont en accord avec ceux de Moreno (1998) sur l'acier au carbone- manganèse A48.

L'étude fractographique a montré des faciès de rupture peu différents à 20°C et à 200°C. Il se pourrait que les mécanismes de croissance et coalescence des cavités soient perturbés par les phénomènes de vieillissement dynamique et/ou la présence de localisations de déformation à l'échelle des cavités. En effet, sur la courbe déformation moyenne – contrainte moyenne de

l'éprouvette AE4 à 200°C, on peut observer que la partie de la courbe après le changement de pente juste avant la rupture est quasiment inexistante. Les autres courbes qui présentent cette particularité sont par ailleurs associées à une valeur faible de déformation diamétrale à rupture. Les observations sur les faciès de rupture sont néanmoins insuffisantes et ne permettent pas de conclure à un changement des mécanismes de rupture ductile en présence de vieillissement dynamique. Moreno avait conclu de la même façon concernant la taille des cupules.

II.5 Essais de déchirure sur éprouvettes CT

Une campagne d'essais de déchirure sur éprouvettes fissurées a été réalisée afin de caractériser les effets du vieillissement sous déformation sur les propriétés de résistance à la déchirure ductile de l'acier TU48C. Ces caractéristiques de ténacité ont été déterminées pour des températures comprises entre 20°C et 350°C. Ces essais ont été réalisés chez EDF au Département MMC par G. Cartier.

II.5.1 Procédure expérimentale

Des éprouvettes CT25 (Compact Tension specimen) de 25 mm d'épaisseur avec rainure latérale ont été utilisées. La rainure est utilisée pour guider la propagation de la fissure dans un plan de symétrie, et obtenir un état mécanique proche des déformations planes. Les éprouvettes ont été prélevées dans un tronçon de tube, dans le sens AC, c'est-à-dire que la direction de traction de l'éprouvette correspond au sens axial du tube, et que l'axe de propagation de la fissure correspond au sens circonférentiel du tube. Vingt éprouvettes ont été prélevées. Le prélèvement des éprouvettes, ainsi que les dimensions de l'éprouvette, sont spécifiés dans l'annexe II.1. L'épaisseur nette (B) est de 20 mm. W désigne la distance entre le point d'application de la charge et l'arrière de l'éprouvette. La longueur de fissure (a) est définie à partir du point d'application de la charge.

Les éprouvettes ont été préfissurées en fatigue. La longueur de la préfissure de fatigue est de 5 mm, pour obtenir une longueur initiale de fissure de a_0 = 30 mm, soit un rapport a_0/W = 0,6. Pour la préfissuration, on a utilisé un chargement cyclique de 1 330 000 cycles avec une charge maximale de 14 000 N. En fin de préfissuration, le facteur d'intensité de contrainte est de l'ordre de K = 20 MPa√m.

Les mesures de résistance à la déchirure ont été conduites selon la méthode des décharges partielles. Pendant l'essai, l'éprouvette est équipée d'un capteur d'ouverture, positionné sur les becs usinées sur l'éprouvette dans l'axe de charge, permettant ainsi de mesurer l'ouverture de la fissure, appelée COD (Crack Opening Displacement). L'éprouvette est également munie d'un thermocouple pour le contrôle de la température d'essai. Les phases de déchirure ont lieu avec un pas d'ouverture de ΔCOD = 0,2 mm entre chaque décharge. La vitesse d'ouverture est de 0,4 mm/mn, ce qui correspond à des vitesses de déformation en pointe de fissure de l'ordre de 10^{-3} – 10^{-4} s^{-1}. Un temps de maintien de 20 minutes est conservé lors de chaque décharge, pour le calcul de la complaisance de l'éprouvette. L'essai est arrêté pour une ouverture d'environ 5 mm.

L'analyse de l'essai a été effectuée selon la procédure GFR pour la détermination du J_{IC} (GFR, 1990), en tenant compte de la rotation de l'éprouvette. A la fin de l'essai, l'éprouvette subit un traitement thermique qui permet d'effectuer un marquage par oxydation du front de propagation

de fissure. L'éprouvette est ensuite ouverte par rupture fragile à la température de l'azote liquide. Ce marquage thermique permet de distinguer sur le faciès de rupture la préfissure de fatigue et le front de propagation de fissure correspondant à l'essai de déchirure ductile. La longueur de fissure initiale a_0 et la longueur de propagation finale Δa_f sont évaluées par mesures optiques, sur le faciès de rupture de l'éprouvette après l'essai.

Lors de chaque décharge, le paramètre J, caractérisant la résistance à la déchirure ductile, ainsi que la croissance de fissure Δa sont calculés. L'énergie de rupture surfacique J, est calculée d'après l'expression suivante :

$$J = \frac{\eta_0 . U}{B_n \left(W - a_0\right)}$$

avec :

U : *aire de la courbe force – ouverture* (*énergie de déformation*)

B_n : *épaisseur nette dans le plan de l'entaille de l'éprouvette*

$W - a_0$: *longueur du ligament*

η_0 : *coefficient numérique défini par la relation* : $\eta_0 = 2 + 0,522\left(1 - a_0/W\right)$

La croissance de fissure Δa est calculée à partir de la mesure de la complaisance de l'éprouvette lors de chacune des décharges partielles, d'après une formule analytique définie dans la procédure GFR. Ce calcul tient compte de la rotation de l'éprouvette avec une correction de croissance de fissure. Si un écart trop important est constaté entre le calcul et la mesure de la longueur de propagation finale Δa_f, une correction d'origine peut être considérée.

La courbe de résistance à la déchirure J en fonction de Δa peut donc être tracée. Elle comporte autant de points qu'il y a eu de décharges partielles pendant l'essai. Un lissage des courbes J-Δa par une loi puissance est réalisé, afin de déterminer les valeurs conventionnelles $J_{0,2}$ et dJ/da. La valeur $J_{0,2}$ caractérise la résistance à l'amorçage de la déchirure et représente l'énergie nécessaire pour une propagation de fissure de 0,2 mm, en tenant compte de l'émoussement de la fissure. La valeur dJ/da caractérise la résistance à la propagation de la déchirure et est définie comme la pente de la courbe J-Δa.

II.5.2 Résultats des essais de déchirure

Des essais de déchirure ont été réalisés à des températures de 20 à 350°C, et ils ont été doublés à 250 et à 300°C. L'ensemble des essais réalisés est montré dans le Tableau II-3.

20°C	100°C	150°C	200°C	250°C	275°C	300°C	350°C
•	•	•	•	• •	•	• •	•

Tableau II-3 : Ensemble des essais de déchirure réalisés. « • » correspond à un essai simple, et « • • » correspond à un essai doublé.

La Figure II.19 rassemble les courbes J-Δa de 20 °C à 350 °C. La zone définie à l'intérieur des lignes pointillées rouges représente le domaine de validité des essais défini dans la norme. On remarque qu'à 20°C, 100°C et à 350°C, l'acier TU48C a un comportement très tenace, avec une forte valeur d'amorçage ($J_{0,2}$) et un fort taux de résistance à la déchirure (dJ/da). Les courbes sortent rapidement du domaine de validité et on observe très peu de croissance de fissure. De 150 à 350°C, on observe très nettement la différence de comportement liée à la baisse de ténacité: la valeur de J à l'amorçage, et le taux de résistance à la déchirure diminuent.

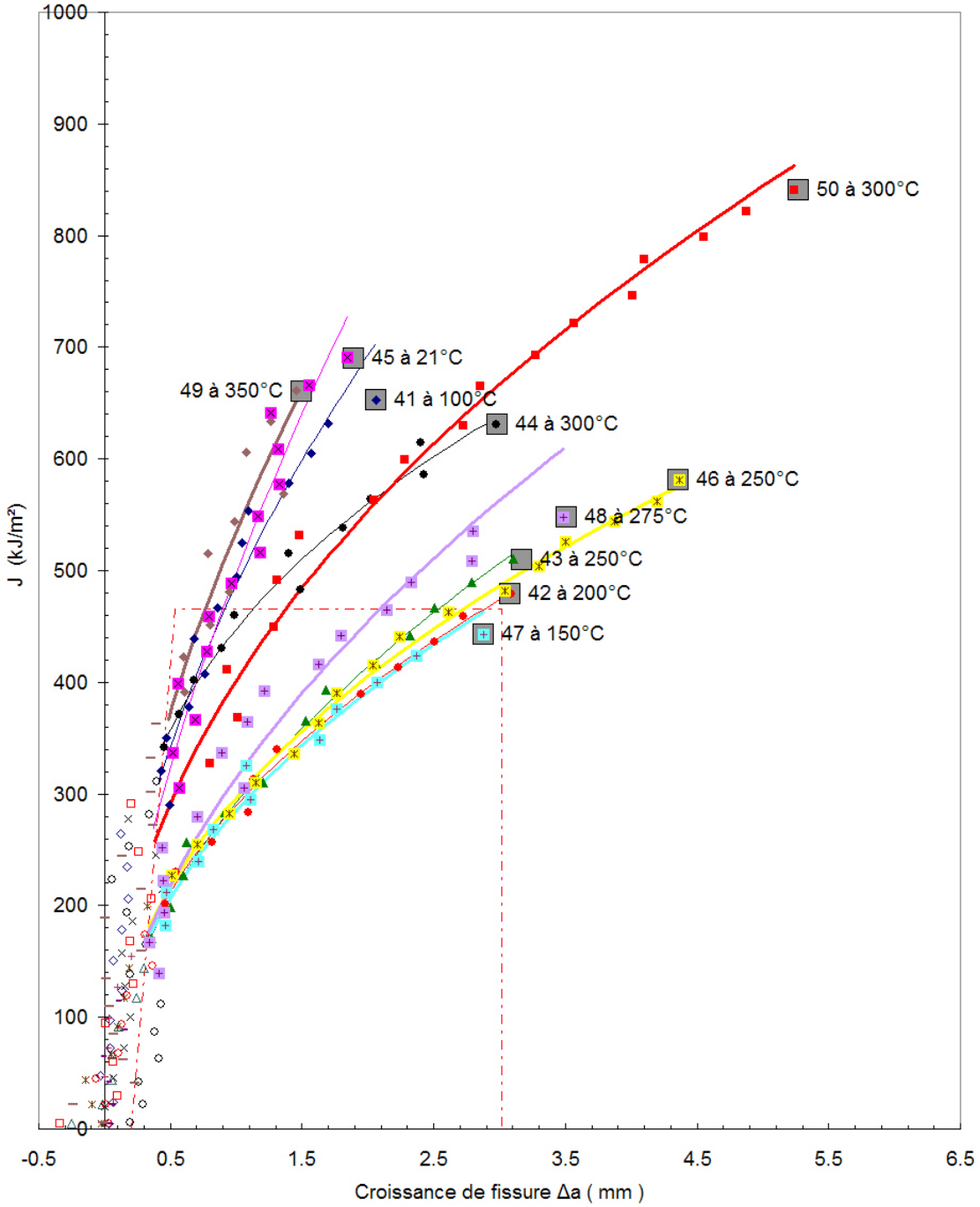


Figure II.19 : Courbes J-Δa de 20 à 350 °C.

La Figure II.20 montre l'évolution de la croissance de fissure Δa en fonction de l'ouverture (COD) de 20 à 300°C. On distingue deux groupes de courbes, qui marquent deux types de comportement à la rupture. Le premier groupe de courbes rassemble les essais à 20°C, 100°C et 300°C, avec une faible croissance de fissure. A 20°C, la fissure se propage au total de 1,8 mm pour une ouverture imposée de 5 mm. Entre 150 et 250°C, la croissance de fissure est plus importante. A 200°C, la fissure se propage de 3,2 mm pour une ouverture imposée de 4,2 mm, ce qui est en accord avec la faible ténacité mesurée dans ce domaine de température.

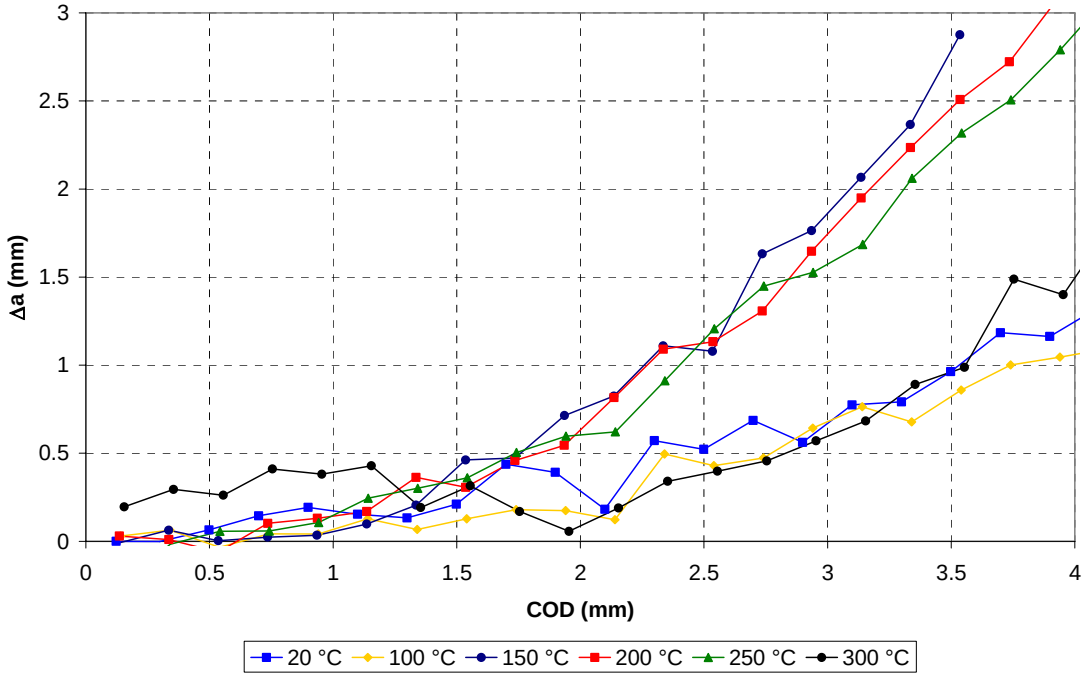


Figure II.20 : Propagation de fissure en fonction du COD, de 20 à 300 °C.

L'évolution des valeurs conventionnelles de la résistance à la déchirure ductile en fonction de la température est présentée sur la Figure II.21. On peut observer une baisse des valeurs d'amorçage $J_{0,2}$ et de la résistance à la propagation dJ/da entre 100 et 350°C, caractéristique du vieillissement dynamique. Les valeurs les plus faibles sont mesurées entre 150 et 250°C. La baisse de ténacité observée est de l'ordre de 60% pour $J_{0,2}$ comme pour dJ/da. On note une dispersion élevée des résultats à 300 °C dans le régime de transition.

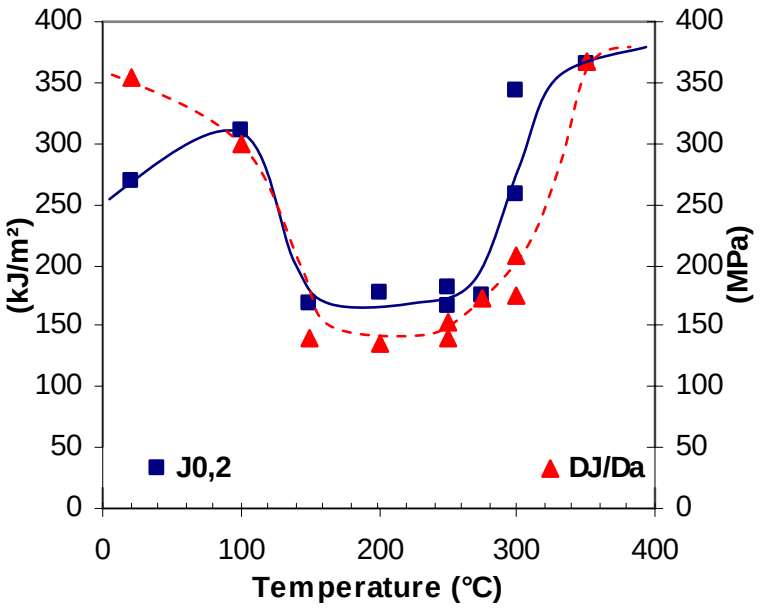


Figure II.21 : Evolution de la résistance à la déchirure ductile en fonction de la température.

La Figure II.22 présente des détails des courbes force – ouverture à 100°C, 200°C, 250°C et 300°C. On peut ainsi distinguer les phases de charge et de décharge.A 100°C, on observe lors de chaque recharge des pics de charge suivis d'une chute de charge. L'intensité de ce pic augmente successivement à chaque recharge. La température d'apparition de ces pics correspond au phénomène de vieillissement statique. Les pics de vieillissement statique apparaissent avec une forte amplitude à 100°C, et diminuent lorsque l'on augmente la température, mais ils sont encore visibles à 200°C, et à 250°C vers la fin de l'essai. On note que ces pics sont inexistants à 20°C.

Sur les courbes à 200°C, 250°C et 300°C, on observe des décrochements sur la force. Ces décrochements ne dépassent pas 100 N. On remarque que ce phénomène apparaît aux températures correspondant au domaine de présence du vieillissement dynamique observé en traction simple, et concerne les éprouvettes sujettes à la baisse de ténacité. On note qu'à 200°C, ces décrochements ont lieu pendant la décharge qui suit le pic de vieillissement statique.

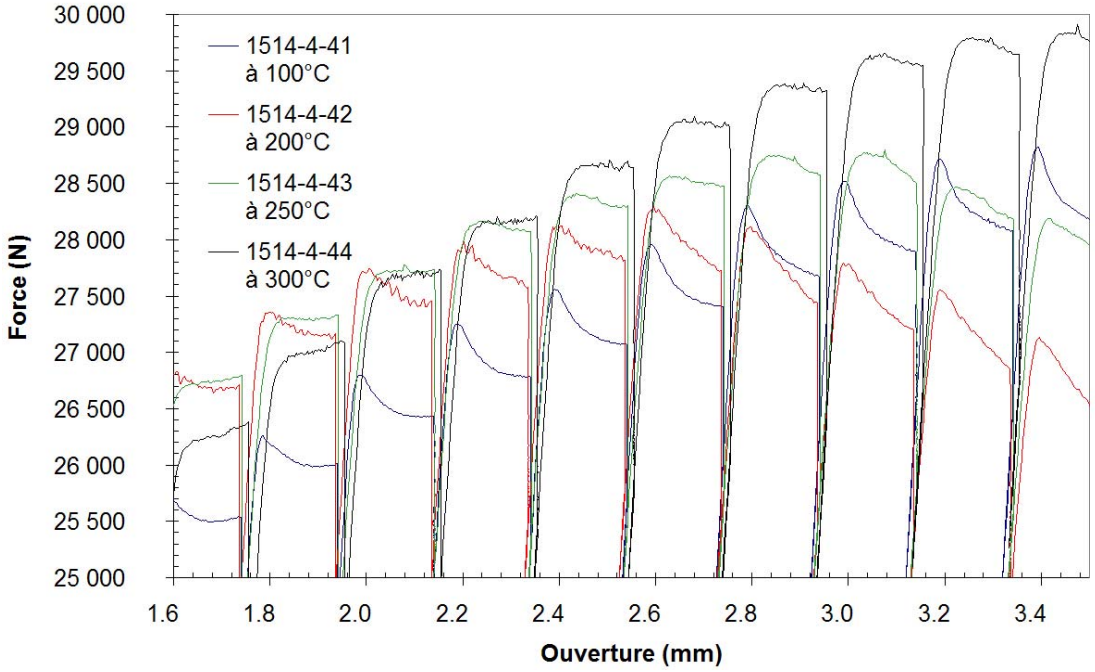


Figure II.22 : Détails de courbes force – ouverture.

II.5.3 Localisations de déformation sur éprouvette CT

Afin de mettre en évidence d'éventuelles localisations de déformation plastique en pointe de fissure à température ambiante, des éprouvettes CT5 (d'une épaisseur de 5 mm) ont été prélevées dans une éprouvette CT25, le but étant d'obtenir un état de contraintes planes. La surface de l'éprouvette a été polie jusqu'au micron, afin d'obtenir un état de surface le plus lisse possible. L'éprouvette a ensuite été testée sur une machine de traction INSTRON munie d'une cellule de force de 100 kN. Le déplacement de la traverse a été enregistré (le COD n'a pas été mesuré). Des décharges ont été effectuées à des niveaux d'ouvertures donnés, afin de prendre des photos de l'éprouvette. Les décharges permettent d'éviter une éventuelle propagation de fissure. Pour les clichés photographiques, l'éprouvette est éclairée par une lumière directe, avec un angle permettant de faire ressortir les contrastes liés aux déformations plastiques en pointe de fissure. A la fin de l'essai, aucune propagation de fissure n'a été observée. La Figure II.23 montre la courbe force – ouverture issue de l'essai sur CT5, ainsi que les clichés de la zone plastique en fond d'entaille pris à 5 niveaux d'ouverture croissants. La totalité des clichés obtenus lors de chaque décharge de l'essai sur éprouvette CT5 est présentée dans l'Annexe II.5.

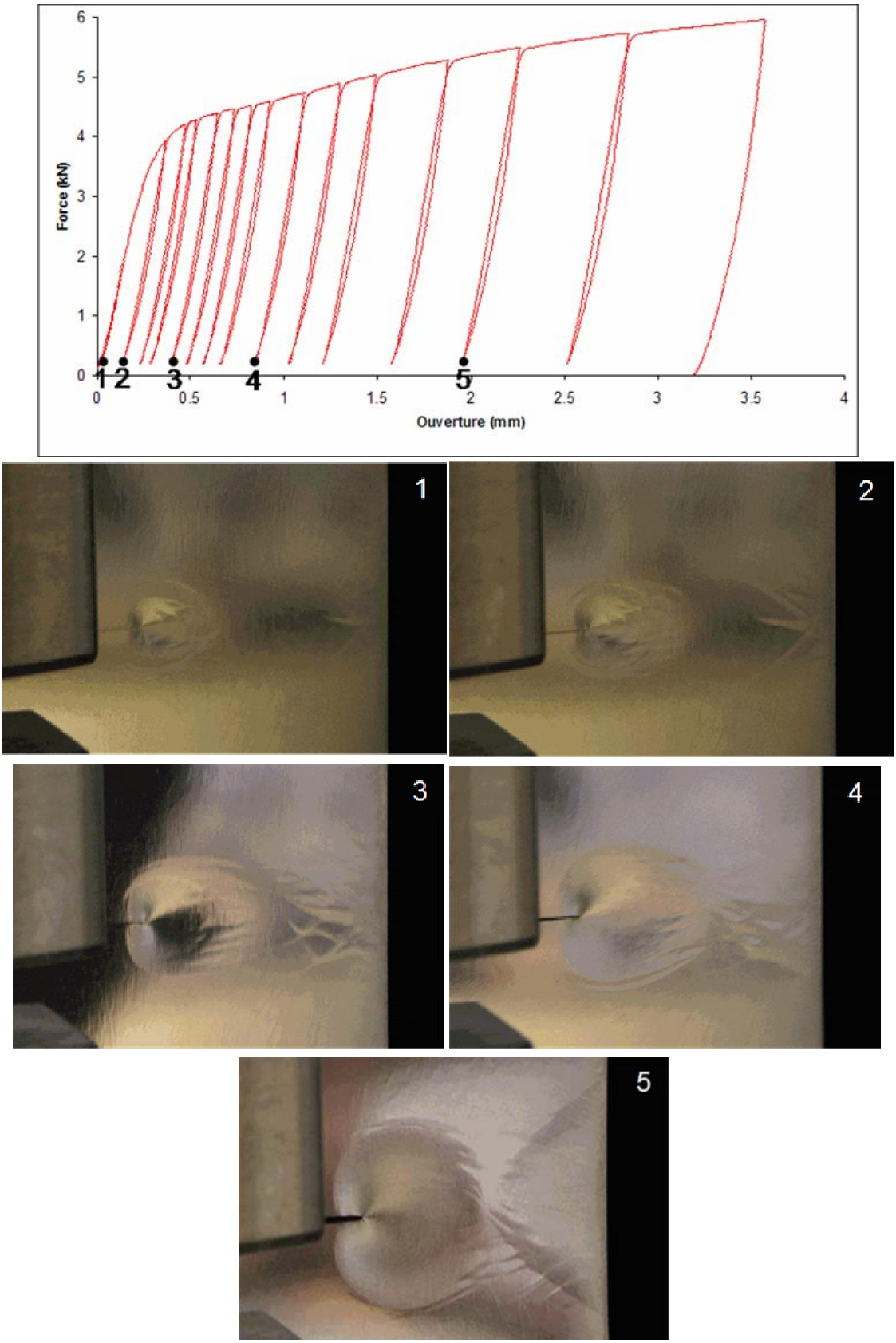


Figure II.23 : Zone plastique en pointe de fissure au cours d'un essai sur éprouvette CT5 à température ambiante. La zone plastique présente des localisations de déformation plastique associées au vieillissement statique.

On peut tout d'abord constater sur la courbe force – ouverture de la Figure II.23 un léger épaulement de la force en début d'essai. Sur le premier cliché, on observe une zone plastique circulaire en pointe de fissure. On note la présence de bandes fines de localisations horizontales qui marquent la frontière de la zone de déformation localisée, en haut et en bas, ainsi qu'en avant de la zone plastique. On observe également des localisations de déformation plastique en bandes obliques à l'arrière de l'éprouvette dans la zone en compression, que l'on peut voir apparaître sur le deuxième cliché. Ensuite la zone plastique en pointe de fissure s'agrandit, et des bandes de déformation plastique localisée progressent toujours horizontalement en avant de la zone plastique. Sur le bord droit, les bandes obliques se multiplient et se superposent, la zone déformée plastiquement à droite formant globalement un triangle qui se dirige vers la pointe de fissure. Puis les deux zones plastiques s'épaississent et se rejoignent quasiment en fin d'essai. On observe de nombreuses bandes fines en avant de la zone plastique de pointe de fissure, et en avant de la zone plastique du bord. On constate sur le dernier cliché la présence de bandes secondaires obliques à environ 60° de la frontière du triangle de localisation du bord de l'éprouvette. Ces observations ont permis de mettre en évidence des localisations de déformation plastique en pointe de fissure, associées au vieillissement statique, sur une éprouvette CT5 correspondant à un état de contraintes planes.

Les localisations de déformation plastique observées en pointe de fissure, et liées au vieillissement statique, peuvent être comparées aux résultats de Pokorny (2003), présentés dans la Partie I.3.2 (cf. Figure I.21). Cet auteur met en évidence, autour d'une fissure de fatigue à 20°C sur un acier doux ayant subi une surcharge, une zone plastique présentant des hétérogénéités. Les bandes de déformation localisées, observées à mi-épaisseur, forment des arcs de cercle autour de la pointe de fissure. Dans cet essai sur éprouvette épaisse (20 mm), en configuration de déformations planes, les localisations présentent une morphologie différente des observations faites sur éprouvette mince (CT5).

II.5.4 Etude fractographique

Les surfaces de rupture des éprouvettes CT25 ont été analysées pour chaque essai, afin de déterminer le front d'avancée de fissure par rupture ductile. Les mesures de croissance de fissure ont été effectuées à la loupe binoculaire, par G. Cartier au département MMC de EDF. La Figure II.24 montre les profils de croissance de fissure pour les éprouvettes CT testées à 20°C et à 200°C. On observe, pour ces deux essais, ainsi que pour tous les autres essais, une propagation de fissure plus marquée en surface de l'éprouvette, le long des rainures latérales. On note une dissymétrie de propagation : la fissure se propage davantage sur un des bords de l'éprouvette. Ce côté est associé à l'annotation « structure allongée » sur la Figure II.24.

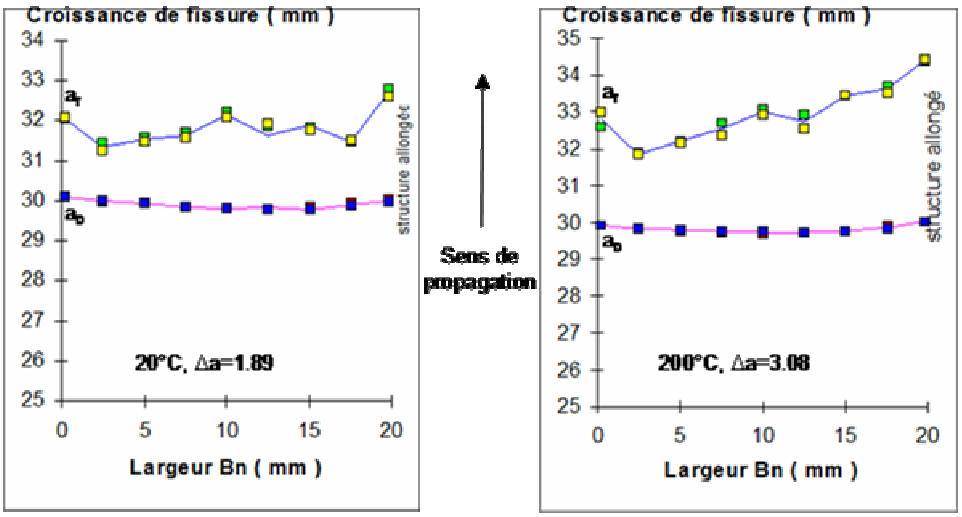


Figure II.24 : Croissance de fissure sur la largeur de l'éprouvette CT25, à 20°C (à gauche) et à 200°C (à droite).

La dissymétrie de propagation a été reliée à un gradient de microstructure, qui a été observé sur la largeur de l'éprouvette. La Figure II.25 montre deux clichés pris sur les bords opposés de l'éprouvette à 20°C, le bord droit correspondant à la peau interne du tube. A droite, on observe un alignement net des cavités dans le sens de propagation, correspondant au sens circonférentiel du tube dans lequel l'éprouvette a été prélevée. En effet, la microstructure en alternance de bandes de ferrite et de perlite, issue de la mise en forme par laminage circulaire, aide à la propagation de la fissure, les bandes perlitiques constituant des points d'amorçage privilégiés de l'endommagement. Sur le bord gauche (peau externe du tube), cet alignement est moins net. Lorsque la morphologie en bandes de perlite est moins marquée, la fissure progresse moins vite.

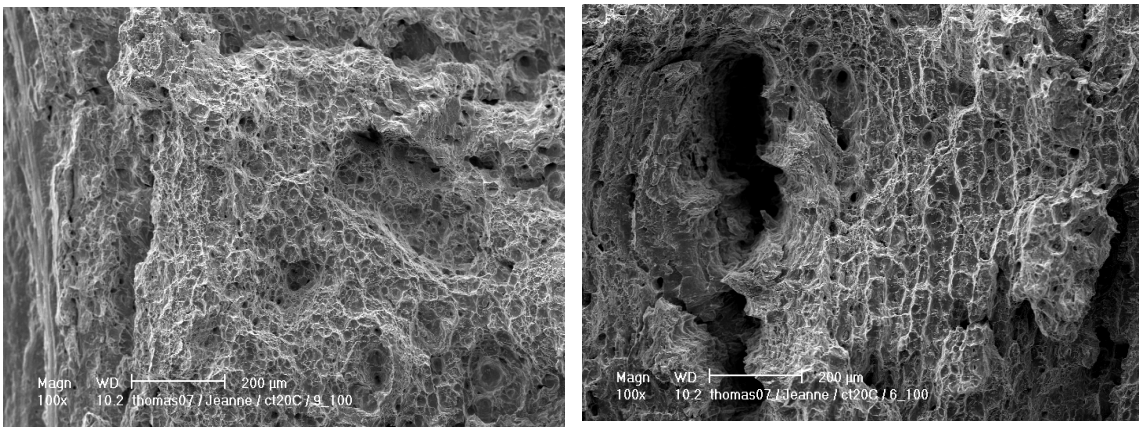


Figure II.25 : Observation au MEB de deux zones sur la surface de rupture 20°C, grossissement X100. A gauche, la zone observée se situe sur le bord où la fissure s'est peu propagée. A droite, la zone observée se situe sur le bord où la fissure s'est davantage propagée. On observe a droite un alignement des cavités.

Les observations au MEB sur deux éprouvettes, testées à 20°C et 200°C, ont été comparées afin de mettre en évidence une différence sur les surfaces de rupture en présence ou non de vieillissement dynamique. Toutes les observations au MEB des faciès de rupture des éprouvettes CT25 sont rassemblées en Annexe II.6. La Figure II.26 montre deux clichés à grossissement X100 et X500, pour chaque température. On peut voir à 20°C des cavités assez sphériques et régulières, avec une grande variété de tailles de cavités. Les petites cavités ont été reliées à des amas de perlite tandis que les grosses cavités ont été reliées à des inclusions de sulfure de manganèse (MnS). A 200°C, les cavités semblent plus aplaties. On note l'existence de zones plates, qui semblent avoir subi du cisaillement. Cependant ces zones sont rares et ne sont pas représentatives du faciès général de l'éprouvette à 200°C.

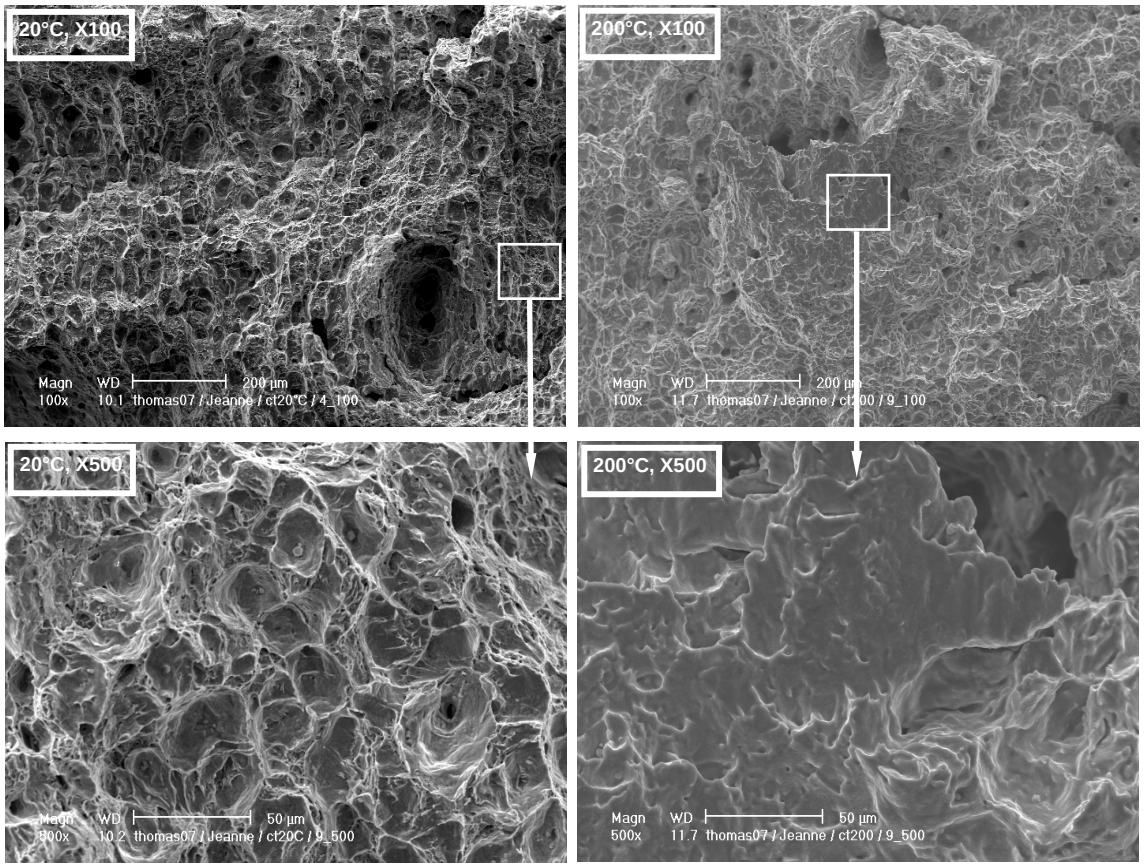


Figure II.26 : Observation au MEB de la surface de rupture des éprouvettes CT, à 20°C (à gauche) et à 200°C (à droite). On note à 200°C l'existence de « zones plates ».

II.5.5 Discussion

Les essais de déchirure réalisés ont permis de mettre en évidence une chute de ténacité importante à 200°C. La baisse de la résistance à la déchirure ductile est observée entre 100 et 350°C, dans le domaine de vieillissement dynamique mis en évidence en traction.

L'analyse des courbes force – ouverture a également montré la présence de pics de charge à basse température, ainsi que des décrochements aux températures correspondant au creux de ténacité. Ces deux phénomènes observés sur les courbes force – ouverture sont probablement liés à la présence du vieillissement statique et dynamique pendant l'essai. Ce type de pics, ainsi que les décrochements ont déjà pu être observés sur des aciers similaires par Miglin et al. (1985) ou Kim et al. (2004).

Le pic de charge suivi de la décharge, à basse température, est analysé comme une manifestation du vieillissement statique. En effet, le maintien de 20 minutes à 100°C pendant les décharges est suffisamment long pour permettre un ancrage important des dislocations par les solutés dans la zone plastique en pointe de fissure. Lors des recharges, la force nécessaire au désancrage est alors plus importante. La chute de charge observée après le pic est probablement liée à une localisation de la déformation de type Lüders. De tels pics ne sont pas observés à 20°C, car les vitesses de diffusion sont telles que les solutés n'ancrent pas à nouveau les dislocations au cours de la déformation (ancrage statique).

Les observations à température ambiante de la surface polie d'une éprouvette CT5 polie ont permis de mettre en évidence un développement hétérogène de la déformation plastique en pointe de fissure, ainsi que sur le bord de l'éprouvette. Les bandes de localisation de déformation observées sont associées à du vieillissement statique. Pokorny (2003) avait déjà mis en évidence la présence de bandes de déformation localisée en pointe de fissure sur un acier doux à température ambiante, sur une éprouvette épaisse (état de déformations planes). Les bandes prennent une forme différente suivant l'état mécanique : en contraintes planes, les bandes sont horizontales en avant de la zone plastique en pointe de fissure, et en déformations planes, les bandes sont circulaires à partir de la pointe de fissure.

Sur les courbes correspondant aux essais effectués dans le creux de ténacité, à 200°C, 250°C et 300°C, on a observé des décrochements sur la force, dans les phases de déchirure. Au vu des températures d'apparition de ce phénomène, on en déduit qu'il s'agit bien d'une manifestation du vieillissement dynamique. On suppose que ces décrochements sont liés à des localisations de la déformation de type Portevin – Le Chatelier. En effet, des hachures liées à l'effet PLC ont également été observées en traction sur éprouvettes lisses et entaillées à ces températures. Bien que l'état des champs mécaniques en pointe de fissure ne soit pas comparable aux états rencontrés en traction sur éprouvettes lisses ou entaillées, on peut penser que les chutes de charge correspondent à des bandes de déformation plastique traversant l'éprouvette CT.

Lors de l'étude fractographique, une dissymétrie a été observée, la fissure se propageant plus sur un bord que sur l'autre. La microstructure en alternance de bandes de ferrite et de perlite, issue de la mise en forme par laminage circulaire, aide à la propagation de la fissure, les bandes perlitiques constituant des points d'amorçage privilégiés de l'endommagement. Nous l'avions déjà noté pour les essais de traction simple. Des différences ont été observées entre les surfaces

de rupture à 20°C et à 200°C, dans le creux de résistance à la déchirure lié au vieillissement dynamique. A 200°C, on note l'existence de zones plates, relativement rares, dans lesquelles les cavités semblent avoir coalescé par cisaillement. Ces zones plates ont déjà été observées par Gupta et al. (2006), et pourraient être liées à la présence de localisations de déformation en pointe de fissure, associées à l'effet Portevin – Le Chatelier.

II.6 Conclusions

L'étude expérimentale a permis de caractériser le comportement de l'acier au carbone manganèse TU48C, par la réalisation de divers essais : essais de traction sur éprouvettes lisses, essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées, et essais de déchirure sur éprouvettes CT. Les effets du vieillissement sous déformation ont été mis en évidence à différents niveaux : sur le comportement, à l'échelle macroscopique (bandes), et à l'échelle microscopique (rupture).

L'acier TU48C est sujet au vieillissement statique à basse température, cet effet s'atténuant progressivement lorsque l'on augmente la température. En traction simple, le vieillissement statique se manifeste par un pic et un plateau de Lüders sur les courbes de traction, dont l'amplitude est maximale à 20°C. Sur éprouvettes AE, le vieillissement statique se manifeste à 20°C par un crochet au début de la partie plastique des courbes contrainte moyenne – déformation moyenne. Sur les essais de déchirure, le vieillissement statique se manifeste également par un crochet au début de chaque recharge. On note que sur les essais de déchirure, le maximum d'effet du vieillissement statique est observé à 100°C. En effet, à cette température, les temps de décharges de 20 mn permettent un ré-ancrage des dislocations.

Le domaine de vieillissement dynamique a été évalué entre 100°C et 350°C pour l'acier TU48C. En effet, dans ce domaine, un changement des propriétés mécaniques a été mesuré. En traction, le vieillissement dynamique conduit à une augmentation de la résistance mécanique et du taux d'écrouissage, et une baisse de l'allongement à la rupture et du coefficient de striction. Ce changement de propriétés s'accompagne d'une baisse de la sensibilité à la vitesse de déformation. En traction simple, l'effet maximal du vieillissement dynamique est évalué à 200°C. Sur les éprouvettes AE, une baisse de la déformation à rupture a été mesurée, pouvant atteindre jusqu'à 40% à 250°C. Des inversions de comportement en fonction du rayon d'entaille ont également été observées dans le domaine de vieillissement dynamique. Enfin, lors des essais de déchirure, il a été mesuré une baisse importante de la résistance à la déchirure $J_{0,2}$, ainsi que de la résistance à la propagation dJ/da, pouvant, à 250°C, atteindre 50% des propriétés à température ambiante.

A l'intérieur du domaine de vieillissement dynamique, le domaine d'existence du phénomène Portevin – Le Chatelier est relié à des valeurs négatives de la sensibilité à la vitesse de déformation. En traction sur éprouvettes lisses, l'effet PLC concerne les essais compris entre 150 et 300°C, l'apparition des hachures se décalant vers les hautes températures lorsque l'on augmente la vitesse de déformation. Des hachures ont également été observées à 150°C et 200°C sur les courbes contrainte moyenne – déformation moyenne des essais sur éprouvettes AE. Enfin, lors des essais de déchirure, l'effet PLC se manifeste par des décrochements de

force, entre 200 et 300°C. On peut supposer que ces décrochements sont liés à la présence de localisations de déformation plastique, traversant les éprouvettes.

Les localisations de déformation ont été étudiées pour chaque type d'essai. Les moyens d'observations étant limités à haute température, nous nous somme intéressés aux localisations à température ambiante, de type Lüders. En interrompant un essai de traction pendant le plateau de Lüders, on peut observer une bande de localisation traversant l'éprouvette selon un plan incliné à environ 50°. Les bandes de Lüders mises en évidence sur éprouvettes cylindriques sont très semblables à celles largement étudiées dans la littérature, sur éprouvettes plates. Sur éprouvette entaillée (AE2), des localisations en bandes régulières, parallèles et obliques ont été observées sur le fût, en dehors de l'entaille. Les bandes semblent prendre naissance sur l'arête séparant l'entaille et le fût. Ces bandes, relativement fines, apparaissent tardivement dans l'essai, et ne sont associées à aucune variation de force. Ce type de localisations, qui sortent de l'entaille, n'avait jusqu'alors été mis en évidence que sur des éprouvettes plates entaillées. Enfin, la localisation de la déformation plastique en pointe de fissure a été observée sur une éprouvette CT5 (épaisseur 5 mm). Des bandes fines se développent horizontalement autour de la zone plastique en pointe de fissure, et une plasticité est observée dans une zone triangulaire à l'arrière de l'éprouvette, formant un réseau de bandes partant du bord en direction de la pointe de fissure. Ce type de localisations sur éprouvette fissurée, en contraintes planes, a été relié à des localisations en pointe de fissure, observées en déformation planes dans la littérature, sur un acier sujet au vieillissement statique : la morphologie des bandes est différente selon l'état mécanique. Pour toutes les éprouvettes étudiées, bien que ces observations aient été réalisées à 20°C (Lüders), on peut supposer que la morphologie des bandes à 200°C (PLC) reste comparable, notamment en ce qui concerne l'orientation des bandes.

L'étude expérimentale a fourni quelques éléments sur l'influence du vieillissement dynamique sur la déchirure ductile. En traction sur éprouvettes lisses, la perte de ductilité semble s'expliquer à l'échelle macroscopique. En effet, on a pu relier le profil de rupture d'une éprouvette à 200°C à la présence de bandes de PLC, avec une rupture en biseau. La rupture précoce s'expliquerait par une localisation de l'endommagement dans les bandes de PLC. Pour les éprouvettes AE et CT, les relations entre vieillissement dynamique et baisse de ductilité et de ténacité sont moins évidentes. L'étude fractographique a montré, pour tous les cas étudiés, la présence de cupules, témoignant de mécanismes de rupture ductile. Nous avons constaté que les cupules, amorcées dans les bandes perlitiques, sont peu différentes à 200°C par rapport à 20°C. Cependant, le taux d'écrouissage plus élevé à 200°C devrait limiter la croissance de cavités (Koplik et Needleman, 1984) : ce n'est pas ce qui a été observé ici. Sur les éprouvettes CT, quelques rares zones cisaillées ont été mises en évidence sur le faciès de rupture à 200°C, mais ces observations ne permettent pas de conclure sur le rôle du vieillissement dynamique et de la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation sur les mécanismes de rupture à l'échelle de l'inclusion.

Par ailleurs, cette étude expérimentale a permis de mettre en place les données qui serviront pour l'étude numérique par la suite. Les courbes de comportement, issues des essais de traction sur éprouvettes lisses, serviront pour l'identification d'un modèle prenant en compte le vieillissement sous déformation. L'étude sur éprouvettes entaillées (AE ou CT) sera utile pour l'approche locale de la rupture. Les courbes expérimentales seront réutilisées pour confronter les prévisions de simulation numérique à l'expérience. Enfin, des efforts ont été fournis pour observer les localisations associées à chaque type d'essai. La morphologie des bandes de localisation observées donnera des points de comparaison pour les calculs, pour évaluer la pertinence des modèles et leur capacité à représenter la réalité.

III Modélisation du comportement

III.1 Introduction **87**

III.2 Présentation du modèle **89**

III.2.1 Equations du modèle 89

III.2.2 Comportement local et comportement global 91

III.3 Identification des paramètres **97**

III.3.1 Procédure d'identification 97

III.3.2 Evolution des paramètres identifiés avec la température 98

III.3.3 Vérification du comportement en traction simple 104

III.3.4 Discussion 108

III.4 Modélisation du vieillissement statique **112**

III.4.1 Modèle 2D en contraintes planes 112

III.4.2 Modèle axisymétrique 113

III.4.3 Modèle 3D 114

III.4.4 Modèle 3D avec maillage fin 115

III.4.5 Modèle 3D avec défaut 118

III.4.6 Discussion 119

III.5 Modélisation du vieillissement dynamique **120**

III.5.1 Modèle 2D en contraintes planes 120

III.5.2 Modèle axisymétrique 121

III.5.3 Modèle 3D avec maillage fin 121

III.5.4 Discussion 124

III.6 Conclusion **126**

III.1 Introduction

Lors de la caractérisation expérimentale, il a été mis en évidence que l'acier TU48C présentait du vieillissement sous déformation. Cette partie vise à modéliser le comportement de l'acier TU48C en tenant compte du vieillissement sous déformation. Le modèle de Estrin – Kubin – McCormick (EKMC), présenté dans la partie bibliographique, est utilisé. L'objectif est de décrire le comportement sur un large domaine de température, en simulant à la fois le vieillissement statique et/ou le vieillissement dynamique.

Tout d'abord, on présente la procédure d'identification des paramètres du modèle de 20 °C à 350 °C, d'après les essais de traction présentés en partie II. Cette identification dans un large domaine de température vise à reproduire la dépendance en température des phénomènes liés au vieillissement sous déformation.

On souhaite disposer d'un modèle capable de reproduire les localisations de déformation plastique : Lüders à basse température, et Portevin – Le Chatelier dans le domaine de vieillissement dynamique. En effet, la présence de localisation de déformation peut conduire à une modification des champs locaux, et perturber l'analyse des essais classiques. La simulation du comportement d'une éprouvette en traction est étudiée à 20°C et à 200°C, pour déterminer l'influence des paramètres de modélisation sur le développement des hétérogénéités de déformation plastique en traction simple.

III.2 Présentation du modèle

III.2.1 Equations du modèle

Le modèle de vieillissement utilisé est une loi élasto-visco-plastique prenant en compte l'activation thermique de la déformation plastique. Elle est issue du modèle de McCormick (1995) repris par Zhang et McCormick (2001), et permet de prendre en compte à la fois le vieillissement statique et dynamique. Ce modèle, utilisé avec la méthode des éléments finis, permet de simuler des bandes de déformation localisées associées aux phénomènes de Lüders et de Portevin – Le Chatelier. On le présente ici dans sa forme utilisée par S. Graff et al. (2005).

Le critère utilisé est un critère de type von Mises :

$$f(\underset{\sim}{\sigma}) = J_2(\underset{\sim}{\sigma}) - R_0 - R(p) - R_a(p, t_a) \qquad \text{(III.1)}$$

$J_2(\underset{\sim}{\sigma})$ est le second invariant du déviateur des contraintes. La limite d'élasticité R_0 est définie en l'absence de vieillissement. On l'appellera également par la suite « micro-limite d'élasticité ». L'écrouissage $R(p)$ est défini de façon isotrope en fonction de la déformation plastique équivalente cumulée p. Un second terme de durcissement, $R_a(p, t_a)$, également isotrope, définit le vieillissement.

La loi d'écoulement est une loi de type activation thermique. Ainsi, le modèle tient compte de la température et des phénomènes d'activation thermique :

$$\dot{\varepsilon}_p = \dot{p}\frac{\partial f}{\partial \sigma} \qquad \text{(III.2)}$$

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_0 . \exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) . \sinh\left(\frac{V_a \langle f(\underset{\sim}{\sigma})\rangle}{k_B T}\right) \qquad \text{(III.3)}$$

avec $\langle f(\underset{\sim}{\sigma})\rangle = \max\left(f(\underset{\sim}{\sigma}), 0\right)$

$\dot{p}$ est le taux de déformation plastique équivalente.

$\dot{\varepsilon}_0$ est la vitesse de déformation seuil à partir de laquelle l'activation thermique a lieu.

E_a est l'énergie d'activation des mécanismes de déformation plastique.

k_B est la constante de Boltzmann $\left(k_B = 1.38\ 10^{-23}\ J.K^{-1}\right)$.

T est la température absolue.

V_a est le volume d'activation, et dépend de la température.

L'écrouissage isotrope classique est défini par la relation phénoménologique :

$$R(p) = Q\left[1 - \exp(-bp)\right] + Hp \qquad \text{(III.4)}$$

Les paramètres Q et b décrivent l'écrouissage non-linéaire de la loi de Chaboche et Lemaitre (1985), Q étant la valeur à saturation de l'écrouissage et b la vitesse à laquelle la saturation est atteinte. Un terme d'écrouissage linéaire, piloté par le paramètre H, a dû être ajouté pour simuler l'écrouissage à des taux de déformation élevés.

Le terme de vieillissement permet de simuler la contrainte d'ancrage, à l'aide des équations phénoménologiques inspirées de McCormick :

$$R_a\left(p,t_a\right)=P_1C_s \;;\; avec \;\; C_s=1-\exp\left(-P_2p^{\alpha}t_a^{n}\right) \qquad \text{(III.5)}$$

Le terme R_a représente le durcissement apporté par le vieillissement (statique ou dynamique), et il dépend des variables internes p, la déformation plastique équivalente cumulée, et t_a, le temps de vieillissement (aging time).

La variable C_s représente de façon phénoménologique la fraction à saturation des atomes de solutés venant ancrer les dislocations temporairement arrêtées sur des obstacles (par exemple, les dislocations de type « arbres de la forêt »). C'est une variable, variant de 0 à 1, qui augmente avec le temps d'attente. une situation totalement ancrée se traduit par C_s=1, une situation totalement désancrée se traduit par C_s=0.

La fraction à saturation C_s est pondérée par la constante P_1, qui traduit l'amplitude de l'ancrage en contrainte. Les constantes P_2 et α définissent la dépendance de l'ancrage avec la déformation plastique cumulée p. Elles introduisent la notion de dépendance du phénomène de vieillissement avec le rôle des arbres de la forêt.

Le processus de ségrégation des solutés autour des dislocations temporairement arrêtées, que l'on peut décrire comme une cinétique de « relaxation – saturation » de type Avrami, est donné par la loi d'évolution de t_a :

$$\begin{cases} \dot{t}_a=\dfrac{t_w-t_a}{t_w} \quad avec \quad t_w=\dfrac{\omega}{\dot{p}} \\ t_a\left(t=0\right)=t_{a0} \end{cases} \qquad \text{(III.6)}$$

La variable t_w (waiting time) est définie comme le temps d'attente moyen d'une dislocation devant un obstacle. L'incrément de déformation ω se produit lorsque toutes les dislocations temporairement ancrées se décrochent de leur obstacle et atteignent l'obstacle suivant. Le temps d'attente t_w est inversement proportionnel à la vitesse de déformation plastique $\dot{p}$. Ainsi, une augmentation de la vitesse de déformation conduit à une diminution de t_a, donc également de C_s, ce qui entraîne une chute de la contrainte d'écoulement. Le contrôle de la cinétique de t_a offre ainsi un moyen phénoménologique pour simuler la sensibilité négative à la vitesse de

déformation responsable des instabilités de type Portevin – Le Chatelier, car c'est cette variable qui conduit à une variation non monotone de C_s.

L'analyse des équations dans le cas uniaxial et en chargement monotone permet de définir simplement la contrainte d'écoulement. L'intégration des équations du modèle à $\dot{p}$ constant permet la décomposition de la contrainte d'écoulement en différentes contributions. Pour des raisons de simplification, le sinus hyperbolique du terme d'activation thermique est remplacé par une exponentielle. On obtient alors :

$$\sigma(p,t_a) = R_0 + \frac{E_a}{V_a} + \frac{k_B.T}{V_a}\ln\left(\frac{\dot{p}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + Q\left[1-\exp(-b.p)\right] + H.p + P_1.\left[1-\exp(-P_2.p^{\alpha}t_a^n)\right] \quad \text{(III.7)}$$

- terme d'activation thermique : $\sigma_v(\dot{p}) = \frac{E_a}{V_a} + \frac{k_B.T}{V_a}\ln\left(\frac{\dot{p}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)$ (III.8)

- terme d'écrouissage isotrope : $R(p) = Q\left[1-\exp(-b.p)\right] + H.p$ (III.9)

- terme de vieillissement : $\begin{cases} R_a(p,t_a) = P_1.C_s = P_1.\left\{1-\exp\left(-P_2.p^{\alpha}.\left[t_a(p)\right]^n\right)\right\} \\ \left\{t_a(p)\right\}_{\dot{p}\ constant} = t_w + \left(t_{a0}-t_w\right)\exp\left(-\frac{p}{\omega}\right) \\ t_w = \frac{\omega}{\dot{p}} = cste \end{cases}$ (III.10)

III.2.2 Comportement local et comportement global

A l'échelle locale, la forme de la loi résulte de la compétition entre les différents mécanismes de durcissement décrits par le modèle, que sont l'écrouissage et le vieillissement sous déformation. Pour comprendre comment le modèle est capable de simuler à la fois le vieillissement statique et le vieillissement dynamique, ces deux cas sont analysés dans un premier temps à l'aide de jeux de paramètres distincts pour simuler chacun de ces phénomènes. Les équations du modèle sont étudiées à vitesse de déformation constante, afin d'analyser l'évolution des différents termes du modèle avec la déformation plastique. Les paramètres utilisés pour simuler le vieillissement statique et le vieillissement dynamique sont présentés dans le Tableau III-1. Ces paramètres ne sont pas recalés sur le comportement réel de l'acier TU48C (l'identification des paramètres sera présentée par la suite).

$Température\,(°C)$	$E\,(MPa)$	ν	$R_0(MPa)$	$Q(MPa)$	b	$H(MPa)$	$\dot{\varepsilon}_0(s^{-1})$	$E_a(eV)$	$V_a(b^3)$	$P_1(MPa)$	$P_2(s^{-n})$	α	n	ω	$t_{a0}(s)$
20	209000	0.3	260	222.3	20	0	1.E-7	0.0022	80	100	0.001	0	0.66	0.001	10000
200	196000	0.3	260	222.3	20	0	1.E-7	0.0022	80	50	2	0.5	0.66	0.001	0

Tableau III-1 : Paramètres pour simuler le vieillissement statique et dynamique.

La Figure III.1 présente l'évolution du temps de vieillissement t_a, et l'évolution des termes d'écrouissage R et de vieillissement R_a en fonction de la déformation plastique cumulée p pour un comportement de type Lüders. Pour simuler le vieillissement statique, on part d'un état ancré, qui s'exprime dans le modèle par une valeur élevée de t_{a0}. Lorsque la plasticité apparaît, t_a chute pour atteindre la valeur asymptotique $t_w = \omega / \dot{p}$. Le terme $R_a(p)$ suit globalement l'allure de $t_a(p)$ pour simuler un désancrage brutal : il est initialement maximal, simulant un état ancré, puis chute à 0, simulant un état désancré. La chute du terme $R_a(p)$ est responsable de la forme de la loi locale adoucissante, illustrée sur la Figure III.1 par la somme $R(p)+R_a(p)$. C'est par ailleurs ce type de loi, adoucissante, mais définie de façon linéaire, qu'ont utilisé Tsukahara et Iung (1998) pour la simulation numérique du vieillissement statique.

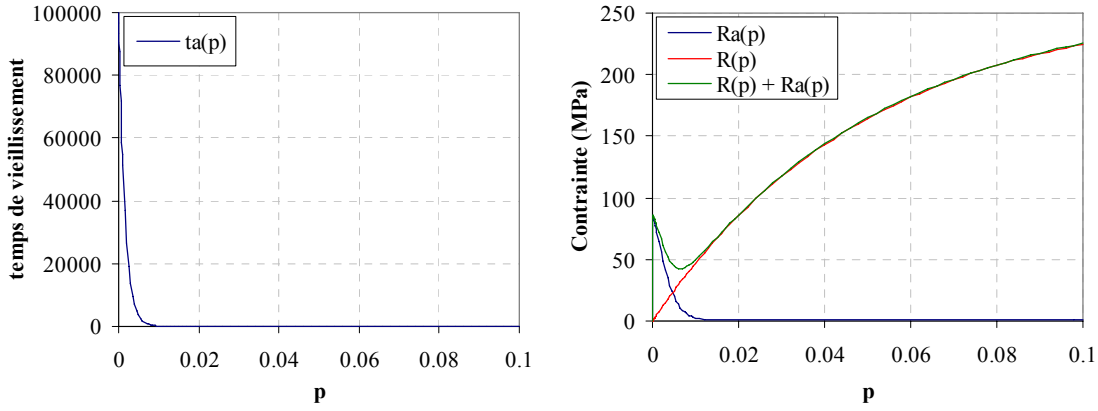


Figure III.1 : Evolution de t_a , et loi locale en fonction de la déformation plastique cumulée en configuration « vieillissement statique ».

La Figure III.2 présente l'évolution du terme P_2p^α, et l'évolution des termes d'écrouissage R et de vieillissement R_a en fonction de la déformation plastique cumulée p pour un comportement de type PLC. Pour représenter le vieillissement dynamique, le terme de vieillissement du modèle est initialement nul, soit un état désancré, puis augmente progressivement avec la déformation plastique pour simuler l'ancrage. Le durcissement, piloté par le terme $P_2.p^\alpha$ au sein du terme de vieillissement, augmente progressivement avec la déformation, en conformité avec le phénomène physique de construction des arbres de la forêt. Le durcissement apporté par le terme de vieillissement s'ajoute au durcissement dû à l'écrouissage classique.

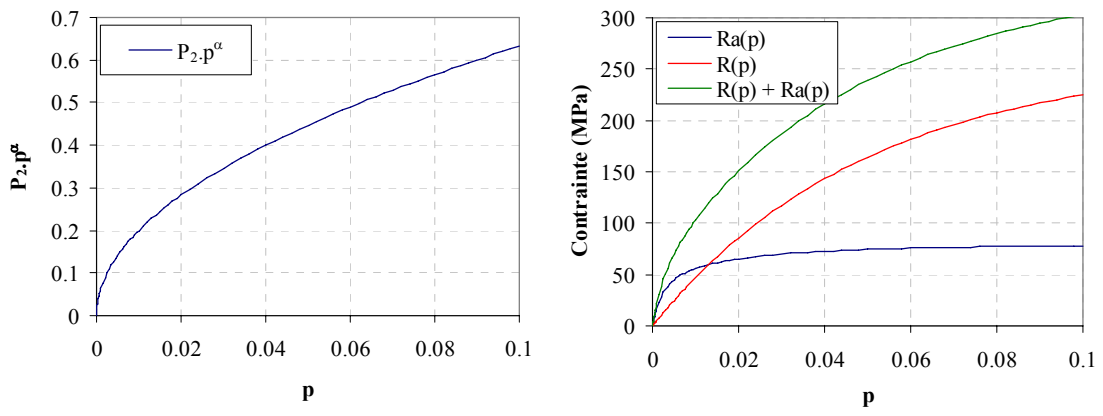


Figure III.2 : Evolution du terme $P_2.p^{\alpha}$, et loi locale en fonction de la déformation plastique en configuration « vieillissement dynamique ».

