Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique

Huaidong Wang

▶ **To cite this version:**

Huaidong Wang. Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique. Autre. Ecole Centrale Paris, 2011. Français. NNT : 2011ECAP0022 . tel-00704515

HAL Id: tel-00704515

https://theses.hal.science/tel-00704515

Submitted on 5 Jun 2012

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

Huaidong WANG

pour l'obtention du

GRADE DE DOCTEUR

Spécialité : Mécanique et Matériaux

Laboratoire d'accueil : Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux

SUJET :

COMPORTEMENT MECANIQUE ET RUPTURE DES ACIERS AU C-MN EN PRESENCE DE VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE

Soutenue le : 18 mai 2011

devant le jury composé de :

Gilles PERRIN	**Président de jury**
Benoit TANGUY	**Rapporteur**
Bertrand WATTRISSE	**Rapporteur**
Patrick LE-DELLIOU	**Examinateur**
Philippe PILVIN	**Examinateur**
Clotilde BERDIN	**Directrice de thèse**
Samuel FOREST	**Co-directeur de thèse**
Matthieu MAZIERE	**Co-directeur de thèse**

2011 - ECAP0011

Remerciements

Le travail de thèse présenté dans ce manuscrit a été réalisé en collaboration entre le Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux (LMSSMat) de l'Ecole Centrale Paris, le Centre des Matériaux de Mines ParisTech et le département Matériaux et Mécanique des Composants (MMC) sur le site des Renardières d'EDF R&D.

Je tiens tout d'abord à exprimer ma reconnaissance envers les membres du jury qui ont eu la lourde tache d'examiner ce travail. A cet effet, je remercie Monsieur Gilles PERRIN d'avoir trouvé un petit créneau pour présider et animer la discussion. Je remercie également chaleureusement Messieurs Benoît TANGUY et Bertrand WATTRISSE qui, en leur qualité de rapporteurs, se sont penchés avec bienveillance et minutie sur mon travail. Je remercie évidemment aussi les autres membres du jury.

Je tiens à remercier tout particulièrement Madame Clotilde BERDIN-MERIC, directrice de thèse qui a encadré au quotidien mes travaux de recherche. Sa très grande disponibilité et ses qualités humaines ont rendu cette thèse particulièrement agréable. Son expertise scientifique ainsi que ses conseils avisés ont été très formateurs et d'un très grand secours durant ces trois années. Je tiens également à exprimer ma profonde gratitude à Monsieur Claude PRIOUL, co-directeur de thèse de l'Ecole Centrale Paris pour ses conseils judicieux et ses observations pertinentes.

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à Messieurs Samuel FOREST et Matthieu MAZIERE, co-directeurs de thèse du Centre des Matériaux (CdM). Je les remercie d'abord pour leur aide constante. Ils ont par ailleurs su me faire profiter de leurs connaissances scientifiques et de leurs méthodologies. Ce fut un réel plaisir de travailler avec eux.

Mon travail doit aussi beaucoup à Madame Aurore PARROT et Monsieur Patrick LE-DELLIOU, ingénieurs chercheurs du département MMC d'EDF R&D, qui ont largement participé aux résultats de cette étude. Je les remercie très chaleureusement pour leur disponibilité, leur soutien et leur aide.

Je remercie sincèrement l'ensemble du personnel du laboratoire MSSMat pour la bonne ambiance, leur soutien et leur accueil (Guillaume PUEL, Sylviane BOURGEOIS, Sokona KONATE, Nicolas ROUBIER, Thomas REISS, Ecri PERRIN, Denis MARTIN…). Un grand merci aux doctorants du LMSSMat avec qui j'ai passé de bons moments exceptionnels et inoubliables (Jeanne BELOTTEAU, Anne LE PECHEUR, Cécile MAURY, Denis CEDAT, Julien THEBAULT, Anne DEVULDER, Julien SCHWARTZ, Saeid REZAEE, Yan LI, Julien DE JAEGER, …). Je tiens à remercier plus particulièrement Jeanne de son aide au début de cette thèse.

J'adresse également tous mes remerciements à tous les membres du Centre des Matériaux qui ont contribué à une ambiance agréable et m'ont beaucoup aidé (Grégory, Olivier, Saro, Odile, Konaly, Franck, Françoise, Catherine, Dolorès, …). Un grand merci aux doctorants et post-doctorants du Centre des Matériaux (Florian, Céline, Clara, Julien, Eva, Jianqiang, Yang, Yoann, Lintao, Mélanie, Auréliane, Alice, Xu, Philippe, Flora, Minghao, . . .) pour les agréables moments passés ensembles, leur enthousiasme et surtout pour leurs encouragements.

Je remercie chaleureusement Monsieur Jean Loup Strudel avec qui j'ai eu de longues discussions au cours desquelles il a apporté des idées très intéressantes et utiles pour cette thèse. Je remercie également à Monsieur André PINEAU pour ses remarques et pour ses avis scientifiques.

Je suis également reconnaissant envers Monsieur Philippe PILVIN, professeur au Laboratoire Génie Mécanique et Matériaux (LG2M) de l'IUP de Lorient, qui a été mon responsable de master en Génie Mécanique et Matériaux, pour m'avoir fait de découvrir, pour la première fois de ma vie, le monde de la recherche.

Pour conclure, je ne saurais oublier mes parents, qui m'ont toujours soutenu dans mes choix, quels qu'ils soient, et m'ont laissé une grande liberté me permettant de satisfaire ma curiosité. J'adresse un très grand merci à ma sœur et mon frère, notamment mon frère qui m'a beaucoup aidé pendant mes études depuis mon arrivée en France. Je remercie également Jianing pour son soutien, ses encouragements, sa bonne humeur et son optimisme au quotidien.

Sommaire

Introduction **9**

1. Etude bibliographique **13**

1.1 Introduction 13

1.2 Vieillissement statique et dynamique 13

1.2.1 Introduction 13

1.2.2 Hétérogénéités de déformation plastique 15

1.2.3 Etude des courbes de traction 17

1.3 Etude des bandes de localisation de déformation 20

1.3.1 Introduction 20

1.3.2 Mesure de champs de température 21

1.3.3 Méthode de corrélation d'image (DIC) 25

1.4 Modélisation de l'effet PLC 30

1.4.1 Modèles de vieillissement 30

1.4.2 Simulations numériques du vieillissement sous déformation 35

1.5 Influence du vieillissement dynamique sur la rupture ductile 41

1.5.1 Mécanismes de la rupture ductile 41

1.5.2 Influence du vieillissement dynamique 42

1.5.3 Approche locale et vieillissement dynamique 49

1.6 Conclusions 51

2. Comportement mécanique : étude expérimentale et modélisation **53**

2.1 Introduction 53

2.2 Caractérisation du comportement de l'acier TU48C 53

2.2.1 Microstructure 53

2.2.2 Comportement mécanique 55

2.3 Identification du modèle KEMC 59

2.3.1 Présentation du modèle 59

2.3.2 Influence des paramètres matériau sur les localisations 62

2.3.3 Identification des paramètres 68

2.3.4 Simulations numériques 74

2.4 Conclusion 78

3. Simulations des essais de rupture 81

3.1 Introduction 81

3.2 Rappel des résultats expérimentaux 81

3.3 Modélisation des essais sur les éprouvettes entaillées 85
3.3.1 Modélisation en 2D 85
3.3.2 Modélisation en 3D 86
3.3.3 Modélisation avec la prise en compte de la raideur de la machine d'essai 89

3.4 Modélisation des essais de déchirure des éprouvettes CT 96
3.4.1 Modélisation en 2D 96
3.4.2 Modélisation en 3D 105

3.5 Conclusion 111

4. Prédiction de la rupture ductile 115

4.1 Introduction 115

4.2 Observations fractographiques 116
4.2.1 Eprouvettes lisses 116
4.2.2 Eprouvettes de rupture 122

4.3 Critère de rupture de Rice et Tracey 123
4.3.1 Présentation du modèle de rupture 123
4.3.2 Identification et prédiction de la rupture des éprouvettes AE 124

4.4 Influence de la température sur la rupture 128
4.4.1 Introduction 128
4.4.2 Calculs micromécaniques et l'effet de PLC 129
4.4.3 Influence de la température sur la croissance de cavités 135
4.4.4 Application à la prédiction de la rupture 140

4.5 Conclusion 146

5. Conclusion et perspectives 149

5.1 Conclusion 149

5.2 Perspectives 152

Bibliographie 155

Annexes 163

1. Etude paramétrique numérique sur les localisations 165

1.1 Méthodes d'intégration numérique 165

1.2 Influence du ratio de convergence 167

1.3 Influence de la taille de maille 167

1.4 Influence du pas de temps de calcul 170

2. Etude de l'effet de géométrie sur les bandes de Lüders 173

3. Etude de l'influence de P_2 sur les caractéristiques des décrochements de PLC 177

4. Prédiction des déformations plastiques critiques 179

5. Modèle de vieillissement basé sur la densité de dislocations 183

5.1 Présentation du nouveau modèle de vieillissement 183

5.2 Simulation numérique avec le nouveau modèle 185

6. Courbes de traction expérimentales 187

7. Courbes expérimentales et numériques de traction 191

8. Prise en compte de la raideur de machine pour les simulations de traction simple 201

9. Influence de l'effet de PLC sur la croissance et coalescence des cavités par calculs micromécaniques 203

9.1 Introduction 203

9.2 Calculs micromécaniques à une seule cavité 205

9.3 Calculs micromécaniques à 16 cavités 209

9.4 Influence de l'écrouissage de la loi élastoplastique 221

9.5 Introduction de la viscosité « classique » dans la loi de référence 225

9.6 Conclusion 232

10. Application du modèle de rupture de GTN 235

11. Mesure de champs de température 239

12. Courbes expérimentales et numériques des éprouvettes CT 243

13. Article Scripta Materialia 247

Introduction

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 entre autres à la ténacité des aciers au carbone manganèse qui sont utilisés dans le circuit secondaire (Figure 1) des centrales nucléaires. Les aciers au carbone manganèse sont sensibles au vieillissement dynamique. Ce phénomène se traduit par une chute importante de ductilité et de ténacité entre 150 et 250 °C, températures qui se situent dans le domaine de fonctionnement des tuyauteries du circuit secondaire (20-300°C). L'origine physique du vieillissement dynamique a été beaucoup étudiée en relation avec le phénomène Portevin - Le Chatelier (PLC) mais son influence sur les propriétés mécaniques et notamment sur la rupture reste très controversée.

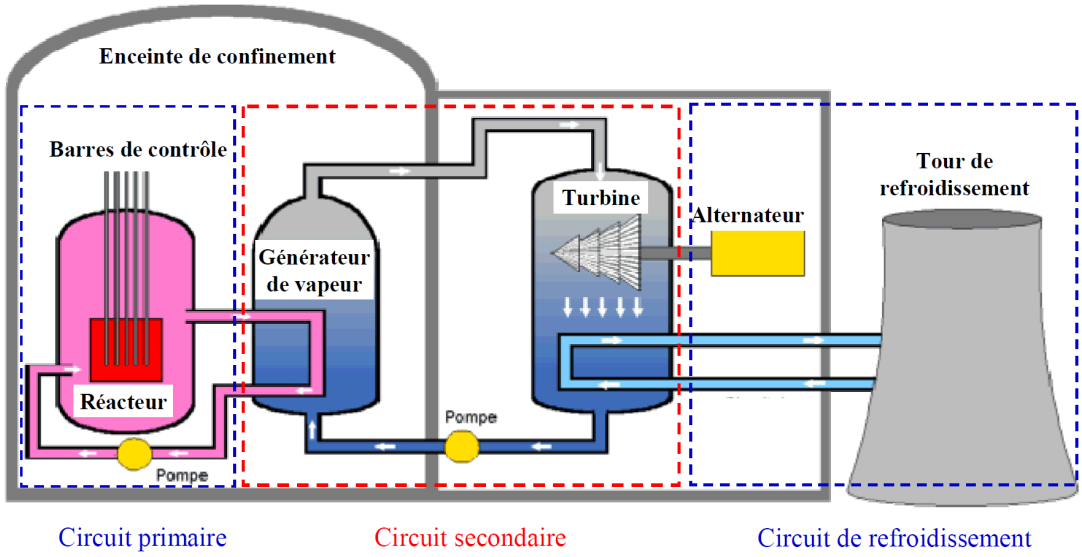


Figure 1 : Illustration d'un réacteur nucléaire à eau pressurisée (R.E.P).

Les travaux de thèse de Belotteau (2009), basés sur la loi de comportement proposée par (Estrin et Kubin 1989, Mac Cormick et Ling 1995), ont montré qu'il était possible d'identifier une loi de comportement dans un domaine de température de 20 °C à 350 °C, pour les aciers au carbone manganèse présentant un domaine de sensibilité négative à la vitesse de déformation. A l'aide de la méthode des éléments finis, les phénomènes de localisation de la déformation plastique et leur évolution en fonction du chargement et de la géométrie des éprouvettes sont clairement mis en évidence. La confrontation de ce modèle avec les expériences montre que la même loi de comportement permet à la fois de décrire les phénomènes liés au vieillissement statique (bandes de Lüders) et dynamique (Portevin Le Chatelier). L'application à des géométries complexes telles que celles nécessaires à l'étude de la rupture (éprouvettes axisymétriques entaillées, CT…) montre un bon accord entre calcul et

expérience. Néanmoins, la robustesse du modèle doit être démontrée dans le cadre d'une approche plus quantitative, nécessaire à la prévision de la rupture, et quelques difficultés de simulation présentes dans les géométries de révolution subsistent.

L'objectif de la thèse consiste donc à consolider la démarche mise en œuvre au cours de la thèse de Belotteau (2009) pour ensuite étudier la prédiction de la rupture. La première partie suit deux axes principaux :

– Le premier axe porte sur la procédure d'identification de la loi de comportement. En effet, l'identification des paramètres de la loi de comportement en fonction de la vitesse de déformation et de la température nécessite une base expérimentale très étendue, donc coûteuse et pouvant néanmoins conduire à différents jeux de paramètres. Or, suivant les jeux de paramètres retenus, la modélisation fait apparaître des localisations plus ou moins fortes. Ce point apparaît crucial dans la mesure où les champs mécaniques locaux sont directement liés à l'intensité de la localisation de la déformation plastique.

– Le deuxième axe concerne plus particulièrement les aspects numériques. En effet, la modélisation des bandes de localisation pose de nombreux problèmes numériques dont l'importance relative doit être évaluée. Parmi ces problèmes, on peut citer : l'influence du schéma numérique adopté (Mazière 2007), la taille des éléments du maillage, la prise en compte ou non des symétries, le passage 2D/3D et les conditions aux limites.

La deuxième partie vise à étudier l'influence du phénomène de vieillissement dynamique sur la rupture en vue de proposer un modèle prédictif de l'évolution de la ténacité de ces aciers dans les domaines de température et de vitesse de déformation concernés. L'influence des localisations de la déformation plastique sur la résistance à la déchirure ductile, dans les domaines d'existence du phénomène de vieillissement dynamique, est analysée à deux échelles : macroscopique (structure) et microscopique (étude des mécanismes physiques). On analyse les mécanismes de la rupture ductile par les observations fractographiques des éprouvettes testées. Le rôle des localisations de la déformation plastique sur les phases de croissance et de coalescence des cavités est examiné sur la base de modélisations numériques appliquées à l'échelle de cavités ou d'inclusions.

Les travaux de cette thèse sont donc présentés en quatre chapitres :

1) Etude bibliographique.

Dans ce chapitre, une synthèse bibliographique est réalisée sur les phénomènes du vieillissement statique et dynamique par la déformation. Les méthodes de mesure de champs telles que la mesure de champs de température et la méthode de corrélation d'image sont présentées. Les différents modèles de loi de comportement permettant de simuler les phénomènes de vieillissement par la déformation, l'effet de Lüders et de Portevin Le – Chatelier (PLC) sont étudiés. A la fin de cette partie, on recense les travaux traitant de l'influence du vieillissement dynamique sur la rupture ductile.

2) Comportement mécanique : étude expérimentale et modélisation.

Dans le deuxième chapitre, le matériau étudié, un acier au Carbone-Manganèse de nuance TU48C, est caractérisé par les études microscopiques et les essais de traction simple. Le modèle KEMC est présenté. L'influence de certains paramètres matériau sur les localisations de déformation est mise en évidence. Les paramètres du modèle KEMC sont

identifiés en utilisant la base de données expérimentale élargie par des essais de traction sur des éprouvettes axisymétriques lisses. Des fonctions d'évolution des paramètres du modèle KEMC par rapport à la température sont introduites dans l'identification. Cette identification vise plus particulièrement à améliorer les paramètres liés au terme de vieillissement identifiés par Belotteau (2009). Enfin, les simulations sur les éprouvettes lisses en traction simple avec le nouveau jeu de paramètres sont présentées.

3) Simulations des essais de rupture.

Dans le troisième chapitre, les essais de rupture sont simulés avec le nouveau jeu de paramètres. Ces calculs sont réalisés sur les éprouvettes cylindriques entaillées et les éprouvettes CT en 2D et en 3D. Pour les calculs sur les éprouvettes CT, on utilise également une loi élastoplastique avec un écrouissage apparent identifié sur les courbes expérimentales de traction simple afin de mettre en évidence l'influence du vieillissement dynamique sur les localisations de déformation plastique.

4) Prédiction de la rupture ductile.

Dans le dernier chapitre, l'étude fractographique de Belotteau (2009) est complétée afin de déterminer s'il existe des variations de mécanismes de rupture avec l'apparition du PLC. On vérifie que l'hypothèse du critère de rupture ductile de Rice et Tracey indépendant de la température ne convient pas pour prédire le creux de ductilité et de ténacité, même si le critère est identifié à partir de champs mécaniques incluant l'effet PLC. Des études micromécaniques sont réalisées afin de déterminer l'influence du vieillissement dynamique et du PLC sur les mécanismes de rupture. Les résultats des études précédentes sont appliqués à la prédiction de la rupture des éprouvettes AE4 et CT en fonction de la température.

1. Etude bibliographique

1.1 Introduction

Depuis les premières observations d'instabilités plastiques découvertes en 1842 par Piobert et al. (1842) puis en 1860 par Lüders (1860), le vieillissement par la déformation des métaux et des alliages est un sujet de recherche important. De nombreuses études ont été effectuées sur ce sujet en cherchant à comprendre les origines physiques du phénomène et ses conséquences mécaniques sur les matériaux. Etant donnée la complexité de ce phénomène et la documentation considérable le concernant, cette étude bibliographique a pour objectif de présenter les éléments fondamentaux du phénomène de vieillissement par la déformation des métaux et des alliages d'une manière synthétique. Elle comporte quatre parties :

1) Définition et caractéristiques du phénomène de vieillissement par la déformation : statique et dynamique.
2) Etude des localisations de déformations associées par la mesure de champs de température et de champs de déformation (méthode de corrélation d'images).
3) Modélisation et simulation de l'effet de PLC.
4) Effet du vieillissement dynamique sur la rupture ductile.

1.2 Vieillissement statique et dynamique

1.2.1 Introduction

La déformation plastique des solides cristallins a été très tôt reconnue comme hétérogène. Elle se produit généralement par formation et croissance de bandes de glissement. La distribution statistique des divers systèmes de glissement possibles, leur déclenchement dans un même cristal, et l'orientation des nombreux grains du corps d'une éprouvette, font que la déformation macroscopique observée reste généralement homogène.

Cependant, il existe des matériaux dans lesquels la déformation plastique apparaît hétérogène à l'échelle macroscopique (Piobert et al. 1842, Lüders 1860, Le Chatelier 1909, Portevin et Le Chatelier 1923). Les courbes de traction présentent des instabilités telles que des décrochements répétés (Figure 2) et toute la déformation semble confinée, à un instant donné, dans une bande de matière de quelques millimètres de largeur au plus, inclinée à 50° ou 60° par rapport à l'axe de sollicitation et se déplaçant le long du fût de l'éprouvette quand la déformation se poursuit. Ces phénomènes sont liés au vieillissement par la déformation (Cottrell 1953 et Baird 1973).

Le phénomène de vieillissement par la déformation est un phénomène commun dans les alliages contenant des solutés qui ségrègent autour des dislocations. D'après Baird (1973), il existe deux types de vieillissement par la déformation : le vieillissement statique qui a lieu après une déformation plastique préalable et s'observe lorsque l'on sollicite à nouveau le

matériau vieilli, et le vieillissement dynamique où le vieillissement est tellement rapide que le phénomène apparaît au cours de déformation, « sous déformation ».

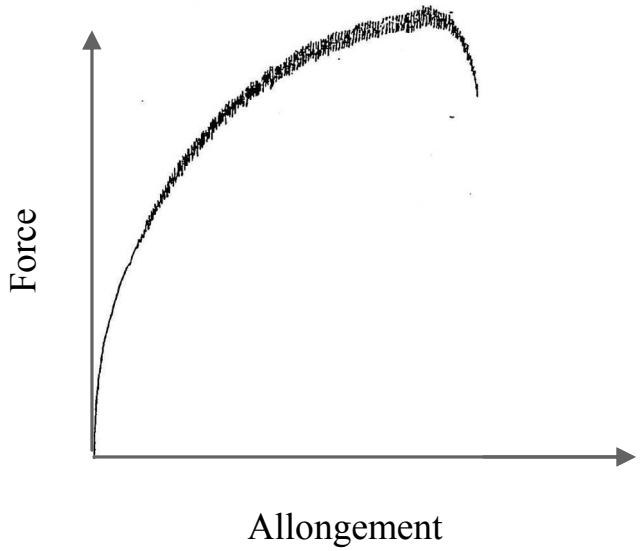


Figure 2 : Courbe force - allongement d'une éprouvette cylindrique en alliage Al-Cu-Mn (Portevin-Le Chatelier 1923).

Le mécanisme physique des vieillissements par la déformation dans les aciers ferritiques est l'interaction entre les dislocations et les solutés dans le réseau cristallin. Bien que l'interaction entre les dislocations et les 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 (SSA, Static Strain Ageing), le matériau écroui présente une certaine concentration initiale en dislocations. Après un temps suffisamment long, les solutés diffusent autour de ces dislocations, formant des atmosphères de Cottrell (1953), et provoquent leur ancrage. La remise en mouvement lors d'une prochaine sollicitation va alors nécessiter un effort plus important pour désancrer les dislocations, provoquant ainsi des changements de propriétés mécaniques et des instabilités de déformation plastique tels que le crochet de traction et le palier de Lüders.

En ce qui concerne le vieillissement dynamique (DSA pour Dynamic Strain Ageing), 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, plus exactement elle est du même ordre de grandeur que le temps d'attente des dislocations devant les obstacles. Une compétition de mobilité entre les dislocations et les solutés, qui se traduit par des phénomènes d'ancrages-désancrages successifs des dislocations, est à l'origine également 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 (Figure 3) (Kubin et Estrin 1985, Kubin et Estrin 1991, Benallal

et al. 2005). Cependant, le schéma présenté sur la Figure 3 reste discutable car le domaine de l'effet PLC est vraisemblablement ouvert pour les basses températures et les basses vitesses de déformation d'après Strudel (1979) et Lebyodkin et al. (2000). Les instabilités de PLC sont associées à une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation. Dans ce cas, la déformation plastique se localise en bandes associées aux chutes de contrainte sur la courbe contrainte/déformation (Chihab et al. 1987 et Shabadi et al. 2004). La Figure 4 montre schématiquement trois types de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation (S) pour un matériau purement plastique, un matériau visqueux classique et un matériau présentant une sensibilité négative.

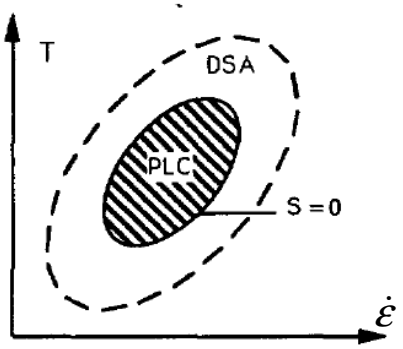


Figure 3 : Domaine DSA et domaine PLC sur le plan vitesse de déformation - température (Kubin et Estrin 1991).

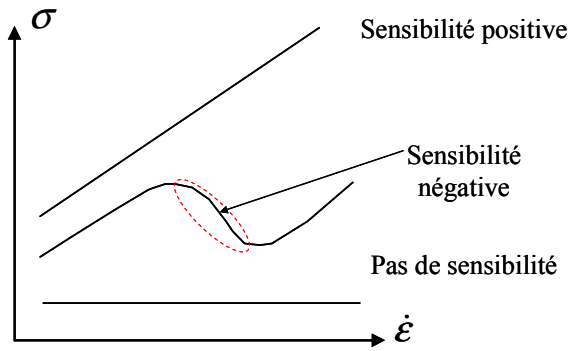


Figure 4 : Trois types de sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation pour un matériau purement plastique, un matériau visqueux classique et un matériau présentant une sensibilité négative.

1.2.2 Hétérogénéités de déformation plastique

On met aisément en évidence les instabilités de déformation plastique sur les courbes de traction uniaxiale contrainte/déformation des métaux impurs et d'alliages. Les premières instabilités plastiques sont découvertes en 1842 par Piobert puis en 1860 par Lüders, d'où le

nom de bandes de Piobert-Lüders. Les instabilités dues au vieillissement dynamique sont mises en évidence par Portevin et Le Châtelier (1923) dès 1923. De nombreux auteurs ont depuis largement décrit les deux types d'instabilités. Baird (1963) et Lacombe (1985) recensent notamment les travaux sur le sujet et résument les caractéristiques des hétérogénéités de déformation plastique.

Deux types principaux d'hétérogénéités de déformation plastique à l'échelle macroscopique sont mis en évidence sur les courbes de traction uniaxiale contrainte/déformation des métaux impurs et d'alliages.

1) Une chute brutale de la contrainte au-delà de la limite d'élasticité dite supérieure (Upper yield point) suivie de plusieurs décrochements successifs correspondant au passage d'une bande dite bande de Lüders. Ces hachures ont une amplitude plus ou moins grande dont la hauteur moyenne détermine une limite d'élasticité inférieure (Lower yield point) qui constitue ce que l'on a appelé le palier de Lüders (Figure 5). Ce phénomène s'observe souvent à la température ambiante sur les aciers doux à faible teneur en carbone, tels que les aciers au carbone manganèse (Belotteau et al. 2009).

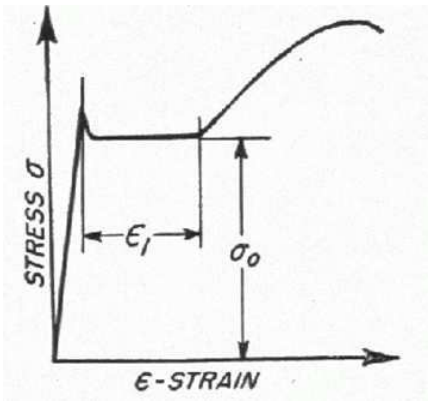


Figure 5 : Courbe de Traction d'un acier doux (Nadai 1950).

2) La courbe de déformation plastique peut présenter, soit une allure continue, soit, au-delà d'une certaine déformation critique, des décrochements successifs de plus ou moins grande amplitude suivant la température, la vitesse de traction, la composition et le traitement thermique de l'acier (Figure 6). 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 l'ambiante pour les alliages d'aluminium et entre 80 et 250°C pour les aciers ferritiques pour un domaine de vitesse de déformation donné ($10^{-5} < \dot{\varepsilon} < 10^{-2}\, s^{-1}$), et à plus haute température pour les aciers austénitiques.

On peut observer les deux types d'instabilités (Lüders et PLC) au cours d'un même essai comme sur la Figure 6.

Le phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC) est observé sur un grand nombre d'alliages contenant :

– soit des impuretés interstitielles (C, N, H) en particulier dans le fer, le niobium, le molybdène, le zirconium, le titane, le tantale, etc …

– soit des éléments à plus forte teneur en position substitutionnelle tels que les alliages à base d'aluminium (Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn, Al-Zn-Mg), à base de cuivre (Cu-Be) ainsi que les aciers inoxydables Fe-Ni-Cr-C ou les alliages à base de nickel.

Par la suite, nous nous intéressons au phénomène PLC en relation avec la courbe de traction.

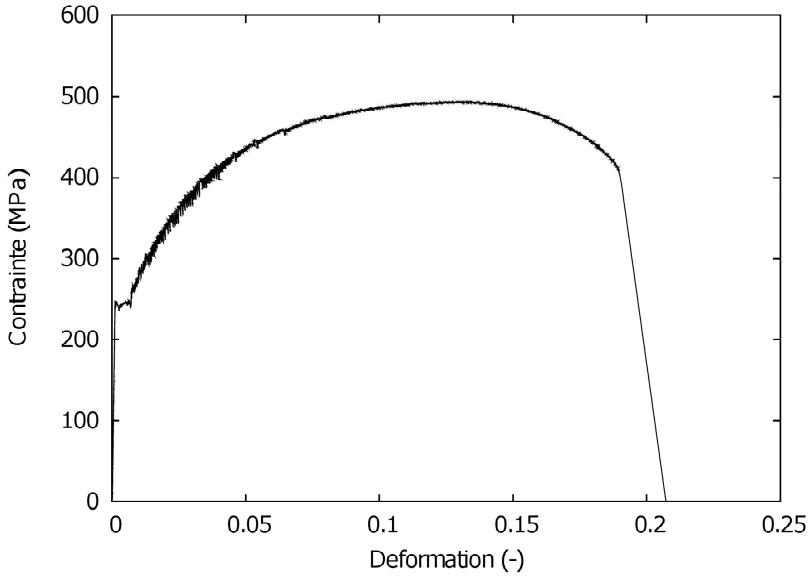


Figure 6 : Courbe de traction sur une éprouvette cylindrique d'un acier au C-Mn à 200°C et à $10^{-4}s^{-1}$ avec les instabilités de Portevin-Le Chatelier (Belotteau 2009).

1.2.3 Etude des courbes de traction

La forme des décrochements observés sur la courbe de traction dépend des paramètres suivants :

– le type de machine de traction (machine « dure » ou « molle »), ou plus exactement de la sollicitation imposée à l'éprouvette (force ou déplacement imposés),
– la température de l'essai de traction,
– la vitesse de déformation imposée à l'éprouvette de traction,
– la composition de l'alliage en éléments d'addition,
– la microstructure de l'alliage, en particulier la grosseur du grain.

D'une manière générale, les essais de traction sont effectués sur une machine « dure » de traction de rigidité quasi-infinie, soit à une vitesse de déformation globale constante imposée $\dot{\varepsilon}$ = constante. En d'autres termes, la traverse de la machine qui applique à l'éprouvette de traction une contrainte croissante se déplace à une vitesse constante imposée. Si l'éprouvette à un instant de l'essai ne se déforme pas plastiquement, le déplacement de la traverse impose une déformation élastique à l'éprouvette. Au moment où une ou plusieurs bandes de localisation de déformation (bandes de PLC) se forment, l'éprouvette s'allonge beaucoup plus vite que ne l'imposerait le déplacement de la traverse car la vitesse de déformation plastique dans ces bandes est beaucoup plus élevée que celle créée par le déplacement de la traverse.

Cela provoque la brusque chute de contrainte à laquelle est soumise l'éprouvette et le décrochement typique de l'effet PLC. Puis, à nouveau le processus se reproduit, provoquant l'apparition de décrochements successifs sur la courbe de traction.

Globalement, il existe différentes formes de décrochements sur les courbes de traction (Figure 7) qui sont fonctions de la température de l'essai de traction sur une machine « dure » :

Type A : ce type de décrochement est caractérisé par une augmentation soudaine de la contrainte suivie d'une chute brutale avant de remonter à une valeur moyenne, légèrement croissante au cours de la déformation. Ces oscillations sont peu fréquentes et ont une amplitude faible. Elles sont caractéristiques des plus basses températures ou des plus grandes vitesses de déformation. Dans ce mode de déformation, on observe des bandes qui s'amorcent toujours près du même congé de l'éprouvette et se propagent d'une manière continue jusqu'au congé opposé.

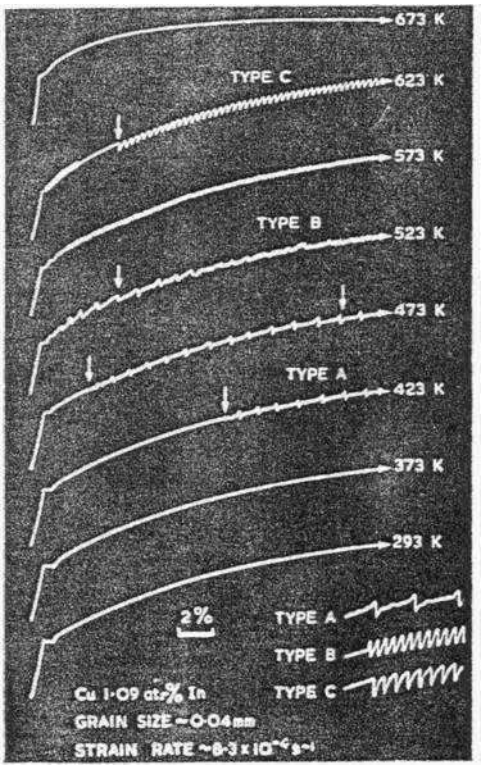


Figure 7 : Courbes schématiques contrainte-déformation montrant la variation de formes des décrochements (types A, B, C avec la température croissante d'un alliage Cu-In) (Strudel 1979).

Type B : ce type de décrochements apparaît aux températures plus élevées ou aux vitesses plus faibles. Il fait souvent suite au type A lorsque la déformation augmente. La contrainte monte au-dessus du niveau moyen puis tombe brutalement au-dessous du seuil de propagation de la bande. La machine charge à nouveau l'éprouvette. Ces oscillations sont assez fréquentes et ont une amplitude plus importante par rapport au type A. Les bandes se forment au niveau des congés et se propagent par saccades le long de l'éprouvette.

Type C : dans ce type, il semble que les décrochements se situent au-dessous de la valeur moyenne de la contrainte. L'éprouvette se décharge brutalement et se recharge progressivement. C'est le mode observé aux plus hautes températures ou aux plus faibles vitesses de déformation. Les décrochements sont assez fréquents et leurs amplitudes sont plus grandes que le type B. Les bandes de déformation naissent et disparaissent d'une manière aléatoire en tout point du corps de l'éprouvette. Il n'y a pas de propagation de bandes dans ce type.

Les trois types A, B, C apparaissent dans l'ordre des températures croissantes. Cela est en accord avec les travaux de Ranc et Wagner (2007) qui montrent que lorsque la vitesse de déformation augmente (le temps d'attente des dislocations devant les obstacles diminue) ou la température diminue (les mobilités des solutés diminuent), les types des bandes évoluent du type C au type B et puis au type A. C'est seulement aux plus hautes températures que la courbe de traction reprend une forme lisse. En effet, aux températures suffisamment élevées, le matériau entre dans un état d'ancrage : les dislocations se déplacent tout en « trainant » les solutés. Ainsi, aucune chute de contrainte ne s'observe sur la courbe contrainte/déformation.

En général, l'effet d'un accroissement de la vitesse de déformation joue un rôle équivalent à celui d'une faible diminution de la température, ce que représente schématiquement la Figure 8, où est porté le logarithme de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ en fonction de l'inverse de la température absolue. Cette figure révèle deux caractéristiques du phénomène PLC qui devront être prises en compte dans l'interprétation théorique du phénomène en termes d'interaction entre atomes de soluté et dislocations créées et mises en mouvement par la contrainte croissante. Ces caractéristiques sont les suivantes :

– le phénomène PLC n'apparaît que dans un certain intervalle de température dont la largeur diminue avec la vitesse de traction croissante ;

– le phénomène PLC ne débute qu'à partir d'une température d'autant plus élevée que la vitesse de traction est plus grande.

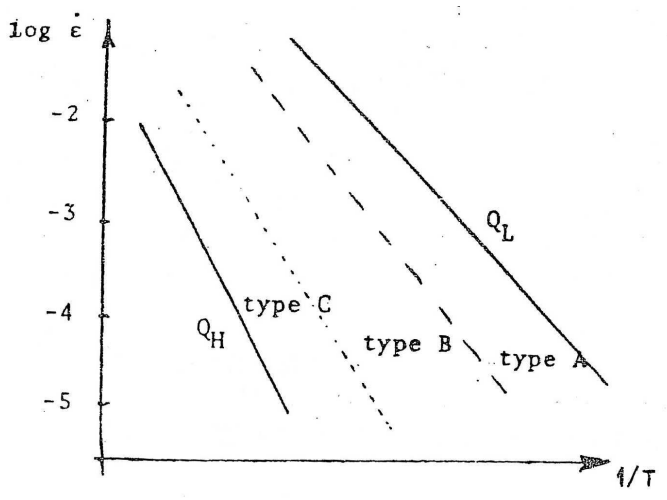


Figure 8 : Représentation schématique des données de température où apparaissent les trois types A, B, C de décrochements dus à l'effort PLC en fonction du logarithme de la vitesse de traction (Strudel 1979).

Ait-Amokhtar et al. (2006 a) ont fait une étude sur les trois types de bandes : A, B et C. Ils ont réalisé un test de saut de vitesse de déformation sur une plaque mince d'un alliage Al-4,5 % Mg sur une machine dure à température ambiante. Les sauts de vitesse de déformation ont été réalisés dans l'ordre suivant : de $10^{-2}s^{-1}$ à $1{,}9.10^{-5}s^{-1}$ et puis à $1{,}2.10^{-3}s^{-1}$ (Figure 9).

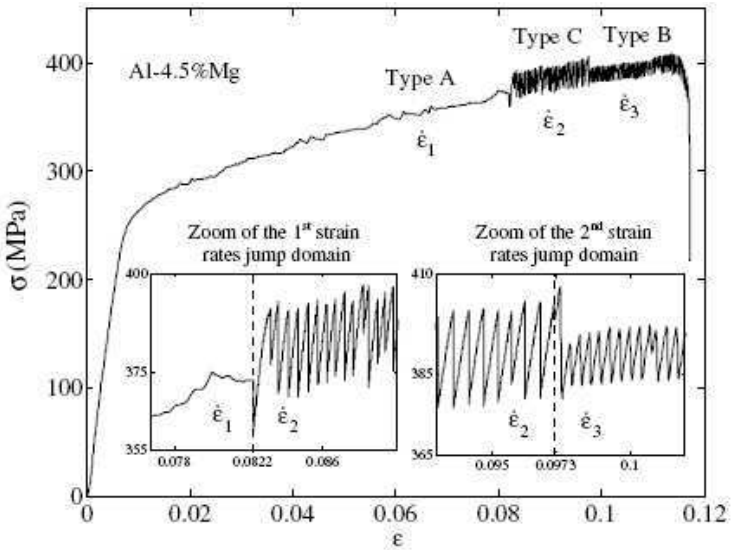


Figure 9 : Courbe de traction du test de saut de vitesse de déformation de $10^{-2}s^{-1}$ à $1{,}9.10^{-5}s^{-1}$ et puis à $1{,}2.10^{-3}s^{-1}$. Le test a montré la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation et les trois types d'instabilités PLC (Ait-Amokhtar et al. 2006 a).

Sur la courbe, on constate que les oscillations de type A sont très faibles par rapport aux types B et C. D'un autre côté, les décrochements de type C sont plus marqués que le type B. Le niveau supérieur de la contrainte d'écoulement diminue quand on augmente la vitesse de déformation. Le niveau inférieur des décrochements diminue quand on baisse la vitesse de déformation.