Cependant, en configuration PLC, on observe des fortes variations de la vitesse de déformation ($\dot{p}$) lors des décrochements. A $\dot{p}$ constant, le terme t_a évolue jusqu'à atteindre la valeur asymptotique $\omega / \dot{p}$. Lors du passage d'une bande de PLC, la vitesse varie brutalement et t_a évolue vers différentes valeurs asymptotiques $\omega / \dot{p}$, provoquant ainsi de grandes variations du terme d'ancrage R_a. La Figure III.3 illustre l'évolution de t_a pour différentes valeurs de $\dot{p}$.

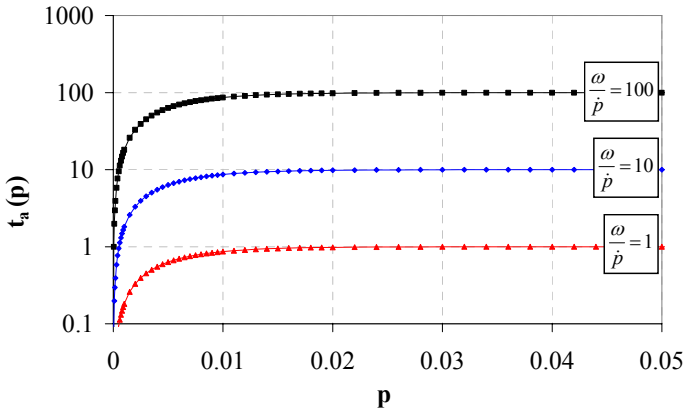


Figure III.3 : Evolution du terme t_a à différents $\dot{p}$ constants en configuration PLC.

La connaissance de l'évolution des variables locales à vitesse de déformation constante ne suffit pas pour rendre compte des phénomènes de localisation de la déformation plastique comme Lüders ou Portevin – Le Chatelier. En effet, les effets de structure à l'échelle de l'éprouvette sont à considérer, et il est nécessaire de faire la distinction entre le comportement local et le comportement global.

La Figure III.4 illustre des courbes de comportement en traction pour le vieillissement statique et le vieillissement dynamique. On compare le comportement local, obtenu par simulation sur

un élément à vitesse de déformation constante, et le comportement global, qui est la courbe obtenue par la simulation d'une éprouvette de traction. L'éprouvette considérée est une plaque de 2,5 mm par 12 mm, modélisée en contraintes planes (500 éléments). On considère également un comportement local « désancré », avec un terme R_a toujours nul (C_s=0), et un comportement « totalement ancré », avec un terme R_a toujours maximal (C_s=1).

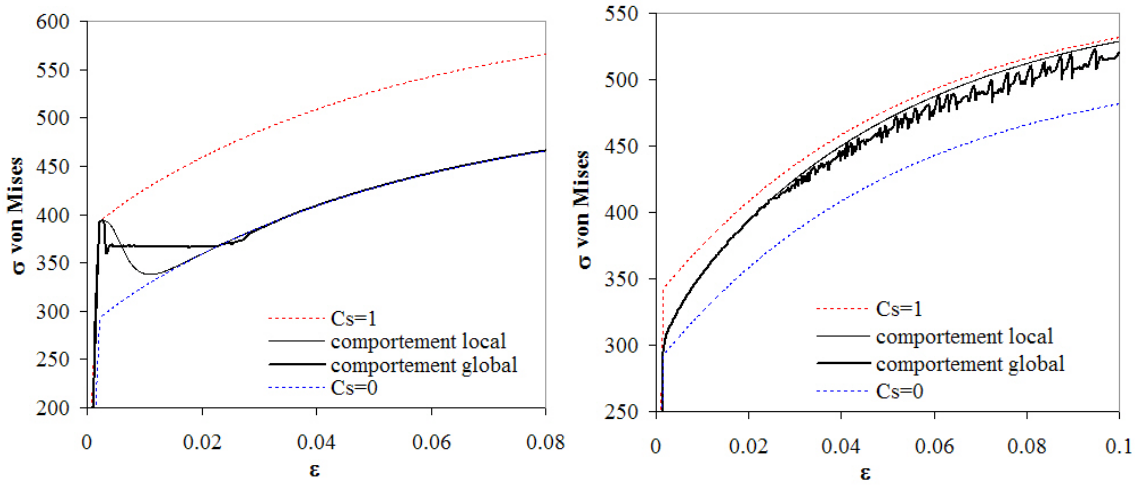


Figure III.4 : Comportement local et comportement global pour le vieillissement statique (à gauche) et pour le vieillissement dynamique (à droite).

Pour le vieillissement statique, la loi locale simule le passage d'un état ancré à un état désancré. Cette loi locale adoucissante permet d'obtenir, lorsque l'on simule l'éprouvette de traction, un pic et un plateau de Lüders sur la courbe de comportement globale. Le plateau correspond au passage d'une bande de Lüders sur l'éprouvette, la déformation est alors hétérogène.

La loi locale pour le vieillissement dynamique simule un passage progressif de l'état désancré à l'état ancré. Sur la courbe globale, on observe des décrochements, liés à des bandes de PLC qui traversent l'éprouvette. On observe que la contrainte d'écoulement globale (avec les décrochements) ne dépasse jamais la contrainte d'écoulement simulée sur un élément. La déformation plastique, ainsi que la vitesse de déformation plastique, est alors hétérogène sur l'éprouvette. Afin de comprendre le fonctionnement du modèle lors des décrochements, les variables du terme de vieillissement $\dot{p}$, C_s et t_a ont été tracées en fonction du temps et en fonction de la déformation plastique p. On compare sur la Figure III.5 la valeur des variables à un point de Gauss situé sur l'éprouvette simulée, à celles du calcul sur un élément.

Au cours du calcul sur l'éprouvette, le point de Gauss étudié a vu passer quatre bandes de PLC, caractérisées par un pic de vitesse de déformation plastique et un incrément de déformation plastique. L'augmentation brutale de la vitesse de déformation fait chuter la variable interne t_a, conduisant à une chute de la variable C_s, qui représente la concentration en solutés au voisinage des dislocations et qui simule l'ancrage : le passage de la bande de PLC a désancré les

dislocations. Lorsque la vitesse augmente, la contrainte d'écoulement devient plus faible, conduisant à une sensibilité négative à la vitesse de déformation : cet adoucissement conduit alors à une localisation de la déformation plastique, entretenant le phénomène de Portevin – Le Chatelier. En l'absence de décrochements, la vitesse de déformation est plus faible, et le temps d'attente permet un ré-ancrage des dislocations : la variable interne t_a augmente, et C_s augmente avec une cinétique de saturation. On peut noter que la cinétique d'ancrage entre deux décrochements sur l'éprouvette est plus rapide que sur l'élément de volume : en effet, sur l'éprouvette, la vitesse de déformation diminue entre deux décrochements.

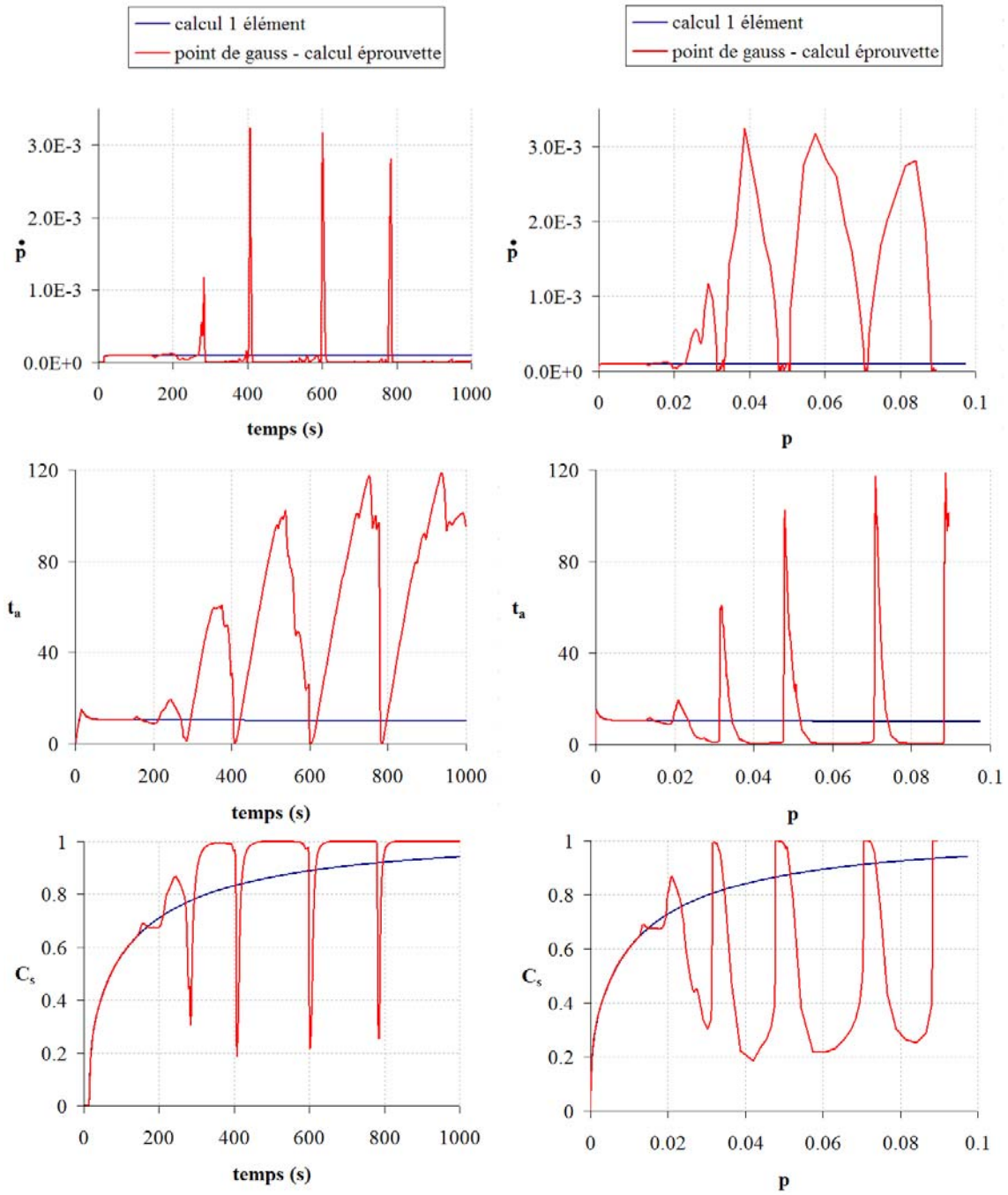


Figure III.5 : Evolution des variables locales du modèle $\dot{p}$, t_a et C_s lors de décrochements PLC.

La simulation du vieillissement statique, à l'aide du modèle EKMC, est donc due à l'introduction d'une loi locale adoucissante simulant le passage d'un état ancré à un état désancré, le pic et le plateau de Lüders de la courbe de traction étant dus à des effets de structure liés au passage de la bande de Lüders sur l'éprouvette. Pour le vieillissement dynamique, la simulation de l'effet PLC résulte du comportement avec sensibilité négative à la vitesse de déformation : lorsque la vitesse diminue, le temps d'attente augmente, et la contrainte d'ancrage augmente ; inversement lorsque la vitesse augmente, le terme d'ancrage du modèle chute et la contrainte diminue, favorisant la localisation de la déformation plastique. La simulation de l'effet PLC n'est possible que lorsqu'on modélise une éprouvette, car les changements locaux de vitesse de déformation sont liés à des effets de structure et au passage de bandes de localisation. Le type de décrochements (A, B ou C) n'a pas été ici étudié. Il est en effet possible de simuler chaque type de décrochements à l'aide du modèle EKMC, en faisant varier la vitesse de déformation, ceux-ci étant liés à différents modes de propagation des bandes de PLC (Graff et al., 2007 ou Mazière, 2008).

III.3 Identification des paramètres

III.3.1 Procédure d'identification

Le modèle comporte 15 paramètres à identifier en fonction de la température.

- L'élasticité : E et ν

- L'activation thermique (viscosité) : E_a, V_a et $\dot{\varepsilon}_0$

- La micro-limite d'élasticité, observée sans ancrage : R_0.

- L'écrouissage classique : Q, b et H.

- Le vieillissement sous déformation (ou ancrage) : P_1, P_2, n, α, ω et t_{a0}.

Pour l'identification, le logiciel d'optimisation SiDoLo (Pilvin, 1988) a été utilisé. Il permet de résoudre les équations différentielles du modèle sur un élément de volume avec une méthode de Runge – Kutta du 4ème ordre. L'écart entre la courbe expérimentale de traction et la réponse au chargement donnée par la loi de comportement est minimisé.

Une des difficultés de l'identification est la description du comportement dans un large de domaine de température, en décrivant à la fois le vieillissement statique et le vieillissement dynamique. Nous avons procédé à une identification isotherme. Pour chaque température, nous disposons de deux essais de traction à des vitesses de déformation différentes : 10^{-2} et 10^{-4} s^{-1}. Une optimisation par température permet, en simulant les deux essais aux deux vitesses de déformation, d'obtenir un jeu de paramètre isotherme. On répète cette opération pour chaque température, soit les 7 températures d'essai : 20°C, 100°C, 150°C, 200°C, 250°C, 300°C et 350°C. En parallèle des optimisations, on trace l'évolution de chaque paramètre identifié en fonction de la température. Cela permet de vérifier que chaque paramètre évolue de façon « monotone » et cohérente avec la température, et de borner les valeurs possibles des paramètres à identifier. Cette opération est délicate car, bien souvent, la modification d'un paramètre entraîne la modification des autres paramètres. Il est alors nécessaire de réitérer les optimisations isothermes jusqu'à obtenir une évolution acceptable de tous les paramètres du modèle avec la température.

L'autre difficulté de la procédure d'identification est la description des phénomènes de localisation de déformation plastique. Les simulations à l'aide de SiDoLo ne permettent pas de tenir compte des effets spatio-temporels d'hétérogénéité de déformation plastique. Pour ajuster certains paramètres, des simulations par éléments finis sur une éprouvette de traction sont nécessaires pour vérifier l'allure des courbes de traction, en particulier pour la description de l'effet PLC. Cet aspect rend l'identification des paramètres particulièrement délicate. Là encore, l'identification s'est effectuée en plusieurs étapes : pour chaque jeu de paramètres identifiés en

fonction de la température sur un élément de volume, les courbes de traction obtenues par simulation d'une éprouvette ont été vérifiées, pour procéder au recalage de certains paramètres. Une nouvelle recherche d'évolution des paramètres en fonction de la température est alors nécessaire, en répétant les procédures d'optimisation isotherme. On ne présente ici que le jeu final de paramètres, obtenu à la suite d'un long processus de recalages, qui a donné lieu à différents jeux de paramètres intermédiaires (Belotteau, 2006 ; Belotteau et al., 2006 ; Belotteau et al. 2008).

III.3.2 Evolution des paramètres identifiés avec la température

Tout d'abord, les paramètres d'activation thermique ont été fixés dans les domaines de température où la viscosité n'est pas affectée par les phénomènes de vieillissement dynamique. Le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$ a été pris suffisamment faible pour que la sensibilité à la vitesse de déformation soit positive. Le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$ est constant avec la température et est égal à 10^{-7} s^{-1}. L'énergie d'activation E_a est aussi constante quelle que soit la température. Sa valeur a été fixée à 0.0022 eV, d'après les travaux de Graff (2005) sur un acier à bas carbone. Cette valeur est en accord avec la faible dépendance de la contrainte d'écoulement avec la température que l'on peut observer pour les aciers entre 20 et 300°C, en l'absence de vieillissement. Le volume d'activation V_a a été déterminé d'après les essais de sauts de vitesse de Moreno (1998) sur un acier au carbone manganèse A42, dont la composition est proche de l'acier TU48C, et qui présente les mêmes phénomènes de vieillissement sous déformation que l'acier TU48C. Les essais de sauts de vitesse sont en effet plus riches pour l'activation thermique que les essais de traction monotones dont nous disposons, car ils offrent la possibilité de mesurer, pour chaque température, autant de valeurs de volume d'activation que de sauts réalisés au cours d'un même essai. A partir de la variation de contrainte $\Delta\sigma$ mesurée à chaque saut, il est possible de calculer la sensibilité à la vitesse de déformation *S*. On peut ainsi en déduire le volume d'activation. Les sauts ont été effectués entre les vitesses de $\dot{\varepsilon}_1 = 2.4\ 10^{-4}\ s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_2 = 2.4\ 10^{-3}\ s^{-1}$ à différents niveaux de déformation. Le volume d'activation V_a est déterminé d'après l'équation :

$$S = \frac{\Delta\sigma}{\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1}\right)}, \quad V_a = k_B T . \frac{\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1}\right)}{\Delta\sigma} \Rightarrow V_a = \frac{k_B T}{S} \qquad \text{(III.11)}$$

On en déduit une évolution expérimentale du volume d'activation en fonction de la température $V_a(T)$, présentée sur la Figure III.6. Dans le domaine de vieillissement dynamique, entre 150 et 250°C, la sensibilité à la vitesse de déformation prend des valeurs négatives ou proches de zéro, ce qui conduit à des valeurs de V_a qui divergent. Pour l'identification, le volume d'activation décrit la viscosité en l'absence de vieillissement dynamique, car la contribution à la sensibilité négative à la vitesse de déformation est déjà exprimée par le terme d'ancrage R_a du modèle.

L'évolution de $V_a(T)$ a donc été choisie comme linéaire, de 80 b^3 à 20°C à 158 b^3 à 350°C (b : vecteur de Burgers, b=0.228 nm), en extrapolant les valeurs mesurées à 20°C, 100°C et 300°C en l'absence de vieillissement dynamique.

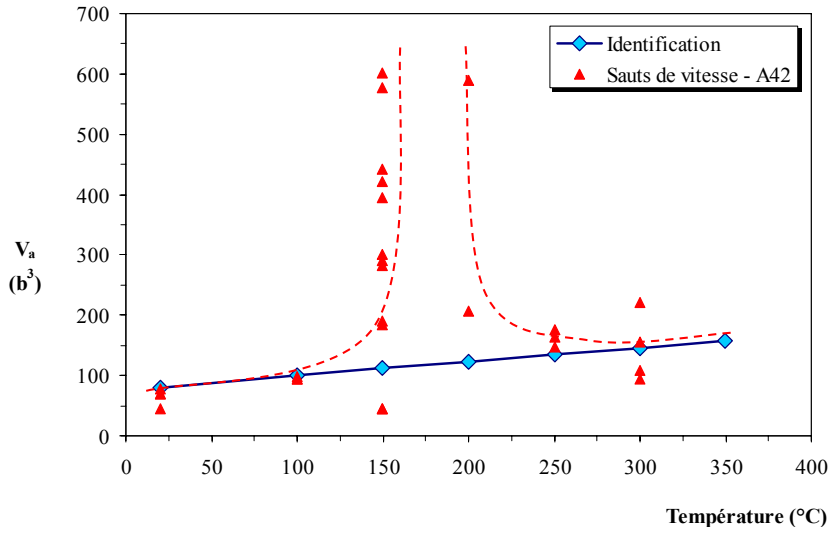


Figure III.6 : Evolution du volume d'activation expérimental et du volume d'activation choisi pour l'identification en fonction de la température. Acier A42, d'après Moreno (1998).

Le module de Young E(T) a été déterminé par identification inverse. Le coefficient de Poisson ν est constant et égal à 0.3. La limite d'élasticité R_0 a été fixée à 200 MPa à température ambiante, de façon à ce que cette valeur représente la micro-limite d'élasticité en absence de vieillissement statique, en négligeant le pic et le plateau de Lüders de la courbe de traction. Une variation linéaire de la limite d'élasticité $R_0(T)$ a été choisie avec la température, avec une évolution similaire à celle du module de Young E(T) entre 20°C et 200°C. L'évolution des paramètres d'élasticité en fonction de la température est présentée sur la Figure III.7.

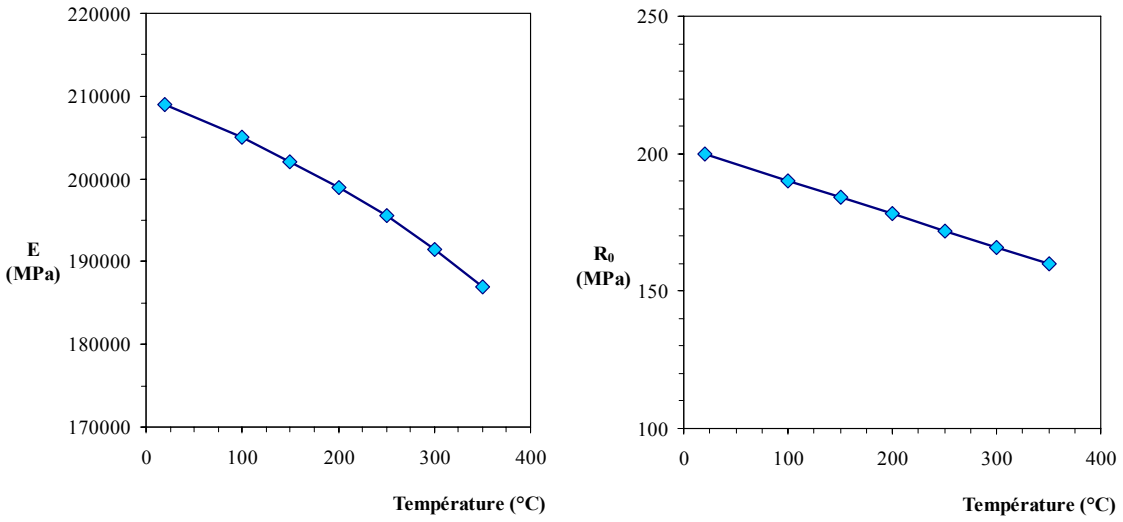


Figure III.7 : Evolution du module de Young E et de la limite d'élasticité R_0 en fonction de la température.

Pour l'écrouissage, les paramètres à déterminer sont Q(T), b(T), et H(T). Le paramètre H a été introduit pour mieux décrire le comportement du matériau dans les grandes déformations. En effet, lors de la procédure d'identification, les calculs par éléments finis sur une éprouvette de traction ont mis en évidence une striction prématurée, qui a été corrigée par l'introduction d'un terme supplémentaire d'écrouissage linéaire. La valeur de H(T) est constante et égale à 440 MPa. Les paramètres Q(T) et b(T) ont été identifiés par méthode inverse. La Figure III.8 présente l'évolution de ces deux paramètres avec la température. Le paramètre b augmente de façon monotone avec la température. Le paramètre Q, qui représente la saturation de l'écrouissage, est plus délicat à déterminer, en particulier pour les températures dans le domaine de vieillissement dynamique. Lors des premières identifications, une évolution monotone de Q(T) a été recherchée. Or, à partir de 150°C, plusieurs mécanismes participent au durcissement apparent sur les courbes de traction expérimentales : l'écrouissage et le vieillissement. Avec cette méthodologie, il s'est avéré impossible de décrire le fort durcissement observé aux hautes températures, le terme de vieillissement du modèle EKMC s'étant avéré insuffisant pour décrire toute l'amplitude de l'ancrage. C'est pour cette raison que nous avons proposé une évolution non monotone de Q(T) avec la température : il diminue d'abord, puis augmente à partir de 150°C. C'est ainsi qu'un phénomène de « sur-écrouissage » a été mis en évidence lors de l'identification. On peut donc en conclure que les phénomènes de vieillissement jouent un rôle sur l'écrouissage classique. En effet, lorsque les dislocations sont ancrées, la déformation plastique nécessite la création de davantage de dislocations. Le fort durcissement observé aux températures intermédiaires résulte donc de l'écrouissage classique, de l'ancrage, et d'une interaction de ces deux phénomènes que nous appelons « sur-écrouissage ».

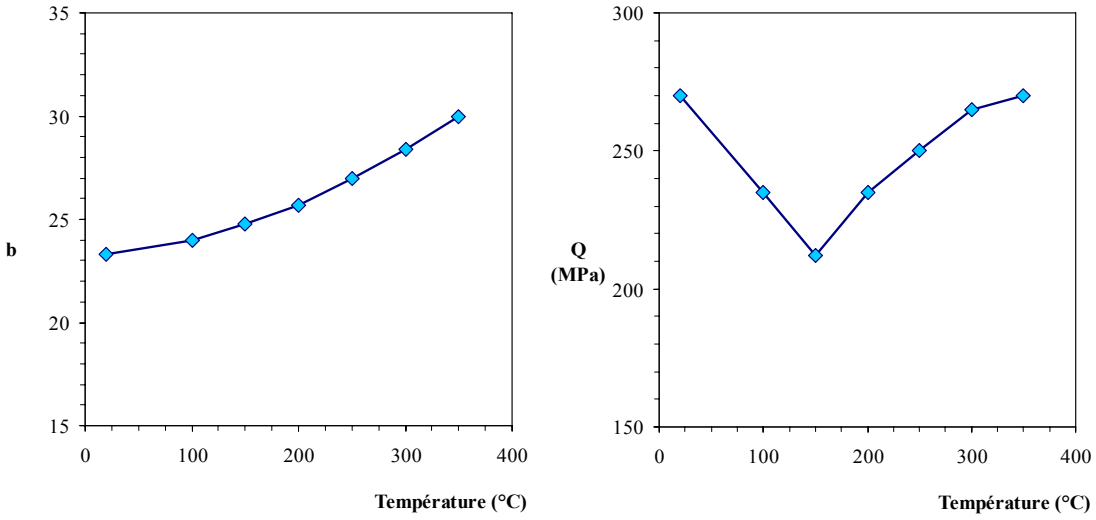


Figure III.8 : Evolution des paramètres d'écrouissage b(T) et Q(T) en fonction de la température.

Pour le terme de vieillissement $P_1.C_s$, 6 paramètres sont à déterminer. Tout d'abord, C_s est fixé à 1, et P_1, qui représente l'amplitude de l'ancrage, décroît lorsque la température augmente,

comme l'indique la Figure III.9. A basse température, ce paramètre correspond à la hauteur du pic de Lüders à partir de la micro-limite d'élasticité à laquelle on ajoute la contrainte liée à l'activation thermique. Dans le domaine de vieillissement dynamique, l'amplitude de l'ancrage peut être déduite de l'écart de contrainte $\Delta\sigma$ entre leurs courbes de traction à 10^{-2} et 10^{-4} s^{-1} lorsque la sensibilité à la vitesse de déformation est négative. On peut noter que ce paramètre a fait l'objet d'un recalage après simulation par éléments finis sur une éprouvette. En effet, une première identification par méthode inverse avait donné des valeurs trop élevées, qui conduisaient, lors des simulations sur éprouvette, à une surestimation de l'effet Portevin – Le Chatelier, avec des décrochements de trop grande amplitude.

Les paramètres qui pilotent le durcissement lié aux phénomènes d'ancrage sont P_2 et α. On identifie ces paramètres par méthode inverse, dans la même étape que Q et b, qui décrivent également un durcissement. L'évolution de $P_2(T)$ et $\alpha(T)$ est présentée sur la Figure III.10. Ils suivent une évolution monotone. Plus la température augmente, plus l'ancrage sature rapidement.

Les paramètres qui pilotent la cinétique d'ancrage liée à la variable interne t_a, représentant le temps de vieillissement, sont n et ω. L'exposant n a été fixé constant à 2/3, en accord avec les valeurs de cinétique de diffusion des solutés vers les dislocations décrites par Cottrell (1953). Des essais isothermes de frottement intérieur réalisés à 30°C ont confirmé ce choix. Le paramètre ω représente la déformation plastique élémentaire observée pour un saut d'obstacle lorsque les dislocations se décrochent de leur point d'ancrage. Il a été fixé à 0.0015, cette valeur étant tirée des travaux de Graff (2007). Par souci de simplification, la déformation élémentaire ω a été supposée constante avec la température : en effet, des simulations par éléments finis ont montré que l'on pouvait décrire aussi bien les bandes de Lüders que le l'effet PLC avec une valeur unique de ω.

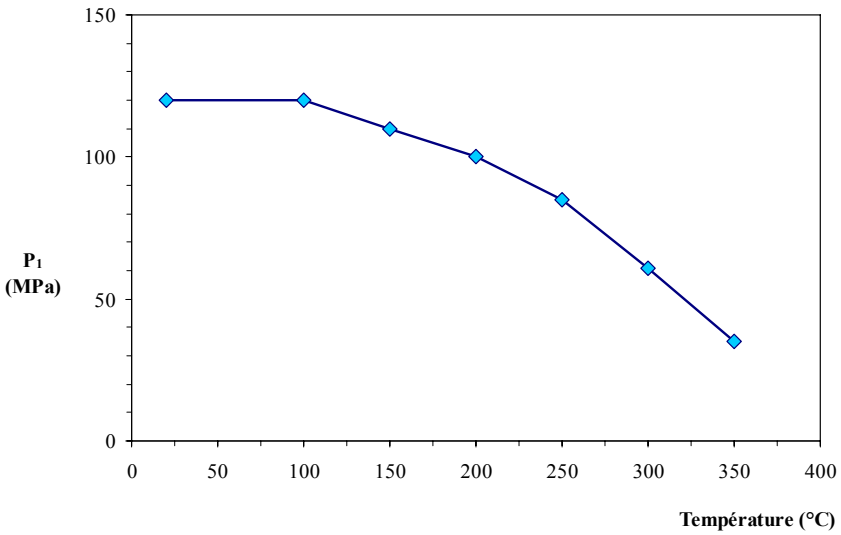


Figure III.9 : Evolution du paramètre d'amplitude de l'ancrage $P_1(T)$ en fonction de la température.

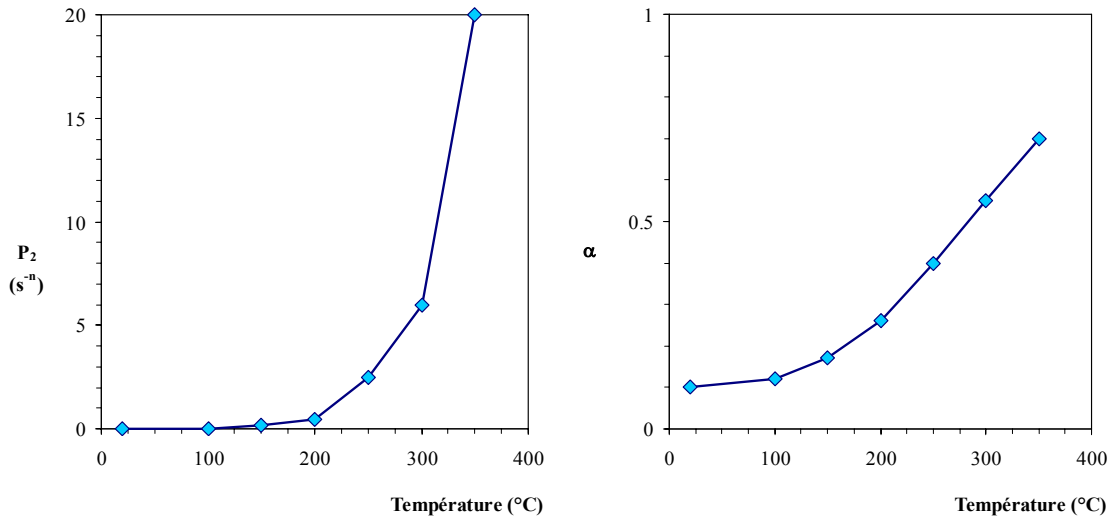


Figure III.10 : Evolution des paramètres de vieillissement $P_2(T)$ et $\alpha(T)$ en fonction de la température.

Enfin, le dernier paramètre à déterminer est le temps de vieillissement initial t_{a0}. Il est nécessaire pour fixer l'état d'ancrage initial du matériau : plus il est grand, plus on obtient un pic et un plateau de Lüders important sur la courbe de traction. Ce paramètre a été déterminé par simulation par éléments finis, en comparant la hauteur de pic et la largeur du plateau des courbes de traction simulées avec celles des courbes expérimentales. L'évolution de t_{a0} avec la température est présentée sur la Figure III.11. On pourrait contester la nécessité de faire varier t_{a0} avec la température, car il est censé représenter l'état initial du matériau, et celui-ci doit être le même à toutes les températures. Cependant, dans le modèle, la valeur de t_{a0} dépend des autres paramètres du terme de vieillissement ; en effet la valeur saturée du terme R_a étant différente pour chaque température, il faut introduire un temps de vieillissement initial t_{a0} différent pour saturer ce terme de vieillissement ; c'est pourquoi t_{a0} doit varier avec la température. Pour les essais situés dans le domaine de vieillissement dynamique, entre 200 et 350°C, l'amplitude du vieillissement dynamique ($\Delta\sigma$ correspondant à la sensibilité négative à la vitesse de déformation) est plus importante que celle du vieillissement statique ($\Delta\sigma$ du pic de Lüders). Or avec le modèle EKMC, ces deux phénomènes sont pilotées par un seul paramètre : P_1. Pour ces températures, t_{a0} va alors être utilisé comme un paramètre de réglage du vieillissement statique. Ainsi, à 200 et 250°C, on règle t_{a0} pour obtenir un état initial partiellement ancré, pour diminuer l'effet Lüders qui est peu présent à ces températures. À 300 et 350°C, on pose $t_{a0} = 0$, pour éliminer l'effet du vieillissement statique. La nécessité de faire varier t_{a0} met en évidence la faiblesse du modèle à représenter à la fois le vieillissement statique et le vieillissement dynamique avec un seul terme de vieillissement.

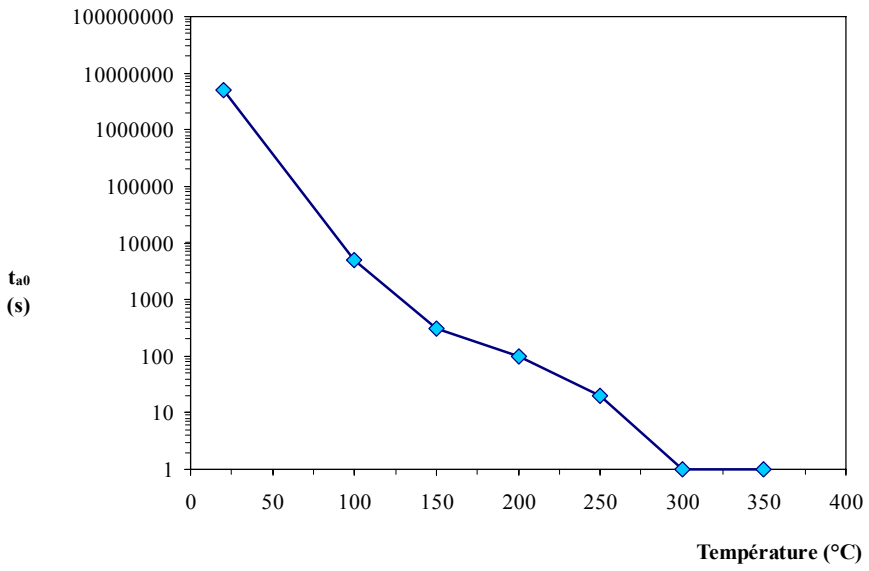


Figure III.11 : Evolution du paramètres de vieillissement initial t_{a0} en fonction de la température.

Le Tableau III-2 présente l'ensemble des paramètres identifiés en fonction de la température. Ce jeu de paramètres permet de simuler à la fois le vieillissement statique et le vieillissement dynamique. Les paramètres évoluent de façon monotone avec la température, sauf le paramètre d'écrouissage classique Q(T), qui conduit au phénomène de sur-écrouissage mis en évidence lors de l'identification.

Température (°C) ***Température (K)***	***20°C*** ***293K***	***100°C*** ***373K***	***150°C*** ***423K***	***200°C*** ***473K***	***250°C*** ***523K***	***300°C*** ***573K***	***350°C*** ***623K***
$E(MPa)$	209000	205000	202000	199000	195500	191500	187000
ν	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
$R_0(MPa)$	200	190	184	178	172	166	160
$Q(MPa)$	270	235	212	235	250	265	270
b	23.3	24	24.8	25.7	27	28.4	30
$H(MPa)$	440	440	440	440	440	440	440
$\dot{\varepsilon}_0(s^{-1})$	1.00E-07	1.00E-07	1.00E-07	1.00E-07	1.00E-07	1.00E-07	1.00E-07
$E_a(eV)$	0.0022	0.0022	0.0022	0.0022	0.0022	0.0022	0.0022
$V_a(b^3)$	80	100	112	123	135	146	158
n	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66
$P_1(MPa)$	120	120	110	100	85	61	35
$t_{a_{initial}}(s)$	5000000	5000	300	100	20	1	1
ω	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015
$P_2(s^{-n})$	0.0003	0.015	0.17	0.45	2.5	6	20
α	0.1	0.12	0.17	0.26	0.4	0.55	0.7

Tableau III-2 : Paramètres identifiés du modèle EKMC en fonction de la température.

III.3.3 Vérification du comportement en traction simple

Dans un premier temps, afin de discuter les résultats de l'identification, nous confrontons le comportement simulé en traction sur un élément de volume aux résultats expérimentaux. La Figure III.12 présente la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation, obtenue par simulation de la traction jusqu'à 5% de déformation, en comparaison aux points expérimentaux. Pour des raisons de lisibilité, seules trois températures sont représentées : 20°C, 200°C et 350°C.

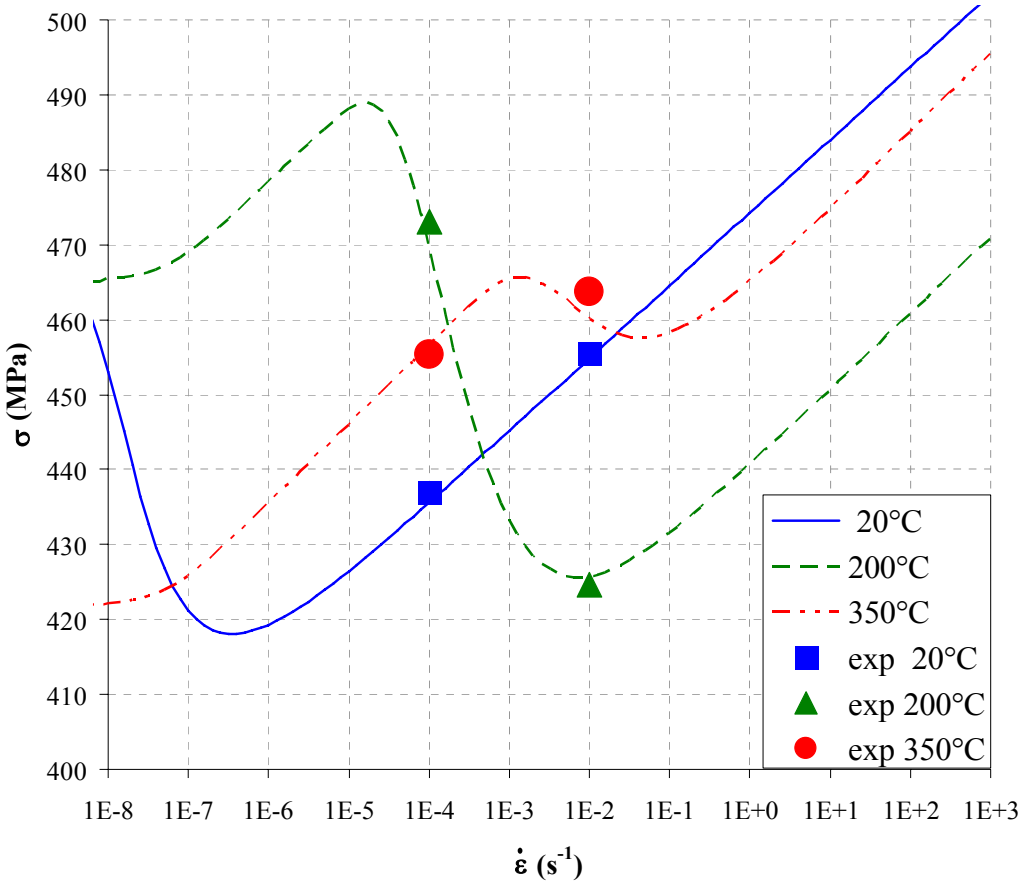


Figure III.12 : Contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation à 5% de déformation.

On peut tout d'abord observer une bonne corrélation avec les données expérimentales. Les courbes tracées sur la Figure III.12 présentent 3 domaines :

- Le domaine « basse vitesse » se caractérise par une sensibilité positive à la vitesse de déformation, et une contrainte d'écoulement élevée. Ce domaine correspond au mode de déformation « ancré » que l'on peut aussi qualifier de « traînage ». En effet, dans le matériau, les dislocations se déplacent avec leur nuage de solutés, ce qui a pour effet de maintenir la contrainte d'écoulement à un niveau élevé. Dans le modèle, cela correspond à une valeur saturée du terme de vieillissement : R_a est maximal. La pente de la partie linéaire de ce régime basse vitesse est liée à la relation d'activation thermique du modèle.

- Le domaine « grande vitesse » se caractérise par une sensibilité positive à la vitesse de déformation, et une contrainte d'écoulement plus faible que dans le régime « basse vitesse ». Ce domaine correspond à un mode de déformation totalement désancré. En effet, dans le matériau, à de telles vitesses de déplacement des dislocations, la diffusion n'a pas le temps de se produire et les dislocations se déplacent libres de tout soluté. Dans le modèle, cela correspond à une valeur nulle du terme de vieillissement : $R_a = 0$. Comme pour le régime de traînage, la pente de la partie linéaire du régime haute vitesse est liée à la relation d'activation thermique.

- Le domaine « intermédiaire » se situe entre les régimes basse vitesse et haute vitesse. Ce domaine se caractérise par une sensibilité négative à la vitesse de déformation, et il coïncide avec le domaine d'apparition du phénomène Portevin – Le Chatelier. Dans ce régime, expérimentalement, la compétition entre la vitesse de déplacement des dislocations et la vitesse de diffusion des solutés est maximale. Cette compétition conduit à une déformation hétérogène de l'éprouvette, car, en certains endroits de l'éprouvette, selon la vitesse de déformation localement atteinte, des dislocations sont ancrées, et en d'autres endroits les dislocations se libèrent de leur nuage de solutés, provoquant un adoucissement local et une localisation de la déformation. L'hétérogénéité de vitesse de déformation induite par les bandes de déformation localisées de PLC augmente encore le contraste entre les zones ancrées, et les zones désancrées. Dans le modèle, ce phénomène se traduit par des variations du terme R_a, et en particulier par la forte dépendance à la vitesse de déformation de la variable interne t_a. Le terme R_a décrit des états partiellement ancrés, dont le niveau dépend de la vitesse de déformation, mais aussi du niveau de déformation atteint. Ainsi, une augmentation de la vitesse de déformation conduit à une diminution de t_a, ce qui explique la sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation décrite par le modèle. Il apparaît donc un domaine $(T\,;\dot{\varepsilon})$ de sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation correspondant aux phénomènes PLC observés expérimentalement.

Dans un second temps, nous présentons les résultats obtenus par simulation de l'éprouvette de traction. Ce modèle a été utilisé lors de l'identification, pour recaler certains paramètres. Tous les essais de traction de la base expérimentale ont été simulés à l'aide du logiciel de calcul par éléments finis ZeBuLoN. En tout quatorze simulations ont été effectuées, pour les températures de 20 à 350°C et pour les vitesses de déformation 10^{-2} s^{-1} et 10^{-4} s^{-1}. Pour la modélisation, nous avons choisi de mailler une éprouvette plate, pour limiter le temps de calcul en se limitant à un problème 2D, bien que pour les essais des éprouvettes cylindriques aient été utilisées. La géométrie de l'éprouvette plate « équivalente » a donc été modélisée. Des éléments à 8 nœuds et à intégration réduite 2D contraintes planes, ont été utilisés. Les dimensions de l'éprouvette réelle ont été appliquées : largeur = diamètre = 6 mm et longueur utile = 36 mm. Les congés de raccordement et les têtes d'amarrage de l'éprouvette ont aussi été modélisés, car ils sont souvent à la source des localisations de la déformation. Dans la zone utile, un maillage régulier a été appliqué avec une taille de maille de 1mm. Le déplacement est imposé aux nœuds situés en haut

de l'éprouvette. L'axe de traction est maintenu en bloquant les déplacements latéraux de deux nœuds situés au niveau des mors (en haut et en bas de l'éprouvette). Le calcul est effectué en petites déformations avec actualisation de la géométrie. L'analyse des résultats est identique à celle réalisée pendant l'essai. La déformation est calculée d'après le déplacement de deux points de mesure centrés sur la zone utile, correspondant à l'extensomètre. La longueur utile de l'extensomètre est de 24 mm (identique lors de l'essai). Le maillage et les conditions aux limites sont présentés sur la Figure III.13.

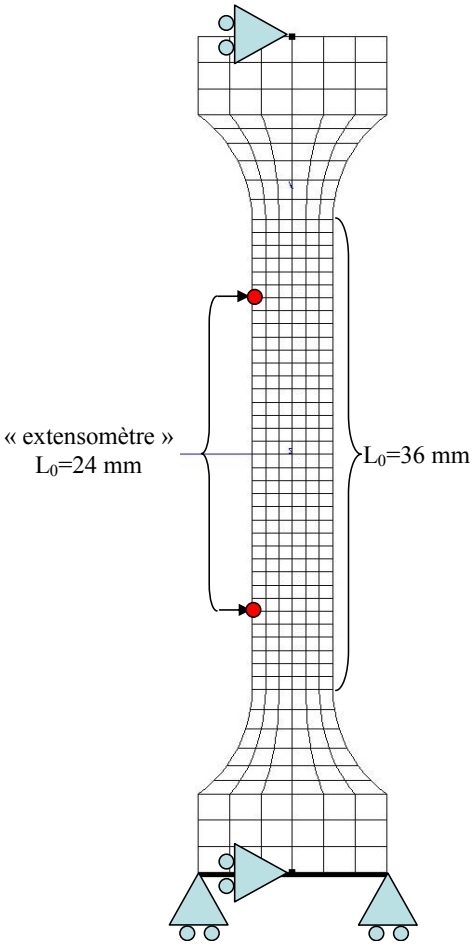


Figure III.13 : Maillage et conditions limites de l'éprouvette de traction plate modélisée.

Pour exploiter les résultats et pour les comparaisons à l'expérience, les courbes de traction conventionnelles sont tracées : $\sigma = F/S_0$ (avec $S_0 = 6$ mm^2) en fonction de $\varepsilon = \Delta L/L_0$ (avec $L_0 = 24$ mm), issues de la simulation de l'essai de traction (Figure III.14 et Figure III.15).

On peut tout d'abord constater que l'identification des paramètres proposée permet une représentation correcte des effets du vieillissement sous déformation. Pour les simulations de l'essai de traction à 10^{-4} s^{-1}, le modèle prévoit bien une diminution du pic et du palier de Lüders avec la température. Des décrochements de Portevin – Le Chatelier sont obtenus à 150°C et 200°C, conformément à l'expérience. Les courbes à 250°C, 300°C, et 350°C présentent une contrainte d'écoulement élevée, en accord avec les phénomènes d'ancrage observés

expérimentalement (augmentation de R_m). La courbe la plus ancrée se situe à 250°C. Pour les simulations à 10^{-2} s^{-1}, on observe également une diminution de l'effet Lüders avec la température. L'effet Portevin – Le Chatelier est simulé à 250°C et 300°C. Les courbes à 300°C et 350°C présentent une contrainte d'écoulement élevée, sans effet PLC marqué. On observe bien, comme dans l'expérience, un décalage des phénomènes de vieillissement dynamique vers les plus hautes températures lorsque l'on augmente la vitesse de déformation (cf. Partie II).

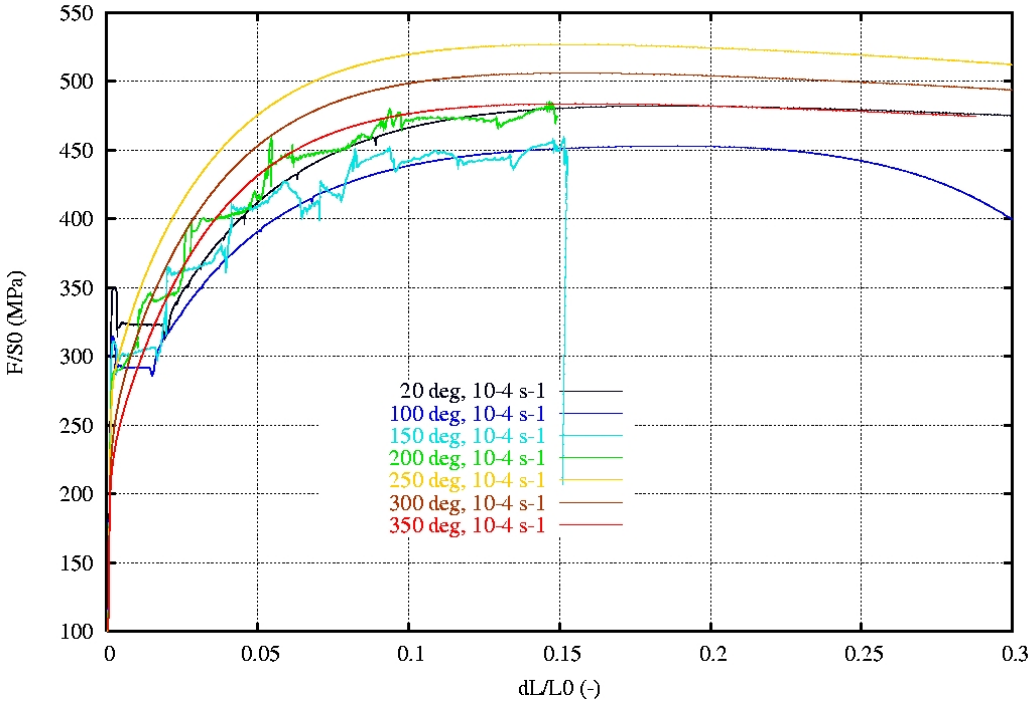


Figure III.14 : Courbes de traction conventionnelles simulées à 10^{-4} s^{-1} de 20 à 350°C.

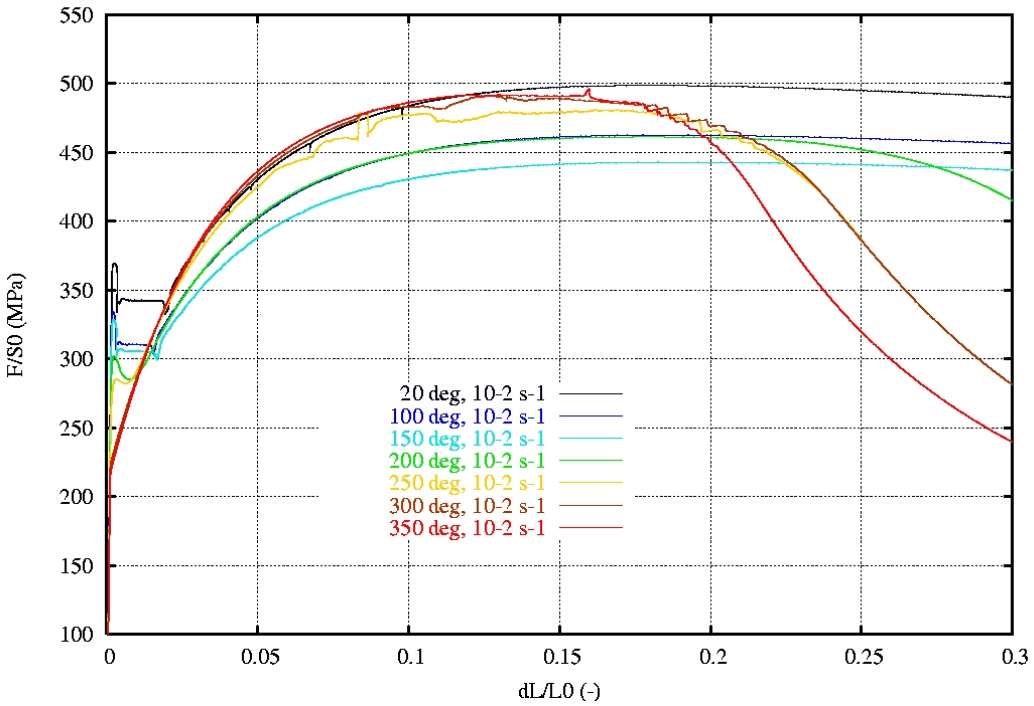


Figure III.15 : Courbes de traction conventionnelles simulées à 10^{-2} s^{-1} de 20 à 350°C.

Nous commenterons en particulier les courbes de traction obtenues à 20°C, à 200°C et à 350°C et leur comparaison à l'expérience, illustrées sur la Figure III.16. A 20°C, le vieillissement statique est bien simulé ; le pic et le palier de Lüders sont semblables à l'expérience, et ce, pour les deux vitesses de déformation simulées. A 200°C, on simule l'effet Portevin – Le Chatelier à 10^{-4} s^{-1}, comme dans l'expérience. La sensibilité à la vitesse de déformation est bien négative : la courbe à 10^{-4} s^{-1} est supérieure à celle à 10^{-2} s^{-1}. Cependant on peut observer expérimentalement un léger effet PLC à 10^{-2} s^{-1} que l'on n'arrive pas à reproduire dans la simulation. Néanmoins le niveau de contrainte reste cohérent avec l'expérience. A 350°C, dans la simulation comme dans l'expérience, la contrainte d'écoulement est élevée, avec un ancrage important qui dépend de la vitesse de déformation, c'est pourquoi on observe entre les deux vitesses d'essai une sensibilité quasi nulle de la contrainte à la vitesse de déformation.

Cependant, même si la plupart des effets du vieillissement sous déformation sont correctement représentés, on observe que les décrochements simulés ne sont pas du même type que ceux observés expérimentalement. Le phénomène d'arrêt des décrochements à une valeur critique de déformation plastique n'est pas reproduit par le modèle.

III.3.4 Discussion

L'identification du modèle EKMC a été réalisée de 20 à 350 °C. Elle a permis de caractériser à la fois le vieillissement statique et dynamique, les effets d'ancrage, et de sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation sur cet intervalle de température. L'identification a par ailleurs permis de mettre en évidence un phénomène de sur-écrouissage : le terme de

vieillissement du modèle s'est avéré insuffisant pour décrire entièrement le fort durcissement observé expérimentalement en présence de vieillissement dynamique.

La principale difficulté de cette identification a été de proposer une évolution pertinente des paramètres identifiés avec la température, afin de passer progressivement du vieillissement statique au vieillissement dynamique. Nous notons certains points de discussion.

Tout d'abord, une des difficultés rencontrées a été d'identifier le comportement sur un élément de volume. En effet, cela pose un problème pour les essais présentant l'effet PLC. Avec SiDoLo, nous simulons l'essai de traction à vitesse de déformation quasi-constante, bien que celle-ci varie légèrement puisque nous imposons la vitesse de déformation macroscopique au cours de l'essai. Or, lors de l'essai, l'éprouvette présente des hétérogénéités de vitesse de déformation plastique, et la courbe de traction enregistrée ne représente pas l'état local que nous tentons de simuler. En particulier pour les essais avec PLC, nous simulons sur un élément de volume un état d'ancrage homogène, alors que sur l'éprouvette, il existe des zones ancrées, et des zones désancrées. Les phénomènes de localisation résultant aussi d'un effet de structure, il a été nécessaire de confronter régulièrement les résultats de l'identification, en simulant une éprouvette de traction pour comparer la courbe de traction à l'expérience, avant de tirer des conclusions sur la pertinence de l'identification. Plusieurs allers et retours entre la simulation sur élément de volume et la modélisation de l'éprouvette entière ont donc été nécessaires avant de proposer un jeu de paramètre optimal, rendant plus lourde la procédure d'identification, alors que la base expérimentale comporte déjà quatorze essais à simuler.

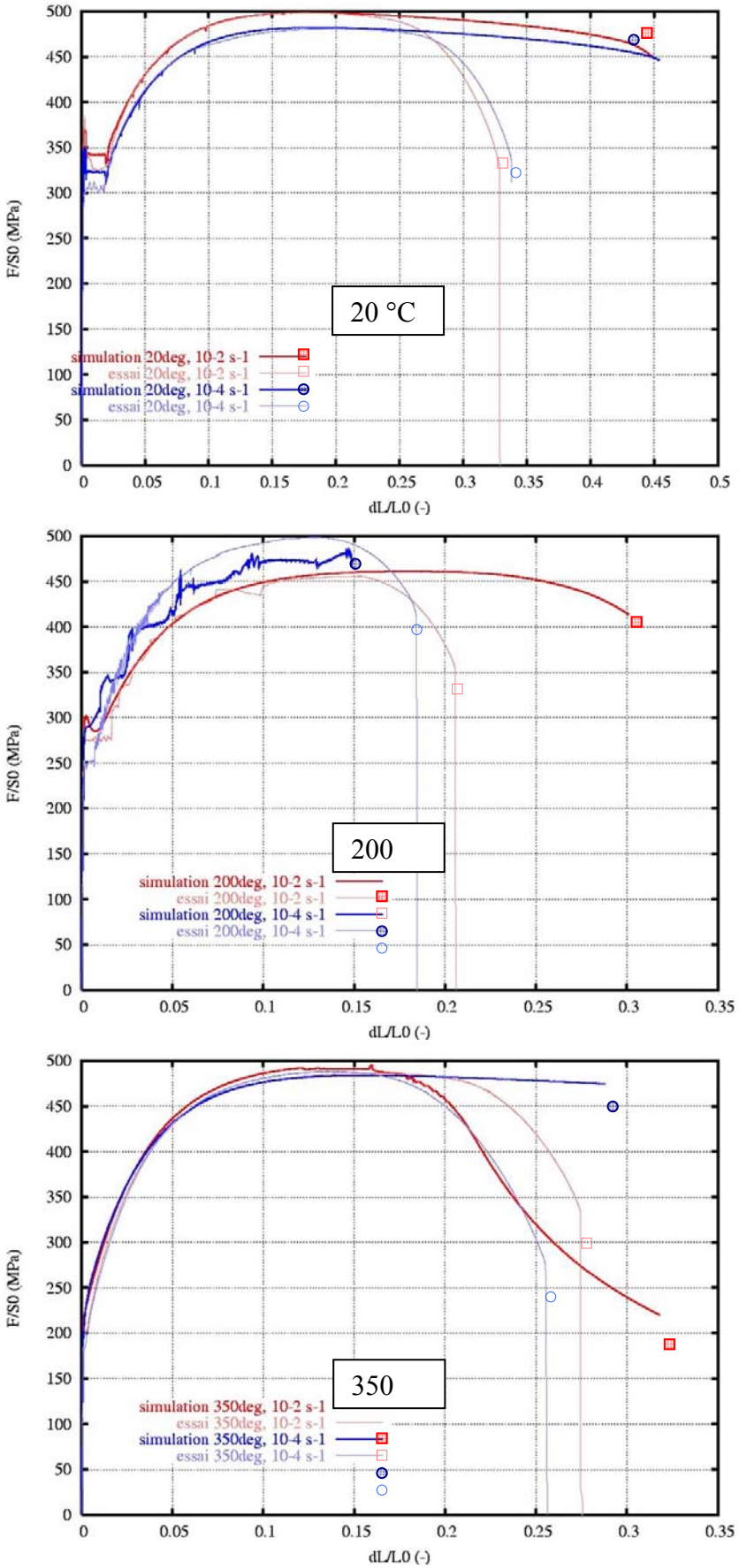


Figure III.16 : Courbes conventionnelles de traction à 20°C, 200°C et 350°C. Comparaison à l'expérience.

Le second point de discussion porte sur la faiblesse du modèle à dissocier les effets de vieillissement statique et de vieillissement dynamique. En effet, ce modèle permet de regrouper, dans un seul terme, les vieillissements statique et dynamique. Cependant, au cours de l'identification, nous avons réalisé que l'amplitude de l'ancrage statique était différente de celle de l'ancrage dynamique. En effet, alors que le pic de Lüders diminue progressivement avec la température, l'ancrage pendant la déformation plastique, lui, augmente avec la température jusqu'à atteindre des valeurs plus élevées que le pic de Lüders observé expérimentalement. Or, dans le modèle, cet effet ne peut pas être simulé correctement puisque l'on ne dispose que d'un seul terme d'ancrage. Le moyen de s'affranchir de ce problème a été de modifier l'état d'ancrage initial à l'aide de du paramètre t_{a0}. Cela permet d'ajuster convenablement la hauteur du pic de Lüders, mais aucun sens physique ne peut être attribué à une telle variation de l'état d'ancrage initial.

Afin d'observer l'évolution des phénomènes de vieillissement sous déformation avec la température, les courbes de variation de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation ont été tracées pour chaque jeu de paramètre isotherme identifié. Cette représentation permet de distinguer les modes de déformation : ancré ou désancré, ainsi que les domaines de sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation. L'identification des paramètres proposée permet de décrire correctement la sensibilité à la vitesse de déformation observée expérimentalement, et les points expérimentaux se positionnent bien sur les courbes numériques. Cependant, ne disposant que de deux essais à deux vitesses de déformation différentes pour chaque température, il est difficile de prévoir la forme des courbes obtenues en dehors des points expérimentaux. Ainsi, le jeu proposé décrit correctement les phénomènes observés, mais il est possible qu'une autre identification puisse aussi décrire les résultats expérimentaux actuellement disponibles.

Enfin, concernant l'effet Portevin Le Chatelier, l'identification du modèle EKMC a permis de simuler des décrochements dans les bons domaines de température et de vitesse de déformation, mais la reproduction du type de décrochement (A, B ou C) n'a pas été recherchée.

L'identification avait pour objectif de décrire le comportement de 20 à 350 °C et en particulier de simuler les différents phénomènes du vieillissement sous déformation aux températures et aux vitesses de déformation où ils ont été observés. L'accent a été mis sur le fait que l'on souhaitait obtenir, sur une éprouvette en traction, les localisations de la déformation plastique, Lüders ou Portevin – Le Chatelier, dans les bonnes gammes de température et de vitesse de déformation. Cet objectif a été atteint, et le jeu de paramètre identifié en fonction de la température permet d'obtenir tous les effets du vieillissement statique et dynamique observés expérimentalement.

III.4 Modélisation du vieillissement statique

Dans cette partie, nous présentons les résultats de simulations à 20°C et 10^{-4} s^{-1} d'une éprouvette de traction, à l'aide du modèle de vieillissement sous déformation précédemment identifié. La type de modélisation, le chargement et les conditions aux limites sont ceux décrits dans le paragraphe III.3.3. Nous analyserons plus particulièrement les phénomènes de localisation de déformation plastique que le modèle est capable de reproduire. Nous déterminerons l'influence des choix de modélisation de localisation : 2D, axisymétrique, 3D, sur les phénomènes de localisation de type Lüders.

III.4.1 Modèle 2D en contraintes planes

Lors de l'identification, des simulations de l'essai de traction ont été effectuées afin de vérifier les prédictions du modèle identifié. Nous étudions ici plus particulièrement la localisation de la déformation plastique associée au vieillissement statique. La Figure III.17 montre la bande de Lüders que l'on peut observer sur l'éprouvette pendant le palier. La déformation est hétérogène sur l'éprouvette : sur la partie inférieure, l'éprouvette est plastifiée à 2,5%, ce qui correspond à la longueur du plateau de Lüders observé sur la courbe de traction correspondante, et la partie supérieure de l'éprouvette n'est pas encore déformée plastiquement. La bande se forme près d'un congé (en bas de l'éprouvette), et progresse de bas en haut pour envahir progressivement toute la longueur utile. Lorsque la déformation plastique a envahi toute l'éprouvette, la déformation devient à nouveau homogène, et le palier prend fin. La bande de Lüders est inclinée à environ 55° par rapport à l'axe de traction. Ce type de bande est en accord avec les observations expérimentales sur éprouvettes plates (Jaoul, 1964).

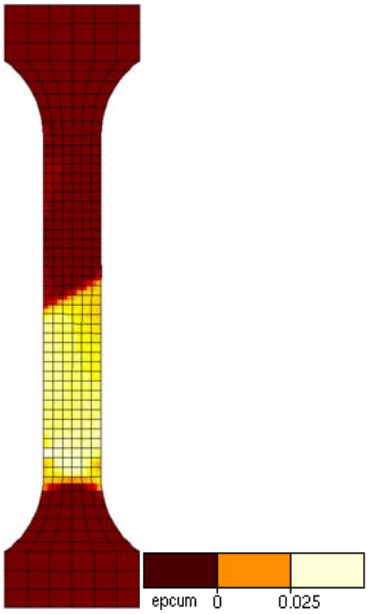


Figure III.17 : Bande de Lüders sur une éprouvette plate modélisée en contraintes planes (ΔL/L0=1.5%).

Une étude a permis de déterminer l'influence de certains paramètres de modélisation en contraintes planes (Belotteau et al., 2006). Il a été montré que la taille du maillage ne joue pas un rôle déterminant sur la localisation de type Lüders : un maillage grossier décrit seulement avec moins de précision le front de la bande de Lüders. L'introduction d'un maillage aléatoire, avec des éléments de différentes tailles, a montré que l'on peut simuler un front de propagation plus proche de la réalité (Nadai, 1950), (Jaoul, 1964), avec un front principal, et des bandes secondaires autour du front principal. En revanche, l'influence des conditions aux limites a été étudiée, et nous avons montré que ce paramètre influait beaucoup sur la formation et la propagation de la bande : lorsque la symétrie axiale (symétrie de plan) est imposée sur toute la longueur de l'éprouvette, la localisation se forme en croix et progresse ainsi, avec un front de bande en V. Lorsque la symétrie axiale est seulement imposée au niveau des têtes d'amarrage de l'éprouvette, la propagation de la bande s'effectue en deux temps : une première bande se forme sur un congé et commence à se propager, et, lorsque la flexion de l'éprouvette devient trop importante, une nouvelle bande s'amorce au niveau du congé opposé, afin de compenser la perte d'axialité provoquée par la première bande. Une relation entre la forme du palier et la propagation de la bande de Lüders a été trouvée : lorsqu'un événement particulier survient lors de la propagation (rencontre de deux fronts de propagation, formation d'une seconde bande, naissance de bandes secondaires), on observe des variations du niveau de contrainte sur le palier de la courbe de traction (Belotteau et al., 2006).

III.4.2 Modèle axisymétrique

Le modèle d'éprouvette en contraintes planes, présenté précédemment, ne correspond pas à la géométrie d'éprouvettes cylindriques utilisées expérimentalement. Nous proposons donc une modélisation des éprouvettes cylindriques dans un premier temps en 2D axisymétrique. Pour des raisons de simplicité, seule la moitié supérieure de l'éprouvette a été modélisée. La Figure III.18 présente la courbe conventionnelle de traction simulée avec le modèle axisymétrique comparée à la courbe expérimentale à 20 °C. Les résultats sont comparés aux résultats de la modélisation en 2D contraintes planes. Le maillage de l'éprouvette modélisée apparaît également sur la Figure III.18.

On peut constater que la simulation du palier de Lüders donne des résultats plus proches de l'expérience en axisymétrique qu'en contraintes planes. On remarque également que la modélisation axisymétrique donne de meilleurs résultats en striction que le modèle en contraintes planes. Donc même si ce modèle est très simplifié, il permet de bien rendre compte du phénomène de vieillissement statique, ainsi que de la striction. La striction reste néanmoins très mal prédite pour plusieurs raisons : le maillage est très grossier, et l'endommagement ductile n'est pas pris en compte. Par ailleurs, il est difficile de commenter la progression de la bande de Lüders sur un tel modèle, en raison de la taille du maillage et les conditions de

symétrie appliquées ici. C'est pourquoi nous avons simulé l'essai de traction sur une éprouvette maillée en 3D.

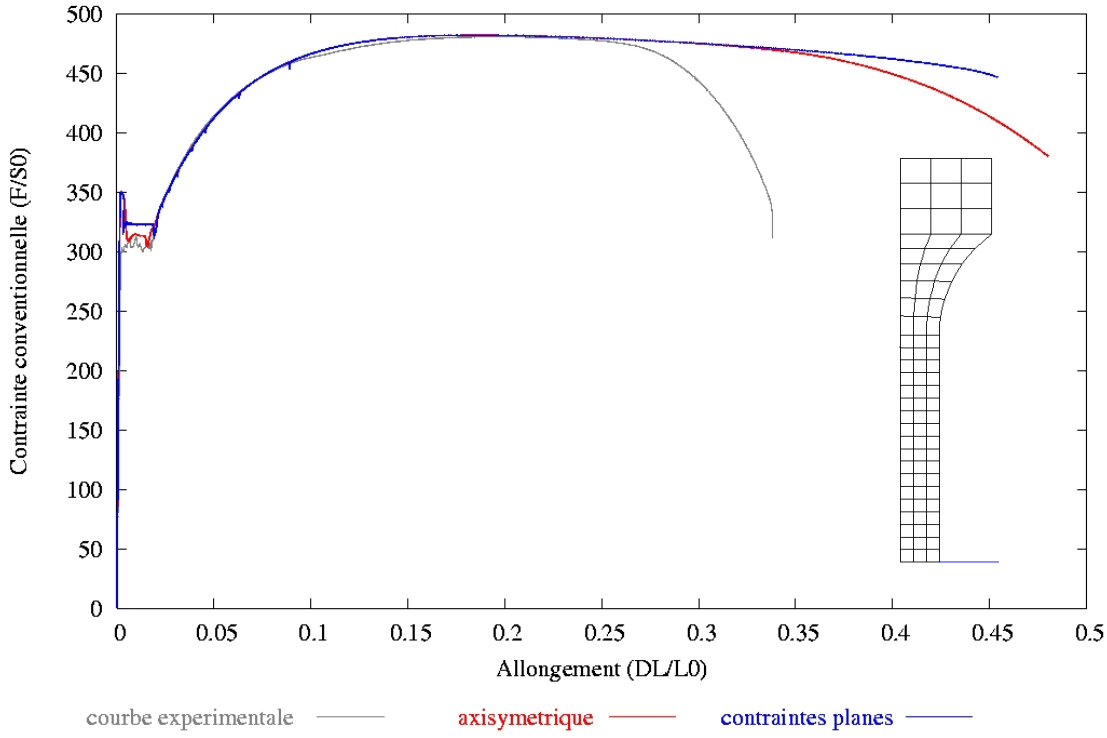


Figure III.18 : Courbe conventionnelle simulée avec le modèle axisymétrique, à 20°C, 10^{-4} s^{-1}. Comparaison à l'expérience et à la modélisation en contraintes planes.

III.4.3 Modèle 3D

Un maillage de l'éprouvette en 3D a été réalisé, afin de comparer les résultats avec la modélisation axisymétrique. Nous avons aussi voulu déterminer la forme de la bande en 3D. Dans un premier temps, une taille de maille identique au modèle précédent a été utilisée, soit 1 mm. L'éprouvette a été modélisée en entier. L'axe de traction est imposé en deux nœuds situés en haut et en bas de l'éprouvette, au niveau des têtes. Les rotations relatives des têtes de l'éprouvette sont permises. La méthode d'analyse est restée identique.

La Figure III.19 montre une comparaison de la courbe conventionnelle simulée en 3D avec celle simulée en 2D axisymétrique, ainsi qu'avec la courbe expérimentale de référence. On peut également visualiser sur cette figure le maillage 3D utilisé pour ce modèle. La courbe obtenue en 3D est rigoureusement identique à celle obtenue en axisymétrique. En particulier, le palier de Lüders n'est pas différent en 3D de celui en 2D. Ce résultat nous amène à déduire que la progression de la bande de Lüders qui conduit au plateau doit présenter les mêmes caractéristiques en 2D qu'en 3D, c'est-à-dire une bande de Lüders respectant l'axisymétrie du problème. En observant les cartes de déformation plastique cumulée obtenues pendant le palier de Lüders en 3D, le front de bande paraît plutôt plat, correspondant à une bande de Lüders

horizontale. Une bande de Lüders avec un front horizontal a également été observé avec le modèle axisymétrique.

En fait, avec une taille de maille de 1 mm, il est difficile de conclure sur la forme du front de la bande de Lüders. On peut également penser qu'un nombre d'éléments trop faible dans l'épaisseur du fût de l'éprouvette peut perturber la formation de la bande de Lüders. Pour étudier la forme de la bande de Lüders dans l'épaisseur de l'éprouvette cylindrique, nous avons donc mis en place un maillage deux fois plus fin.

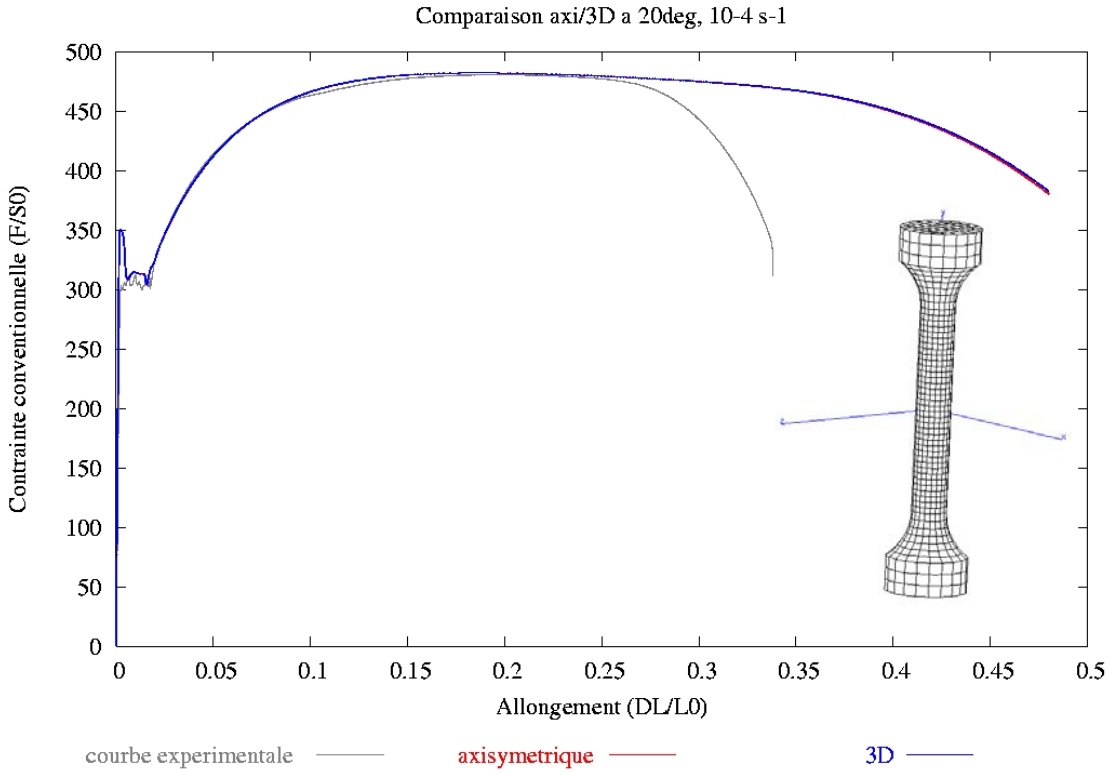


Figure III.19 : Courbe conventionnelle simulée avec le modèle 3D. Comparaison au modèle 2D axisymétrique.

III.4.4 Modèle 3D avec maillage fin

Le maillage fin utilisé pour étudier la propagation de la bande de Lüders en 3D possède une taille d'élément de 0,5 mm dans la zone utile. Le maillage est régulier dans le fût de l'éprouvette. Les conditions aux limites et le comportement sont les mêmes que pour le modèle avec le maillage grossier. Le maillage fin utilisé apparaît sur la Figure III.20.

La courbe de traction conventionnelle obtenue à l'aide du maillage fin, et en particulier le palier de Lüders, est strictement identique à celle obtenue avec le maillage grossier, ce qui nous conduit à penser que la propagation de la bande de Lüders est identique avec les maillages fin et grossier, ainsi qu'avec le modèle 2D axisymétrique. Sur la Figure III.21, on observe le palier de

Lüders simulé à l'aide du modèle 3D fin, ainsi que quatre cartes de déformation plastique cumulée montrant les étapes de la propagation des bandes de Lüders en surface, et à cœur, dans une vue en coupe longitudinale de l'éprouvette. La progression des bandes suit le même déroulement qu'avec le modèle axisymétrique et qu'avec le modèle 3D avec le maillage grossier :

1) apparition de déformation plastique en haut et en bas de l'éprouvette ;

2) localisation de la déformation plastique dans ces deux zones ;

3) progression de chaque bande de l'extrémité vers le centre de l'éprouvette ;

4) rencontre des deux bandes au centre de l'éprouvette.

Cette progression donne lieu à ce palier caractéristique, avec un plateau de contrainte constant, et une décharge à la fin du palier lorsque les deux bandes se rencontrent.

On observe que l'intersection de la bande en 3D avec la surface forme un cercle et donc que la bande est totalement axisymétrique. A cœur, on observe que la plasticité apparaît au centre de l'éprouvette (1), en forme de croix dans la coupe, semblable au front de bande observé sur la simulation en 2D axisymétrique. La zone plastique grossit ensuite et rejoint les bords (2). Les deux bandes progressent ensuite : le front fixe aux extrémités reste incurvé, alors que le front de propagation s'incurve dans l'autre sens (3). Lors de la rencontre des deux bandes, le front de la bande s'aplatit aux deux extrémités.

Ces résultats nous montrent que le modèle 2D axisymétrique simplifié donne les mêmes résultats que le modèle 3D avec maillage fin. On pourrait donc a priori se limiter à des calculs simples pour représenter le comportement à 20°C.

Cependant, vis-à-vis de l'expérience, les prévisions de localisations « axisymétriques » semblent assez peu réalistes. Tout d'abord, sur des éprouvettes plates de traction, la bande de déformation localisée est toujours inclinée par rapport à l'axe de traction à un angle d'environ 54°. Les calculs 2D en contraintes planes avec prise en compte du vieillissement statique permettent de bien reproduire ce phénomène. Le front de la bande de Lüders sur une éprouvette cylindrique a été étudié expérimentalement (cf. partie II.3.3). Ces observations ont montré que la bande de Lüders sur l'éprouvette cylindrique est orientée à un angle d'environ 55° par rapport à l'axe de traction. De plus, si l'on observe la courbe expérimentale, et en particulier le palier de Lüders sur la Figure III.21, on constate que la contrainte subit des variations pendant le plateau. Il a déjà été montré que de tels paliers avec variations de contrainte sont rencontrés lorsque la propagation de la bande de Lüders est discontinue, avec plusieurs fronts de propagation, et souvent une bande principale et des bandes secondaires (Belotteau et al., 2006). Les variations de la contrainte pendant le palier, ainsi que les observations du front de bande au microscope optique, montrent que la situation réelle n'est pas aussi symétrique que dans les simulations numériques.

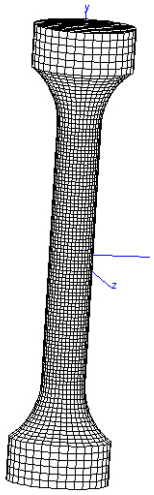


Figure III.20 : Maillage fin utilisé pour l'analyse de la bande de Lüders en 3D.

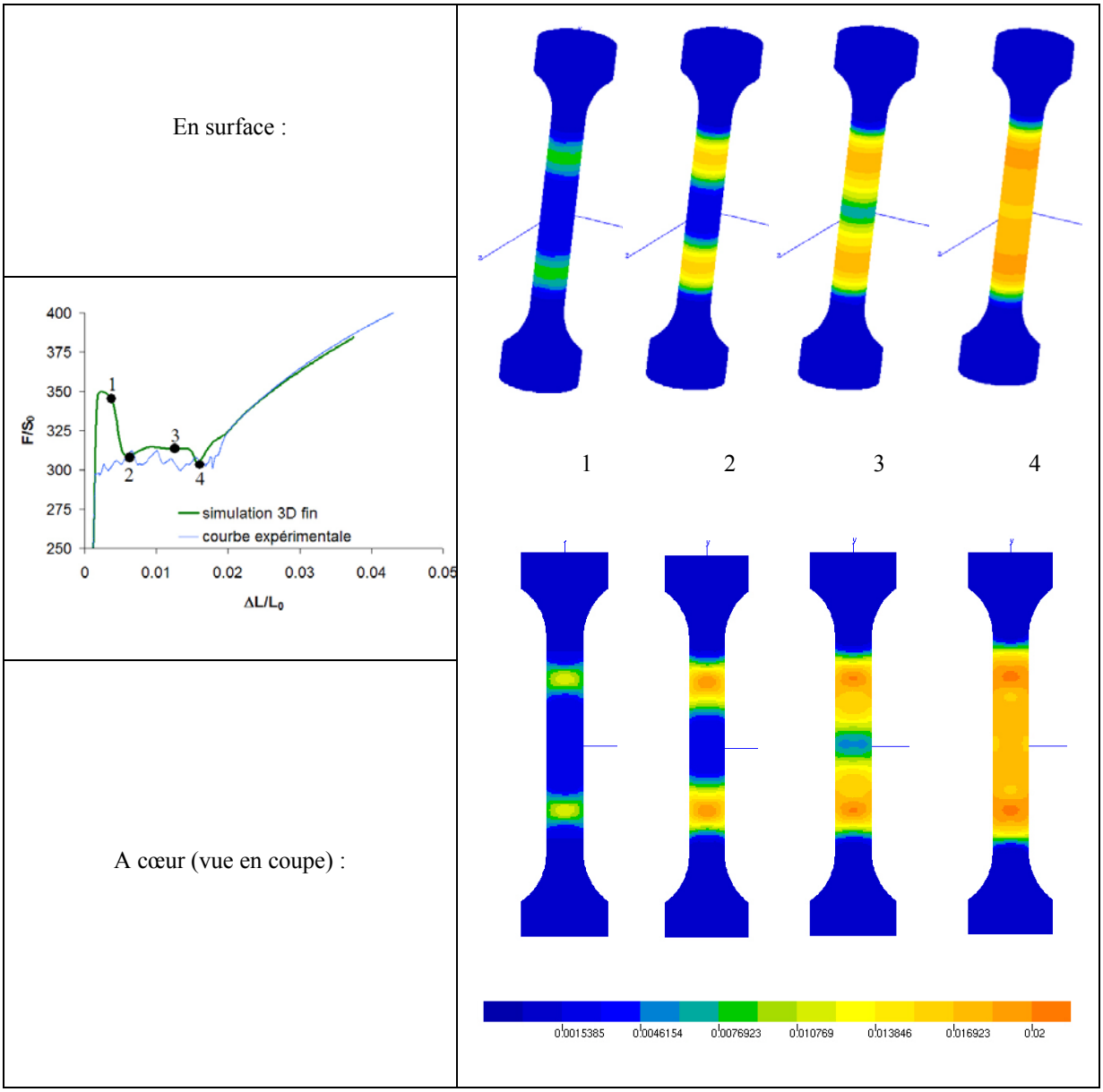


Figure III.21 : Propagation de la bande de Lüders dans le modèle 3D avec maillage fin.

III.4.5 Modèle 3D avec défaut

Afin de dissymétriser le problème, des défauts ont été introduits dans le modèle 3D avec maillage fin. En effet, dans l'expérience, les bandes de localisation peuvent prendre naissance sur des défauts d'origine géométrique (usinage) ou peuvent provenir d'une hétérogénéité du matériau. Ainsi, 3 éléments du maillage ont été modifiés dans leur loi de comportement, afin d'amorcer la formation de la bande de Lüders. Leur comportement est défini comme élastoplastique avec une limite d'élasticité inférieure de 50 MPa au reste de l'éprouvette et avec un écrouissage isotrope non-linéaire identique à celui défini dans le reste de l'éprouvette. Les cartes de déformation plastique cumulée ont été extraites au début du palier de Lüders dans une vue en coupe à cœur de l'éprouvette ($0 < \varepsilon < 2\%$). La formation de la bande de Lüders est illustrée sur la Figure III.22.

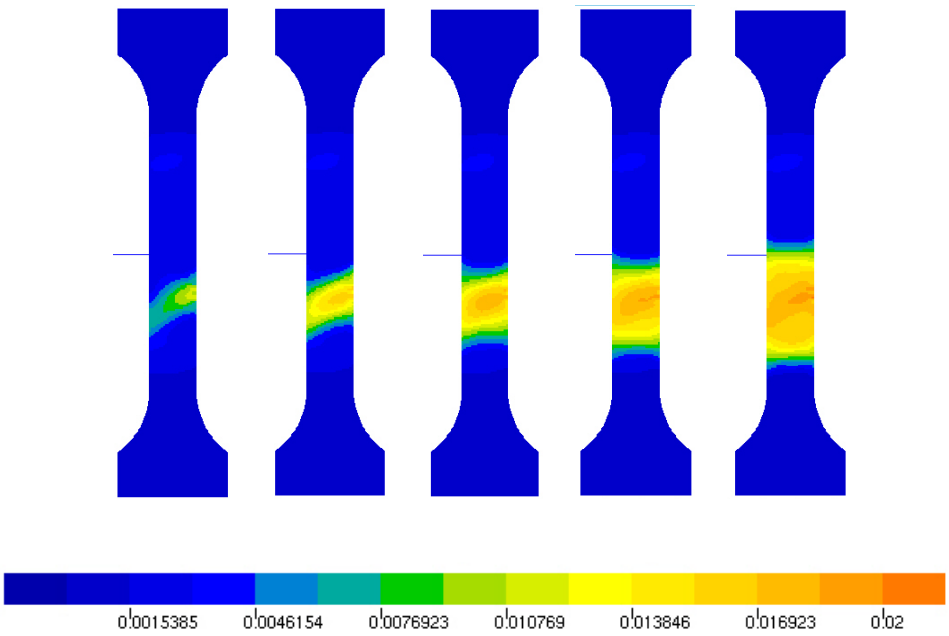


Figure III.22 : Propagation de la bande de Lüders dans le modèle 3D avec défauts. Cartes de déformation plastique cumulée entre 0 et 2%.

On peut constater que l'introduction de défauts permet effectivement de déclencher la formation d'une seule bande selon un plan incliné par rapport à l'axe de traction. Contrairement au cas sans défaut, une seule bande se forme en bas de la zone utile. Cependant, lorsque la propagation commence, le front de la bande devient horizontal. Ce résultat montre que l'ajout de défauts dans le maillage permet de dissymétriser la bande de Lüders lors de son amorçage, et donc de s'approcher de la situation réelle. Cependant, lors de la propagation, la symétrie de révolution apparaît de nouveau, et l'on semble s'éloigner du type de propagation de bande de Lüders observé expérimentalement. Les propriétés des bandes de Lüders dans des éprouvettes cylindriques restent donc à étudier plus précisément.

III.4.6 Discussion

Afin de simuler le vieillissement statique à 20°C, le modèle précédemment identifié a été utilisé pour modéliser le comportement des éprouvettes de traction cylindriques. Plusieurs modélisations ont été comparées pour étudier la formation et la propagation de la bande de Lüders. Tout d'abord, en contraintes planes, la bande est inclinée à 54° par rapport à l'axe de traction. La propagation dépend du type de maillage et des conditions aux limites. Avec une modélisation axisymétrique, la symétrie de la bande de Lüders est conservée, avec une bande horizontale sur la surface, et un front de bande légèrement incurvé dans le volume. Cependant, avec un modèle 3D, on trouve le même résultat qu'avec une modélisation axisymétrique, ne parvenant pas à simuler la perte de symétrie qui a été mise en évidence lors d'observations expérimentales sur éprouvette cylindrique. L'introduction d'un défaut permet de voir naître une seule bande de Lüders orientée, mais très vite, la bande devint à nouveau plate et horizontale. Il se pourrait que ces difficultés soient dues à une trop forte viscosité introduite dans le modèle, car celle-ci joue un rôle stabilisateur sur les localisations de déformation. En effet, des analyses avec un modèle élastoplastique (de type Tsukahara et Iung, 1998) ont montré que l'on peut simuler une bande de Lüders inclinée sur une éprouvette cylindrique. Cependant les tentatives pour remédier à ce problème avec le modèle EKMC n'ont pas abouti.

III.5 Modélisation du vieillissement dynamique

Dans cette partie, nous présentons les résultats de simulations à 200°C et 10^{-4} s^{-1} de l'essai de traction, à l'aide du modèle de vieillissement sous déformation précédemment identifié. A cette vitesse et cette température, le vieillissement dynamique est présent dans l'acier TU48C, et la courbe de traction présente l'effet Portevin – Le Chatelier. Nous analyserons plus particulièrement les phénomènes de localisation de déformation plastique que le modèle est capable de reproduire. Nous déterminerons, comme à 20°C, l'influence des choix de modélisation de localisation : 2D, axisymétrique, 3D, sur les phénomènes de localisation de type PLC.

III.5.1 Modèle 2D en contraintes planes

Lors de l'identification, des simulations de l'essai de traction ont été effectuées à 200°C afin de vérifier les prédictions du modèle identifié. L'effet Portevin – Le Chatelier a bien été observé lors à la simulation à la vitesse de déformation 10^{-4} s^{-1}. Nous étudions ici plus particulièrement la localisation de la déformation plastique associée à l'effet PLC. La Figure III.23 montre une carte de la déformation plastique dans la partie de la courbe présentant des décrochements.

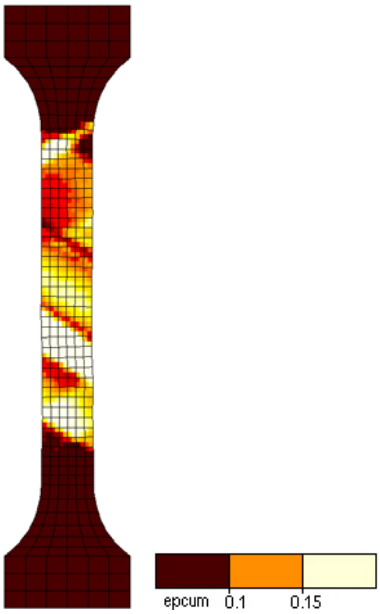


Figure III.23 : Déformation hétérogène (effet PLC) sur une éprouvette modélisée en contraintes planes.

On peut observer que la déformation plastique est hétérogène sur la longueur utile de l'éprouvette. La plasticité se développe par accumulation de bandes de localisation de déformation plastique. L'orientation des bandes est d'environ 55° par rapport à l'axe de traction, en accord avec les observations expérimentales sur des éprouvettes plates (Guillot, 1961 ; Strudel, 1979 ; Louche et Chrysochoos, 2001 ; Ranc et Wagner, 2005).

III.5.2 Modèle axisymétrique

Le modèle simplifié 2D axisymétrique décrit dans l'étude à 20 °C a été utilisé. Le maillage de la demi-éprouvette utilisé pour ce modèle est rappelé sur la Figure III.24. Le chargement et les conditions aux limites sont les mêmes que précédemment. Les résultats de la simulation axisymétrique sur une demi-éprouvette sont comparés avec les résultats de la simulation en contraintes planes. Les courbes conventionnelles de traction comparées à l'expérience sont illustrées sur la Figure III.24.

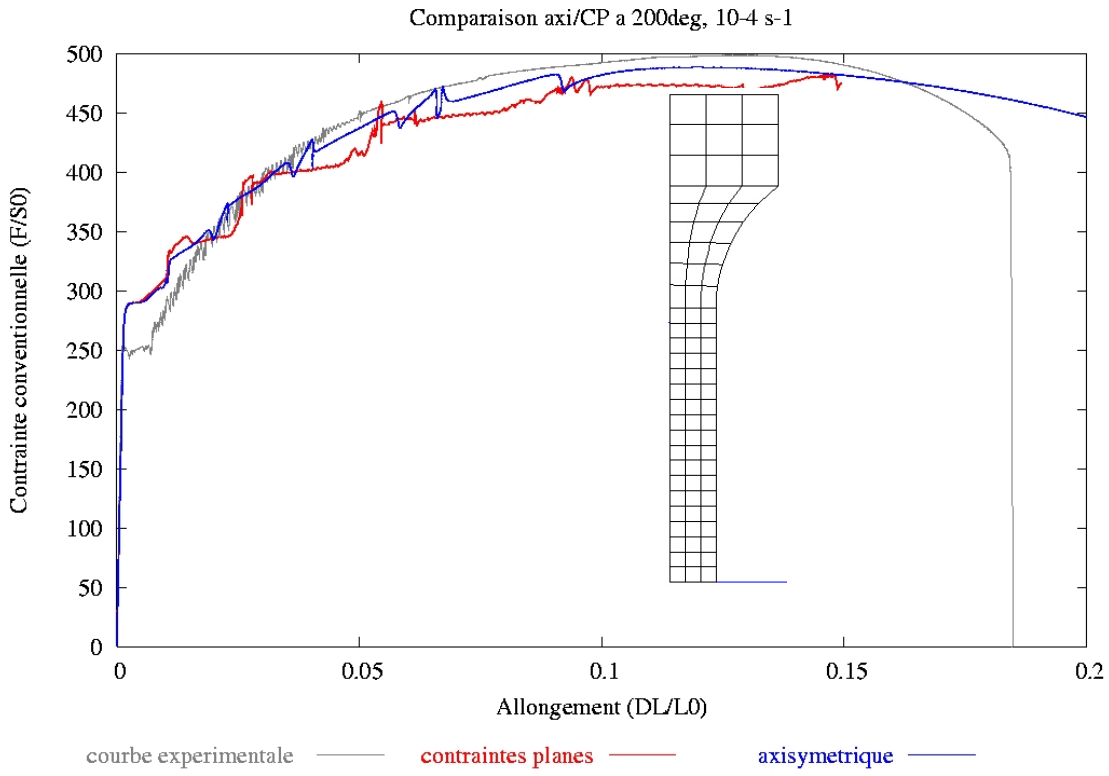


Figure III.24 : Courbe conventionnelle simulée avec le modèle 2D axisymétrique. Comparaison à l'expérience et à la simulation en contraintes planes.

On observe sur la courbe en bleu que des décrochements de Portevin – Le Chatelier sont simulés avec le modèle axisymétrique. Ces décrochements étaient également présents en contraintes planes, mais ils ne semblaient pas du même type qu'en axisymétrique. On observe que le niveau de la courbe est plus proche de l'expérience en axisymétrique qu'en contraintes planes. On note que l'amplitude des décrochements est un peu plus élevée dans les simulations que dans l'expérience, et que les décrochements sont plus espacés que dans la réalité.

III.5.3 Modèle 3D avec maillage fin

Le même modèle 3D que celui présenté dans l'étude à 20 °C, avec une taille d'élément de 0,5 mm, a été utilisé à 200 °C. La courbe conventionnelle obtenue en 3D a été comparée à celle

obtenue avec le modèle simplifié 2D axisymétrique, ainsi qu'à l'expérience. Les résultats sont présentés sur la Figure III.25. On observe qu'en 3D, les décrochements sont toujours plus grands et plus espacés que ceux observés expérimentalement. Cependant, on constate que les décrochements simulés en 3D sont différents de ceux observés en axisymétrique. Ce résultat signifie que le maillage ou les conditions d'axisymétrie ont une influence sur le déclenchement des bandes de Portevin – Le Chatelier dans l'éprouvette.

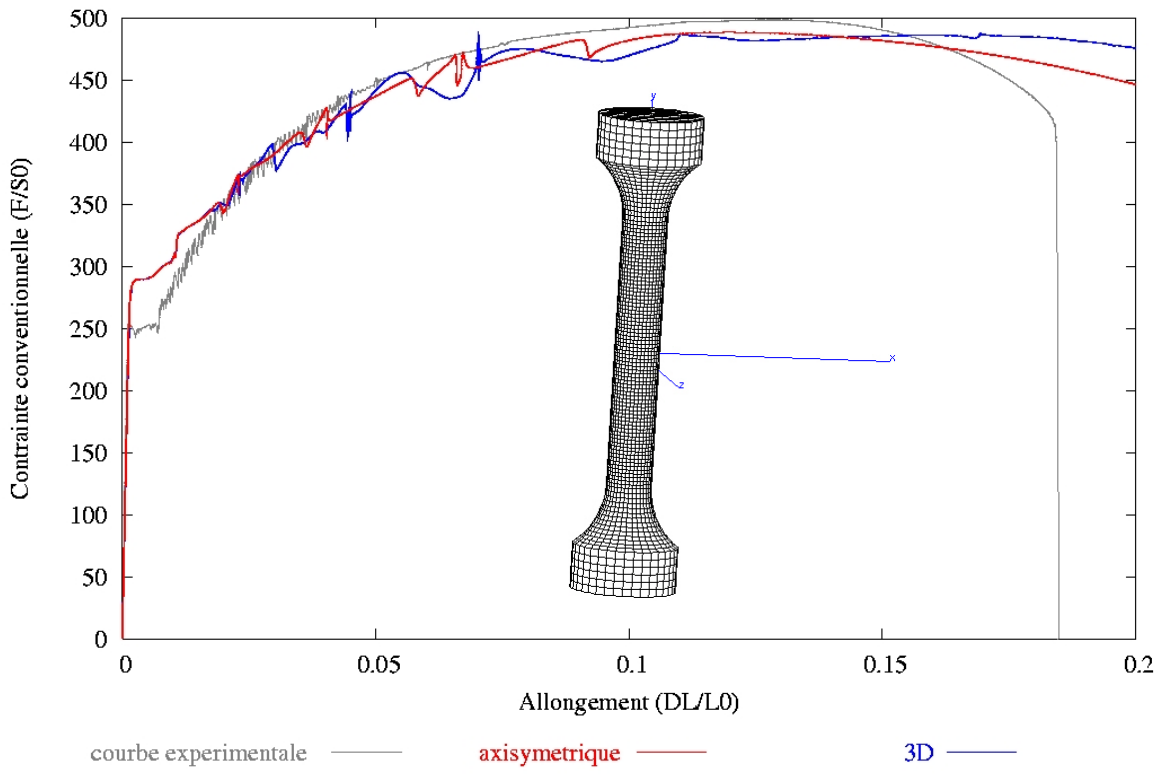


Figure III.25 : Courbe conventionnelle simulée en 3D. Comparaison au modèle axisymétrique.

Une observation de la vitesse de déformation plastique cumulée ($\dot{p}$) permet de visualiser le passage des bandes de Portevin – Le Chatelier. Des cartes d'une vue en coupe de l'éprouvette 3D, extraites à différents moments du calcul jusqu'à un allongement de 10%, sont présentées sur la Figure III.26. On peut observer que les bandes de PLC simulées sont horizontales, donc axisymétriques. Les hétérogénéités de déformation plastique sont discontinues dans le temps : une première bande se forme, puis disparaît pour en laisser apparaître une autre à un endroit différent de l'éprouvette, etc. Parfois deux bandes coexistent. Cette discontinuité spatio-temporelle est une manifestation classique du phénomène Portevin – Le Chatelier observé expérimentalement.

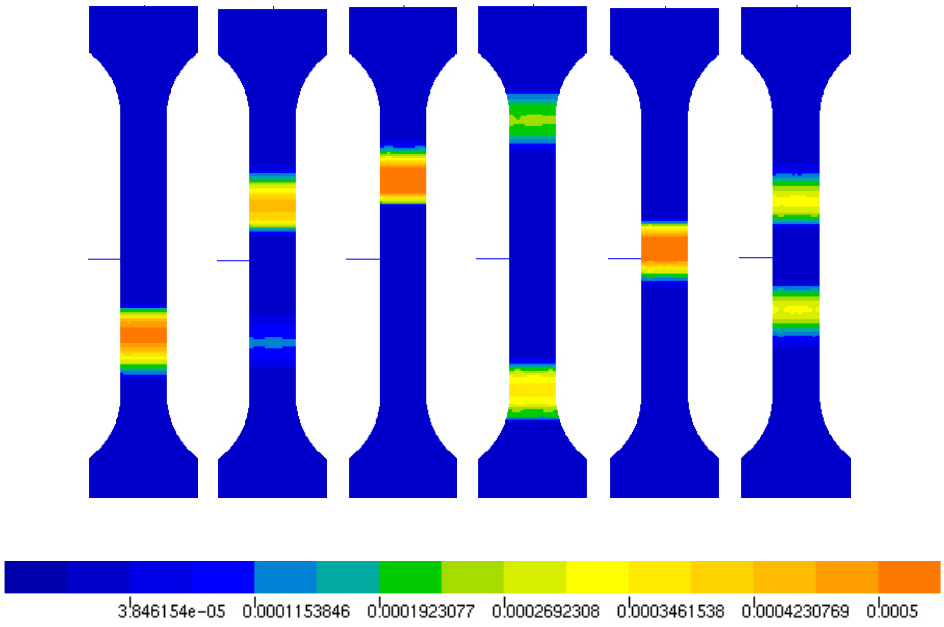


Figure III.26 : Cartes de vitesse de déformation plastique cumulée ($0 < \dot{\varepsilon} < 10^{-4}$). Passage des bandes de PLC dans le modèle 3D à 200 °C.

Une étude de la plasticité portée par chaque bande de PLC a été menée. Sur la Figure III.27 apparaît la déformation plastique cumulée observée sur un point de Gauss quelconque du maillage, situé vers le milieu de l'éprouvette, en fonction du temps.

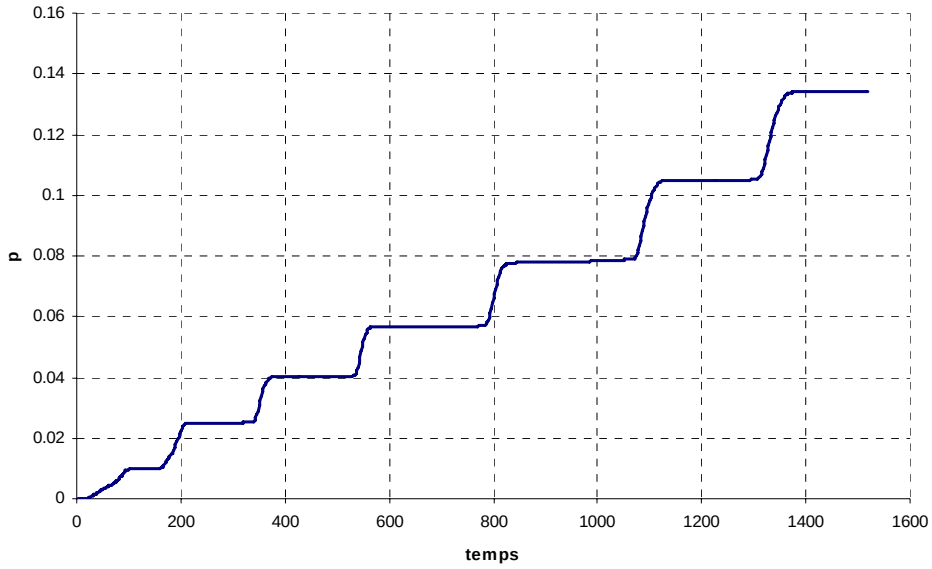


Figure III.27 : Déformation plastique cumulée sur un point de Gauss au cours du temps. Passage des bandes de PLC dans le modèle 3D à 200 °C.

La courbe obtenue décrit une déformation par palier dans le temps. Chaque augmentation brutale de la déformation plastique correspond au passage d'une déformation localisée dans une

bande de PLC. Ce point de Gauss a subi le passage de 7 bandes de PLC durant ce calcul. Pendant les paliers, le point de Gauss étudié ne se « déforme pas plastiquement » (ou peu) parce que la déformation est localisée dans une zone loin du point de Gauss observé. La quantité de déformation plastique apportée par chaque bande de PLC a été mesurée. On note que cette quantité augmente bande après bande. Au début du calcul, une bande de PLC porte environ 1,5% de déformation plastique, tandis qu'en fin de calcul, lorsque l'éprouvette est très déformée, elle en porte 2,9%.

III.5.4 Discussion

Nous avons donc vu que les simulations de l'essai de traction à 200 °C pour une vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} restituaient bien l'effet Portevin – Le Chatelier observé expérimentalement.

En contraintes planes, les bandes présentent un angle d'environ 55° par rapport à l'axe de traction, en accord avec l'expérience. Nous avons observé peu de différences entre la modélisation 2D axisymétrique sur une demi-éprouvette et la modélisation 3D complète. En effet, l'analyse en 3D des bandes de PLC a montré qu'elles conservaient la symétrie de révolution. Ce résultat a été également confirmé dans une récente étude à l'aide du modèle EKMC sur un alliage d'aluminium (Hopperstaad et al., 2007). Nous avons rencontré à 200°C (PLC) les mêmes difficultés à reproduire la perte d'axialité des bandes de localisation sur éprouvette cylindrique qu'à 20°C (Lüders). Pourtant, sur des éprouvettes plates, on peut visualiser expérimentalement des bandes de PLC orientées à un angle autour de 60° par rapport à l'axe de traction (Lacombe, 1985), (Mc Cormick, 1988), (Ranc, 2005). Par ailleurs, Mazière (2007) parvient à simuler pour des faibles vitesses de déformation, sur un alliage base nickel, de fines bandes de PLC inclinées sur une géométrie d'éprouvette cylindrique, avec le modèle EKMC.

Nous avons observé une différence notoire de la forme des décrochements entre simulation et expérience. En effet, dans nos prévisions, les décrochements sont de plus forte amplitude et plus espacés que dans l'expérience. Expérimentalement, les formes de décrochements peuvent aussi varier selon la vitesse ou la température d'apparition (types A, B ou C). L'identification du modèle en l'état actuel permet donc de restituer les décrochements, mais ne permet pas de restituer avec finesse le type de décrochements observés.

Ce constat pose la question de la valeur de la déformation plastique portée par chaque bande de Portevin - Le Chatelier. L'analyse de la déformation plastique en un point de Gauss au cours du temps a montré que, d'après le modèle tel qu'il est identifié, une bande porte entre 1,5 et 2,9 % de déformation plastique. Dans la littérature, la déformation plastique dans les bandes de Portevin – Le Chatelier a été évaluée, sur un alliage cuivre – aluminium à l'aide de la technique de thermographie infrarouge, entre 0,3 et 1,3 % (Ranc, 2005). D'autres études de la littérature

sur des alliages d'aluminium donnent des valeurs de déformation plastique portée par une bande allant de 0,5 à 2,5 % (Tong, 2005), (Kang, 2006), selon la déformation globale à laquelle la plasticité de la bande a été mesurée. Les valeurs issues des calculs sont légèrement supérieures aux valeurs de la littérature, mais restent dans le même ordre de grandeur. Il serait intéressant de déterminer de telles valeurs expérimentales pour l'acier étudié. L'analyse en un point de Gauss a également montré que la plasticité portée par une bande de Portevin – Le Chatelier augmente avec le niveau de déformation globale de l'éprouvette, ce qui est en accord avec les études précédemment citées (Ranc, 2005), (Tong, 2005), (Kang, 2006).

Enfin, les simulations de l'essai de traction sont isothermes, et ne prennent pas en compte les aspects thermomécaniques couplés. En particulier pour des forts taux de déformation plastique, supérieurs à 10%, l'échauffement dû à la déformation globale de l'éprouvette peut atteindre plus de 40°C pour des vitesses de déformation élevées. Cet écart de température peut avoir une influence sur les cinétiques d'ancrage, et pourrait modifier les conditions d'apparition de l'effet Portevin – Le Chatelier.

III.6 Conclusion

Dans cette partie, l'identification du modèle EKMC sur une large gamme de température (20°C – 350°C) a été présentée. Dans un premier temps, nous avons montré l'importance de distinguer le comportement local du comportement global pour représenter les effets de type Lüders et PLC à l'aide du modèle EKMC. Cette distinction met en évidence la difficulté à identifier un comportement qui conduit à des localisations de déformation plastique. Un jeu de paramètres a pu être proposé, en veillant à conserver une évolution cohérente des paramètres en fonction de la température, selon leur signification physique. Par ailleurs, un phénomène de sur-écrouissage a été mis en évidence, les phénomènes d'ancrage jouant un rôle sur l'écrouissage classique. L'identification proposée permet de décrire le vieillissement statique à basse température ainsi que le vieillissement dynamique lorsque la température augmente. Tous les effets observés expérimentalement ont pu être simulés à l'aide du modèle ainsi identifié : pic et palier de Lüders, et l'atténuation de ce phénomène lorsque la température augmente, augmentation de R_m, liée aux phénomènes d'ancrage, sensibilité négative à la vitesse de déformation associée à des décrochements de PLC. La dépendance en température de tous ces phénomènes est bien restituée par le modèle que nous avons identifié.

Nous avons ensuite étudié, à l'échelle de l'éprouvette, les localisations de déformation plastique obtenues à 20 °C et à 200 °C, en présence du vieillissement statique et dynamique sur les éprouvettes lisses de traction.

A 20 °C, les simulations ont montré la présence de localisation de la déformation plastique, en bandes de Lüders, liée au vieillissement statique. Les courbes de comportement simulées à 20 °C sont en accord avec les courbes expérimentales. Des bandes de Lüders ont été obtenues à l'aide d'une modélisation en contraintes planes, axisymétrique et 3D. En contraintes planes, la bande de Lüders est inclinée à 54° par rapport à l'axe de traction, en accord avec les observations expérimentales sur éprouvettes plates de la littérature. Les bandes simulées en 3D présentent une symétrie de révolution, ce qui ne semble pas en accord avec les observations expérimentales réalisée sur l'éprouvette cylindrique. L'ajout d'un défaut dans le modèle 3D, a permis de simuler l'amorçage d'une bande de Lüders orientée.

A 200 °C, la simulation de l'essai de traction simple conduit à une représentation correcte de l'effet Portevin – Le Chatelier. Cependant, le type de décrochements (A, B ou C) ne correspond pas à celui observé lors de l'essai. L'étude de la déformation plastique liée à l'apparition des bandes de Portevin – Le Chatelier a montré qu'une bande portait entre 1,5 et 2,9 % de déformation plastique. Ces valeurs sont légèrement supérieures à la littérature, mais restent dans un ordre de grandeur acceptable.

IV Modélisation de la rupture

IV.1 Introduction **127**

IV.2 Prévision de la rupture en traction **129**

IV.2.1 Prévision de l'allongement réparti 129

IV.2.2 Relation entre PLC et striction 130

IV.2.3 Discussion 132

IV.3 Modélisation des éprouvettes axisymétriques entaillées **135**

IV.3.1 Introduction 135

IV.3.2 Modélisation par éléments finis des essais sur éprouvettes AE 135

IV.3.3 Comportement des éprouvettes AE à 20°C 139

IV.3.4 Localisations de déformation plastique à 20°C 140

IV.3.5 Comportement des éprouvettes axisymétriques entaillées à 200°C 145

IV.3.6 Comportement des éprouvettes axisymétriques entaillées à 350°C 147

IV.3.7 Discussion 147

IV.4 Modélisation des éprouvettes CT **150**

IV.4.1 Introduction 150

IV.4.2 Description du modèle 150

IV.4.3 Manifestations du vieillissement statique en pointe de fissure à 20°C 153

IV.4.4 Manifestations du vieillissement dynamique en pointe de fissure à 200°C 161

IV.4.5 Discussion 168

IV.5 Approche locale de la rupture **171**

IV.5.1 Introduction 171

IV.5.2 Prévision de la rupture des éprouvettes AE 172

IV.5.3 Prévision du COD à l'amorçage des essais de déchirure 180

IV.5.4 Discussion 184

IV.6 Conclusion **185**

IV.1 Introduction

Dans ce chapitre, nous allons utiliser la loi de comportement précédemment identifiée dans la partie III pour modéliser la rupture de l'acier au Carbone – Manganèse étudié. L'objectif de cette démarche est de prévoir numériquement la baisse de ténacité et la baisse de ductilité due au vieillissement dynamique. Dans cette optique, nous essaierons d'interpréter l'influence du vieillissement dynamique sur la déchirure ductile de cet acier, et d'évaluer l'intérêt de la prise

en compte du vieillissement par la loi EKMC dans la prévision de la rupture par une approche locale de la rupture.

On s'attachera tout d'abord à simuler les essais mettant en évidence les propriétés de rupture : essais de traction sur éprouvettes lisses, essais de traction sur éprouvettes entaillées, et essais de déchirure sur éprouvettes CT. Cette étape permettra de déterminer les champs mécaniques prévus en présence de vieillissement sous déformation dans les différentes éprouvettes de la base expérimentale. Les localisations de déformation prévues par le modèle seront comparées à des observations expérimentales, notamment en pointe de fissure. Pour les éprouvettes CT, la propagation de fissure sera simulée par la méthode de relâchement de nœuds. Nous étudierons également l'influence des différents paramètres de modélisation sur les résultats en comparant, en particulier, une modélisation 2D à une modélisation 3D.

Dans cette partie consacrée à la modélisation de la rupture, on adoptera l'approche locale de la rupture pour prévoir la variation de la résistance à la déchirure ductile des aciers au Carbone – Manganèse en fonction de la température. Le modèle de Rice et Tracey sera identifié à 20°C à partir des essais de traction sur éprouvettes entaillées à différents rayon d'entaille. Le modèle sera ensuite appliqué aux éprouvettes axisymétriques entaillées à toutes les températures, pour prévoir l'évolution de la variation diamétrale à rupture. Les prévisions du modèle EKMC seront comparées à celle d'un modèle d'élasto-plasticité classique. Le modèle de Rice et Tracey sera appliqué aux éprouvettes CT, pour prévoir l'évolution de l'amorçage de fissure en fonction de la température.

Les différents résultats autour de la déchirure ductile, seront discutés pour conclure sur l'influence du vieillissement sous déformation sur la déchirure ductile des aciers au carbone – manganèse.

IV.2 Prévision de la rupture en traction

IV.2.1 Prévision de l'allongement réparti

Dans un premier temps, la rupture des éprouvettes de traction a été examinée. Pour cette étude, nous exploitons les résultats des simulations par éléments finis des essais de traction sur éprouvettes lisses, présentées dans la partie précédente.

Tous les essais de traction de la base expérimentale ont été simulés avec le logiciel de calcul ZeBuLoN (Zset Package, 1996) et à l'aide du modèle EKMC précédemment identifié. En tout quatorze simulations ont été effectuées, pour les températures de 20 à 350 °C et pour les vitesses de déformation 10^{-2} s^{-1} et 10^{-4} s^{-1}. Un modèle 2D en contraintes planes est utilisé pour simuler l'éprouvette de traction. En effet, nous avons montré, dans la partie précédente, qu'une telle modélisation permettait de mettre en évidence à la fois les phénomènes de localisations de déformation et de sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, pour un moindre coût de calcul. Les simulations sont réalisées dans les conditions présentées au paragraphe III.3.3 et figure III.13.

On se propose de comparer l'allongement total sous force maximale, ou allongement réparti, obtenu d'après les simulations et d'après les essais. L'allongement réparti est obtenu d'après les courbes conventionnelles de traction expérimentales et numériques, lorsque dF=0. La déformation élastique n'est pas retranchée, car elle représente une part négligeable des grandes déformations à striction. Les courbes des Figure IV.1 et Figure IV.2 présentent l'évolution de l'allongement réparti des simulations et des essais en fonction de la température, pour les deux vitesses de déformations 10^{-2} s^{-1} et 10^{-4} s^{-1}.

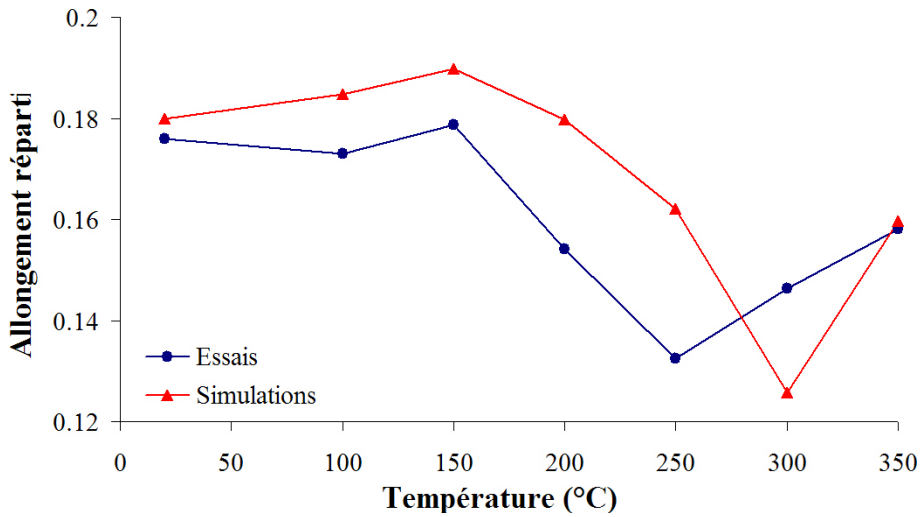


Figure IV.1 : Allongement réparti à 10^{-2} s^{-1}.

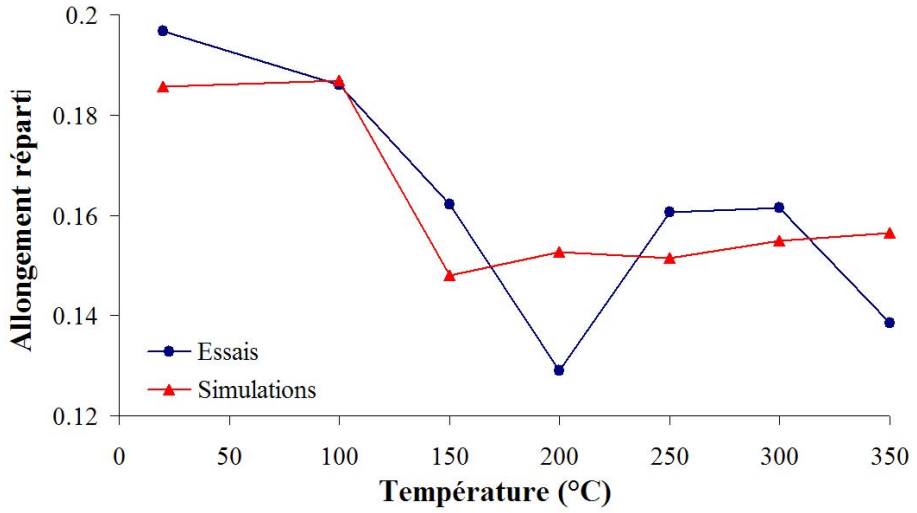


Figure IV.2 : Allongement réparti à 10^{-4} s^{-1}.

On observe bien expérimentalement une baisse de l'allongement réparti dans le domaine d'apparition de vieillissement dynamique. Pour la vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1}, le minimum est observé pour 200°C, tandis qu'à 10^{-2} s^{-1} , le minimum de l'allongement réparti est observé à 250°C. Ce décalage du maximum d'effet du vieillissement dynamique vers les plus hautes températures pour des vitesses de déformation croissantes est en accord avec l'évolution des autres propriétés mécaniques en traction dans le domaine de vieillissement dynamique. Les simulations en traction à 10^{-2} s^{-1} permettent de décrire la baisse de l'allongement réparti avec la température. Les résultats numériques sont en assez bon accord avec l'expérience, bien que le minimum prévu par les simulations soit obtenu à 300°C. Néanmoins, la tendance reste correcte. Dans les simulations à 10^{-4} s^{-1}, une baisse de l'allongement réparti est aussi obtenue. Cependant, à partir de 150°C les valeurs restent constantes et ne permettent pas de décrire un minimum marqué. Les premiers résultats confortent l'identification de la loi de comportement car l'allongement réparti dépend à la fois de l'écrouissage et de la viscosité.

IV.2.2 Relation entre PLC et striction

La modélisation des essais à 150°C et 200°C pour la vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} et à 250°C et 300°C pour la vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} a donné lieu à la simulation de l'effet Portevin – Le Chatelier. Il apparaît que les points d'allongement réparti correspondant aux simulations concernées par l'effet PLC se situent dans le creux de ductilité prévu par les calculs (cf. Figure IV.1 et Figure IV.2). La simulation à 150°C et 10^{-4} s^{-1} a été examinée, pour comprendre le passage entre la progression des bandes de PLC et le déclenchement de la striction. Sur la Figure IV.3 apparaît la courbe conventionnelle de traction simulée, sur laquelle on peut observer les décrochements de PLC. La Figure IV.4 présente différentes cartes d'isovaleurs de vitesses de déformation plastique cumulée issues du même calcul, pour des

niveaux de chargement croissants. Les niveaux de chargement correspondant aux cartes extraites sont notés par un point sur la courbe de la Figure IV.3.

On peut observer sur la courbe de la Figure IV.3 une décharge en fin de courbe qui correspond à la striction. Dans le cas de cette simulation, la zone de striction se situe en dehors de la zone de mesure du déplacement correspondant à l'extensomètre, comme on peut le constater sur les isocontours de la Figure IV.4. Il se produit en fait une décharge élastique dans la zone de mesure. Observons à présent la propagation des bandes de Portevin – Le Chatelier et la formation de la striction. Sur les quatre premières cartes, on voit des bandes de PLC apparaître sur différentes portions de l'éprouvette, correspondant à une propagation de type A : une bande se forme et se propage à force quasi-constante et disparaît, puis une autre bande se forme ailleurs, provoquant une chute de charge sur la courbe, et elle se propage à son tour, etc. A un instant donné, à partir de la carte 4 sur la Figure IV.4, la bande cesse de se propager et reste dans la zone proche des congés de raccordement de l'éprouvette. Une plus forte localisation de la déformation s'amorce autour de cette bande de PLC, et la striction apparaît. La bande effectue alors quelques sauts pour changer d'orientation, mais sans se propager (cartes 5 à 8). Pour tous les calculs effectués dans le domaine de sensibilité négative à la vitesse de déformation, il a été observé une striction assistée par une bande de PLC, similaire à l'exemple de la Figure IV.4. Cette analyse montre le lien étroit existant entre les localisations de déformation de type PLC et l'apparition de la striction, au moins pour les éprouvettes plates.

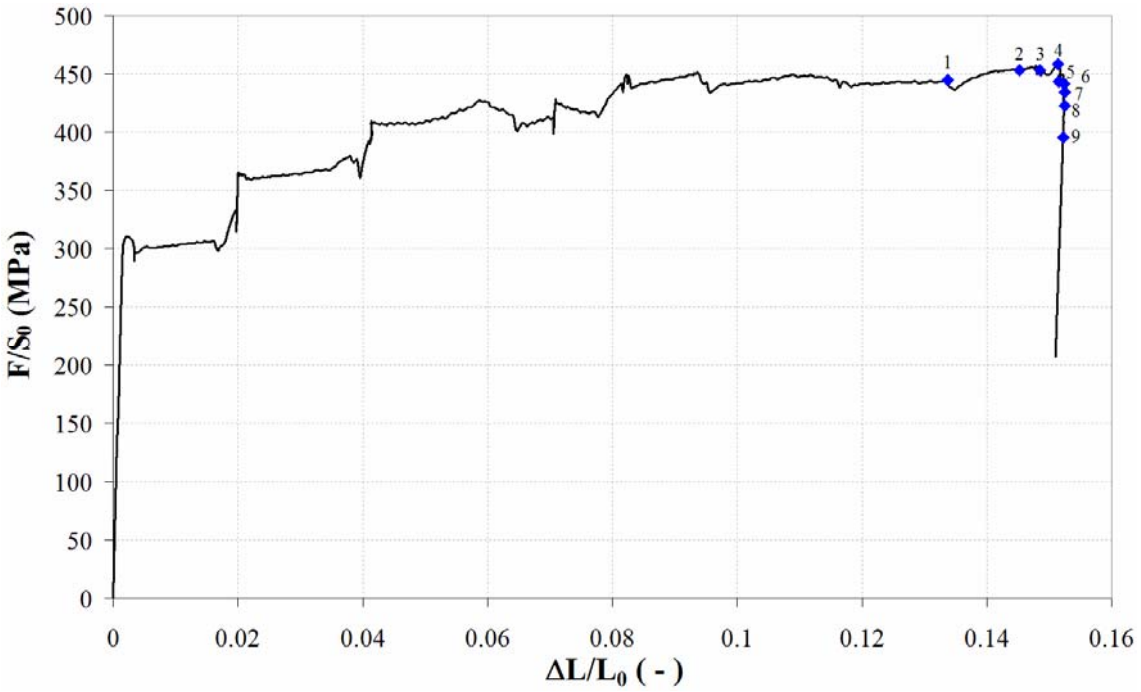


Figure IV.3 : Courbe conventionnelle de traction issue de la simulation à 150°C, à 10^{-4} s^{-1}.