Dans le cas d'une machine « molle » de traction :

Une machine molle est telle que la contrainte appliquée croît au cours du temps, soit à vitesse imposée ($d\sigma/dt$ = constante), soit par paliers successifs de valeur constante. Dans ce cas, se développe un seul type de décrochements caractérisé par des accroissements brutaux de contrainte suivis de paliers où l'allongement de l'éprouvette augmente sous contrainte constante. La longueur des paliers horizontaux augmente avec la déformation croissante de l'éprouvette (Figure 10).

1.3 Etude des bandes de localisation de déformation

1.3.1 Introduction

Récemment, de nouvelles méthodes expérimentales ont été développées pour étudier les localisations de déformation liées au vieillissement sous déformation. Entre autres, on peut

citer, la méthode de corrélation d'image et les mesures thermiques. L'étude locale des bandes de déformation permet d'obtenir l'intensité de la déformation portée par la bande, leur vitesse de déplacement et de déformation. On peut alors relier ces mesures locales aux aspects macroscopiques apparaissant sur la courbe de traction. Cette étude locale est réalisée, soit directement par la corrélation d'images, soit indirectement par la mesure de la dissipation mécanique sous forme de chaleur. Ces études sont réalisées à température ambiante sur des alliages d'Al pour le PLC ou sur de l'acier pour les localisations de type Lüders.

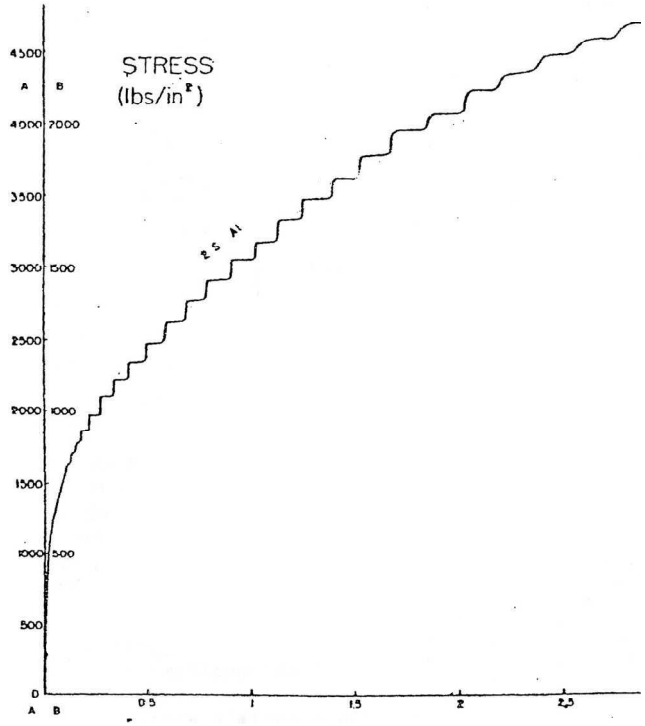


Figure 10 : Courbe d'un essai de traction à vitesse de contrainte imposée d'un alliage d'Aluminium (en % massique : 99,2 Al – 0,14 Cu – 0,5 Fe – 0,1 Zn) à 20 °C (Lacombe 1985).

1.3.2 Mesure de champs de température

La déformation plastique est accompagnée par la dissipation d'énergie mécanique sous forme de chaleur. Pour observer la localisation de déformation dans les bandes de PLC, on peut utiliser un pyromètre couplé avec une caméra infrarouge.

1) Etude des bandes de PLC

Ranc et Wagner (2005) ont utilisé cet outil pour étudier les bandes de PLC sur un alliage Al-4 % massique Cu pendant un essai de traction à température ambiante. Cet outil permet de visualiser la formation des bandes de déformation plastique et de quantifier leur vitesse apparente. A l'aide de ces données thermiques, on peut aussi déterminer les caractéristiques des bandes : l'orientation, la largeur et l'espace entre deux bandes.

Les enregistrements de température aux points A, B, C (Figure 11) montrent une augmentation brutale de température quand une bande passe par les points de mesure. Cela

signifie qu'il y a une augmentation de déformation plastique sur ces points-là. La Figure 12 montre la formation d'une nouvelle bande qui représente une chute de contrainte ou un décrochement. Ranc et Wagner (2005) ont montré que la propagation des bandes localisées dans la direction axiale était discontinue mais régulière : chaque nouvelle bande apparaît au devant de la bande précédente et ainsi de suite jusqu'à ce que l'extrémité opposée de l'éprouvette soit atteinte (bandes de type B). La vitesse apparente des bandes a été mesurée. Elle diminue avec le niveau de déformation : plus le niveau de déformation est élevé, plus la vitesse des bandes est faible.

Dans les travaux de Ranc et Wagner (2007), une étude approfondie a été effectuée sur les trois types de bande A, B et C de l'alliage Al-4 % massique Cu à température ambiante à l'aide de la pyrométrie infrarouge. Les caractéristiques des bandes ont été mesurées : la largeur, l'angle d'orientation, l'incrément de déformation plastique portée dans une bande, le temps écoulé pendant la formation d'une bande, le temps écoulé entre la formation de bandes successives, la vitesse de propagation des bandes et l'espace entre deux bandes consécutives, etc.

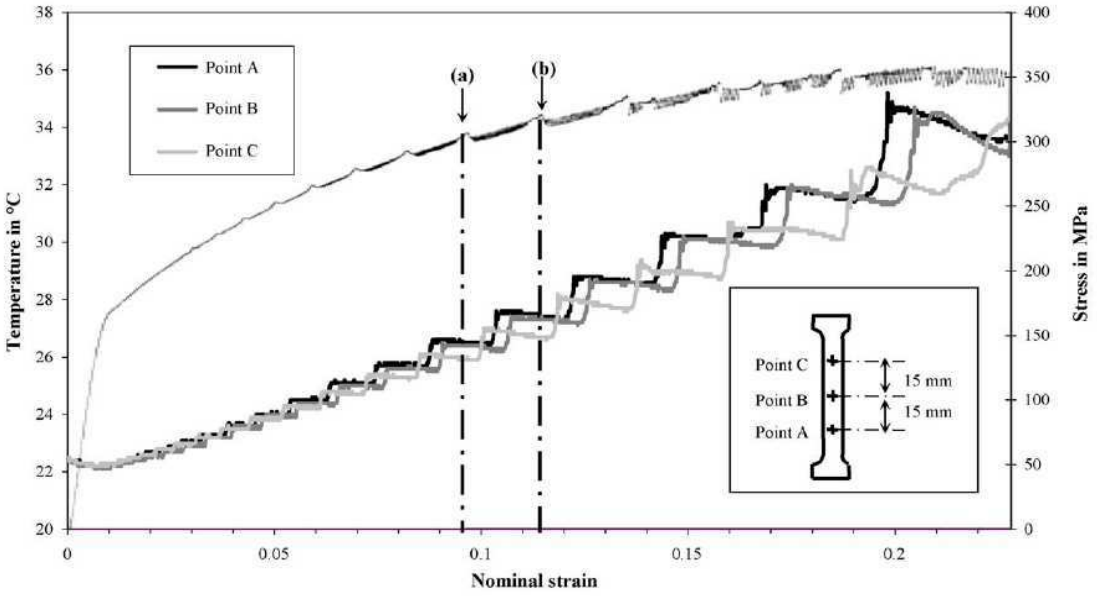


Figure 11 : Courbe contrainte - déformation et l'évolution de température (Rang et Wagner 2005).

La Figure 13 représente l'évolution de température au centre de deux bandes du type B consécutives pendant un essai de traction. Ces courbes ont permis de mesurer le temps nécessaire à la formation d'une bande t_f et le temps écoulé entre la formation de deux bandes consécutives. Le temps de formation pour la première et seconde bande est estimé à $7{,}8 \pm 1{,}6$ ms et $6{,}3 \pm 1{,}6$ ms respectivement. Le temps écoulé entre la formation de ces deux bandes est environ $51{,}7 \pm 1{,}6$ ms.

L'angle de la bande par rapport à l'axe de traction est $61 \pm 1°$. La largeur de bande d et la distance entre deux bandes δ sont de $2{,}9 \pm 0{,}15$ *mm* et $1{,}4 \pm 0{,}15$ *mm* respectivement. La vitesse de propagation apparente de bande a été aussi mesurée et est égale à environ 27 mm/s.

Par ailleurs, la déformation plastique (estimée sous l'hypothèse d'une déformation adiabatique) portée dans une bande est environ 0,615 ± 0,015 %.

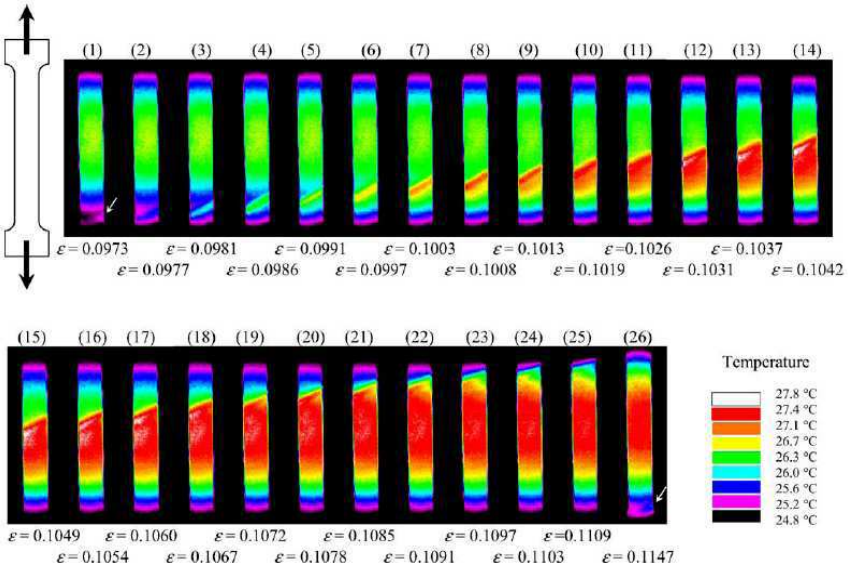


Figure 12 : Thermographies de l'éprouvette de traction (Ranc et Wagner 2005).

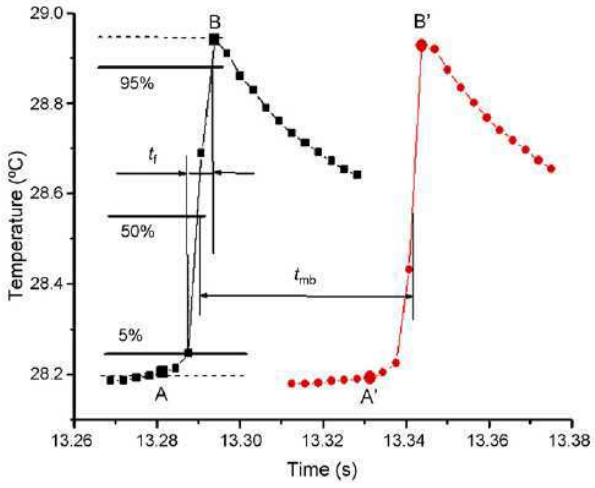


Figure 13 : Evolution de température au centre de deux bandes du type B consécutives pendant un essai de traction à $1{,}19.10^{-2}s^{-1}$ (Ranc et Wagner 2007).

Ranc et Wagner (2007) ont montré que la déformation plastique portée dans une bande augmente quand la déformation globale augmente. Cela est en accord avec les résultats de Benallal et al. (2008) qui ont mis en évidence le même fait par des jauges de déformations sur leurs éprouvettes. Ranc et Wagner (2007) ont également mis en évidence notamment une augmentation du temps écoulé entre la formation de deux bandes consécutives et une diminution du temps de formation d'une bande quand la déformation globale augmente.

2) Etude des bandes de Lüders

A l'aide une caméra infrarouge, Louche et Chrysochoos (2001) ont effectué une étude sur les bandes de Lüders pendant des essais de traction simple à déplacement imposé sur des

éprouvettes plates d'un acier S355MC. En mettant en parallèle les échauffements obtenus, l'axe longitudinal de l'éprouvette et la courbe de traction en fonction du temps, ils ont associé la bande de localisation aux instabilités sur la courbe afin de suivre le parcours de la bande. Dans l'exemple de la Figure 14, on observe que, pendant le palier de Lüders, la bande s'amorce dans le bas de l'éprouvette pour terminer dans la partie supérieure. Ils ont mis en évidence des sources de chaleur (dissipation) liées à des bandes de Lüders et ces sources de chaleur prennent une forme de vague propageant le long de l'éprouvette à une vitesse constante (Figure 15). Cela correspond au fait que la déformation se produit au front de bande.

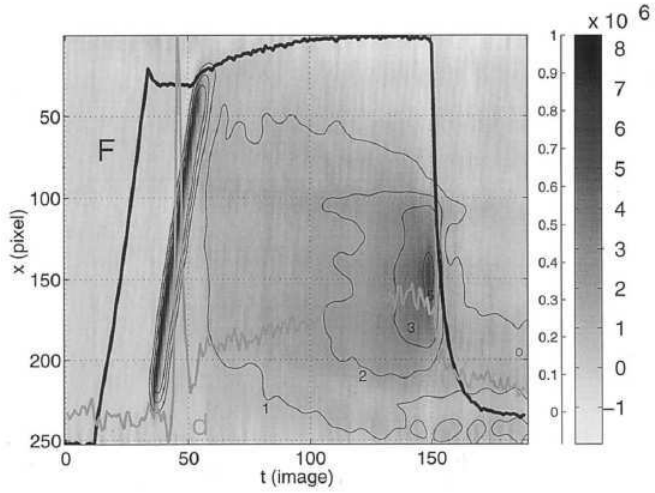


Figure 14 : Etude d'une éprouvette d'un acier S355MC testée à une vitesse de déformation de 0,15 mm s^{-1} en présence de l'effet de Lüders par thermographie infrarouge. Image du fond : variation spatiotemporelle du profil de source de chaleur dans le sens longitudinal de l'éprouvette. Courbes superposées : évolutions de la charge *F* et des sources de chaleur S, normalisées par leurs valeurs maximales (Louche et Chrysochoos 2001).

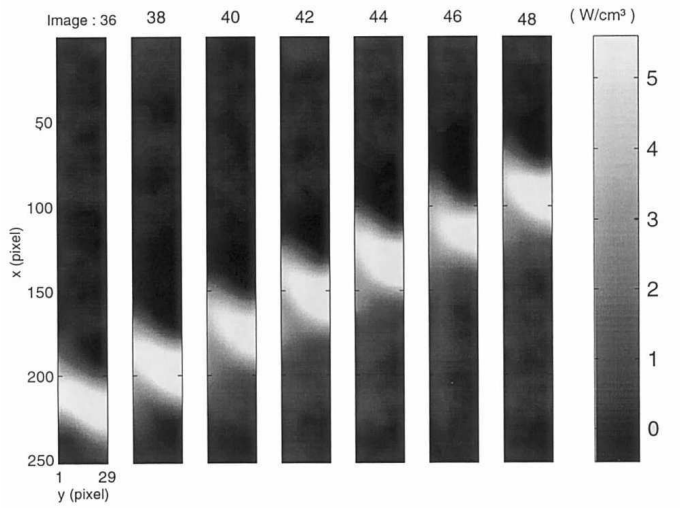


Figure 15 : Source de chaleur (puissance thermique par unité de volume) liée à la dissipation au front d'une bande de Lüders (Louche et Chrysochoos 2001).

1.3.3 Méthode de corrélation d'image (DIC)

La méthode de corrélation d'image (Digital Image Correlation (DIC)) est une méthode de mesure de déformation sans contact. Cette méthode a été largement utilisée récemment (Ait-Amokhatar et al. 2006 a, Halim et al. 2007, Benallal et al. 2008). On peut obtenir le champ de déformation d'une éprouvette en traitant deux images qui sont prises à deux instants successifs.

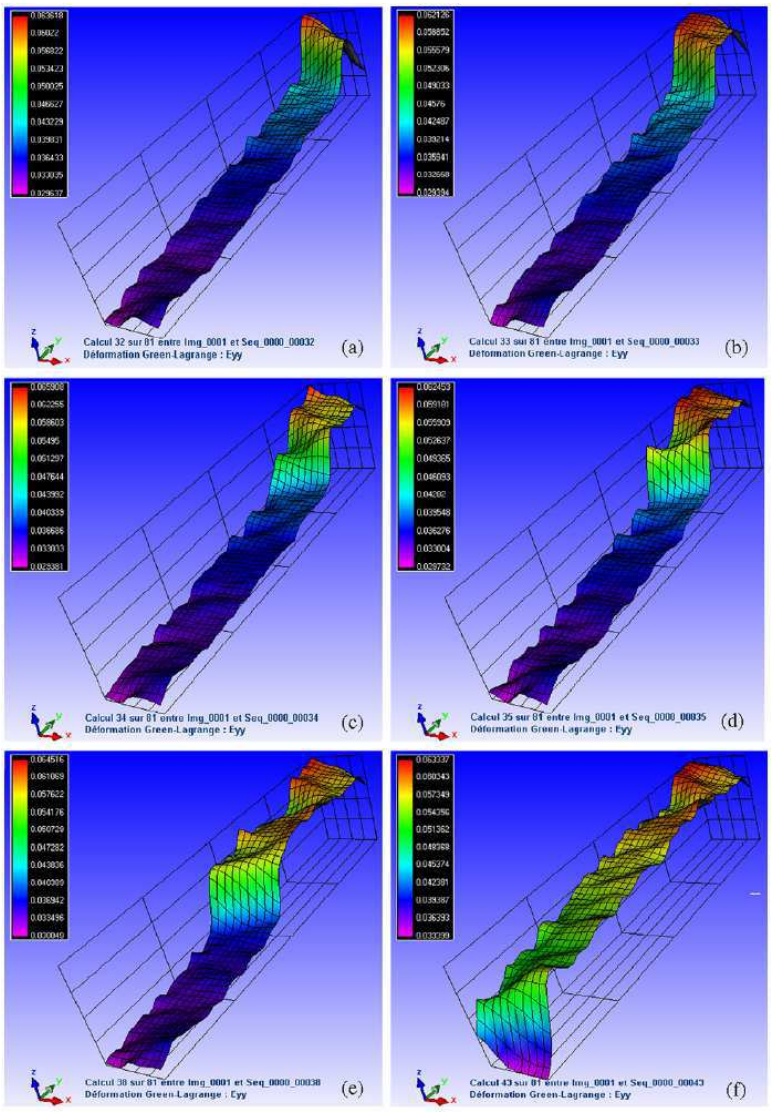


Figure 16 : Champ de déformation longitudinal E_{yy} pour l'essai de traction de l'alliage Al-4,5 % Mg à la vitesse de déformation de $1{,}6.10^{-4}s^{-1}$. Le plan de l'éprouvette déformée est indiqué par xy et z indique les déformations longitudinales (Ait-Amokhatar et al. 2006 a).

1) Etude des bandes de PLC

Dans les travaux d'Ait-Amokhatar et al. (2006 a), les phénomènes PLC ont été étudiés en faisant une mesure 2D du champ de déplacements à l'aide de la corrélation d'image. Le champ de déformation obtenu a mis en évidence la germination et le mouvement des bandes PLC

d'une manière quantitative. La déformation portée par la bande, la largeur et la vitesse des bandes PLC ont été mesurées. Les effets de déformation et la vitesse de déformation ont été étudiés. Le matériau étudié est un alliage Al-4,5 % massique Mg. L'éprouvette étudiée est une plaque mince.

Le champ de déformation longitudinale illustré sur la Figure 16, obtenu par la méthode DIC montre la progression de localisations de déformation d'une extrémité de l'éprouvette à l'autre. Ces localisations ont des formes de bandes inclinées par rapport à l'axe de traction. Elles sont accompagnées de chutes de contrainte sur la courbe de traction contrainte-déformation et d'émissions acoustiques intenses audibles.

Le champ de déformation (Figure 16) montre la régularité spatiale des bandes du type B. Chaque chute de contrainte sur la courbe contrainte-déformation correspond à l'amorçage d'une bande au devant de la bande précédente. Les bandes produisent le même incrément de déformation. La succession des bandes ressemble à la propagation d'une seule bande.

La déformation dans une bande active n'est pas uniforme mais plutôt maximum au centre de la bande. L'apparition des bandes est accompagnée de la diminution des déformations dans le reste de l'éprouvette déformée.

La Figure 17 représente la déformation longitudinale locale en un point en fonction du temps dans la zone analysée de l'éprouvette. L'éprouvette est localement soumise à des déformations intenses localisées au temps de 320s, 500s et 640s (indiqués par les flèches). Les incréments de déformations longitudinales et les amplitudes des chutes de contraintes correspondantes augmentent avec l'augmentation du niveau de déformation globale, ce qui a été confirmé par Halim et al. (2007). En effet, cela pourrait s'expliquer par le fait que le nombre de dislocations intervenant dans la formation des bandes augmente avec la déformation globale. La pente de la ligne indiquée sur la Figure 17 représente la vitesse de déformation plastique locale moyenne, qui est égale à celle imposée sur l'éprouvette. La vitesse de déformation locale dans la bande active, représentée par la pente des incréments de déformation, dépasse largement la vitesse de déformation imposée sur l'éprouvette. Ces résultats sont cohérents avec ceux obtenus par la mesure de dissipation mécanique (voir paragraphe précédent). Par ailleurs, on note que les incréments de déformation sont sensiblement les mêmes dans les différentes études (entre 0,1 % et 1 %).

Ait-Amokhtar et al. (2006 a) ont montré que les bandes se déplacent à une vitesse constante moyenne. Par contre, l'écrouissage réduit la vitesse de propagation de bandes avec l'augmentation du niveau de déformation. A température ambiante, dans le domaine de vitesses de déformation de type A et B, la vitesse de propagation des bandes PLC augmente avec la vitesse de déformation. Par ailleurs, la largeur et l'orientation des bandes par rapport à l'axe de traction ont été également mesurées par la DIC. Les résultats montrent que la largeur des bandes augmente avec la vitesse de déformation et l'orientation des bandes varie entre 53° et 64°.

Halim et al. (2007) ont trouvé que l'amplitude des décrochements sur la courbe de traction d'un AA5754 augmente pour les vitesses de déformation décroissantes (Figure 18). Ce constat est expliqué par le fait qu'une décroissance de la vitesse de déformation provoque une croissance du temps d'attente des dislocations devant les obstacles. Cela provoque

l'augmentation de l'amplitude de chute de contrainte. A une vitesse de déformation constante, l'amplitude des décrochements augmente progressivement avec la déformation globale croissante et sature finalement à grande déformation. Cela signifie une augmentation de l'effet DSA due à la croissance de la densité de dislocations quand la déformation globale augmente. Ceci est en accord avec l'explication de Kubin et Estrin (1991) sur l'incrément élémentaire de déformation plastique ω obtenu quand toutes les dislocations mobiles effectuent un désancrage.

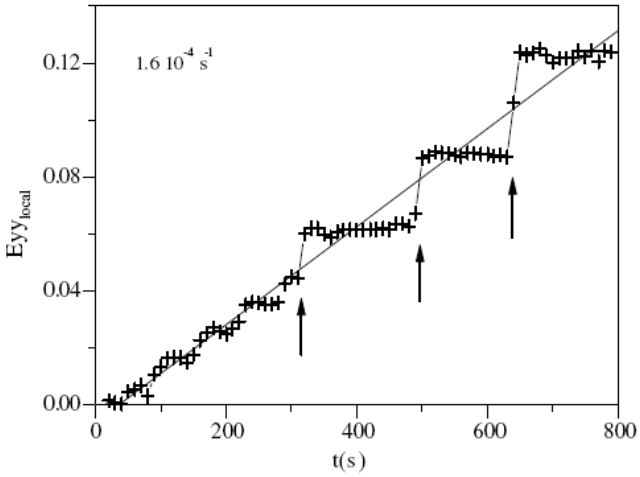


Figure 17 : Déformation longitudinale locale en fonction du temps sur un point à la vitesse de déformation de 1,6.10^{-4}s^{-1} pour l'alliage Al-4,5 % Mg (Ait-Amokhatar 2006 a).

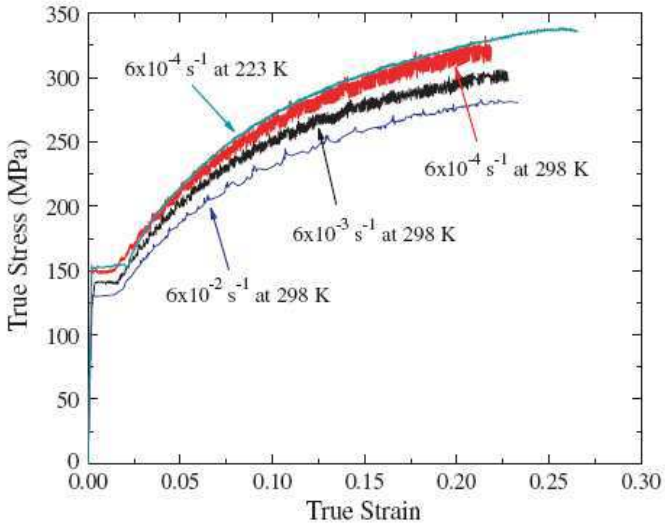


Figure 18 : Courbes rationnelles de l'alliage AA5754 à différentes vitesses de déformation et températures (Halim et al. 2007).

La Figure 19 représente les cartes de déformation obtenues par DIC pendant un essai à température ambiante. D'après les auteurs, ces cartes représentent les caractéristiques des bandes PLC du type B car ces bandes de déformations s'amorcent sur des sites aléatoires et se propagent sur une distance courte d'une manière discontinue. De multiples bandes

apparaissent simultanément à différentes positions le long de la zone utile de l'éprouvette à des angles qui varient entre 55° et 60° par rapport à l'axe de traction. Cependant, d'après de nombreux auteurs, tels que Strudel (1979) et Lacombe (1985), les caractéristiques de ces bandes PLC correspondent plutôt aux bandes du type C, ce qui est confirmé par Ranc et Wagner (2007) qui ont mis en évidence les mêmes types de bandes par la mesure de champs de température.

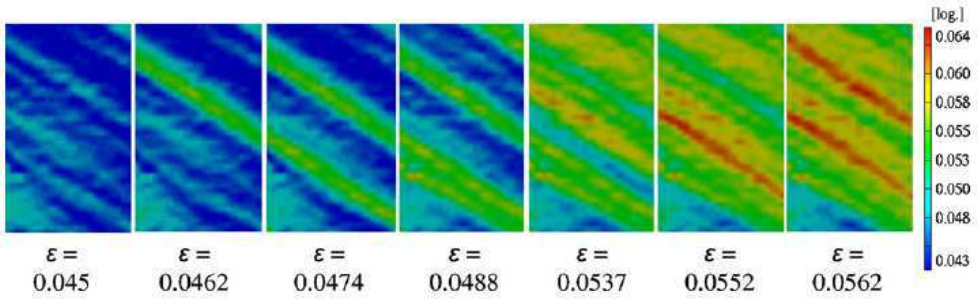


Figure 19 : Cartes de déformations de l'éprouvette AA5754 testée à une vitesse de déformation de $6.10^{-4}s^{-1}$ à température ambiante (Halim et al. 2007).

L'influence d'une déformation préalable sur les caractéristiques des bandes PLC a été aussi étudiée dans les travaux de Halim et al. (2007). Il s'agit de déformer l'éprouvette préalablement jusqu'à une déformation globale donnée à une température (223 K) à laquelle il n'y a pas d'effet PLC à la même vitesse de déformation. Puis, une fois que l'éprouvette est déchargée, elle est rechargée immédiatement à la température ambiante où elle présente l'effet PLC. Les auteurs constatent que le déclenchement aléatoire des bandes de déformation n'est plus observé sur les éprouvettes déformées préalablement et que la propagation d'une seule bande de déformation devient dominante (Figure 20). En revanche, l'angle d'orientation de la bande par rapport à l'axe de traction n'est pas affecté. Ce résultat est cohérent avec le fait que l'angle de la bande est un effet de structure (McClintock et Argon 1966).

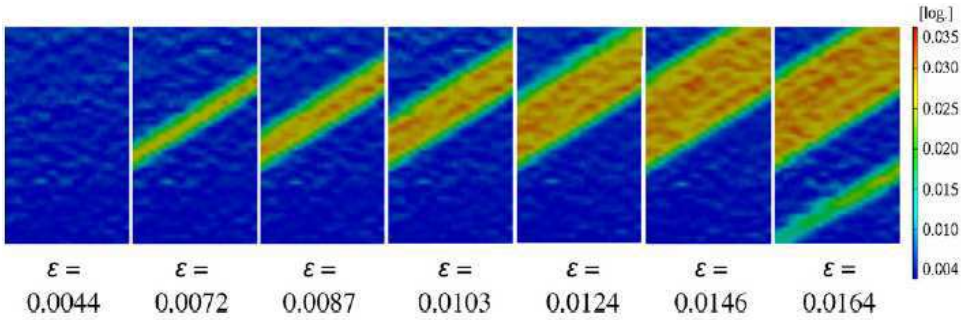


Figure 20 : Cartes de déformations d'une éprouvette déformée préalablement à une vitesse de déformation de $6.10^{-4}s^{-1}$ (Halim et al. 2007).

Dans les travaux de Zdunek et al. (2008), le développement des bandes de déformations liées aux décrochements est observé pendant un essai de traction d'un alliage aluminium 5182 (Al-4,5 Mg-0,7 Mn) à température ambiante. La Figure 21 montre une bande PLC qui

s'incline à 60° par rapport à l'axe de traction se développe et la déformation portée dans cette bande atteint rapidement la valeur maximale. Après cette période, la croissance de la déformation portée dans la bande devient beaucoup moins importante.

2) Etude des bandes de Lüders

Dans les travaux de Wattrisse et al. (2001), les caractéristiques du champ de déformations d'une bande de Lüders en cours de propagation ont été étudiées à l'aide de la méthode de corrélation d'image (DIC). Cette étude a été menée pendant un essai de traction sur une plaque d'un acier SOLDUR 355 à température ambiante.

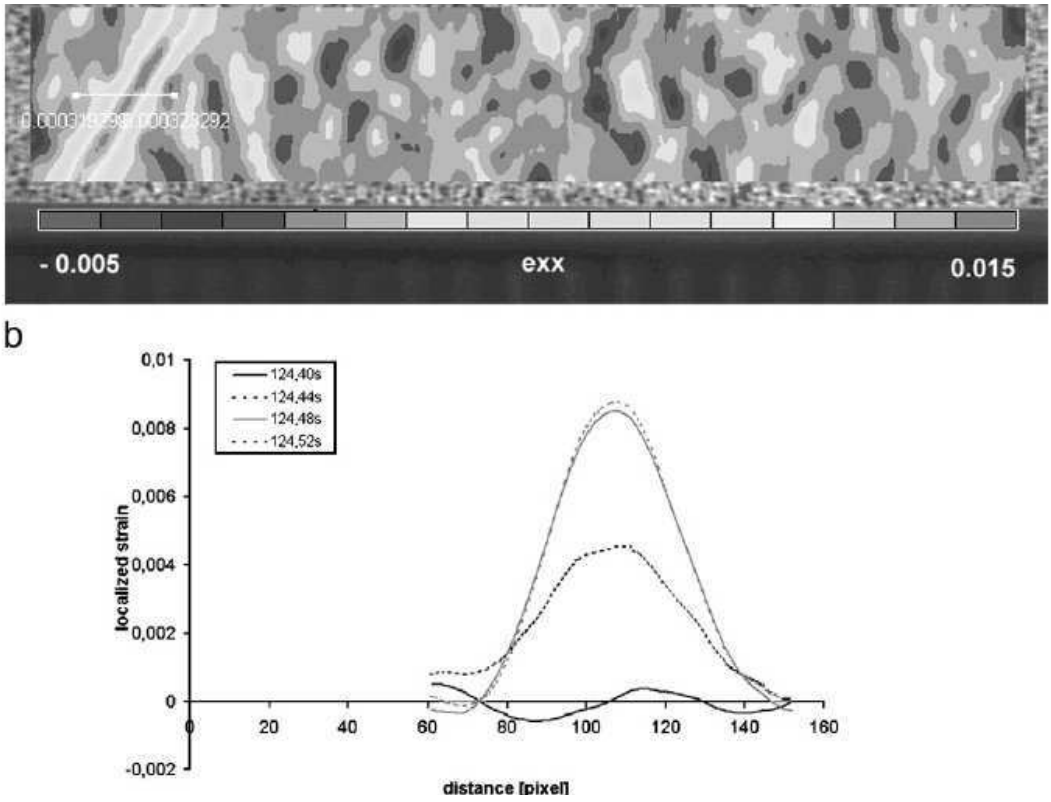


Figure 21 : Développement d'une seule bande de PLC (la ligne blanche de la carte d'iso-contours de la déformation axiale indique l'axe de l'élongation) (Zdunek et al. 2008).

La Figure 22 montre que deux bandes apparaissent tandis que la structure est encore dans un état de chargement élastique. Elles se forment sur le côté gauche en haut et en bas de l'éprouvette et envahissent progressivement la largeur de la plaque. La bande en haut se développe plus rapidement alors que la bande en bas arrête de se propager. Une fois que la bande en haut a envahi toute la largeur de l'éprouvette, elle commence à se propager sur l'axe de traction.

Wattrisse et al. (2001) ont trouvé que dans les zones en dehors de la bande de Lüders, la vitesse de déformation est égale approximativement à 0 et que la bande se propage à une vitesse constante le long de l'axe de l'éprouvette. L'angle entre la bande et l'axe de traction est proche de 70°. La Figure 23 représente la répartition des trois composantes du tenseur des déformations de Hencky pour un état de chargement qui correspond approximativement au

milieu du palier de Lüders. On constate que le glissement reste négligeable, ce qui signifie que l'éprouvette reste dans un état de traction pure. L'angle de la bande et l'état de traction simple trouvés par Wattrisse et al. (2001) sont en adéquation avec l'étude théorique de la localisation dans une éprouvette plate (voir par exemple McClintock et Argon, 1966).

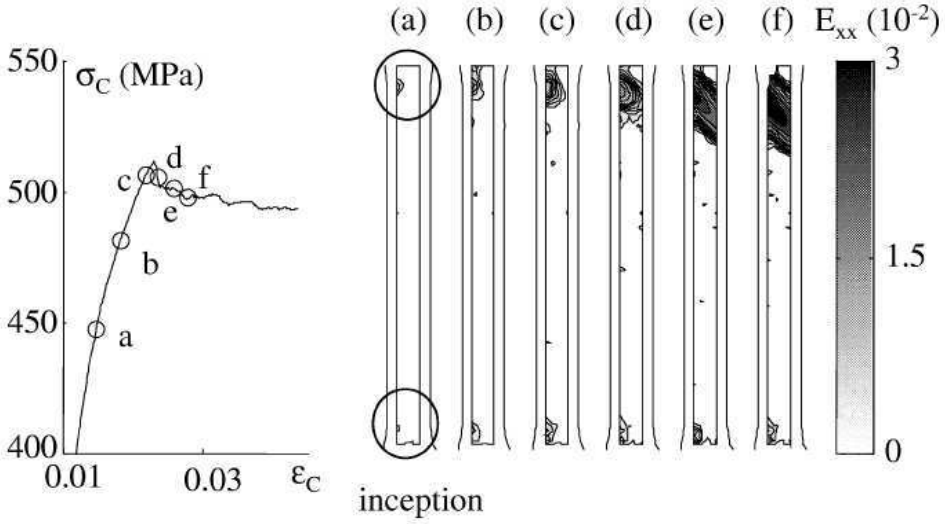


Figure 22 : Propagation transversale de deux bandes de Lüders : la répartition de la déformation Lagrangienne axiale E_{XX} pour différents états de chargement pendant un essai de traction sur une plaque d'un acier SOLDUR 355 à température ambiante (Wattrisse et al. 2001).

1.4 Modélisation de l'effet PLC

1.4.1 Modèles de vieillissement

Des modèles ont été proposés afin de représenter les mécanismes physiques du vieillissement et d'expliquer les anomalies mesurées telles que la sensibilité négative à la vitesse de déformation. Cela nécessite la description correcte de l'interaction des solutés avec les dislocations. D'une manière générale, il existe deux types de modèles.

En 1953, le premier modèle de vieillissement a été proposé par Cottrell (1953) et puis rapporté par Friedel (1967). Ce modèle est basé sur l'hypothèse que les solutés mobiles interagissent par diffusion en volume à travers les lacunes avec les dislocations : les dislocations se déplacent en trainant des nuages de Cottrell formés par les solutés. Le modèle permet de prédire d'une manière qualitative la dépendance du déclenchement des instabilités de déformation plastique à la température et à la vitesse de déformation. Toutefois, ce modèle présente des limites car le mouvement des dislocations est discontinu à cause des obstacles tels que les dislocations de la forêt. Ce modèle a également des difficultés à prédire correctement la déformation critique à laquelle les instabilités de déformation plastique apparaissent sur la courbe de traction. De plus, ce modèle ne permet pas de prédire l'effet de composition chimique sur la déformation critique ou plus généralement sur le vieillissement dynamique.

Compte-tenu des limites du modèle de Cottrell (1953), de nouveaux modèles ont été proposés afin de mieux représenter les phénomènes de vieillissement, entre autres, le modèle de Van den Beukel (1975), le modèle de Van den Beukel et Kocks (1982) et le modèle d'Estrin et Kubin (1989).

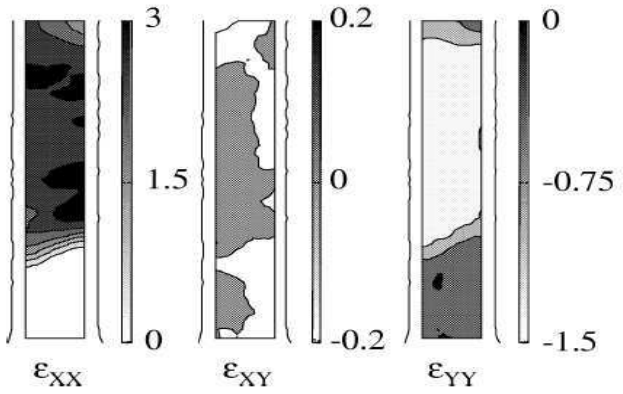


Figure 23 : Composantes ε_{xx} , ε_{xy} et ε_{yy} du tenseur de déformation de Hencky pendant la propagation d'une bande de Lüders (Wattrisse et al. 2001).

Les nouveaux modèles proposés sont tous basés sur le principe qu'en général, le mouvement des dislocations est discontinu sur les plans de glissement avec un temps d'attente t_w devant les obstacles avant de surmonter ces obstacles. Après avoir surmonté les obstacles, les dislocations vont « sauter » à une vitesse très élevée aux obstacles suivants. Le « temps de vol » entre les obstacles est négligeable. La diffusion des solutés vers les dislocations pendant le temps d'attente des dislocations t_w augmente la résistance des obstacles. Ainsi, le désancrage des dislocations nécessite une augmentation de la charge, d'où les décrochements de PLC sur la courbe de traction. Le désancrage des dislocations est à l'origine de la localisation de la déformation sous forme de bandes de PLC.

En 1975, van den Beukel (1975) a proposé un modèle en partant du fait que la concentration des solutés autour des dislocations mobiles dépend du temps d'attente et du coefficient de diffusion des solutés. Ce concept est développé afin de permettre de représenter la dépendance de la contrainte à la vitesse de déformation, la déformation et la température en présence du vieillissement dynamique et de donner un critère pour le déclenchement des instabilités de PLC. Il suppose que la distance moyenne entre les obstacles (dislocations de la forêt) est constante.

Un modèle des dislocations surmontant les obstacles par l'action combinée de la contrainte effective et l'activation thermique donne la relation suivante concernant la vitesse de déformation :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(-\frac{H}{kT}\right), \text{ avec } H = H\left(\sigma_e, c\right), \quad c = c\left(Dt_w\right) \tag{1-1}$$

$\dot{\varepsilon}_0$: une constante.

H : enthalpie d'activation.

σ_e : contrainte effective.

c : concentration des solutés autour des dislocations mobiles.

D : diffusivité des solutés.
t_w : temps d'attente des dislocations mobiles devant les obstacles.

L'évolution du temps d'attente t_w est donnée par l'équation suivante :

$$t_w = \frac{\rho_m b l}{\dot{\varepsilon}}, \quad \rho_m = \varepsilon^{\beta} \tag{1-2}$$

ρ_m : densité des dislocations mobiles.
b : vecteur de Burgers.
l : distance entre les obstacles.
β : un paramètre.

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

$$D \sim C_v . \exp\left(\frac{-Q_m}{kT}\right), \quad C_v \sim \varepsilon^m \tag{1-3}$$

Q_m : énergie de migration des lacunes.
m : un paramètre.

A partir de ces relations, on obtient l'expression de la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation :

$$S = \frac{\Delta\sigma}{\Delta \ln \dot{\varepsilon}} = \frac{kT}{V}\left(1 - \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^{2/3(m+\beta)}\right) \tag{1-4}$$

Ce modèle permet de décrire la déformation critique ε_0 à laquelle les instabilités de PLC apparaissent. Dans ce modèle, le critère pour le déclenchement des instabilités de PLC est : la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation devient négative, conformément aux idées présentées par Sleeswyk (1958) et Penning (1972). Cependant, il 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 justifiée dans le cas des aciers au carbone-manganèse dont les solutés sont interstitiels car elle s'applique plutôt aux atomes substitutionnels.

En 1982, van den Beukel et Kocks (1982) ont repris le modèle précédent en décomposant la contrainte d'écoulement en deux contributions :

$$\sigma = \sigma_f + \sigma_d \tag{1-5}$$

σ_f : contrainte de friction due à l'interaction solutés – dislocations.
σ_d : contrainte de durcissement due à l'interaction dislocations mobiles – dislocations de la forêt.

La première composante σ_f est supposée être indépendante de la déformation et la seconde σ_d indépendante de la concentration des solutés. La sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation comporte deux contributions :

$S_f = \frac{\partial \sigma_f}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}$: sensibilité de la contrainte de friction à la vitesse de déformation.

$S_d = \frac{\partial \sigma_d}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}$: sensibilité de la contrainte de durcissement à la vitesse de déformation.

Le vieillissement dynamique affecte ces deux composantes dans le cas général. 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 de la contrainte à la vitesse de déformation de la forme :

$$S = S_f = S_{f_0} - k_1.\sigma_d^{2/3 \cdot m_0} \qquad (1\text{-}6)$$

S_{f0} : sensibilité instantanée en absence du vieillissement dynamique.
k_1 et m_0 : deux coefficients.

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

En 1989, Estrin et Kubin (1989) ont proposé un autre modèle. Ils ont dissocié les évolutions des densités de dislocations mobiles et de dislocations de la forêt pour mieux représenter le phénomène de PLC. La Figure 24 représente schématiquement les mécanismes mis en jeu dans ce modèle.

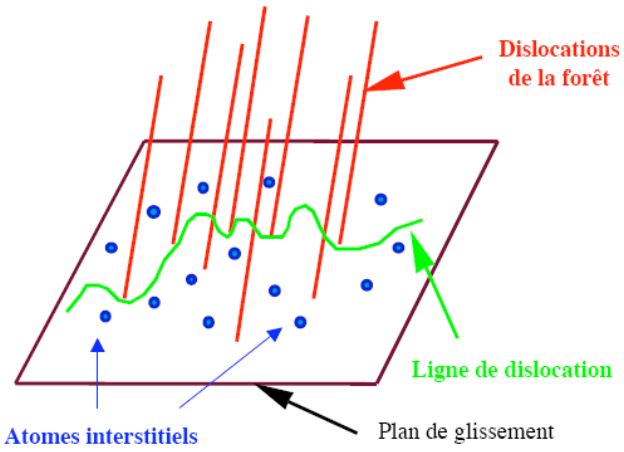


Figure 24 : Mécanismes du vieillissement d'après le modèle de vieillissement d'Estrin – Kubin (1989).

Dans ce modèle, les solutés diffusent au voisinage des dislocations mobiles arrêtées temporairement par des obstacles (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 de cette interaction entre les dislocations mobiles et les dislocations de la forêt. Ainsi, l'amplitude de la déformation élémentaire pour un saut d'obstacle dépend de la déformation.

A faible déformation plastique, la densité des dislocations mobiles augmente plus rapidement que la densité des dislocations de la forêt. En revanche, à des déformations plastiques élevées, la densité des dislocations mobiles sature tandis que la densité des dislocations de la forêt augmente rapidement à son tour puis sature également. Ainsi, la

déformation élémentaire ω augmente rapidement à faibles déformations plastiques à partir d'une valeur initiale, atteint une valeur maximale et décroît avec la déformation d'une manière asymptotique jusqu'à une valeur saturée. L'évolution de la déformation incrémentale ω est représentée sur la Figure 25.

La sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation est de la forme suivante :

$$S = S_0 + S_{ageing} = S_0 + \frac{d\sigma_f}{d\ln\dot{\varepsilon}} = S_0 - \frac{d\sigma_f}{d\ln t_w} \quad (1\text{-}7)$$

S_0 : sensibilité liée à l'activation thermique en absence du vieillissement dynamique.

σ_f : contrainte de friction

Une fonction de durcissement a été introduite afin de traduire la saturation du durcissement pour les temps de vieillissement élevés :

$$\sigma_f = \sigma_{f_0}.\left[1-\exp(-X)\right] \quad (1\text{-}8)$$

σ_{f0} : valeur maximale du durcissement lié au vieillissement dynamique.

Le terme X est défini par la relation :

$$X = \left(\frac{t_w}{\tau_0}\right)^{2/3} = \left(\frac{\omega}{\dot{\varepsilon}.\tau_0}\right)^{2/3}, \text{ avec } \quad t_w = \frac{\omega}{\dot{\varepsilon}} \quad (1\text{-}9)$$

Le terme τ_0 est le temps de relaxation associé à la diffusion des atomes en solution :

$$\tau_0 = (KD)^{-1}\left(\frac{C_m}{C_0}\right)^{3/2} \quad (1\text{-}10)$$

C_m : valeur saturée de la concentration des solutés autour des dislocations mobiles.

C_0 : concentration des solutés dans le volume loin des dislocations mobiles arrêtées.

D : diffusivité des solutés.

K : constante représentant l'énergie de liaison soluté – dislocation.

La sensibilité à la vitesse s'exprime alors de la façon suivante :

$$S = S_0 - \frac{2}{3}\sigma_{f0}.X.\exp(-X) \quad (1\text{-}11)$$

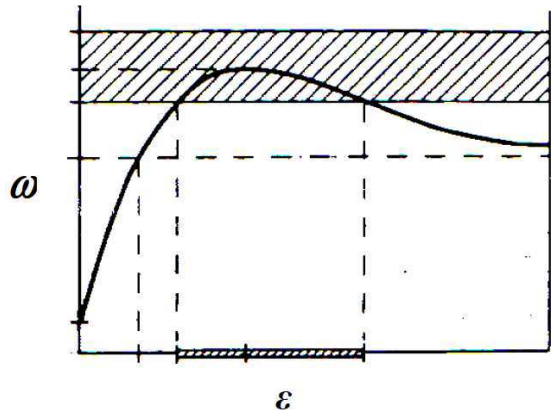


Figure 25 : Evolution de ω en fonction de la déformation ε (Estrin et Kubin 1989).

D'après ce modèle, l'évolution de la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation en fonction de la déformation passe par un minimum. Une augmentation de la température a bien le même effet sur la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation *S*, qu'une diminution de la vitesse de déformation, conformément aux observations expérimentales.

1.4.2 Simulations numériques du vieillissement sous déformation

Des simulations numériques des phénomènes de vieillissement par la méthode des éléments finis ont été proposées dans la littérature malgré la complexité des phénomènes. Les difficultés de ce genre de modèles comportent deux aspects :

1) représentation de l'effet de structure du problème mécanique tel que les bandes de déformation localisée sur une éprouvette de traction.

2) prise en compte des aspects physiques et métallurgiques du vieillissement tels que la notion d'ancrage et désancrage des dislocations.

De plus, l'introduction des mécanismes physiques dans la loi de comportement numérique doit permettre de simuler les instabilités de Lüders comme celles de PLC. De ce fait, les modèles doivent aussi être capables de bien rendre compte de la dépendance du vieillissement, statique comme dynamique, à la fois à la température et à la vitesse de déformation. Cela introduit une difficulté de plus.

Il existe deux types de lois de comportement numériques :

1) Lois phénoménologiques telles que la loi proposée par Tsukahara et Iung (1998) qui sont capables de reproduire numériquement l'effet du vieillissement statique : le palier de Lüders et la sur-contrainte qui le précède observés lors des essais de traction (voir Benallal et al. 2006 pour le PLC).

2) Lois physiques

La première étude de l'effet de PLC par la modélisation numérique a été effectuée par McCormick (1988 a). Il a montré que les caractéristiques principales des instabilités de PLC pouvaient être simulées en discrétisant une éprouvette de traction en un nombre représentatif de tronçons et en résolvant simultanément les équations de la loi de comportement dans chaque tronçon tout en imposant la vitesse de chargement constante.

En 1995, McCormick et Ling (1995) ont introduit tous les ingrédients du modèle de vieillissement dynamique développé par McCormick (1988), Estrin et McCormick (1991) et McCormick et Estrin (1991) dans un modèle numérique. Ils ont discrétisé une éprouvette de section circulaire en 250 tronçons. Ils ont réussi à simuler les caractéristiques typiques de l'effet de PLC, entre autres, des instabilités de PLC de type A et B (Figure 26), l'effet de la vitesse de déformation et la température sur la déformation critique ε_c, les modes de propagation des bandes.

Zhang et al. (2001) ont repris le modèle de McCormick (1988), Estrin et McCormick (1991) et McCormick et Estrin (1991). Ils ont implanté ce modèle dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS. Le modèle a été adapté afin de permettre de réaliser des simulations 3D du phénomène de PLC. Le modèle adapté est un modèle élasto-viscoplastique. En

discrétisant beaucoup plus finement les géométries modélisées, ils ont réussi à simuler les caractéristiques du phénomène de PLC par la méthode des éléments finis, c'est-à-dire les décrochements sur les courbes contrainte/déformation et les bandes de localisation de déformation propageant le long des géométries. Des bandes de PLC sous forme conique (Figure 27) ont été simulées sur une géométrie axisymétrique lisse pour la première fois.

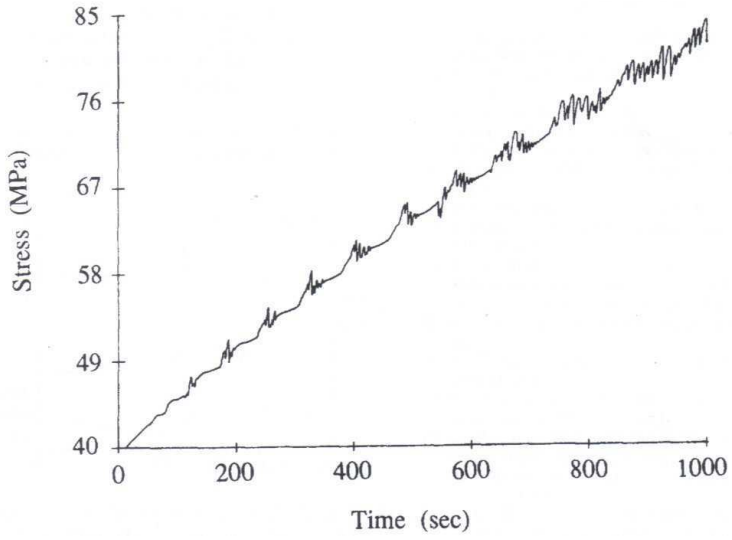


Figure 26 : Transition des décrochements de PLC du type A au type B sur la courbe contrainte – temps simulée à $10^{-4}s^{-1}$ (McCormick et Ling 1995).

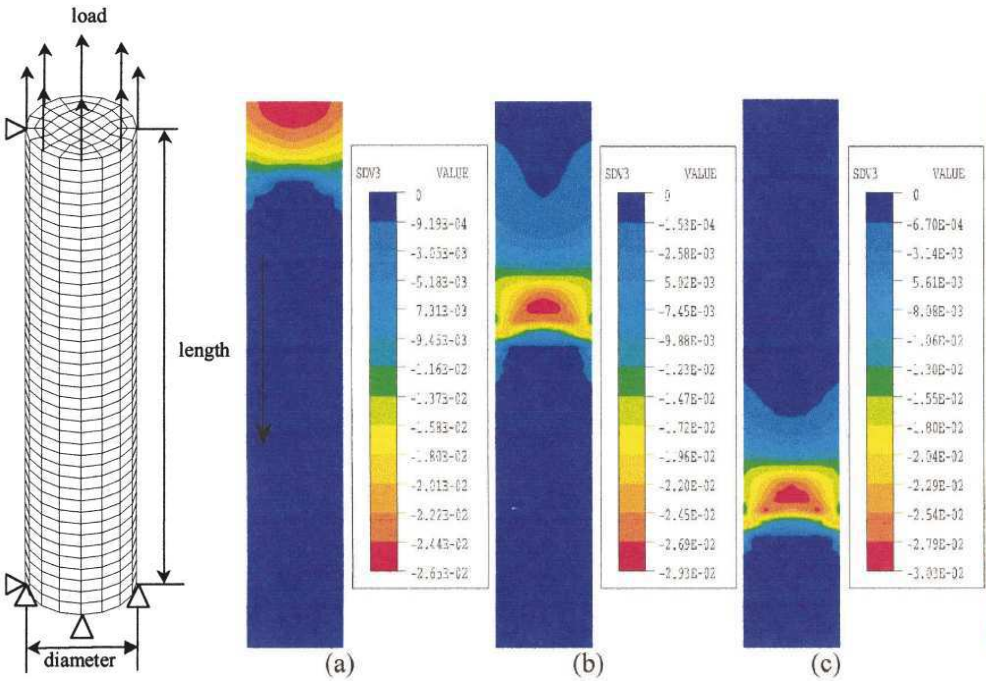


Figure 27 : Géométrie axisymétrique modélisée et bandes de la vitesse de déformation localisée (bandes de PLC) sous forme conique à la vitesse de déformation imposée de 0,002 s^{-1} (Zhang et al. 2001).

Plus récemment, Graff (2006) a reformulé le modèle de Zhang et al. (2001). Elle a choisi une loi élasto-viscoplastique thermiquement activée décrite dans le chapitre suivant.

Ce modèle introduit le vieillissement par l'intermédiaire d'un terme d'écrouissage isotrope dépendant d'une variable interne : le temps de vieillissement t_a. Le terme de vieillissement permet de simuler la contrainte d'ancrage, à l'aide des équations phénoménologiques inspirées de McCormick :

$$R_a\left(p,t_a\right) = P_1 C_s\left(p,t_a\right) \text{ ; avec } C_s\left(p,t_a\right) = C_m\left(1-exp\left(-P_2 p^{\alpha} {t_a}^n\right)\right) \tag{1-12}$$

Le terme R_a représente le durcissement apporté par le vieillissement (statique ou dynamique). Il dépend des variables internes p, la déformation plastique équivalente cumulée, et t_a, le temps de vieillissement (ageing 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, tandis qu'une situation totalement désancrée se traduit par C_s = 0. La variable C_m est la concentration maximale qui est égale à 1.

La fraction 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 :

$$\dot{t}_a = \frac{t_w - t_a}{t_w} \quad \text{avec} \quad t_w = \frac{\omega}{\dot{p}} \quad t_a\left(t=0\right) = t_{a_0} \tag{1-13}$$

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.

Cette loi de comportement permet de simuler non seulement les phénomènes de PLC mais les phénomènes de Lüders en introduisant une valeur initiale du temps de vieillissement t_{a0} suffisamment grande.

Avec ce modèle, Graff et al. (2004) a réussi à simuler des bandes de PLC qui correspondent aux bandes de déformation de localisation observées sur une éprouvette entaillée (Figure 28). On constate que deux ou plusieurs bandes se forment dans l'entaille et sortent de l'entaille conformément à l'essai.

En 2005, Benallal et al. (2006) ont pris un modèle phénoménologique proposé par Penning (1972) pour simuler le vieillissement dynamique. En définissant des lois d'écrouissage pour différentes vitesses de déformation, ils ont modélisé la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, ce qui leur a permis de reproduire des bandes de PLC. Un an plus tard, Hopperstad et al. (2007) a utilisé le même modèle pour étudier la striction sous l'effet de PLC. Cependant, ce modèle s'applique en conditions isothermes et ne prend pas en compte les phénomènes thermiquement activés propres au vieillissement dynamique.

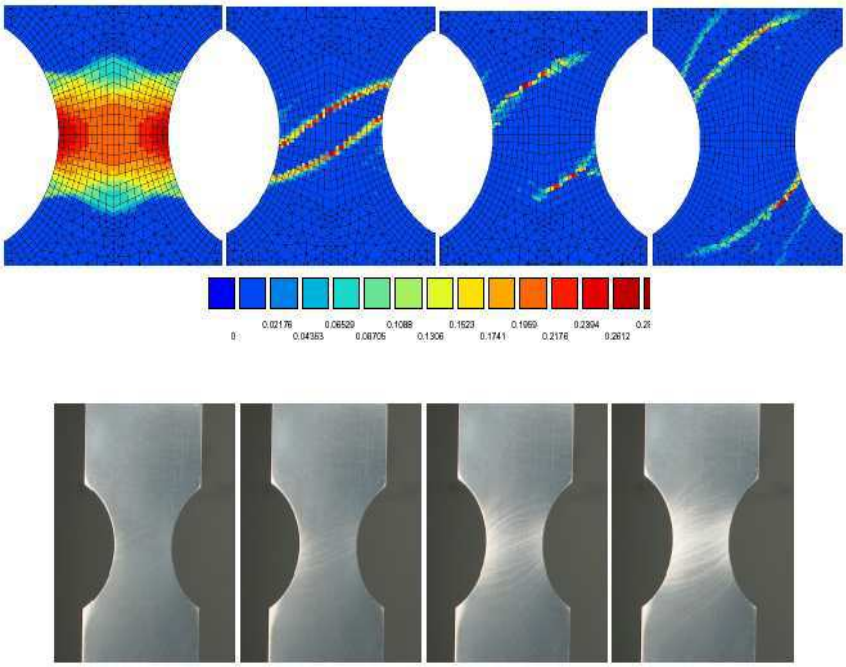


Figure 28 : Bandes de PLC simulées sur une éprouvette entaillée - comparaison à l'expérience sur un alliage aluminium (Graff et al. 2004).

En reprenant la loi de Graff (2004), Belotteau (2007) a identifié les paramètres du modèle tout en prenant en compte la dépendance des paramètres à la température dans une large gamme de température de 20°C à 350°C. Chaque température correspond à un jeu de paramètres. Au total, 7 jeux de paramètres correspondant à 7 températures ont été identifiés, mais sous la condition que ces paramètres évoluent de façon monotone avec la température sauf le paramètre Q dû au durcissement lié au vieillissement dynamique. Avec ces paramètres, elle a réussi à simuler correctement les phénomènes de Lüders et de PLC en 2D sur la géométrie axisymétrique lisse et la géométrie CT. La Figure 29 montre la comparaison entre le calcul et l'essai à 20 °C en présence du vieillissement statique. On constate une bonne reproduction de la zone de plasticité observée dans l'essai par le calcul. La Figure 30 représente les iso-valeurs de la déformation plastique cumulée et de la vitesse de déformation plastique cumulée correspondante d'une simulation réalisée à 200 °C en déformations planes. On voit bien des bandes de PLC.

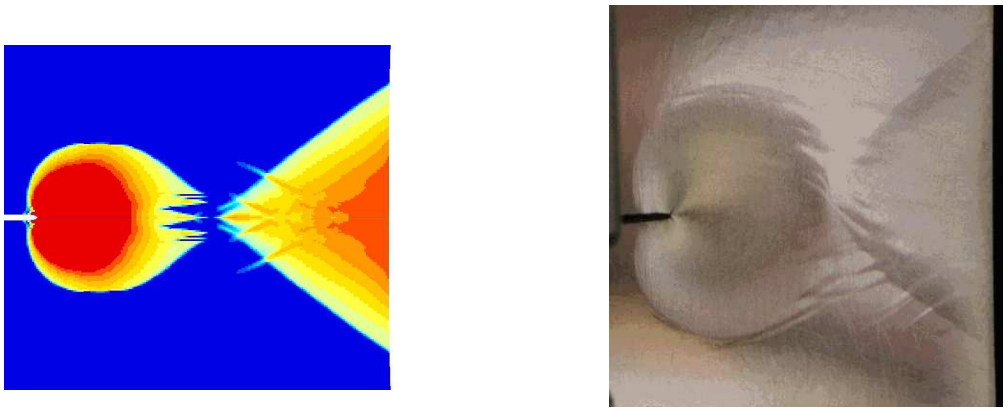
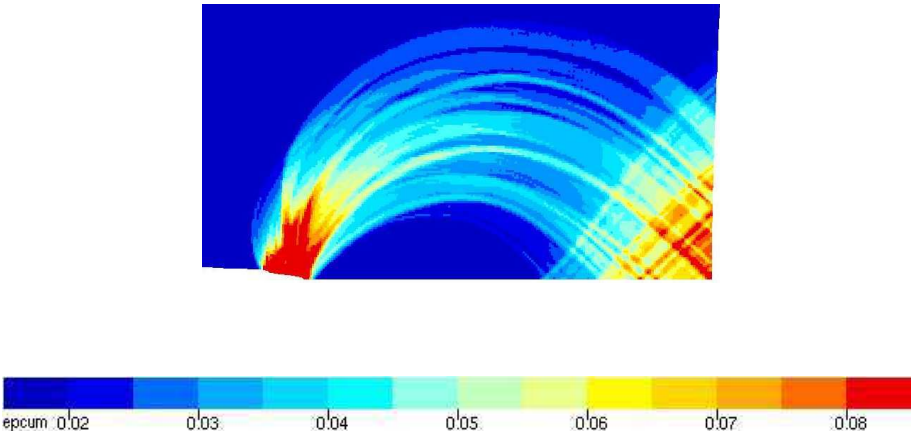
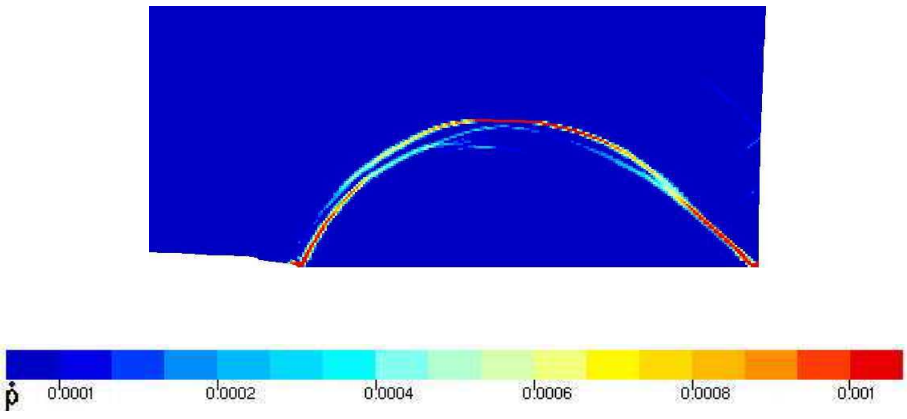


Figure 29 : Plasticité observée lors de l'essai sur CT5 à 20 °C en présence du vieillissement statique – comparaison calcul-expérience en avant d'une pointe de fissure (Belotteau 2007).



(a)



(b)

Figure 30 : Iso-valeurs de la déformation plastique cumulée (a) et de la vitesse de déformation plastique cumulée correspondante (b) à 200 °C en déformations planes en avant d'une pointe de fissure (Belotteau 2007).

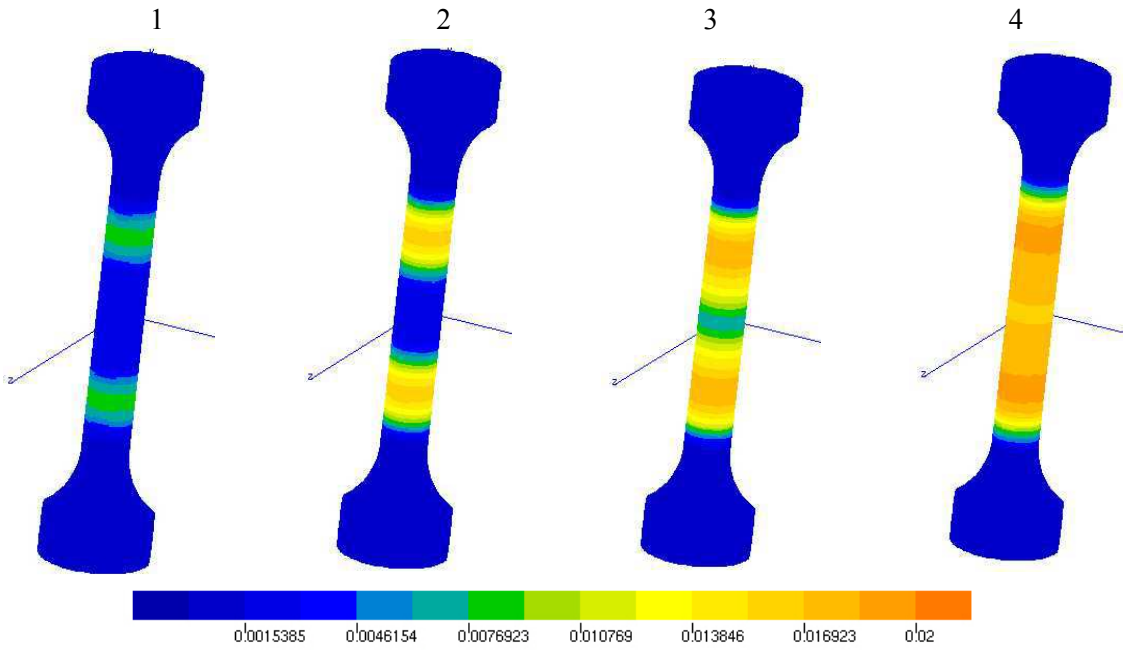


Figure 31 : Bandes de Lüders simulées en 3D à 20°C. Cartes de déformation plastique cumulée (Belotteau 2007).

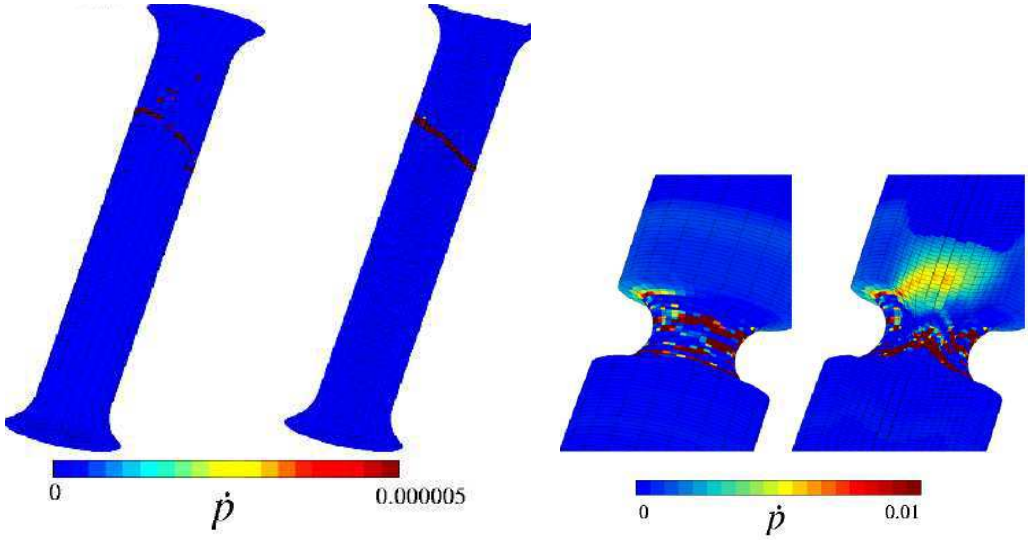


Figure 32 : Iso-valeurs de la vitesse de déformation plastique cumulée à $10^{-6}s^{-1}$ et 500 °C d'une géométrie axisymétrique lisse (a) et d'une géométrie entaillée (b) (Mazière et al. 2010).

Elle a également réussi à simuler des bandes de localisation de déformation dues au vieillissement statique et au vieillissement dynamique sur une éprouvette cylindrique modélisée en 3D. La Figure 31 montre les iso-valeurs de la déformation plastique cumulée d'un calcul sur une géométrie axisymétrique lisse à 20°C où le vieillissement statique est présent sur le matériau. On constate deux bandes de Lüders sur la géométrie. Cependant, les bandes sont horizontales. Cela n'est pas conforme aux observations expérimentales qui ont

révélé des bandes de Lüders inclinées sur une éprouvette lisse cylindrique du même matériau dans les mêmes conditions (Belotteau 2009). Pour les températures élevées en présence du phénomène de PLC, les bandes de PLC sont également horizontales et peu localisées (les bandes sont diffuses) comme ce qui a été montré par Zhang et al. (2001) et par Benallal et al. (2008). De plus, l'effet de PLC n'a pas pu être reproduit dans les éprouvettes entaillées aussi bien en 2D qu'en 3D. Elle a proposé d'améliorer certains paramètres, entre autres, les paramètres liés à la contrainte visqueuse afin de résoudre ces problèmes.

En prenant le même modèle de vieillissement que Belotteau (2007), Mazière (2007) a réussi à simuler des bandes de PLC inclinées et plus localisées sur une géométrie cylindrique lisse (Figure 32 (a)) d'un superalliage à base nickel - Udimet720. Il a également pu simuler des bandes de PLC sur une géométrie entaillée (Figure 32 (b)).

1.5 Influence du vieillissement dynamique sur la rupture ductile

1.5.1 Mécanismes de la rupture ductile

La rupture des métaux ductiles est souvent caractérisée par la germination, la croissance et la coalescence des cavités microscopiques (Figure 33) qui se forment à partir des inclusions et des particules de seconde phase (Puttick 1959, Rogers 1960, Beachem 1963, Gurland et Plateau 1963).

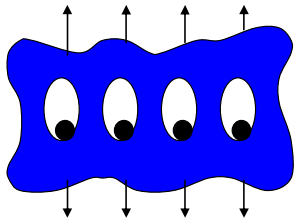


Figure 33 : Micro-mécanisme de la rupture ductile des métaux (Anderson 2005).

La Figure 34 illustre schématiquement le comportement d'un essai de traction monotone d'un métal ductile. Le matériau est chargé élastiquement jusqu'à la limite d'élasticité, puis développe des déformations plastiques et atteint finalement le point instable où l'écrouissage ne peut plus compenser la diminution de section : une striction se forme au-delà de la charge maximale. Sur les matériaux de haute pureté, l'éprouvette de traction peut strictionner jusqu'à une section presque nulle, provoquant des déformations plastiques locales extrêmement grandes et quasiment 100 % de la réduction de la section. En revanche, les matériaux qui contiennent des impuretés se rompent pour des niveaux de déformation beaucoup plus faibles. Les cavités microscopiques germent au niveau des inclusions et des particules de seconde phase. Les cavités croissent ensemble pour former un défaut macroscopique qui va provoquer la rupture. Schématiquement, on peut distinguer trois étapes pendant la rupture ductile :

1) formation d'une surface libre au niveau d'une inclusion ou d'une particule de seconde phase par décohésion de l'interface ou rupture de la particule ;
2) croissance de la cavité autour de la particule sous la déformation plastique et la contrainte hydrostatique ;
3) coalescence de la cavité avec les cavités voisines.

Les cavités croissent indépendamment les unes des autres jusqu'à la fraction volumique critique. Au-delà de cette fraction volumique, la fraction volumique à la coalescence, les croissances des cavités ne sont plus indépendantes. Des concentrations de déformation plastique se forment le long d'une ligne de cavités et une striction locale se développe sur les ligaments de ces cavités (Figure 35). L'orientation de la surface de rupture dépend de l'état de contrainte. On peut également avoir développement d'une seconde population de cavités à partir de particules plus petites.

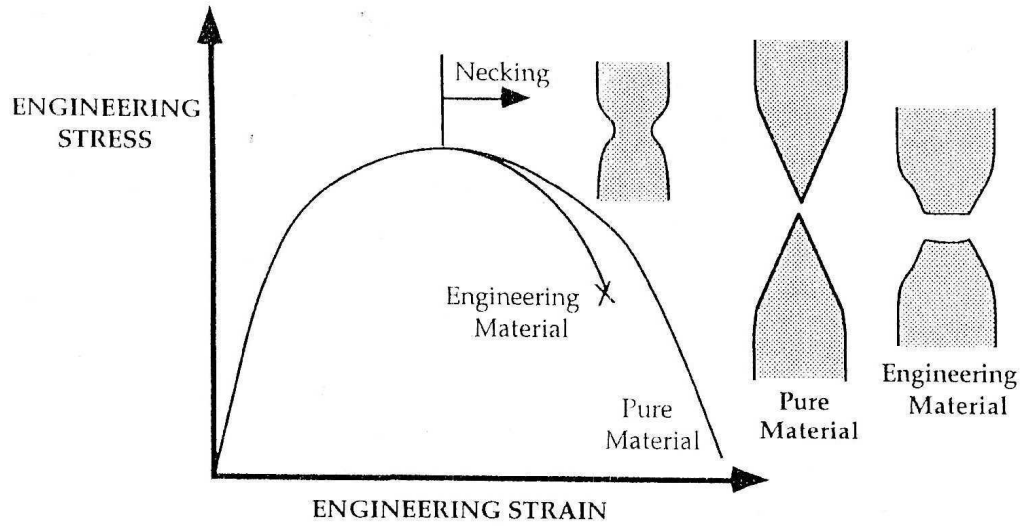


Figure 34 : Déformation de traction uniaxiale des matériaux ductiles (Anderson 2005).

1.5.2 Influence du vieillissement dynamique

On a présenté auparavant l'influence du vieillissement dynamique sur le comportement mécanique des métaux et des alliages. Il est également à noter que ce phénomène provoque une chute importante de la résistance à la rupture d'une partie de ces matériaux. La Figure 36 présente l'évolution de la résistance à la déchirure ductile en fonction de la température d'un acier au carbone – manganèse TU48C. On constate une chute importante de la ténacité de ce matériau pour les températures auxquelles le phénomène de vieillissement dynamique se manifeste. Cette chute de ténacité accompagne l'augmentation de l'écrouissage apparent et la perte de ductilité caractérisée en traction. La chute de ténacité liée au vieillissement dynamique a été rapportée et étudiée par de nombreux auteurs sur des aciers utilisés dans le secteur nucléaire entre autres, Amar et Pineau (1985), Wagner et al. (1998), Yoon et al.

(1999), Gupta et al. (2000), Wagner et al. (2002), Kim et al. (2004), Calonne et al. (2004), Gupta et al. (2006) ou Belotteau (2009).

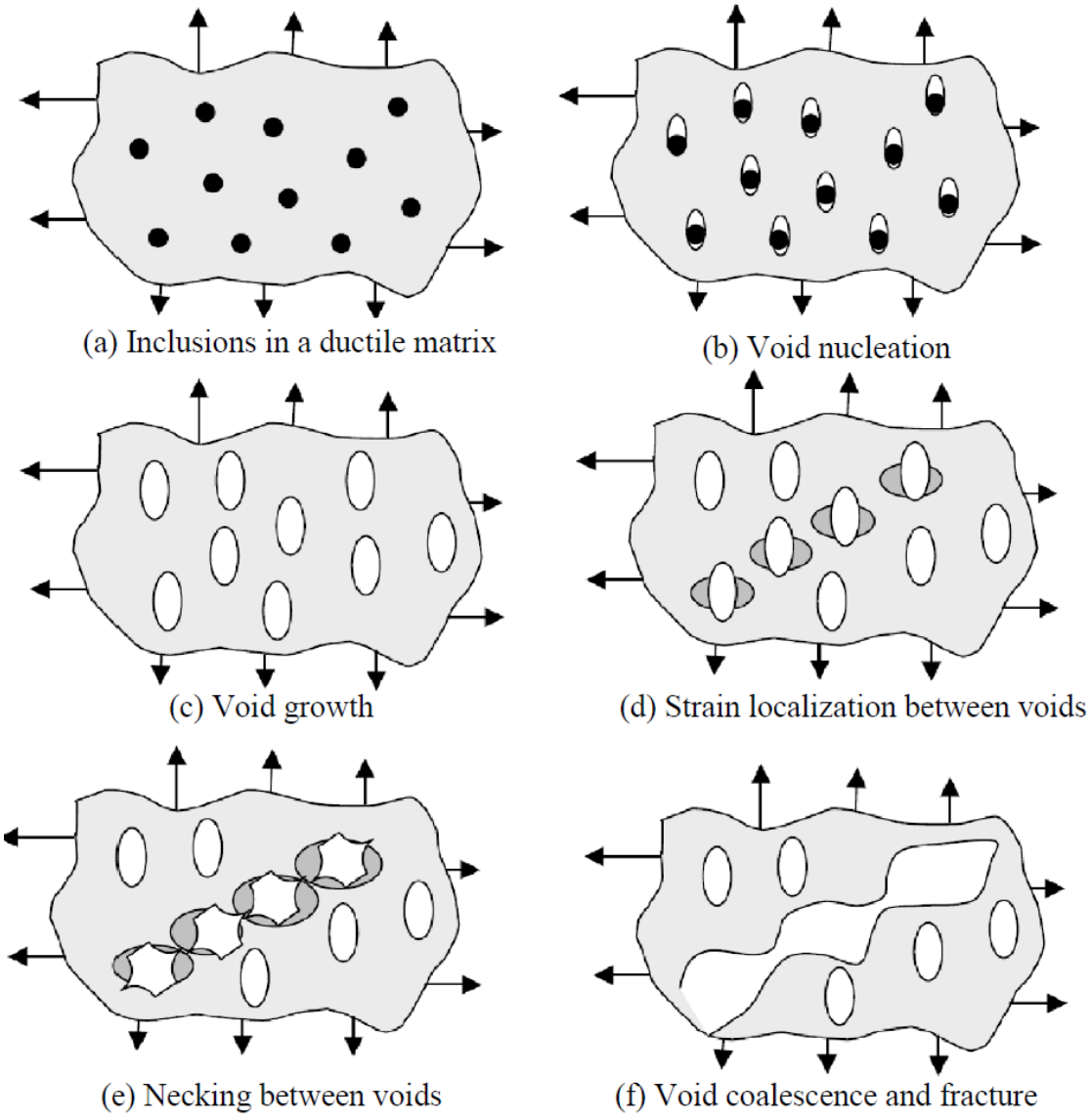


Figure 35 : Germination, croissance et coalescence des cavités dans les métaux ductiles (Anderson 2005).