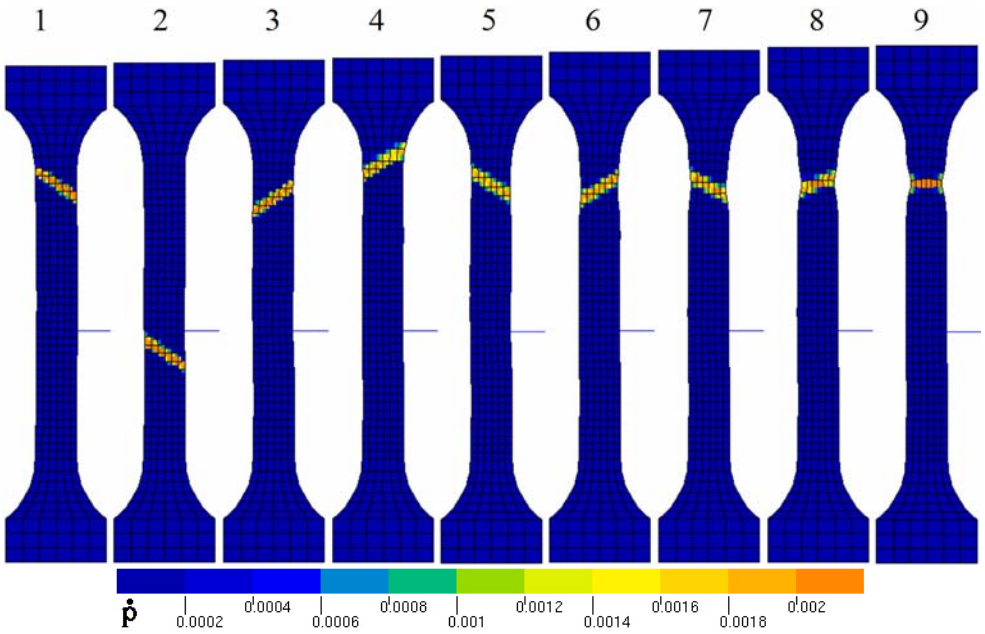


Figure IV.4 : Isovaleurs de vitesse de déformation plastique cumulée précédant la striction relatives à la Figure IV.3.

Les observations macrographiques et fractographiques de l'éprouvette de traction cylindrique rompue à 200°C en présence de l'effet PLC, présentées dans la partie II.3.4, semblent confirmer ces résultats. En effet, il avait été observé qu'à 200°C, la rupture n'a pas eu lieu en coupelle classique, mais en biseau, suivant un plan incliné à environ 55° par rapport à l'axe de traction, avec une croissance des cavités avant coalescence plus faible à 200°C qu'à 20°C. Ce lien entre la localisation de la déformation plastique de type PLC et la striction a été confirmé par les calculs à l'aide du modèle EKMC. De plus, nous avions noté que la striction n'avait pas eu lieu au milieu de la zone utile, mais dans une zone proche des congés : cette dissymétrie a aussi été mise en évidence dans toutes les simulations de la striction assistée par une bande de PLC.

Les calculs à l'aide du modèle EKMC ont permis de décrire le phénomène de striction assistée par une bande de PLC, montrant ainsi le lien entre les localisations de déformation plastique et l'apparition de la striction. Les observations valident donc les calculs, et confirment l'influence des bandes de PLC sur les mécanismes de rupture en traction, même si les détails du passage de la bande PLC à un taux de déformation où l'endommagement et la rupture se produisent ne sont sans doute pas bien modélisés.

IV.2.3 Discussion

Les simulations numériques de l'essai de traction permettent de prévoir une variation d'allongement réparti en fonction de la température, que l'on peut comparer aux valeurs expérimentales. On peut constater que, même si l'accord entre les valeurs numériques et expérimentales n'est pas parfait, la tendance de la baisse d'allongement réparti dans le domaine

de vieillissement dynamique est bien décrite par le modèle. De plus, l'ordre de grandeur des valeurs obtenues par simulation est relativement proche des valeurs expérimentales. Le modèle EKMC, tel qu'il a été identifié en fonction de la température, est donc capable de décrire la baisse d'allongement réparti observée expérimentalement. Cet accord entre simulation et expérience peut être expliqué par deux caractéristiques du modèle : sa capacité à décrire l'écrouissage apparent, et sa capacité à simuler la sensibilité négative à la vitesse de déformation.

Tout d'abord, la simulation de la striction est conditionnée par la capacité du modèle à décrire l'écrouissage apparent. Dans le modèle EKMC, l'écrouissage apparent résulte de la somme de deux termes de durcissement : l'écrouissage classique (R), piloté par les paramètres Q(T), b(T) et H(T), et le terme de vieillissement (R_a), piloté par les paramètres P_2(T) et α(T). Lorsque l'écrouissage apparent sature, pour les forts taux de déformation, le critère $d\sigma / d\varepsilon = \sigma$, soit $dF = 0$ (critère de Considère) est atteint, et la localisation de la déformation apparaît. La baisse prévue de l'allongement réparti est donc liée à l'évolution non monotone de Q(T), combinée aux effets de saturation de l'ancrage décrits par le terme R_a pour les hautes températures. La bonne description du durcissement apparent avec le modèle EKMC explique en partie la baisse d'allongement réparti prévue.

La sensibilité négative à la vitesse de déformation explique également la baisse d'allongement réparti. Nous avons montré, dans les calculs en présence du phénomène Portevin – Le Chatelier, que l'apparition de la striction est conditionnée par les bandes de localisation de déformation plastique. En effet, en présence d'une localisation de la déformation plastique, le critère $dF = 0$ est localement atteint plus tôt, pour des taux de déformation moins élevés. La baisse de l'allongement réparti dans le domaine de vieillissement dynamique s'explique en partie par le phénomène de striction assistée par une bande de PLC.

Les calculs par éléments finis avec le modèle EKMC ont permis de montrer clairement la relation entre les bandes de PLC et l'apparition de la striction : à un instant donné, une bande de PLC arrête de se propager et se stabilise, et la striction apparaît dans la bande de PLC. Dans une étude numérique similaire, Hopperstad et al (2007) ont confirmé ce résultat sur des éprouvettes plates en aluminium. Par ailleurs, l'étude des éprouvettes cylindriques de traction lisses rompues à 200°C a montré un profil de rupture en biseau (cf. Partie II.3.4), confirmant également que la striction et la rupture ont lieu dans une bande de PLC. Une telle rupture en biseau en présence de l'effet PLC a déjà été observée dans la littérature (Kang et al, 2006 ; Mazière 2007).

Au regard des prévisions numériques de la striction ainsi que des observations expérimentales, ont peut conclure qu'en présence de vieillissement dynamique, le critère prédominant dans la baisse de ductilité en traction simple est ici un critère de localisation de la déformation. En effet, la localisation de déformation conduirait à une localisation de l'endommagement dans une

bande de PLC. Cette hypothèse est confirmée par l'étude fractographique de la partie II.3.4, dans laquelle on observe un endommagement moins diffus à 200°C qu'à 20°C, avec des cavités qui ont eu peu le temps de croître. La coalescence a été accélérée par la bande de PLC, conduisant à une rupture précoce. Une telle explication des mécanismes de rupture en présence de localisation de déformation de type PLC a déjà été proposée par Calonne et al (2004).

La prévision par simulation par éléments finis de la baisse de l'allongement réparti en traction est donc due à la compétition entre l'écrouissage, le durcissement lié aux phénomènes d'ancrage, et à la présence d'instabilités de déformation plastique de Portevin – Le Chatelier. Le critère qui gouverne la rupture en traction sur éprouvettes lisses est la présence de localisations de déformation en traction simple.

IV.3 Modélisation des éprouvettes axisymétriques entaillées

IV.3.1 Introduction

Cette partie présente la modélisation et la simulation des essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE). En effet, cette étape est nécessaire avant de mettre en œuvre l'approche locale de la rupture. Les champs mécaniques au sein des éprouvettes AE seront examinés, en portant une attention particulière sur les localisations de la déformation plastique. Nous étudierons également l'influence des différents paramètres de la modélisation sur les résultats, en comparant en particulier une modélisation 2D à une modélisation 3D.

L'essai de traction sur éprouvette axisymétrique entaillée a été modélisé à l'aide du modèle de comportement avec prise en compte du vieillissement précédemment identifié. Les trois types d'éprouvettes testées expérimentalement ont été modélisées : AE2, AE4 et AE10 (suivant leur rayon d'entaille respectif : 2, 4 et 10 mm). Des simulations ont été effectuées à toutes les températures pour les AE4, et à 20°C, 200°C et 350°C pour les AE2 et AE10.

IV.3.2 Modélisation par éléments finis des essais sur éprouvettes AE

Les éprouvettes AE2, AE4 et AE10 ont été modélisées en 2D à l'aide d'un maillage axisymétrique de la moitié supérieure de l'éprouvette. Une modélisation 3D de l'éprouvette entaillée AE4 a également été effectuée à 20°C.

Pour les maillages 2D, la taille de maille atteint environ 0,3 mm en fond d'entaille, et entre 1 et 1,5 mm sur le reste de l'éprouvette. Les éléments utilisés sont des éléments quadratiques à intégration réduite (CAX8R). Le maillage 3D, en comparaison avec celui de la demi-section, est plus grossier, pour diminuer le temps de calcul. Il comporte 8352 éléments et 37257 nœuds, et est constitué de briques à 20 nœuds à interpolation quadratique et intégration réduite (C3D20R). Les maillages 2D et 3D utilisés pour les différents types d'éprouvette sont présentés sur la Figure IV.5.

Le chargement est imposé par le déplacement des nœuds du haut de l'éprouvette dans la direction 2. Pour le modèle 3D, la rotation autour de l'axe est bloquée : 2 nœuds diamétralement opposés ont un déplacement nul dans la direction radiale.

La vitesse de sollicitation imposée est choisie pour représenter au mieux la vitesse de déformation moyenne dans l'entaille. En effet, il est important de bien recaler la vitesse de sollicitation pour obtenir des vitesses de déformation en fond d'entaille comparables à l'expérience. Ceci est d'autant plus vrai pour les simulations à 200°C, car il est nécessaire

d'avoir une certaine gamme de vitesses de déformation pour se situer dans le bon domaine d'apparition du vieillissement dynamique.

Pour recaler la vitesse, on extrait le déplacement radial du nœud situé en fond d'entaille, et on compare la variation diamétrale obtenue par le calcul éléments finis avec la mesure expérimentale par extensomètrie diamétrale. La sollicitation qui permet de reproduire au mieux la vitesse observée expérimentalement en fond d'entaille est un chargement en trois séquences. Dans chaque séquence, on impose un déplacement axial à vitesse constante. Les vitesses imposées dépendent de la géométrie de l'éprouvette : AE2, AE4, AE10, ainsi que de la température d'essai. Le Tableau IV-1 donne les vitesses de déplacement imposées pour chaque simulation. Les trois séquences de chargement sont notées S1, S2 et S3.

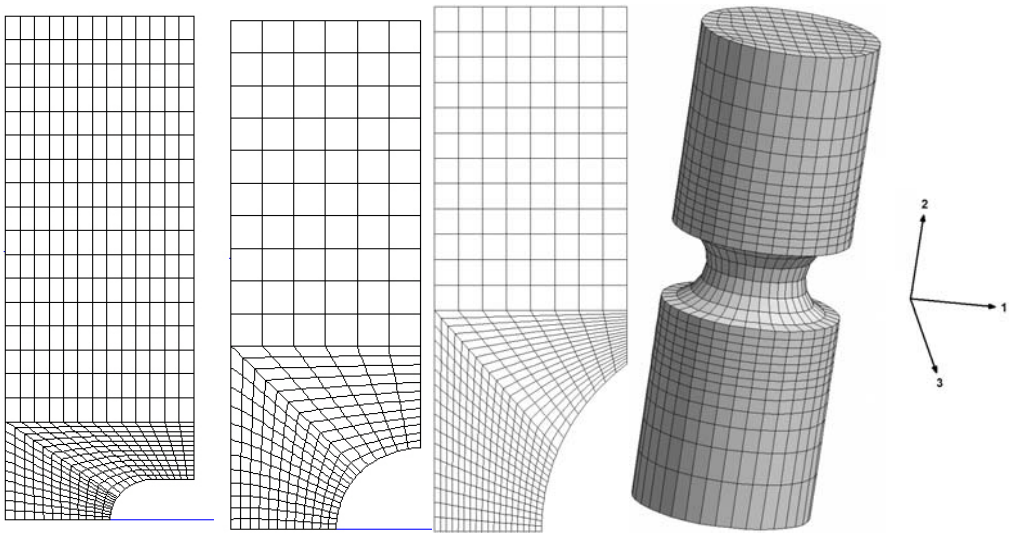


Figure IV.5 : Maillage axisymétrique des éprouvettes AE2, AE4, AE10, et maillage 3D de l'AE4.

La Figure IV.6 montre, à titre d'exemple pour l'éprouvette AE4 en 2D à 20°C, la variation diamétrale en fonction du temps, obtenue par le calcul, en comparaison avec les données expérimentales. On peut constater que le choix d'un chargement en trois séquences à vitesse constante permet d'approcher de façon très correcte la variation diamétrale mesurée sur l'éprouvette.

L'évolution de la force a été tracée sur la Figure IV.7 en fonction de la variation diamétrale à fond d'entaille, pour chaque simulation d'AE4 en 2D et à toutes les températures.

		AE2			AE4			AE10		
	séquence	*S1*	*S2*	*S3*	*S1*	*S2*	*S3*	*S1*	*S2*	*S3*
20°C	*durée (s)*	90	160	200	90	160	250	90	210	300
	vitesse (mm/s)	1.11E-04	2.56E-03	4.90E-03	1.11E-04	2.94E-03	4.48E-03	1.11E-04	3.38E-03	4.27E-03
100°C	*durée (s)*				90	140	220			
	vitesse (mm/s)				1.11E-04	2.93E-03	4.45E-03			
150°C	*durée (s)*				80	145	175			
	vitesse (mm/s)				1.25E-04	2.34E-03	4.57E-03			
200°C	*durée (s)*	80	145	225	80	145	275	70	155	375
	vitesse (mm/s)	1.25E-04	2.55E-03	3.64E-03	1.25E-04	2.34E-03	5.20E-03	1.43E-04	2.65E-03	3.90E-03
250°C	*durée (s)*				80	145	275			
	vitesse (mm/s)				1.25E-04	1.72E-03	3.73E-03			
300°C	*durée (s)*				80	170	300			
	vitesse (mm/s)				1.25E-04	2.18E-03	4.00E-03			
350°C	*durée (s)*	70	205	225	70	130	500	70	180	550
	vitesse (mm/s)	1.43E-04	1.78E-03	5.00E-03	1.43E-04	1.85E-03	2.50E-03	1.43E-04	2.17E-03	3.10E-03

Tableau IV-1 : chargement imposé sur les éprouvettes axisymétriques entaillées.

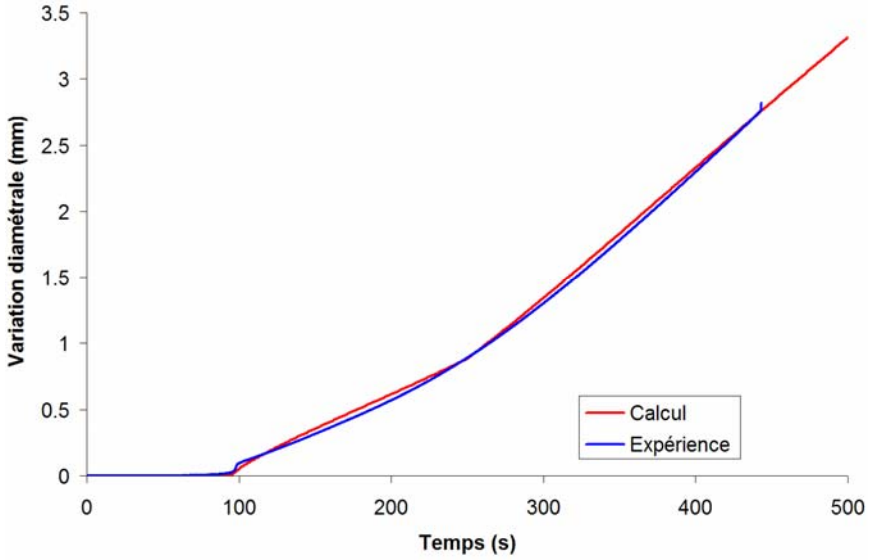


Figure IV.6 : Variation diamétrale au cours du temps pour l'éprouvette AE4 (2D) à 20°C ; comparaison calcul – expérience.

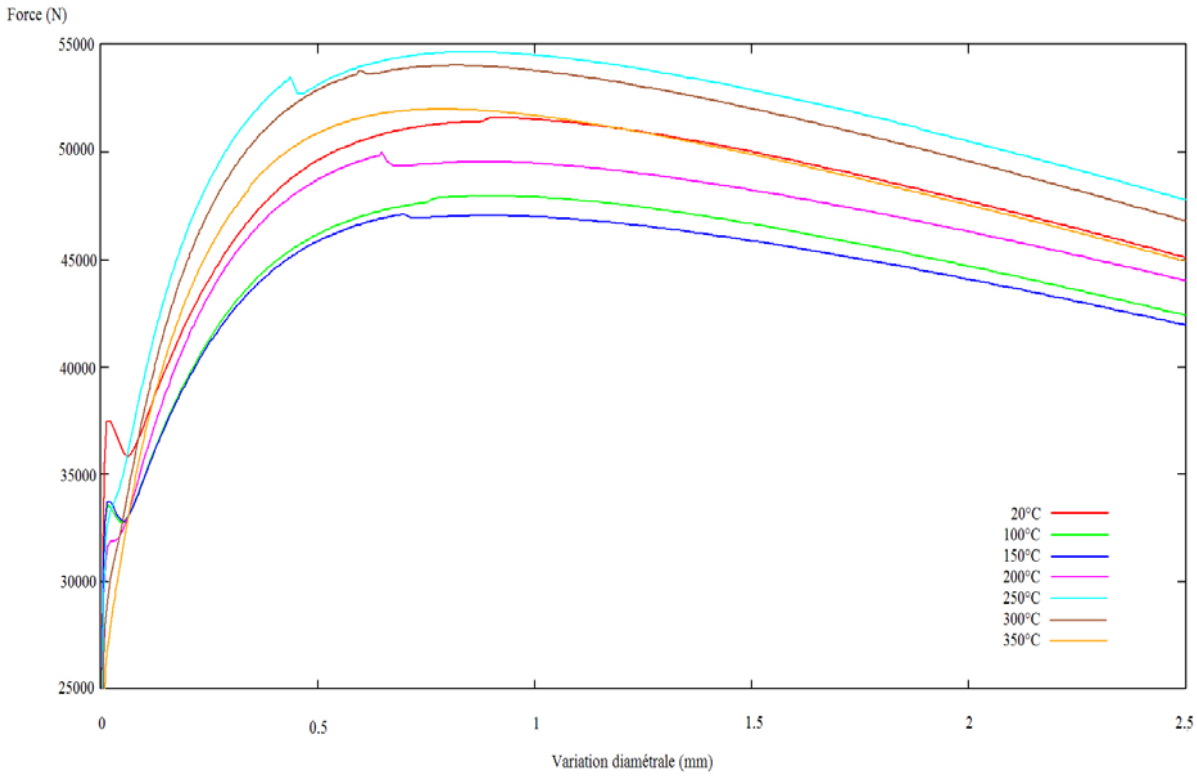


Figure IV.7 : Courbes simulées force – variation diamétrale des éprouvettes AE4 à toutes les températures.

Pour les basses températures, on note un pic et une décharge au début de la partie non-linéaire des courbes, caractéristique du vieillissement statique. Ce phénomène s'atténue lorsque l'on augmente la température. On peut observer l'influence du vieillissement dynamique par l'analyse de l'ordre des courbes en terme de force maximale. De 20 à 150°C, la force diminue, ce qui correspond au comportement normal en fonction de la température en l'absence de vieillissement dynamique. De 150 à 250°C, la force augmente : ceci est lié aux phénomènes d'ancrage observés pour ces températures dans ces gammes de vitesses de déformation. Enfin, de 250 à 350°C, la force diminue à nouveau car, dans le modèle, l'amplitude du vieillissement diminue (avec le paramètre P_1). Le modèle EKMC permet donc de décrire les inversions en température du comportement des éprouvettes entaillées liées au vieillissement dynamique. Le vieillissement dynamique est aussi particulièrement visible sur les courbes lorsque la vitesse de chargement augmente, entre les séquences S2 et S3 : on voit alors apparaître un décrochement de force sur les courbes à 150, 200, 250 et 300°C. Cette chute de charge indique une sensibilité négative à la vitesse de déformation dans l'entaille. En revanche, on note que les calculs éléments finis ne permettent pas de simuler les décrochements de type PLC observé expérimentalement.

IV.3.3 Comportement des éprouvettes AE à 20°C

L'évolution de la force en fonction de la variation diamétrale en fond d'entaille a été obtenue à 20°C pour les simulations 2D des trois types d'éprouvettes. Les résultats sont présentés sur la Figure IV.8.

L'allure globale des courbes à 20°C est assez bien reproduite par le modèle numérique. Le modèle identifié à 20°C permet de bien reproduire l'influence du taux de triaxialité des contraintes sur l'essai : en effet, plus le rayon d'entaille diminue, plus l'état de contrainte est triaxial en fond d'entaille, et donc plus la force nécessaire pour déformer l'éprouvette est élevée. Une description correcte du comportement identifié à 20°C permet d'obtenir une bonne corrélation simulation – expérience, en particulier pour les fortes déformations, qui peuvent atteindre jusqu'à 60% en fin de calcul dans l'entaille. L'introduction de l'écrouissage linéaire en plus de l'écrouissage non-linéaire permet cette bonne description pour les fortes déformations.

D'après la Figure IV.8, on peut observer dans les simulations la présence d'un pic et d'une décharge en début de la partie non-linéaire des courbes. On peut constater que l'influence du rayon d'entaille sur le vieillissement statique est bien décrite par le modèle à 20°C. Plus le rayon d'entaille diminue, plus l'amplitude du pic de vieillissement statique diminue, dans les simulations comme dans l'expérience. En effet, lorsque le rayon d'entaille est grand, on se rapproche de la situation de l'essai de traction lisse. Les champs de contrainte et de déformation restent relativement homogènes autour de l'entaille. La contrainte nécessaire pour désancrer les dislocations peut donc être atteinte dans une grande partie de l'éprouvette autour de l'entaille. La déformation va alors se localiser dans une bande de Lüders lors de ce désancrage. Au contraire, lorsque le rayon d'entaille est faible, l'effet d'entaille conduit à une déformation déjà localisée dans le fond d'entaille. L'effet Lüders devient alors négligeable devant l'effet d'entaille.

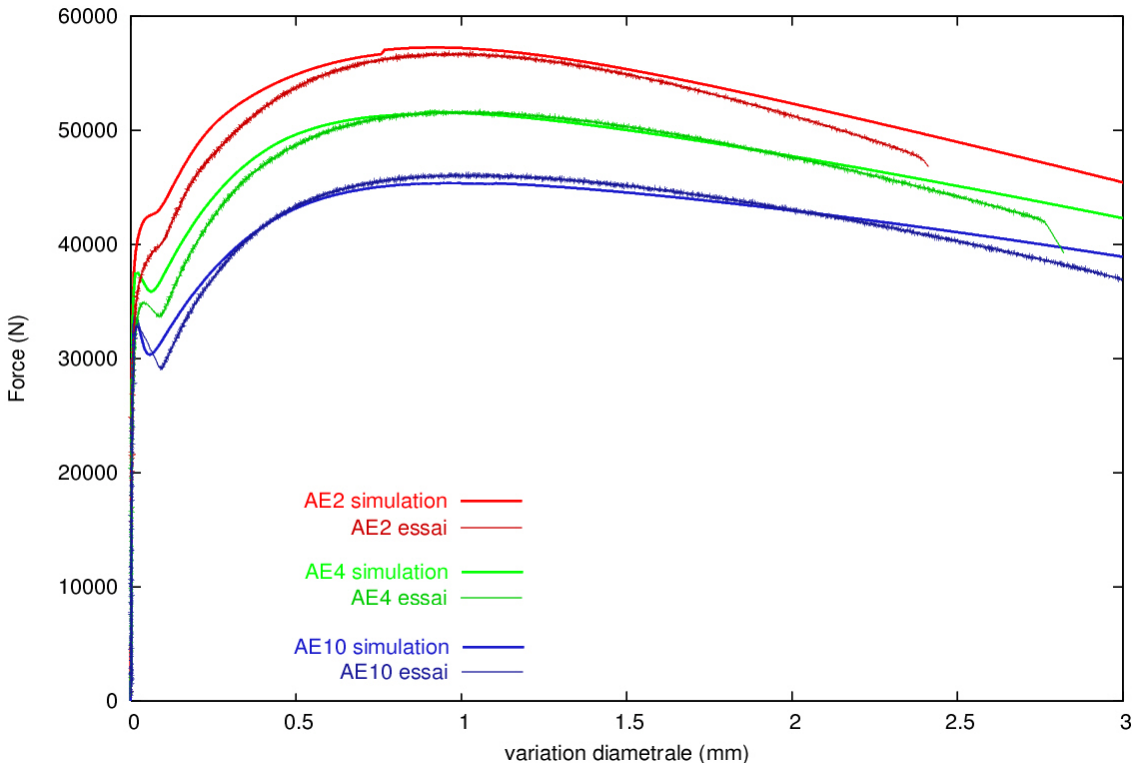


Figure IV.8 : Courbes force – variation diamétrale à 20°C pour les éprouvettes AE2, AE4 et AE10.

IV.3.4 Localisations de déformation plastique à 20°C

Nous avons observé l'apparition de la plasticité sur l'éprouvette lors de la décharge relevée sur la courbe force – déplacement. Une carte des déformations plastiques cumulées, comprises entre 0 et 0,1%, extraite après le pic de vieillissement statique, apparaît sur la Figure IV.9 pour les trois types d'éprouvettes simulées.

On observe que la plasticité se localise dans une bande se formant à partir du bord de l'éprouvette, en fond d'entaille. On note cependant que cette bande porte très peu de plasticité : moins de 0,1 %. Sur l'AE2, la bande de plasticité localisée traverse l'éprouvette en formant un arc de cercle dans la demie tranche. En reconstituant l'éprouvette en 3D, cette forme de zone plastique localisée correspond à une coque sphérique. Sur l'AE4, l'arc de cercle formé est plus petit que sur l'AE2, et la bande est plus épaisse. Sur l'AE10, la plasticité traverse la section de l'éprouvette au centre de l'entaille, et la plasticité se propage horizontalement, sans vraiment former une bande de déformation localisée. Cela parait surprenant car cette éprouvette se rapproche du cas de l'éprouvette lisse. Or, l'observation des bandes de Lüders sur une éprouvette cylindrique lisse (cf. II.3.3) indique que ces bandes sont inclinées avec un angle de 55° par rapport à l'axe de sollicitation. Cependant, même si la représentation axisymétrique ne permet pas la simulation de telles bandes, nous avons constaté dans le Chapitre III les difficultés à modéliser les localisations de déformation plastique à l'aide du modèle EKMC dans la gamme de vitesses de déformation étudiée.

L'éprouvette AE4 a été modélisée en 3D à 20°C, afin de vérifier la forme de la localisation de la déformation correspondant à la chute de charge en début de plasticité. La Figure IV.10 montre la déformation plastique cumulée entre 0 et 0,1%, sur une coupe d'un quart de l'éprouvette, à un instant pris pendant la décharge en début de déformation plastique (Lüders). La Figure IV.10 présente également les isovaleurs de vitesses de déformation plastique comprises entre 0 et 3.10^{-4} s^{-1} dans une coupe à cœur de l'éprouvette, pour montrer la naissance et le développement de la bande dans l'éprouvette AE4.

On peut observer le même type de localisation que celle observée en 2D axisymétrique. La bande de déformation plastique localisée forme une sphère centrée au milieu de l'éprouvette. La plasticité apparaît d'abord en surface, en fond d'entaille, puis un arc de plasticité se forme, et se remplit ensuite pour traverser le cœur de l'éprouvette. On peut constater que la déformation plastique localisée conserve la symétrie axiale. La conservation des symétries a été mise en évidence par le calcul 3D, et justifie l'utilisation par la suite du modèle axisymétrique sur une demi-section.

Les simulations éléments finis d'éprouvettes axisymétriques entaillées à 20°C ont donc permis de décrire la localisation de la déformation plastique de type Lüders associée à la décharge en début de déformation plastique, au cœur de l'éprouvette, sur des zones qui ne sont pas observables au cours de l'essai.

D'autres formes de localisation de déformation plastique de type Lüders ont été mises en évidence grâce à la simulation numérique, lors du stage de Rezaee (2007) dans le cadre de la thèse. En effet, après avoir rempli l'entaille, la plasticité se propage de façon hétérogène en dehors de l'entaille. De telles bandes de Lüders, présentes sur le fût de l'éprouvette, ont été mises en évidence dans la partie II.4.3 sur une éprouvette AE2.

Pour mettre en évidence ces localisations, un maillage 3D de l'éprouvette AE2, avec un maillage plus fin, a été utilisé. Pour des raisons de rapidité de calcul, on utilise le code éléments finis ABAQUS, et le vieillissement statique est modélisé par une loi élastoplastique de type Tsukahara & Iung (1998), qui introduit un adoucissement en début de plasticité, pour représenter le désancrage des dislocations à l'aide d'une loi d'écrouissage isotrope de type von Mises. La loi utilisée est représentée sur la Figure IV.11. La taille de maille dans l'entaille est de 200 µm et de 5 mm au-dessus d'entaille. Au total le maillage comporte 266104 éléments brique à interpolation quadratique et intégration réduite (C3D20R). Seule une moitié d'éprouvette est modélisée (1/2 entaille), et on applique les conditions aux limites de symétrie.

Sur la courbe contrainte moyenne – déformation moyenne, illustrée en Figure IV.12, un épaulement apparaît, correspondant au remplissage par plasticité hétérogène du cœur de l'entaille, comme cela a été décrit précédemment. Si on poursuit le chargement, la plasticité envahit le reste de l'éprouvette et sort progressivement de l'entaille. On s'intéresse à l'instant noté par un point sur la courbe de la Figure IV.12.

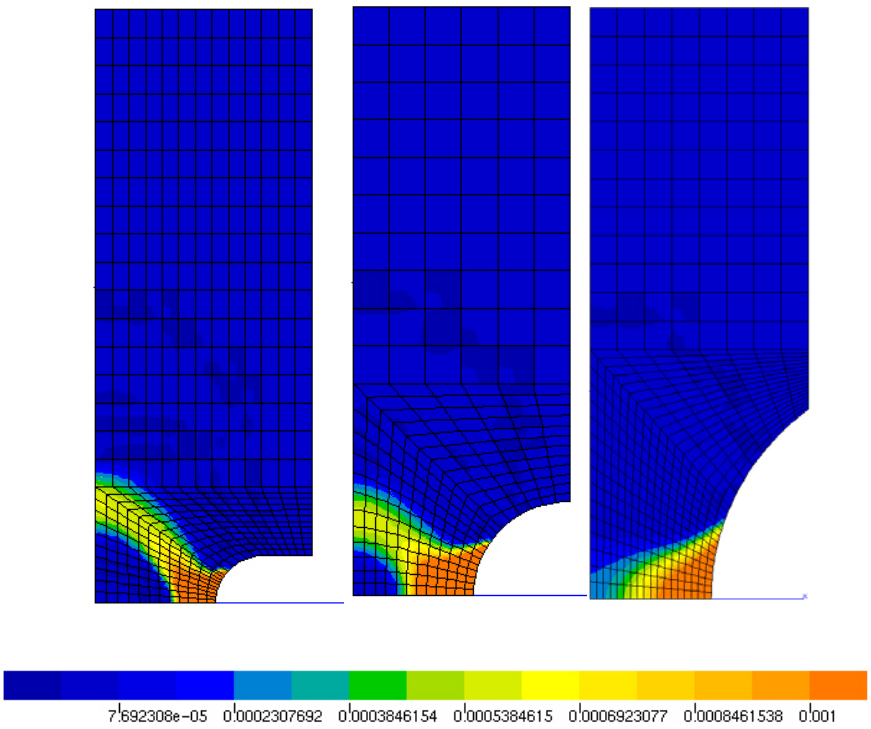


Figure IV.9 : Localisation de la déformation plastique associée à la décharge de vieillissement statique, simulée en 2D axisymétrique dans les éprouvettes AE2, AE4 et AE10.

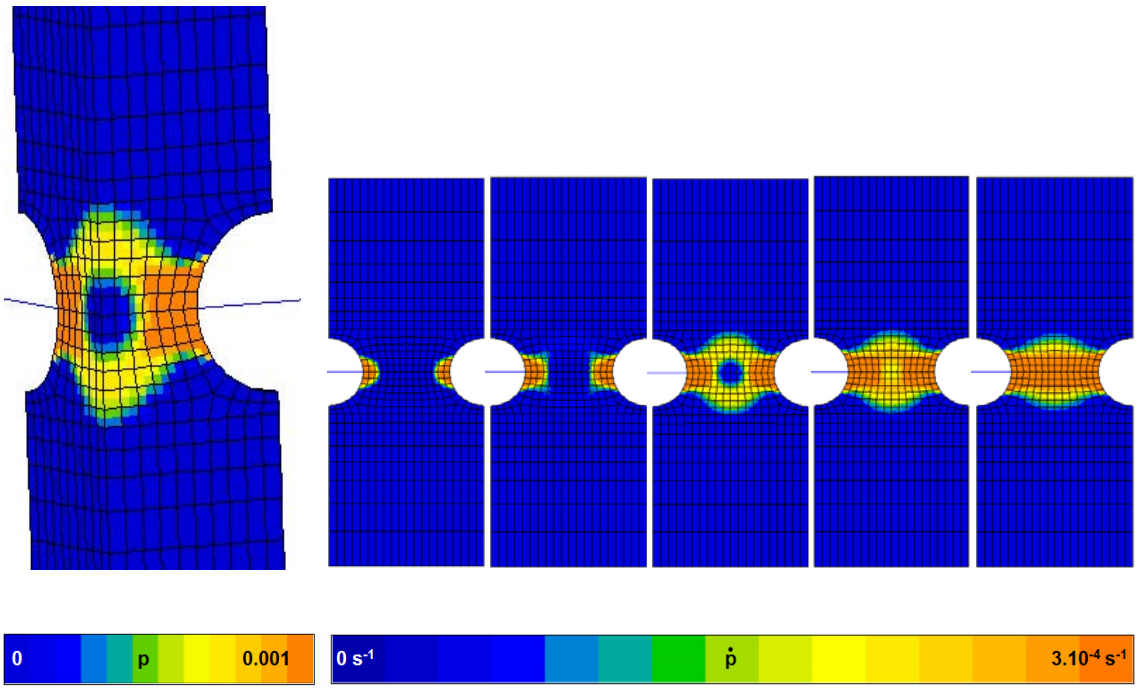


Figure IV.10 : Localisation de déformation plastique de type Lüders dans l'éprouvette AE4.

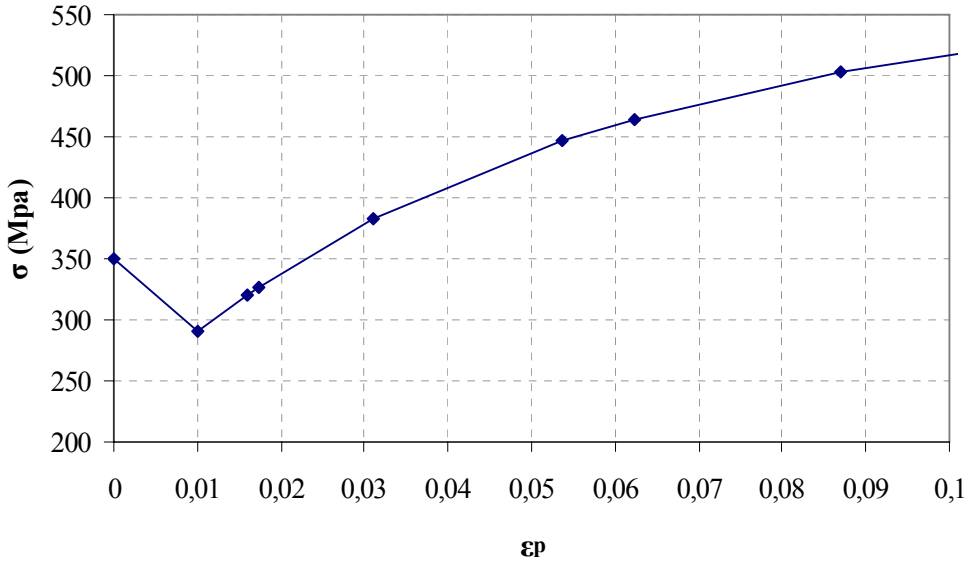


Figure IV.11 : Ecrouissage isotrope utilisé dans le calcul de l'éprouvette AE2 en 3D à 20°C.

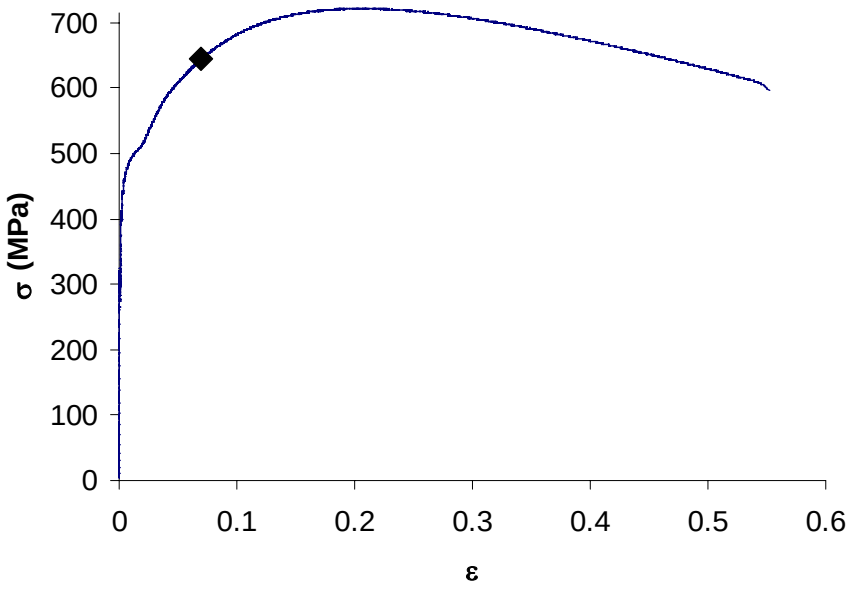


Figure IV.12 : Courbe contrainte moyenne – déformation moyenne issue du calcul 3D sur une 1/2 éprouvette AE2. Le point marqué sur la courbe représente l'instant où apparaît la localisation en dehors de l'entaille.

La Figure IV.13 montre la localisation de déformation plastique observée dans le calcul, pour des valeurs de déformation plastique cumulées comprises entre 0 et 3% (en blanc : p > 3%). Ces résultats numériques sont confrontés aux observations expérimentales issues de la partie II.4.3. Le cliché présenté en Figure IV.13 représente la surface développée du fût en sortie d'entaille. D'après le calcul, des bandes de Lüders se propagent en surface du fût de l'éprouvette. Les bandes forment des croisillons à partir de l'arête marquant l'entaille. On note que les localisations se situent entre la zone déjà plastifiée dans l'entaille au cœur de l'éprouvette et la surface du fût, comme on peut le voir sur la vue en coupe. En effet, dans cette zone, on atteint la

limite d'élasticité du matériau et le comportement local passe de l'état ancré à l'état désancré, conduisant à des localisations de la déformation plastique sous forme de bandes de Lüders. La forme des bandes obtenues par calcul est très semblable aux bandes mises en évidence expérimentalement. Ces résultats pourraient valider la forme de la localisation en arc de cercle simulée dans l'entaille lors de l'épaulement observé sur la courbe, car cette localisation est également observée dans le calcul.

On peut noter que de telles localisations n'ont pas été observées avec le modèle EKMC. Ceci peut s'expliquer par un maillage trop grossier car, pour mener un calcul d'une durée raisonnable, il n'a pas été possible de mailler l'éprouvette 3D aussi finement que pour le modèle élasto-plastique. En outre, les résultats des simulations d'éprouvettes de traction lisse 3D avec le modèle EKMC à 20°C n'ont jamais montré de bandes de Lüders orientées, alors qu'un modèle EP le permet. En effet, nous avons déjà montré les difficultés à simuler la localisation de déformation sur des géométries cylindriques à l'aide du modèle EKMC tel qu'il est identifié (cf. III.4.6 et III.5.4). Il est possible qu'une viscosité classique trop importante stabilise la déformation et limite les possibilités de localisation.

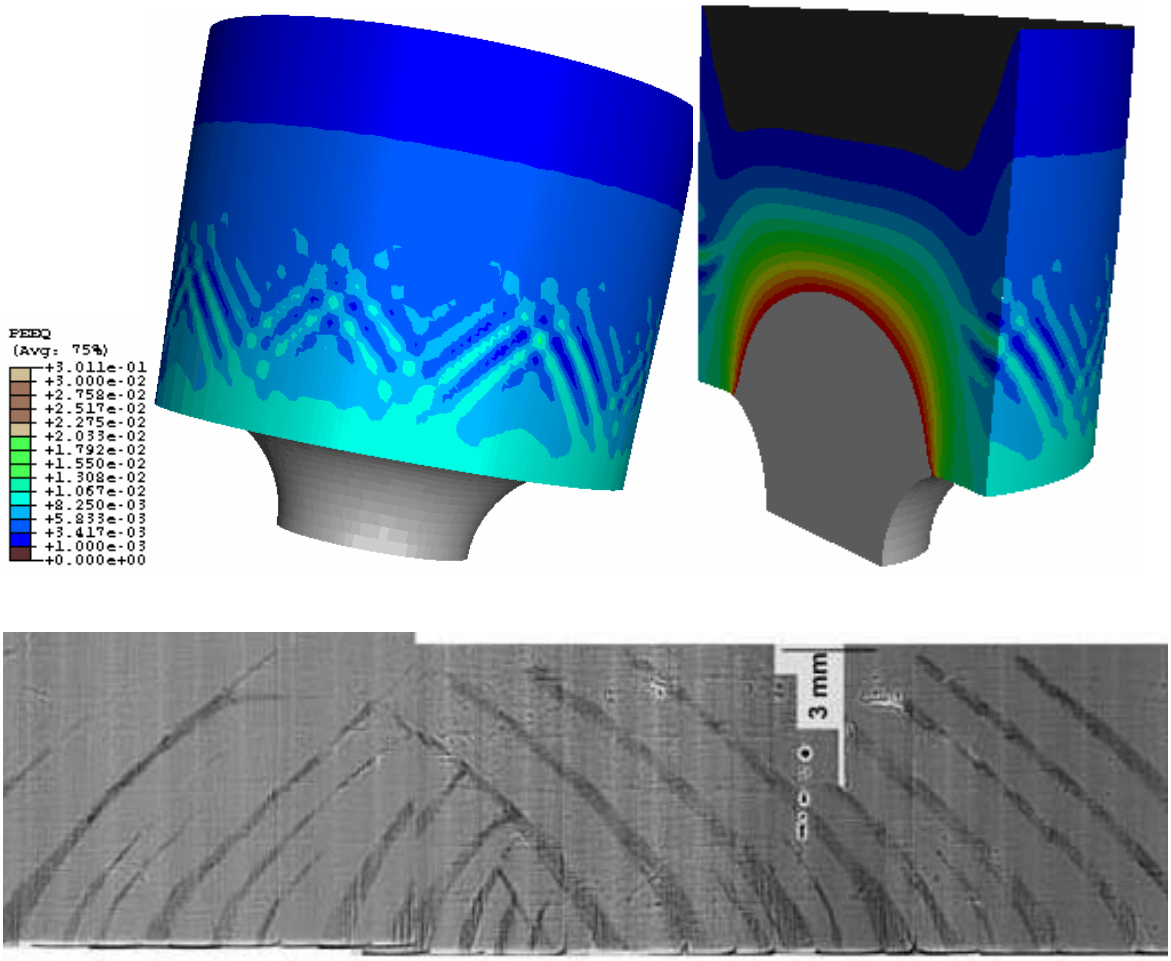


Figure IV.13 : Localisation de déformation plastique de type Lüders dans l'éprouvette AE4. comparaison aux observations (voir partie II).

IV.3.5 Comportement des éprouvettes axisymétriques entaillées à 200°C

De même qu'à 20°C, les essais sur éprouvettes AE2, AE4 et AE10 ont été simulés à 200°C à l'aide d'un modèle axisymétrique. Les courbes force – variation diamétrale à 200°C ont été reportées sur la Figure IV.14 pour les trois types d'éprouvettes.

Les courbes expérimentales présentent des décrochements de force, associés à l'effet Portevin – Le Chatelier. L'effet PLC n'est présent qu'au début de l'essai, la courbe devenant à nouveau lisse ensuite. On peut constater que les simulations ne permettent pas de reproduire de tels décrochements. Si l'on suit l'ordre des courbes expérimentales, notamment le niveau de charge atteint, on note une inversion entre les éprouvettes AE2 et AE4. Dans les simulations, cette inversion n'est pas observée, et l'on retrouve l'ordre classique par force décroissante : AE2, AE4 et AE10.

Le fait qu'il n'y ait pas de décrochements, et que l'on ne simule pas les inversions en effort, pourrait laisser croire que l'on ne se situe pas dans le bon domaine température – vitesse de déformation d'apparition des phénomènes de vieillissement dynamique. Pourtant, on peut observer sur les courbes de simulation une décharge, au moment correspondant au saut de vitesse entre la séquence S2 et la séquence S3, alors que la vitesse de déformation augmente. Ceci indique que l'on se situe bien dans un domaine de sensibilité négative à la vitesse de déformation. Pour comprendre l'état d'ancrage dans l'entaille au cours des simulations, les isovaleurs de la variable C_s du modèle EKMC ont été extraites. La Figure IV.15 montre les valeurs de C_s entre 0 et 1 pour une variation diamétrale de 1 mm dans les éprouvettes AE4 et AE2.

On peut observer d'après la Figure IV.15 qu'il existe un gradient des niveaux d'ancrage dans l'entaille prévus par le modèle. En fond d'entaille, l'état du matériau est partiellement désancré, c'est-à-dire que le durcissement dû au vieillissement dynamique, exprimé par le terme R_a dans le modèle, prend des valeurs faibles, mais n'est pas nul. Plus on sort de l'entaille, plus l'ancrage augmente. Ce gradient d'ancrage est lié au gradient de vitesse de déformation qui existe dans l'entaille. En effet, en fond d'entaille, la vitesse de déformation est plus importante, ce qui conduit dans le modèle à un désancrage. Cette variation entre 0 et 1 de la variable d'ancrage C_s montre bien que les simulations permettent d'obtenir la gamme de vitesse de déformation où le vieillissement dynamique est actif. Cependant les niveaux d'ancrage obtenus ne permettent pas de décrire correctement les courbes force – variation diamétrale, et en particulier les inversions observées expérimentalement.

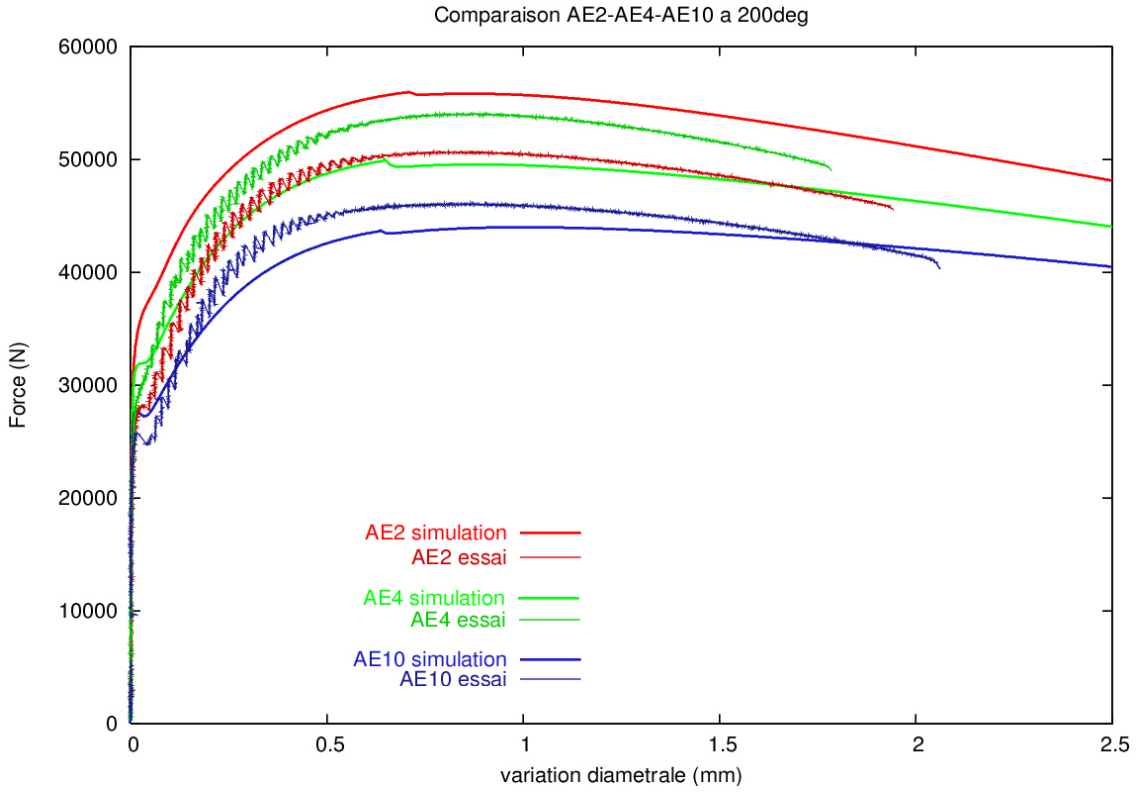


Figure IV.14 : Courbes force – variation diamétrale à 200°C.

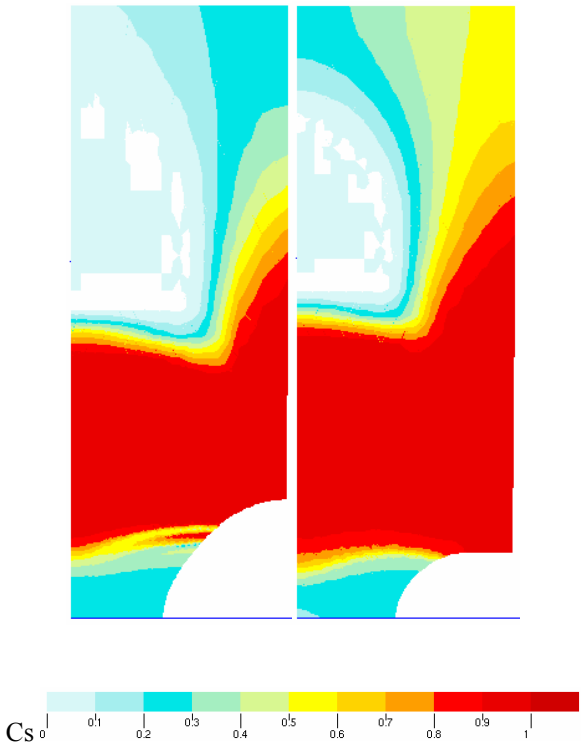


Figure IV.15 : Niveaux d'ancrage dans les simulations d'éprouvettes AE4 et AE2 à $\Delta\phi$=1 mm. Lorsque C_s=1 (en rouge), le modèle simule un comportement tout ancré ; lorsque C_s=0, le modèle simule un comportement entièrement désancré.

IV.3.6 Comportement des éprouvettes axisymétriques entaillées à 350°C

On présente sur la Figure IV.16 les résultats des simulations d'éprouvettes AE2, AE4 et AE10 à 350°C à l'aide du modèle axisymétrique. Les simulations à 350°C permettent d'obtenir une meilleure corrélation avec l'expérience que les simulations à 200°C (cf. Figure IV.14). Ici, l'ordre des courbes expérimentales est à nouveau classique : plus le taux de triaxialité est élevé, plus la charge est importante. Les simulations par éléments finis restituent correctement cet ordre. Si la simulation de l'éprouvette AE4 est très correcte, la simulation de l'AE10 sous-estime l'expérience, et au contraire, la simulation de l'AE2 surestime l'expérience. On observe également que la partie décroissante n'est pas parfaitement représentée, en particulier pour les éprouvettes AE10 et AE4.

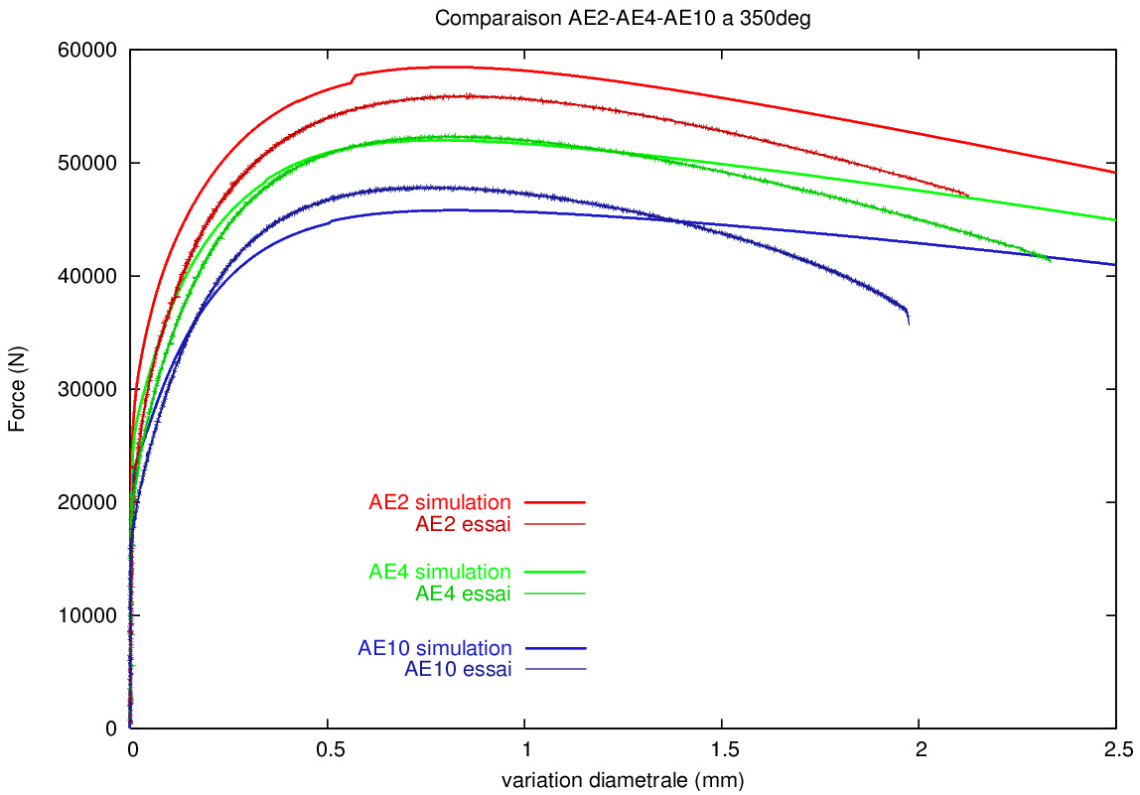


Figure IV.16 : Courbes force – variation diamétrale à 350°C.

IV.3.7 Discussion

Des simulations d'éprouvettes axisymétriques entaillées ont été effectuées de 20 à 350°C pour les géométries d'éprouvettes AE2, AE4 et AE10. Pour l'AE4, toutes les températures ont été simulées. Pour les AE2 et AE10, seules les températures de 20°C, 200°C et 350°C ont été simulées. Ces résultats numériques seront utilisés par la suite dans l'approche locale de la rupture.

Nous avons donc constaté que le modèle de vieillissement permettait de bien modéliser le comportement à 20°C des éprouvettes AE, et de restituer l'ordre des courbes selon le rayon d'entaille de l'éprouvette simulée. Les simulations permettent également de bien reproduire le crochet, ou épaulement, sur la courbe force – variation diamétrale lié au vieillissement statique observé lors des essais. Les simulations ont permis de mettre en évidence une localisation de la déformation plastique associée à cet épaulement. La localisation décrit une sphère au milieu de l'entaille. Des simulations à l'aide d'un modèle tridimensionnel ont confirmé cette géométrie de bande. La simulation de l'AE2 à 20°C à l'aide d'un modèle élastoplastique simplifié de vieillissement statique (avec adoucissement local) a permis de mettre en évidence d'autres localisations de type Lüders au cours de l'essai : dans la partie de la courbe où la force est croissante, et une fois que la plasticité a envahi l'entaille, on observe des localisations de déformation plastique en surface du fût de l'éprouvette. Les bandes décrivent des croisillons à partir de l'arête en sortie d'entaille, sur le fût de l'éprouvette. Les bandes obtenues par simulation sont conformes à celles observées lors de l'essai sur AE2. Dans la simulation comme dans l'expérience, la présence de ces bandes n'induit aucune variation sur la courbe globale. Il est important de souligner que le modèle EKMC n'a pas permis de simuler de telles bandes de Lüders. La taille du maillage peut être mise en cause, car un maillage plus grossier a été utilisé pour le modèle EKMC en raison des longs temps de calcul nécessités par un tel modèle. On peut également penser que l'on se confronte aux mêmes problèmes de modélisation 3D de localisation de déformation plastique qu'en traction sur éprouvettes lisses. En effet, la seule différence entre la loi élastoplastique utilisée et le comportement local obtenu par le modèle EKMC est la viscosité classique. La viscosité jouerait un rôle stabilisateur sur la naissance et la propagation des bandes de déformation localisée.

Les simulations à 200°C sont moins satisfaisantes. Les niveaux d'effort simulés ne sont pas tout-à-fait conformes à l'expérience : pour l'AE10 et l'AE4 ils sont sous-estimés, et pour l'AE2 ils sont surestimés. Cependant les écarts avec l'expérience restent dans une proportion raisonnable. On ne parvient pas, à l'aide du modèle EKMC, à restituer les effets du vieillissement dynamique observés expérimentalement : inversions de l'ordre des courbes AE2 et AE4, et décrochements de force sur la courbe probablement liés à la présence de localisations de déformation dans l'éprouvette. Lors des essais, l'inversion de l'AE2 et de l'AE4 s'explique par une interaction complexe entre ancrage, vitesse de déformation obtenue selon le rayon d'entaille, et présence de localisations. Pour l'AE4, une vitesse de déformation plus faible dans l'entaille conduit à un comportement plutôt ancré, tandis que dans l'AE2 une vitesse de déformation plus élevée conduit à un comportement plutôt désancré.

Cette tendance doit être nuancée par la présence d'un gradient de vitesse de déformation dans l'entaille, et donc d'un gradient d'ancrage, et de surcroît par la présence des localisations associées aux décrochements sur la courbe. En effet, lorsque des bandes traversent l'éprouvette, des désancrages puis ré-ancrages successifs ont lieu, et la force moyenne mesurée lors de l'essai

peut être modifiée significativement. Les simulations par éléments finis ne rendent pas compte de ces effets associés au vieillissement dynamique.

Afin d'être dans le bon domaine de vitesse de déformation permettant la présence de vieillissement dynamique, une attention particulière a été portée sur la vitesse imposée. Le chargement en trois séquences est tel que l'on obtient la même vitesse de déformation moyenne en fond d'entaille que dans l'expérience et permet effectivement d'explorer le domaine [temps – température] d'apparition du vieillissement dynamique ($S<0$). En effet, lors du saut de vitesse imposé dans le chargement, on observe bien une sensibilité négative à la vitesse de déformation. De plus, l'examen de la variable d'ancrage C_s indique que le terme d'ancrage du modèle n'est ni nul, ni saturé, et qu'il existe bien des variations du niveau d'ancrage dans l'entaille. La mauvaise corrélation simulation – expérience est peut-être due à la faiblesse de l'identification des paramètres du modèle EKMC, qui conduirait une mauvaise description des variations du terme R_a entre l'état ancré et désancré, et qui serait ici mise en évidence par le gradient de vitesse de déformation imposée par la géométrie des éprouvettes AE. Enfin, le fait de ne pas simuler les décrochements, et donc des localisations de déformation plastique joue certainement un rôle sur la qualité du niveau de charge simulé. En effet, on ne prend pas en compte les désancrages et ré-ancrages successifs provoqués par le passage de telles bandes, et par conséquent l'effet que cela peut avoir sur le niveau de charge moyen. Un modèle 3D a été testé, mais aucune localisation n'est apparue, et aucun décrochement n'a été observé. On souligne ici encore une fois la difficulté du modèle à rendre compte des localisations sur des géométries axisymétriques.