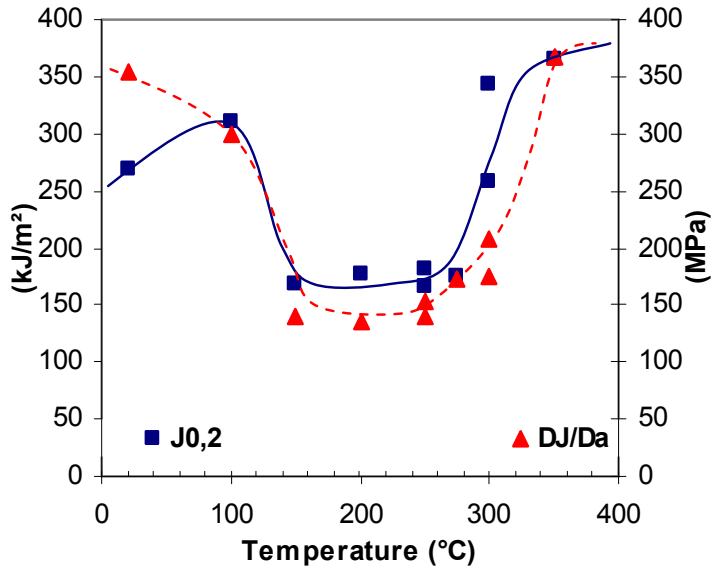


Figure 36 : Evolution de la résistance à la déchirure ductile en fonction de la température d'un acier au carbone – manganèse TU48C (Belotteau 2009).

Généralement, les résultats expérimentaux concernant l'influence du vieillissement dynamique sur la résistance à la rupture ductile sont obtenus par des essais de déchirure J-Δa. Ce genre d'essais est réalisé sur des 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 à partir de 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. L'intégrale de contour J est reliée à l'énergie de déformation (aire de la courbe force - ouverture) et aux dimensions de l'éprouvette.

Lors des essais de déchirure avec la méthode des décharges partielles, on peut constater le vieillissement statique qui se manifeste sous forme de pics et des décharges associés à chaque recharge sur la courbe force - déplacement après chaque arrêt. Quant au phénomène de vieillissement dynamique, il se manifeste sous forme de décrochements correspondant aux instabilités de PLC. Wagner et al. (2002) et Belotteau (2009) ont observé de tels phénomènes sur des aciers au Carbone-Manganèse en plus de la chute classique de résistance à la rupture, de la perte de ductilité et de l'augmentation de la contrainte d'écoulement autour de 250°C, comme l'illustre la Figure 37 qui représente les courbes force - ouverture des essais de déchirure par des décharges partielles des éprouvettes CT25 du matériau TU48C – un acier au carbone – manganèse à différentes températures.

Delafosse (1995) a étudié plus finement la propagation de fissure lors des essais de déchirure en présence de vieillissement dynamique sur l'alliage Al-Li 2091 à l'aide d'un dispositif de thermographie infrarouge afin d'observer les dissipations thermiques dans la zone plastique en pointe de fissure. Cette étude a permis de mettre en évidence des instabilités plastiques particulières en pointe de fissure probablement dues à la formation des bandes de

localisation de déformation plastique (Figure 38). De plus, des bandes périodiques ont été également observées sur l'éprouvette polie à l'aide de grilles de micro-extensométrie. Ces bandes, n'apparaissant que dans le domaine de température d'effet maximum du vieillissement dynamique, ont été identifiées comme des instabilités de PLC d'après Delafosse (1995).

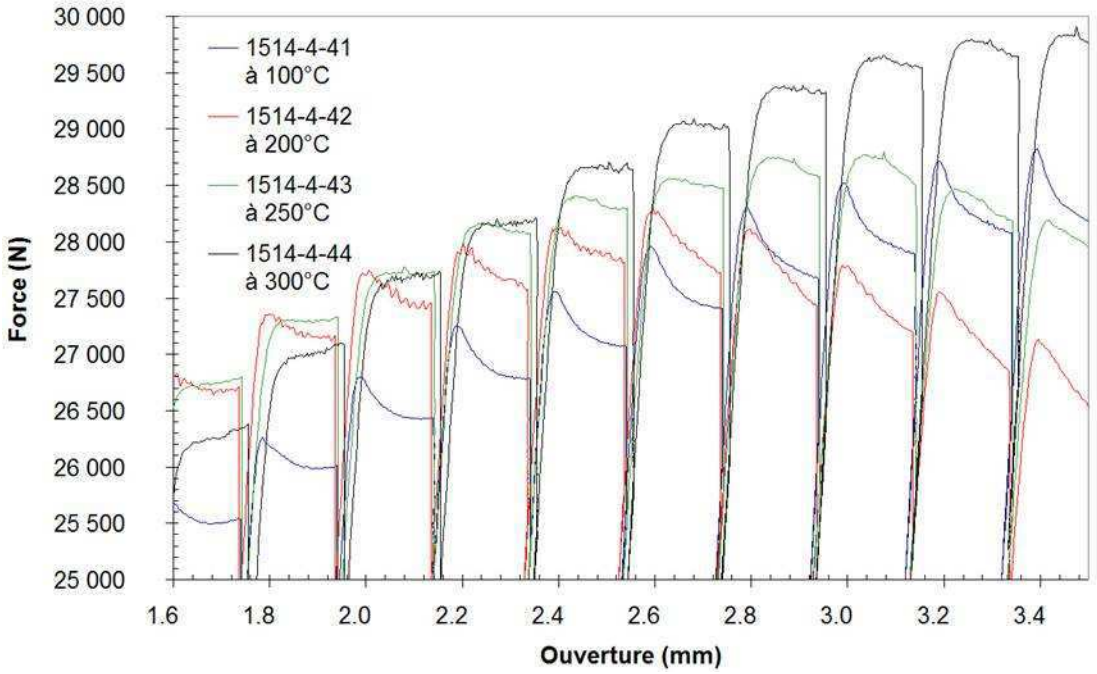


Figure 37 : Vieillissement sur un acier au C-Mn : (a) - vieillissement statique à 100°C (b) - vieillissement statique et dynamique entre 200°C – 300°C (Belotteau 2007).

Calonne et al. (2004) ont effectué une étude expérimentale sur l'endommagement et la rupture d'un acier inox duplex CF8M en présence de vieillissement dynamique à 320°C. Les faciès des éprouvettes axisymétriques lisses de traction testées à 320°C ont été comparés à ceux testés à 20°C. A température ambiante, les étapes typiques d'endommagement ont été observées : amorçage de clivage des bandes de ferrite, croissance des fissures et propagation de fissures dans les bandes d'austénite. A 320°C, l'endommagement du matériau s'effectue par le clivage et le cisaillement dans les bandes de ferrite. Il en résulte que les mécanismes de rupture sont affectés par le vieillissement dynamique à 320°C : on explique ainsi la transition de la rupture par clivage de la ferrite vers une rupture par cisaillement en présence de DSA.

Bien que la chute de la résistance à la rupture dans le domaine de température associé au vieillissement dynamique semble un fait établi dans la littérature, certains auteurs ont montré un effet contraire du vieillissement dynamique. En effet, Srinivas et al. (1991, 1993, 2007) ont présenté des résultats plutôt inverses : augmentation importante de la résistance à la rupture dans le fer Armco, un matériau quasi-pur et sans inclusions qui présente néanmoins du vieillissement dynamique. La Figure 39 présente l'influence du DSA (dynamic strain ageing) sur la résistance à la rupture du fer Armco dans le domaine de température auxquelles le vieillissement dynamique se manifeste.

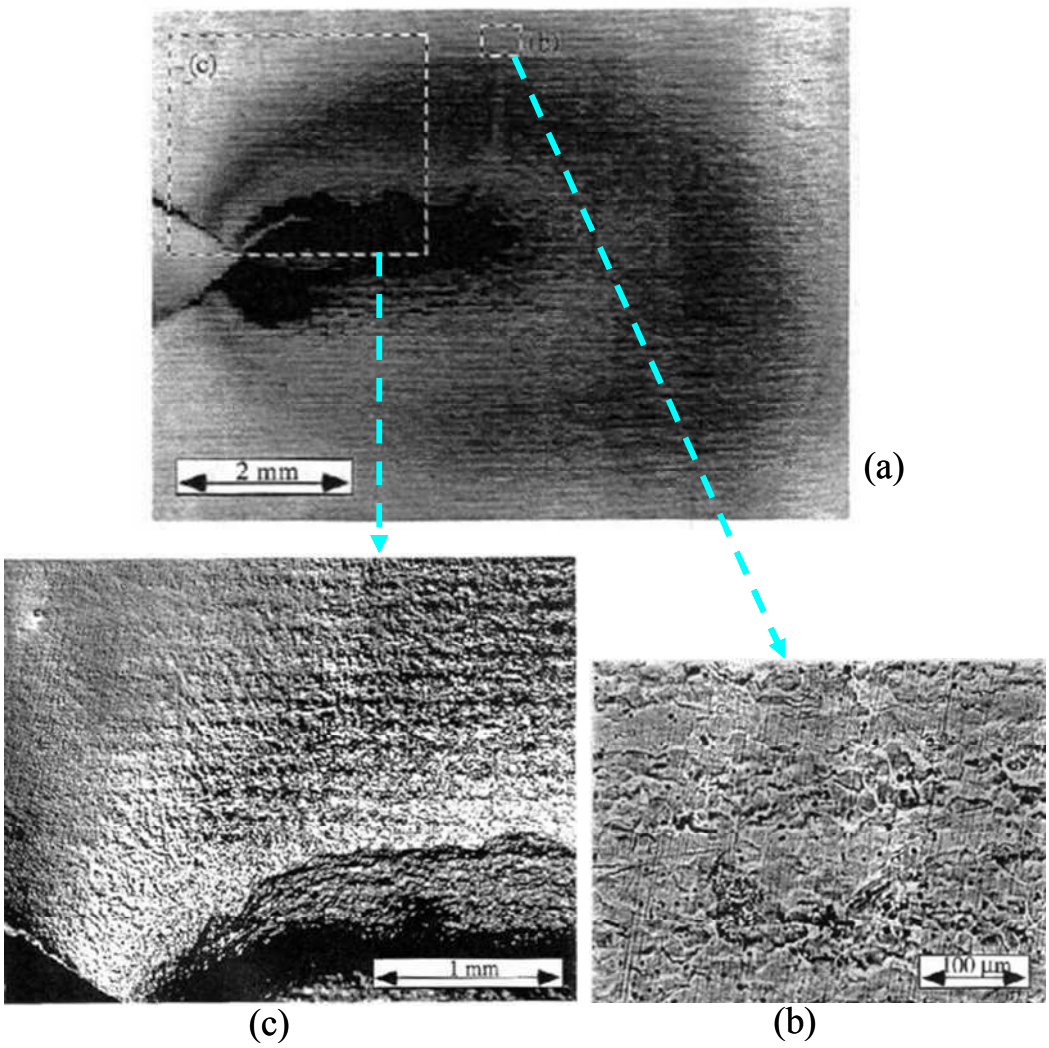


Figure 38 : Présence de bandes dans la zone plastique en pointe de fissure (Delafosse 1995) : (a) Observation de la zone plastique en tête de fissure à l'aide d'une caméra CCD, sous un éclairage normal à la surface. Eprouvette de déchirement ouverte à - 20°C et 0,2 mm/min, jusqu'à une extension de fissure 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 (b) et (c). (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. (c) Micrographie à faible grandissement réalisée par interférométrie de Nomarski. Zone proche du fond de l'entaille initiale.

Ces observations ont soulevé 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 et coalescence des cavités. En effet, d'après Srinivas et al. (1991, 1993, 2007), la différence de comportement sous vieillissement dynamique s'explique par des mécanismes d'amorçage de cavités différents dans le fer Armco par rapport aux autres aciers ou alliages.

Pour les aciers, il est plus facile de créer des cavités à partir des particules secondaires dans la phase d'amorçage tandis que pour les aciers en absence des particules secondaires, il est plus difficile de former les cavités.

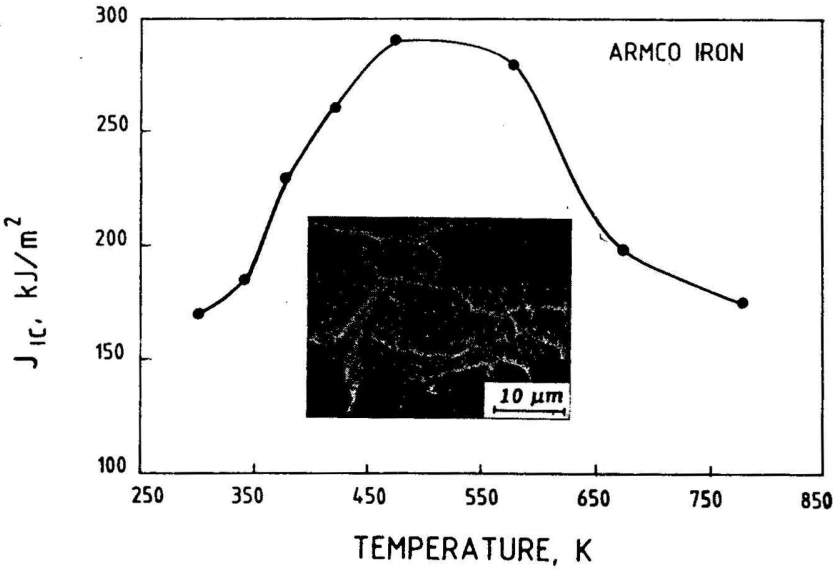


Figure 39 : Augmentation de J_{IC} dans le domaine de DSA du fer Armco – un matériau quasi-pur et sans inclusions qui présente le vieillissement dynamique (Srinivas et al. 1991).

Des auteurs tels que Moreno (1998), Yoon et al. (1999), Gupta et al. (2006) et Belotteau (2009) ont réalisé des études fractographiques des faciès de rupture d'éprouvettes CT afin de mettre en évidence les mécanismes locaux de propagation de fissure en présence de vieillissement dynamique. Des cupules caractéristiques de la rupture ductile classique ont été observées dans tous les cas.

D'après Moreno (1998), les mécanismes de rupture ne sont pas affectés par le vieillissement dynamique car la taille des cupules ne varie pas avec la température. Il pense que le vieillissement dynamique a plutôt un effet sur la rupture au stade final de rupture : la coalescence des cavités apparaît plus tôt.

Yoon et al. (1999) et Gupta et al. (2006) ont constaté des zones plates avec des cupules moins profondes et plus allongées en présence du vieillissement dynamique. Yoon et al. (1999) ont mis en relation ces zones plates avec les phénomènes de localisation de déformation associés à l'effet de PLC observés en traction. Ils pensent que d'éventuelles localisations de déformation en pointe de fissure pourraient être la cause de la chute de ténacité. Gupta et al. (2006) ont également mis en évidence ces zones plates (Figure 40) en les attribuant 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 des bandes de PLC, favorisant ainsi la propagation de la fissure.

Des auteurs tels que Kang et al. (2006) et Wang et al. (2010) ont tenté de mettre en évidence l'influence de l'effet de PLC sur la rupture ductile des éprouvettes lisses plates et cylindriques par des méthodes expérimentales et numériques. D'après Kang et al. (2006), les

bandes de PLC peuvent fournir une déformation plastique locale qui fait que le critère de Considère soit atteint localement avant qu'il soit atteint globalement dans l'éprouvette. Cela pourrait expliquer la chute de ductilité des éprouvettes lisses testées en traction simple. En effet, Hosford et Caddell (1983) ont montré qu'en traction simple, l'hétérogénéité transversale de la géométrie a une influence importante sur la déformation à la striction (l'allongement réparti) d'une éprouvette lisse. Une bande de PLC peut porter jusqu'à 1,4% de déformation plastique (Ranc et Wagner 2005) et créer une hétérogénéité locale de la section sur une éprouvette lisse qui provoque la localisation finale. D'un autre côté, Wang et al. (2010) ont mis en évidence une relation étroite entre la mode de rupture et les types de bandes de PLC. Les éprouvettes présentant les bandes de PLC du type C présentent des faciès de rupture inclinés. En effet, d'après Wang et al. (2010), la rupture de ces éprouvettes a lieu par la croissance et coalescence des cavités dans une bande de PLC. D'ailleurs, ils ont montré la striction dans une bande de PLC d'une éprouvette lisse par la simulation numérique.

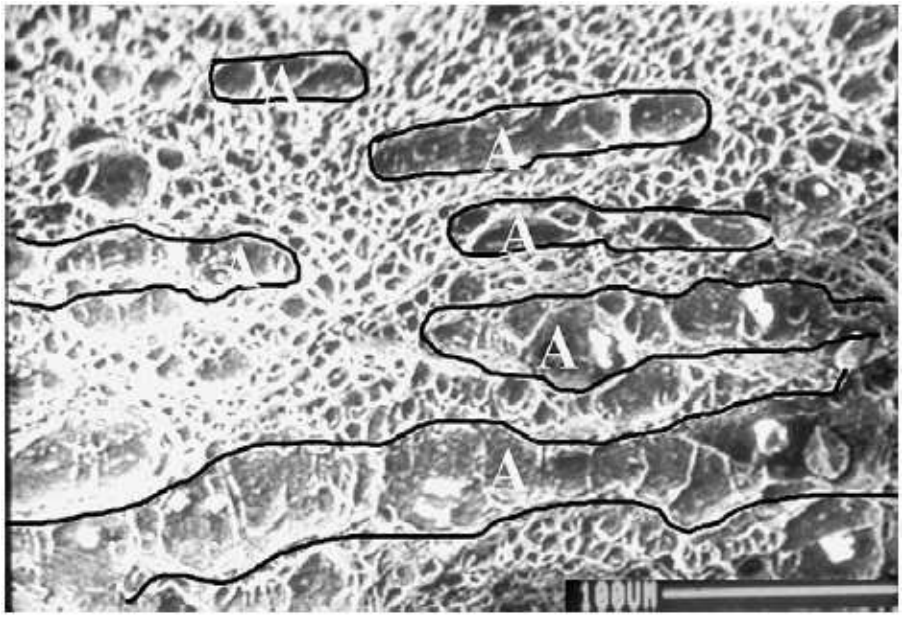
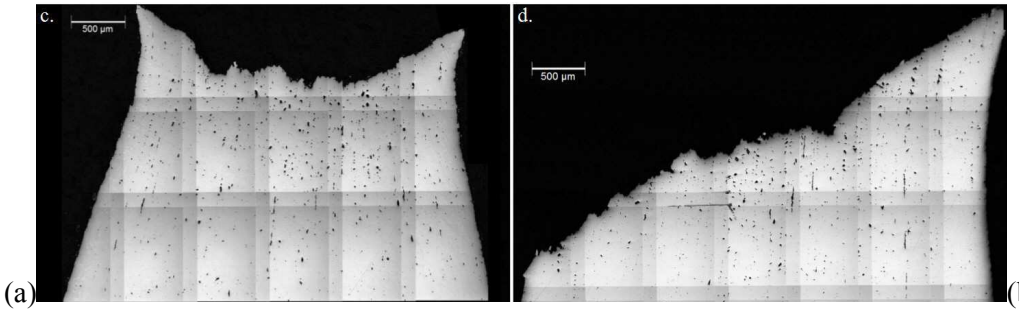


Figure 40 : Fractographie au MEB représentant la présence de zones plates (délimitées et marquées par « A ») du faciès d'une éprouvette CT testée à 300°C et 3,33 µm/s (Gupta et al. 2006).

Belotteau (2009) a fait une étude fractographique sur trois types de faciès de rupture : éprouvettes axisymétriques lisses, éprouvettes axisymétriques entaillées et éprouvettes CT avec pour objectif de mettre en évidence des mécanismes de rupture particuliers en présence de vieillissement dynamique. Elle a comparé les faciès de rupture à 20°C en absence de vieillissement dynamique et à 200°C en présence de vieillissement dynamique ($\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$). Sur les éprouvettes axisymétriques lisses, à 20°C, le faciès de rupture est en cratère (« cup-cone ») qui représente la rupture ductile classique tandis qu'à 200°C, le faciès est en biseau. L'observation au microscope optique a permis de montrer qu'à 20°C, les cavités semblent plus nombreuses et plus grosses qu'à 200°C (Figure 41). D'après Belotteau (2007), cela pourrait être dû au fait qu'à 200°C, la croissance des cavités est interrompue précocement par la

coalescence. De plus, elle a constaté de grosses cavités tout au long du faciès de rupture à 200°C. Elle pense que la rupture peut être due à la striction orientée selon une bande de PLC et une localisation de l'endommagement dans cette bande : amorçage, croissance et coalescence des cavités dans une bande de PLC. Ce point de vue a été confirmé par Wang et al. (2010). Cependant, sur les éprouvettes entaillées et CT, elle n'a pas trouvé des différences évidentes entre les deux températures, ainsi que Moreno (1998) l'avait déjà noté.



(a) (b)

Figure 41 : Macrographie des profils de rupture des éprouvettes de traction à 20°C et à 200°C. (a) Coupe à 20°C polie (b) Coupe à 200°C polie (Belotteau 2007).

1.5.3 Approche locale et vieillissement dynamique

L'approche locale de la rupture a pour objectif de rendre compte de la rupture macroscopique à partir d'une modélisation de l'endommagement à l'échelle microscopique.

Dans les travaux de Moreno (1998) et Wagner et al. (2002), ils ont utilisé un modèle d'endommagement pour prédire la perte de ténacité et le creux de J_{IC} sur l'acier au carbone - manganèse A48. Le modèle choisi est le modèle de croissance des cavités proposé par Rice et Tracey (1969) qui est basé sur l'approche locale macroscopique permettant de prévoir la rupture ductile par la croissance de cavités sous fort taux de triaxialité des contraintes. Ce modèle modifié pour les matériaux élastoplastiques écrouissables décrit la croissance des cavités par la relation suivante :

$$\frac{\dot{R}}{R} = \dot{p}0,283 exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (1\text{-}14)$$

R : le rayon actuel de la cavité
$\dot{p}$: la vitesse de déformation plastique équivalente
σ_m : la contrainte hydrostatique
σ_{eq} : la contrainte équivalente de von Mises

Etant donné que le modèle ne permet pas de modéliser le stade final de la rupture, on peut considérer que la rupture a lieu lorsque R/R_0 (R_0 est la valeur initiale de la cavité, c'est-à-dire la taille de la particule à l'origine de la cavité) atteint la valeur critique $(R/R_0)_c$ qui correspond à l'instant où les cavités atteignent la taille critique à la coalescence. Ce critère de rupture du modèle de Rice et Tracey $(R/R_0)_c$ peut être identifié à partir des résultats expérimentaux des éprouvettes axisymétriques testées.

Wagner et al. (2002) supposent 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 des simulations des essais sur les éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10 à chaque température sans prise en compte du vieillissement sous déformation dans la loi de comportement qui est une loi élasto-plastique. Cette même démarche avait déjà été utilisée par Amar et Pineau (1985). Une relation analytique a permis de calculer $J_{0,2}$ et dJ/da en fonction du critère $(R/R_0)_c$ identifié. L'évolution de $J_{0,2}$ et dJ/da en fonction de la température a ainsi pu être déterminée. La Figure 42 présente cette évolution et la comparaison des résultats numériques aux résultats expérimentaux.

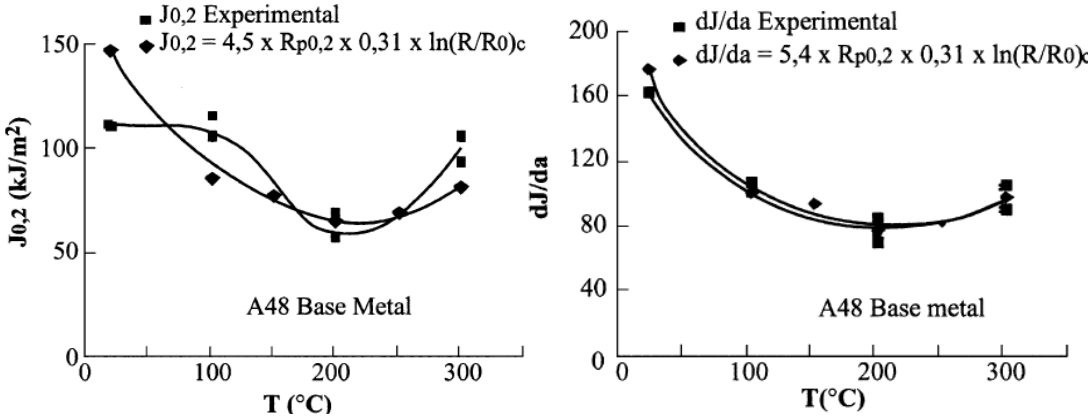


Figure 42 : Comparaison des valeurs de $J_{0,2}$ et dJ/da expérimentales et numériques autour de 200°C pour l'acier A48 (Wagner et al. 2002).

A l'aide du modèle de rupture de Rice et Tracey (1969), Wagner et al. (2002) ont réussi à prédire numériquement la perte de ténacité des éprouvettes CT à partir d'essais sur éprouvettes AE. Toutefois, certains aspects dans la démarche restent discutables. En effet, la loi de comportement choisie dans les simulations est une loi élasto-plastique : la viscosité et les effets de vitesse ne sont pas pris en compte, notamment la sensibilité négative de la contrainte 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. De ce fait, cette approche ne permet pas de modéliser l'influence des localisations et de la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation sur la baisse de résistance à la déchirure ductile. Par ailleurs, les surfaces de rupture ne sont pas modifiées en présence de PLC pour les éprouvettes AE et CT.

Vu les problèmes rencontrés dans la démarche de Wagner et al. (2002), Belotteau (2009) a choisi une loi de comportement élasto-viscoplastique en prenant en compte l'effet de vieillissement avec le modèle de vieillissement proposé par Kubin et Estrin et McCormick qui a été présenté auparavant. A l'aide de ce modèle identifié, Belotteau (2009) a modélisé les champs mécaniques locaux et les localisations de déformation dus au vieillissement sous déformation. Elle a prédit la chute de ductilité par des simulations numériques avec le critère de Rice et Tracey en supposant que le critère de rupture $(R/R_0)_C$ ne dépend pas à la

température (résultat de l'analyse fractographique). La Figure 43 représente la comparaison de la prédiction numérique de la perte de ductilité aux résultats expérimentaux des éprouvettes entaillées AE4 pour différentes températures. Il existe une différence non négligeable entre sa prévision et les résultats expérimentaux notamment pour les températures moyennes (autour de 200 et 250°C) auxquelles le matériau présente l'effet de vieillissement dynamique maximum. Cela pourrait être expliqué par le fait que les lois d'évolution de l'endommagement sont modifiées par la présence de vieillissement dynamique.

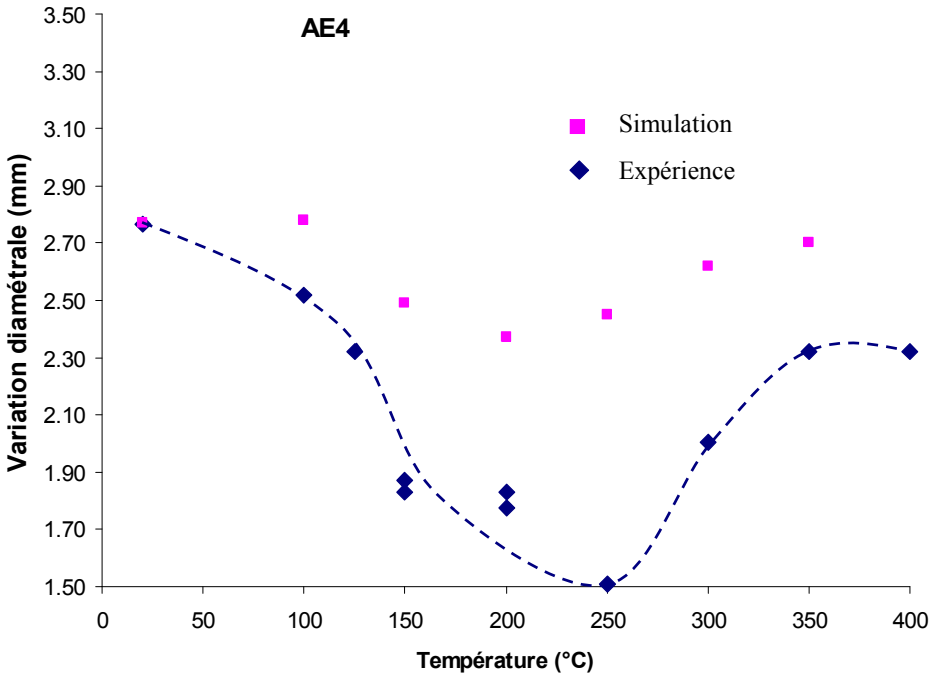


Figure 43 : Comparaison de la prédiction numériques de la perte de ductilité aux résultats expérimentaux des éprouvettes entaillées AE4 pour différentes températures (Belotteau 2009).

1.6 Conclusions

Dans cette étude bibliographique, les éléments fondamentaux des phénomènes de vieillissement par la déformation des métaux et des alliages métalliques, notamment l'effet de PLC (Portevin – Le Châtelier), ont été rassemblés. Les mécanismes, les caractéristiques et l'influence de ces phénomènes, vieillissement statique ou dynamique, sur le comportement mécanique des métaux et des alliages ont été mis en évidence. Deux outils d'études expérimentales sans contact ont été présentés : la mesure de champ de température et la mesure de champ de déformation par la méthode de corrélation d'image (DIC). Ces deux outils permettent d'étudier les caractéristiques spatio-temporelles des bandes de Lüders et PLC d'une manière quantitative : la largeur, la vitesse de propagation, la déformation portée dans les bandes, l'orientation, etc. Une synthèse a été faite sur les modèles représentant les phénomènes de vieillissement, phénoménologiques ou physiques. Certains modèles ont été reformulés et implémentés dans des codes de calcul par éléments finis afin de simuler ces phénomènes. On a également recensé les connaissances sur l'influence de vieillissement

dynamique sur la rupture. 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.

En effet, des auteurs tels que Wagner et al. (2002) et Belotteau (2009) ont tenté de prédire la perte de ténacité par une approche locale de la rupture. On a vu que l'approche de Wagner et al. (2002) 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. Dans un souci de résoudre les problèmes précédents, Belotteau (2009) a choisi un modèle de comportement, le modèle de vieillissement de Kubin – Estrin – McCormick, qui rend compte de l'effet de vieillissement par la déformation. Le modèle identifié lui a permis de simuler correctement le vieillissement statique et dynamique sur les éprouvettes axisymétriques lisses et CT. Par contre, elle n'a pas pu simuler ces phénomènes de vieillissement sur les éprouvettes entaillées. Cela nécessite une amélioration de l'identification des paramètres du modèle car Mazière (2007) a réussi à simuler l'effet de PLC sur les éprouvettes entaillées avec le même modèle. Contrairement à Wagner et al. (2002) qui ont choisi le critère de rupture en fonction de la température, Belotteau (2009) suppose que le critère ne dépend pas de la température mais tient compte du comportement particulier en présence de vieillissement. Le résultat montre que le comportement fonction de la température conduit à une baisse de ductilité, mais cette baisse est insuffisante en regard des résultats expérimentaux.

2. Comportement mécanique : étude expérimentale et modélisation

2.1 Introduction

Dans cette partie, on identifie le modèle KEMC en utilisant la base de données expérimentale de Belotteau (2009), élargie par des essais de traction simple. Cette identification est réalisée par des simulations sur un élément de volume. Une fois les paramètres identifiés, des simulations par éléments finis sont réalisées afin de comparer les résultats de simulation avec le jeu de paramètres identifiés et les résultats expérimentaux. En effet, la loi de comportement comporte des phénomènes d'adoucissements qui se traduisent par des phénomènes de localisation au niveau de la structure. C'est pourquoi la réponse de l'élément de volume et la réponse d'une plaque en traction discrétisée par des éléments finis sont différents. Dès lors, la validation de loi identifiée sur l'élément de volume nécessite le recours au calcul de structure.

Les travaux de Belotteau (2009) ont mis en évidence des dépendances en température pour certains paramètres. Nous allons utiliser ces résultats pour introduire des fonctions d'évolution en fonction de la température pour chaque paramètre. Cela permet de simplifier le processus d'identification d'un tel modèle. Cette identification repose sur le jeu de paramètres identifié par Belotteau (2009). Ce travail vise plus particulièrement à l'amélioration de certains paramètres tels que ω , P_2 et α des équations (2-5) et (2-6) dans le terme de vieillissement et la contrainte visqueuse qui dépend de $\dot{\varepsilon}_0$.

Ce travail est complété par l'étude de la prédiction des déformations d'apparition et de disparition du PLC, présentée dans l'annexe 4. Les données expérimentales basées sur ces informations pourraient par la suite être une voie supplémentaire d'identification de certains paramètres. Nous ne l'avons pas utilisée dans un premier temps. De plus, on propose un nouveau modèle de vieillissement basé sur les densités de dislocations, présenté dans l'annexe 5.

2.2 Caractérisation du comportement de l'acier TU48C

2.2.1 Microstructure

L'acier étudié est un acier au Carbone – Manganèse utilisé dans les tuyauteries du circuit secondaire des centrales nucléaires à eau pressurisée. 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 de 38,7 *mm*. Le tube est repéré U634 dans le cadre du projet RECITAL d'EDF R&D (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 est de ne pas donner lieu à des soudures longitudinales. Les tubes sont ensuite assemblés par soudage dans le sens circonférentiel.

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) présentée dans le Tableau 1.

C	**S**	**P**	**Si**	**Mn**	**Ni**	**Mo**
0,19	0,0074	0,011	0,27	1,07	0,04	0,01
Nb	**V**	**Cu**	**Sn**	**N**	**Al**	
<0,01	<0,01	0,05	<0,005	0,011	0,0085	

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

L'acier TU48C est un acier semi-calmé au silicium qui contient très peu d'aluminium pouvant former des nitrures d'aluminium (AlN). Aussi, de l'azote libre subsiste dans le réseau cristallin, rendant cet acier sensible au phénomène de vieillissement dynamique. En effet, dans les aciers au C-Mn, les atomes interstitiels qui participent aux phénomènes de vieillissement sont les atomes de carbone et d'azote en solution solide d'insertion.

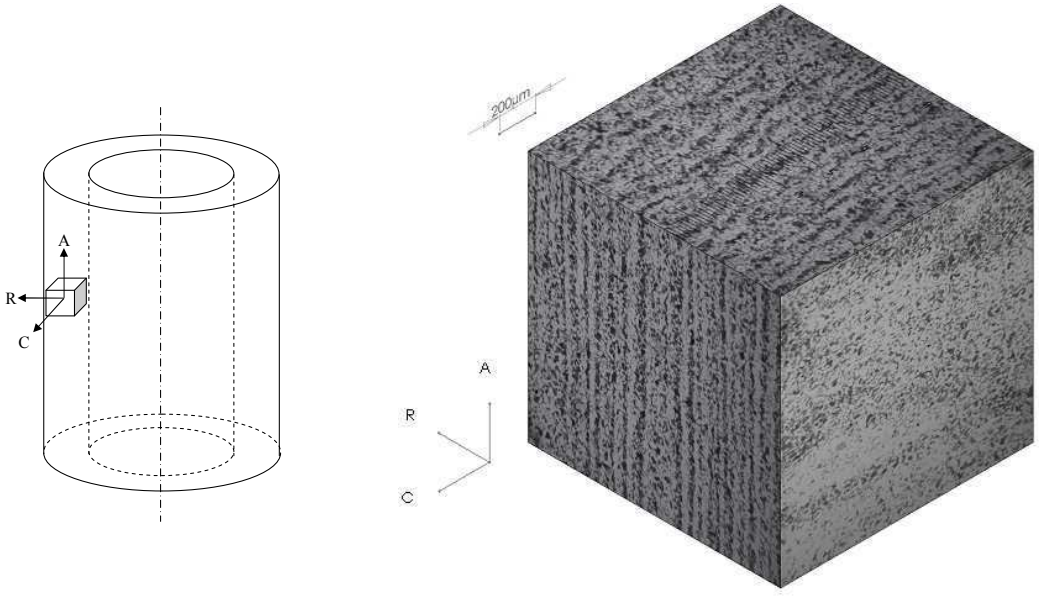


Figure 44 : Micrographie 3D de l'acier TU48C (Belotteau 2009).

La microstructure de l'acier TU48C 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, sens circonférentiel, et sens radial. La Figure 44 montre une reconstitution 3D réalisée à partir de ces observations au microscope optique dans les 3 directions. La Figure 45 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.

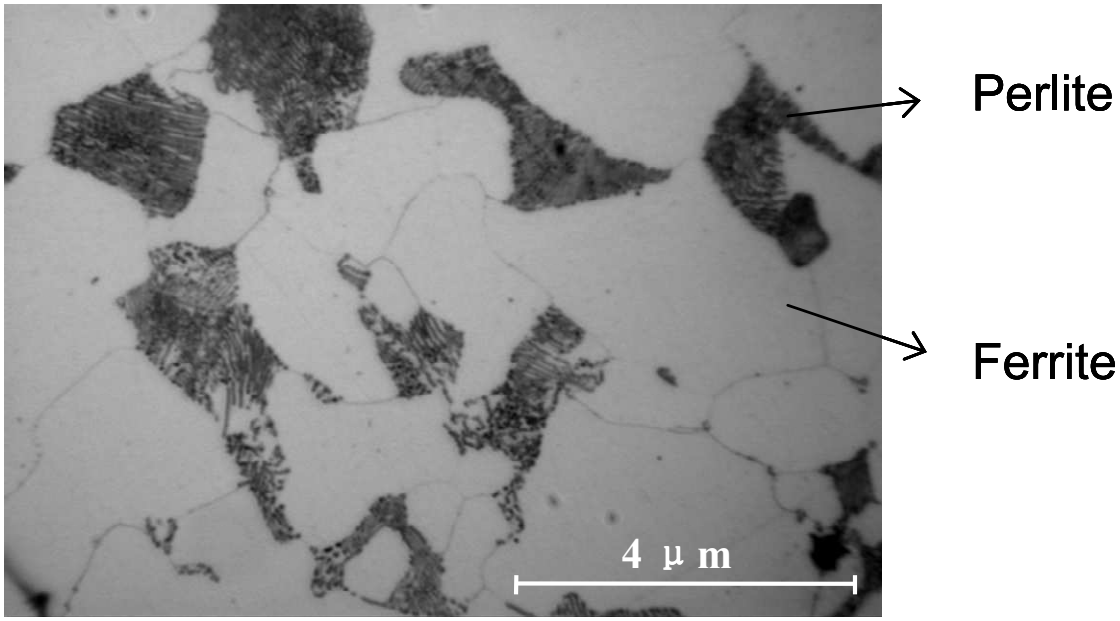


Figure 45 : Micrographie de l'acier TU48C (microscopie optique, attaquée au Nital) (Belotteau 2009).

2.2.2 Comportement mécanique

Dix essais de traction simple monotone supplémentaires ont été réalisés sur les éprouvettes lisses cylindriques (Figure 46) en vue de compléter la base de données expérimentales obtenue au cours de la thèse de Belotteau (2009). Le prélèvement de ces éprouvettes est détaillé dans la thèse de Belotteau (2009).

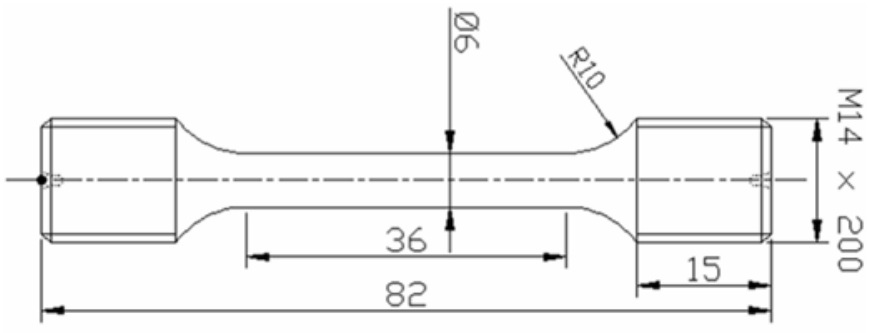


Figure 46 : Caractéristiques géométriques des éprouvettes cylindriques lisses.

Le domaine de la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation n'est pas suffisamment bien calé car les données expérimentales ont été obtenues uniquement à deux vitesses de déformation. Il est important d'identifier un jeu de paramètres pouvant reproduire ce domaine de la sensibilité négative pour le modèle de vieillissement KEMC.

Ces essais ont été réalisés à 7 températures et à deux vitesses de déformation différentes : $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}\,s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}\,s^{-1}$ en complément des essais à $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}\,s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\,s^{-1}$ (Tableau 2).

Température	20°C	100°C	150°C	200°C	250°C	300°C	350°C
$\dot{\varepsilon} = 10^{-3}\,s^{-1}$	1	1	1	1	1	1	1
$\dot{\varepsilon} = 10^{-5}\,s^{-1}$			1	1	1		

Tableau 2 : Essais de traction simple complémentaires à 7 températures à deux vitesses de déformation : $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}\,s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}\,s^{-1}$.

1) *Procédure expérimentale*

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% en extension.

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.

Les essais sont pilotés par la vitesse de déplacement du vérin. La longueur utile de l'éprouvette étant de 36 mm, la vitesse du vérin imposée est de $3{,}6.10^{-2}$ mm.s^{-1} pour obtenir une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$, et de $3{,}6.10^{-4}$ mm.s^{-1} pour obtenir une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$.

2) *Résultats des essais de traction*

Les courbes de traction ont été tracées à chaque température avec l'ensemble des données expérimentales à 4 vitesses de déformation. Seules les courbes à $20°C$ et $200°C$ ont été illustrées ci-dessous. Les autres courbes sont illustrées dans l'annexe 6.

Sur la Figure 47, on constate qu'à $20°C$, la courbe à $10^{-2} s^{-1}$ est au-dessus de celle à $10^{-3} s^{-1}$, ce qui représente une sensibilité positive de la contrainte à la vitesse de déformation. Par ailleurs, la courbe à $10^{-3} s^{-1}$ se trouve au même niveau que la courbe à $10^{-4} s^{-1}$. Cela ne signifie pas que l'on est sur le point critique entre le domaine de sensibilité positive et sensibilité négative car à 20°C, on suppose qu'il n'y a pas de vieillissement dynamique dans ces gammes de vitesse de déformation. C'est plutôt à associer à une dispersion expérimentale. A $200°C$, on observe clairement une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, autrement dit, plus la vitesse de déformation est élevée, plus le niveau de contrainte est faible (Figure 48). De ce fait, on se trouve dans le domaine de la sensibilité négative correspondant au domaine de PLC.

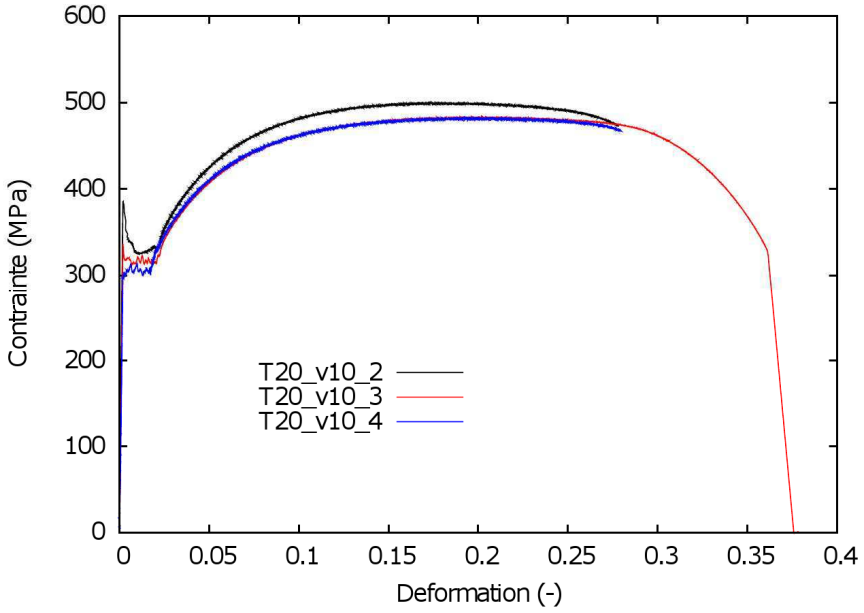


Figure 47 : Courbes de traction à 20°C à 3 vitesses de déformation : $10^{-2} s^{-1}$, $10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$.

L'acier TU48C présente une évolution des propriétés mécaniques caractéristique du vieillissement dynamique, comme on peut le constater sur la Figure 49 qui représente l'évolution de la résistance maximum en fonction de la température et de la vitesse de déformation : augmentation de la résistance mécanique maximum vers 150 – 250 °*C* avec la température et sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation vers 150 – 350 °*C*. Par ailleurs, on constate sur la Figure 50 la chute de l'allongement réparti (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 et Estrin 1991). Nous retrouvons des évolutions similaires à celles mises en évidence par Moreno (1998) pour un acier au carbone – manganèse.

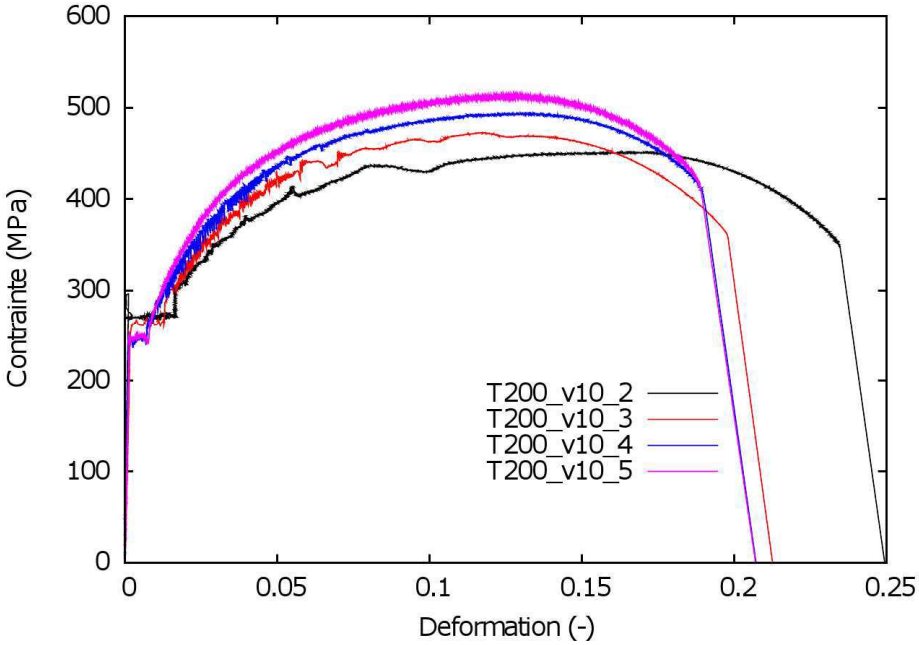


Figure 48 : Courbes de traction à 200°C à 4 vitesses de déformation : $10^{-2}\,s^{-1}$, $10^{-3}\,s^{-1}$, $10^{-4}\,s^{-1}$ et $10^{-5}\,s^{-1}$.

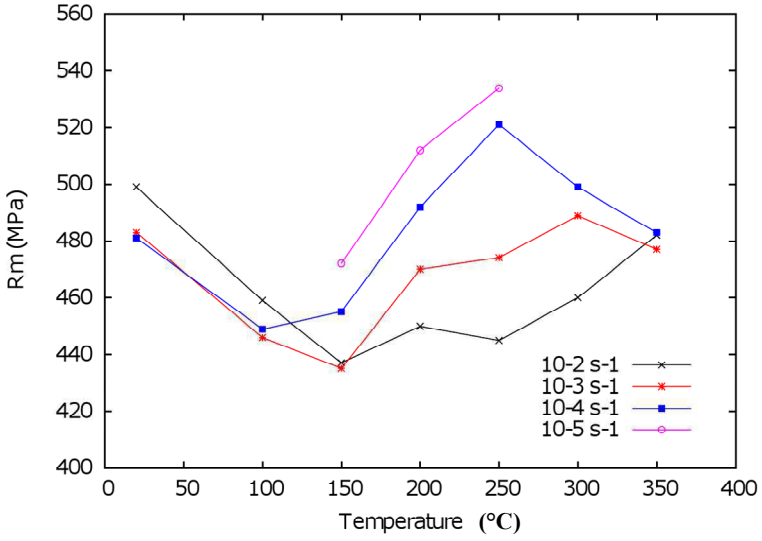


Figure 49 : Evolution de la résistance maximale en traction R_m en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

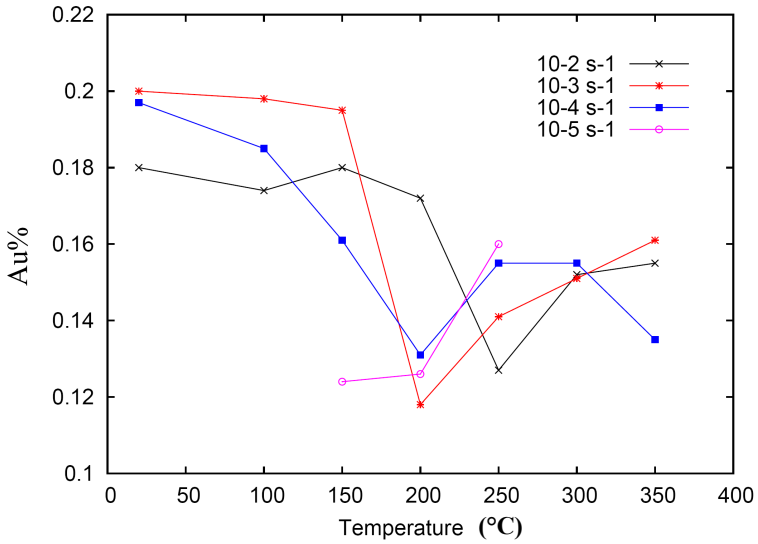


Figure 50 : Evolution de l'allongement relatif réparti (Au%) en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

2.3 Identification du modèle KEMC

2.3.1 Présentation du modèle

Le modèle de vieillissement choisi est une loi élasto-viscoplastique 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 du vieillissement statique et dynamique. Ce modèle, implanté dans le code de calcul d'éléments finis ZeBuLoN (Zset 1996), 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 de plasticité est le critère de von Mises :

$$f\left(\underline{\underline{\sigma}}, p, t_a\right) = J_2\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) - R_0 - R\left(p\right) - R_a\left(p, t_a\right) \tag{2-1}$$

J_2 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 est défini de façon isotrope en fonction de la déformation plastique équivalente cumulée p. Un second terme de durcissement, R_a, également isotrope, définit le vieillissement.

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

$$\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_p = \dot{p}\frac{\partial f}{\partial \underset{\sim}{\sigma}} \tag{2-2}$$

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_0 \, exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) sinh\left(\frac{V_a \left\langle f\left(\underset{\sim}{\sigma}, p, t_a\right)\right\rangle}{k_B T}\right) \tag{2-3}$$

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

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

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

E_a : énergie d'activation des mécanismes de déformation plastique.

k_B : constante de Boltzmann $k_B = 1{,}38.10^{-23}$ J.K^{-1}.

T : température absolue.

V_a : volume d'activation dépendant de la température.

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

$$R(p) = Q\left[1 - exp(-bp)\right] + Hp \tag{2-4}$$

Les paramètres Q et b décrivent l'écrouissage non-linéaire de la loi de Lemaitre et Chaboche (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 niveaux de déformation élevés.

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

$$R_a\left(p, t_a\right) = P_1 C_s\left(p, t_a\right) \text{ ; avec } C_s\left(p, t_a\right) = C_m\left(1 - exp\left(-P_2 p^{\alpha} {t_a}^n\right)\right) \tag{2-5}$$

Le terme R_a représente l'augmentation de limite d'élasticité apporté par le vieillissement (statique ou dynamique). Il dépend des variables internes p, la déformation plastique équivalente cumulée, et t_a, le temps de vieillissement (ageing 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, tandis qu'une situation totalement désancrée se traduit par C_s = 0. La variable C_m est la concentration maximale qui est égale à 1 de manière conventionnelle puisque seul le produit $P_1 C_m$ influence la limite d'élasticité.

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 :

$$\dot{t}_a = \frac{t_w - t_a}{t_w} \quad \text{avec} \quad t_w = \frac{\omega}{\dot{p}} \quad t_a\left(t=0\right) = t_{a_0} \tag{2-6}$$

La variable t_w (waiting time) est définie comme le temps d'attente moyen d'une dislocation devant un obstacle. L'incrément de déformation élémentaire 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 peut conduire 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. On obtient alors :

$$\sigma(p,\dot{p},t_a) = R_0 + \sigma_v\left(\dot{p}\right) + R_a\left(p,t_a\right) \tag{2-7}$$

– terme de viscosité classique : $\sigma_v(\dot{p}) = arc\,sinh\left[\frac{\dot{p}}{\dot{\varepsilon}_0} exp\left(\frac{E_a}{k_b T}\right)\right]\frac{k_B T}{V_a}$

– terme d'écrouissage isotrope : $R\left(p\right) = Q\left[1 - exp\left(-bp\right)\right] + Hp$

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

Le modèle KEMC est utilisé dans le cadre des grandes déformations en utilisant la notion de référentiel local objectif, ici le référentiel corotationnel (Mazière et al. 2010). Les paramètres de cette loi sont nombreux et peuvent être classés selon les termes qu'ils affectent :

– les paramètres de viscosité classique : E_a, V_a, $\dot{\varepsilon}_0$
– les paramètres d'écrouissage : Q, b, H, R_0
– les paramètres du vieillissement : t_a, ω, P_1, P_2, α, n

Belotteau (2009) les a identifiés sur une large gamme de température à l'aide d'essais de traction à 2 vitesses de déformation. L'identification a été réalisée température par température en choisissant de faire varier les paramètres avec la température de façon monotone. La procédure est donc délicate. Elle nécessite des calculs sur éprouvette pour mettre en évidence les variations spatio-temporelles des variables mécaniques. Les résultats de Belotteau (2009) sont rappelés dans le Tableau 3. On doit noter que le paramètre Q ne peut pas évoluer de façon monotone (Belotteau et al. 2009). Ce résultat est cohérent avec le surécrouissage observé en

présence de vieillissement dynamique : de nouvelles dislocations sont crées afin de compenser l'ancrage de certaines dislocations initialement mobiles.

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 3 : Ancien jeu de paramètres identifiés du modèle KEMC en fonction de la température (Belotteau 2009).

2.3.2 Influence des paramètres matériau sur les localisations

Cette partie a pour objectif d'étudier l'influence de certains paramètres matériau sur la morphologie des bandes de localisation aussi bien de Lüders que de PLC. En effet, Belotteau (2009) a pu simuler les bandes de localisation de Lüders et de PLC sur les géométries de révolution en 3D, cependant ces bandes de localisation de déformation sont diffuses et horizontales par rapport à l'axe de traction. Or, une observation au microscope optique sur la surface d'une éprouvette de révolution testée à $20°C$ a permis de montrer que les bandes de Lüders sont orientées à environ 50° par rapport à l'axe de traction (Belotteau 2009). En ce qui concerne les bandes de Lüders, nous avons étudié l'influence de l'épaisseur d'une éprouvette plate sur les caractéristiques des bandes. Les résultats sont présentés dans l'annexe 2.

De plus, on constate une différence importante entre les courbes de simulation présentant l'effet de PLC et celles des essais. Les décrochements de PLC des courbes simulées sont beaucoup moins fréquents et l'amplitude des décrochements est faible par rapport aux courbes expérimentales. Ces problèmes pourraient être dus à certains paramètres du modèle qui doivent être améliorés avec les données supplémentaires fournies par de nouveaux essais. L'identification d'un modèle si complexe nécessite une base de données expérimentale suffisamment riche.

Aussi, il est important de mettre en évidence l'influence de certains paramètres matériau sur les caractéristiques des bandes de localisation, plus particulièrement la largeur et l'angle d'orientation des bandes. L'intérêt de cette étude est de permettre de dégager un jeu de paramètres pertinent reproduisant correctement les résultats expérimentaux d'une manière plus quantitative par rapport aux travaux de Belotteau (2009).

Dans ce travail, on s'intéresse plus particulièrement aux paramètres suivants : $\dot{\varepsilon}_0$ qui est lié à la contrainte visqueuse, P_2 qui est une constante prépondérante sur l'adoucissement dû aux décrochements et ω qui représente l'incrément de déformation plastique élémentaire lorsque toutes les dislocations temporairement ancrées sur les dislocations de la forêt se décrochent de leur obstacle et atteignent l'obstacle suivant. En effet, d'un point de vue général, la contrainte visqueuse a un effet défavorable sur l'apparition de localisations de déformation, plus précisément, elle retarde la formation de localisation de déformation. Par ailleurs, dans le modèle KEMC, c'est le terme de vieillissement $R_a(p, t_a)$ qui permet de modéliser l'effet de vieillissement, plus particulièrement le phénomène de PLC. Dans ce terme, ce sont P_2 et ω qui sont les paramètres déterminants. Ces deux paramètres pourraient jouer un rôle crucial sur les caractéristiques des bandes de localisations de déformation. Par ailleurs, une étude sur l'influence du paramètre P_2 sur les amplitudes et la fréquence des décrochements de PLC des courbes contrainte/déformation a été réalisée et présentée dans l'annexe 3. De plus, une étude de l'influence des paramètres numériques, tels que le schéma d'intégration numérique, la taille de maille, le ratio de convergence et le pas de temps de calcul, sur les simulations numériques (le coût de calcul, les caractéristiques de l'effet de PLC, etc) a été effectuée et est présentée dans l'annexe 1.

Ce travail comporte deux études, l'une porte sur la loi locale et l'autre sur le comportement global.

1) *Influence des paramètres P_2 et ω dans la loi locale*

Cette étude a été réalisée sur un point de Gauss pour les paramètres à $T = 20°C$ à $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$. Elle vise à mettre en évidence l'influence des paramètres P_2 et ω dans la loi locale.

Etant donnée que la contrainte visqueuse a uniquement un effet de translation parallèle sur la loi locale, on ne discute pas cette variable dans cette étude. En effet, elle a une influence sur la localisation de déformation plutôt sur une structure.

Au total, 5 calculs sont présentés avec différentes valeurs pour chaque paramètre. La Figure 51 montre les courbes contrainte/déformation avec 5 valeurs différentes de P_2. On constate que quand P_2 est suffisamment faible (10^{-7}), on est dans l'état de désancrage complet. Quand on augmente P_2, l'état d'ancrage devient de plus en plus important et entre dans l'état d'ancrage complet à une certaine valeur (10^{-4}). A ce stade-là, plus P_2 est grand, plus le désancrage est retardé. Ainsi, la formation des bandes de Lüders sera retardée. Cependant, on ne constate pas d'influence de P_2 sur la partie adoucissante (pente décroissante) de la loi locale, autrement dit, il n'influence pas la localisation de déformation sur une structure.

Sur la Figure 52, on peut constater que, contrairement au cas précédent, le paramètre ω a une influence importante sur la partie adoucissante de la loi locale : plus ω est faible, plus la loi locale est adoucissante. Une valeur faible du paramètre ω favorise la localisation de

déformation, autrement dit, les bandes de Lüders sont plus localisées sur une structure (Par exemple : une géométrie cylindrique lisse 3D). Effectivement, Belotteau (2009) avait $\omega = 15 \cdot 10^{-4}$ correspondant à la loi (courbe bleue) qui est nettement moins adoucissante qu'avec $\omega = 15 \cdot 10^{-5}$ (courbe violette). Cela pourrait expliquer la raison pour laquelle elle n'a pas pu simuler des bandes de localisation plus fines (plus localisées) et inclinées par rapport à l'axe de traction. En revanche, ω n'a pas d'influence sur l'état d'ancrage. Dans le cas du vieillissement dynamique, le paramètre ω a un effet crucial sur la transition d'un état désancré à un état ancré et vice versa (Wang et al. 2010).

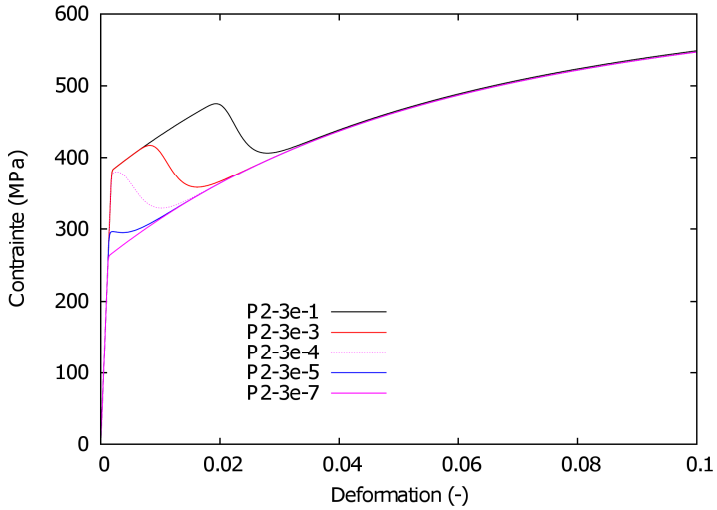


Figure 51 : Courbes contrainte - déformation locales en fonction de différentes valeurs de P_2 à $20°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-1} s^{-1}$ avec $\omega = 1{,}5.10^{-3}$.

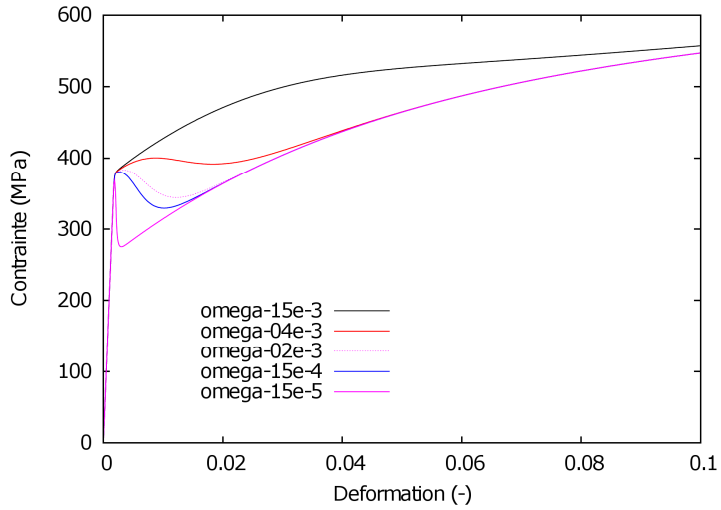


Figure 52 : Courbes contrainte - déformation locales en fonction de différents niveaux de ω à $20°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-1} s^{-1}$ avec $P_2 = 0{,}0003$.

2) *Influence de ω et de la contrainte visqueuse dans le comportement global*

Dans l'étude précédente, on a mis en évidence l'influence du paramètre ω qui a un effet important sur la loi adoucissante locale. Dans cette étude, on va analyser le rôle de ω sur les bandes de localisation sur une structure. De plus, la contrainte visqueuse sera également étudiée vue son influence sur les localisations de déformation.

Cette étude a été réalisée pour des paramètres relatifs à $T = 20°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ et à $T = 200°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$. Compte-tenu des difficultés rencontrées dans les travaux de Belotteau (2009), on a modélisé une éprouvette en 3D. En effet, les bandes de PLC simulées en 2D et 3D n'ont pas forcément les mêmes caractéristiques : la largeur, la symétrie, l'angle d'orientation. La taille de maille dans la zone utile est de 750 µm. La géométrie modélisée et le maillage ainsi que les conditions aux limites sont illustrées sur la Figure 53 : un déplacement est imposé aux nœuds de l'extrémité haute de la géométrie. L'autre extrémité est bloquée dans le sens *y*. Deux nœuds du bord en bas sur l'axe *x* sont bloqués dans le sens *z*. De plus, le nœud à gauche est bloqué dans le sens *x*. Ces conditions aux limites asymétriques permettent le mouvement libre dans le sens *x* et *z* de l'extrémité supérieure : elles autorisent la torsion et le glissement. La présence des congés de raccordement entre la partie utile et les têtes de l'éprouvette seront à l'origine des bandes de localisation. Aucun défaut n'est introduit dans le maillage pour forcer la localisation.

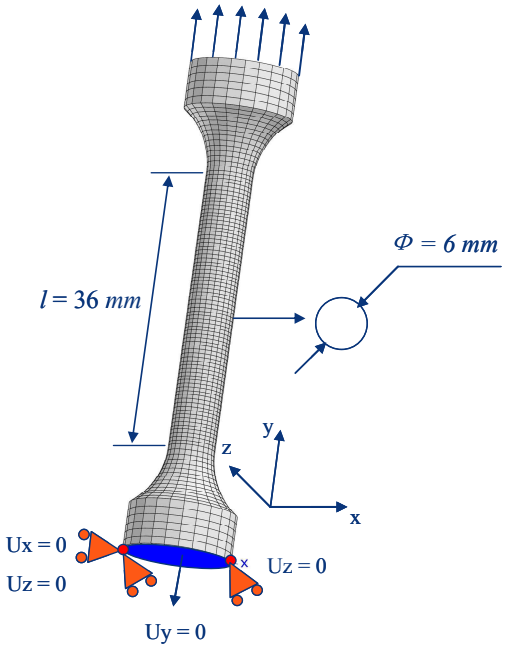


Figure 53 : Maillage et conditions aux limites de la géométrie cylindrique lisse modélisée.

– $T = 20°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$

Dans cette étude, 4 simulations ont été réalisées avec 4 groupes de ω et de paramètres liés à la contrainte visqueuse (Tableau 4). Pour modifier la valeur de la contrainte visqueuse à une vitesse de déformation donnée, on modifie le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$. Il s'agit d'étudier le vieillissement statique : les bandes de Lüders.

ω	$15\cdot10^{-4}$	$15\cdot10^{-4}$	$5\cdot10^{-4}$	$5\cdot10^{-4}$
$\sigma_v\left(MPa\right)\left(\dot{\varepsilon}=10^{-2}s^{-1}\right)$	52	0,1	52	0,1
$\dot{\varepsilon}_0\left(s^{-1}\right)$	$0,92\cdot10^{-7}$	$4,6\cdot10^{-1}$	$0,92\cdot10^{-7}$	$4,6\cdot10^{-1}$

Tableau 4 : Groupes des paramètres étudiés $E_a=0,0022\left(eV\right)$ $V_a=83\left(b^3\right)$.

La Figure 54 et la Figure 55 représentent respectivement les cartes des iso-valeurs de la déformation plastique cumulée et de la vitesse de déformation plastique. On constate 4 types de bandes de Lüders (Figure 55) qui correspondent à 4 types de fronts des zones de déformation plastique localisée (Figure 54) selon différentes valeurs de ω et de contrainte visqueuse. Si ω et σ_v sont grands (Figure 55 a), deux bandes de localisation se forment en haut et en bas et tendent à se rejoindre. Elles sont axisymétriques et horizontales par rapport à l'axe de la géométrie. Dans le cas (Figure 55 b) avec σ_v faible, il n'y a qu'une seule bande qui se forme au congé en haut et se propage du haut vers le bas. Elle est axisymétrique et horizontale comme dans le cas précédent. On remarque que la symétrie des bandes a été cassée en prenant une valeur de σ_v faible. En revanche, dans le cas (Figure 55 c) avec ω faible, comme le cas (Figure 55 a), on observe que deux bandes se forment en haut et en bas et elles ont tendance à se rejoindre. Cependant, elles sont inclinées par rapport à l'axe de traction. Cela signifie qu'une valeur faible de ω a un effet dissymétrique par rapport à l'axe de révolution sur les bandes de localisation. Enfin, quand les valeurs de ω et σ_v sont toutes les deux faibles, une seule bande de Lüders se forme au congé en haut qui se propage de haut en bas (Figure 55 d). Elle est inclinée par rapport à l'axe de traction. Ce dernier constat est tout à fait conforme à l'observation expérimentale effectuée par Belotteau (2009) d'une bande de Lüders inclinée.

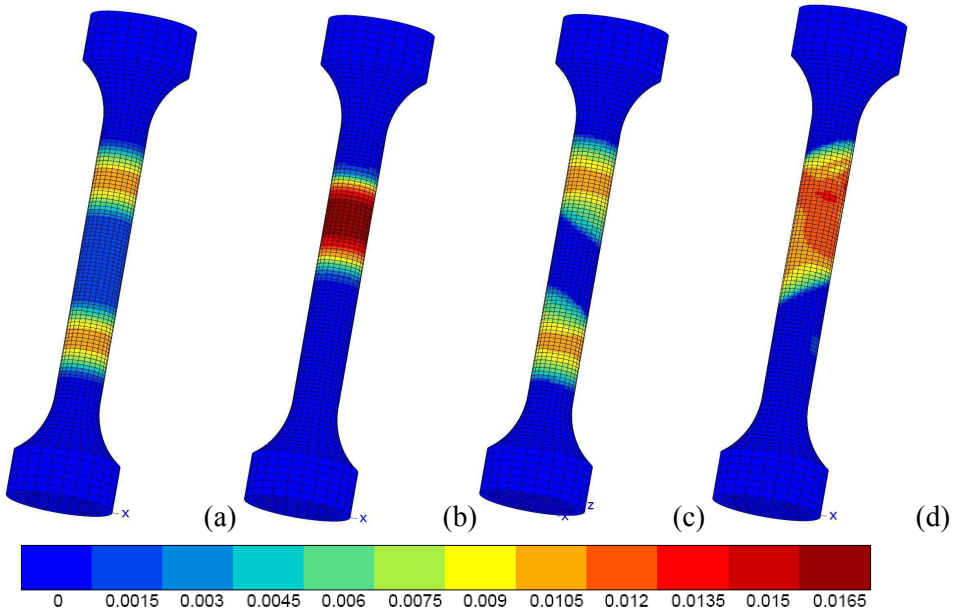


Figure 54 : Iso-valeurs de déformation plastique cumulée selon différents niveaux de contrainte visqueuse et de ω : (a) $\omega=15\cdot10^{-4}$, $\sigma_v=52MPa$ (b) $\omega=15\cdot10^{-4}$, $\sigma_v=0,1MPa$ (c) $\omega=5\cdot10^{-4}$, $\sigma_v=52MPa$ (d) $\omega=5\cdot10^{-4}$, $\sigma_v=0,1MPa$.

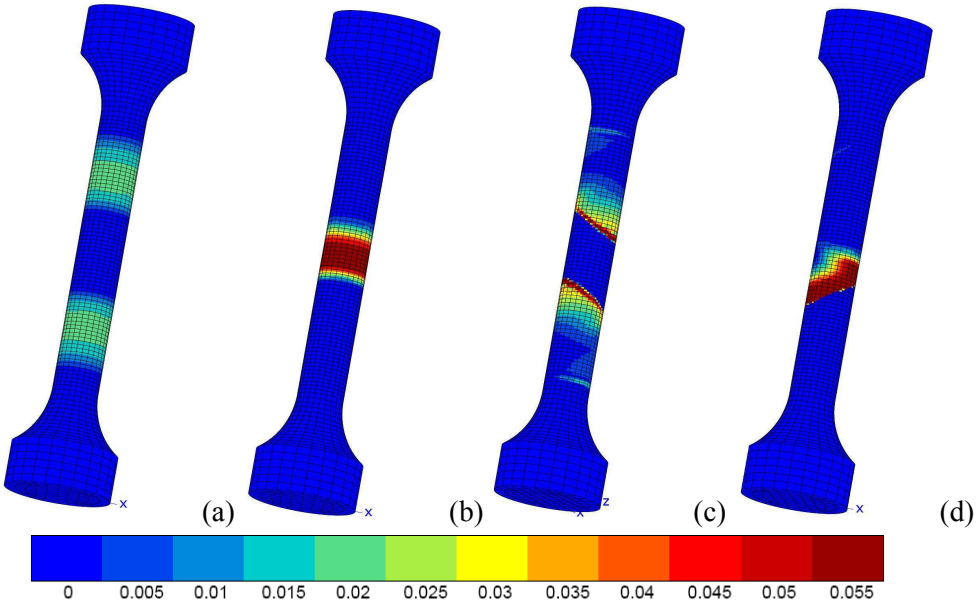


Figure 55 : Iso-valeurs de vitesse de déformation plastique cumulée (s^{-1}) selon différents niveaux de contrainte visqueuse et de ω : (a) $\omega = 15 \cdot 10^{-4}$, $\sigma_v = 52MPa$ (b) $\omega = 15 \cdot 10^{-4}$, $\sigma_v = 0,1MPa$ (c) $\omega = 5 \cdot 10^{-4}$, $\sigma_v = 52MPa$ (d) $\omega = 5 \cdot 10^{-4}$, $\sigma_v = 0,1MPa$.

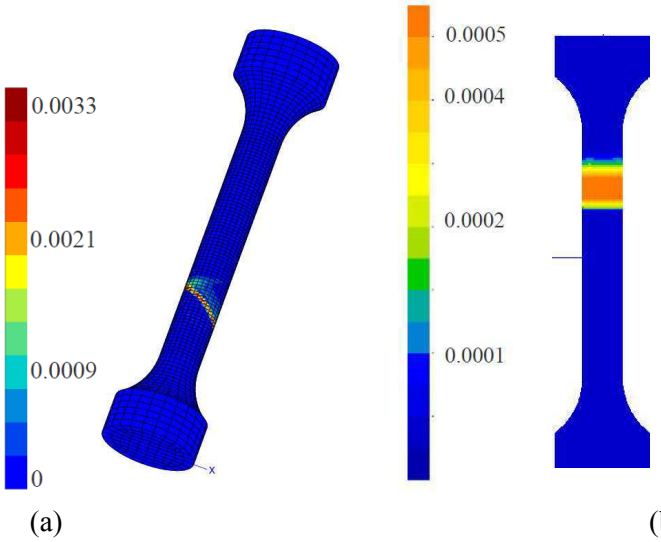


Figure 56 : Iso-valeurs de la vitesse de déformation plastique cumulée (s^{-1}) (a) Bande de PLC simulée à $T = 200°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ avec $\omega = 5 \cdot 10^{-4}$, $\sigma_v = 0,1MPa$. (b) Bande de PLC simulée à $T = 200°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ avec $\omega = 15 \cdot 10^{-4}$, $\sigma_v = 52MPa$: coupe longitudinale (Belotteau 2009).

– $T = 200°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$

On a également effectué une simulation en utilisant les mêmes valeurs de ω et σ_v que le cas (d) précédent afin de voir l'influence de ω et σ_v sur les bandes de PLC. En effet, bien que Belotteau (2009) ait pu simuler des bandes de PLC avec les mêmes valeurs de ω et σ_v que le cas (a) précédent, les bandes sont assez diffuses (largeur trop grande) et horizontales (Figure 56 (b)). Sur la Figure 56 (a), on ne constate qu'une seule bande de PLC. Elle est assez fine et

inclinée par rapport à l'axe de la géométrie. On a remarqué les mêmes influences de ω et σ_v sur les caractéristiques des bandes de PLC que sur les bandes de Lüders. Wang et al. (2010) a donné une explication sur la relation entre le paramètre ω et la morphologie des bandes de PLC pour une éprouvette lisse cylindrique.

2.3.3 Identification des paramètres

Le travail d'identification a été réalisé avec ZeBuLoN – Optimiseur. Dans un souci de réduire le nombre de paramètres à identifier, trois types de fonctions d'évolution par rapport à la température ont été choisies pour certains paramètres à partir des résultats antérieurs (Belotteau 2009).

- Fonction linéaire :

$$f(T) = c_1 + c_2 \cdot T \tag{2-8}$$

La dépendance en température des paramètres α et P_1 est supposée linéaire.

- Fonction exponentielle :

$$f(T) = exp(c_1 + c_2 \cdot T) \tag{2-9}$$

La dépendance en température du paramètre P_2 est supposée exponentielle.

- Fonction de Heaviside (ou fonction marche) :

$$\begin{aligned} Q(T) = {} & Q20 + (Q100 - Q20) \cdot H(T - 373) + (Q150 - Q100) \cdot H(T - 423) + \\ & (Q200 - Q150) \cdot H(T - 473) + (Q250 - Q200) \cdot H(T - 523) + (Q300 - Q250) \cdot H(T - 573) \\ & + (Q350 - Q300) \cdot H(T - 623) \end{aligned} \tag{2-10}$$

Pour les paramètres b et Q, on a utilisé la fonction de Heaviside. Cela a permis d'identifier les deux paramètres température par température mais d'une manière automatique. En effet, il n'est pas possible d'imposer des fonctions à tous les paramètres du modèle.

Ces fonctions nous ont permis de faire l'identification des paramètres pour toutes les températures en une seule fois au lieu de la faire température par température. Cela a beaucoup simplifié la procédure d'identification du modèle KEMC.

Au cours de cette identification, l'accent a été mis sur ω et $\dot{\varepsilon}_0$ qui déterminent l'inclinaison et la symétrie des bandes de PLC et les décrochements de PLC et sur P_2, α et H. D'après Estrin et Kubin (1995), la valeur du paramètre ω évolue avec la déformation plastique : elle augmente rapidement et atteint la valeur maximale pour un faible niveau de déformation et puis elle descend lentement et tend vers une valeur asymptotique. Cette valeur asymptotique est autour de quelques 10^{-4} (Estrin et Kubin 1995). Donc, dans un souci de simplification, le paramètre ω est supposé être constant, comme ce qui a été fait pour Graff et al. (2004), Benallal et al. (2008) et Mazière et al. (2010).

Compte-tenu que les courbes simulées avec l'ancien jeu de paramètres présentent une striction trop tardive par rapport aux courbes expérimentales, on a baissé la valeur du paramètre H. Quant à P_2, α, ils ont une influence importante sur les caractéristiques des courbes numériques. Une étude de l'effet de P_2 sur les décrochements de PLC a été effectuée en fixant α (Annexe 3) : plus P_2 est élevé, plus les décrochements de PLC sont nombreux.

Quand P_2 atteint une valeur assez grande, on pourra constater une deuxième déformation plastique critique où les décrochements s'arrêtent. Plus P_2 est grand, plus cette déformation plastique critique se décale vers la première déformation critique. Si P_2 atteint une valeur suffisamment élevée, les décrochements de PLC disparaissent complètement, ce qui correspond à un état ancré.

Le nouveau jeu de paramètres est présenté dans le Tableau 5. Seuls les paramètres b, Q, $H, \omega, \dot{\varepsilon}_0, P_2, \alpha$, P_1 ont été recalés par rapport au jeu de paramètres de Belotteau (2009). On a notamment baissé le niveau de ω et augmenté celui de $\dot{\varepsilon}_0$ en imposant leur valeur afin d'améliorer la localisation des bandes. Le nouveau jeu de paramètres identifié a permis une meilleure représentation du domaine de la sensibilité négative de contrainte à la vitesse de déformation à hautes températures. Cependant, à basses températures, la description de ce domaine de sensibilité négative n'est pas tout à fait satisfaisante à cause du changement de certains paramètres notamment P_2 et α.