Les résultats de simulations à 350°C sont en relativement bon accord avec l'expérience. On peut constater que la partie décroissante des courbes n'est pas parfaitement simulée : plus le rayon d'entaille est grand, plus on s'éloigne de la tendance de la courbe expérimentale pour la partie décroissante. Cet écart est dû en partie à la non prise en compte de l'endommagement. Il est aussi possible que l'estimation de l'évolution de la variation diamétrale soit erronée, en raison de la complexité à décrire le comportement dans l'entaille en présence de vieillissement dynamique.

Les difficultés rencontrées mettent peut-être en évidence une faiblesse dans l'identification du modèle pour les hautes températures, en présence d'un ancrage important. Il est en effet difficile de faire la part entre les différents phénomènes participant au durcissement : écrouissage, ancrage et sur-écrouissage. L'essai sur éprouvette axisymétrique entaillée est particulièrement difficile à simuler en présence de vieillissement dynamique, car l'effet d'entaille induit de forts gradients de vitesses de déformation, et par conséquent d'ancrage, conduisant à un matériau à gradient de propriétés mécaniques dans l'entaille. Malgré les imperfections de la modélisation, on partira de cette base de résultats numériques pour appliquer l'approche locale de la rupture, dans la partie IV.5.

IV.4 Modélisation des éprouvettes CT

IV.4.1 Introduction

Dans l'étude expérimentale, les essais sur l'acier TU48C ont montré une sensibilité de cet acier aux phénomènes de vieillissement statique et dynamique. En particulier, lors des essais de déchirure sur éprouvette CT, une baisse de ténacité a été enregistrée autour de 200°C. Le modèle de comportement avec prise en compte du vieillissement sous déformation est celui qui a été identifié dans la partie III, à partir des données expérimentales de traction. Les champs mécaniques seront étudiés en pointe de fissure de l'éprouvette CT, en présence de vieillissement sous déformation, pour mettre en évidence ses manifestations et son influence éventuelle sur la mesure de résistance à la déchirure ductile. Comme pour les simulations des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées, une attention particulière sera portée sur la localisation de déformation plastique.

IV.4.2 Description du modèle

Trois températures d'essai ont été choisies pour les simulations : 20°C, où l'effet du vieillissement statique est maximal, 100°C, où l'effet du vieillissement statique sur les décharges partielles est maximal, et 200°C, température correspondant au maximum de l'effet du vieillissement dynamique pour les vitesses de déformation observées en pointe de fissure, qui sont de l'ordre de 10^{-3} à 10^{-5} s^{-1} d'après un calcul préalable réalisé à 20°C.

Trois types de modélisation ont été mis en place : la plus simple simule l'ouverture monotone de la fissure sans modélisation de la propagation de la fissure (utilisé à 20°C et 200°C), la seconde simule l'ouverture monotone de la fissure en prenant en compte la propagation de fissure par la méthode des relâchements de nœuds (utilisé à 20°C et 200°C), et la troisième simule les décharges partielles sans prendre en compte la propagation de la fissure (utilisé à 100°C).

La loi de comportement utilisée pour les simulations avec vieillissement sous déformation est le modèle EKMC identifié à 20°C, 100°C et 200°C. Les résultats du modèle EKMC seront comparés avec un modèle élastoplastique classique à 20°C et 200°C, qui décrit le durcissement apparent du matériau (travail entrepris dans le stage de Rezaee, 2007). A température ambiante, en présence d'un pic et d'un palier de Lüders sur les courbes expérimentales, plusieurs hypothèses sont possibles pour identifier une loi de comportement élastoplastique, parmi lesquelles :

1. Modèle élastoplastique avec plateau ;
2. Modèle élastoplastique avec micro-limite d'élasticité ;

3. Modèle élastoplastique avec extrapolation tangente.

Ces trois hypothèses sont comparées sur les courbes de comportement de la Figure IV.17. Le comportement considéré pour l'identification de ces modèles correspond à la courbe de traction à la vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1}. A 200°C, le comportement élastoplastique choisi est aussi issu de la courbe expérimentale à 10^{-4} s^{-1}, avec un lissage des décrochements de Portevin – Le Chatelier de la courbe expérimentale. Le choix de la vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} pour la loi élastoplastique se justifie par les vitesses de déformation observées en pointe de fissure d'après un calcul éléments finis préalable.

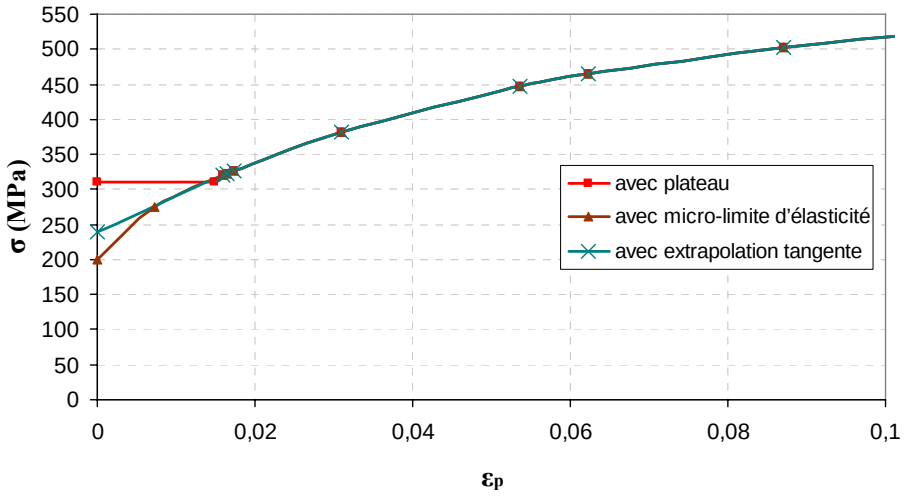


Figure IV.17. Courbes contrainte – déformation plastique (3 modèles élasto-plastiques).

L'éprouvette CT a été modélisée en 2D pour des raisons de temps de calcul, en déformations planes et en contraintes planes, afin d'encadrer la solution 3D de l'éprouvette avec rainures latérales. L'éprouvette CT25 possède une fissure d'une longueur a = 30 mm pour un ligament de 20 mm, soit une largeur totale d'éprouvette de W = 50 mm et un rapport a/W = 0,6 (voir Partie II.). Seule la moitié supérieure de l'éprouvette a été modélisée : en effet, des calculs préalables sur la section entière ont montré une symétrie du problème, malgré les localisations de déformation. La géométrie et le maillage sont présentés sur la Figure IV.18. Le maillage comporte 7041 éléments quadratiques à 8 nœuds à intégration réduite. Une zone de maillage régulier avec une taille de maille de 200 µm couvre toute la partie du ligament, dans un rectangle de 21 mm de large sur 10 mm de haut, afin de mieux décrire les localisations de déformation dans un volume important. Pour modéliser le chargement, les goupilles sont représentées par une zone d'éléments dont le comportement est purement élastique, afin de s'affranchir des problèmes de contact. Le déplacement est imposé par le déplacement du nœud situé au centre de la goupille (point A). Le déplacement du nœud A est bloqué dans la direction X. Le COD (crack opening displacement) est mesuré au même endroit que lors des essais (point B). Sur le ligament, des conditions aux limites de symétrie sont imposées.

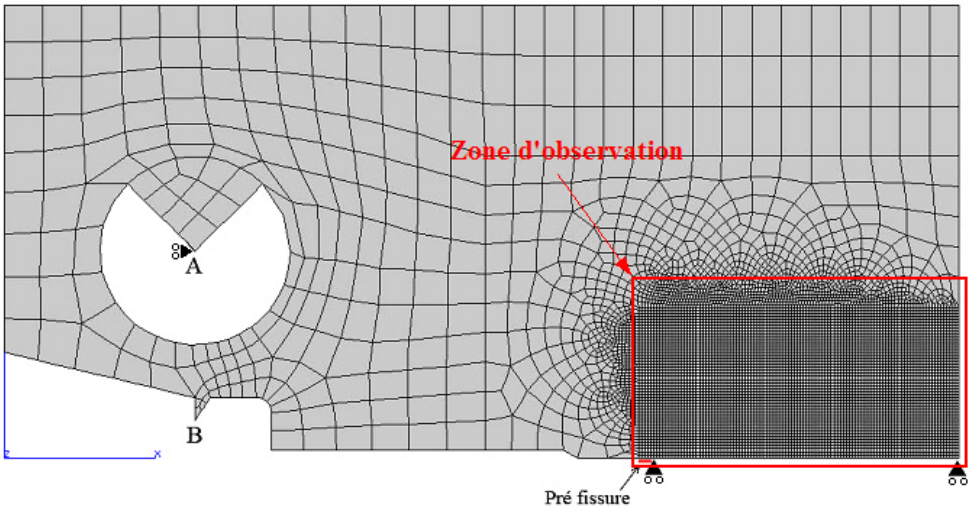


Figure IV.18 : Géométrie et maillage de l'éprouvette CT modélisée en 2D. La zone d'observation servira à la présentation des iso-contours.

Pour les simulations avec ouverture monotone, la vitesse d'ouverture expérimentale est imposée. Pour simplifier le problème, le chargement est imposé au niveau des goupilles (A) car, en réalité, l'essai est piloté en vitesse de COD (B). Pour simuler les décharges partielles, les séquences du chargement expérimental ont été utilisées. Ce chargement se compose de la répétition de 3 séquences : une phase d'ouverture à la vitesse de 0,4 mm/mn, une phase de maintien d'environ 20 mn, et une phase de décharge à la vitesse d'environ 0,04 mm/mn. Ces 3 séquences sont répétées 25 fois pour l'essai à 100°C, conduisant à une ouverture finale de 4,5 mm.

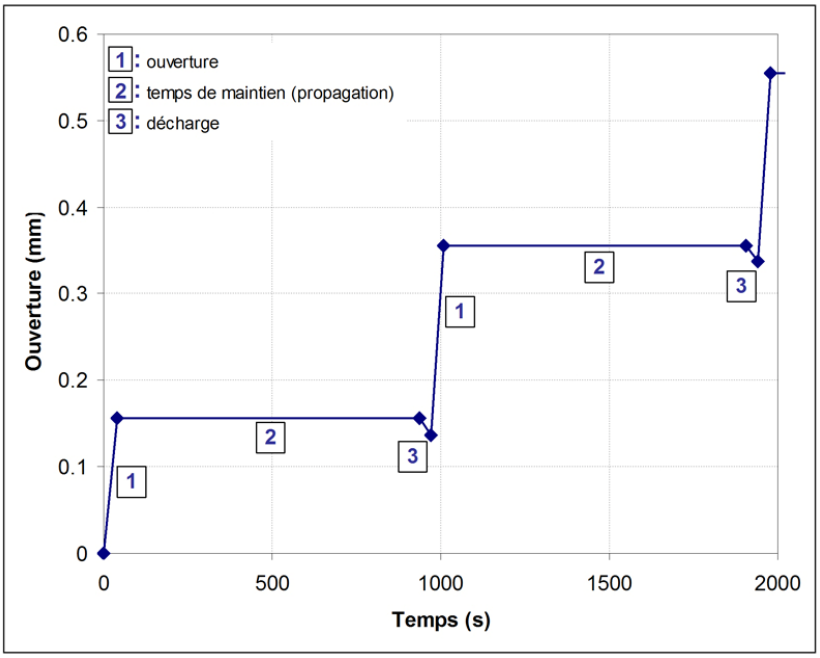


Figure IV.19 : Séquences de chargement pour la simulation des décharges partielles à 100°C.

Pour simuler la propagation de la fissure, la méthode des relâchements de nœuds est appliquée (Zset Package, 1996). Cette procédure consiste à relâcher les conditions aux limites des nœuds du ligament sur une longueur donnée Δa pendant une durée t. La propagation se fait selon la loi expérimentale d'avancée de fissure Δa(t). Le pas de relâchement est imposé par l'espacement entre les nœuds à relâcher, soit 100 µm, compte tenu de la taille de maille de 200 µm et du maillage quadratique. La Figure IV.20 montre les courbes de propagation de fissure Δa = f(COD) expérimentales et le lissage effectué pour la modélisation de la propagation de fissure.

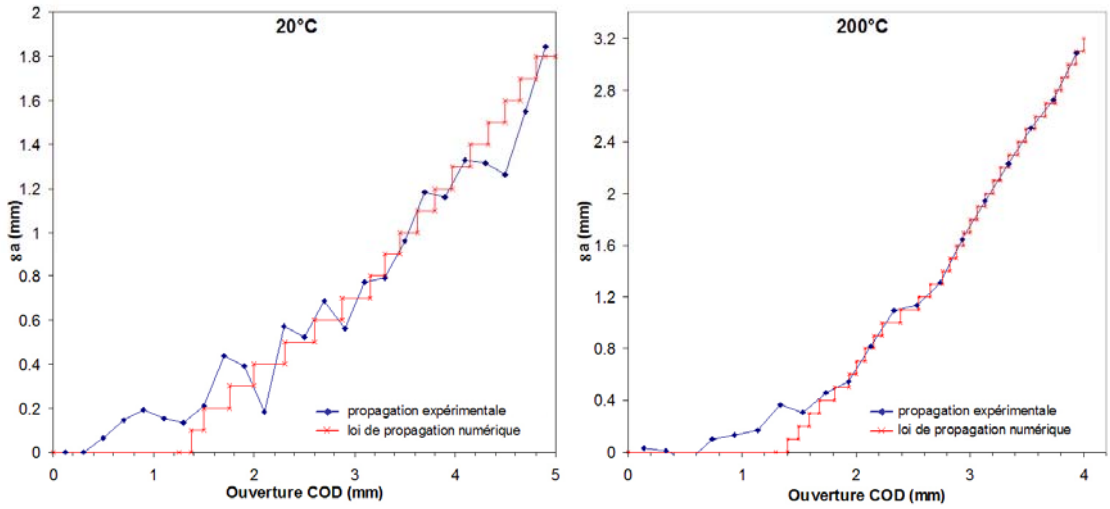


Figure IV.20 : Propagation de fissure imposée à 20°C et 200°C en fonction du COD, pour les calculs avec simulation de l'avancée de fissure par la méthode des relâchements de nœuds. Comparaison à l'expérience.

IV.4.3 *Manifestations du vieillissement statique en pointe de fissure à 20°C*

Les champs de déformation plastique en pointe de fissure ont été comparés pour les modèles avec et sans vieillissement statique à 20°C. Le comportement sans vieillissement statique correspond ici au modèle de loi élastoplastique avec micro-limite d'élasticité. Les résultats sont extraits pour un COD de 1 mm, une ouverture pour laquelle on ne mesure aucune propagation de la fissure expérimentalement. Les résultats sont analysés en contraintes planes sur la Figure IV.21 et en déformations planes sur la Figure IV.22. Ces figures montrent la déformation plastique équivalente cumulée comprise entre 0 et 3%. La zone représentée est celle définie sur la Figure IV.18 : le côté droit est l'arrière de l'éprouvette.

En contraintes planes, la Figure IV.21 montre qu'en l'absence de vieillissement statique, la zone de déformation plastique en pointe de fissure est de forme quasi-circulaire. La déformation diminue progressivement lorsque l'on s'éloigne de la pointe de fissure.

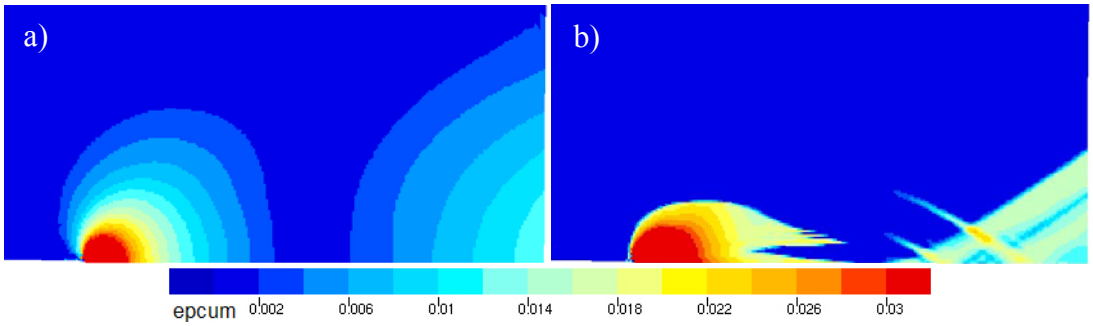


Figure IV.21 : Iso-contours de p en pointe de fissure à une ouverture de 1 mm, en contraintes planes. a) sans SSA ; b) avec SSA.

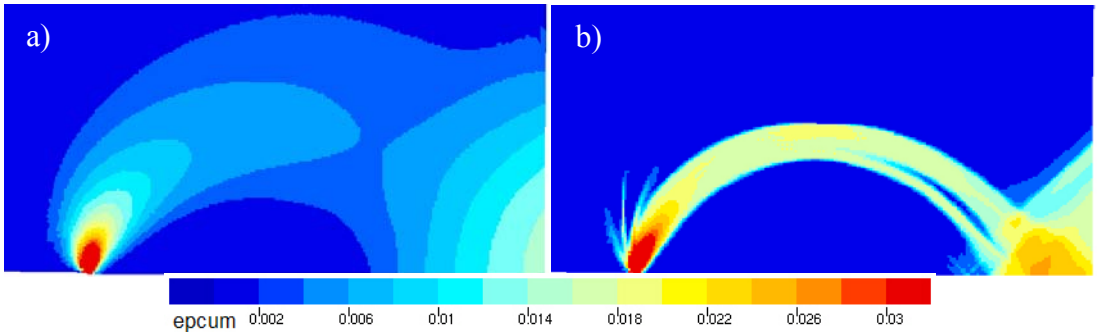


Figure IV.22 : Iso-contours de p en pointe de fissure à une ouverture de 1 mm, en déformations planes. a) sans SSA ; b) avec SSA.

On observe également l'apparition de déformation plastique sur le bord droit de l'éprouvette atteignant 2%, correspondant à la flexion globale de l'éprouvette, cette zone subissant de la compression. Avec la prise en compte du vieillissement statique, la zone plastique en pointe de fissure prend une forme elliptique plus allongée dans le plan de fissuration et présente des localisations en bandes horizontales. Si on considère la symétrie selon le plan de fissure, la zone plastique en pointe de fissure se termine par trois bandes horizontales. Les déformations dans la zone plastique sont plus importantes avec vieillissement statique que sans vieillissement statique, bien que la limite d'élasticité microscopique du modèle sans vieillissement statique soit plus basse que dans le modèle avec vieillissement statique. On observe un fort gradient de déformation entre la zone déformée et la zone non déformée. A l'arrière de l'éprouvette, dans la zone qui subit de la compression, la zone déformée plastiquement est plus importante que celle observée sans vieillissement statique, avec des déformations plastiques atteignant plus de 3%. Contrairement au modèle sans vieillissement statique, cette zone a une forme de triangle qui pointe vers la zone plastique en pointe de fissure et semble être constituée de deux épaisses bandes obliques. Les localisations, l'une partant de la pointe de fissure et l'autre partant du bord de l'éprouvette tendent à se rejoindre dans le plan de fissuration. On remarque également à partir de la zone plastique à l'arrière de l'éprouvette la présence de deux bandes obliques secondaires de déformation plastique localisée.

En déformations planes, on observe sur la Figure IV.22.a que le modèle sans vieillissement statique prédit une zone de déformation plastique classique en pointe de fissure en forme d'ailes de papillon. Comme en contraintes planes, on observe avec le modèle sans vieillissement statique l'apparition de déformation plastique sur le bord droit de l'éprouvette atteignant 2%, correspondant à la zone en compression à l'arrière de l'éprouvette. Les deux zones plastiques tendent à se rejoindre, formant la « rotule plastique », induite par la déformation globale imposée à l'éprouvette. Avec la prise en compte du vieillissement statique (sur la Figure IV.22.b), la zone plastique en pointe de fissure présente une localisation importante dans la rotule plastique. On distingue que la localisation se scinde en deux bandes pour rejoindre la zone plastique située à l'arrière de l'éprouvette. La plasticité n'est donc plus confinée en pointe de fissure. Comme en contraintes planes, les déformations dans la zone plastique sont plus intenses avec vieillissement statique que sans vieillissement statique. La zone plastique à l'arrière de l'éprouvette présente également des petites bandes de localisations de déformation tendant à former une rotule plastique secondaire.

Les Figure IV.23 et Figure IV.24 présentent la progression de la plasticité en pointe de fissure calculée en contraintes planes et déformations planes. Les 6 clichés sont pris à intervalles réguliers pour des ouvertures allant de 0,25 à 1,5 mm.

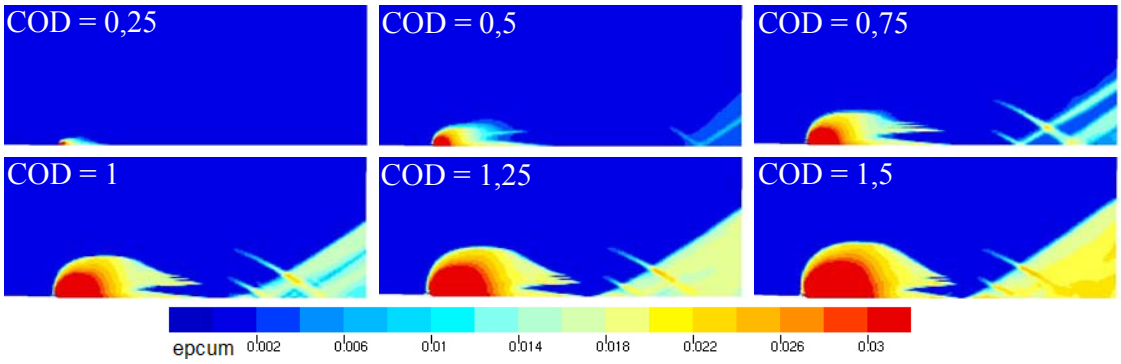


Figure IV.23 : Progression de la plasticité en pointe de fissure en à 20°C, en contraintes planes.

En contraintes planes, lorsque la plasticité apparaît en pointe de fissure, elle se localise rapidement dans une bande fine horizontale se propageant le long du plan de la fissure. La plasticité se développe ensuite de façon circulaire. Puis, une seconde bande de localisation horizontale se forme en avant de la zone plastique en fond d'entaille. Des bandes fines horizontales parallèles, de la largeur d'une rangée d'éléments, accompagnent aussitôt cette seconde bande. Dans le même temps, des localisations de déformation plastique apparaissent dans la zone plastique à l'arrière de l'éprouvette : en premier lieu, deux bandes obliques de sens opposé se forment et se croisent sans le plan de fissure, puis deux autres bandes parallèles aux premières suivent un trajet similaire. Ensuite, la plasticité continue de se développer dans les zones déjà localisées, la progression ayant lieu principalement dans la direction horizontale. A

l'arrière de l'éprouvette, l'accumulation des bandes obliques finit par former une zone plastique triangulaire en direction de la pointe de fissure. Pour des plus grandes ouvertures, les deux zones, en pointe de fissure et sur le bord de l'éprouvette tendent à se rejoindre.

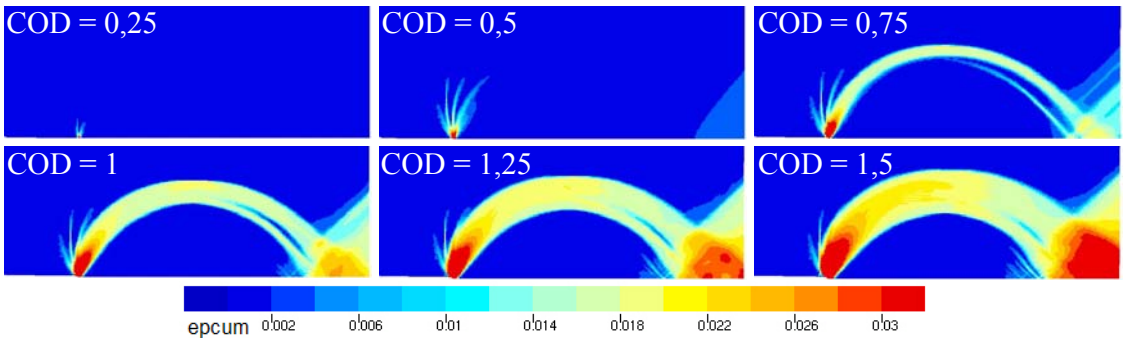


Figure IV.24 : Progression de la plasticité en pointe de fissure à 20°C, en déformations planes.

En déformations planes, la plasticité en pointe de fissure se développe d'abord en bandes minces de déformation localisées verticales, formant une étoile autour de la pointe de fissure. La plasticité apparaît ensuite à l'arrière de l'éprouvette. Pour un COD de 0,75 mm, une des bandes fines partant de la pointe de fissure se propage et débouche sur le bord de l'éprouvette, pour rejoindre l'autre zone de plasticité, formant la rotule plastique. On remarque dès ce stade la présence de bandes secondaires qui accompagnent la progression des deux zones plastiques. La plasticité au bord à droite se propage par une superposition de bandes de plasticité localisées autour du triangle déjà présent. La plasticité s'intensifie ensuite dans la rotule plastique déjà formée, et par conséquent, la bande qui traverse l'éprouvette s'épaissit peu à peu.

L'influence du maillage a été étudiée. En effet, un maillage plus grossier a été testé, avec une zone de maillage raffiné confinée en pointe de fissure, n'atteignant pas le bord de l'éprouvette. Les résultats de ces calculs sont présentés en Annexe IV.1. On note que la forme générale des localisations reste la même qu'avec un maillage plus fin. Cependant, les bandes de localisation ne sont pas définies avec autant de précision qu'avec le maillage fin.

Les prédictions de plasticité en pointe de fissure ont été confrontées à des observations expérimentales. Dans la partie expérimentale, nous avons présenté des essais sur éprouvettes CT5 (CT25 réduite à 5 mm) dont la surface a été polie pour observer la localisation de déformation en pointe de fissure. Lors de cet essai, aucune propagation de fissure n'a été observée. La comparaison des zones plastiques en pointe de fissure a été réalisée, jusqu'à un COD de 2 mm, sur la Figure IV.25.

On observe une très bonne corrélation entre les calculs en contraintes planes et l'expérience. En effet, la progression de la plasticité observée expérimentalement est proche du résultat numérique. On observe les mêmes bandes localisées autour de la zone plastique en fond de fissure. On observe également une progression hétérogène de la plasticité en bord droit

d'éprouvette en bandes obliques de déformation localisée, formant peu à peu un triangle. En revanche, les calculs en déformations planes ne s'appliquent pas ici, mais seraient plus adaptés pour modéliser ce qui se passe au cœur d'une éprouvette plus épaisse, comme les CT25 avec rainures latérales. Les calculs en déformations planes peuvent être comparés aux observations de Pokorny (2003) présentées dans la partie II.4, obtenues lors d'un essai de fatigue interrompu. Dans cette étude, la zone plastique en pointe de fissure présentait des localisations, mais aucune interaction avec l'arrière de l'éprouvette n'avait été observée.

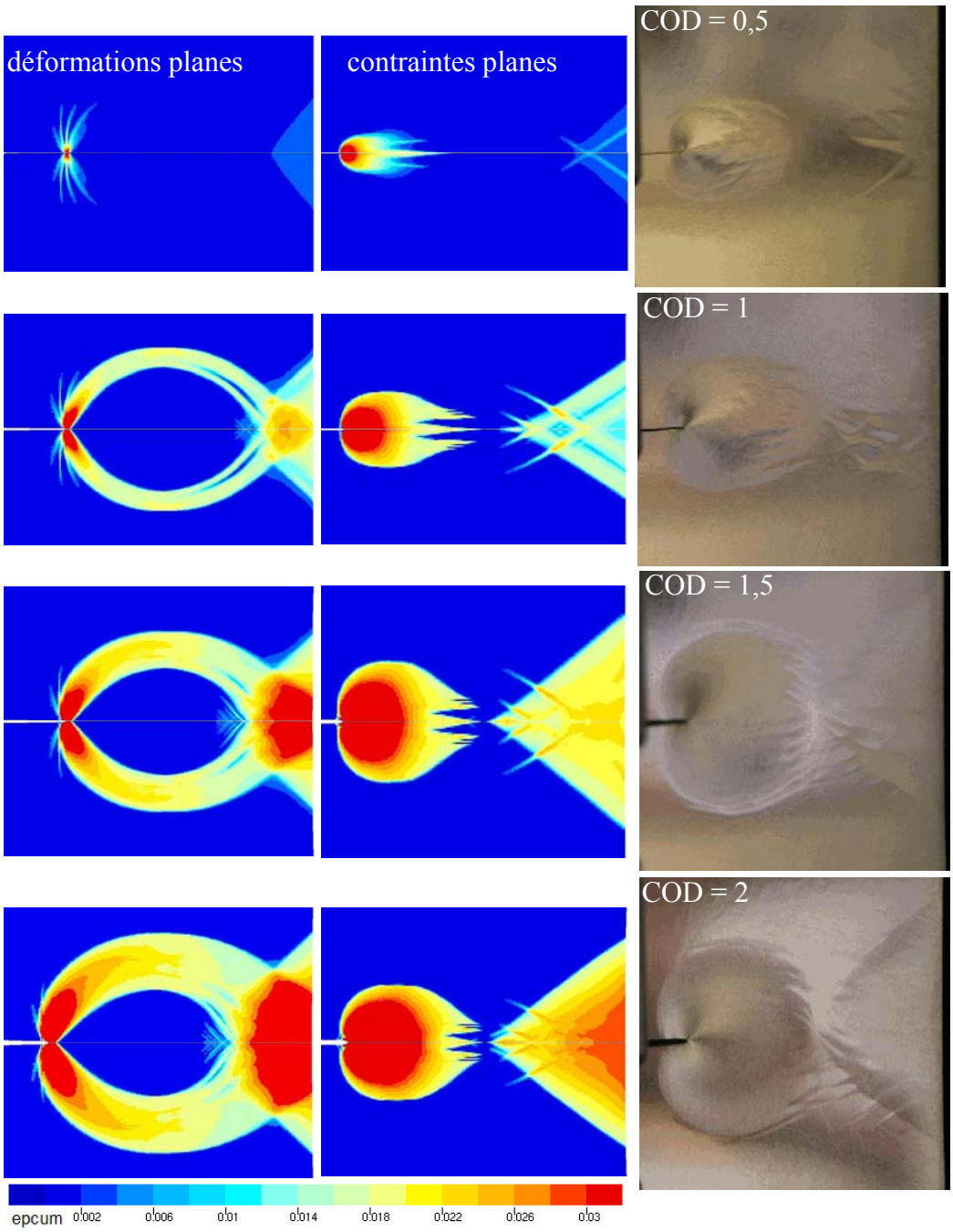


Figure IV.25 : Plasticité observée lors de l'essai sur CT5 – comparaison calcul-expérience.

L'essai sur CT5 a également été modélisé en 3D. Tous les détails sur la modélisation et les résultats de calculs 3D de l'éprouvette CT5 figurent en Annexe IV.2. Pour diminuer la taille du modèle, et par conséquent le temps de calcul, seul un quart de d'éprouvette a été maillé, en tenant compte des symétries, avec une taille d'élément dans la zone de l'éprouvette sujette aux localisations de 500 µm. La courbe force-COD issue de la modélisation 3D décrit de manière très satisfaisante la courbe expérimentale, en particulier l'épaulement observé pour les ouvertures comprises entre 0,5 mm et 1 mm. Au vu des observations expérimentales et des résultats de calculs, cet épaulement observé sur la courbe expérimentale peut être mis en relation avec le développement de bandes de déformation localisées en pointe de fissure et sur le bord de l'éprouvette. On note cependant que le calcul surestime la force d'environ 0,4 kN, soit une erreur de 8%. Les champs de plasticité simulés en surface et à cœur de l'éprouvette décrivent un état général de contraintes planes : les zones de déformation plastiques sont en effet très proches des simulations 2D en contraintes planes, sur toute l'épaisseur de l'éprouvette. On note que la zone plastique en pointe de fissure est plus allongée à cœur qu'en surface.

Les courbes Force-COD obtenues avec le modèle EKMC, en contraintes planes et en déformations planes, ont été comparées avec les courbes expérimentales des essais sur éprouvettes CT25. Etant donné que les calculs sont effectués en 2D, la force a été considérée sur une épaisseur moyenne. Dans l'expérience, les éprouvettes présentent une rainure latérale, avec une épaisseur maximale B=25 mm, et une épaisseur nette en fond d'entaille B_n=20 mm. La valeur choisie pour l'épaisseur dans le calcul est : $B_{moy} = \sqrt{B.B_n} = 22.36\,\text{mm}$.

Pour la comparaison, on prend en compte le modèle avec simulation de la propagation de la fissure, afin de comparer les résultats jusqu'à des valeurs de COD élevées. Les courbes Force – COD sont présentées sur la Figure IV.26 jusqu'à un COD de 5 mm.

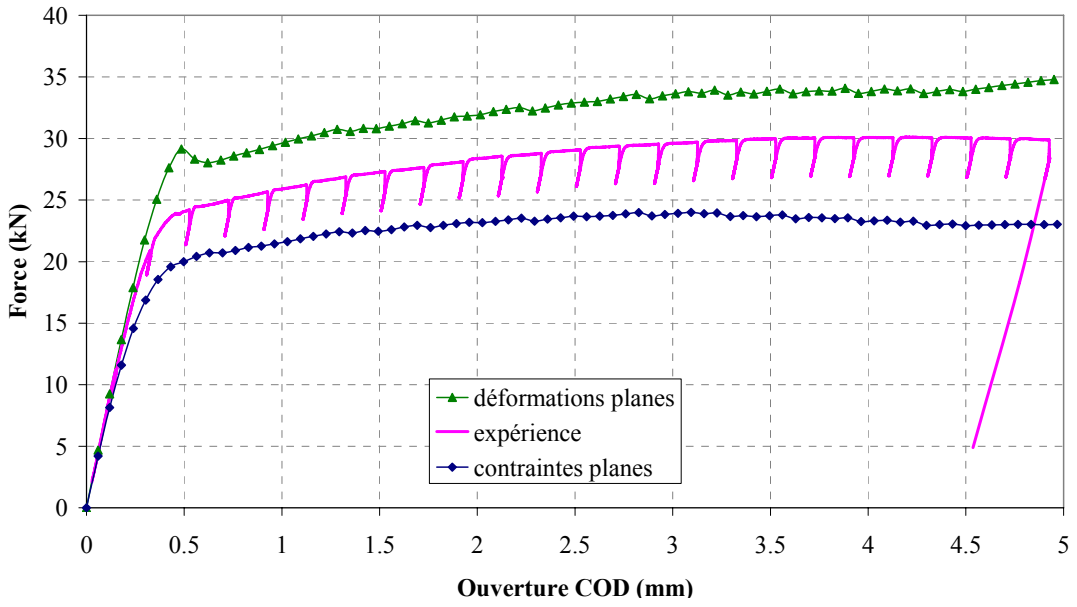


Figure IV.26 : Comparaison avec l'expérience des calculs à 20°C avec propagation de fissure.

On peut constater que les calculs en contraintes planes et en déformations planes bornent bien la courbe expérimentale. Cependant, le modèle en déformations planes devrait approcher les résultats expérimentaux avec rainures latérales. On peut donc penser que le modèle EKMC surestime la courbe Force–COD. En déformations planes, on observe un décrochement de force en début de la partie plastique de la courbe. Ce décrochement pour un COD de 0,5 mm correspond à l'instant où la bande de plasticité située dans la rotule plastique rejoint l'arrière de l'éprouvette. En revanche, aucune décharge n'est observée en contraintes planes : en effet, les localisations restent confinées dans la zone plastique en pointe de fissure, et n'atteignent jamais le bord de l'éprouvette. On peut donc en déduire que la décharge est liée à la perte du confinement de la plasticité due à la localisation de la déformation dans la rotule plastique et débouchant sur l'arrière de l'éprouvette.

Afin de comparer les différentes hypothèses de modélisation du comportement en présence de vieillissement statique (cf. Figure IV.17), les courbes force–COD issues des différents calculs ont été tracées en déformations planes sur la Figure IV.27.

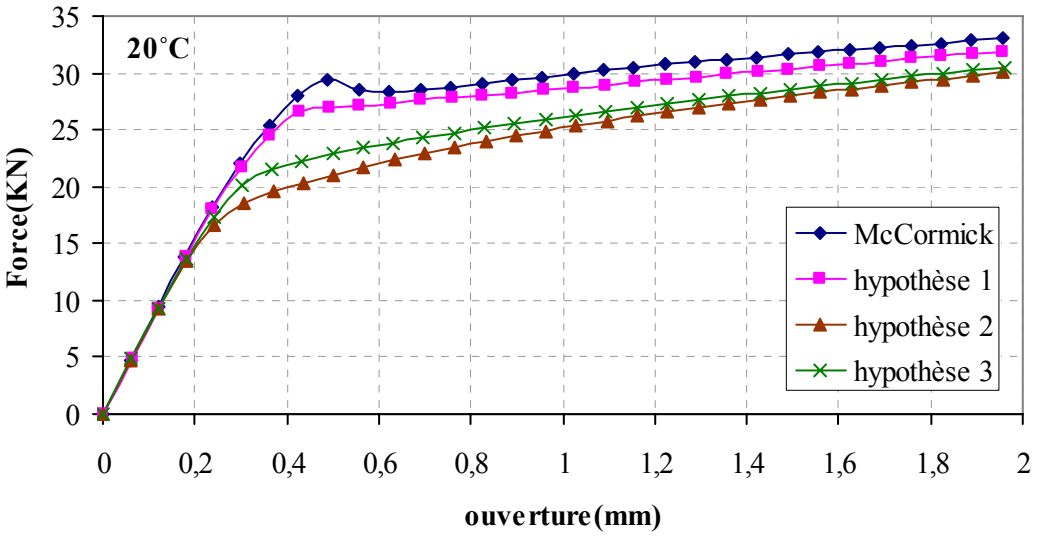


Figure IV.27 : Comparaison des différents modèles de comportement à 20°C.

On peut constater que la prise en compte ou non du pic et du palier de Lüders modifie fortement le début des courbes. En effet, plus la limite d'élasticité est élevée, plus la force en début de partie non-linéaire est élevée. On remarque que l'influence se poursuit jusqu'à un COD de 2 mm. La prise en compte d'un palier dans la loi de comportement (hypothèse 1) conduit à un épaulement sur la courbe, qui se rapproche de la courbe obtenue avec la loi EKMC. Bien que la courbe expérimentale ne soit pas reportée ici, c'est le calcul avec la loi élastoplastique « hypothèse 1 », avec prise en compte du palier dans le comportement local, qui se rapproche le plus de la courbe expérimentale. Ainsi, c'est sans doute ce choix qui doit être fait avec un modèle élastoplastique classique.

Un autre phénomène étudié à l'aide de la simulation numérique est l'influence du vieillissement statique sur la courbe force – ouverture dans le cas d'un essai avec décharges partielles. En effet, lors de la campagne expérimentale, il a été observé, pour les basses et moyennes températures, des pics de force à la suite de chaque décharge. Ce phénomène a été observé dans le domaine de température où le vieillissement statique est important, avec un maximum de l'effet observé à 100°C. L'essai avec décharges a donc été simulé à 100°C, en déformations planes, selon la procédure décrite plus haut. La courbe force – ouverture obtenue par simulation est présentée sur la Figure IV.28, et comparée avec la courbe expérimentale.

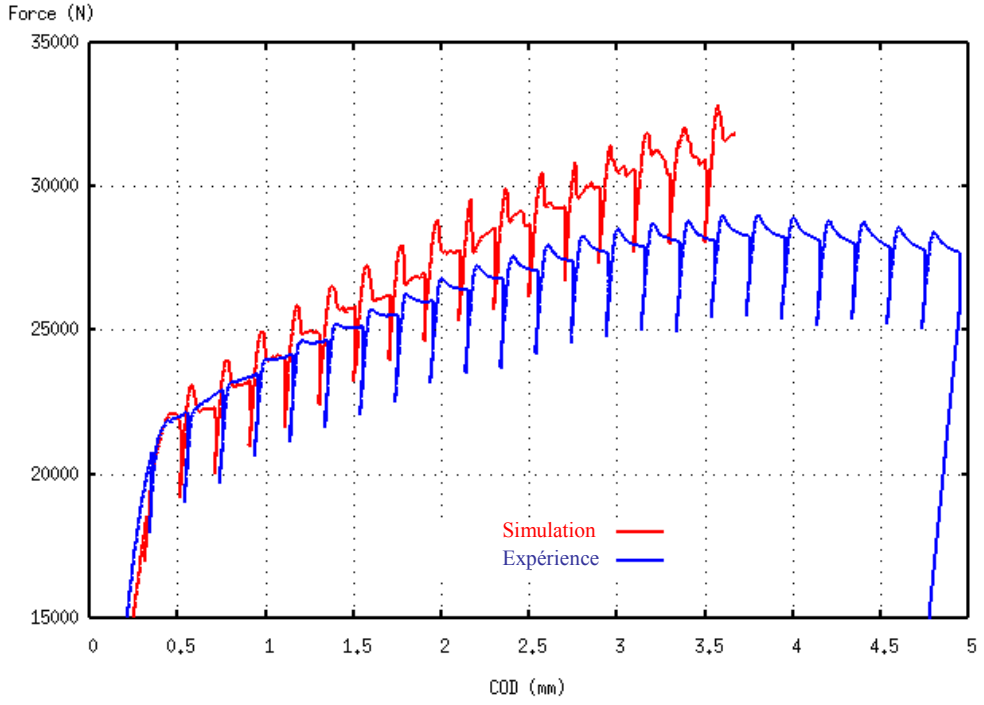


Figure IV.28 : Courbe force – COD obtenue par simulation des décharges partielles à 100°C. Comparaison simulation – expérience.

On peut tout d'abord noter que la courbe issue de la simulation en déformations planes surestime l'expérience à partir d'un COD de 1 mm. Ceci s'explique par le fait que la propagation de la fissure n'a pas été prise en compte dans le calcul. Néanmoins, l'écart entre simulation et expérience est relativement faible, contrairement aux simulations à 20°C. On peut observer qu'à l'aide du modèle EKMC, on simule des pics de force à chaque recharge. La surcharge est suivie d'une décharge et de décrochements de force importants. Dans l'expérience comme dans la simulation, les pics au début de l'essai sont peu importants, et leur amplitude augmente progressivement jusqu'à saturation du phénomène. On remarque que l'amplitude des pics est surestimée par le calcul.

On peut proposer une interprétation des pics et des décharges observées lors de l'essai sur CT avec décharges partielles. Lors de l'ouverture de la fissure, le désancrage brutal des dislocations induit une localisation de la déformation en pointe de fissure en bandes analogues à celles

obtenues dans les simulations précédentes. Lors du temps de maintien, un ré-ancrage des dislocations a lieu. Lors de la recharge, il faut une charge suffisamment élevée pour procéder à nouveau au désancrage des dislocations. La zone plastique déjà existante s'épaissit alors par la formation de nouvelles bandes autour des anciennes bandes, conduisant à une nouvelle décharge sur la courbe lorsque les bandes débouchent sur la face arrière. Plus la fissure avance, plus les bandes débouchent facilement, ce qui explique pourquoi, dans l'expérience, les décharges ne sont pas observées dès le début de l'essai. Les temps de maintien cumulés peuvent également expliquer l'augmentation progressive des pics observés expérimentalement, qui serait alors liée à une saturation progressive au cours des cycles de l'état d'ancrage (C_s).

Même si l'amplitude des phénomènes observés s'éloigne un peu de l'expérience, la simulation des décharges a permis de mettre en évidence le lien entre les pics et le vieillissement statique. La surestimation des pics est probablement due aux difficultés du modèle à bien décrire à la fois l'ancrage responsable du vieillissement statique et l'ancrage responsable du vieillissement dynamique, ces deux phénomènes étant inclus dans un seul et même terme. Il est probable que le modèle décrive ici un état d'ancrage qui sature trop vite.

IV.4.4 Manifestations du vieillissement dynamique en pointe de fissure à 200°C

L'essai de déchirure sur éprouvette CT a été simulé avec les paramètres de la loi de comportement EKMC identifiés à 200 °C en contraintes planes et en déformations planes, en présence de vieillissement dynamique, avec les paramètres de la loi de comportement identifiée. Afin d'observer les localisations de la déformation, on a extrait la vitesse de déformation plastique cumulée observée jusqu'à une ouverture de 1.5 mm. Les résultats de simulation avec propagation de la fissure, par la méthode des relâchements de nœuds, sont ici pris en compte. Les cartes des isovaleurs de déformation plastique cumulée et de vitesse de déformation plastique cumulée correspondantes sont présentées sur les Figure IV.29 et Figure IV.30 à différents instants des calculs en déformations planes et en contraintes planes, afin d'étudier le développement de la plasticité en pointe de fissure en présence de vieillissement dynamique. On présente les résultats pour six niveaux d'ouverture croissants allant jusqu'à un COD = 4 mm, ce qui correspond à une propagation de fissure de Δa = 3,2 mm. La déformation plastique équivalente cumulée est observée entre 1% et 8%.

En déformations planes, on observe sur la Figure IV.29 le même type de localisation qu'à 20°C, dans la rotule plastique, cependant les bandes sont plus nombreuses et plus fines. En comparant les Figure IV.29 et Figure IV.30, les nouvelles bandes sont bien associées à des localisations de la vitesse de déformation. La plasticité dans la rotule plastique s'étend alors par la succession de multiples bandes de localisation. Plus la fissure avance, plus les localisations sont fortes et les bandes de déformation plastique épaisses.

La Figure IV.31 montre qu'en contraintes planes, les localisations se produisent dans la zone plastique elliptique et à l'arrière de l'éprouvette. La plasticité s'étend aussi par succession de bandes. Les bandes sont très fines et sont de la taille d'une ou deux rangées de points de Gauss, soit une largeur de bande d'environ 100 µm. Sur la Figure IV.32, on constate que les bandes dans la zone plastique en fond d'entaille sont horizontales, avec davantage de localisations dans le plan de fissure. On observe également l'épaississement de la zone plastique elliptique par bandes circulaires partant de la pointe de fissure. Sur le bord droit de l'éprouvette, on observe des localisations obliques parallèles dans le triangle, et on distingue la présence d'une autre population de bandes secondaires dans le sens opposé, qui se multiplient vers la fin de l'essai lorsque les deux zones plastiques sont proches.

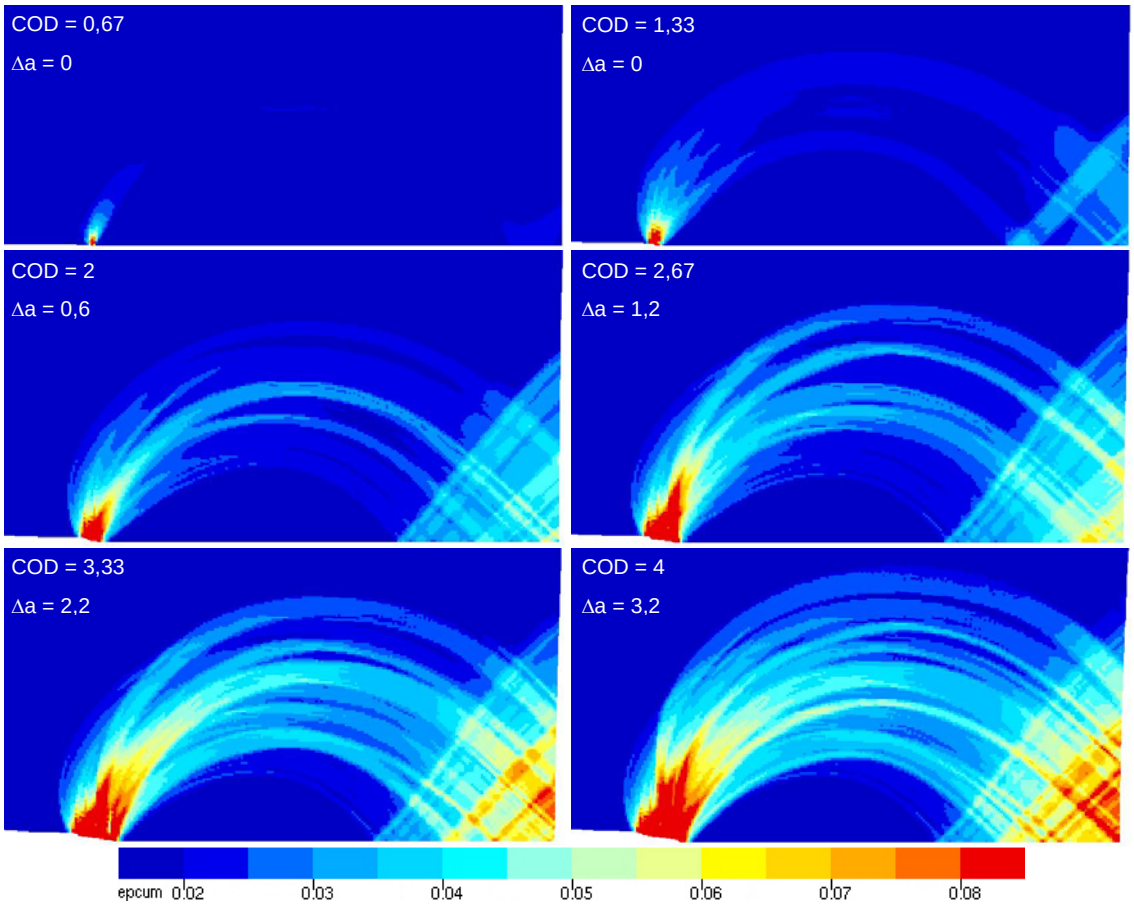


Figure IV.29 : Développement hétérogène de la plasticité dans l'éprouvette CT– calcul avec le modèle EKMC en déformations planes à 200°C.

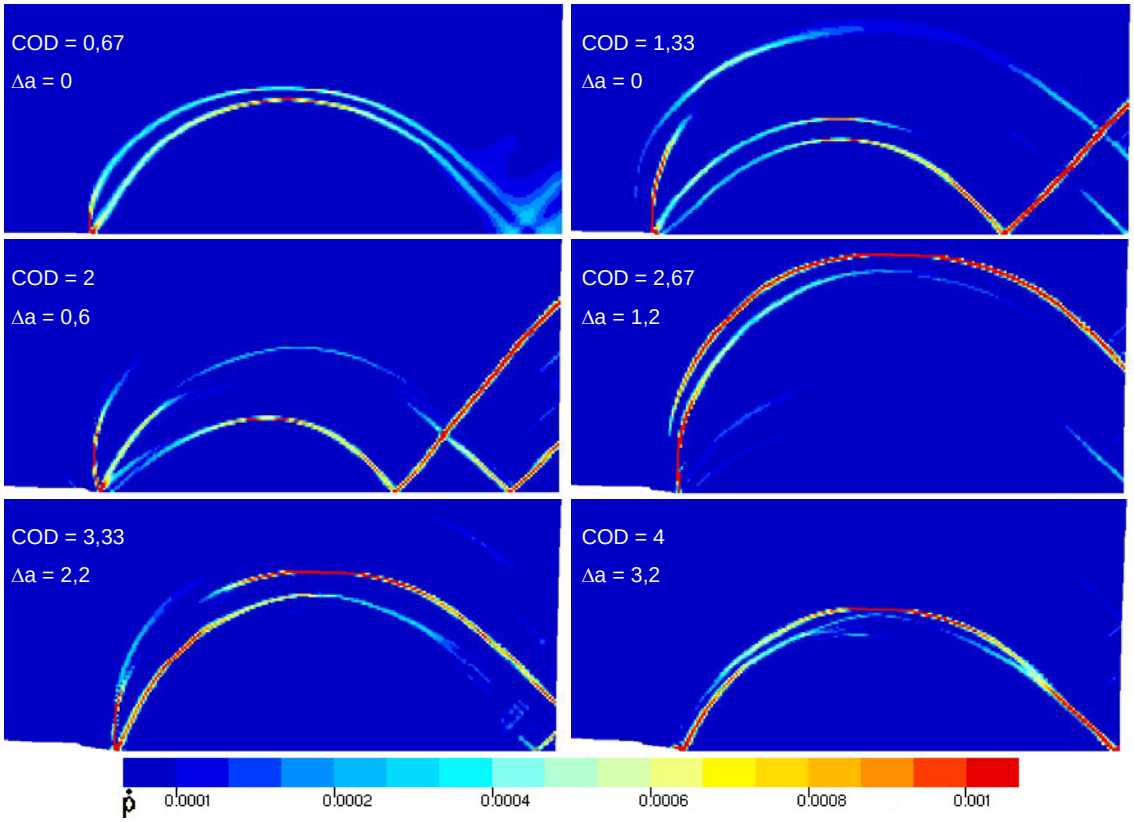


Figure IV.30 : Localisations de vitesse de déformation plastique dans l'éprouvette CT – calcul avec le modèle EKMC en déformations planes à 200°C.

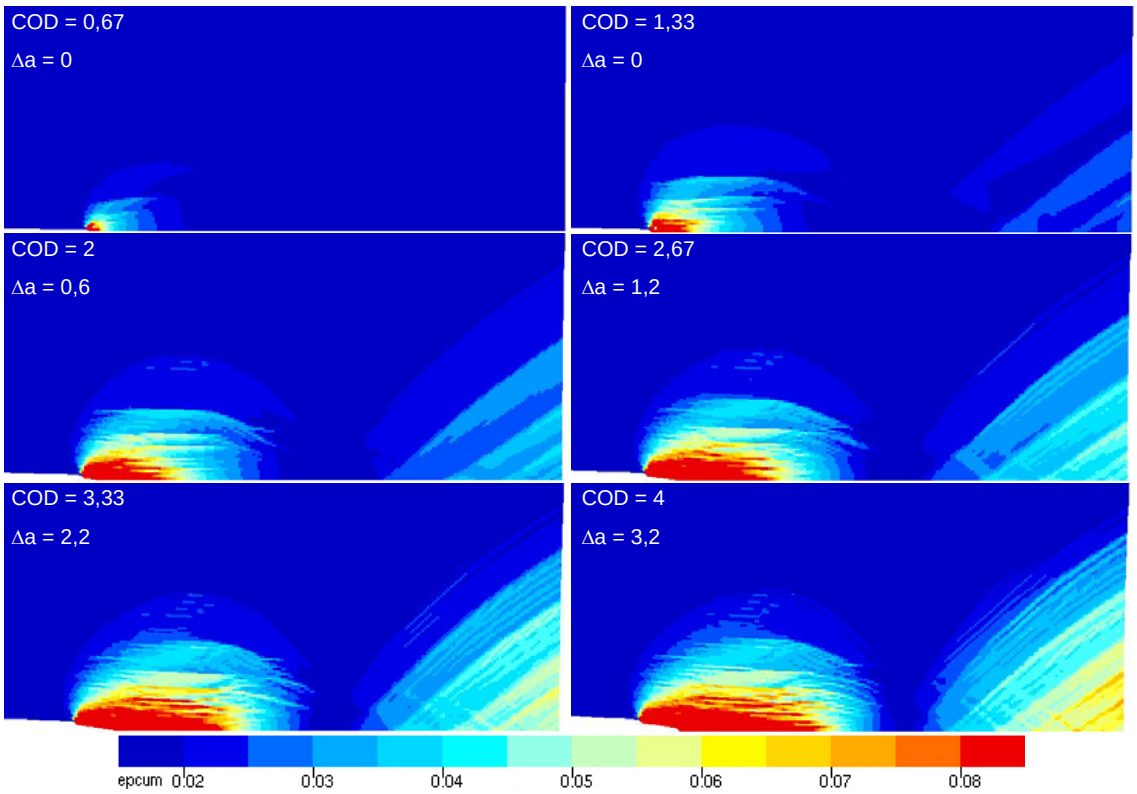


Figure IV.31 : Développement hétérogène de la plasticité dans l'éprouvette CT– calcul avec le modèle EKMC en contraintes planes à 200°C.

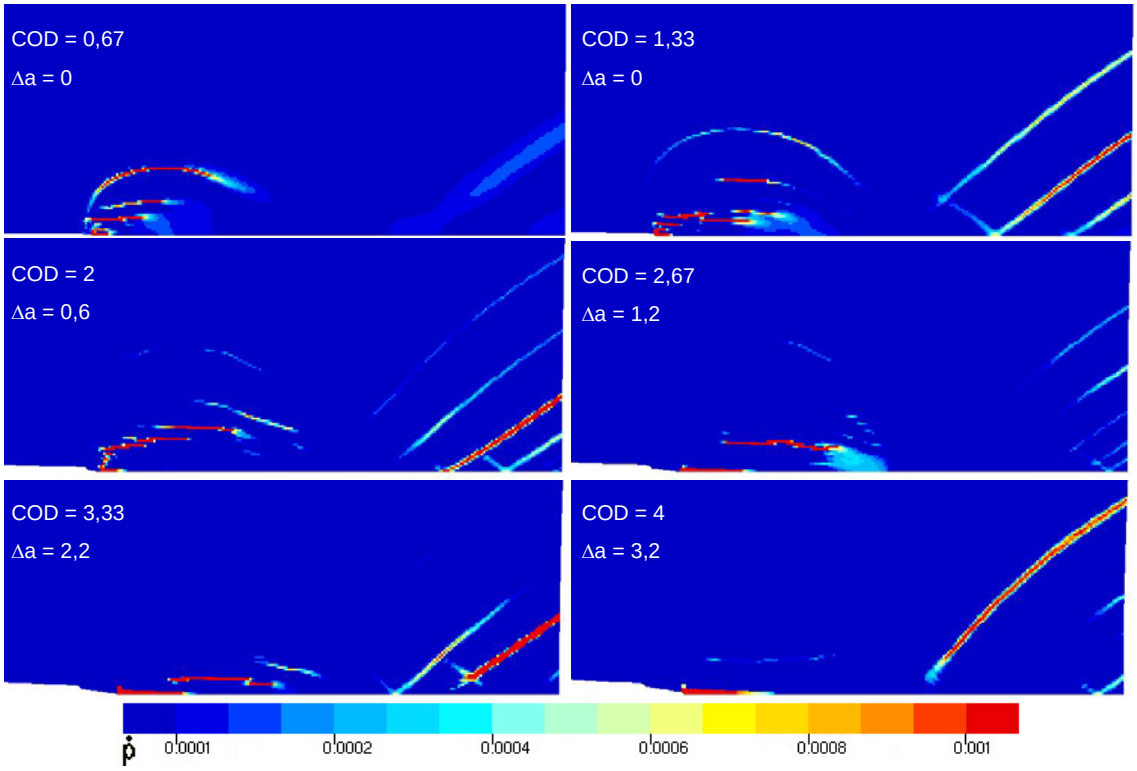


Figure IV.32 : Localisations de vitesse de déformation plastique sur l'éprouvette CT – calcul avec le modèle EKMC en contraintes planes à 200°C.

Les zones déformées plastiquement peuvent être comparées sur la Figure IV.33, avec ou sans prise en compte du vieillissement dynamique. Le modèle sans vieillissement est la loi élastoplastique (EP) identifiée sur l'essai de traction à 200°C à 10^{-4} s^{-1}, en prenant pour contrainte d'écoulement la contrainte moyenne des hachures de PLC (Rezaee, 2007). Le modèle avec la loi EP ne tient pas compte de la propagation de fissure, c'est pourquoi les résultats sont analysés à une faible ouverture, COD = 1 mm. Les déformations plastiques cumulées comprises entre 0 et 3% sont examinées, en contraintes planes et en déformations planes, avec ou sans prise en compte du vieillissement dynamique.

On peut tout d'abord remarquer que le volume plastifié varie peu avec ou sans prise en compte du vieillissement. En déformations planes avec une loi élastoplastique, le volume plastifié s'étend sur une zone légèrement plus large, mais pour de très faibles déformations. On observe avec la loi EKMC une déformation plus localisée avec présence de bandes. En contraintes planes, avec la loi EKMC, la zone plastique forme une ellipse plus allongée qu'avec la loi EP. On peut remarquer la présence de petites bandes en bordure de zone plastique avec la loi EP : elles sont dues à la prise en compte d'un faible plateau de Lüders dans la loi de comportement.

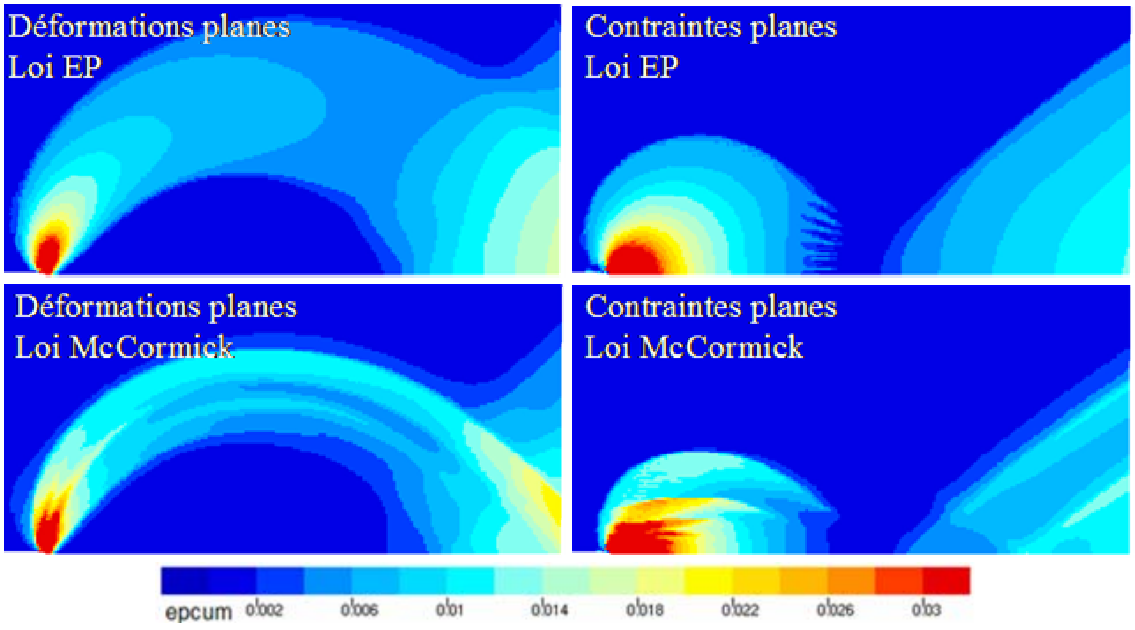


Figure IV.33 : Zones plastiques avec ou sans prise en compte du vieillissement dynamique à 200°C, à COD=1 mm.