T (°C)	**20**	**100**	**150**	**200**	**250**	**300**	**350**
E (GPa)	210	205	201	198	195	192	188
v	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3
R_0 (MPa)	197	187	182	176	170	164	158
Q (MPa)	312	272	260	287	304	282	277
b	25,2	28,9	29,9	29,3	24,7	25,3	24,7
H (MPa)	360	360	360	360	360	360	360
$\dot{\varepsilon}_0$ (s^{-1})	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$
E_0 (eV)	0,0022	0,0022	0,0022	0,0022	0,0022	0,0022	0,0022
V_a (b^3)	83	100	110	121	132	142	152
n	0,66	0,66	0,66	0,66	0,66	0,66	0,66
P_1 (MPa)	94	89	86	83	81	78	76
t_{a0} (s)	5000000	5000	300	100	20	1	1
P_2 (s^{-n})	0,01	0,07	0,25	0,85	2,90	9,93	34,0
ω	0.0002	0.0002	0.0002	0.0002	0.0002	0.0002	0.0002
α	0,26	0,22	0,20	0,17	0,15	0,12	0,10

Tableau 5 : Nouveau jeu de paramètres identifiés.

Pour vérifier les résultats de l'identification, on a confronté le comportement simulé en traction sur un point de Gauss aux résultats expérimentaux. La Figure 57 présente la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation, obtenue par simulation de la traction jusqu'à 8% de déformation, et les points expérimentaux. On peut tout d'abord observer une bonne corrélation avec les données expérimentales. Les courbes tracées sur la Figure 57 présentent 3 domaines :

– Le domaine « basse vitesse » se caractérise par une sensibilité très faible à la vitesse de déformation, et une contrainte d'écoulement élevée. Cette sensibilité pourrait être expliquée

par le fait que le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$ est trop petit. A vitesse très basse, cette valeur de $\dot{\varepsilon}_0$ conduit à une contrainte visqueuse quasi-nulle. 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 en « traînant » 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.

– Le domaine « grande vitesse » se caractérise par une sensibilité positive de la contrainte 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, 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 : $R_a = 0$. La pente de la partie linéaire croissante du régime haute vitesse est liée à la relation d'activation thermique.

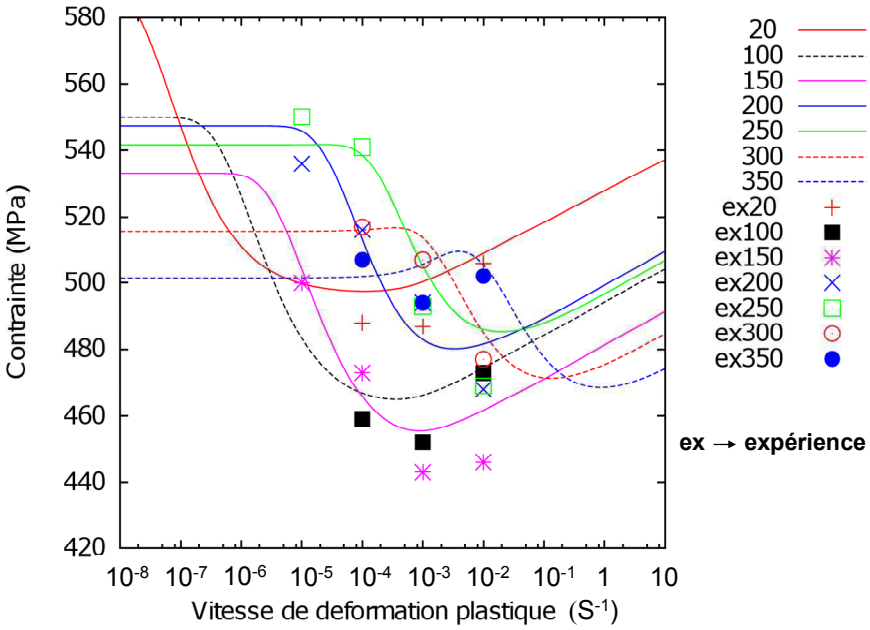


Figure 57 : Evolution de la contrainte rationnelle en fonction de la vitesse de déformation plastique à 8 % de déformation plastique pour 7 températures (20°C – 350°C) : (les lignes représentent les résultats numériques et les points représentent les résultats expérimentaux).

– Le domaine « intermédiaire » se situe entre les régimes de basses vitesses et de hautes vitesses. Ce domaine se caractérise par une sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation, et il coïncide avec le domaine d'apparition du phénomène de 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. Il apparaît donc un domaine $(T\,;\dot{\varepsilon})$ de sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation correspondant aux phénomènes de PLC observés expérimentalement.

On constate également que le domaine de sensibilité négative se décale vers les vitesses élevées quand on augmente la température. Ce qui correspond aux résultats de la littérature (Kubin et Estrin, 1991 et Strudel, 1979).

L'évolution de certains paramètres a été tracée et comparée à celle des paramètres de Belotteau (2009) dans les figures suivantes. Sur la Figure 58, on constate que l'évolution du paramètre Q est décroissante à basses températures pour lesquelles l'effet de vieillissement dynamique est relativement faible. Aux températures moyennes, l'évolution devient croissante car l'effet de vieillissement dynamique devient fort, ce qui provoque un surécrouissage. En effet, l'ancrage des dislocations par les solutés conduit à la multiplication des dislocations afin de poursuivre la déformation. Nous reviendrons sur ce point au paragraphe 3.6. Puis, l'évolution devient décroissante de nouveau du fait qu'à températures élevées, la contrainte de friction du réseau a baissé à cause de l'activation thermique.

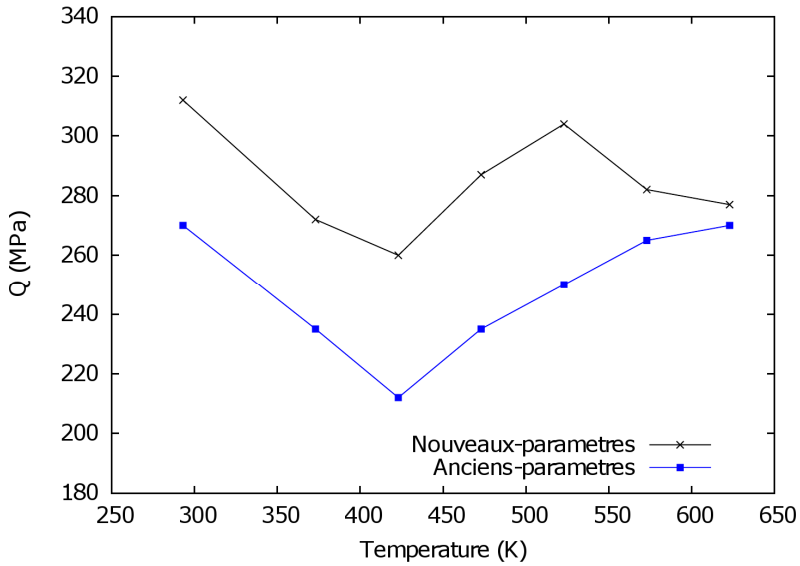


Figure 58 : Comparaison de l'évolution de Q en fonction de la température entre les nouveaux paramètres et les anciens paramètres.

Sur la Figure 59, l'évolution du paramètre b est à l'inverse de celle du paramètre Q. Cela pourrait s'expliquer par le fait suivant : à basse température, le taux d'écrouissage augmente à cause de l'effet de vieillissement dynamique. Aux températures moyennes, le taux d'écrouissage isotrope baisse. Cette diminution pourrait être compensée par le terme dû au

vieillissement dynamique. En effet, l'écrouissage apparent du matériau est composé de deux parties : l'écrouissage isotrope classique et le surécrouissage dû au vieillissement dynamique.

L'identification de l'écrouissage isotrope d'un matériau en présence de vieillissement est assez délicate car il est difficile de scinder le durcissement du matériau en deux parties : durcissement classique (écrouissage) et durcissement dû au vieillissement. Cela reste le point le plus difficile quand on identifie le modèle KEMC, notamment pour une large gamme de températures et de vitesses de déformation.

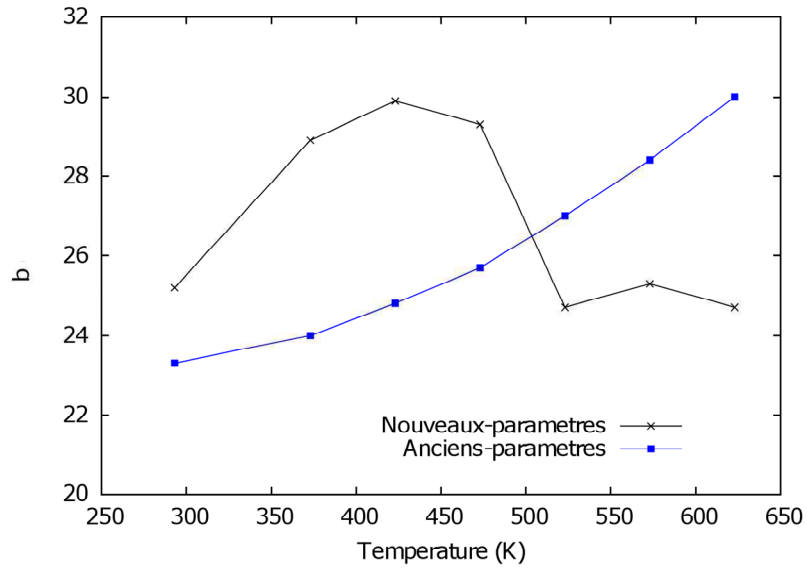


Figure 59 : Comparaison de l'évolution de b en fonction de la température entre les nouveaux paramètres et les anciens paramètres.

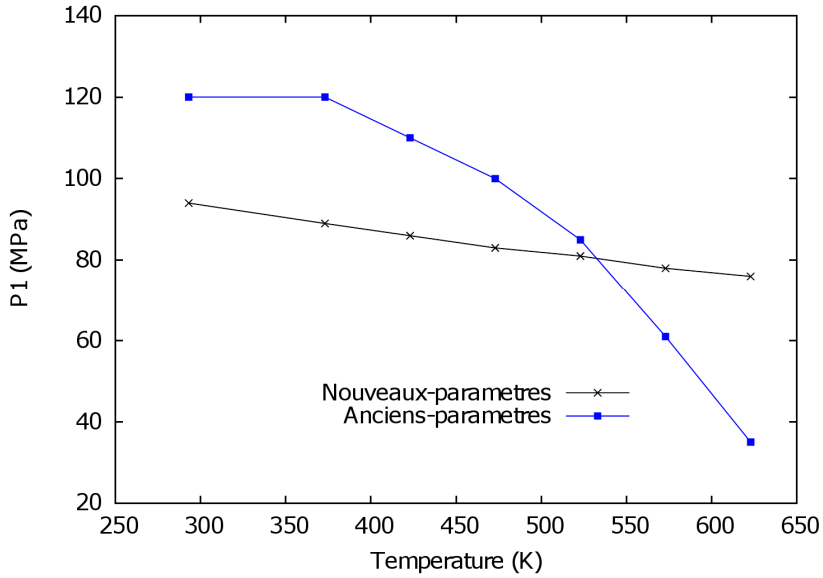


Figure 60 : Comparaison de l'évolution de P_1 en fonction de la température entre les nouveaux paramètres et les anciens paramètres.

La Figure 60 montre que l'évolution de P_1 est décroissante linéairement par rapport à la température. D'un point de vue physique, cela exprime l'activation thermique de l'interaction soluté – dislocation : plus la température augmente, plus cette interaction qui caractérise le niveau d'ancrage est faible. Cependant, on constate qu'à hautes températures, l'effet d'ancrage est probablement un peu trop élevé dans notre nouveau jeu de paramètres.

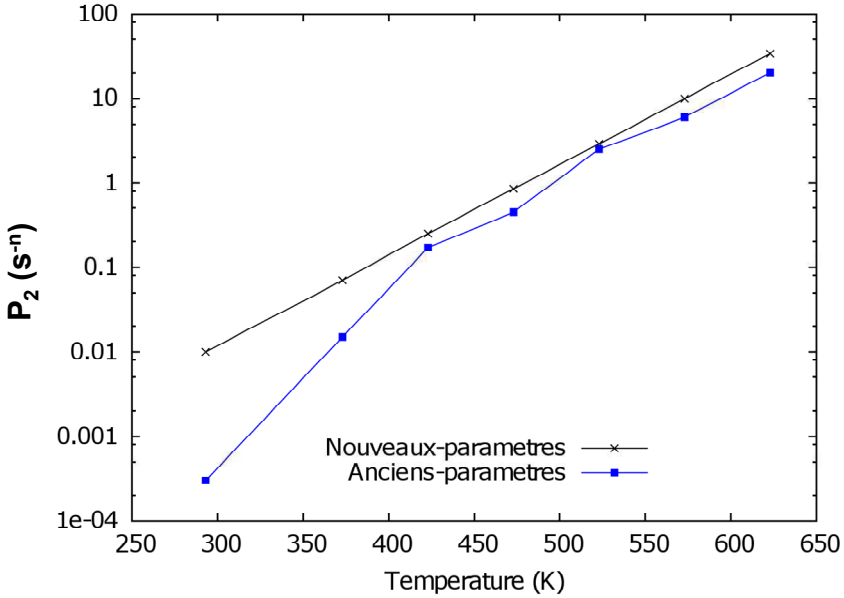


Figure 61 : Comparaison de l'évolution de P_2 en fonction de la température entre les nouveaux paramètres et les anciens paramètres.

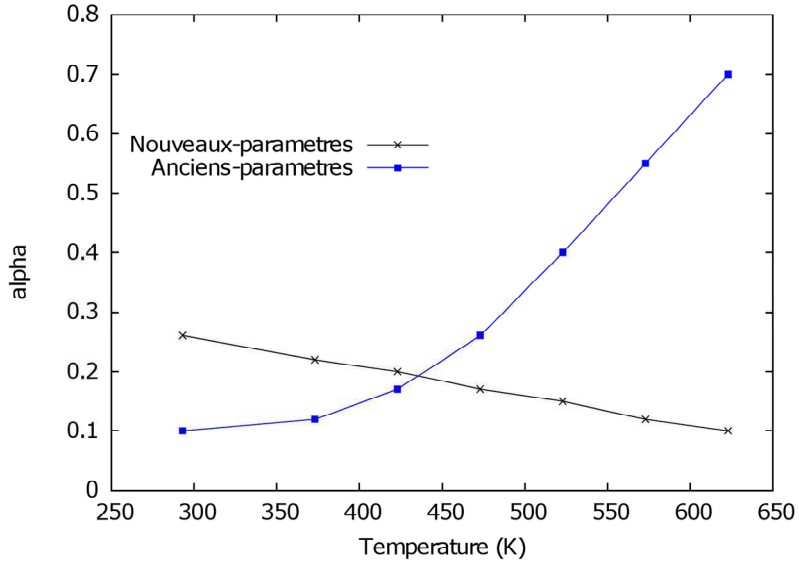


Figure 62 : Comparaison de l'évolution de α en fonction de la température entre les nouveaux paramètres et les anciens paramètres.

En ce qui concerne le paramètre P_2, il suit une évolution croissante du type exponentiel (Figure 61). En effet, à basses températures, on est dans le domaine de vieillissement statique. Au-delà du palier de Lüders, le matériau se trouve dans un état désancré. Dans le modèle de KEMC, une valeur de P_2 suffisamment faible correspond à la valeur quasi-nulle de la concentration de solutés autour de dislocations mobiles C_s : l'état désancré. Aux températures élevées, on est dans le domaine de vieillissement dynamique. L'ancrage du matériau augmente avec la température et atteint un état ancré : C_s augmente et atteint la valeur maximale de 1.

Quant au paramètre α, contrairement à celui de Belotteau (2009), il évolue linéairement d'une manière décroissante en fonction de la température (Figure 62). Une évolution décroissante du paramètre α est raisonnable car le taux de durcissement du matériau dû au vieillissement dynamique (représenté par le terme P_1C_s) augmente avec la température : plus la température est élevée, plus le matériau durcit vite. Dans le modèle de KEMC, plus α est faible, plus la concentration de soluté C_s sature vite.

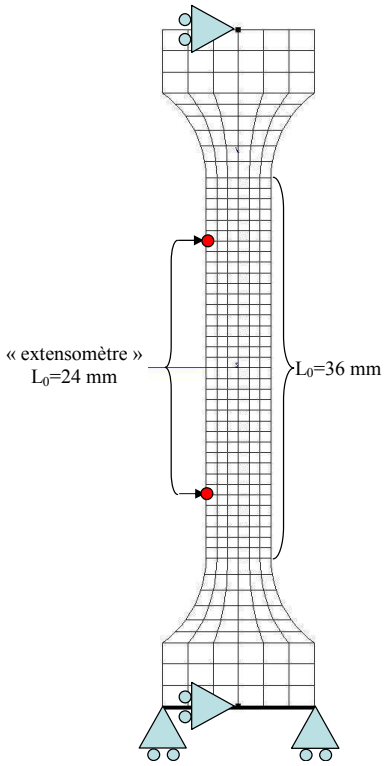


Figure 63 : Maillage et conditions aux limites de l'éprouvette de traction plate modélisée (Belotteau 2009).

2.3.4 Simulations numériques

Une fois les paramètres identifiés, il faut encore les tester par des simulations de structure car l'identification a été effectuée sur un élément de volume. Vu que les calculs en 3D sont lourds et qu'il y a 24 calculs à réaliser (7 températures et différentes vitesses de déformation), on a effectué les calculs dans un premier temps sur une géométrie 2D afin de simplifier cette

procédure de validation de l'identification par des calculs de structure. Cette première étape terminée, on a ensuite effectué quelques simulations représentatives sur les géométries modélisées en 3D : une éprouvette de révolution lisse. En effet, les calculs 2D ne suffisent pas pour valider les paramètres d'un tel modèle concernant le type de décrochements et les caractéristiques des bandes de localisation : la symétrie, l'angle d'orientation et la largeur. Les résultats numériques ont été comparés avec les résultats expérimentaux.

1) *Simulations en 2D*

24 simulations 2D en contraintes planes sur la géométrie cylindrique lisse ont été réalisées. Ici, seuls quelques résultats sont présentés. On trouve les autres résultats dans l'annexe 7. La Figure 63 montre le maillage et les conditions aux limites de l'éprouvette de traction plate modélisée.

Sur les courbes, on constate un bon accord entre les résultats expérimentaux et numériques. Les paramètres identifiés ont permis de reproduire assez correctement les phénomènes de vieillissement statique et dynamique.

La Figure 64 montre qu'à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$, le pic et le palier de Lüders sont bien simulés à part un niveau plus bas par rapport à la courbe d'essai, ce qui pourrait être dû au niveau faible de ω.

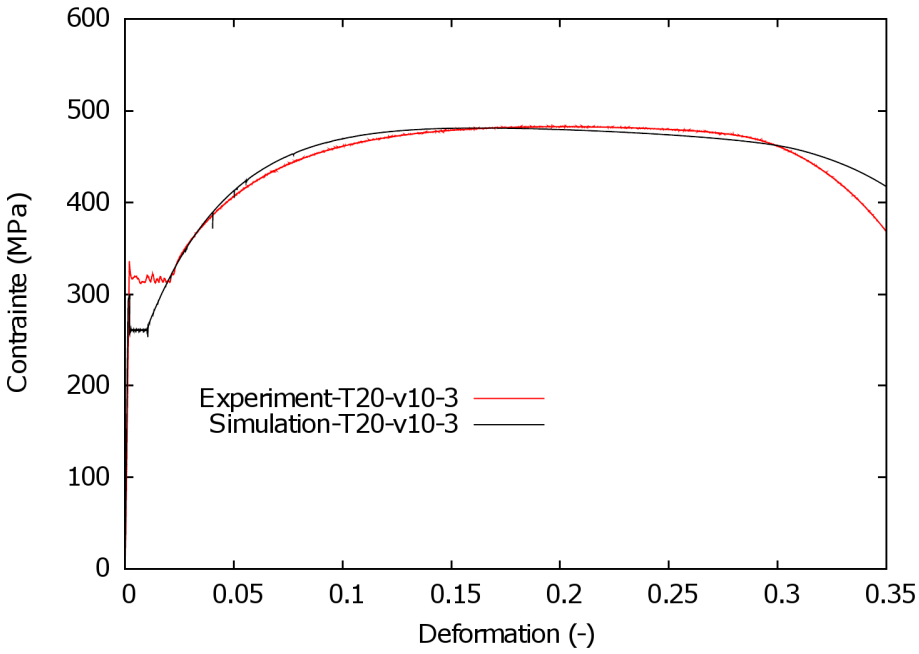


Figure 64 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$.

Sur la Figure 65, à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$, les vieillissements statique et dynamique ont été très bien simulés. Les décrochements de PLC sont très proches de ceux de la courbe expérimentale. On constate également un niveau plus bas du pic et du palier de Lüders. A $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ (Figure 66), on ne constate ni le pic et le palier de Lüders ni de décrochements de PLC. Cela est normal car le matériau est entré dans le domaine de traînage : le terme R_a dû au vieillissement a atteint le niveau maximum. Cependant, sur certains cas, on

constate quelques anomalies. Par exemple, à $T = 100°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ (Figure 67), des décrochements de PLC apparaissent sur la courbe simulée contrairement à la courbe expérimentale. Cela pourrait être provoqué par un P_2 un peu trop élevé. En effet, d'après le modèle KEMC, l'état désancré doit correspondre à un R_a nul. Cela oblige à avoir une valeur de P_2 assez faible pour que le terme de concentration des solutés C_s reste faible.

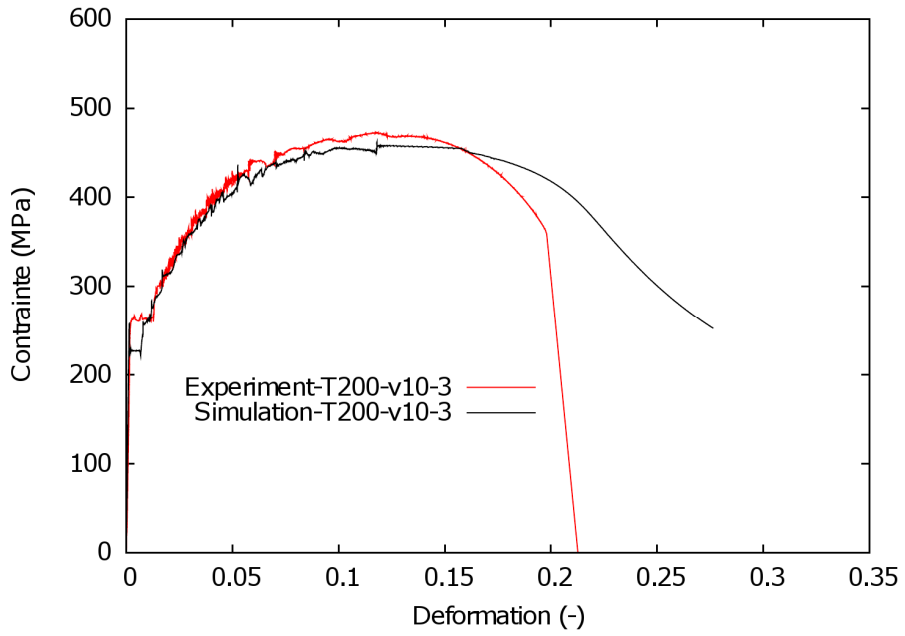


Figure 65 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$.

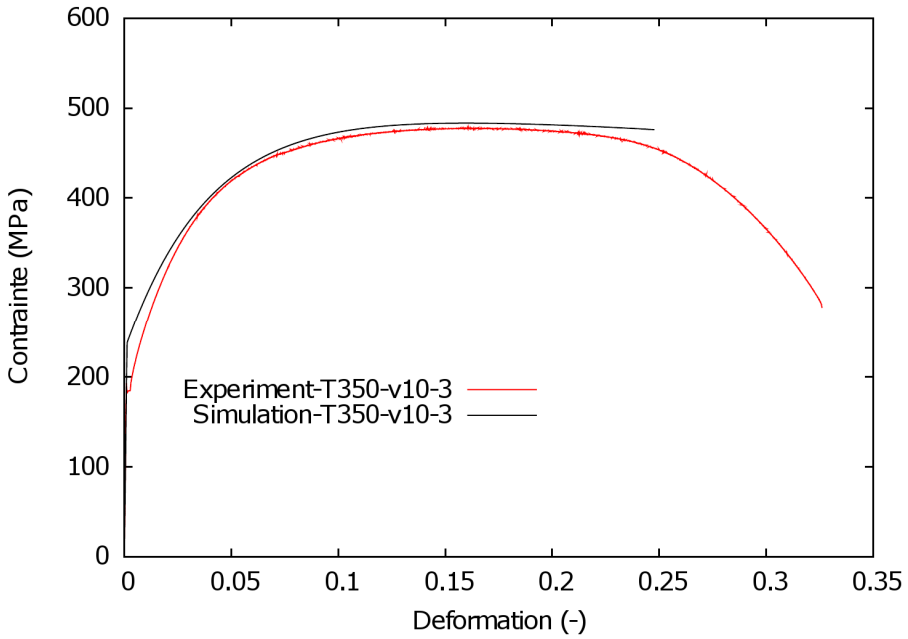


Figure 66 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$.

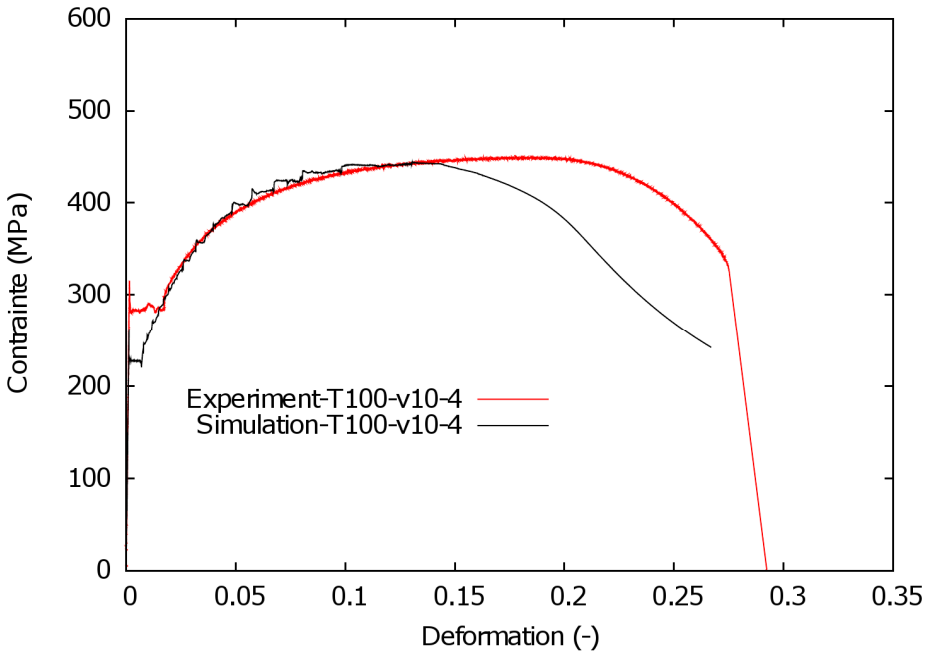


Figure 67 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 100°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\,s^{-1}$.

2) Simulations en 3D

Etant donné que les bandes de PLC simulées en 2D et 3D n'ont pas forcément les mêmes caractéristiques : la largeur, la symétrie, l'angle d'orientation, on réalise des simulations avec le nouveau jeu de paramètres sur des géométries en 3D pour les éprouvettes cylindriques lisses.

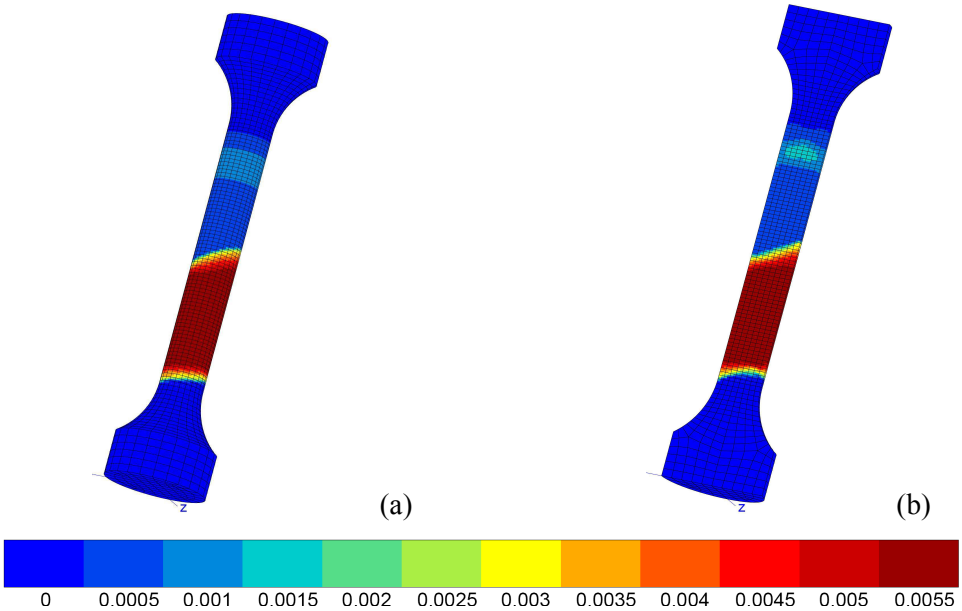


Figure 68 : Iso-valeurs de déformation plastique cumulée à $T = 20°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}\,s^{-1}$: (a) surface extérieure (b) coupe longitudinale.

Deux simulations ont été réalisées à $T = 20°C$ avec $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ et à $T = 200°C$ avec $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ respectivement sur la géométrie modélisée dans le paragraphe 2.3.2 La Figure 68 et la Figure 69 représentent respectivement les iso-valeurs de déformation plastique cumulée et de vitesse de déformation plastique cumulée à la surface extérieure et sur la coupe longitudinale. On constate que le front de la zone localisée de déformation plastique cumulée se propage de haut en bas. De fait, ce front correspond à une bande de Lüders qui se forme au niveau du congé en haut et se propage vers le congé en bas (Figure 69). Un point important, c'est que la bande de Lüders est asymétrique inclinée par rapport à l'axe de traction conformément à l'observation expérimentale. Ce constat s'explique par le fait que l'on a un niveau de ω et σ_v plus faible par rapport à l'identification de Belotteau (2009).

On a le même constat concernant les bandes de PLC sur la Figure 70 qui représente les iso-valeurs de vitesse de déformation plastique cumulée à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

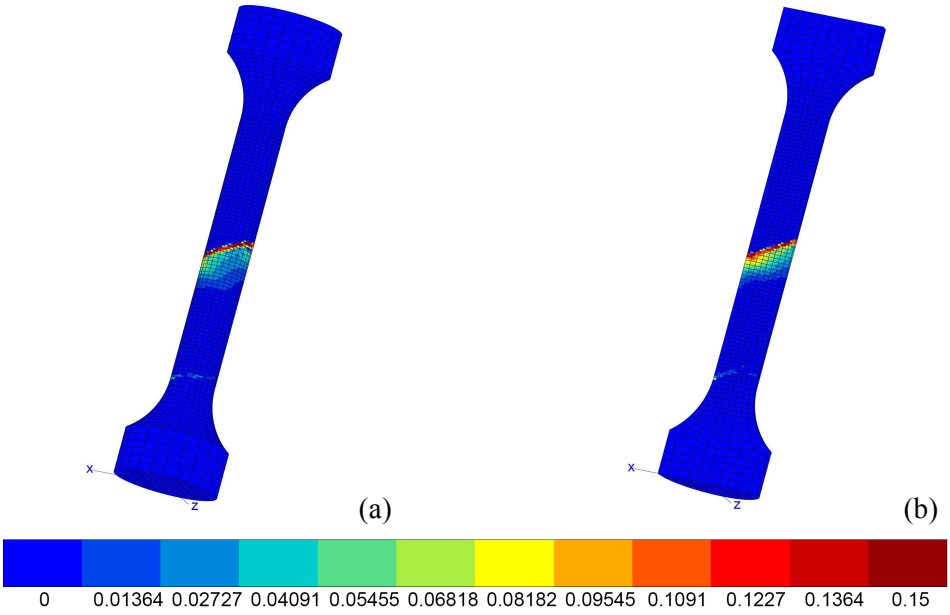


Figure 69 : Iso-valeurs de vitesse de déformation plastique cumulée à $T = 20°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$: (a) surface extérieure (b) coupe longitudinale.

2.4 Conclusion

Ce chapitre a été consacré à la caractérisation expérimentale du matériau TU48C et à l'identification du modèle KEMC.

L'acier TU48C est un acier semi-calmé au silicium qui contient très peu d'aluminium pouvant former des nitrures d'aluminium (AlN). Par conséquent, des atomes d'azote libres subsistent dans le réseau cristallin. Cela rend le matériau d'autant plus sensible au phénomène de vieillissement dynamique. La microstructure de l'acier TU48C est formée de ferrite et de perlite. La structure se présente sous forme de « couches » alternées de ferrite et de perlite issues du procédé de mise en forme par laminage.

Ensuite, des essais de traction simple ont été réalisés sur des éprouvettes lisses cylindriques à deux vitesses de déformation différentes afin d'enrichir la base de données expérimentale obtenue par Belotteau (2009). En effet, le domaine de la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation n'est pas suffisamment bien calé dans la thèse de Belotteau (2009) car les données expérimentales ont été obtenues uniquement à deux vitesses de déformation. Ces essais complémentaires ont permis de mieux caler le domaine de la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation.

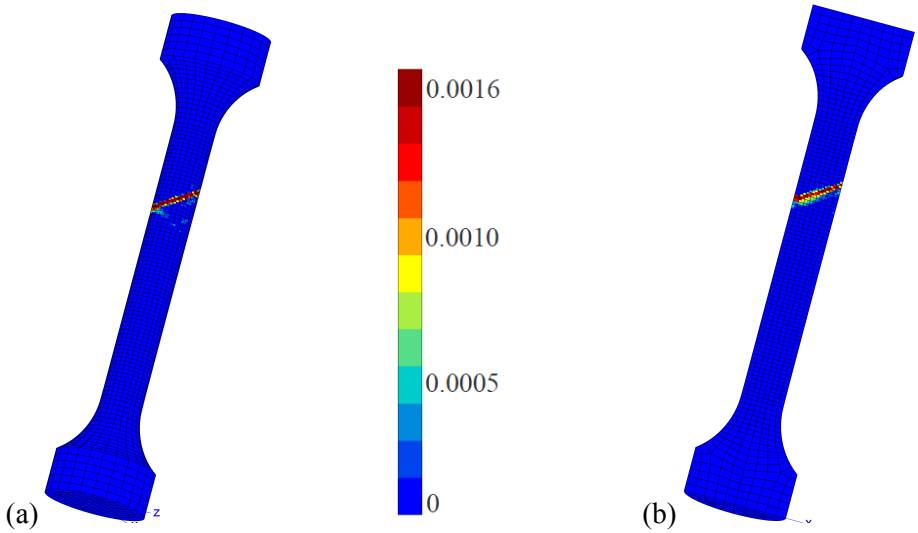


Figure 70 : Iso-valeurs de vitesse de déformation plastique cumulée (s^{-1}) à $T = 200°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\,s^{-1}$: (a) surface extérieure (b) coupe longitudinale.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, le modèle KEMC a d'abord été présenté. Le modèle KEMC est un modèle élasto-viscoplastique prenant en compte l'activation thermique de la déformation plastique. Dans la fonction de charge, à part l'écrouissage isotrope classique, un terme lié au vieillissement a été rajouté. Ce modèle, implanté dans le code de calcul d'éléments finis ZeBuLoN (Zset 1996), permet de simuler à la fois le vieillissement statique et dynamique (bandes de déformation localisées associées aux phénomènes de Lüders et de Portevin – Le Chatelier, palier de Lüders et décrochements de PLC).

L'étude paramétrique a montré que le paramètre matériau ω peut avoir une influence remarquable sur les caractéristiques des bandes de localisation de déformation à la fois dans le cas du vieillissement statique et dynamique. Une valeur faible du paramètre ω permet de simuler sur les éprouvettes cylindriques des bandes inclinées et localisées tandis qu'une valeur élevée conduit à des bandes horizontales et diffuses. D'après Belotteau (2009), les bandes de localisation doivent être inclinées. Ceci signifie que la valeur de ω doit rester faible (autour de quelque 10^{-4}).

Au cours de l'identification, des fonctions d'évolution par rapport à la température d'une partie des paramètres ont permis de faire l'identification pour toutes les températures en une seule fois au lieu de la faire température par température. Cela a beaucoup simplifié la procédure d'identification du modèle KEMC. Le nouveau jeu de paramètres identifiés a donné

une meilleure représentation du domaine de la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation par rapport à l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009), notamment pour les températures intermédiaires (autour de 200°C).

Les simulations numériques des tractions simples ont permis de donner une meilleure prédiction des effets de vieillissement par rapport à l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009). En effet, les décrochements de PLC sont plus denses avec des amplitudes plus importantes. Il est également à noter que certaines courbes telle que celle obtenue à $T = 100°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$, des décrochements de PLC apparaissent sur la courbe simulée contrairement à la courbe expérimentale. Cela est dû à un P_2 un peu trop élevé.

3. Simulations des essais de rupture

3.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, un nouveau jeu de paramètres a été identifié en partant du jeu de paramètres identifié par Belotteau (2009). L'objectif final de la thèse étant de prédire la rupture ductile en présence de l'effet de PLC, plus particulièrement la chute de la ténacité, il faut tout d'abord modéliser correctement les essais de rupture sur les éprouvettes axisymétriques entaillées et CT. En effet, Belotteau (2009) a rencontré des difficultés en modélisant l'effet de PLC sur les éprouvettes entaillées avec l'ancien jeu de paramètres : les décrochements et les bandes de PLC n'ont pas pu être prédits par les calculs. Le nouveau jeu de paramètres est censé résoudre ces problèmes. De ce point de vue, cette étude fait partie de la validation du nouveau jeu de paramètres. En effet, le nouveau jeu de paramètres a permis de prédire correctement les essais de traction simple sur les éprouvettes lisses cylindriques. Encore faut-il que le même jeu de paramètres permette de modéliser correctement les essais de rupture car avant la prédiction de la rupture, les champs mécaniques sur les éprouvettes doivent être prédits. En effet, le modèle de rupture de Rice & Tracey (Rice et Tracey 1969), qui va être utilisé pour la prédiction de rupture, repose sur les champs mécaniques locaux.

La modélisation est d'abord réalisée en 2D et puis des calculs seront réalisés en 3D à 200°C car c'est autour de cette température que le matériau présente un creux de résistance à la déchirure (Belotteau 2009).

3.2 Rappel des résultats expérimentaux

Des résultats expérimentaux représentatifs des essais de rupture sont rappelés dans cette partie. Il s'agit des essais de caractérisation de rupture sur les éprouvettes entaillées et CT réalisés au cours de la thèse de Belotteau (2009). Ces essais ont permis de mettre en évidence l'effet de PLC : les décrochements de PLC sur les courbes globales. On a constaté également un creux de ductilité sur les éprouvettes entaillées et de ténacité sur les éprouvettes CT (présentée dans l'étude bibliographique).

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 (Figure 71), 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).

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 100kN. La vitesse de déplacement imposée à la traverse est de 8.10^{-3} mm/s.

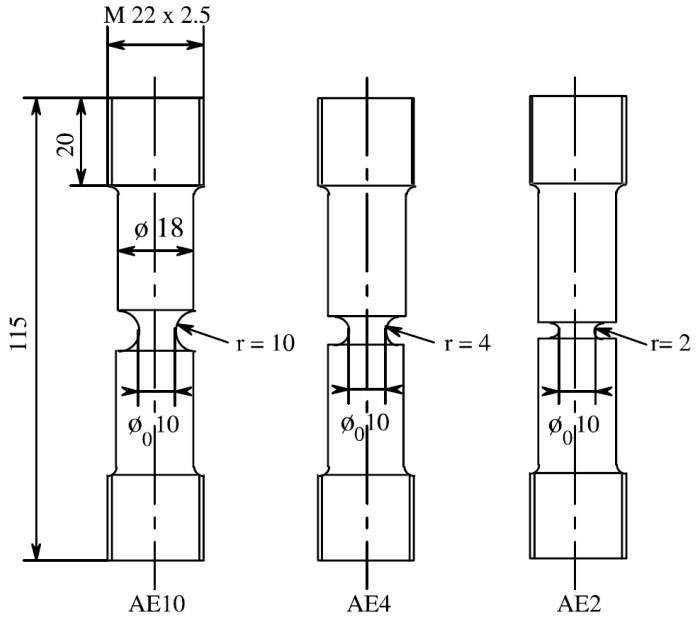


Figure 71 : géométries des éprouvettes entaillées testées.

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. Des éprouvettes CT25 (Compact Tension specimen) de 25 mm d'épaisseur avec rainure latérale ont été utilisées. L'éprouvette CT25 (Figure 72) 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. La rainure latérale est utilisée pour guider la propagation de la fissure dans un plan de symétrie, et obtenir un état mécanique proche des déformations planes.

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 usinés 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}.

La Figure 73 représente les courbes contrainte moyenne/déformation moyenne pour les éprouvettes entaillées AE4 testées à 20, 200 et 350°C. On constate l'effet de PLC sur la courbe à 200°C (décrochements de PLC). De plus, le niveau de contrainte le plus élevé (charge

maximale) est classé ainsi : 350°C, 200°C et 20°C. Cette évolution de la charge maximale non monotone est anormale d'un point de vue de mécanique classique. Cela est dû au durcissement supplémentaire apporté par le trainage des solutés sur les dislocations. On a également remarqué le phénomène de vieillissement statique sur la courbe à 20°C : le pic de Lüders.

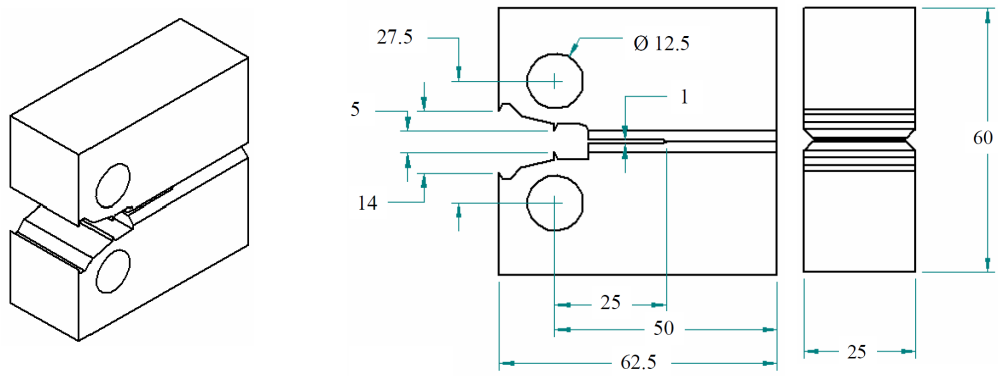


Figure 72 : Plan de définition des éprouvettes CT25 avec rainures latérales.

La Figure 74 représente l'évolution des déformations moyennes à la rupture par rapport à la température pour les éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10. On constate un creux de ductilité autour de 250°C dans tous les cas dû à la présence de l'effet de PLC. Il est également à noter que la chute de ductilité est moins importante quand le taux de triaxialité des contraintes augmente.

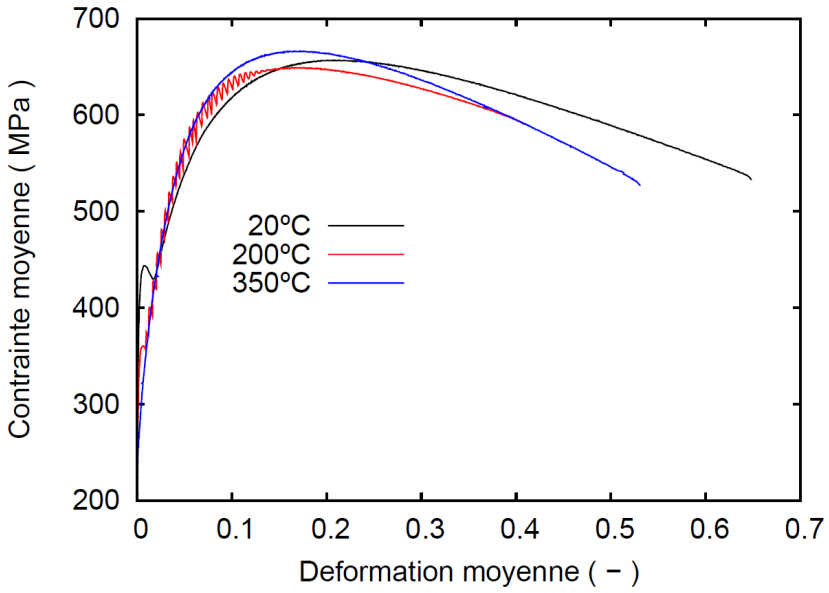


Figure 73 : Courbes contrainte moyenne/déformation moyenne pour les éprouvettes entaillées AE4 testées à 20, 200 et 350°C.

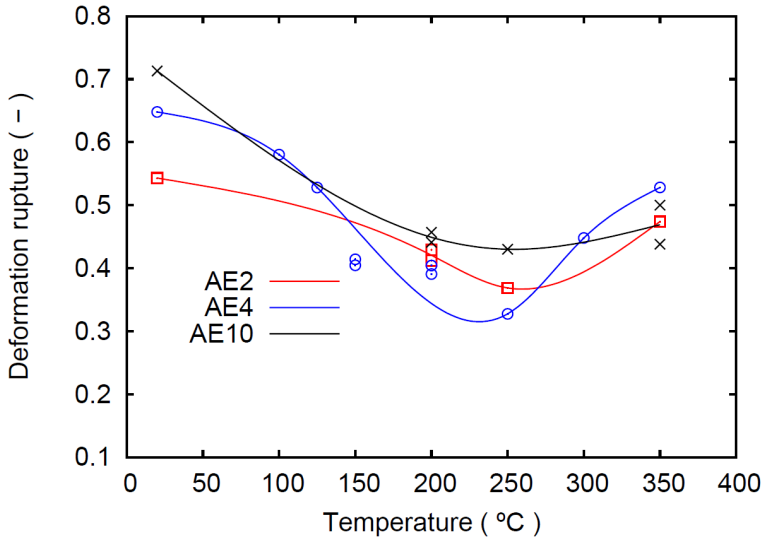


Figure 74 : Evolution des déformations moyennes à la rupture par rapport à la température pour les éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10.

La Figure 75 représente la propagation de fissure en fonction du COD pour les éprouvettes CT testées entre 20 et 300°C. On constate que la propagation de fissure est plus rapide pour 150, 200 et 250°C que 20, 100 et 300°C. En effet, comme ce qui a été présenté dans l'étude bibliographique (paragraphe 1.5.2) sur les éprouvettes CT, pour les trois températures (150, 200 et 250°C), il y a une chute brutale de la ténacité $J_{0,2}$ et du module de déchirure dJ/da due à la présence de l'effet de PLC (décrochements de PLC sur les courbes force/COD).

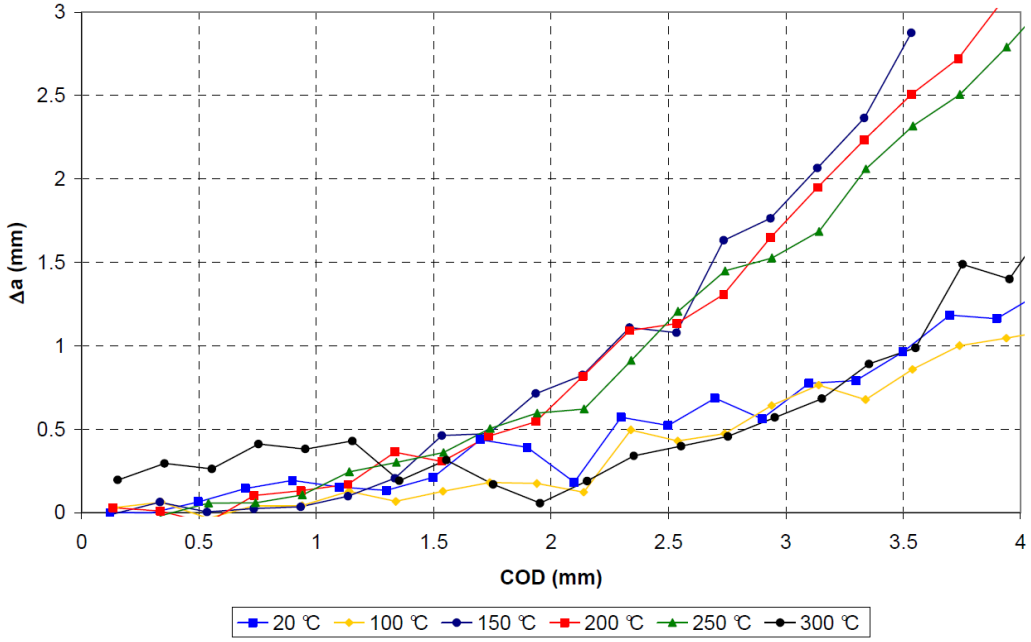


Figure 75 : Propagation de fissure par rapport à COD pour les éprouvettes CT testées entre 20 et 300°C.

3.3 Modélisation des essais sur les éprouvettes entaillées

3.3.1 Modélisation en 2D

Des simulations ont été réalisées sur les éprouvettes entaillées d'un rayon d'entaille de 2, 4 et 10 *mm* (AE2, AE4 et AE10) en 2D axisymétrique. Dans un premier temps, une simulation a été réalisée à $T = 200°C$ sur une demie section (Figure 76). Les conditions aux limites sont telles que les bords à gauche et en bas sont bloqués dans le sens horizontal et vertical respectivement et qu'un déplacement à une certaine vitesse est imposé au bord en haut. Les éléments utilisés sont des éléments axisymétriques quadratiques à intégration réduite (CAX8R).

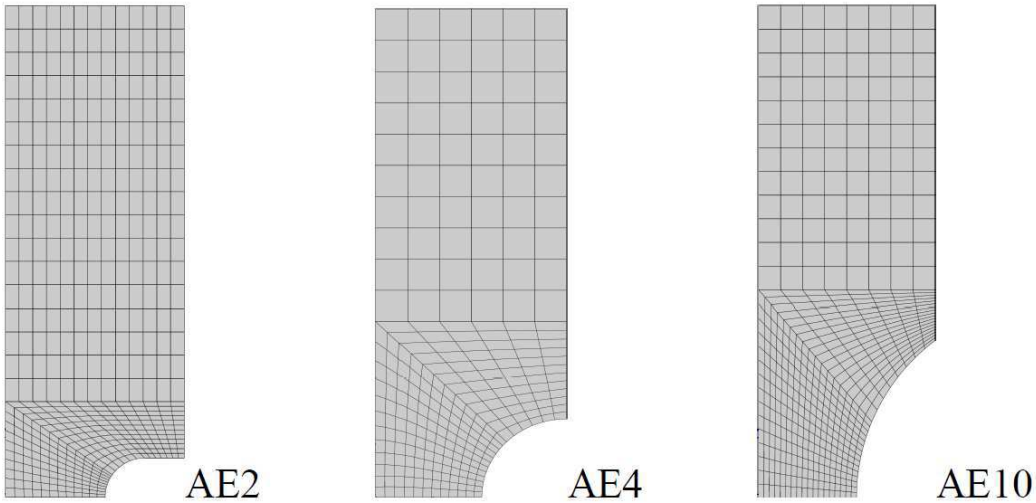


Figure 76 : Maillage et géométries des éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10.

La vitesse de sollicitation imposée au bord supérieur 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 de l'effet de PLC.

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 des éléments finis avec la mesure expérimentale par extensométrie diamétrale (Belotteau 2009). La sollicitation qui permet de reproduire au mieux la vitesse observée expérimentalement en fond d'entaille est un chargement en trois séquences. Ces chargements séquentiels ont été calculés par Belotteau (2009) et on va utiliser ces chargements dans nos études.

La Figure 77 représente les iso-valeurs de vitesse de déformation plastique cumulée. On constate une ou deux bandes de PLC assez fines et localisées et des petites bandes secondaires. Ces bandes de localisation de la vitesse de déformation se forment dans les entailles d'une

manière aléatoire. Elles peuvent sortir des entailles. La Figure 78 montre les courbes force/déplacement expérimentale et numérique en fond d'entaille pour l'éprouvette entaillée AE4. On constate que les décrochements de PLC de la courbe expérimentale ont été simulés correctement. En revanche, on remarque également que les amplitudes des décrochements de PLC de la courbe numérique sont plus faibles par rapport à la courbe expérimentale. De plus, la fréquence des décrochements de la courbe numérique est aussi plus faible que la courbe expérimentale. Les résultats numériques obtenus avec le nouveau jeu de paramètres ont permis de montrer une amélioration notable des simulations réalisées sur les éprouvettes entaillées avec l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009), lesquels conduisaient à une courbe globale lisse.

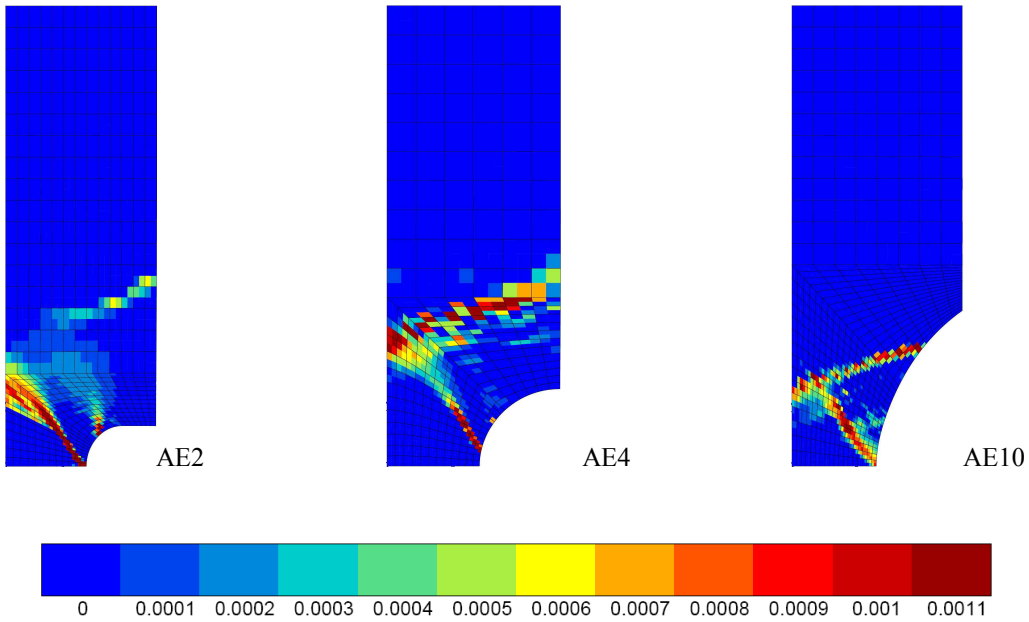


Figure 77 : Iso-valeurs de la vitesse de déformation plastique cumulée pour les éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10 à $T = 200°C$.

3.3.2 Modélisation en 3D

Une seule simulation en 3D a été effectuée pour l'éprouvette entaillée AE4 testée à $T = 200°C$. Les éléments finis utilisés sont des briques à 20 nœuds avec interpolation quadratique et intégration réduite (C3D20R). La géométrie modélisée et le maillage 3D utilisé sont présentés sur la Figure 79. Les conditions aux limites sont identiques à la géométrie cylindrique lisse.

La Figure 80 représente les iso-valeurs de vitesse de déformation plastique cumulée à la surface et dans une coupe longitudinale à deux moments de calculs différents. Sur les deux cartes à gauche (à 5% de déformation moyenne), on constate plusieurs bandes de PLC asymétriques qui se forment dans l'entaille à la surface extérieure comme à l'intérieur. Ces bandes peuvent sortir de l'entaille comme dans le cas en 2D. A une déformation moyenne plus élevée (5,4%), comme on peut constater sur les deux cartes à droite, deux grosses bandes se

forment dans l'entaille et restent confinées dans l'entaille. Les bandes de PLC vues sur la coupe axiale de la géométrie présentent des caractéristiques qui ressemblent à celles observées par Graff et al. (2004) sur des éprouvettes entaillées plates. Les bandes de PLC simulées apparaissent et disparaissent d'une manière aléatoire et ne sont pas propageantes comme les bandes du type B observées dans les éprouvettes lisses.

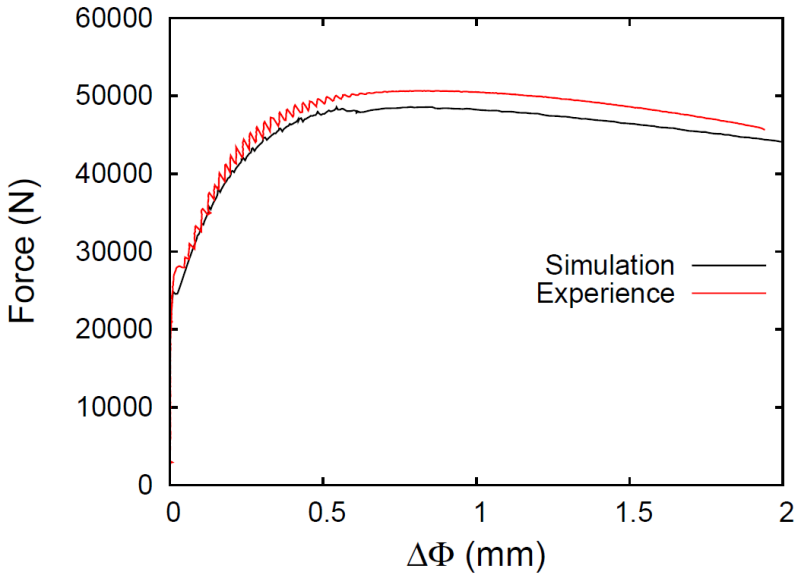


Figure 78 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 200°C$ sur la géométrie entaillée AE4.

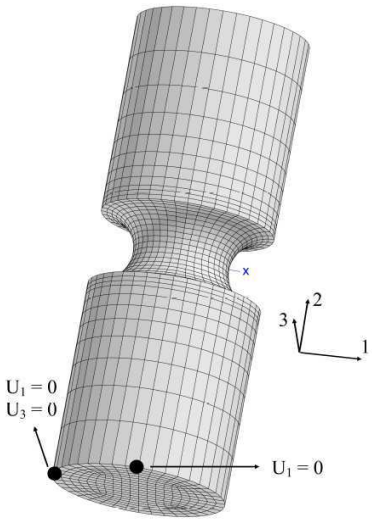


Figure 79 : Géométrie entaillée modélisée 3D, le maillage et les conditions aux limites imposées.

La simulation en 3D a permis de montrer que les bandes de PLC sur une éprouvette entaillée ne sont pas symétriques. Donc, les simulations en 2D axisymétrique ne suffisent pas pour mettre en évidence les caractéristiques spatio-temporelles complexes. En revanche, sur les courbes contrainte moyenne/déformation moyenne, on constate peu de différence sur les

caractéristiques des courbes, notamment en ce qui concerne les décrochements de PLC (Figure 81).

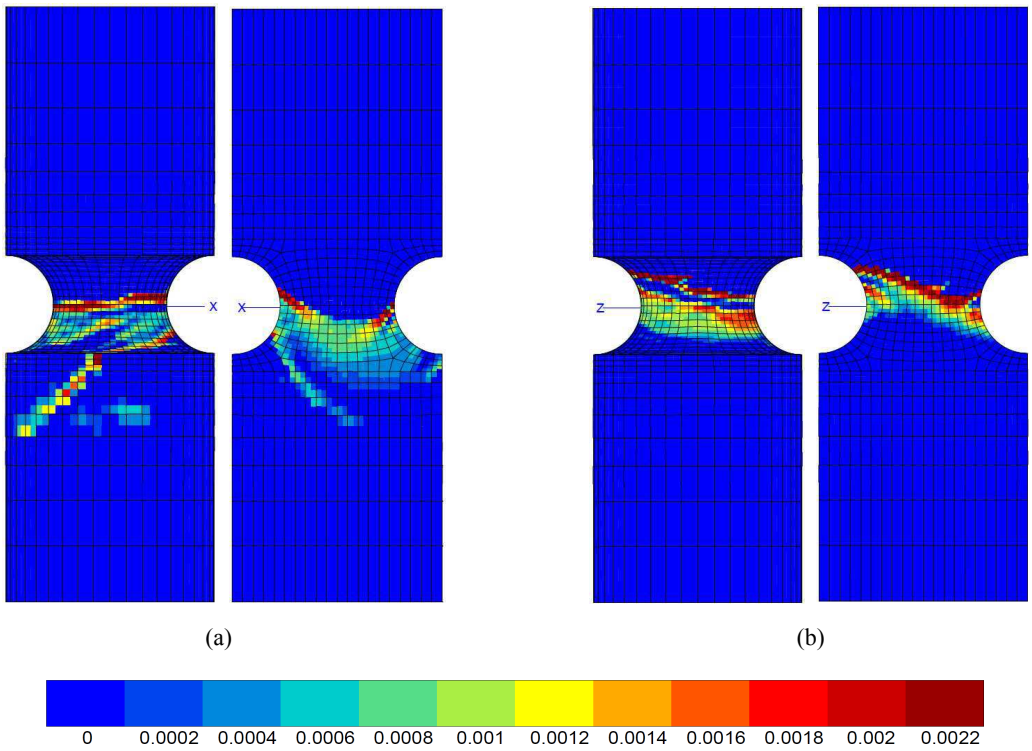


Figure 80 : Iso-valeurs de vitesse de déformation plastique cumulée à $T = 200°C$ sur la géométrie entaillée AE4 à la surface et sur une coupe longitudinale à deux moments différents pour deux niveaux de déformation moyenne différentes : (a) 5% ; (b) 5,4%.

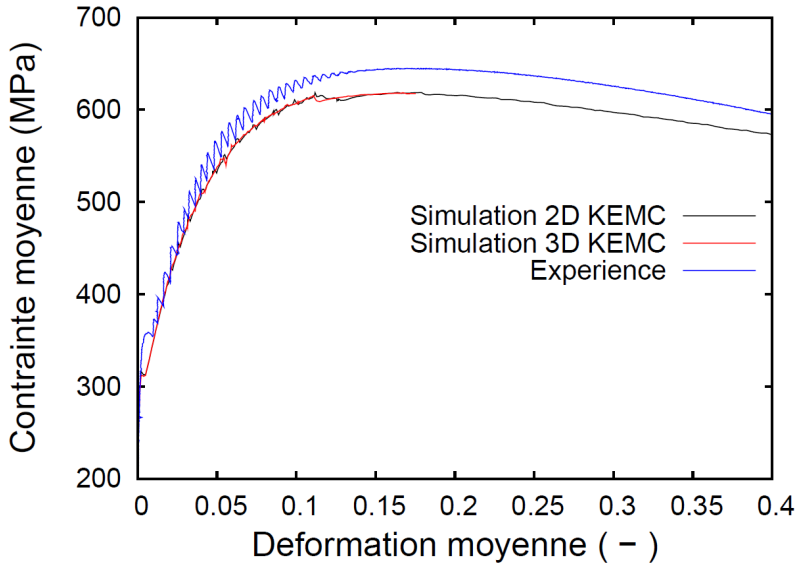


Figure 81 : Courbes contrainte moyenne/déformation moyenne : expérience et simulations 2D et 3D pour l'éprouvette entaillée AE4 testée à 200°C.

3.3.3 Modélisation avec la prise en compte de la raideur de la machine d'essai

Dans la littérature, des simulations ont été réalisées sur les éprouvettes de traction simple et les éprouvettes entaillées avec des modèles de vieillissement sous déformation des alliages métalliques (Zhang et al. 2001, Graff et al. 2004, Benallal et al. 2006, Mazière 2007, Benallal et al. 2008, Belotteau et al. 2009 et Mazière et al. 2010). Cependant, pour toutes les simulations, la raideur de machine d'essai (ou plus exactement la raideur du montage) n'a pas été prise en compte alors qu'elle pourrait avoir une influence non négligeable sur la modélisation de l'effet de PLC notamment vis-à-vis des décrochements de PLC sur les courbes. De plus, Belotteau (2009) a rencontré des difficultés en modélisant l'effet de PLC sur les éprouvettes cylindriques entaillées tandis qu'avec le même modèle, elle a pu prédire l'effet de PLC sur les éprouvettes cylindriques lisses. Cela a été attribué à l'ancien jeu de paramètres qui a été amélioré dans cette thèse. Les nouveaux paramètres ont permis de finalement prédire l'effet de PLC sur les éprouvettes cylindriques entaillées : les bandes et les décrochements de PLC. Si les bandes de PLC sont correctement prédites, la prédiction des décrochements reste insuffisante car les amplitudes des décrochements sont faibles par rapport à celles des courbes expérimentales. Par ailleurs, Belotteau (2009) a dû introduire un chargement à vitesse de déplacement variable pour simuler l'évolution de la variation diamétrale sur les éprouvettes AE, alors que ces essais sont conduits à vitesse de déplacement de traverse constante. Ceci est dû au montage reliant l'éprouvette à la traverse, montage qui n'est pas infiniment raide. Ainsi, dans ce chapitre, on va introduire la raideur de machine d'essai dans la modélisation de l'effet de PLC afin de mettre en évidence le rôle que la raideur du système expérimental pourrait jouer sur les décrochements de PLC.

1) *Procédure du calcul de la raideur de la machine d'essai*

La Figure 82 représente le schéma d'un essai de traction d'une éprouvette sollicitée dans le domaine élastique et du montage supposé se comporter linéairement : K_m, K_{ep} et K_{to} représentent respectivement la raideur de la machine, celle de l'éprouvette et la raideur totale ; Δl_m, Δl_{ep} et Δl_{to} sont le déplacement de la machine, celui de l'éprouvette et le déplacement total ; F est la force mesurée. A partir de ce schéma, on peut obtenir les deux relations (1) et (2).

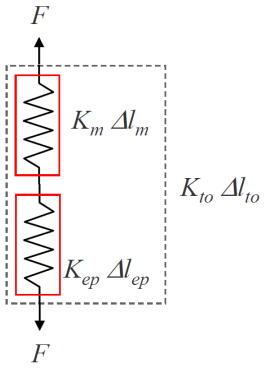


Figure 82 : Schéma d'un essai de traction monotone.

$$\Delta l_{to} = \Delta l_{ep} + \Delta l_m \tag{3-1}$$

$$\Delta l_{to} = \frac{F}{K_{to}}, \Delta l_{ep} = \frac{F}{K_{ep}}, \Delta l_m = \frac{F}{K_m} \tag{3-2}$$

On obtient la relation suivante avec les équations (1) et (2) :

$$\frac{F}{K_{to}} = \frac{F}{K_{ep}} + \frac{F}{K_m} \tag{3-3}$$

A partir de l'équation (3), la raideur de la machine d'essai peut être calculée avec l'équation suivante :

$$K_m = \frac{K_{to} K_{ep}}{K_{ep} - K_{to}} \tag{3-4}$$

La raideur de la machine se calcule à partir de la raideur de l'éprouvette et de la raideur totale. La raideur totale peut être calculée à partir de la courbe expérimentale obtenue à la traverse de la machine. Pour le calcul de la raideur d'une éprouvette soumise à une traction uniaxiale, il y a deux méthodes (en dehors de la mesure directe). La première méthode est d'utiliser la relation classique (5). Dans la relation (5), F est la force extérieure appliquée sur l'éprouvette dans l'axe de traction ; E est le module d'Young ; S_0 et l_0 sont la surface et la longueur initiales de l'éprouvette ; Δl représente la variation de la longueur. Cette méthode est simple mais elle ne marche que pour les éprouvettes lisses. Pour calculer la raideur des éprouvettes entaillées, on doit utiliser la deuxième méthode qui consiste à réaliser un calcul par éléments finis sur la géométrie modélisée de l'éprouvette avec une loi élastique linéaire, le module d'Young E et le coefficient de Poisson ν étant connus pour le matériau. A l'aide de la courbe force/déplacement, on peut en déduire aisément la raideur de l'éprouvette qui est la pente de la courbe.

$$F = \frac{ES_0}{l_0} \Delta l \text{ d'où } K_{ep} = \frac{ES_0}{l_0} \tag{3-5}$$

Les raideurs de machine ainsi calculées pour les éprouvettes entaillées testées à 200°C sont indiquées dans le Tableau 6. On trouve sensiblement le même résultat pour les AE2 et AE4, ce qui est normal car le montage est le même.

	K_t	K_{ep}	K_m
AE2	51138 kN/m	750253 kN/m	54878 kN/m
AE4	51768 kN/m	723522 kN/m	55757 kN/m

Tableau 6 : Raideurs de machine calculées pour les éprouvettes entaillées AE2 et AE4.

2) *Simulations numériques*

Dans cette partie, on va modéliser les essais sur les éprouvettes entaillées AE2 et AE4 testées à 200°C avec le nouveau jeu de paramètres en prenant en compte la raideur de machine d'essai. Quand un essai de traction est piloté par une vitesse de déplacement fixée, on appelle la machine d'essai une machine « raide ». Dans la réalité, une telle machine d'essai n'est pas vraiment raide à cause de la raideur de la machine ou plus exactement la raideur du montage.

Les calculs seront réalisés en 2D axisymétrique. Pour modéliser la raideur de machine, on a rajouté une couche d'éléments finis au dessus de la géométrie (Figure 83). Ces éléments sont équivalents à un ressort qui a la même raideur que celle du montage. Sur le bord en bas et à gauche, des conditions aux limites de symétrie ont été appliquées. Pour le bord en haut, au lieu d'imposer le chargement calculé par Belotteau (2009), on a appliqué directement la vitesse de déplacement imposée à la traverse de la machine (point 1 dans la Figure 83) dans les essais.

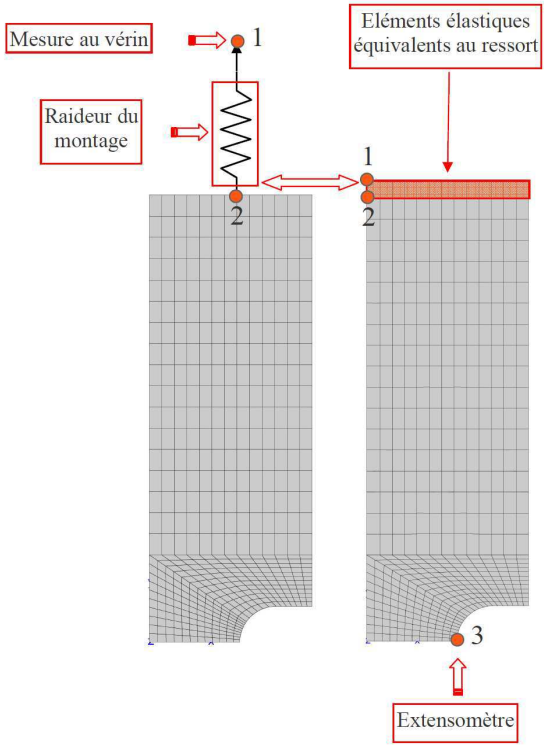


Figure 83 : Maillages et géométries 2D en axisymétrie des éprouvettes entaillées AE2 : les éléments finis en couleur rouge sont équivalents aux ressorts qui représentent les raideurs de machine d'essai.

La Figure 84 montre le déplacement du point 2 par rapport au temps issu du calcul avec le ressort (Figure 83) et le déplacement en trois phases imposé au bord en haut dans les anciens calculs sans ressort pour l'éprouvette AE2. On voit bien que le déplacement du point 2 suit bien le trajet du chargement calculé pour l'ancien calcul sans ressort. Cela revient à dire que le chargement imposé à l'éprouvette dans l'essai (vitesse réelle de déplacement) est différent de celui imposé à la traverse de la machine qui est linéaire par morceaux avec le temps. Par ailleurs, on constate également des marches sur la courbe noire qui pourraient être dues au ressort. Le saut de chaque marche correspond à l'apparition d'une série de bandes de

PLC qui créent une décharge du ressort. Le palier de chaque marche correspond à la phase de recharge du ressort. Pendant la recharge, le déplacement du point 2 reste constant jusqu'à l'apparition de la nouvelle bande sur la géométrie.

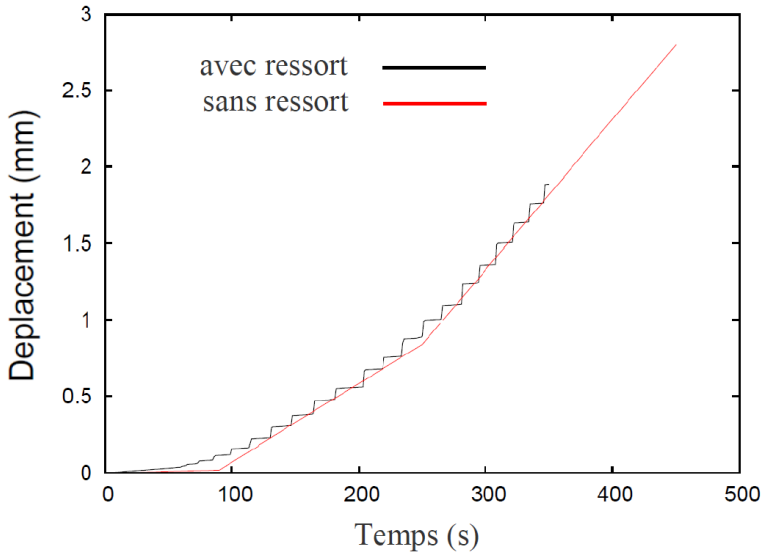


Figure 84 : Déplacement du point 2 en fonction du temps et déplacement imposé au bord en haut dans les anciens calculs sans ressort pour l'éprouvette AE2.

Sur la Figure 85, on constate que la variation diamétrale en fond d'entaille mesurée pendant l'essai est correctement prédite par le calcul avec la prise en compte de la raideur de machine. Les marches sur la courbe de simulation sont dues à la même raison expliquée ci-dessus.

La Figure 86 montre la variation diamétrale en fond d'entaille en fonction de la force. Globalement, les simulations donnent une prédiction assez correcte de l'allure sur la courbe expérimentale : le niveau de ces courbes est assez proche. Bien qu'avec le nouveau jeu de paramètres, on ait réussi à prédire les décrochements de PLC sur l'éprouvette AE2 sans prendre en compte la raideur de machine, les amplitudes des décrochements restent trop faibles par rapport à celle de l'essai. En revanche, par rapport à la courbe simulée sans ressort, la courbe obtenue avec ressort présente des décrochements de PLC avec des amplitudes beaucoup plus importantes. Les caractéristiques des décrochements sur la courbe simulée avec ressort sont plus proches de celles de la courbe expérimentale : les décrochements sont en forme de dents de scie comme dans le cas expérimental à part que les amplitudes de ces décrochements sont sur-estimées par rapport à l'essai, notamment à la fin des courbes. Cela pourrait être dû au paramètre P_1 (l'amplitude d'ancrage dû au vieillissement sous déformation) dans le modèle KEMC qui est trop important. Cependant, ce genre de décrochements a été observé expérimentalement par Wagner et al (2002) (Figure 87) qui ont réalisé des essais de traction sur le même type d'éprouvettes entaillées (AE2, AE4 et AE10) sur des aciers au carbone-manganèse proches de l'acier TU48C : A42 et A48.

En ce qui concerne l'éprouvette AE4, comme pour l'éprouvette AE2, on constate que le calcul avec la prise en compte de la raideur de machine a permis de donner une prédiction assez correcte du chargement en trois phases utilisé dans le calcul sans prendre en compte la raideur de machine (Figure 88). La variation diamétrale expérimentale en fond d'entaille a été également bien prédite (Figure 89). Dans les deux cas, on remarque les mêmes marches sur ces courbes. Sur les courbes force/déplacement diamétral pour AE4 (Figure 90), on observe les caractéristiques semblables des décrochements de PLC.

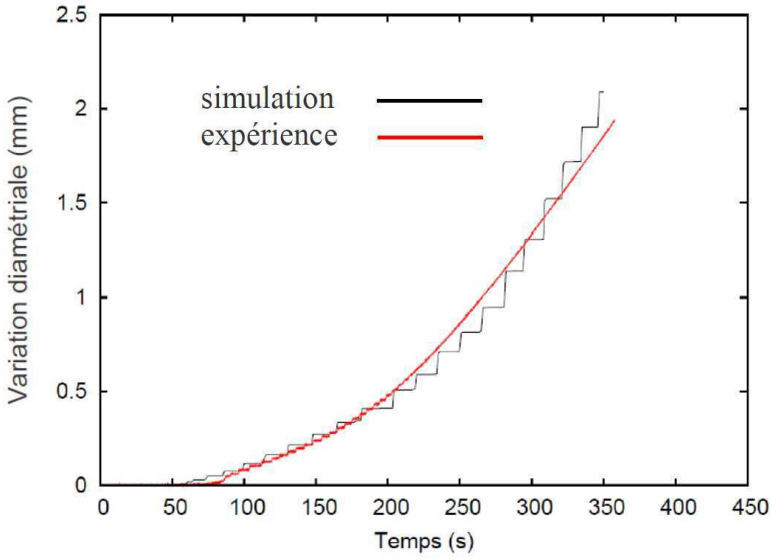


Figure 85 : Déplacement du point 3 par rapport au temps et déplacement du point 3 mesuré par l'extensomètre dans l'essai sur l'éprouvette AE2.

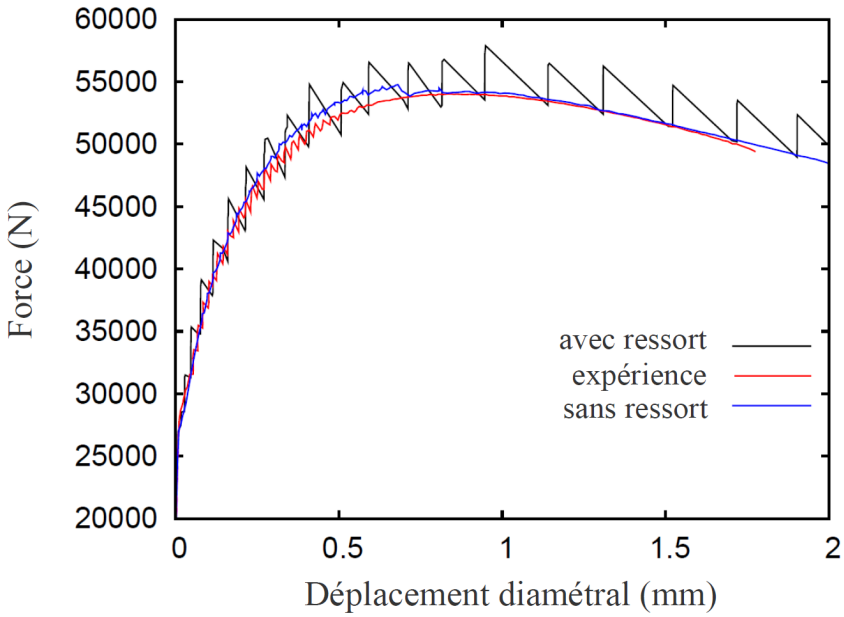


Figure 86 : Variation diamétrale en fond d'entaille par rapport à la force pour l'éprouvette AE2 : simulation et expérience.