Les calculs en contraintes planes peuvent être comparés à ceux obtenus par Graff et al. (2005) : le vieillissement dynamique en pointe de fissure a été étudié numériquement à l'aide du modèle EKMC, sur un alliage Al-Cu. L'éprouvette modélisée par Graff possède une fissure d'une longueur de a = 16 mm pour un ligament de 22 mm, soit une largeur totale d'éprouvette de W = 38 mm et un rapport a/W = 0,42. Des localisations de déformation plastique ont été observées au sein de la zone plastique elliptique en pointe de fissure. Des bandes horizontales ont été également mises en évidence. En revanche, aucune localisation n'a été observée à partir de l'arrière de l'éprouvette : en effet, les dimensions de l'éprouvette et le rapport de a/W = 0,42 permettent un meilleur confinement de la plasticité en pointe de fissure, en comparaison aux éprouvettes CT25 modélisées qui ont un rapport a/W = 0,6. Les travaux de Graff ont également montré que la prise en compte du vieillissement n'avait pas d'influence sur le volume déformé plastiquement. Ces résultats sont confirmés par les observations réalisées ci-dessus.

Certains auteurs ont déjà mis en évidence expérimentalement des localisations de déformation plastique en pointe de fissure ou d'entaille sévère, liées à la présence de vieillissement dynamique. En particulier, Delafosse (1993) a observé la plasticité en pointe de fissure sur un alliage d'aluminium 2091 sujet à l'effet Portevin – Le Chatelier. L'éprouvette de déchirure testée possède une entaille en V, non préfissurée, avec un rayon d'entaille de 0,03 mm, et un rapport a/W = 0,3. Pour ce matériau, on observe une chute de résistance à la déchirure ductile entre -80°C et +80°C. La Figure IV.34 montre une macrographie de la pointe de fissure à 70°C.

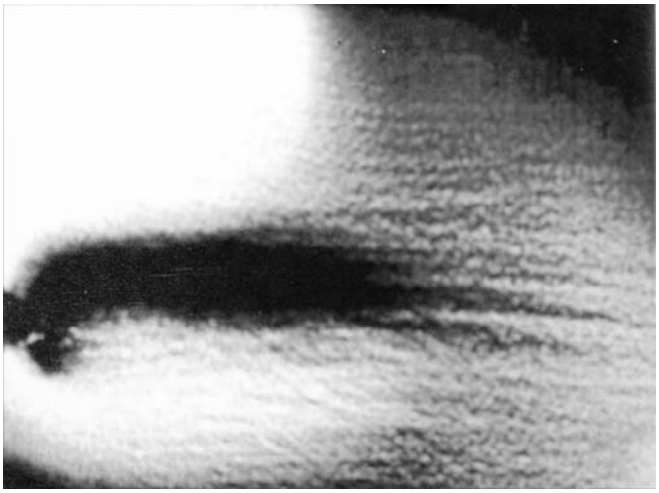


Figure IV.34 : Observation de localisations en pointe de fissure sur un alliage 2091. La surface de l'éprouvette est polie et observée en lumière rasante (Delafosse, 1993).

Des bandes de déformation plastique localisée ont été observées dans la zone en pointe de fissure. Les bandes sont périodiques et parallèles à la direction de propagation de fissure. Ces bandes ont une largeur et un espacement de l'ordre de 300 à 600 µm à +70°C, en sortie du creux de ténacité. A -20°C, au minimum de ténacité, des essais similaires ont montré des bandes périodiques, avec une largeur de 150 µm. Les bandes mises en évidence sont semblables à celles qui ont été mises en évidence par le calcul avec le modèle EKMC. Dans nos calculs à 200°C, température du minimum de résistance à la déchirure ductile de l'acier TU48C, la largeur des bandes périodiques prévues par simulation numérique est de 100 µm, une valeur très proche des largeurs mesurées par Delafosse (1993) à -20°C. Cependant, on doit noter que l'épaisseur des bandes simulées est corrélée à la taille de maille.

Les calculs menés sur l'acier TU48C à 200°C ont montré des localisations de déformation plastique comparables aux résultats issus de la littérature. L'identification du modèle permet donc la prédiction d'hétérogénéités de déformation plastique en pointe de fissure en présence de vieillissement dynamique.

Les courbes force–COD ont été tracées pour les simulations en contraintes planes et en déformations planes et comparées à l'expérience, en prenant l'épaisseur moyenne. La Figure IV.35 présente les courbes issues des simulations avec modélisation de l'avancée de la fissure par la méthode des relâchements de nœuds, et la courbe expérimentale. On peut observer une bonne corrélation de l'allure globale des courbes avec l'expérience. Les décrochements observés sur la force sont liés à la procédure numérique de relâchements de nœuds. La Figure IV.36 présente un détail de la courbe Force – COD obtenue en contraintes planes sans méthode de relâchements de noeuds. On observe des décrochements de force de faible amplitude. Ces décrochements sont également observés expérimentalement. On peut donc penser que ces décrochements sont le résultat de la présence de localisations de la déformation pendant l'essai.

Les décrochements obtenus dans les simulations sont de l'ordre de 30N, comme dans l'expérience.

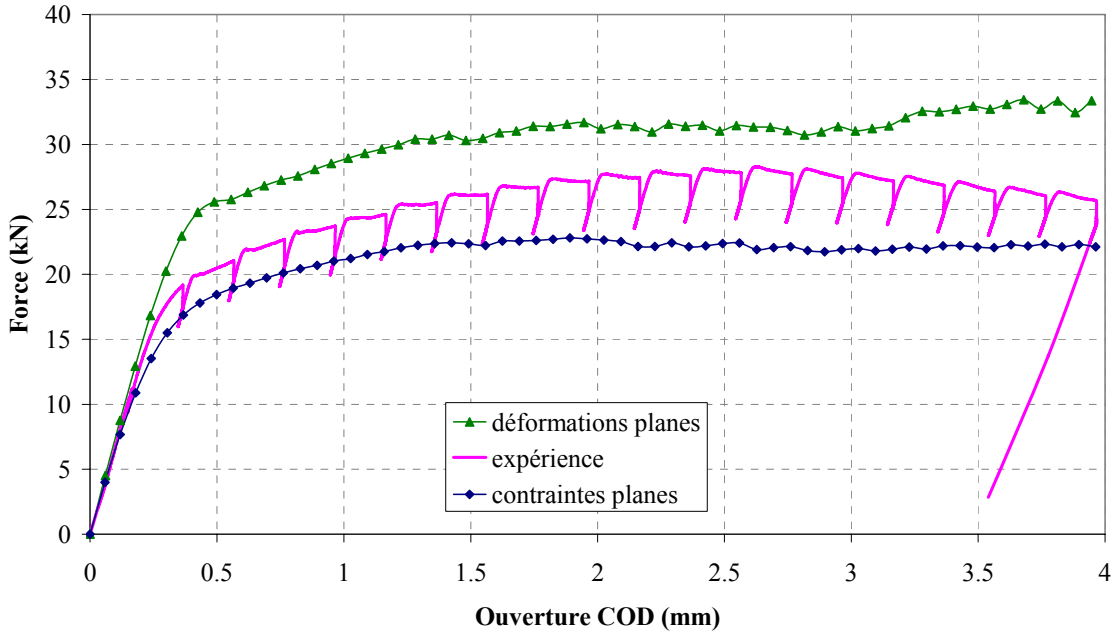


Figure IV.35 : Courbes force–ouverture issues des calculs à 200°C. Comparaison à l'expérience.

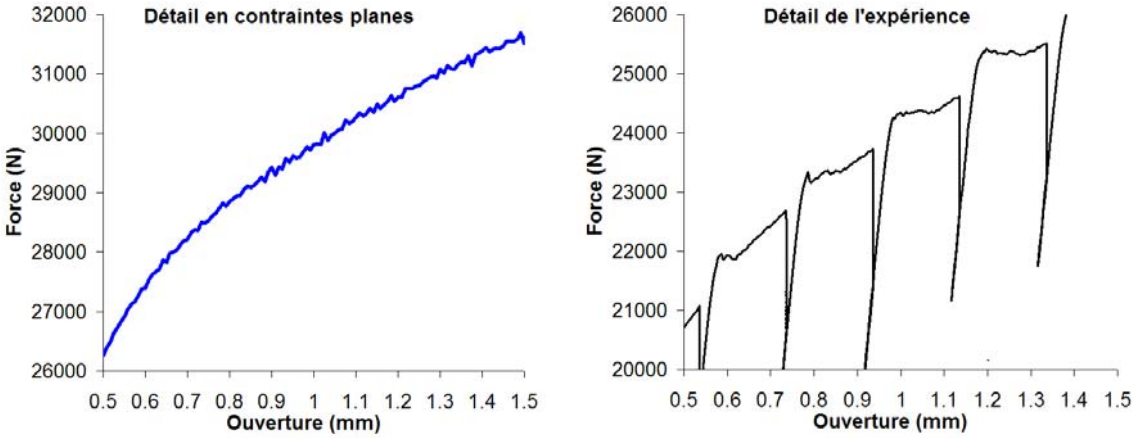


Figure IV.36 : Décrochements de force observés sur la courbe force – ouverture à 200 °C.

La Figure IV.37 compare les courbes Force – COD obtenues avec la loi EKMC ou une loi élastoplastique (EP) pour modéliser le comportement à 200°C. Le modèle sans vieillissement est la loi élastoplastique identifiée sur l'essai de traction à 200°C à 10^{-4} s^{-1}, en prenant la contrainte moyenne autour des hachures de PLC. Le modèle considéré ici ne tient pas compte de la propagation de fissure, c'est pourquoi les résultats ne sont analysés que jusqu'à un COD = 1,5 mm.

La loi EKMC donne des courbes plus élevées qu'avec la loi élastoplastique. Comme il l'a déjà été noté plus haut, on peut penser que le modèle EKMC surestime la force. En effet, les bornes

données par le modèle EP semblent de meilleure qualité que celles du modèle EKMC, car la courbe en déformation plane est plus proche de la courbe expérimentale. Il est probable que la viscosité classique soit trop élevée dans le modèle, comme cela a pu déjà être relevé sur les simulations d'éprouvettes axisymétriques (lisses et entaillées). Pour les essais de déchirure, une loi élastoplastique identifiée à une vitesse pertinente reste donc un bon outil de prédiction des courbes force – COD. Cependant une telle loi ne permet pas de décrire les champs mécaniques au sein de l'éprouvette, et en particulier les localisations de déformation associées à l'effet Portevin – Le Chatelier.

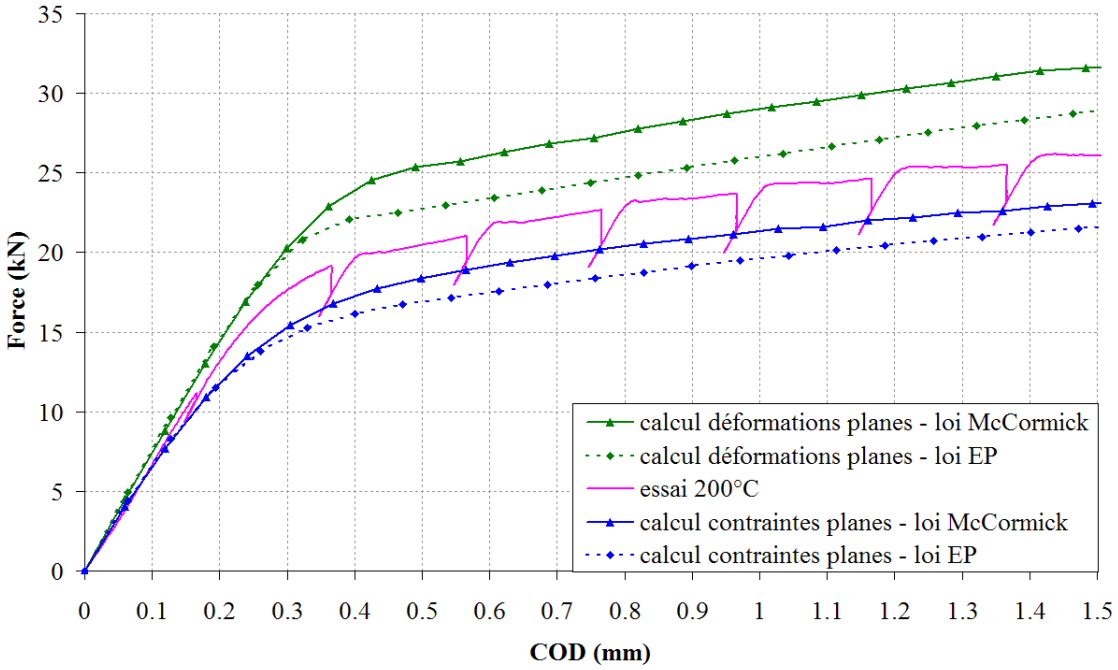


Figure IV.37 : Effet des différentes modélisations sur la courbe Force – COD à 200°C (pas de propagation de fissure).

IV.4.5 Discussion

Les simulations par éléments finis des essais de déchirure sur éprouvette CT à 20 °C, avec prise en compte du vieillissement statique, ont montré la présence de localisations de la déformation plastique en pointe de fissure. A 200 °C, en présence de vieillissement dynamique, des localisations de la vitesse de déformation plastique ont été observées. Dans les deux conditions de modélisation, contraintes planes et déformations planes, les localisations sont présentes, mais les bandes observées présentent une morphologie différente. En contraintes planes, les localisations sont horizontales, et en déformations planes, les localisations se font dans la rotule plastique à partir de la pointe de fissure. Pour les deux hypothèses de modélisation, des localisations ont également été observées à partir du bord arrière de l'éprouvette dans le plan de fissuration, dans un triangle correspondant à une zone sollicitée en compression.

Les bandes observées à température ambiante en contraintes planes, en présence de vieillissement statique sont en très bon accord avec les observations expérimentales réalisées sur une éprouvette CT de 5 mm d'épaisseur. La morphologie des bandes, et en particulier les localisations du bord de l'éprouvette prévues par le calcul correspondent bien aux observations. Cette corrélation calcul – expérience permet de valider le modèle à 20°C. La morphologie des bandes observées à 200 °C, en présence de vieillissement dynamique, est également en bon accord avec les résultats numériques de Graff (2005). Les bandes horizontales observées en contraintes planes sont également en accord avec des observations expérimentales réalisées par Delafosse (1993) sur un alliage d'aluminium 2091 sujet au vieillissement dynamique. Le calcul prévoit une largeur de bandes de l'ordre de 100 µm à 200°C, température du creux de J de l'acier TU48C, tandis que Delafosse mesure une largeur de bande de 150 µm à la température du creux de J de l'alliage 2091. Ces observations permettent de valider le modèle autant qualitativement que quantitativement. Néanmoins l'estimation par le calcul de l'épaisseur de bande reste soumise à la dépendance au maillage.

Les localisations relevées en bord d'éprouvette n'ont pu être comparées à aucun autre résultat de la littérature. En effet, nous les avons observées pour une géométrie d'éprouvette possédant un rapport a/W = 0,6 tandis que les éprouvettes de comparaison ont un rapport a/W = 0,3 [Delafosse] et 0,42 [Graff]. Il semblerait que la perte du confinement de la plasticité en pointe de fissure, et la présence de localisation de déformation plastique sur le bord de l'éprouvette, soient liées à la profondeur de la fissure. L'influence de la taille de l'éprouvette a été étudiée par Rezaee (2007), notamment avec le calcul d'une éprouvette CT50. Pour cette étude, le rapport de a/W = 0,6 a été conservé. Les calculs ont montré le même type de localisations que pour la CT25, avec en déformations planes la présence de bandes partant de la pointe de fissure et débouchant sur le bord de l'éprouvette. Cependant à une ouverture correspondant à une valeur de J équivalent, les bandes observées sur la CT50 portent moins de plasticité que sur la CT25. Il semblerait donc que le rapport a/W soit le paramètre gouvernant le confinement de la plasticité en pointe de fissure en présence de DSA. Il est important de noter que la perte de confinement n'est pas la cause principale de la baisse de résistance à la déchirure ductile car, pour les autres études avec des matériaux non vieillissants, on n'observe pas de creux de J et de dJ/da même avec cette géométrie d'éprouvettes. Il serait néanmoins intéressant de comparer l'évolution de la ténacité pour un matériau vieillissant, en prenant des éprouvettes avec différents rapports a/W, afin de déterminer l'influence de la perte de confinement sur la mesure de J, et éventuellement l'influence sur le creux de J.

Les courbes force–COD issues des calculs avec la méthode des relâchements de nœuds, en contraintes planes et déformations planes, permettent d'encadrer les courbes expérimentales. Cependant, il semble que les calculs surestiment l'effort, car une modélisation en déformations planes devrait permettre de mieux approcher la solution d'une éprouvette CT25 avec rainure

latérale. A ce sujet, un calcul 3D de l'éprouvette avec rainures latérales a été entrepris, mais les temps de calcul n'ont pas permis de présenter ici les résultats.

Les calculs réalisés à l'aide de lois élastoplastiques permettent d'encadrer la solution expérimentale. A 20°C, on préférera une modélisation qui prend en compte le palier de Lüders dans la loi locale. A 200°C, la difficulté est d'identifier le comportement à la bonne vitesse de déformation car, dans cette gamme de température, la sensibilité à la vitesse de déformation est très importante. Pour les essais réalisés dans le cadre de cette étude, la vitesse de 10^{-4} s^{-1} semble appropriée. Pour tout autre essai, un calcul préalable est nécessaire afin d'évaluer les ordres de grandeur de vitesses de déformation en pointe de fissure. Une loi élastoplastique identifiée à une vitesse pertinente est donc un bon outil de prédiction des courbes force–COD. Cependant une telle loi ne permet pas de décrire les champs mécaniques au sein de l'éprouvette, et en particulier les localisations de déformation associées à l'effet Portevin – Le Chatelier.

On peut enfin se poser la question de l'influence des rainures latérales sur la naissance et la propagation des bandes de déformation localisées, de Lüders ou de PLC. Là encore, la réponse peut être apportée par un calcul 3D en modélisant l'entaille latérale. Au vu des premiers résultats, il semblerait que les rainures, constituant des singularités géométriques, favorisent la localisation de la déformation plastique, notamment sous forme de bandes dans le plan de fissure. Ce type de bandes pourrait avoir une influence néfaste sur la résistance à la déchirure ductile, en favorisant la propagation de la fissure sur les bords de l'éprouvette le long des entailles latérales.

IV.5 Approche locale de la rupture

IV.5.1 Introduction

La caractérisation expérimentale a mis en évidence sur l'acier TU48C une sensibilité au vieillissement dynamique, qui se traduit par une baisse des propriétés de rupture, entre 100 et 300°C : baisse de ductilité en traction sur éprouvettes lisses et entaillées, et baisse de la résistance à la déchirure ductile sur éprouvettes CT. Les calculs par éléments finis à l'aide du modèle EKMC des différentes éprouvettes testées, en particulier des éprouvettes de rupture, ont permis de décrire l'état des champs mécaniques en présence de vieillissement sous déformation.

La chute des propriétés de rupture et la présence de vieillissement dynamique sont concomitantes. Cette chute peut alors s'expliquer par :

- Une modification des mécanismes d'endommagement en présence de vieillissement sous déformation, que l'on pourrait prédire en proposant une loi d'évolution de l'endommagement *ad hoc*. Cependant, cette hypothèse est difficile à justifier par les analyses fractographiques : c'est de la rupture ductile qui est observée à toutes les températures, sans modification du faciès de rupture, en particulier pour les éprouvettes AE.

- Une modification de la valeur du critère de rupture. C'est l'hypothèse faite par Moreno (1998), qui propose d'identifier le critère de Rice de Tracey pour chaque température. Dans le cadre de ce modèle, cette hypothèse suppose que la coalescence des cavités intervient pour des niveaux de déformation macroscopiques plus faibles lorsque la température augmente et que le phénomène de vieillissement dynamique se développe. Moreno ne la justifie pas, par exemple, en invoquant un changement de mécanismes de coalescence des cavités (de striction interne à cisaillement entre cavités par ex.). Pour les éprouvettes de traction simple, la localisation de l'endommagement est clairement en relation avec la localisation de déformation à l'échelle de l'éprouvette, elle-même associée au phénomène de PLC, et on note que la croissance ou la coalescence des cavités est telle que la texture morphologique en bandes de perlite est conservée en présence de vieillissement dynamique. Cependant, l'analyse fractographique des éprouvettes axisymétriques entaillées et celle des éprouvettes CT n'apportent pas d'informations dans ce sens. Par ailleurs, des études à partir de calculs de cellules élémentaires montrent que le taux critique de croissance des cavités est peu sensible à l'écrouissage (Koplik et Needleman, 1988).

- Une modification par les localisations de déformation, des variables mécaniques qui pilotent l'endommagement, sans modification du critère.

C'est cette dernière hypothèse, que nous avons choisi d'étudier car les analyses fractographiques sur les éprouvettes AE n'apportent pas d'élément nouveau concernant les micro-mécanismes de rupture. Cela nous permet de compléter l'analyse de Moreno et de

quantifier l'influence de la prise en compte d'un comportement de type McCormick sur l'évaluation de l'endommagement ductile.

Ainsi, nous avons choisi de prédire la rupture avec le modèle de Rice et Tracey. C'est un modèle d'approche locale macroscopique qui permet de prévoir la rupture ductile par croissance de cavités sous fort taux de triaxialité des contraintes, et dont la loi d'évolution est :

$$\frac{\dot{R}}{R} = 0.283\exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)\dot{p} = 0.283\exp\left(\frac{3}{2}\tau_\sigma\right)\dot{p} \qquad \text{(IV.1)}$$

R, la taille des cavités, σ_m la contrainte moyenne, σ_{eq} la contrainte équivalente de von Mises, τ_σ le taux de triaxialité des contraintes et p la déformation plastique équivalente cumulée. La rupture d'un élément de volume a lieu lorsque le taux de croissance de cavités atteint un taux critique caractéristique du matériau et du mode de coalescence des cavités :

$$\frac{R}{R_0} = \left(\frac{R}{R_0}\right)_c \text{ avec } R_0\text{, la taille initiale des cavités.} \qquad \text{(IV.2)}$$

Un seul critère de rupture est donc identifié à 20°C, et il sera utilisé pour prédire la rupture aux autres températures. Ce critère de rupture correspond à l'instant où les cavités ont atteint une taille critique propice à la coalescence. On considère alors que la rupture a lieu lorsque R/R_0 atteint la valeur $(R/R_0)_c$. Ce critère ne fait pas la distinction entre la coalescence des cavités et la rupture finale de l'élément de volume. Il correspond à un mécanisme de coalescence particulier et permet la prédiction de la rupture. Le critère de rupture $(R/R_0)_c$ est classiquement identifié d'après les résultats expérimentaux, en considérant la rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées avec différents rayons d'entaille.

Dans un premier temps, la rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées est étudiée. Le critère sert alors à déterminer la variation diamétrale à rupture en fonction de la température. Dans un second temps, la rupture des éprouvettes CT est étudiée. Dans les simulations d'éprouvettes CT, la propagation de la fissure n'est pas prise en compte. Le critère sert alors à déterminer le COD à l'amorçage.

Nous comparerons les résultats de prévision avec ceux obtenus par les différents modèles élastoplastiques présentés précédemment. Cette comparaison permettra de déterminer l'intérêt de la prise en compte du vieillissement à l'aide du modèle EKMC pour l'approche locale de la rupture.

IV.5.2 Prévision de la rupture des éprouvettes AE

Dans un premier temps, les calculs à 20°C sur les trois géométries d'éprouvettes AE2, AE4 et AE10 sont utilisés pour identifier le critère de Rice et Tracey. En effet, le taux critique de croissance de cavités ne dépend pas de la géométrie du problème, mais dépend du matériau et

des mécanismes physiques qui mènent à la rupture de l'élément de volume. On attend donc l'identification de la même valeur de taux critique de croissance de cavités quelle que soit la géométrie. Un post-traitement permet de calculer l'endommagement à travers la variable (R/R_0) du modèle de Rice et Tracey sur toute la structure et à tout instant. Lorsque la variation diamétrale prévue par le calcul atteint la variation diamétrale à rupture expérimentale $\Delta\phi_r$, on extrait la valeur maximale de (R/R_0) atteinte sur l'éprouvette. La démarche d'identification du critère de rupture à 20°C est expliquée sur la Figure IV.38. Le point indiqué sur les courbes simulées correspond à l'instant de rupture : il est associé au changement brutal de pente des courbes expérimentales qui caractérise l'apparition d'une macro-fissure dans l'éprouvette.

Pour les éprouvettes AE2 et AE4, le critère identifié est $(R/R_0)_C$=2,03. Pour l'éprouvette AE10, le critère identifié est $(R/R_0)_C$=1,80. La valeur identifiée sur l'AE10 s'éloigne des deux autres ; ceci est assez classique et associé au domaine de validité en taux de triaxialité du modèle, c'est pourquoi cette valeur n'a pas été conservée. Le critère de rupture retenu est donc $(R/R_0)_C$=2. On note que dans tous les calculs, le maximum est atteint sur le point de Gauss situé le plus au centre de l'éprouvette en fond d'entaille.

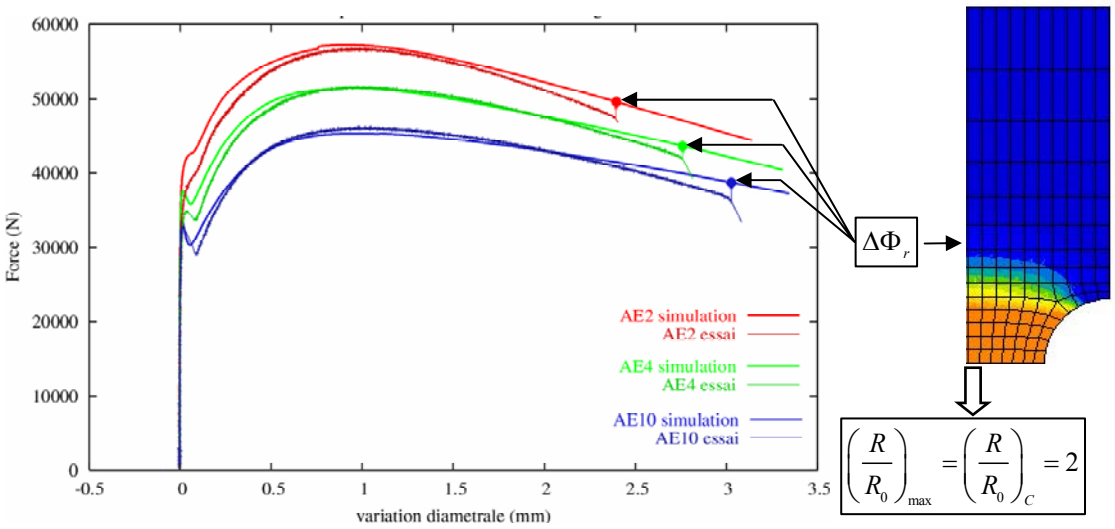


Figure IV.38 : Démarche d'identification du critère de Rice et Tracey à 20°C sur les éprouvettes AE.

Une fois le critère de rupture identifié, on peut prévoir la variation diamétrale à rupture aux autres températures, et ainsi déterminer l'évolution de la variation diamétrale à rupture en fonction de la température. Pour rappel, le creux de variation diamétrale à rupture se situe autour de 250°C. Cependant, lorsque les calculs d'éprouvettes AE ont été entrepris, la campagne de caractérisation expérimentale sur les éprouvettes AE était incomplète, et en particulier nous ne disposions pas encore des résultats à 250°C. C'est pourquoi nous avons estimé le creux à 200°C, et modélisé plus particulièrement le vieillissement dynamique à 200°C. De plus, le creux de ductilité (A%) en traction sur éprouvettes lisses ainsi que le creux de ténacité sur éprouvettes CT ont également été observés à 200°C.

Le critère de rupture a été appliqué à toutes les températures pour l'éprouvette AE4, et à 200°C et 350°C pour les éprouvettes AE2 et AE10. Les prévisions du modèle EKMC seront comparées aux prévisions de différents modèles élastoplastiques (EP) à 200°C. Le choix d'une loi élastoplastique est délicat : au vu des gradients existants dans l'entaille, il est difficile d'évaluer l'état d'ancrage du matériau. Nous avons montré dans la partie IV.3 qu'en fond d'entaille, avec de plus grandes vitesses de déformation, le matériau est plutôt désancré, tandis que lorsqu'on s'éloigne de l'entaille, en présence de plus faibles vitesses de déformation, le matériau est plus ancré. Trois comportements EP ont donc été pris en compte afin de représenter les différentes possibilités d'état d'ancrage :

- un comportement EP sans ancrage, équivalent au modèle EKMC avec le terme R_a nul
- un comportement avec écrouissage apparent, identifié en prenant la contrainte moyenne autour des hachures de PLC
- un comportement EP avec ancrage total, équivalent au modèle EKMC avec le terme R_a du modèle toujours maximal, soit $R_a = P_1$.

Ces lois EP ont été identifiées sur la courbe de traction à 10^{-4} s^{-1}. La Figure IV.39 rassemble les différentes lois utilisées pour la prévision de la rupture des l'éprouvettes AE2 et AE4 à 200°C.

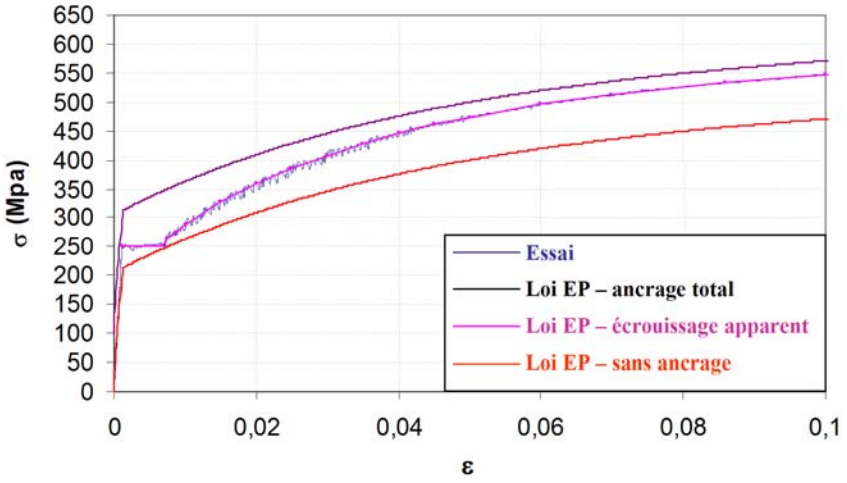
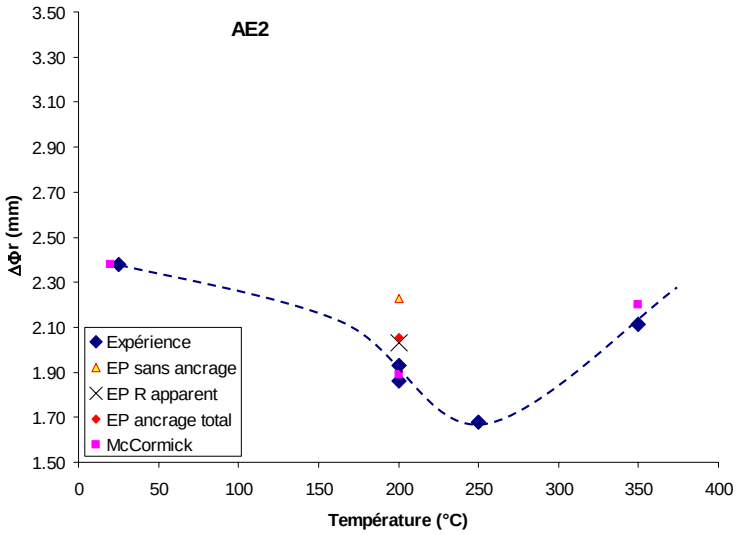


Figure IV.39 : Lois élastoplastiques utilisées à 200°C pour la prévision de la rupture.

Les prévisions par l'approche locale des variations diamétrales à rupture avec le critère de Rice et Tracey



sont présentées sur les Figure IV.40 à Figure IV.42 pour les différentes géométries d'éprouvettes entaillées. Pour les éprouvettes AE2 et AE4, une baisse de ductilité est prévue par l'approche locale de la rupture avec le modèle EKMC. On observe une bonne corrélation avec l'expérience pour les AE2. Pour l'éprouvette AE4, le modèle de Rice et Tracey prévoit une baisse de ductilité, mais cette baisse est beaucoup moins significative que dans l'expérience. Pour l'AE4, le modèle EKMC ne prévoit pas de baisse de ductilité.

Pour l'AE2, on remarque que le modèle EKMC permet de prévoir une baisse plus importante de variation diamétrale à rupture à 200°C, par rapport aux lois élastoplastiques. Les modèles EP avec ancrage apparent et EP avec ancrage total donnent des résultats proches. Le modèle EP sans ancrage permet de prévoir une légère baisse, mais les résultats s'éloignent de l'expérience.

Pour l'AE4 à 200°C, le modèle EKMC prévoit aussi une baisse plus importante que les modèles EP. Là aussi, les modèles avec ancrage apparent et ancrage total donnent des résultats quasi-identiques. En revanche, le modèle EP sans ancrage ne prévoit pas de baisse de variation diamétrale à rupture.

Pour l'AE10, le modèle EP avec écrouissage apparent prévoit une baisse de variation diamétrale à rupture à 200°C tandis que modèle EKMC s'éloigne de l'expérience. Le modèle EP sans ancrage prévoit aussi une baisse de variation diamétrale à rupture.

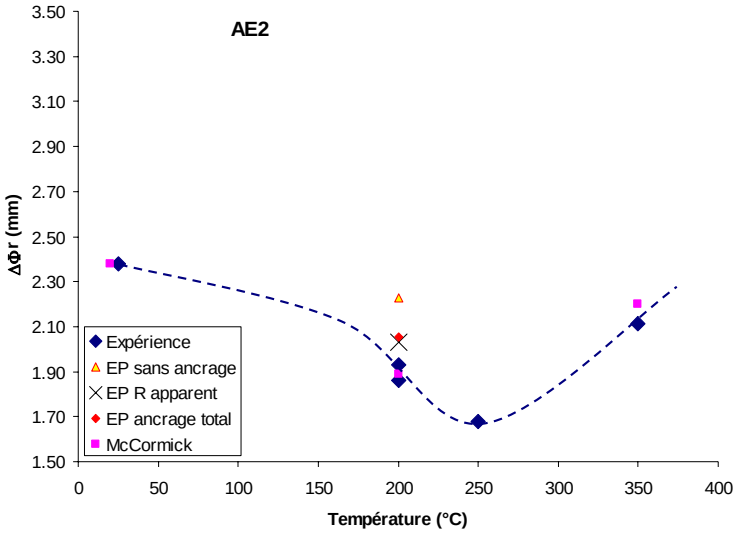


Figure IV.40 : Prévision de la rupture des AE2.

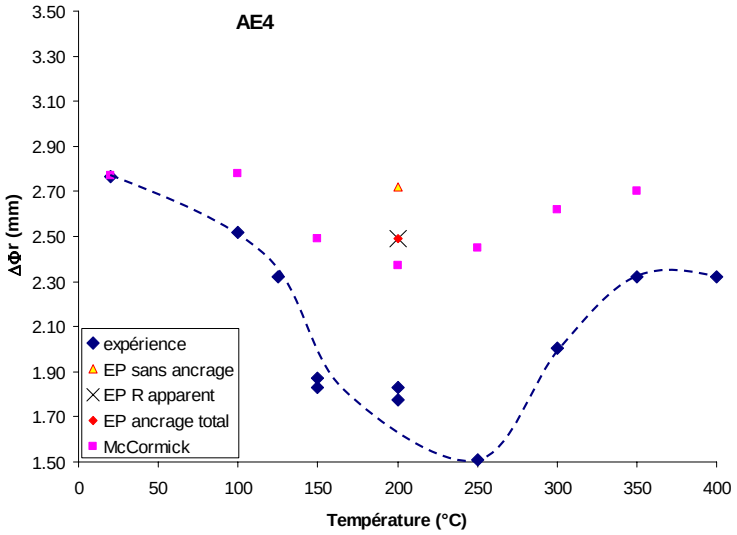


Figure IV.41 : Prévision de la rupture des AE4.

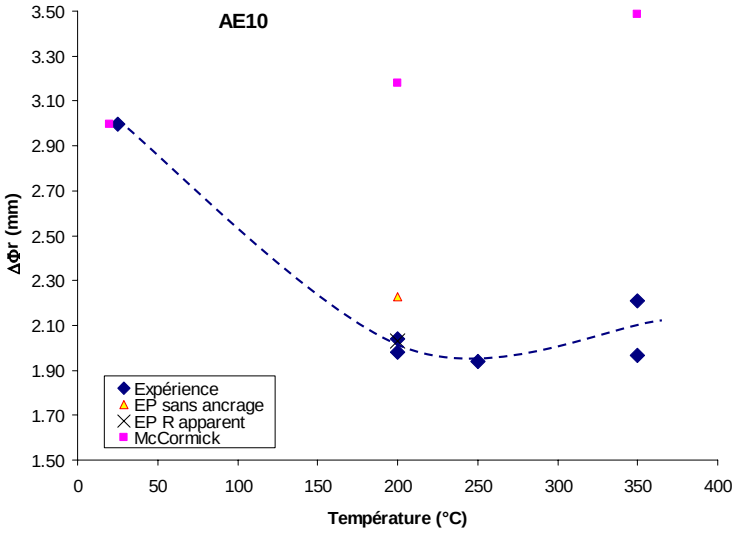


Figure IV.42 : Prévision de la rupture des AE10.

Une baisse de ductilité est prévue par l'approche locale avec le modèle EKMC. Cependant, avec les lois de plasticité classique, on est capable de prévoir la rupture dans les éprouvettes entaillées. La chute de ductilité prévue avec le modèle EKMC est plus importante qu'avec le modèle « écrouissage moyen ». Elle reste néanmoins insuffisante pour représenter les résultats expérimentaux.

Les différents calculs EP ont permis de mettre en évidence l'influence de plusieurs paramètres de modélisation du comportement sur la prévision de la variation diamétrale à rupture par l'approche locale. En effet, avec les modèles sans ancrage et avec ancrage total, on compare l'influence de la contrainte d'écoulement pour un même taux d'écrouissage. Le modèle avec écrouissage apparent possède un taux d'écrouissage plus élevé que les deux autres modèles, puisqu'il tient compte des phénomènes d'ancrage qui augmentent avec la déformation plastique. Nous avons pu voir que le modèle avec ancrage total donne de bien meilleurs résultats que le modèle sans ancrage. Cela signifie que la contrainte d'écoulement est relativement élevée à l'instant de la rupture ; on ne peut alors pas considérer un comportement tout désancré, malgré les plus fortes vitesses de déformation en fond d'entaille. La loi EP avec écrouissage apparent donne des résultats proches de ceux donnés par la loi EKMC, et par le modèle avec ancrage total. On peut penser alors que le taux d'écrouissage introduit dans le comportement local permet une bonne description de l'évolution de l'endommagement. La description du niveau de contrainte, et par conséquent de l'ancrage au sein de l'éprouvette entaillée est alors primordiale pour obtenir de bonnes prévisions.

La simulation de l'AE4 à 200°C a été étudiée plus en détail, car c'est la prévision qui fait apparaître le plus d'écart avec l'expérience. Tout d'abord, la courbe de force en fonction de la variation diamétrale a été comparée pour toutes les modélisations du comportement en Figure IV.43.

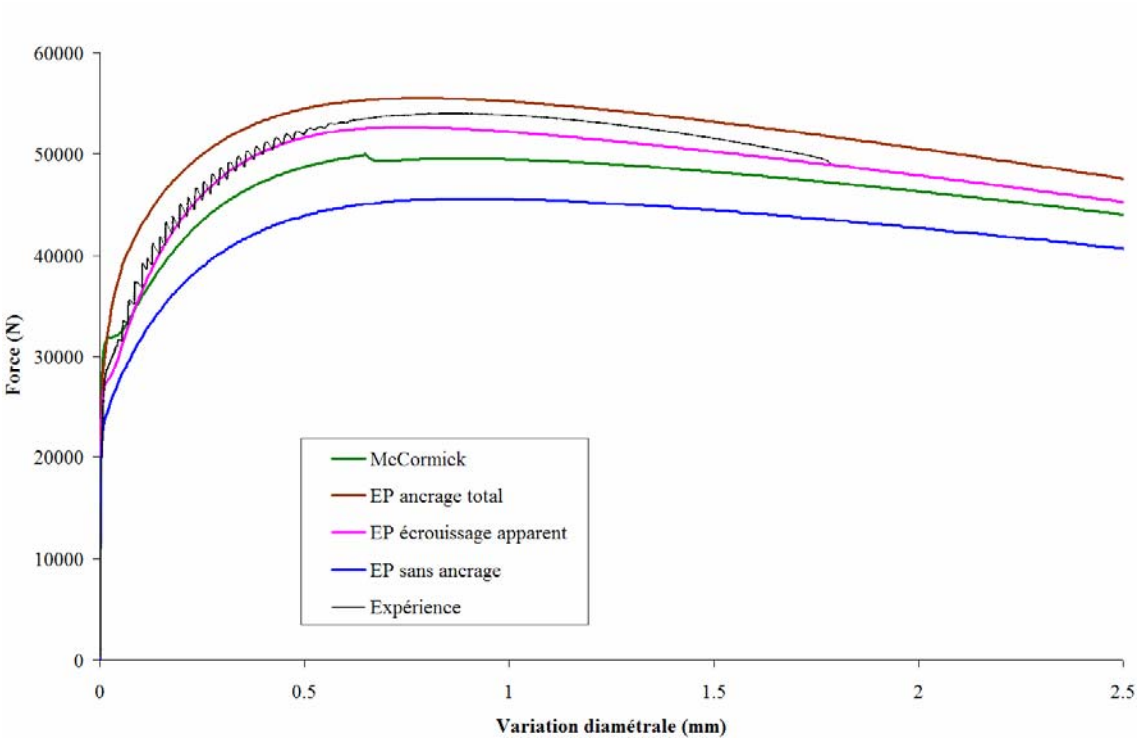


Figure IV.43 : Courbes force – variation diamétrale de l'AE4 obtenues avec les différentes lois de comportement à 200°C.

Les courbes avec comportement EP se placent dans le même ordre que le niveau d'ancrage introduit : sans ancrage, avec écrouissage apparent, puis avec ancrage total. On constate que le comportement EP avec écrouissage apparent est celui qui donne la courbe force – variation diamétrale la plus proche de l'expérience. La loi EKMC sous-estime l'expérience. Cela confirme que l'identification des effets du temps (viscosité et vieillissement) dans la loi EKMC est à améliorer.

La Figure IV.44 montre l'évolution de la variable d'endommagement du modèle de Rice et Tracey R/R_0 au cours du temps pour les calculs d'AE4 à 200°C avec les différents modèles. Ces résultats sont extraits du point de Gauss situé le plus au centre de l'éprouvette.

Pour les modèles élastoplastiques, une fois de plus les courbes suivent l'ordre des niveaux d'ancrage pris en compte. Cependant, le modèle EKMC prévoit un taux de croissance de cavité plus élevé que les autres modèles, ce qui explique pourquoi il prévoit une rupture plus précoce. Le modèle EKMC, par rapport aux autres modèles, prend en compte la sensibilité négative à la vitesse de déformation, ce qui peut conduire à une évolution différente des variables mécaniques qui pilotent l'endommagement.

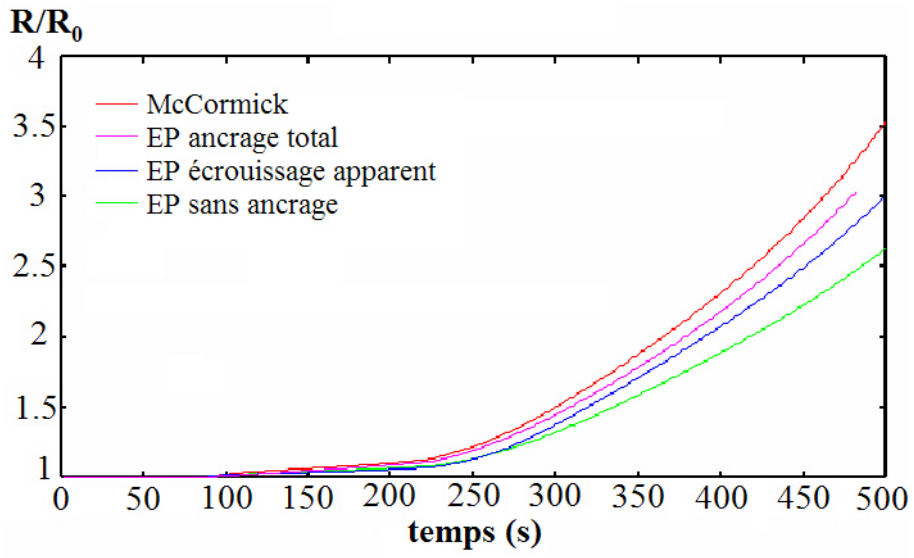


Figure IV.44 : Evolution au cours du temps de la variable d'endommagement R/R_0 pour le calcul de l'AE4 à 200°C avec les différents modèles, au centre de la section entaillée.

Nous avons déjà mis en évidence les difficultés à décrire l'ancrage sur les éprouvettes AE avec le modèle EKMC, compte tenu des forts gradients de vitesses de déformation qui existent dans l'entaille. La Figure IV.45 montre les vitesses de déformation et l'ancrage à l'instant de la rupture prévu sur l'éprouvette AE4 à 200°C. On observe plus d'une décade d'ordre de grandeur entre les plus fortes et plus faibles vitesses de déformation dans l'entaille, conduisant à des états d'ancrage très différents. En fond d'entaille le comportement est partiellement désancré (C_s=0,2). La frontière est nettement marquée entre la zone ancrée et la zone désancrée, avec une tendance à la localisation de la déformation dans l'entaille : on observe notamment une fine bande de déformation localisée dans cette zone. On rappelle que dans la zone frontière entre l'état ancré et l'état désancré, la sensibilité à la vitesse de déformation est négative. L'éprouvette que l'on simule avec le modèle EKMC est donc un peu particulière : on est en présence d'un « bi-matériau » ancré / désancré, avec une zone frontière entre les deux zones propice aux localisations de déformation. L'analyse de cette « frontière » au cours du calcul montre que cette zone est relativement stable et statique, c'est sans doute la raison pour laquelle aucune instabilité suffisante pour provoquer un décrochement sur la courbe n'a été observée.

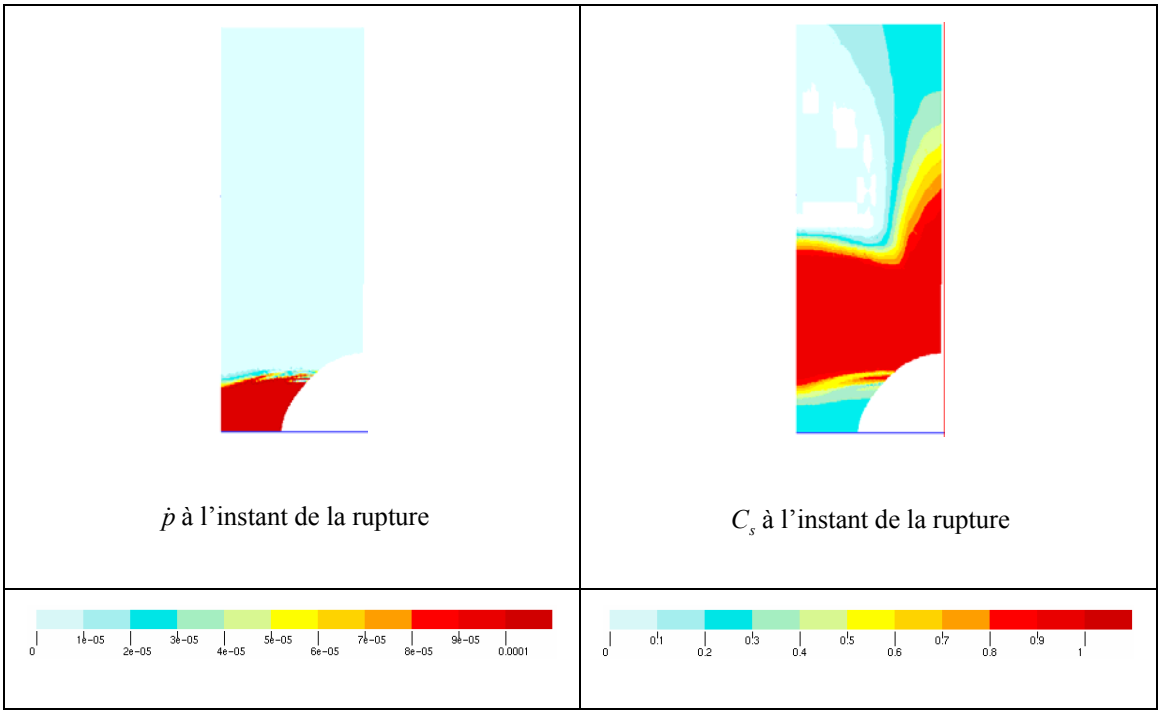


Figure IV.45 : Cartographie des vitesses de déformation et de l'ancrage au sein de l'éprouvette AE4 à 200°C, à l'instant de rupture prévue par l'approche locale.

Or la description de l'ancrage par le modèle EKMC est fortement liée à la présence ou non de localisations de déformation plastique. En effet, lors de la simulation des essais de traction sur éprouvettes lisses, nous avons pu observer que l'effet Portevin – Le Chatelier se décrit par la succession de phases d'ancrage, puis désancrages donnant lieu à des localisations de déformation par bandes traversant l'éprouvette. La modélisation des éprouvettes AE n'a pas permis de simuler de telles instabilités, semblables à l'effet Portevin – Le Chatelier en traction, alors que ce phénomène existe expérimentalement. En effet, sur les courbes force – variation diamétrale, des décrochements sont observés jusqu'à un niveau de déformation critique, ce qui laisse penser que la déformation est hétérogène dans l'entaille, et qu'une succession de bandes de localisation traversent l'éprouvette. Le modèle ne parvient pas à décrire ce type de déformation hétérogène, et on peut mettre en doute la pertinence de l'histoire de l'ancrage prévue par le calcul. En présence de localisations, la frontière entre états ancré et désancré devrait être très instable et présenter des « sauts » au passage de chaque bande de déformation localisée. Les champs locaux pourraient alors être très différents, et conduire à une évolution différente du taux de croissance de cavités.

IV.5.3 Prévision du COD à l'amorçage des essais de déchirure

Dans cette partie, nous proposons de poursuivre l'approche locale et de prévoir l'amorçage de la rupture des éprouvettes CT à l'aide du critère identifié précédemment. Par ailleurs, le modèle de Rice et Tracey, est, comme tous les modèles d'approche locale, sensible à la taille de maille lorsque les gradients mécaniques sont importants comme en avant d'une fissure. On ne réalisera

pas d'étude de dépendance au maillage et on se contentera d'étudier la prédiction du modèle à différentes températures, dans des conditions numériques identiques. Ainsi, le modèle de Rice et Tracey ne sera pas calé à 20°C pour prévoir exactement le COD à l'amorçage. Il a été difficile de faire un choix pour définir un critère de comparaison à l'expérience. En effet, les hypothèses de modélisation, contraintes planes ou déformations planes, ne permettent pas de fournir une estimation correcte de J. La ténacité à l'amorçage $J_{0,2}$ étant définie pour une avancée de fissure de 0,2 mm, nous avons choisi de regarder les valeurs atteintes par la variable R/R_0 dans le calcul en déformations planes à une distance de 200µm de la pointe de fissure. On prend en compte les calculs sur éprouvettes CT en déformations planes, sans simulation de la propagation de fissure. On définit alors la notion de COD à l'amorçage, qui correspond alors au COD nécessaire pour atteindre la valeur de $(R/R0)_C$ à une distance de 0,2 mm de la pointe de fissure. Pour illustrer la méthode, sur la Figure IV.46, on peut observer l'évolution de la variable R/R_0 à 20°C pour différents niveaux d'ouverture, avec le modèle EKMC. La valeur de $(R/R_0)_c = 2$ est atteinte pour une ouverture de 1,2 mm à une distance de 200µm de la pointe de fissure. Le COD à l'amorçage prévu par l'approche locale est donc de 1,2 mm à 20°C.

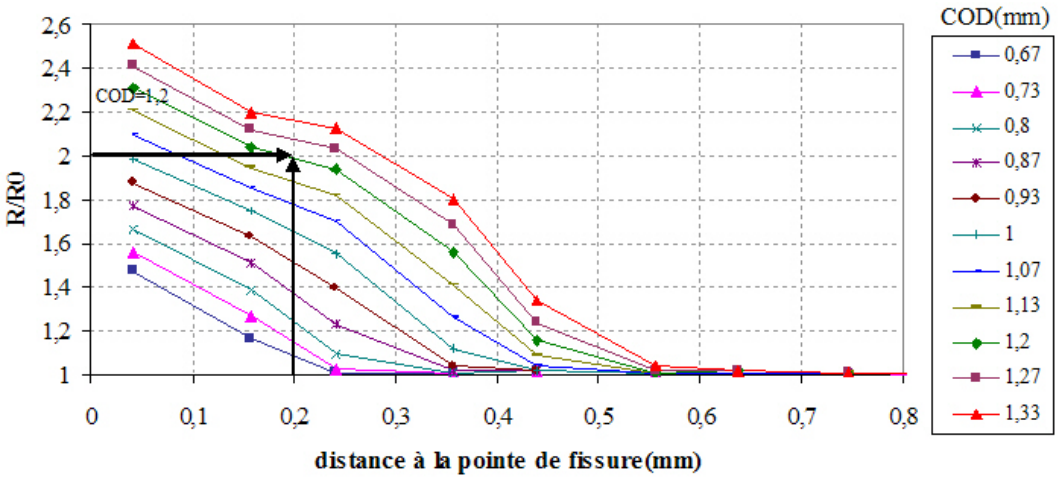


Figure IV.46 : Evolution de la variable d'endommagement R/R0 le long du ligament pour différents niveaux d'ouverture. D'après un calcul sur éprouvette CT en déformations planes à 20°C avec la loi EKMC.

Les valeurs expérimentales de COD à l'amorçage sont plus délicates à extraire. En effet, plusieurs hypothèses ont été prises en compte : il est important de les souligner pour comprendre les approximations induites par la notion de COD à l'amorçage. La valeur conventionnelle de $J_{0,2}$ correspond, sur la courbe J-Δa, à l'intersection entre la droite d'émoussement et la courbe de lissage de la partie correspondant à la propagation de la fissure. La droite d'émoussement a une pente définie par la norme GFR. Le lissage de la partie propagation suit une loi puissance $J = C.\Delta a^n$ dont les paramètres sont identifiés pour chaque essai à partir des points expérimentaux considérés comme valides d'après des critères définis

par la norme. Il n'existe donc pas de point expérimental de mesure pour $J_{0,2}$, par conséquent le COD correspondant n'est pas connu. Une régression linéaire est donc effectuée entre les points de mesures (J, COD) précédant et suivant la valeur de $J_{0,2}$. La Figure IV.47 illustre les données retenues par la norme pour le calcul de $J_{0,2}$. On peut par ailleurs noter la forte dispersion des mesures de J et de l'avancée de fissure Δa en début d'essai, qui introduit encore des incertitudes sur les valeurs de COD à l'amorçage estimées.

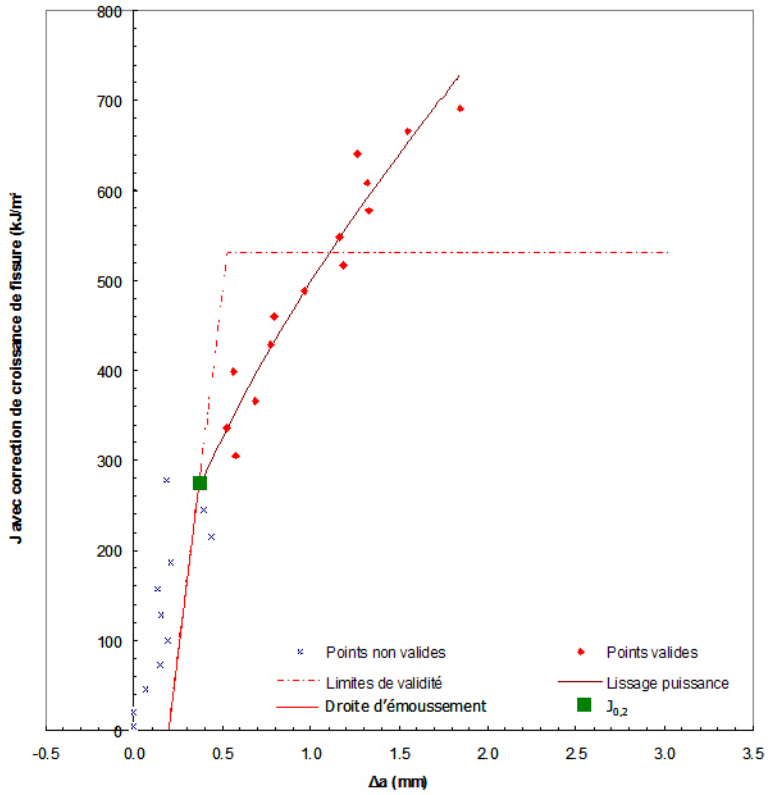


Figure IV.47 : Paramètres intervenant dans la norme pour la détermination de $J_{0,2}$.

Malgré les incertitudes, on doit obtenir une tendance d'évolution du COD à l'amorçage expérimental, et pouvoir la comparer avec une tendance prévue par simulation numérique. La Figure IV.48 expose l'évolution du COD à l'amorçage expérimental et numérique en fonction de la température. A 200°C on compare les prévisions avec celles des différents modèles élastoplastiques testés.

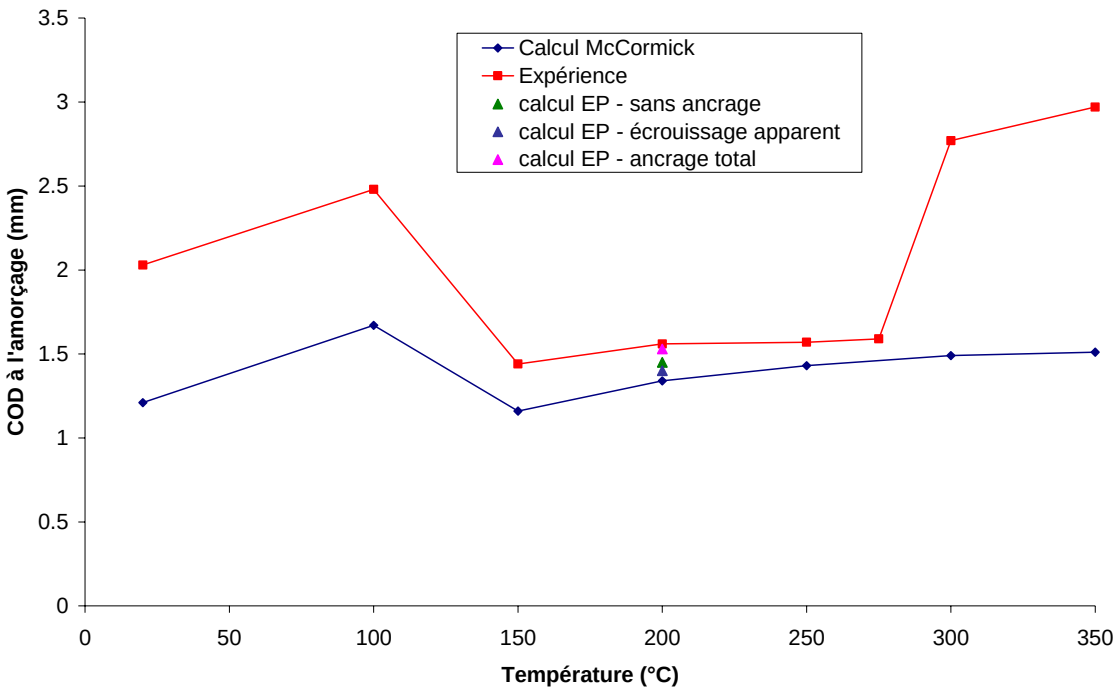


Figure IV.48 : Evolution du COD à l'amorçage en fonction de la température pour les différentes lois testées. Comparaison à l'expérience.

Dans l'expérience, on observe une baisse du COD à l'amorçage entre 100 et 300°C, dans le domaine de vieillissement dynamique. En l'absence de vieillissement dynamique, on pourrait penser qu'il existe une augmentation du COD à l'amorçage, qui correspondrait à l'amélioration de la ténacité avec la température. Les prévisions à l'aide du modèle EKMC prévoient également une chute de ténacité à partir de 150°C. En dehors de cette chute, on observe une hausse. La tendance décrite par le modèle EKMC est proche de la tendance expérimentale. Néanmoins les variations prévues par le modèle sont globalement plus faibles, et la baisse est moins importante : en fait, on observe un COD à l'amorçage à 200°C légèrement plus élevé qu'à 20°C. Par ailleurs, la remontée de COD à l'amorçage aux hautes températures n'est pas prédite. Avec les lois élastoplastiques à 200°C, le COD à l'amorçage est supérieur à celui calculé avec le modèle EKMC, mais reste assez proche de celui-ci. La prévision avec le modèle à écrouissage apparent est celle qui se rapproche le plus du modèle EKMC.

L'application de l'approche locale permet donc de décrire une évolution de ténacité à l'amorçage de la déchirure sur les éprouvettes CT. La variation en température du COD à l'amorçage diffère cependant de celle observée expérimentalement. Les résultats obtenus à 200°C avec le modèle élastoplastique avec écrouissage apparent et le modèle EKMC sont très proches. Ce résultat confirme les conclusions établies par l'étude de la rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées.

IV.5.4 Discussion

L'approche locale de la rupture a été appliquée dans le but d'établir un lien entre le vieillissement dynamique et la baisse des caractéristiques de rupture autour de 200°C : baisse de variation diamétrale à rupture sur éprouvettes AE, et baisse de ténacité sur éprouvettes CT.

La démarche se base sur l'hypothèse que le critère de rupture est indépendant de la température. Cette hypothèse est en accord avec les faciès de rupture observés dans le domaine de vieillissement dynamique, où peu de différences de la forme des cupules ont été observées par rapport à la rupture à température ambiante. Un seul critère de rupture $(R/R_0)_C$ a donc été identifié à 20°C sur les éprouvettes AE de différents rayons d'entaille, puis appliqué aux autres températures sur les éprouvettes AE et CT.

Tout d'abord, la simulation des éprouvettes AE avec le modèle EKMC n'est pas totalement satisfaisante à cause de l'absence de localisations, et de la difficulté à simuler la courbe globale, en particulier à 200°C. La première étape consistera donc à vérifier l'identification du modèle afin de rendre compte des résultats expérimentaux sur ces éprouvettes. Il est donc difficile d'évaluer dans quelle mesure les analyses de rupture seraient alors modifiées.

L'application de l'approche locale avec le modèle EKMC sur les éprouvettes AE a néanmoins permis de décrire une baisse de la variation diamétrale à rupture, mais de plus faible amplitude que dans l'expérience. La comparaison avec des modèles élastoplastiques, prenant en compte plusieurs hypothèses d'ancrage, a montré que l'on pouvait aussi décrire cette baisse de variation diamétrale à rupture avec un modèle à écrouissage apparent. Appliquée aux éprouvettes CT, l'approche locale a aussi permis de décrire une baisse du COD à l'amorçage autour de 200°C, mais moins importante que celle observée dans l'expérience. Les résultats obtenus avec le modèle EKMC sont similaires à ceux obtenus avec les modèles élastoplastiques à 200°C.

Ces résultats montrent qu'une partie de la chute des propriétés de rupture dans le domaine de vieillissement dynamique est due à l'écrouissage apparent du matériau. On pourrait alors se satisfaire de modèles élastoplastiques classiques pour des calculs isothermes, car ils reproduisent de façon phénoménologique les effets d'ancrage liés au vieillissement dynamique. Cependant, l'écrouissage apparent est très dépendant de la température, mais aussi de la vitesse de déformation. Seul un modèle qui prend en compte les phénomènes de vieillissement sous déformation, comme le modèle EKMC, peut correctement rendre compte du comportement du matériau quelle que soit la sollicitation. De plus, en analysant les variables locales du modèle EKMC au cœur de l'éprouvette AE4, il a été observé un plus fort taux de croissance des cavités qu'avec les modèles élastoplastiques, alors que la courbe globale force-variation diamétrale était plus basse. La baisse de variation diamétrale à rupture des éprouvettes AE prévue par l'approche locale avec le modèle EKMC n'est donc pas seulement liée aux phénomènes

d'ancrage : la sensibilité négative à la vitesse de déformation, et la tendance à la localisation de déformation, jouent également un rôle sur la croissance des cavités.

IV.6 Conclusion

La rupture en présence de vieillissement a d'abord été étudiée à l'aide des simulations sur éprouvettes lisses. Une baisse de l'allongement réparti proche de l'expérience a été simulée avec le modèle EKMC. Cette baisse est due à la compétition entre la réduction de section et l'écrouissage, mais aussi au durcissement lié aux phénomènes d'ancrage, et la présence d'instabilités de déformation plastique de type Portevin – Le Chatelier. Les calculs par éléments finis avec la loi EKMC ont permis de montrer clairement que la striction peut apparaître dans une bande de PLC : le critère prédominant dans la baisse de ductilité en traction est ici un critère de localisation de la déformation.

Le vieillissement sous déformation a été étudié au sein des éprouvettes axisymétriques entaillées. A 20°C, le crochet sur la courbe force – variation diamétrale a pu être associé à une localisation de la déformation plastique. La simulation de l'AE2 à 20°C, à l'aide d'un modèle élastoplastique simplifié de vieillissement statique (avec adoucissement local), met en évidence une localisation de la déformation en bandes de type Lüders en dehors de l'entaille. Les bandes obtenues par simulation sont conformes à l'expérience. On note que le modèle EKMC ne permet pas de décrire de telles bandes de Lüders. A 200°C, on ne parvient pas, à l'aide du modèle EKMC, à restituer les effets du vieillissement dynamique observés expérimentalement : inversion de l'ordre des courbes AE2 et AE4, et décrochements de force sur la courbe probablement liés à la présence de localisations de déformation dans l'éprouvette. Néanmoins le niveau des courbes n'est pas très loin de l'expérience. Les résultats de simulations à 350°C sont, en revanche, en relativement bon accord avec l'expérience. L'essai sur éprouvette axisymétrique entaillée est particulièrement difficile à simuler en présence de vieillissement dynamique. En effet, l'effet d'entaille induit de forts gradients de vitesses de déformation, et par conséquent d'ancrage : il difficile de faire la part entre les différents phénomènes participant au durcissement : écrouissage, ancrage et sur-écrouissage.

Le vieillissement sous déformation a été étudié sur l'essai de déchirure (éprouvettes CT). Les simulations à l'aide du modèle EKMC à 20 °C ont montré la présence de localisations de la déformation plastique en pointe de fissure. A 200 °C, en présence de vieillissement dynamique, des localisations de la vitesse de déformation plastique ont été observées. En contraintes planes, les localisations sont horizontales, et en déformation planes, les localisations se font dans la rotule plastique à partir de la pointe de fissure. Pour les deux hypothèses de modélisation, des localisations sont également présentes à l'arrière de l'éprouvette. L'interaction entre le vieillissement statique et la méthode des décharges partielles utilisée pour la caractérisation de la ténacité a été étudiée. Un calcul réalisé à 100°C a permis de relier les pics observés à chaque

recharge à la présence de vieillissement statique. Les bandes observées à température ambiante en contraintes planes, en présence de vieillissement statique sont en très bon accord avec les observations expérimentales réalisées sur une éprouvette CT de 5 mm d'épaisseur. La morphologie des bandes, et en particulier les localisations du bord de l'éprouvette prévues par le calcul correspondent bien aux observations. Cette corrélation calcul – expérience permet de valider le modèle à 20°C. Les bandes observées à 200°C sont aussi en accord avec les résultats de la littérature : en contraintes planes, les bandes horizontales sont similaires aux observations expérimentales de Delafosse (1993). Les calculs sont en accord avec les résultats numériques de Graff (2007). Cependant les résultats de la littérature n'ont pas mis en évidence de localisation à l'arrière de l'éprouvette. Cette différence serait expliquée par le rapport a/W : plus il est grand, plus on tendrait à perdre le confinement de la plasticité en pointe de fissure. Cette remarque est vraie même lorsqu'il n'y a pas de localisation de type Lüders ou PLC. Mais lorsque la plasticité n'est plus confinée, les bandes sortent plus facilement de la zone en pointe de fissure. Les calculs réalisés à l'aide de lois élastoplastiques permettent d'encadrer la solution expérimentale. A 20°C, on préfèrera une modélisation qui prend en compte le palier de Lüders dans la loi locale. A 200°C, la difficulté est d'identifier le comportement à la bonne vitesse de déformation, car dans cette gamme de température, la sensibilité à la vitesse de déformation est très importante. Pour les expériences modélisées ici, la vitesse de 10^{-4} s^{-1} est pertinente.

Une approche locale de la rupture a été appliquée aux éprouvettes AE et CT, avec un critère de Rice et Tracey indépendant de la température identifié à 20°C. L'approche locale a permis de décrire une baisse de variation diamétrale à rupture pour les éprouvettes AE, et une baisse de COD à l'amorçage pour les éprouvettes CT. Néanmoins la baisse décrite par le modèle est insuffisante, et les comparaisons avec des modèles élastoplastiques ont montré qu'une part de cette baisse s'explique par la description de l'écrouissage apparent, même si on observe un plus fort taux de croissance de cavités avec le modèle EKMC.

On peut conclure que l'hypothèse d'un critère de rupture indépendant de la température est sans doute insuffisante pour rendre compte de l'évolution avec la température des propriétés de rupture en chargement multiaxial. La rupture ductile est composée de 3 stades : la germination, la croissance et la coalescence des cavités. L'étape de germination des cavités n'a pas été introduite dans nos analyses. Des résultats indiquent que le vieillissement dynamique sous déformation contribue à augmenter la ténacité du fer Armco (Srinivas et al. 1993), alors que la ténacité des alliages chute. Cette différence de comportement pourrait être due à l'étape de germination des cavités qui ne peut avoir la même origine dans ces deux types de matériaux. Des calculs sur cellules élémentaires ont montré que l'augmentation de l'écrouissage diminue fortement la déformation critique à germination (rapport de stage de Hajjaj, 2002). Mais lorsque le taux de triaxialité des contraintes est élevé, cette diminution devient négligeable. La présence de bandes de localisation de type PLC à l'échelle des particules, donnant naissance aux cupules, pourrait modifier cette conclusion.

La loi de croissance des cavités pourrait être modifiée en présence de localisation de déformation de type PLC. Mais c'est sans doute le taux critique de croissance de cavités qui pourrait effectivement évoluer avec la température, comme l'a postulé Moreno. En, effet si le taux critique de croissance de cavités est faiblement sensible au taux d'écrouissage, il pourrait être davantage influencé par la sensibilité à la vitesse de déformation. La sensibilité inverse à la vitesse de déformation pourrait conduire à des modes de coalescence variables, bien que cela n'ait pas été mis en évidence sur les essais à fort taux de triaxialité. Elle pourrait surtout favoriser la coalescence entre cavités par striction, de même qu'elle favorise la striction des éprouvettes de traction simple.

C'est donc à l'échelle des mécanismes d'endommagement qu'il faudrait travailler. Des calculs de microstructure, avec des particules ou des cavités entourées d'une matrice dont le comportement est celui du TU48C, pourraient certainement apporter des réponses. Il n'a cependant pas été possible de les réaliser au cours de ce travail, étant donnée la difficulté pour identifier le modèle EKMC sur toute la gamme de température. On pourrait étudier l'influence de la température, de la vitesse de déformation macroscopique, du taux de triaxialité des contraintes, mais aussi de la répartition spatiale des cavités sur l'amorçage, la croissance et la coalescence des cavités. Pour le critère de coalescence, la relation avec un critère de Thomason, ou un critère de localisation appliqué à l'échelle de la microstructure pourrait permettre de déduire une loi définissant le critère de rupture non seulement en fonction du taux d'écrouissage (voir Ragab, 2004 pour un bilan sur le critère de Thomason) mais aussi en fonction de la sensibilité à la vitesse de déformation.

Conclusion

Le vieillissement sous déformation est responsable dans les aciers au C-Mn d'une modification des propriétés mécaniques entre 100 et 300°C, et en particulier d'une baisse de la résistance à la déchirure ductile. L'objectif de la thèse était de modéliser le comportement et la rupture d'un acier au C-Mn dans un large domaine de température compris entre 20 et 350°C, en tenant compte des phénomènes de vieillissement sous déformation. Pour y parvenir, nous avons tout d'abord caractérisé expérimentalement le comportement et la rupture en présence de vieillissement. Puis nous avons identifié un modèle prenant en compte le vieillissement sur tout le domaine de température étudié. Enfin, nous avons simulé le comportement des éprouvettes de traction et de rupture à l'aide de ce modèle, afin de prévoir l'évolution des caractéristiques de rupture en fonction de la température, et l'influence du vieillissement sous déformation sur la déchirure ductile des aciers au Carbone - Manganèse.

L'étude expérimentale a permis de caractériser le comportement de l'acier TU48C, et d'observer les effets du vieillissement sous déformation. Le vieillissement statique est important à basse température, mais il est encore présent jusqu'à 200-250°C. Des localisations de déformation plastique de type Lüders, associées au vieillissement statique à température ambiante, ont été mises en évidence sur les trois types d'éprouvettes testées : éprouvettes de traction cylindriques, éprouvettes axisymétriques entaillées, et éprouvettes CT. Le domaine de vieillissement dynamique a été déterminé entre 100 et 350°C, avec un maximum d'effet autour de 200°C-250°C, selon le type d'essai ou la vitesse de déformation. Le vieillissement dynamique est associé à une augmentation de Re, Rm et du taux d'écrouissage ainsi qu'à une diminution de la striction, de l'allongement réparti, et de la résistance à la déchirure ductile ($J_{0,2}$ et dJ/da). On observe également une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, et des hachures sur les courbes de comportement, liées à l'effet Portevin – Le Chatelier.

Pour décrire le comportement en présence de vieillissement sous déformation, le modèle de Estrin-Kubin-McCormick (EKMC) a été utilisé en faisant l'hypothèse de mécanismes d'ancrage similaires pour les vieillissements statique et dynamique. Les paramètres du modèle ont été identifiés de 20°C à 350°C, tout en proposant une évolution monotone des coefficients avec la température. Le modèle décrit un domaine de sensibilité négative à la vitesse de déformation entre 150 et 300°C, en accord avec les données expérimentales. Un phénomène de « sur-écrouissage » a été mis en évidence au cours de l'identification, décrivant un durcissement accru dans le domaine de vieillissement dynamique. Testé en traction sur une éprouvette de traction maillée, le modèle ainsi identifié décrit bien les effets observés expérimentalement : pic et

paliers de Lüders, et l'atténuation de ce phénomène lorsque la température augmente, augmentation de Rm, liée aux phénomènes d'ancrage, décrochements de PLC associés à la sensibilité négative à la vitesse de déformation, etc. La dépendance en température de tous ces phénomènes est relativement bien restituée.

La localisation de la déformation plastique a été étudiée en traction. Sur éprouvette lisse à 20°C, au début de la déformation plastique, une bande de déformation localisée apparaît sur l'éprouvette : une chute de contrainte est observée sur la courbe correspondante. Ensuite, la bande de Lüders se propage sur toute la longueur utile de l'éprouvette : un plateau de contrainte est observé sur la courbe. A 200 °C, des instabilités de PLC sont observées. Pour ces simulations, les décrochements sont reliés à la présence de bandes de localisations de la vitesse de déformation sur l'éprouvette. Les résultats identiques entre les modèles axisymétrique et 3D ont permis de limiter la suite de l'étude sur les éprouvettes cylindriques (lisses ou AE) à un problème 2D.

Enfin, nous avons appliqué la loi de comportement précédemment identifiée pour simuler la rupture en présence de vieillissement dynamique. La rupture en traction a d'abord été étudiée, à l'aide des simulations sur éprouvettes lisses. Le modèle EKMC permet de prévoir une baisse de l'allongement réparti proche de l'expérience. Les calculs montrent clairement la relation existant entre les bandes de PLC et l'apparition de la striction : à un instant donné, une bande de PLC arrête de se propager, se stabilise et la striction apparaît alors dans la bande de PLC.

Les simulations des éprouvettes AE décrivent correctement le comportement à 20°C avec le modèle EKMC, même si les fines bandes de Lüders observées en sortie d'entaille n'ont pu être simulées qu'à l'aide d'un modèle élasto-plastique avec adoucissement local. Cependant, à 200°C, on ne parvient pas, à l'aide du modèle de McCormick, à restituer les effets du vieillissement dynamique observés expérimentalement : inversion de l'ordre des courbes AE2 et AE4, et décrochements de force sur la courbe probablement liés à la présence de localisations de déformation dans l'éprouvette. Les simulations des éprouvettes CT à 20 °C, à l'aide du modèle de McCormick ont montré des localisations de la déformation plastique en pointe de fissure. A 200 °C, des bandes de localisation de la vitesse de déformation plastique ont été observées. Le modèle semble donc décrire correctement les champs mécaniques en pointe de fissure en présence de vieillissement, ces simulations étant validées par les observations expérimentales à température ambiante.

Après avoir établi un scénario de rupture dans les éprouvettes lisses, et après avoir décrit les champs mécaniques en présence de vieillissement sur des éprouvettes entaillées, une approche locale de la rupture a été appliquée aux éprouvettes AE et CT. Sur les éprouvettes AE, l'approche locale permet de décrire une baisse de la variation diamétrale en fonction de la température, mais de faible amplitude. L'application de l'approche locale sur les éprouvettes CT a permis de décrire une évolution du COD à l'amorçage qui se rapproche de l'expérience : une

baisse est prévue à 200°C, mais moins importante que celle observée dans l'expérience. Même si l'approche locale a permis de décrire une baisse des propriétés de rupture, cette démarche reste insuffisante pour décrire entièrement le creux de ductilité observé expérimentalement, notamment pour les AE4. Le comportement ne semble donc pas expliquer à lui seul la baisse des propriétés à rupture. Il est cependant difficile de conclure sur les prévisions de l'approche locale, dans la mesure où les champs mécaniques en présence de vieillissement sont difficiles à décrire à l'aide du modèle EKMC identifié, en particulier pour les éprouvettes AE.

Cette étude a donc permis de disposer d'un modèle prenant en compte le vieillissement sous déformation de 20°C à 350°C, et permettant de décrire les localisations de déformation plastique de type Lüders ou PLC. Ce modèle a été utilisé pour simuler la rupture des aciers au C-Mn, suscitant ainsi une vision nouvelle pour comprendre la baisse de ductilité associée au vieillissement dynamique. Cependant cette étude comporte quelques perspectives d'amélioration, que nous rappelons ici.

Tout d'abord, l'identification du modèle sur les éprouvettes de traction lisses s'est avérée délicate, en particulier pour proposer une évolution cohérente des paramètres avec la température. La méthode d'identification proposée repose sur la capacité à décrire la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation. On peut alors trouver le nombre d'essais insuffisant pour une identification correcte, ne disposant que de deux vitesses de déformations par température. Une solution pour remédier à ce problème serait d'utiliser des essais plus « riches » pour l'identification, par exemple un essai de traction avec sauts de vitesse, incluant des phases de relaxation. Il serait alors possible de décrire toute une gamme de vitesses de déformation, ainsi que de quantifier le vieillissement statique lors de chaque recharge, tout ceci à l'aide d'un essai unique sur une seule éprouvette.

Les problèmes de modélisation les bandes de localisation sur les géométries 3D cylindriques ont montré que l'identification pouvait être améliorée. Une des pistes palliant la difficulté à localiser peut être liée au paramètre ω, représentant la déformation élémentaire associée à un franchissement d'obstacle. Une évolution de ce paramètre avec la température pourrait être envisagée, avec une diminution de ω dans le domaine de vieillissement. La déformation élémentaire ω pourrait également être décrite en fonction de la déformation plastique, comme cela avait été proposé à l'origine dans le modèle par Estrin, Kubin (1989).

Ensuite, nous avons constaté à plusieurs reprises qu'il était difficile, à l'aide du modèle EKMC, de représenter à la fois le vieillissement statique et dynamique à l'aide des mêmes paramètres. Un enrichissement du modèle pourrait être imaginé, avec un terme de vieillissement statique et un terme de vieillissement dynamique, gouvernés par les mêmes lois (mêmes mécanismes), mais avec des paramètres propres. Il serait alors plus aisé d'ajuster les paramètres du modèle, et

en particulier l'amplitude des phénomènes, selon les domaines d'apparition respectifs des deux types de vieillissement.

Toujours à propos de l'enrichissement du modèle, un phénomène de « sur-écrouissage » a été mis en évidence lors de l'identification. Cet effet pourrait être décrit par une dépendance de l'écrouissage classique au vieillissement.

L'objectif de ces enrichissements serait de décrire plus finement les localisations de déformation. Si tel était le cas, on pourrait envisager de revoir l'analyse de l'approche locale de la rupture, pour proposer une explication plus pertinente de l'influence du vieillissement dynamique sur la baisse de ductilité. Enfin, une analyse à l'échelle locale de la rupture (l'inclusion) pourrait permettre de conclure à propos du rôle de la localisation sur les phases de croissance et de coalescence des cavités lors de la déchirure ductile. Des premiers calculs ont été entrepris en ce sens, mais les résultats ne sont pas assez avancés à ce stade de l'étude pour en permettre l'analyse.

Références

Z set Package (1996).
http://www.nwnumerics.com, http://www.mat.ensmp.fr

BAIRD, J. D. (1963).
'Strain Aging of Steel; A Critical Review'.
Iron and Steel, **vol.36,** pp.186-192, 326-334, 368-373.

BAIRD, J. D. (1973).
The Inhomogeneity of Plastic Deformation.
Ed. American Society of Metals.

BELOTTEAU, J. (2006).
'Prévision de la déchirure ductile des aciers au C-Mn en présence de vieillissement statique et dynamique'.
Rapport d'avancement de thèse.

BELOTTEAU, J., BERDIN, C., FOREST, S., PARROT, A., LE DELLIOU, P. & PRIOUL, C. (2007).
'Influence of strain aging and associated strain localizations on the ductile fracture of steels'.
Actes du congrès Shear 2007, Nancy.

BELOTTEAU, J., BERDIN, C., FOREST, S., PARROT, A. & PRIOUL, C. (2006).
'Mechanical behavior modeling in the presence of strain aging'.
Actes du congrès ECF16 (European Congress on Fracture), Alexandroupolis (Grèce).

BELOTTEAU, J., BERDIN, C., FOREST, S., PARROT, A. & PRIOUL, C. (2006).
'Strain aging and prediction of ductile fracture in C-Mn steels'.
MECAMAT 2006, 9th European Mechanics of Materials Conference, 9-12 May 2006, Moret-sur-Loing, 2006.

BELOTTEAU, J., BERDIN, C., FOREST, S., PARROT, A. & PRIOUL, C. (2007).
'Comportement et rupture d'aciers en présence de vieillissement sous déformation'.
Actes du Congrès Français de Mécanique, Grenoble.

BELOTTEAU, J., BERDIN, C., FOREST, S., PARROT, A. & PRIOUL, C. (2008).
'From static strain aging to dynamic strain aging: prediction of the mechanical behavior of a ferritic steel'.
International Journal of Plasticity, **Soumis**.

BENALLAL, A., BERSTAD, T., BORVIK, T., CLAUSEN, A. H. & HOPPERSTAD, O. S. (2006).
'Dynamic strain aging and related instabilities: experimental, theoretical and numerical aspects'.
European Journal of Mechanics A-Solids, **vol.25,** pp.397-424.

BRECHET, Y. & ESTRIN, Y. (1995).
'On the influence of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect'.
Acta Metallurgica Et Materialia, **vol.43,** pp.955-963.

CALONNE, V., BERDIN, C., SAINT-GERMAIN, B. & JAYET-GENDROT, S. (2004).
'Damage and dynamic strain aging in a thermal aged cast duplex stainless steel'.
Journal of Nuclear Materials, **vol.327,** pp.202-210.

CASAROTTO, L., TUTSCH, R., RITTER, R., WEIDENMULLER, J., ZIEGENBEIN, A., KLOSE, F. & NEUHAUSER, H. (2003).
'Propagation of deformation bands investigated by laser scanning extensometry'.
Computational Materials Science, **vol.26,** pp.210-218.

CATALAO, S. (2006).
Etude de l'interaction plasticité-fluage d'un acier austénitique par une approche micro-mécanique.
Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Paris.

CHAKRAVARTY, J. K., WADEKAR, S. L., SINHA, T. K. & ASUNDI, M. K. (1983).
'Dynamic strain aging of a 203D nuclear structural steel'.
Journal of Nuclear Materials, **vol.119,** pp.51.

CHMELIK, F., KLOSE, F. B., DIERKE, H., SACHL, J., NEUHAUSER, H. & LUKAC, P. (2007).
'Investigating the Portevin-Le Chatelier effect in strain rate and stress rate controlled tests by the acoustic emission and laser extensometry techniques'.
Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.462,** pp.53-60.

CLAUSEN, A. H., BØRVIK, T., HOPPERSTAD, O. S. & BENALLAL, A. (2004).
'Flow and fracture characteristics of aluminium alloy AA5083–H116 as function of strain rate, temperature and triaxiality.'
Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.364,** pp.260-272.

COTTRELL, A. H. (1953).
Dislocations and Plastic Flow in Crystals.
Oxford, Ed. University Press.

CUDDY, L. J. & LESLIE, W. C. (1972).
'Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron'.
Acta Metallurgica, **vol.20,** pp.1157–1167.

DELAFOSSE, D. (1995).
Couplage thermomécanique et vieillissement dynamique en rupture ductile.
Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Paris.

DELAFOSSE, D., LAPASSET, G. & KUBIN, L. P. (1993).
'Dynamic strain ageing on crack propagation in the 2091 Al-Li alloy'.
Scripta Metallurgica et Materialia, **vol.29,** pp.1379-1384.

DELOBELLE, P. (1990).
'Synthèse sur le comportement et la modélisation viscoplatique d'un acier inoxydable 17-12 SPH aux températures intermédiaires 20<T<700°C'.
Revue de Physique Appliquée, **vol.25,** pp.977-999.

DELOBELLE, P. & BOUCHOU, A. (1996).
'Behavior and modeling of a 17-12 SPH stainless steel undur cyclic, uni and bidirectional, anisothermal loading. Part II: modeling'.
International Journal of Plasticity, **vol.12,** pp.311-341.

DIERKE, H., KRAWEHL, F., GRAFF, S., FOREST, S., SACHL, J. & NEUHAUSER, H. (2007).
'Portevin-Le Chatelier effect in Al-Mg alloys: Influence of obstacles - experiments and modelling'.
Computational Materials Science, **vol.39,** pp.106-112.

ESTRIN, Y. & KUBIN, L. P. (1989).
'Collective dislocation behaviour in dilute alloys and the Portevin-Le Châtelier effect'.
J. Mech. Behav. Mater, **vol.2,** pp.255–292.

ESTRIN, Y. & MCCORMICK, P. G. (1991).
'Modeling the transient flow behaviour of dynamic strain aging materials'.
Acta Metallurgica et Materialia, **vol.39,** pp.2977-2983.

FRIEDEL, J. (1964).
Dislocations.
Oxford, Ed. Pergamon Press.

GFR (1990).
Recommandations d'essais de mesure de la résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (essais J-da).
Commission Fragilité Rupture de la Société Française de Métallurgie, Ed.

GRAFF, S. (2006).
Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

GRAFF, S., FOREST, S., STRUDEL, J. L., PRIOUL, C., PILVIN, P. & BECHADE, J. L. (2004).
'Strain localization phenomena associated with static and dynamic strain ageing in notched specimens: experiments and finite element simulations'.
Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.387,** pp.181-185.

GRAFF, S., FOREST, S., STRUDEL, J. L., PRIOUL, C., PILVIN, P. & BECHADE, J. L. (2005).
'Finite element simulations of dynamic strain ageing effects at V-notches and crack tips'.
Scripta Materialia, **vol.52,** pp.1181-1186.

GRUMBACH, M. (1993).
'Vieillissement des aciers'.
Les techniques de l'ingénieur, **vol.M 235**.

GUILLOT-MICARD, J. & CAISSO, J. (1961).
'Bandes de Lüders et phénomène de Portevin - Le Chatelier'.
Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie, **vol.LVII,** pp.510-516.

GUPTA, C., CHAKRAVARTTY, J. K., WADEKAR, S. L. & BANERJEE, S. (2006).
'Fracture behaviour in the dynamic strain ageing regime of a martensitic steel'.
Scripta Materialia, **vol.55,** pp.1091-1094.

HAHN, G. T. (1962).
'Model for yielding with special reference to yield-point phenomena of iron and related bcc metals'.
Acta Metallurgica, **vol.10,** pp.727-&.

HALIM, H., WILKINSON, D. S. & NIEWCZAS, M. (2007).
'The Portevin-Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy'.
Acta Materialia, **vol.55,** pp.4151-4160.

HOPPERSTAD, O. S., BORVIK, T., BERSTAD, T., LADEMO, O. G. & BENALLAL, A. (2007).
'Numerical study on the influence of the Portevin-Le Chatelier effect on necking in an aluminium alloy'.
Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, **vol.15,** pp.747-772.

JAOUL, B. (1964).
Etude de la plasticité et applications aux métaux.
Ed. Dunod,

KANG, J., WILKINSON, D. S., JAIN, M., EMBURY, J. D., BEAUDOIN, A. J., KIM, S., MISHIRA, R. & SACHDEV, A. K. (2006).
'On the sequence of inhomogeneous deformation processes occurring during tensile deformation of strip cast AA5754'.
Acta Materialia, **vol.54,** pp.209-218.

KIM, J. W. & KIM, I. S. (1997).
'Investigation of dynamic strain aging in SA106 Gr.C piping steel'.
Nuclear Engineering and Design, **vol.172,** pp.49-59.

KIM, K. C., KIM, J. T., SUK, J. I., SUNG, U. H. & KWON, H. K. (2004).
'Influences of the dynamic strain aging on the J-R fracture characteristics of the ferritic steels for reactor coolant piping system'.
Nuclear Engineering and Design, **vol.228,** pp.151-159.

KOK, S., BEAUDOIN, A. J., TORTORELLI, D. A. & LEBYODKIN, M. (2002).
'A finite element model for the Portevin-Le Chatelier effect based on polycrystal plasticity'.
Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, **vol.10,** pp.745-763.

KOK, S., BEAUDOIN, A. J., TORTORELLI, D. A., LEBYODKIN, M., KUBIN, L. & FRESSENGEAS, C. (2003).
'Simulation of the Portevin - Le Chatelier effect using polycrystal plasticity'.
Journal de Physique IV, **vol.105,** pp.191-197.

KOPLIK, J. & NEEDLEMAN, A. (1988).
'Void Growth and coalescence in porous plastic solids'.
International Journal of Solids Structure, **vol.24,** pp.835-953.

KUBIN, L. P. & ESTRIN, Y. (1985).
'The Portevin-Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate'.
Acta Metallurgica, **vol.33,** pp.397-407.

KUBIN, L. P. & ESTRIN, Y. (1990).
'Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Chatelier effect'.
Acta Metallurgica et Materialia, **vol.38,** pp.697-708.

KUBIN, L. P. & ESTRIN, Y. (1991).
'Dynamic strain aging and the mechanical response of alloys'.
Journal de Physique III, **vol.1,** pp.929-943.

KUBIN, L. P., ESTRIN, Y. & PERRIER, C. (1992).
'On static strain aging'.
Acta Metallurgica et Materialia, **vol.40,** pp.1037-1044.

LACOMBE, P. (1985).
'L'effet Portevin - Le Chatelier : ses caractéristiques et ses conséquences sur les hétérogénéités de déformation plastique.'
Matériaux et techniques, **vol.8/9,** pp.e5-e15.

LE CHATELIER, F. (1909).
'Influence du temps et de la température sur les essais au choc'.
Revue de Metallurgie, **vol.6,** pp.914-917.

LEBYODKIN, M., DUNIN-BARKOWSKII, L., BRECHET, Y., ESTRIN, Y. & KUBIN, L. P. (2000).
'Spatio-temporal dynamics of the Portevin-Le Chatelier effect: Experiment and modelling'.
Acta Materialia, **vol.48,** pp.2529-2541.

LEMAITRE, J. & CHABOCHE, J.-L. (1985).
Mécanique des matériaux solides.
Paris, Ed. Dunod.

LINDLEY, T. C. & SMALLMAN, R. E. (1963).
'Plastic deformation of polycrystalline vanadium at low temperatures'.
Acta Metallurgica, **vol.11,** pp.361-&.

LING, C. P. & MCCORMICK, P. G. (1993).
'The effect of temperature on strain-rate sensitivity in an Al-Mg-si alloy'.
Acta Metallurgica Et Materialia, **vol.41,** pp.3127-3131.

LOUCHE, H. & CHRYSOCHOOS, A. (2001).
'Thermal and dissipative effects accompanying Luders band propagation'.
Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.307,** pp.15-22.

MARENGO, A. A. & IPINA, J. E. P. (1996).
'Pressure vessel steel fracture toughness in the regime from room temperature to 400 degrees C'.
Nuclear Engineering and Design, **vol.167,** pp.215-222.

MAZIÈRE, M. (2007).
Eclatement des disques de turbomachines.
Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

MCCLINTOCK, F. A. (1966).
Mechanical behavior of materials.
Ed. Addison, Wesley Publishing Company.

MCCORMICK, P. G. (1988).
'Theory of flow localization due to dynamic strain aging'.
Acta Metallurgica, **vol.36,** pp.3061-3067.

MCCORMICK, P. G. & LING, C. P. (1995).
'Numerical modeling of the Portevin-Le Chatelier effect'.
Acta Metallurgica et Materialia, **vol.43,** pp.1969-1977.

MIGLIN, M. T., SLUYS, W. A. V. D., FUTATO, R. J. & DOMIAN, H. A. (1986).
'Effect of strain aging in the unloading compliance J test'.
ASTM STP, **vol.856,** pp.150-165.

MORENO, J. C. (1998).
Vieillissement dynamique dans les joints soudés d'aciers au Carbone – Manganèse: Relation entre les paramètres métallurgiques et le comportement mécanique.
Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Paris.

NADAI, A. (1931).
Plasticity - A mechanics of the plastic state of matter.
Ed. McGrow Hill Company.

NADAI, A. (1950).
Thery of flow and fracture of solids (revision of Plasticity).
Ed. McGrow Hill Company.

PERRIER, C. (1998).
Etude de la déformation plastique d'alliages de titane à dispersion d'oxydes de terres rares.
Thèse de Doctorat, Université de Paris VI.

PEX_1514 (2004).
'Caractérisation des aciers au C-Mn du circuit secondaire du palier N4 – Programme MMC dans le cadre du projet RECITAL.'
Document interne EDF, plan d'expérience n°1514.

PILVIN, P. (1988).
'Identification des paramètres de modèles de comportement'.
International Seminar on Mécamat "the Inelastic Behaviour of Solids", Besançon. AL., O. E.,

POKORNY, A. & POKORNY, J. (2003).
'Fractographie - Macrographies et micrographies'.
Les techniques de l'ingénieur, **vol.M4-122**.

PORTEVIN, A. & CHATELIER, F. L. (1923).
'Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation'.
Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, **vol.Paris 176,** pp.507–510.

PORTEVIN, A. & CHATELIER, F. L. (1924).
'Heat treatment of aluminium-copper alloys'.
Transactions of the American Society of Steel Treating, **vol.5,** pp.457–478.

RAGAB, A. (2004).
'A model for fracture based on internal necking of spheroidal voids'.
Acta Materialia, **vol.52,** pp.3997-4009.

RANC, N. & WAGNER, D. (2005).
'Some aspects of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry'.
Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.394,** pp.87-95.

RANC, N. & WAGNER, D. (2007).
'Experimental study by pyrometry of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities - type A to type B transition'.
Material Science and Engineering A. A paraître.

REZAEE, S. (2007).
Endommagement ductile d'aciers en présence de vieillissement sous déformation.
Rapport de stage, Ecole Centrale Paris.

RICE, J. R. & TRACEY, D. M. (1969).
'On ductile enlargement of voids in triaxial stress fields'.
Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **vol.17,** pp.201-217.

RILEY, D. M. & MCCORMICK, P. G. (1977).
'Effect of precipitation hardening on Portevin Le Chatelier effect in an Al-Mg-Si alloy'.
Acta Metallurgica, **vol.25,** pp.181-185.

RIZZI, E. & HAHNER, P. (2004).
'On the Portevin-Le Chatelier effect: theoretical modeling and numerical results'.
International Journal of Plasticity, **vol.20,** pp.121-165.

SHABADI, R., KUMAR, S., ROVEN, H. J. & DWARAKADASA, E. S. (2004).
'Characterisation of PLC band parameters using laser speckle technique'.
Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.364,** pp.140-150.

SOLER, M. (1998).
Etude du vieillissement d'un acier à bake-hardening : évolution des propriétés mécaniques de traction - corrélation avec la microstructure.
Thèse de Doctorat, INSA de Lyon.

SRINIVAS, M., KAMAT, S. V. & RAO, P. R. (2007).
'Influence of dynamic strain ageing on mixed mode I/III fracture toughness of Armco iron'.
Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.443,** pp.132-141.

SRINIVAS, M., MALAKONDAIAH, G., MURTY, K. L. & RAO, P. R. (1991).
'Fracture-toughness in the dynamic strain aging regime'.
Scripta Metallurgica et Materialia, **vol.25,** pp.2585-2588.

SRINIVAS, M., MALAKONDAIAH, G. & RAO, P. R. (1993).
'Fracture-toughness of FCC nickel and strain aging BCC iron in the temperature-range 77-773K'.
Acta Metallurgica et Materialia, **vol.41,** pp.1301-1312.

STRUDEL, J.-L. (1979).
'Interaction des Dislocations avec des impuretés mobiles'.
Dislocations et déformation plastique, Proceedings Yravals. GROH, P., KUBIN, L. P. & MARTIN, J. L., Les Editions de Physique.

TONG, W., TAO, H., ZHANG, N. & HECTOR, L. G. (2005).
'Time-resolved strain mapping measurements of individual Portevin-Le Chatelier deformation bands'.
Scripta Materialia, **vol.53,** pp.87-92.

TSUKAHARA, H. & IUNG, T. (1998).
'Finite element simulation of the Piobert-Lüders behavior in an uniaxial tensile test'.
Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **vol.248,** pp.304-308.

WAGNER, D., MORENO, J. C. & PRIOUL, C. (1998).
'Dynamic strain aging sensitivity of heat affected zones in C-Mn steels'.
Journal of Nuclear Materials, **vol.252,** pp.257-265.

WAGNER, D., MORENO, J. C. & PRIOUL, C. (2000).
'Dynamic strain ageing in C-Mn steels and associated welds. Effect of metallurgical parameters on the tensile behaviour'.
Revue de Metallurgie, **vol.97,** pp.1481-+.

WAGNER, D., MORENO, J. C., PRIOUL, C., FRUND, J. M. & HOUSSIN, B. (2001).
'Dynamic strain ageing in C-Mn steels and associated welds. II. Effect on fracture toughness behaviour'.
Revue de Metallurgie, **vol.98,** pp.473-484.

WAGNER, D., MORENO, J. C., PRIOUL, C., FRUND, J. M. & HOUSSIN, B. (2002).
'Influence of dynamic strain aging on the ductile tearing of C-Mn steels: modelling by a local approach method'.
Journal of Nuclear Materials, **vol.300,** pp.178-191.

WATTRISSE, B., CHRYSOCHOOS, A., MURACCIOLE, J. M. & NEMOZ-GAILLARD, M. (2001a).
'Analysis of strain localization during tensile tests by digital image correlation'.
Experimental Mechanics, **vol.41,** pp.29-39.

WATTRISSE, B., CHRYSOCHOOS, A., MURACCIOLE, J. M. & NEMOZ-GAILLARD, M. (2001b).
'Kinematic manifestations of localisation phenomena in steels by digital image correlation'.
European Journal of Mechanics a-Solids, **vol.20,** pp.189-211.

XIANG, G. F., ZHANG, Q. C., LIU, H. W., WU, X. P. & JU, X. Y. (2007).
'Time-resolved deformation measurements of the Portevin-Le Chatelier bands'.
Scripta Materialia, **vol.56,** pp.721-724.

YOON, J. H., LEE, B. S., OH, Y. J. & HONG, J. H. (1999).
'Effects of loading rate and temperature on J-R fracture resistance of an SA516-Gr.70 steel for nuclear piping'.
International Journal of Pressure Vessels and Piping, **vol.76,** pp.663-670.

ZHANG, S., MCCORMICK, P. G. & ESTRIN, Y. (2001).
'The morphology of Portevin-Le Chatelier bands: Finite element simulation for Al-Mg-Si'.
Acta Materialia, **vol.49,** pp.1087-1094.

Annexes

Annexe II.1 : Prélèvement et plan des éprouvettes pour les essais mécaniques……....p. A.2

Annexe II.2 : Observation au MEB des faciès de rupture sur les éprouvettes de traction ……. lisses……....p. A.5

Annexe II.3 : Courbes des essais doublés sur éprouvettes axisymétriques entaillées……...p. A.6

Annexe II.4 : Observation au MEB des faciès de rupture sur les éprouvettes axisymétriques ….. entaillées……..p. A.9

Annexe II.5 : Observation de la plasticité en pointe de fissure sur une éprouvette CT ……. d'épaisseur 5 mm……..p. A.11

Annexe II.6 : Observation au MEB des faciès de rupture sur les éprouvettes CT25……..p. A.13

Annexe IV.1 : Etude de la localisation en pointe de fissure avec un maillage grossier……p. A.15

Annexe IV.2 : Calcul 3D de l'éprouvette CT5……..p. A.21

Annexe II.1 : Prélèvement et plan des éprouvettes pour les essais mécaniques

Essais de traction sur éprouvettes lisses

Les éprouvettes utilisées pour la caractérisation du comportement en traction sont des éprouvettes cylindriques de diamètre 6 mm (TC6). Trente éprouvettes ont été prélevées dans le tronçon de tube U634, d'après le schéma illustré sur la Figure 1. Le tube est repéré par 3 directions, dans un repère cylindrique : sens axial A, circonférentiel C, et radial R. La direction de traction des éprouvettes correspond au sens axial du tube. Chaque éprouvette est repérée par un numéro inscrit sur chacune de ses deux têtes.

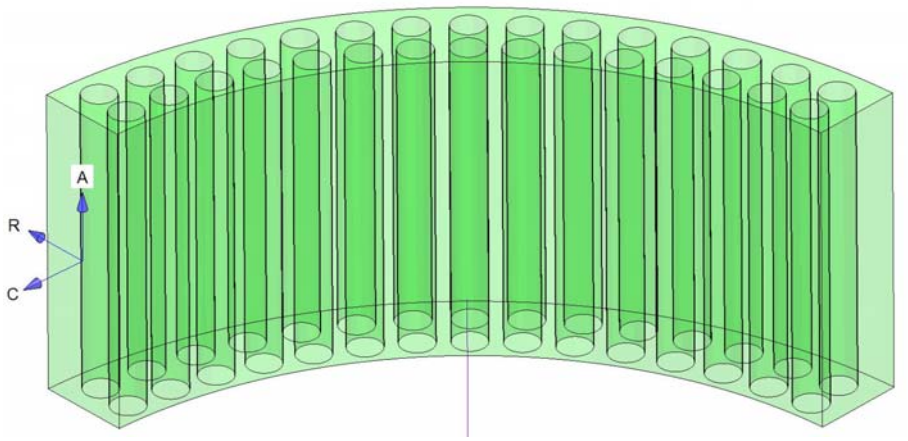


Figure 1 : Plan de prélèvement des 30 éprouvettes de traction

Les éprouvettes TC6 ont une longueur totale de 82 mm, leur zone utile est de 36 mm. La géométrie des éprouvettes est présentée sur la Figure 2.

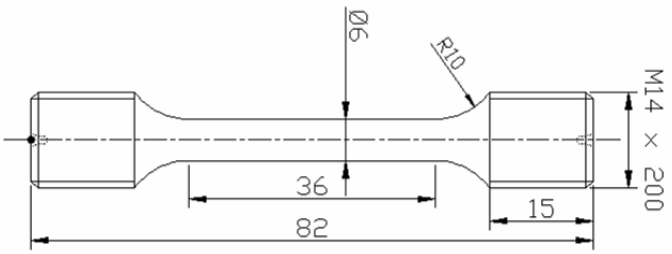
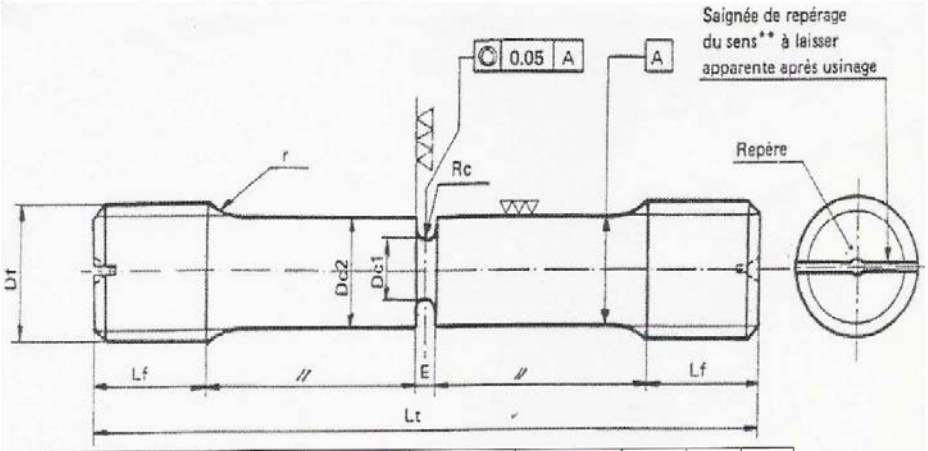


Figure 2 : Plan de définition des éprouvettes de traction

Essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE).

Les éprouvettes AE ont été prélevées dans la même direction que les éprouvettes lisses de traction, la direction de traction correspondant au sens axial du tube. Le diamètre maximal est de 18 mm et le diamètre en fond d'entaille est de 10 mm. Trois types d'éprouvettes ont été usinés :

AE2 (rayon d'entaille 2 mm), AE4 et AE10. Vingt-quatre éprouvettes ont été prélevées : 6 éprouvettes AE2, 12 éprouvettes AE4 et 6 éprouvettes AE10. Chaque éprouvette est repérée par un numéro inscrit sur les têtes. Une saignée, également gravée sur les têtes, indique la direction radiale du tube. Le plan des éprouvettes est indiqué sur la Figure 3.



Désignation éprouvette	Rc	E	Dc1	Dc2	Df	Lt	Lf	r
AE2	2	4	10±0.05	18±0.05	22x250	100	21	10
AE4	4	8	10±0.05	18±0.05	22x250	100	21	10
AE10	10	16	10±0.05	18±0.05	22x250	100	21	10

Figure 3 : Plan de définition des éprouvettes axisymétriques entaillées

Essais de déchirure sur éprouvettes CT

Les éprouvettes CT25 (Compact Tension specimen) avec rainure latérale ont été prélevées dans un tronçon de tube, dans le sens AC, c'est-à-dire que la direction de traction de l'éprouvette correspond au sens axial du tube, et que l'axe de propagation de la fissure correspond au sens circonférentiel du tube. L'épaisseur est de 25 mm, l'épaisseur nette est de 20 mm. Vingt éprouvettes ont été prélevées. Le schéma de prélèvement des éprouvettes est indiqué sur la figure 4, et le plan de définition de l'éprouvette sur la figure 5.

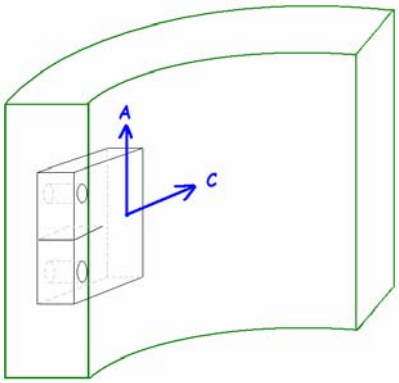


Figure 4 : Schéma de prélèvement des éprouvettes CT25

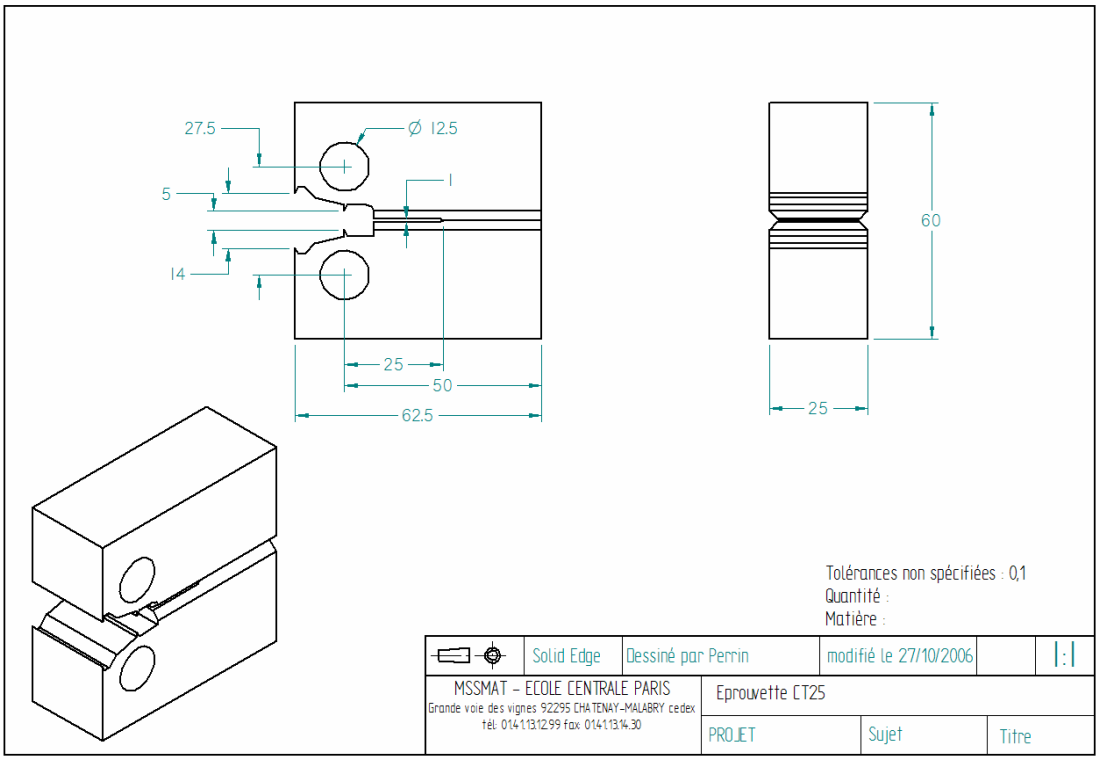
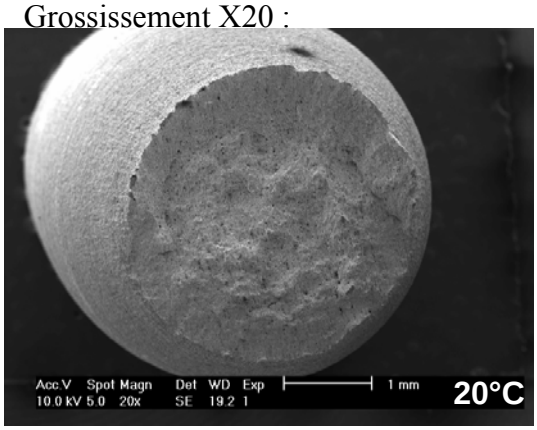
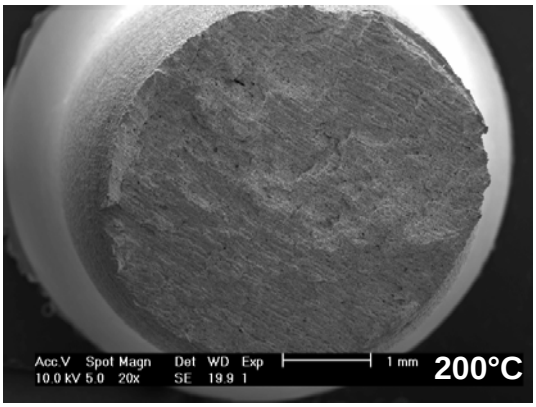


Figure 5 : Plan de définition des éprouvettes CT25 avec entaille latérale

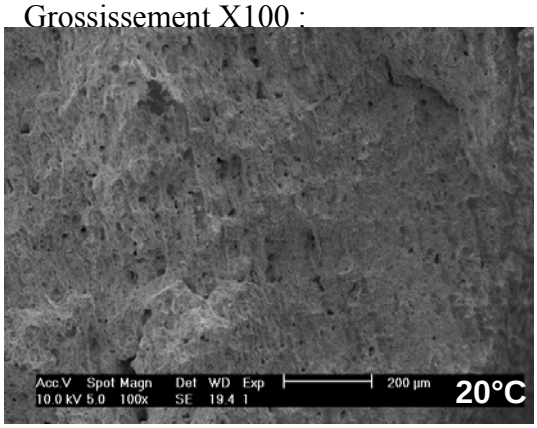
Annexe II.2 : Observation au MEB des faciès de rupture sur les éprouvettes de traction lisses

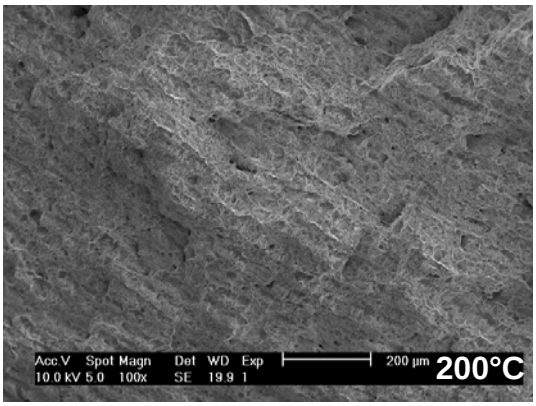
Grossissement X20 :



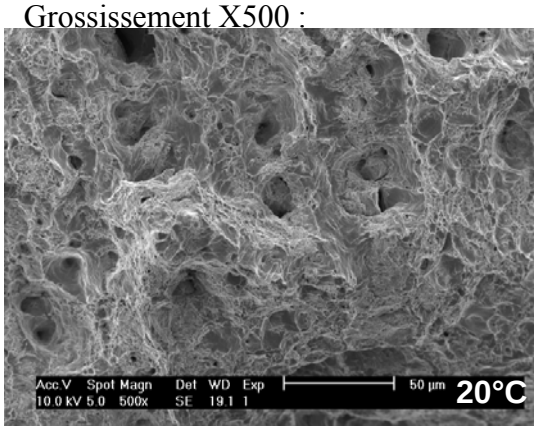


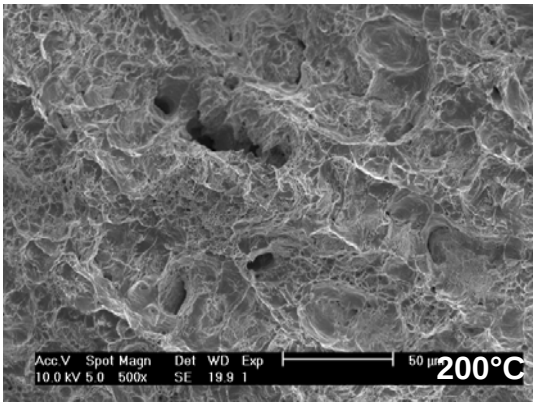
Grossissement X100 :



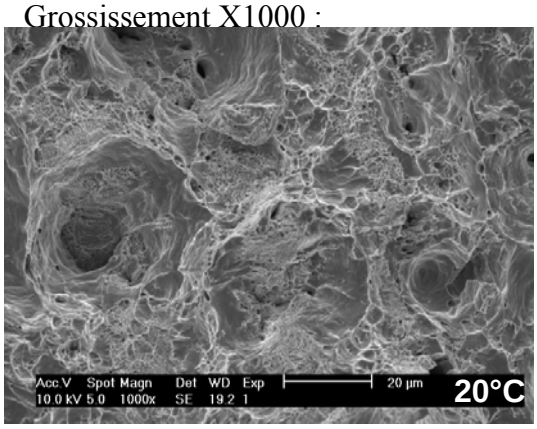


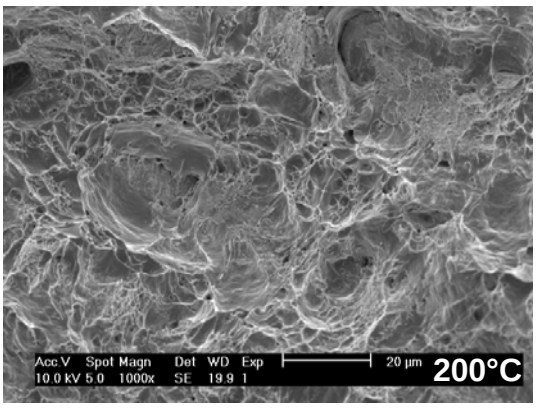
Grossissement X500 :



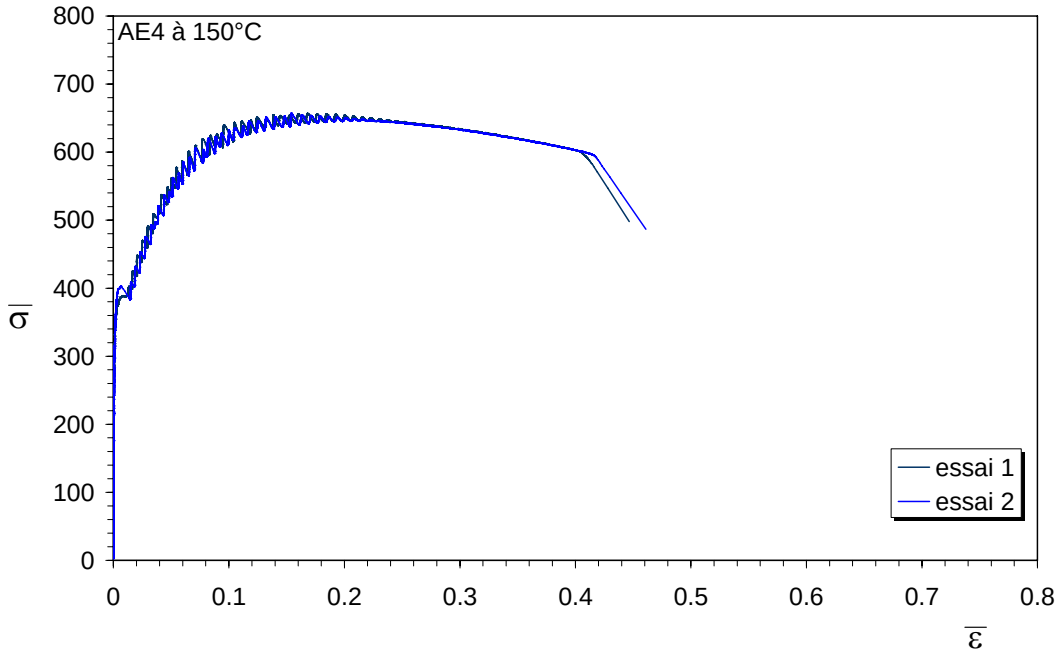


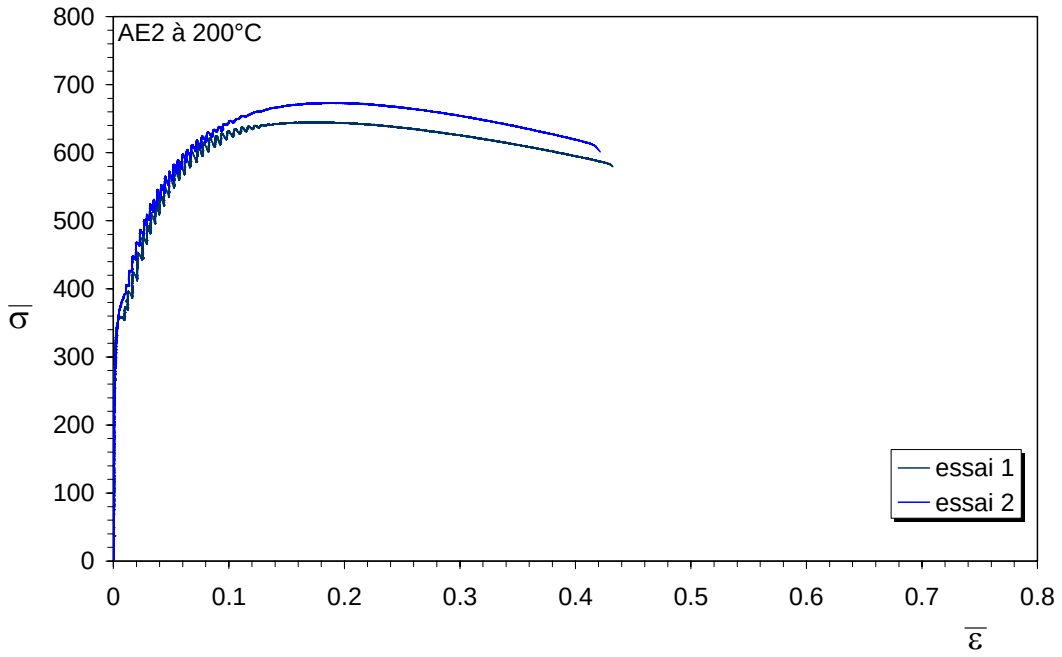
Grossissement X1000 :

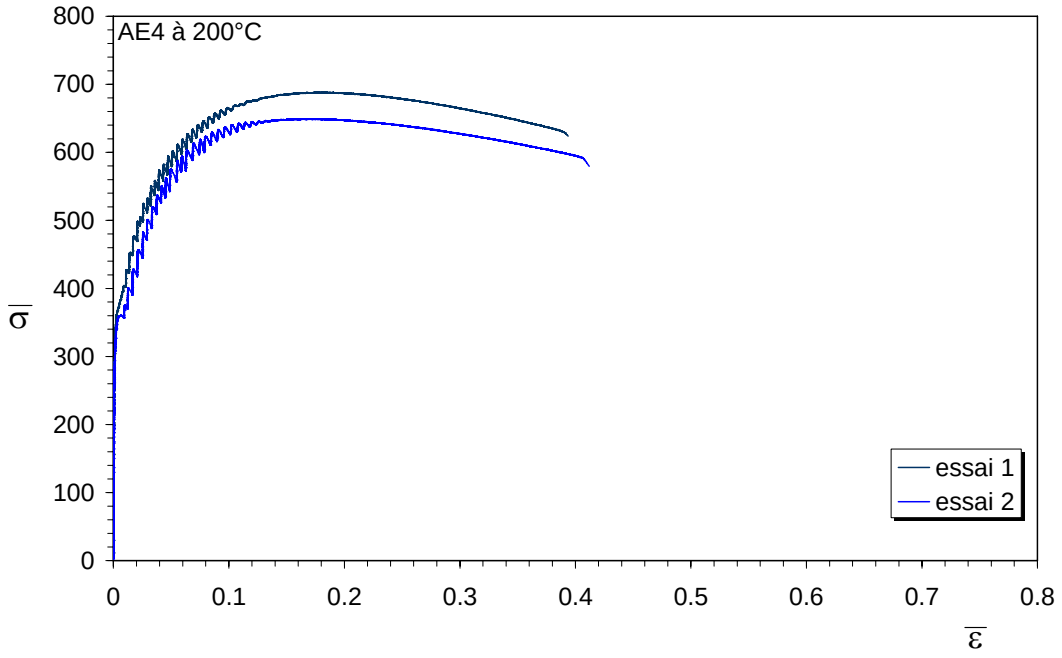


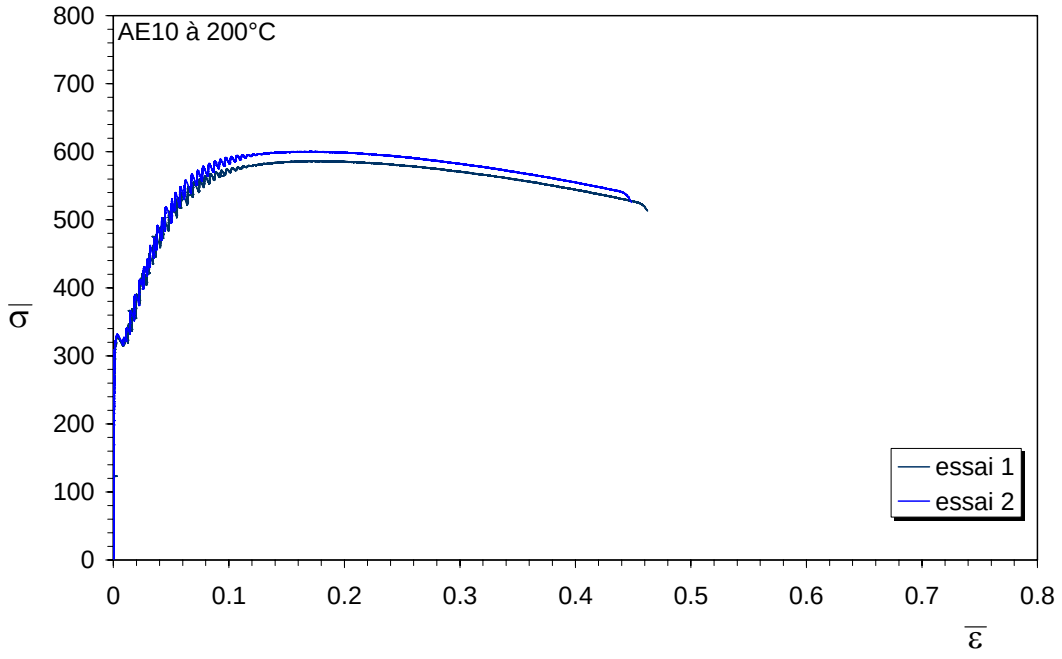


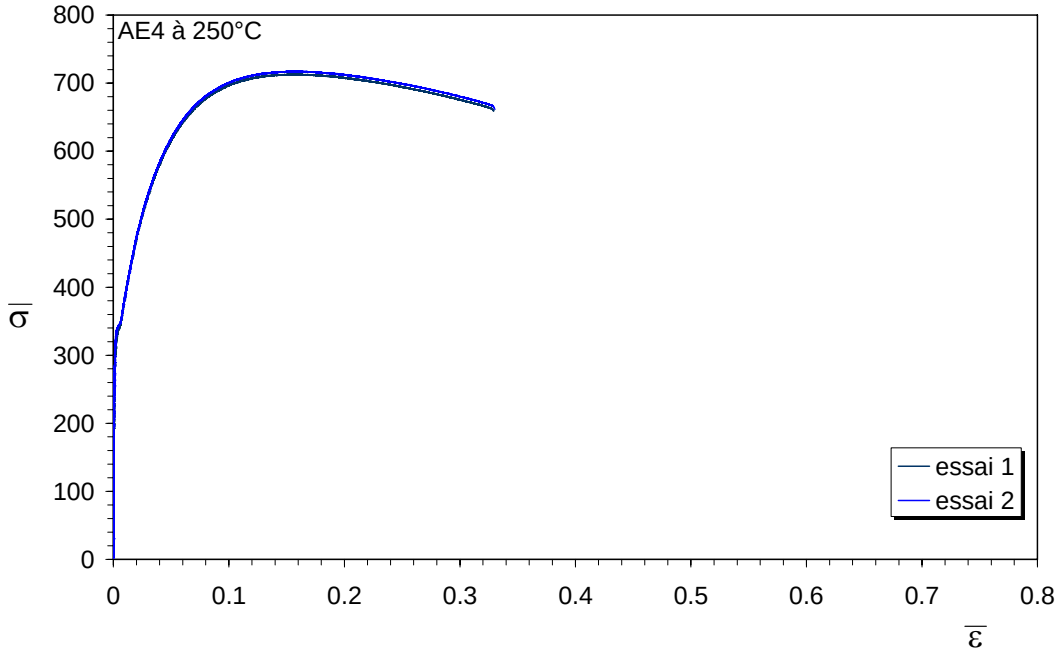
Annexe II.3 : Courbes des essais doublés sur éprouvettes axisymétriques entaillées

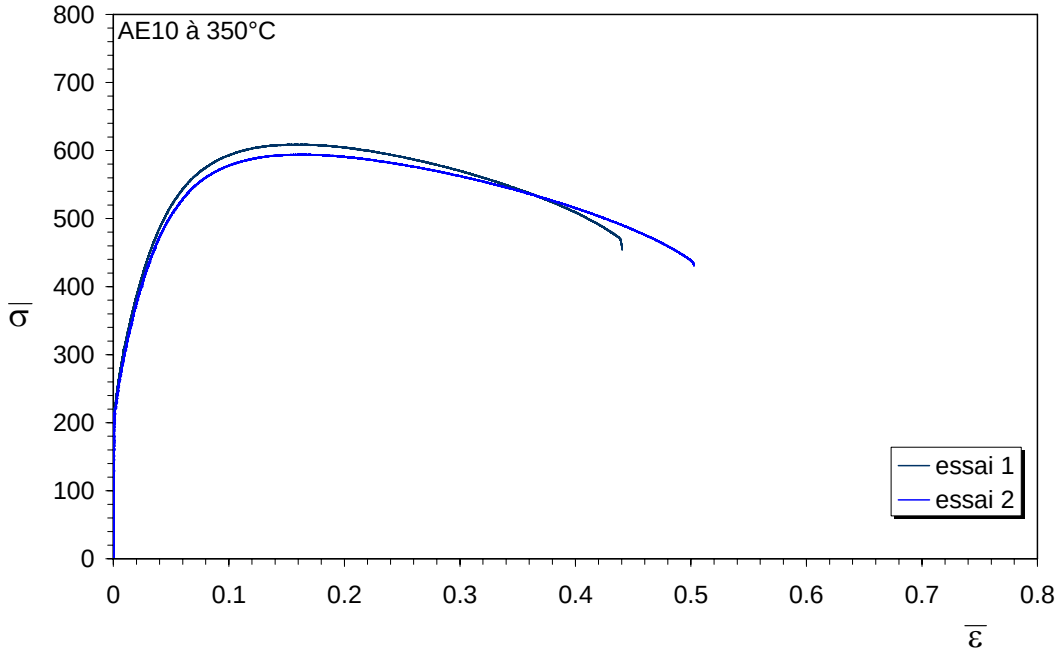





AE4 à 200°C
800
700
600
500
400
300
200
100
0
σ
0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
0.8
ε
essai 1
essai 2

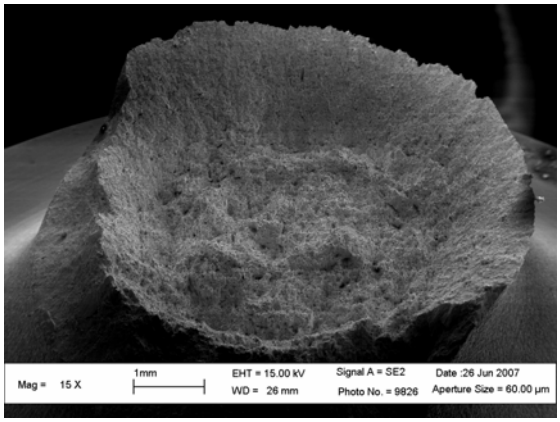

AE10 à 200°C
800
700
600
500
400
300
200
100
0
σ
0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
0.8
ε
essai 1
essai 2

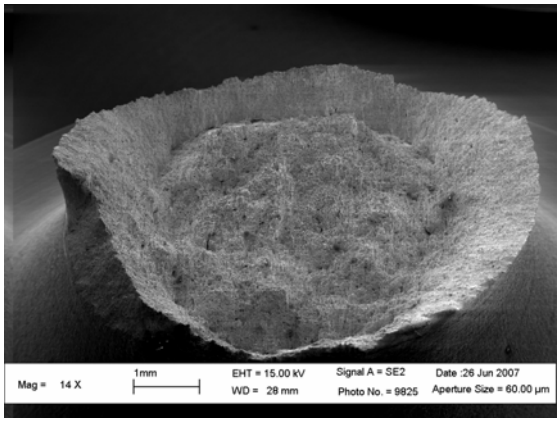

AE4 à 250°C
800
700
600
500
400
300
200
100
0
σ
0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
0.8
ε
essai 1
essai 2


AE10 à 350°C
800
700
600
500
400
300
200
100
0
σ
0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
0.8
ε
essai 1
essai 2

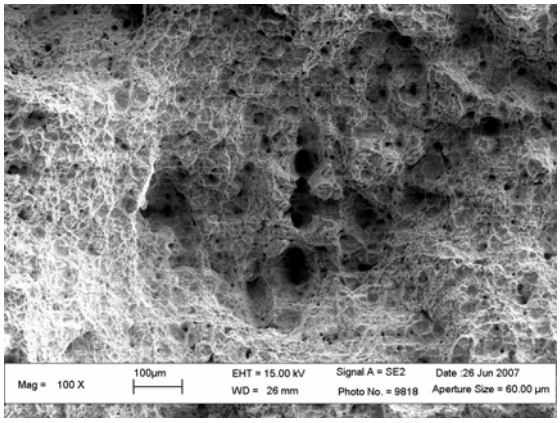
Annexe II.4 : Observation au MEB des faciès de rupture sur les éprouvettes axisymétriques entaillées

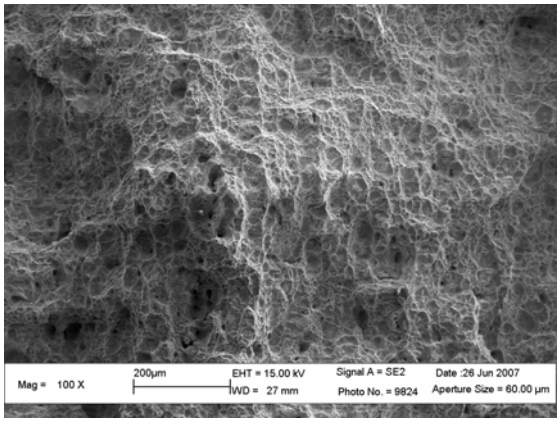
Grossissement X15 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :



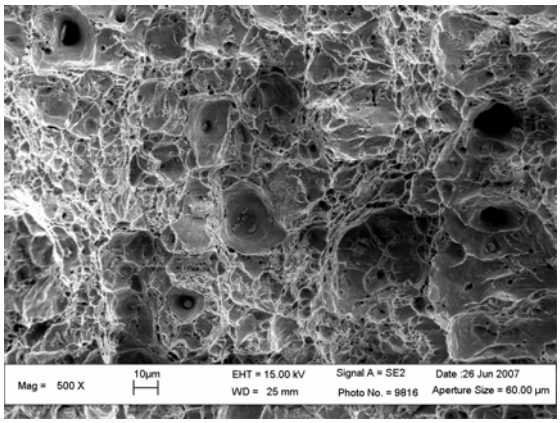


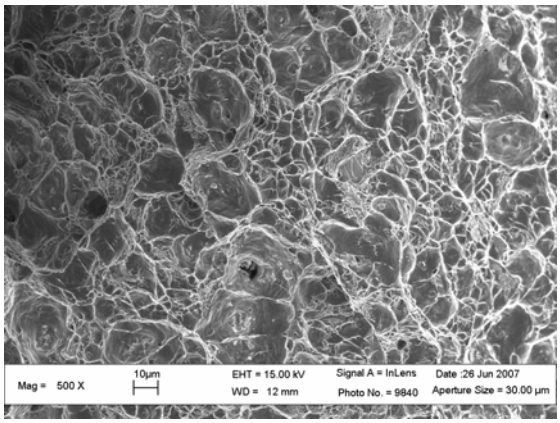
Grossissement X100 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :



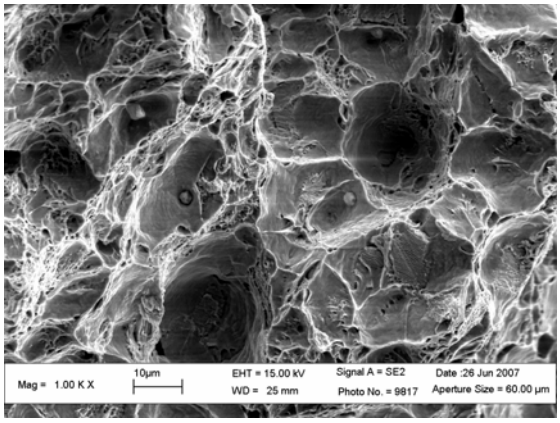


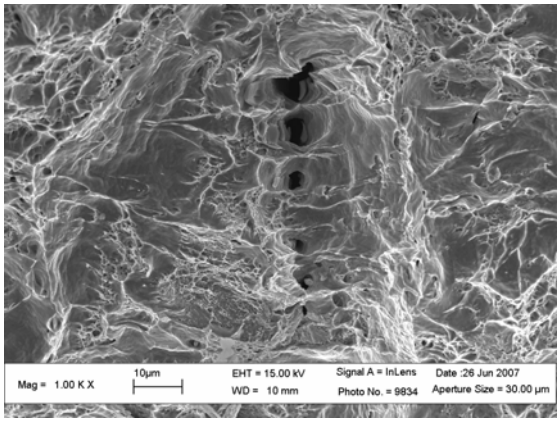
Grossissement X500 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :





Grossissement X1000 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :





Annexe II.5 : Observation de la plasticité en pointe de fissure sur une éprouvette CT d'épaisseur 5 mm

Une éprouvette CT25 a été usinée afin d'en réduire l'épaisseur à 5mm. La surface de l'éprouvette a été polie au micron. Les dimensions de l'éprouvette sont illustrées en figure 1.

L'éprouvette a été soumise à un essai en traction, avec un dispositif d'éclairage permettant de mettre en évidence la plasticité en fond d'entaille. Lors de l'essai, la force et le déplacement de la traverse ont été enregistrés. La courbe force-déplacement est illustrée en figure 2. Des clichés ont été pris lors de chaque décharge (14 niveaux d'ouvertures), et sont reportés en figure 3.

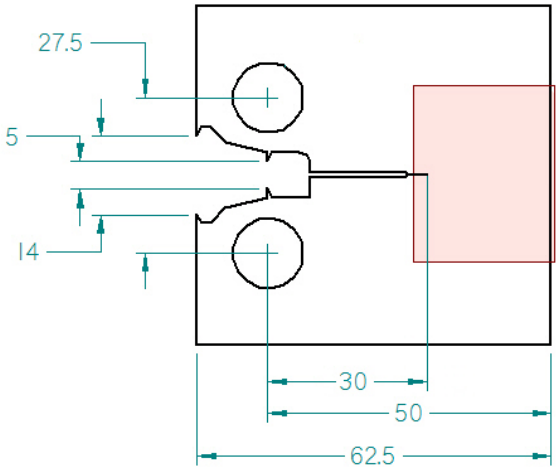


Figure 1 : Géométrie de l'éprouvette. L'épaisseur est de 5 mm. Les rectangle rouge indique la zone d'obseravtion sur les clichés photographiques.

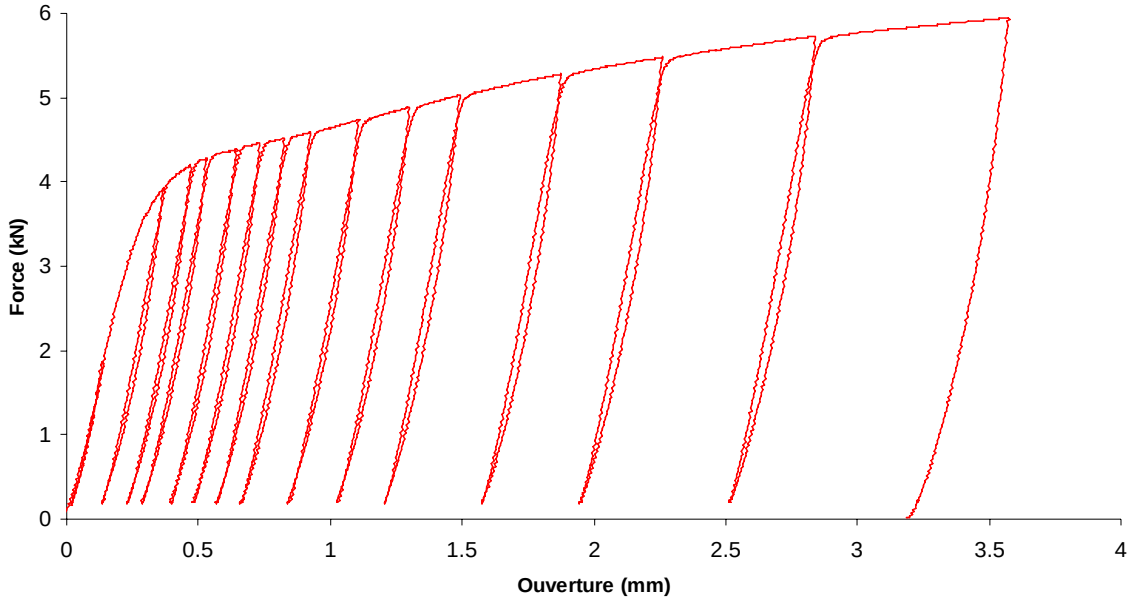


Figure 2 : courbe force-déplacement correspondant à l'essai sur CT5

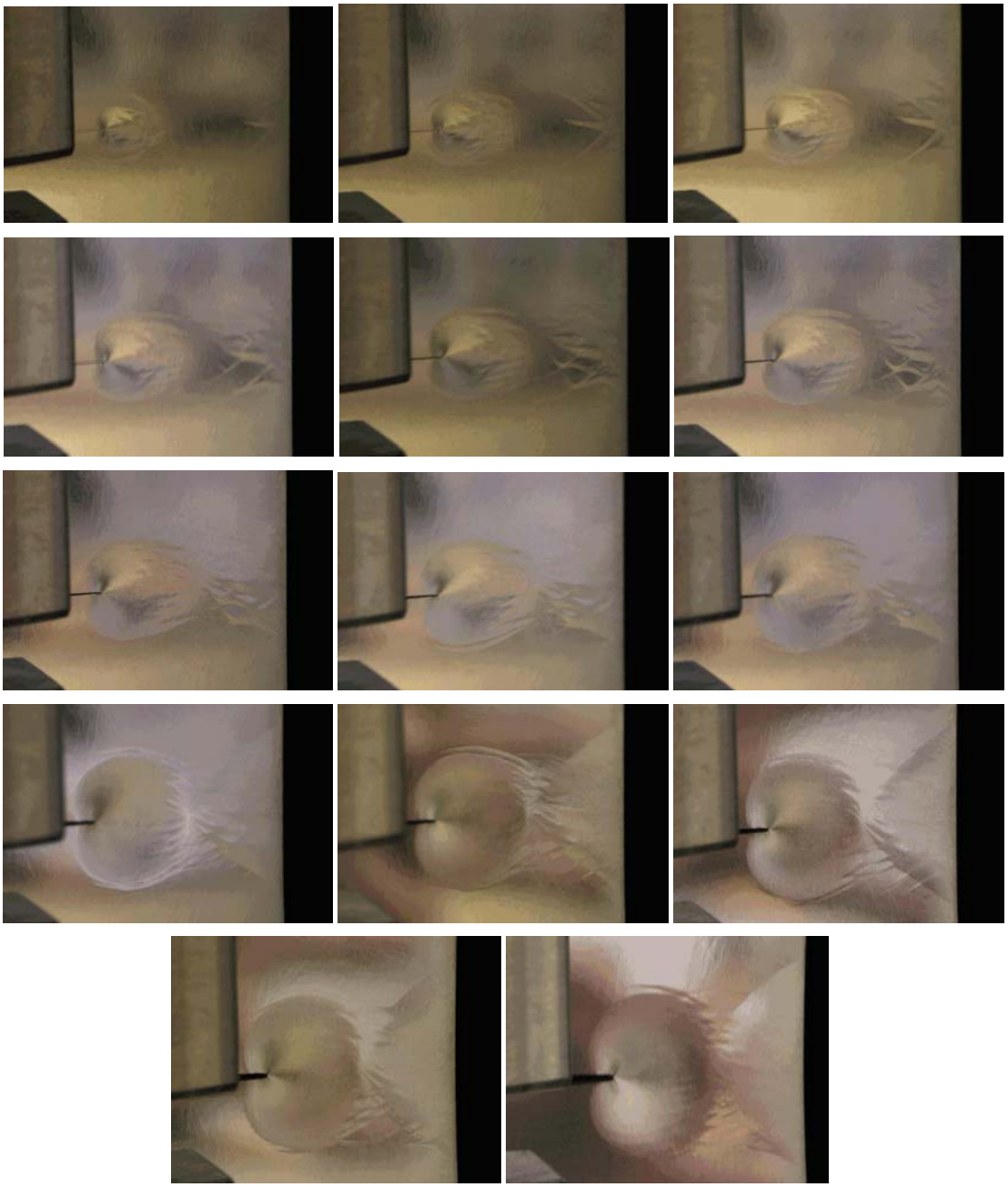
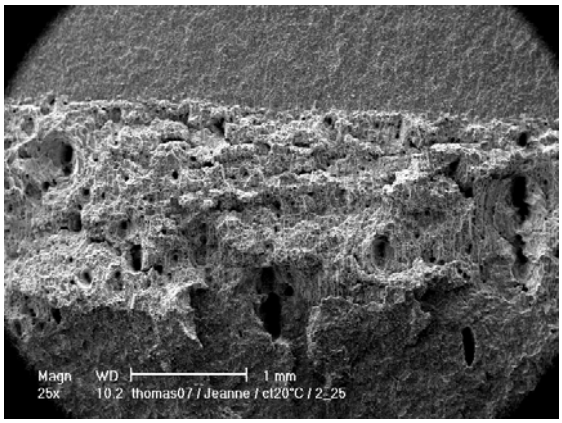


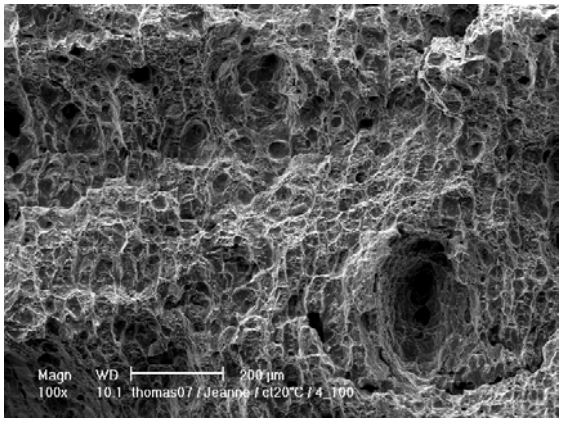
Figure 3 : Observation de la plasticité sur l'éprouvette CT5 pour 14 niveaux d'ouvertures croissants. Chaque cliché a été pris lors d'une décharge au cours de l'essai.

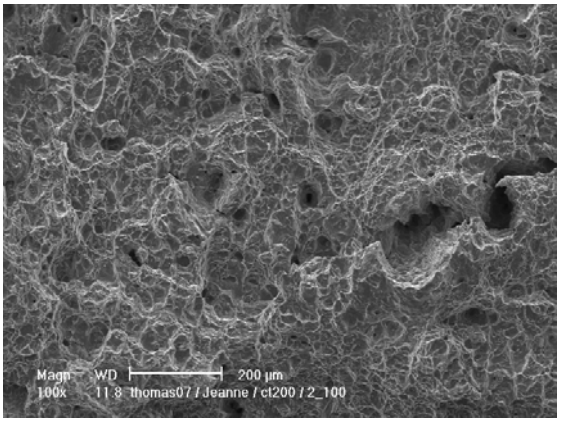
Annexe II.6 : Observation au MEB des faciès de rupture sur les éprouvettes CT25

Grossissement X25 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :

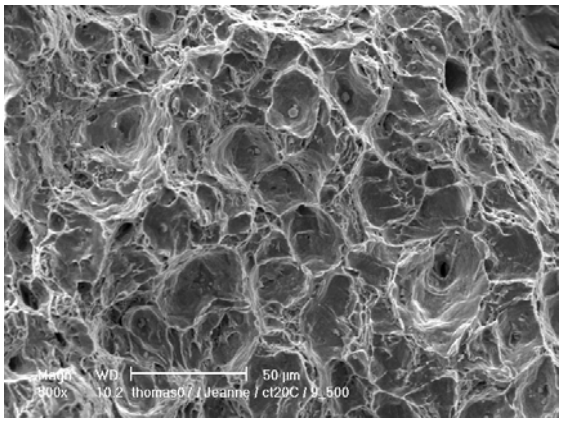


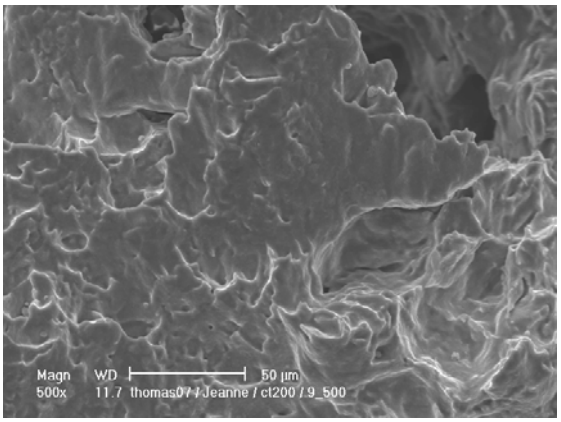
Grossissement X100 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :



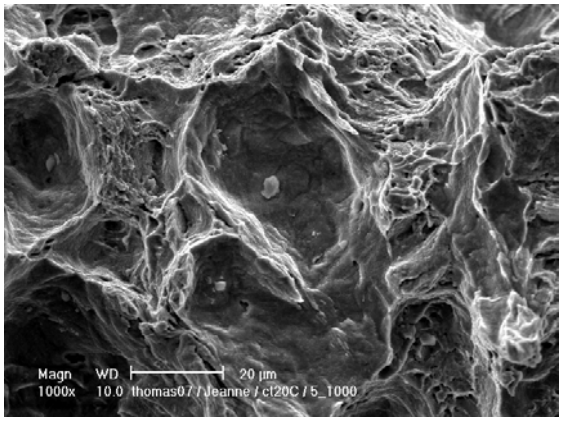


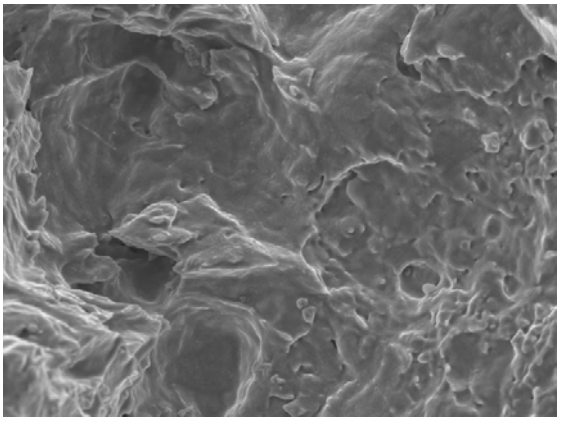
Grossissement X500 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :





Grossissement X1000 (à gauche : 20°C ; à droite : 200°C) :





Annexe IV.1 : Etude de la localisation en pointe de fissure avec un maillage grossier

L'essai de déchirure sur éprouvette CT a été modélisé en 2D à l'aide du logiciel d'éléments finis ZeBuLoN. Un maillage simplifié de l'éprouvette CT25 entière a été réalisé sans prendre en compte les symétries : en effet, la présence de localisations éventuelles pourrait faire perdre la symétrie du problème. Pour modéliser le chargement, les goupilles ne sont pas représentées afin de s'affranchir des problèmes de contact liés à leur modélisation. Pour les remplacer, une zone d'éléments situés au niveau de l'axe de charge est définie avec un comportement purement élastique, et un déplacement est imposé au niveau de 2 nœuds du maillage. Ainsi, le maillage de l'éprouvette s'arrête à l'axe de charge, et la partie à gauche de l'axe de charge n'est pas modélisée. Les dimensions de l'éprouvette sont les suivantes : Largeur : W = 50 mm, Hauteur : 60 mm, Longueur de la fissure (entaille + préfissuration) : 30 mm.

Les éléments utilisés sont des éléments quadratiques à 8 nœuds à intégration réduite. Le maillage est raffiné en pointe de fissure, et une zone de maillage régulier avec une taille de maille de 100 µm couvre un rectangle de 6 mm x 2 mm situé en pointe de fissure. La géométrie et le maillage sont présentés sur la Figure 1.

Deux cas de modélisation en 2D ont été traités : contraintes planes et déformations planes.

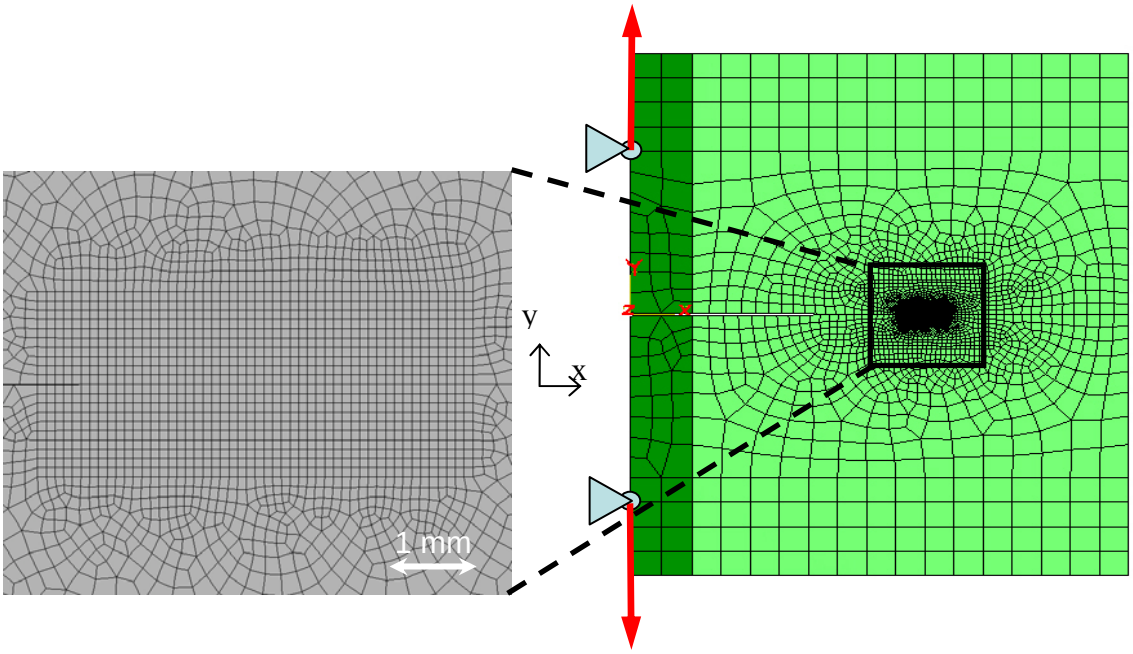


Figure 1 : Géométrie et maillage de l'éprouvette CT modélisée en 2D.

La vitesse d'ouverture imposée au niveau des goupilles est de 0.4 mm / mn, c'est-à-dire la vitesse imposée expérimentalement. Le déplacement imposé dans la direction Y est réparti sur les deux nœuds représentant les goupilles, l'un étant déplacé vers le haut, et l'autre vers le bas. Les

déplacements en X des nœuds représentant les goupilles sont bloqués. Le déplacement total imposé correspond à une ouverture de 1.5 mm. En effet, au-delà de cette ouverture, la déchirure commence dans l'essai et la fissure se propage.

Deux comportements ont été utilisés pour étudier l'influence de la prise en compte du vieillissement :

- comportement avec vieillissement sous déformation : modèle de McCormick avec des paramètres issus d'une identification antérieure à ceux présentés dans la partie 2 de ce rapport. Les paramètres utilisés sont présentés dans le tableau 1;

- comportement sans vieillissement sous déformation : modèle de McCormick sans le terme P1.CS (P1=0). Cette modélisation prévoit donc une limite d'élasticité plus faible à 20 °C et à 200 °C, ainsi qu'une contrainte d'écoulement plus faible à 200 °C. Avec ce modèle, la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation est positive.

Température (°C) ***Température (K)***	***20°C*** ***293K***	***200°C*** ***473K***
$E(MPa)$	209000	199000
ν	0.3	0.3
$R_0(MPa)$	260	210
$Q(MPa)$	200	200
b	20	20
$\dot{\varepsilon}_0(s^{-1})$	1.00E-07	1.00E-07
$E_a(eV)$	0.0022	0.0022
$V_a(b^3)$	80	125
n	0.66	0.66
$P_1(MPa)$	100	80
$t_{a_{initial}}(s)$	15000000	1
ω	0.0015	0.0015
$P_2(s^{-n})$	0.0001	5
α	0.01	0.5

Tableau 1 : Paramètres utilisés dans la modélisation des essais de déchirure

Vieillissement statique (20°C), contraintes planes :

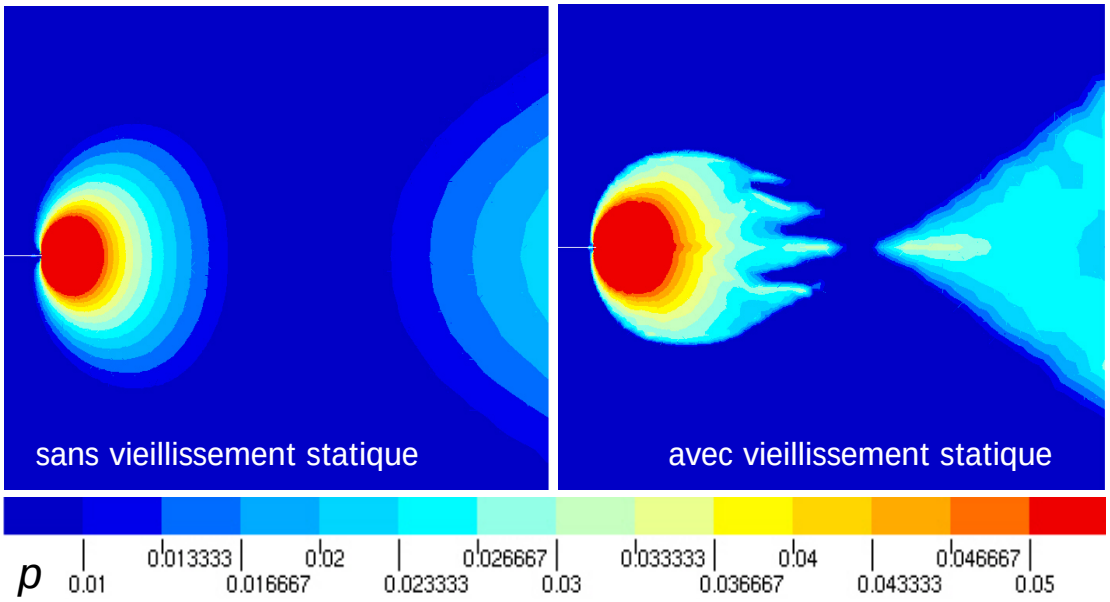


Figure 2 : Déformation plastique cumulée sans et avec vieillissement statique, en contraintes planes

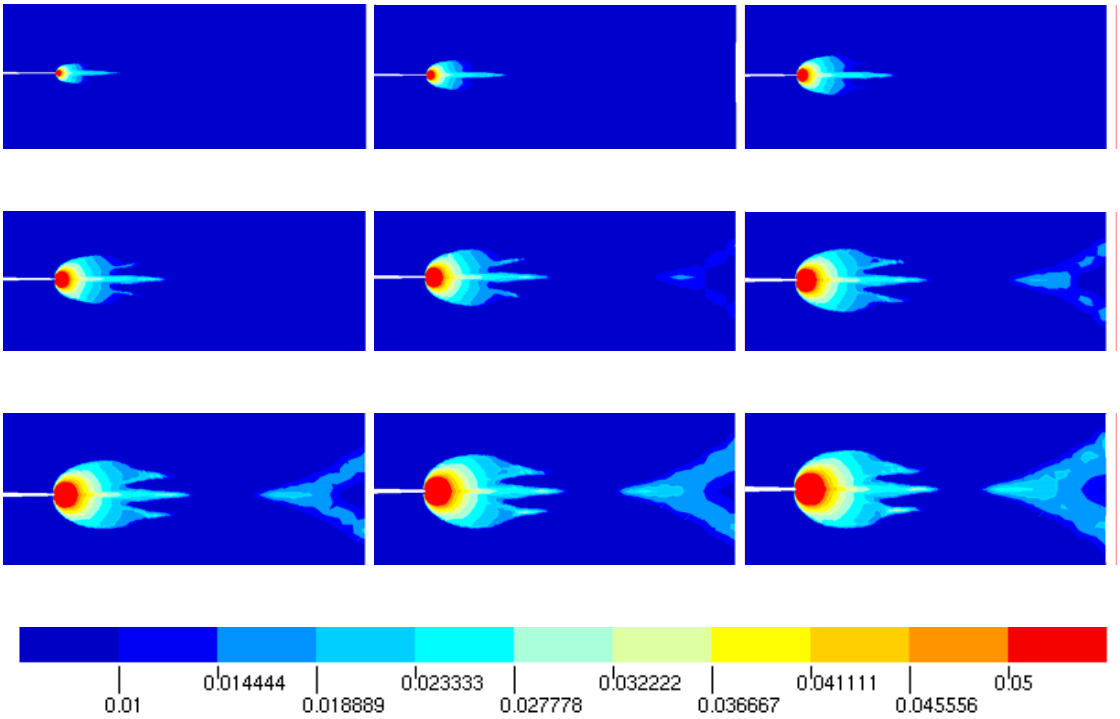


Figure 3 : Progression de la plasticité en pointe de fissure en présence de vieillissement statique, en contraintes planes

Vieillissement statique (20°C), déformations planes :

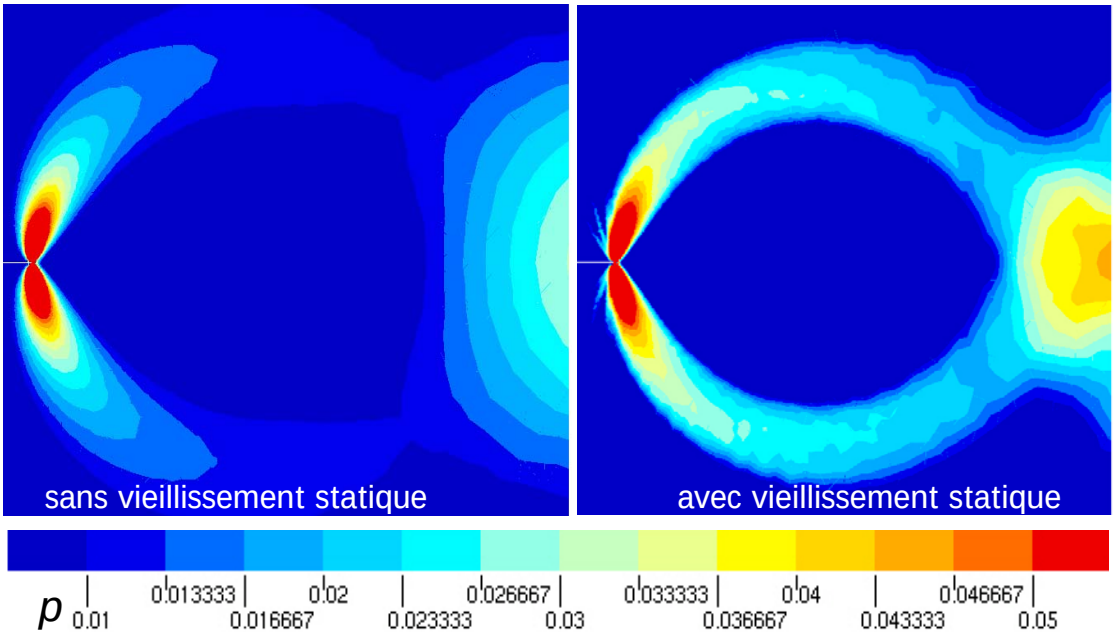


Figure 4 : plasticité en pointe de fissure en présence ou non de vieillissement statique, en déformations planes

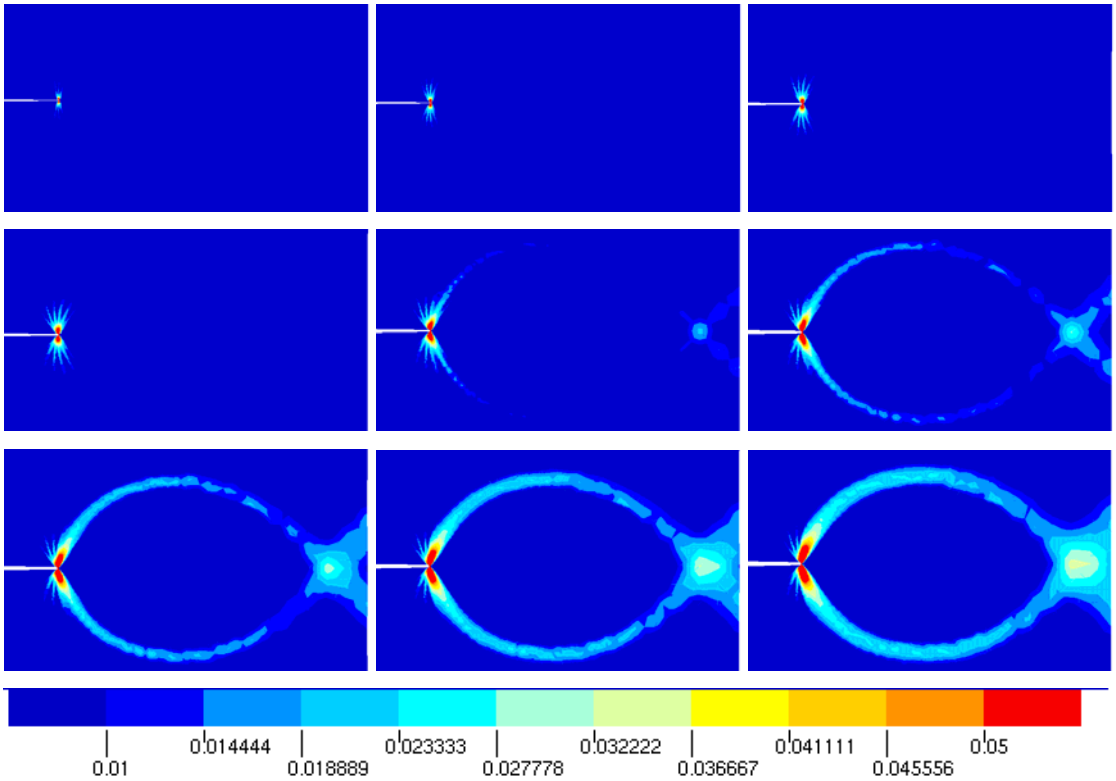


Figure 5 : Progression de la plasticité en pointe de fissure en présence de vieillissement statique, en déformations planes

Vieillissement dynamique (200°C), contraintes planes :

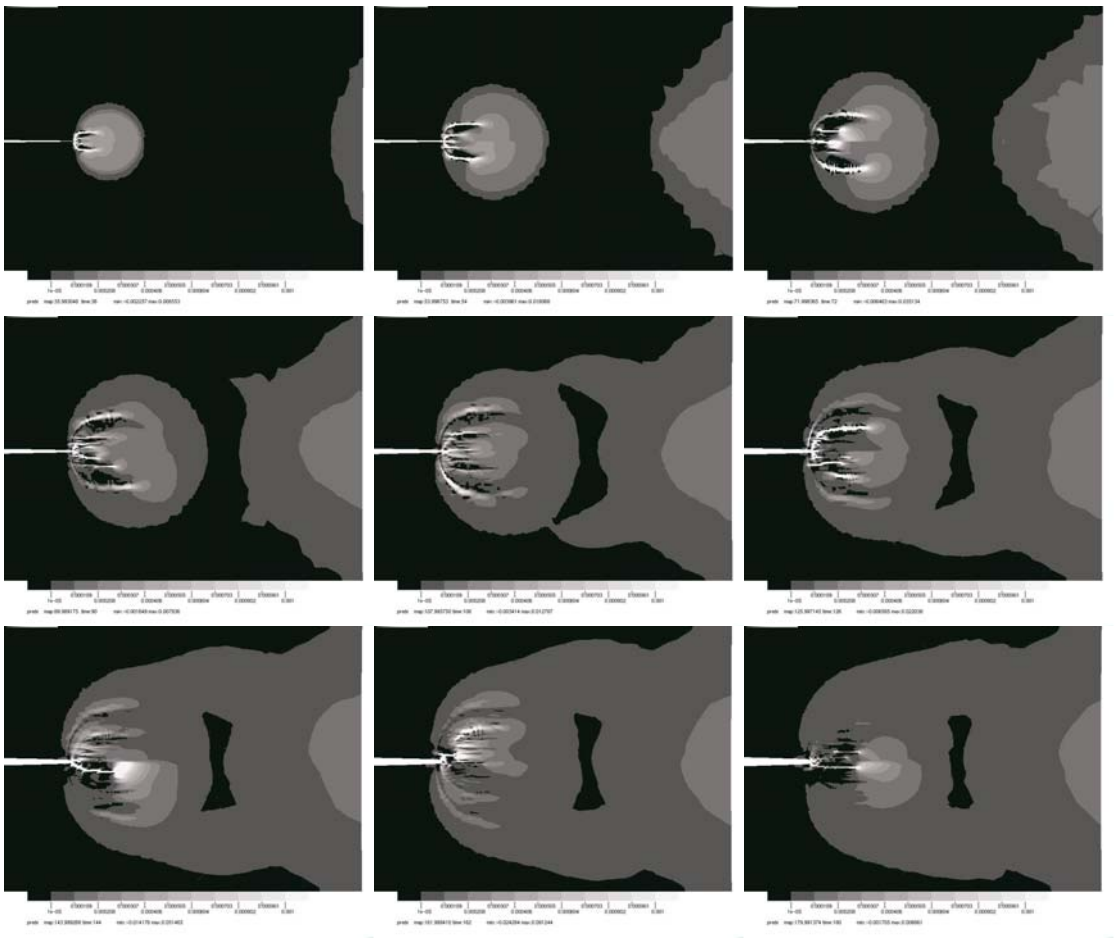


Figure 6 : Localisations de $\dot{p}$ en pointe de fissure en présence de vieillissement dynamique, en contraintes planes.

Vieillissement dynamique (200°C), déformations planes :

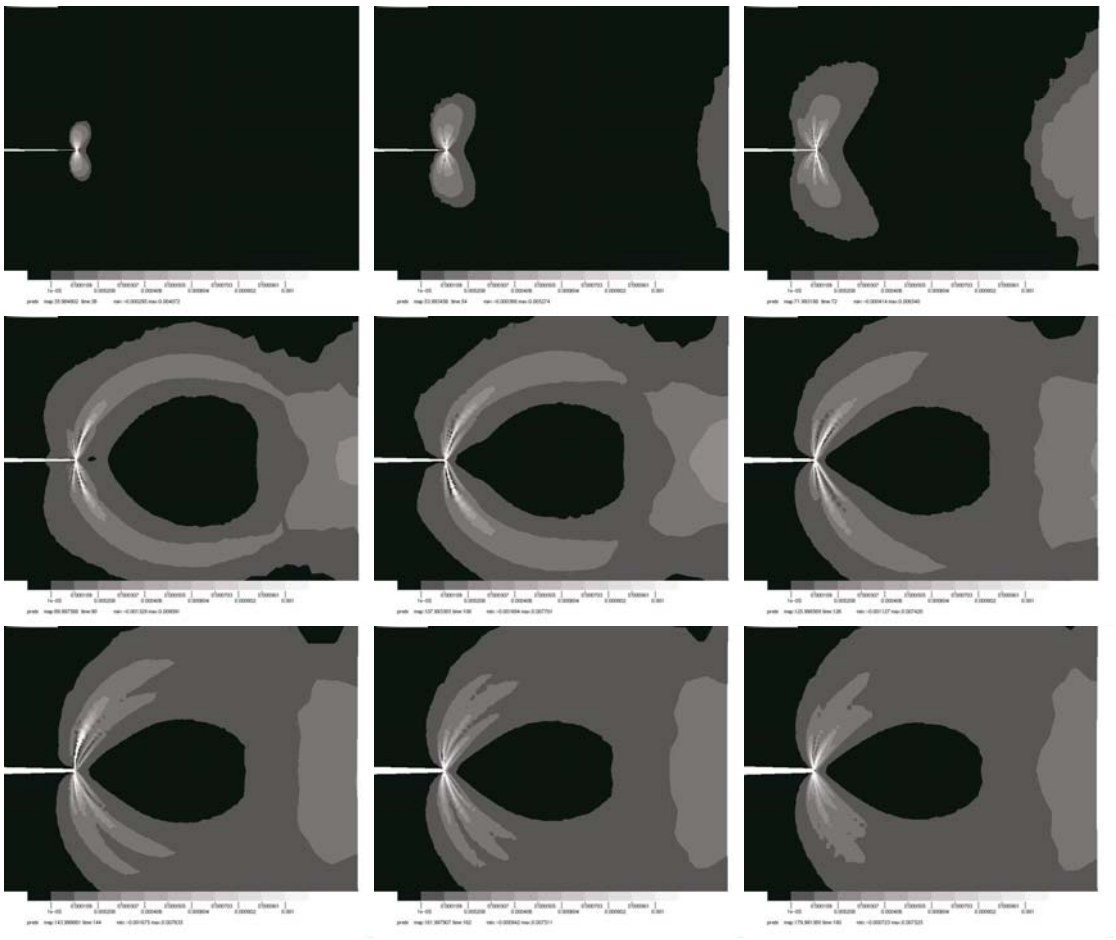


Figure 7 : Localisations de $\dot{p}$ en pointe de fissure en présence de vieillissement dynamique, en déformations planes

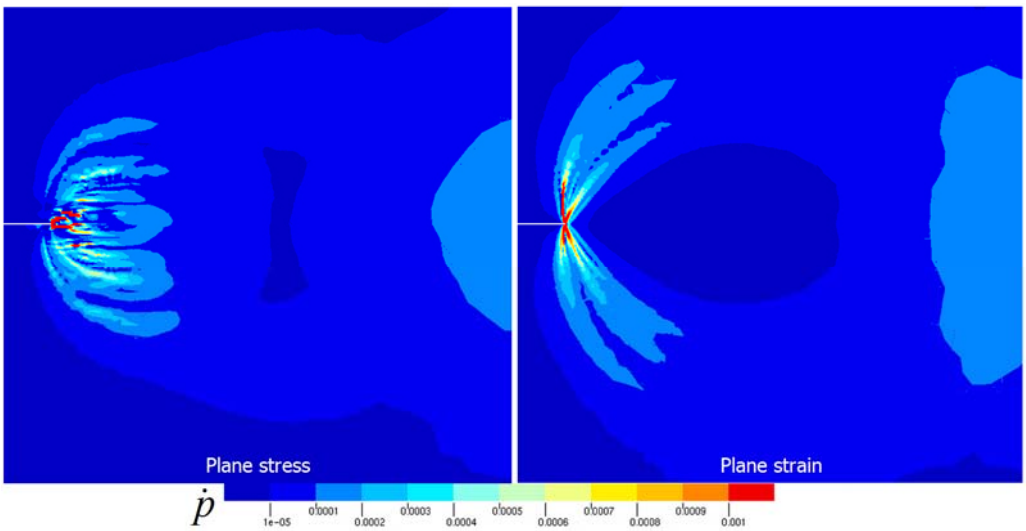


Figure 8 : Comparaison contraintes planes / déformations planes des localisations de $\dot{p}$

Annexe IV.2 : Calcul 3D de l'éprouvette CT5

Le maillage comporte 24 044 nœuds et 5020 éléments. La taille d'élément dans la zone de l'éprouvette sujette aux localisations est de 500µm.

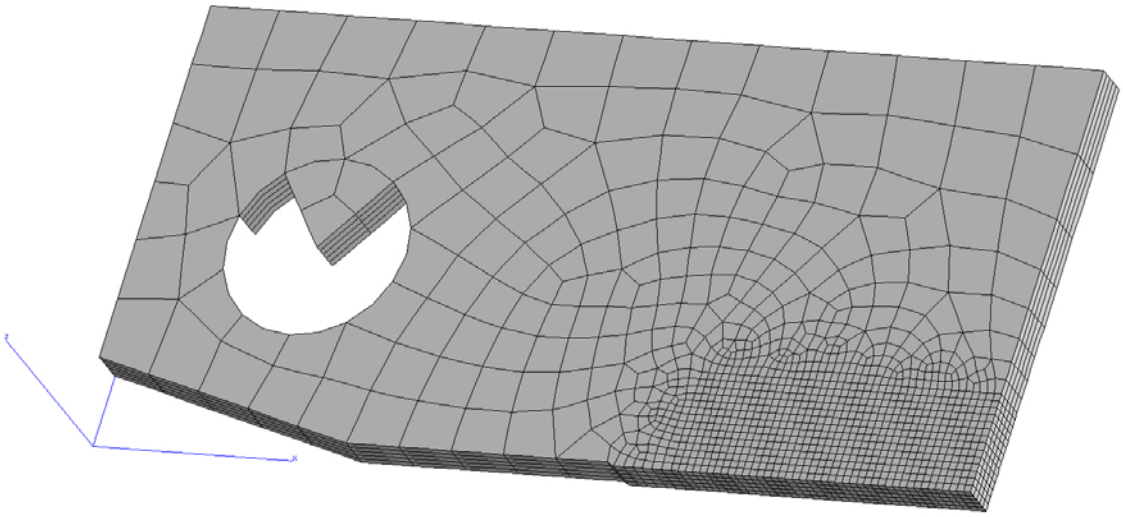


Figure 1 : Modèle ¼ d'éprouvette avec conditions de symétrie :

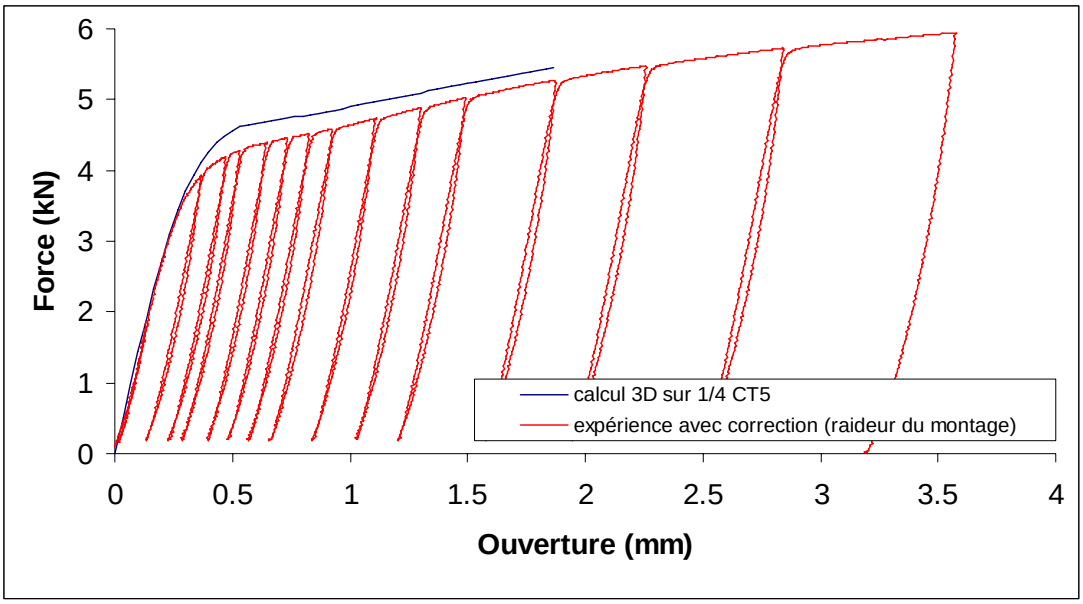


Figure 2 : Courbe force-ouverture prévue par le calcul, comparaison à l'expérience :

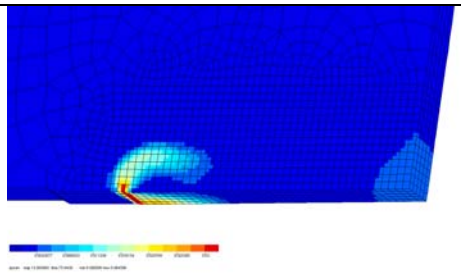
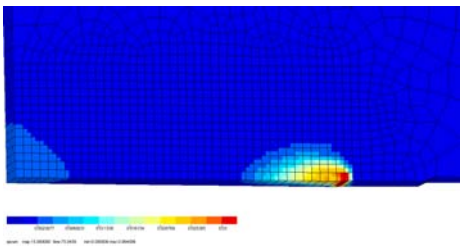
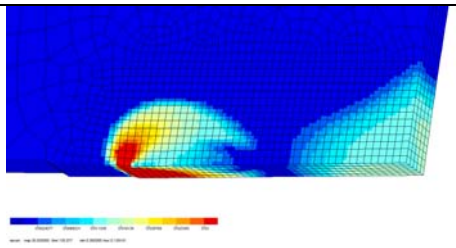
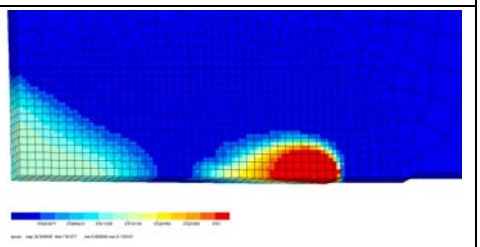
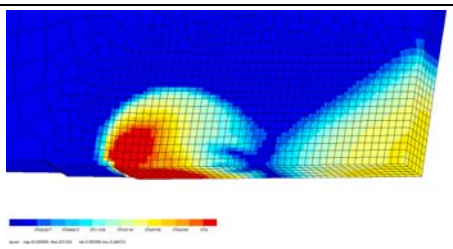
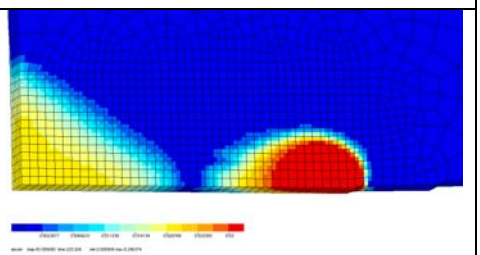
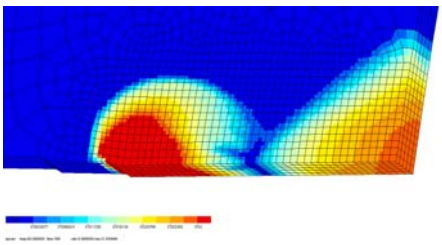
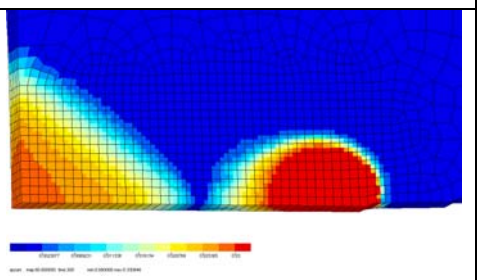
	En surface	A cœur
COD=0,5		
C0D=1		
COD=1,5		
COD=2		

Figure 3 : Plasticité en pointe de fissure pour différents niveaux d'ouverture