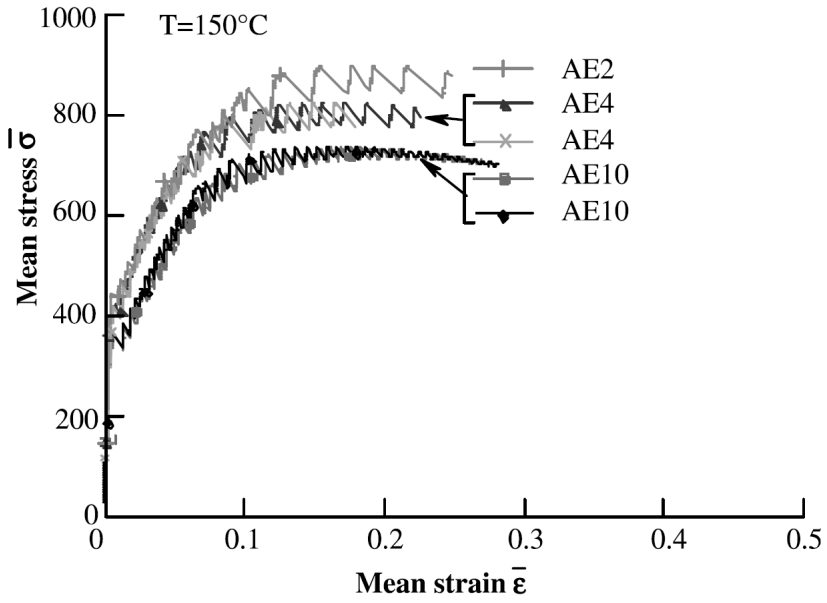


Figure 87 : Variation de la déformation moyenne par rapport à la contrainte moyenne pour les essais réalisés à 150°C sur l'acier A48 (Wagner et al. 2002).

La Figure 91 représente la variation diamétrale en fond d'entaille pour les simulations et les expériences des éprouvettes AE2 et AE4. Globalement, la modélisation avec la prise en compte de la raideur de machine a permis de donner une prédiction assez correcte des courbes expérimentales, notamment vis-à-vis des décrochements de PLC. De plus, l'ordre des courbes AE2 et AE4 est également correct.

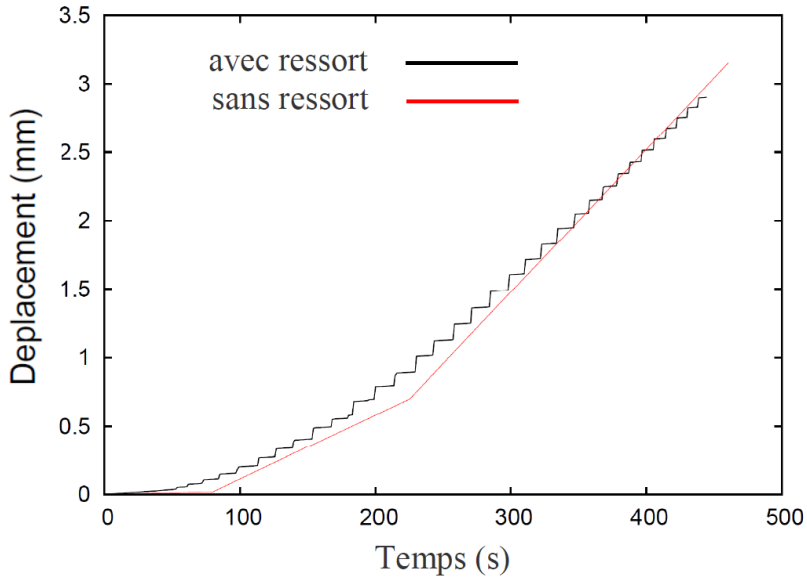


Figure 88 : Déplacement du point 2 par rapport au temps et déplacement imposé au bord en haut dans les anciens calculs sans ressort (Wang 2009) pour l'éprouvette AE4.

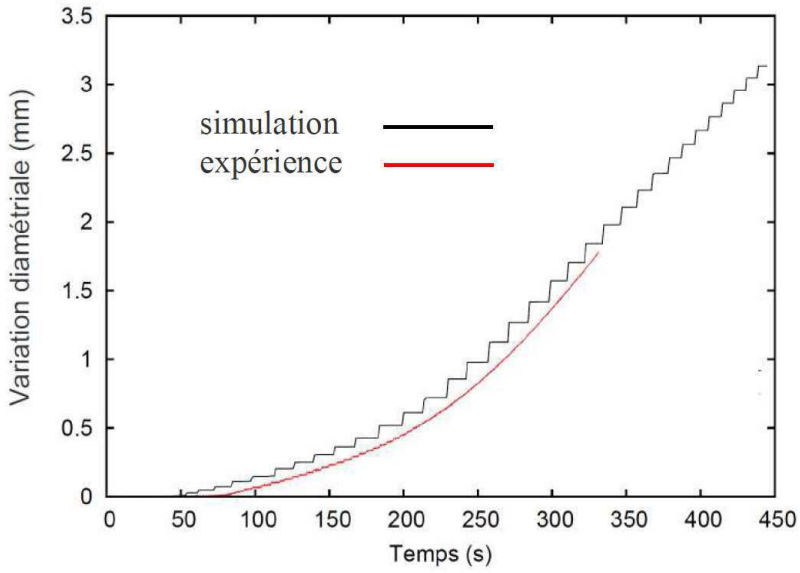


Figure 89 : Déplacement du point 3 par rapport au temps (courbe noire) et déplacement du point 3 mesuré par l'extensomètre dans l'essai sur l'éprouvette AE4.

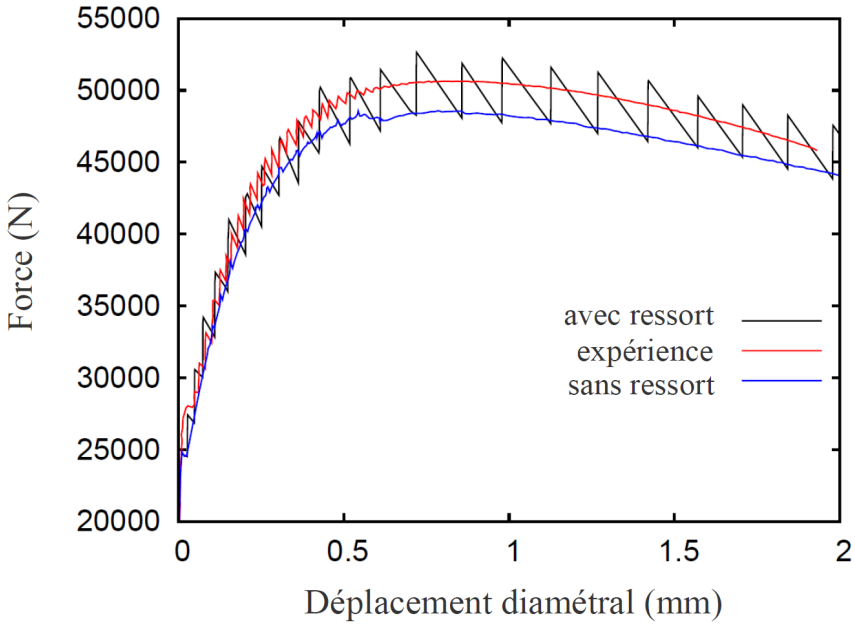


Figure 90 : Courbes variation diamétrale en fond d'entaille/force pour l'éprouvette AE4 : simulation et expérience.

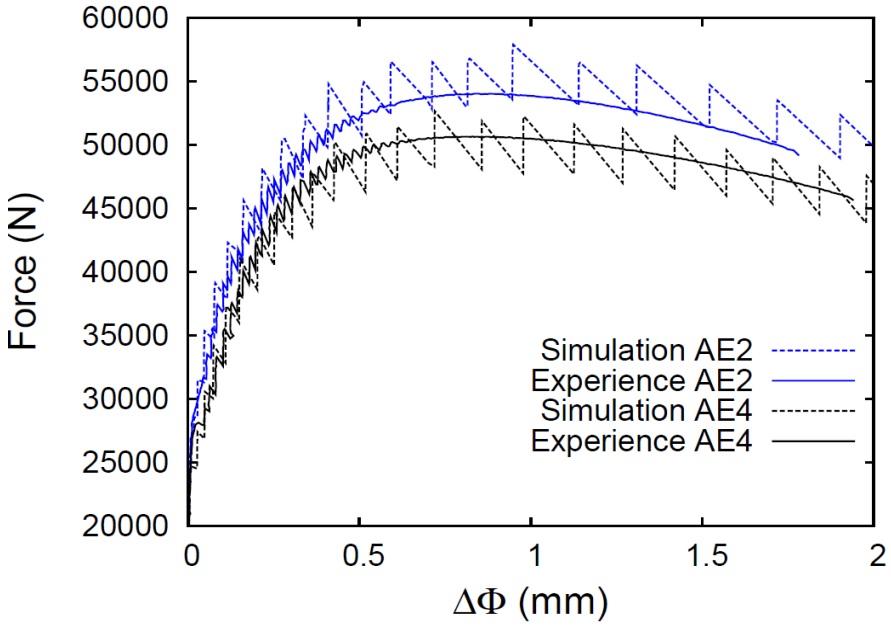


Figure 91 : Courbes variation diamétrale en fond d'entaille/force pour les éprouvettes AE2 et AE4 : simulation et expérience.

3.4 Modélisation des essais de déchirure des éprouvettes CT

3.4.1 Modélisation en 2D

Compte-tenu du fait que les calculs en 3D en présence du phénomène de PLC sont assez coûteux à cause de l'effet de PLC dont la résolution nécessite un petit pas de temps, des calculs en 2D ont été préférés dans un premier temps. Ces calculs ont été effectués sur deux types de modélisation en 2D : section complète en 2D et la moitié de la section de l'éprouvette CT. La modélisation d'une éprouvette CT complète en 2D vise à mettre en évidence l'influence de la symétrie sur les caractéristiques des bandes de PLC car les calculs 3D sur les éprouvettes lisses et entaillées de révolution ont montré une dissymétrie des bandes. L'intérêt de la modélisation de la moitié d'une éprouvette CT en 2D est le coût réduit des calculs à condition que la symétrie ait une influence négligeable sur le traitement de notre problème : la prédiction de la rupture.

1) *Géométrie complète*

Cette étude permet de prédire les instabilités de PLC en pointe de fissure et de mettre en évidence l'influence de la symétrie sur les caractéristiques des bandes de PLC. Les calculs sont réalisés sous deux états mécaniques : contraintes planes et déformations planes, car ces deux états encadrent la réponse globale réelle. Dans cette étude, seule l'ouverture monotone de la fissure sans prise en compte de la propagation de la fissure est modélisée. Le nouveau jeu de paramètres du modèle KEMC est utilisé pour les calculs.

La Figure 92 représente la géométrie modélisée et le maillage. Des éléments quadratiques à 8 nœuds avec intégration réduite sont utilisés. La zone autour du ligament (21 mm x 20 mm) est maillée d'une manière régulière avec des éléments d'une taille de maille de 500 µm afin d'avoir un maillage régulier dans la zone où des localisations pourront apparaître (Rezaee 2007).

Pour modéliser le chargement, les goupilles sont représentées par une zone d'éléments dont le comportement est purement élastique avec un module de Young suffisamment élevé par rapport au reste de la géométrie, afin de s'affranchir des problèmes de contact. Le déplacement est imposé par le déplacement du nœud situé au centre de la goupille en haut (Figure 92). Le déplacement du même nœud est bloqué dans la direction 1 ($U_1 = 0$). Quant au nœud situé au centre de la goupille en bas, il est bloqué dans les deux directions ($U_1 = U_2 = 0$). Le COD (Crack Opening Displacement) est mesuré aux mêmes endroits que lors des essais (mesure COD). Pour le chargement, la vitesse d'ouverture expérimentale, soit 0,4 mm/mn, est imposée au niveau de la goupille afin de simplifier le problème car en réalité les essais sont pilotés en vitesse de COD, par la mesure donnée par un capteur d'ouverture.

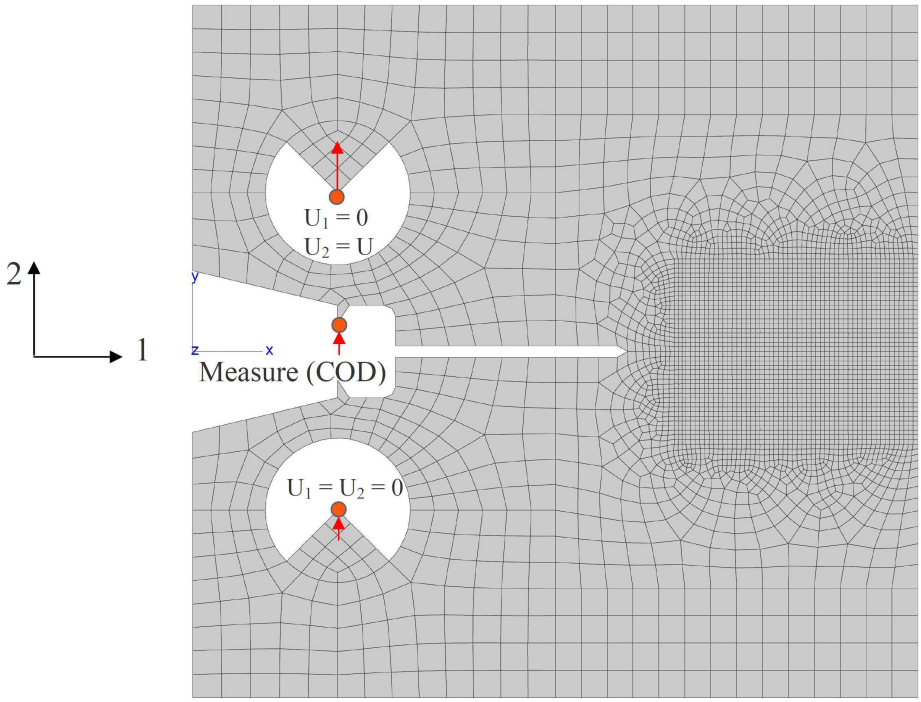
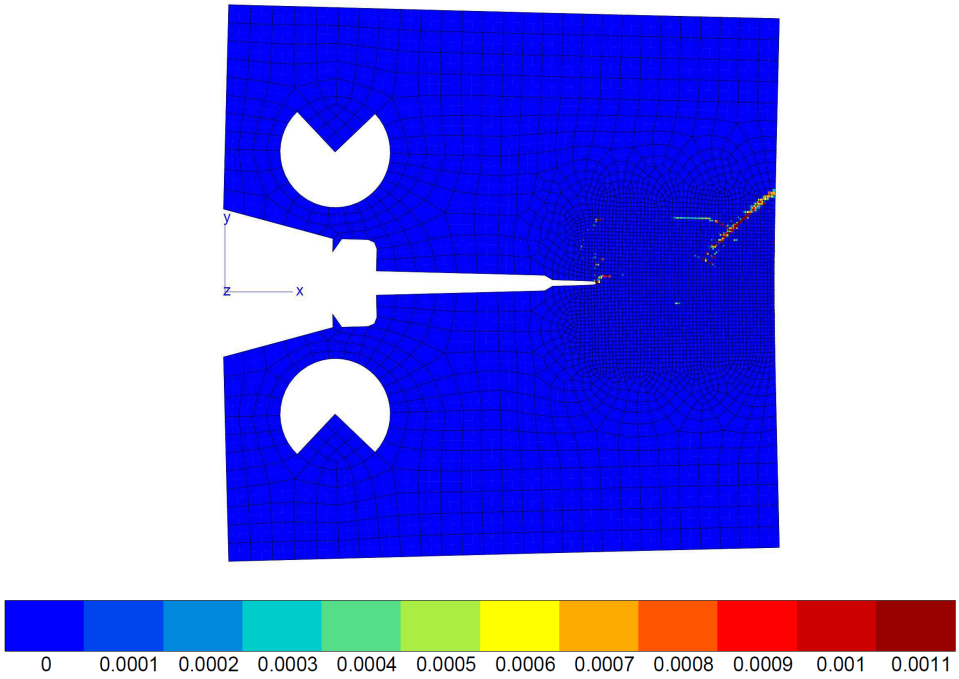
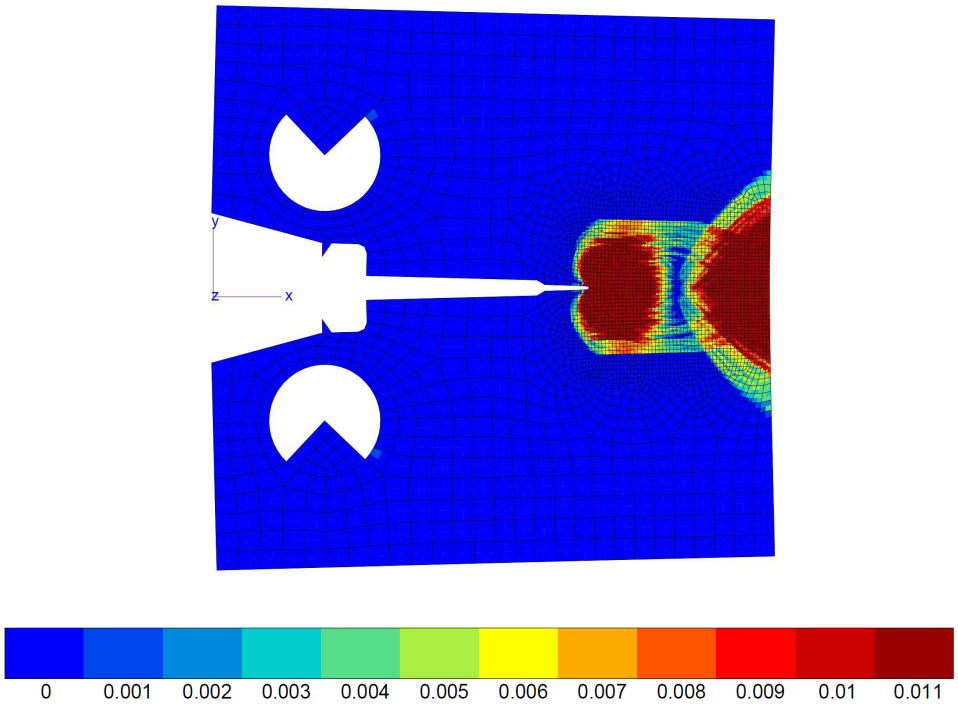


Figure 92 : Maillage et conditions aux limites d'une éprouvette CT complète modélisée en 2D.

La Figure 93 représente les isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente (a) et de la déformation plastique équivalente cumulée (b) pour le cas en contraintes planes à une valeur de COD de 2 mm. On voit bien que les bandes de PLC (vitesse de déformation plastique équivalente) ne sont pas symétriques. En revanche, les zones de déformations plastiques restent symétriques. Il en va de même pour le cas en déformations planes (Figure 94).

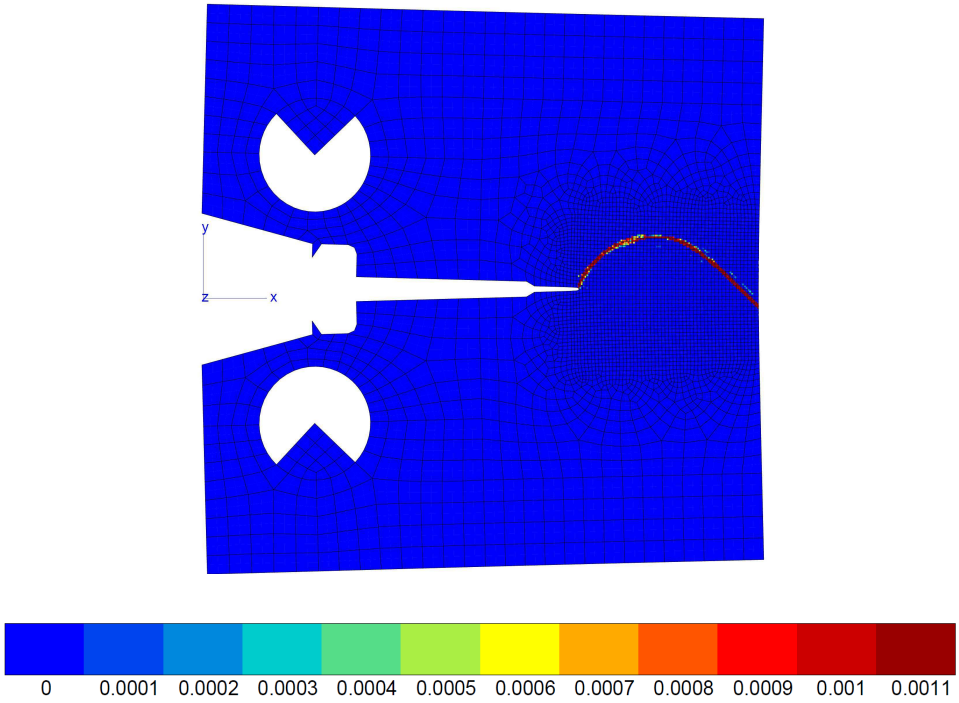


(a)

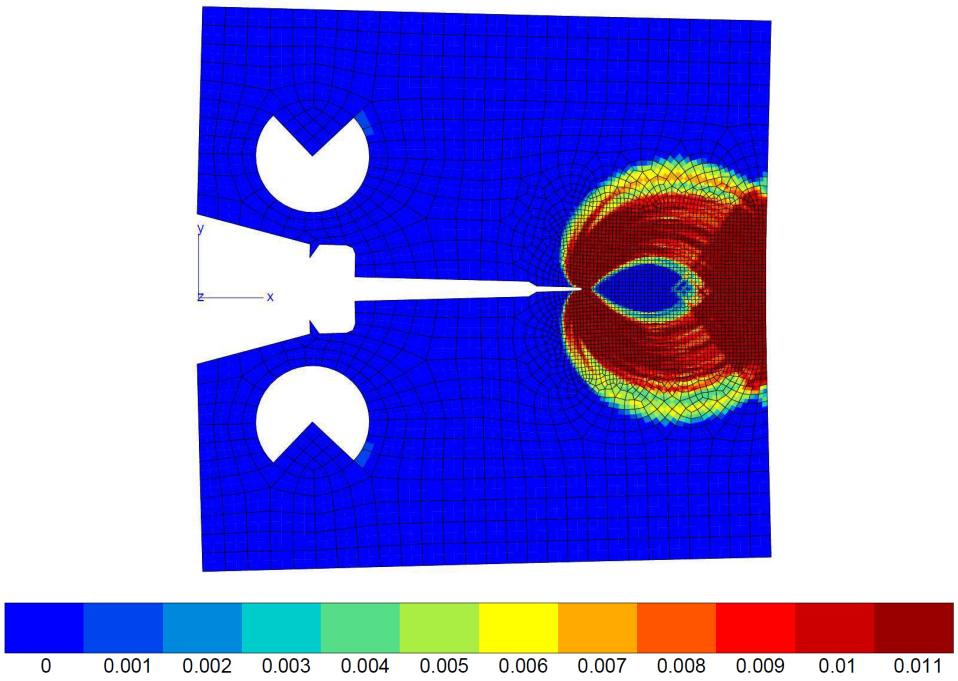


(b)

Figure 93 : Simulation d'une éprouvette CT 2D complète en contraintes planes à 200°C : (a) Isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente ; (b) Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée.



(a)



(b)

Figure 94 : Simulation d'une éprouvette CT 2D complète en déformations planes à 200°C : (a) Isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente (s^{-1}) ; (b) Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée.

La Figure 95 représente les courbes de simulation et d'essai à 200°C. Les courbes Force-COD simulées avec le modèle KEMC, en contraintes planes et en déformations planes, ont été comparées à la courbe expérimentale réalisée sur l'éprouvette CT25. 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. Donc, la valeur choisie pour l'épaisseur dans les calculs est : $B_{moy} = \sqrt{B \cdot B_n} = 22{,}36$ mm afin de compenser l'effet de rainure. On constate que l'amplitude des décrochements de PLC sur les courbes simulées, notamment en déformations planes est un peu trop grande par rapport à la courbe expérimentale. Cela provient du fait que l'amplitude d'ancrage représentée par le paramètre P_1 du modèle KEMC est surestimée. En comparant ces courbes, on constate également que la courbe simulée en déformations planes est beaucoup plus proche de la courbe expérimentale que la courbe simulée en contraintes planes. Cela revient à dire que l'état mécanique d'une éprouvette CT25 avec rainures latérales correspond à l'état en déformations planes. En ce qui concerne l'écart de plus en plus important entre la courbe simulée en déformations planes et la courbe expérimentale, cela est dû au fait que l'on n'a pas pris en compte la propagation de la fissure.

Etant donné que l'objectif de la thèse est de prédire la rupture et que le critère de rupture de Rice & Tracey, qui sera utilisé ultérieurement dépend en partie de la déformation plastique équivalente cumulée, il est raisonnable de considérer la symétrie du problème afin de réduire le coût des calculs. Ainsi, dans la partie suivante, on va modéliser la moitié d'une éprouvette CT25 en 2D afin de comparer les résultats à ceux obtenus avec l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009).

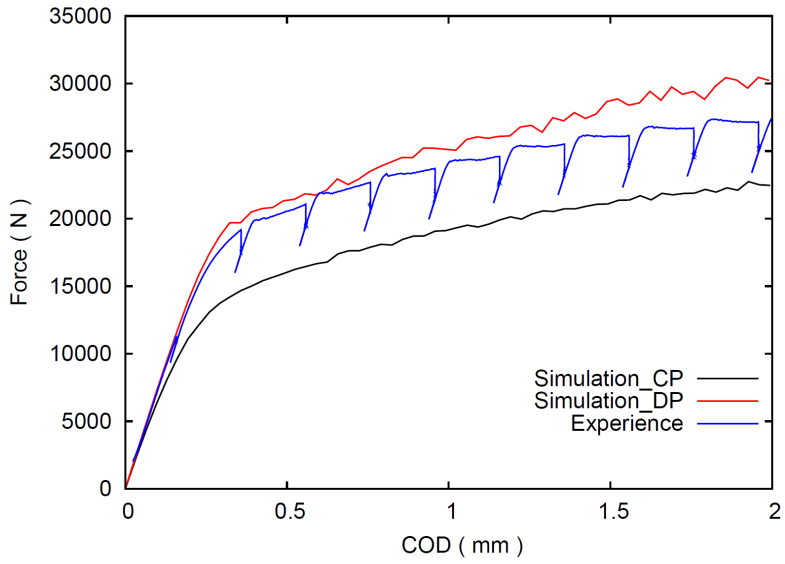


Figure 95 : Courbes globales d'une éprouvette CT 2D complète en déformations planes et contraintes planes à 200°C et comparaison à l'expérience.

2) *Prise en compte de la symétrie de plan*

Dans cette étude, on va étudier plus précisément les caractéristiques des bandes de PLC tout en imposant la symétrie du problème. Comme dans le cas précédent, la zone autour du

ligament (21 mm x 10 mm) est maillée d'une manière régulière mais avec des éléments d'une taille de maille plus petite (200 µm) (Figure 96) que le cas précédent (500 µm). En effet, deux types de localisation sont présents dans cette zone : localisation classique sur la pointe de fissure et localisation due au vieillissement dynamique. Un maillage suffisamment fin permet de mieux décrire les localisations de déformation.

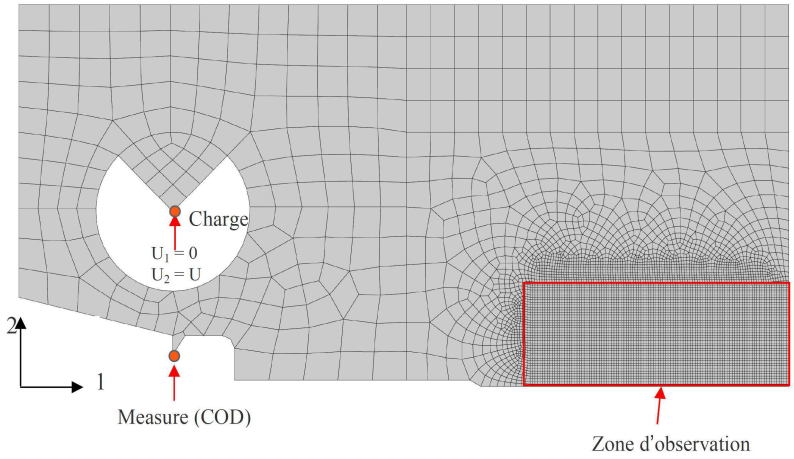


Figure 96 : Maillage et conditions aux limites d'une éprouvette CT modélisée en 2D avec la prise en compte de symétrie (La zone rouge représente la zone d'observation des bandes de PLC).

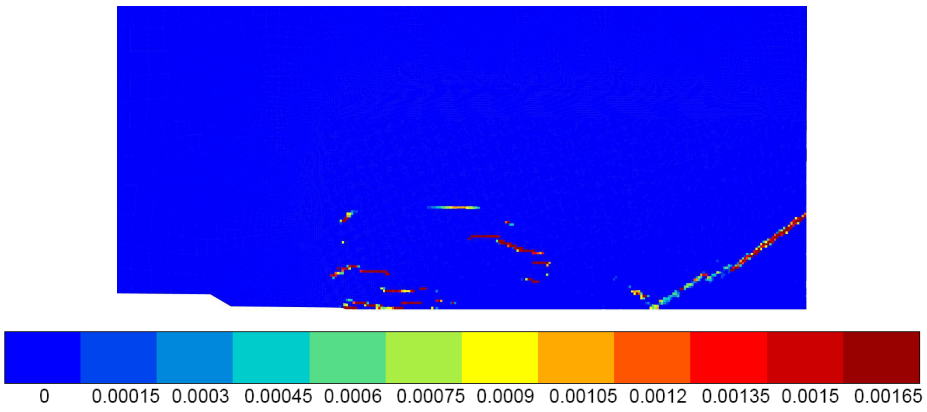
Les conditions aux limites sont du même type que dans le cas précédent. Des conditions aux limites de symétrie supplémentaires sont imposées au niveau du ligament. La zone encadrée par les lignes rouges est destinée à l'observation des bandes de PLC (Figure 96). Les résultats de simulation en contraintes planes et en déformations planes sont représentés sur les Figure 97 et Figure 98. Les cartes d'isovaleurs correspondent à la zone encadrée. Les résultats sont extraits pour un COD de 2 mm.

Belotteau (2009) a déjà réalisé ces calculs avec l'ancien jeu de paramètres. Elle a également fait des calculs avec un modèle élastoplastique simple (dit loi élastoplastique apparente) identifié à partir de la courbe expérimentale de l'éprouvette lisse cylindrique testée à 200°C et à $10^{-4}s^{-1}$ par lissage des décrochements de PLC. Ces calculs sont comparés à ceux réalisés avec le modèle KEMC.

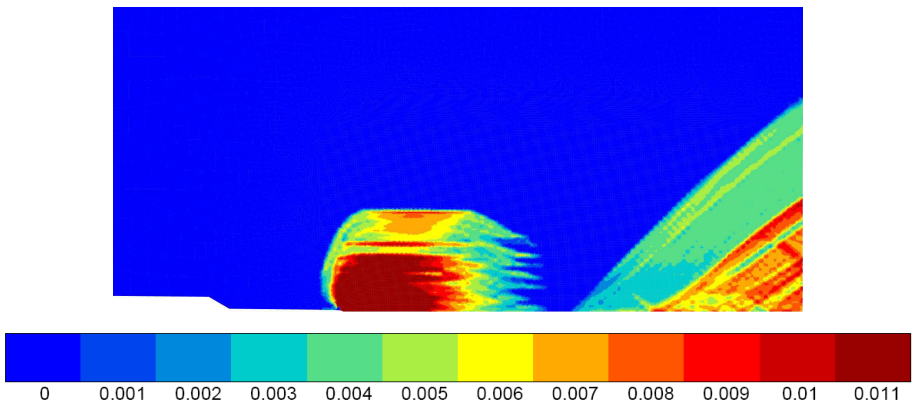
En contraintes planes, les bandes de PLC simulées avec le nouveau jeu de paramètres (Figure 97 (a)) sont très dispersées et elles sont nombreuses, notamment en pointe de fissure. Ces bandes sont assez semblables aux bandes obtenues avec l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009) à part que les bandes simulées avec les nouveaux paramètres sont plus localisées que ces dernières. En l'absence de vieillissement dynamique (modèle élastoplastique), la zone de déformation plastique en pointe de fissure est de forme quasi-circulaire (Belotteau 2009). Cependant, en présence de vieillissement dynamique (modèle KEMC), on constate que la zone de déformation plastique est allongée sur le plan de fissure et elle est composée de multiples bandes de localisation de déformation plastique qui tendent à rejoindre la zone plastique en compression qui a la forme d'un triangle (Figure 97 (b)). Ces caractéristiques de la zone plastique ont été déjà observées expérimentalement par Delafosse

(1993) en pointe de fissure d'une éprouvette de déchirure mince d'un alliage d'aluminium 2091 qui présente l'effet Portevin – Le Chatelier. Belotteau (2009) a également mis en évidence les mêmes bandes de localisation de déformation plastique sur une éprouvette CT mince mais pour le cas des localisations de Lüders associés au vieillissement statique.

En déformations planes, les bandes de PLC simulées avec le nouveau jeu de paramètres sont moins dispersées et moins nombreuses (Figure 98 (a)) qu'en contraintes planes. Elles sont assez semblables aux bandes simulées avec l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009). En revanche, elles sont plus localisées et moins nombreuses que ces dernières. Quant à la zone de déformation plastique, le modèle sans vieillissement dynamique a permis de simuler la zone de déformation plastique classique en pointe de fissure sous forme d'ailes de papillon (Belotteau 2009). Toutefois, en présence du vieillissement dynamique (modèle KEMC), la zone de déformation plastique en pointe de fissure est composée de nombreuses bandes de localisation de déformation plastique (Figure 98 (b)) comme pour le cas en contraintes planes. Elles suivent un chemin d'arc et rejoignent la zone plastique en compression à droite qui est également formée par de multiples bandes de localisation de déformation plastiques : une rotule plastique se forme. On constate également des bandes secondaires proches de la pointe de fissure qui sont perpendiculaires aux bandes principales.



(a)



(b)

Figure 97 : Contraintes planes : (a) isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente (s^{-1}) ; (b) isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée.

La Figure 99 représente les courbes globales force-déplacement simulées en contraintes planes avec deux jeux de paramètres et la courbe expérimentale. Globalement, les courbes de simulation sont plus basses que la courbe expérimentale. Cela est normal car, comme ce qui a été montré dans la partie précédente, l'état mécanique d'une éprouvette CT25 correspond plutôt à un état de déformations planes. Cependant, on constate que le niveau de la courbe simulée avec le nouveau jeu de paramètres est plus faible qu'avec l'ancien jeu de paramètres. Ceci peut s'expliquer par le fait que les paramètres de viscosité « classique » ont été modifiés au cours de l'identification du nouveau jeu de paramètres et conduisent ainsi à une sensibilité plus faible de la contrainte à la vitesse de déformation. Par ailleurs, l'amplitude des décrochements de PLC sur la courbe simulée avec les nouveaux paramètres est plus importante que la courbe simulée avec les anciens paramètres. Cela pourrait expliquer pourquoi les bandes de PLC simulées avec les nouveaux paramètres sont plus prononcées et localisées que les bandes simulées avec les anciens paramètres. Dans les simulations sur les éprouvettes lisses et entaillées de révolution avec les nouveaux paramètres, on a déjà constaté des amplitudes plus importantes des décrochements que celles obtenues avec les anciens paramètres. En effet, dans le nouveau jeu de paramètres, la modification de certains paramètres, notamment le paramètre ω conduit à des bandes de PLC sur les éprouvettes lisses et entaillées plus localisées et plus fines que les bandes simulées avec les anciens paramètres.

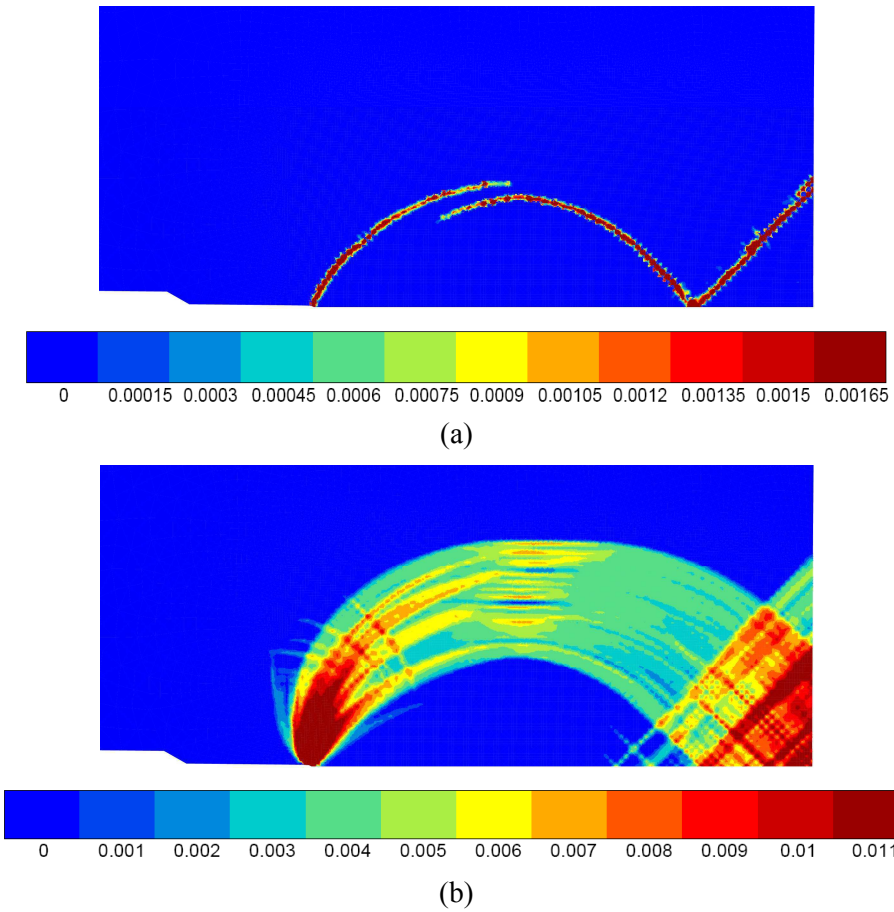


Figure 98 : Déformations planes : (a) isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente ; (b) isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée.

En déformations planes, on constate les mêmes caractéristiques des courbes de simulation à part que leur niveau global est plus élevé que celui de la courbe expérimentale (Figure 100). Néanmoins, la courbe simulée avec les nouveaux paramètres reste assez proche de la courbe expérimentale. Cela confirme que l'état mécanique d'une éprouvette CT25 est en déformations planes comme ce qui a été expliqué dans la partie précédente. Toutefois, ce point reste à vérifier par une modélisation tridimensionnelle de l'éprouvette CT25 en prenant en compte les rainures latérales.

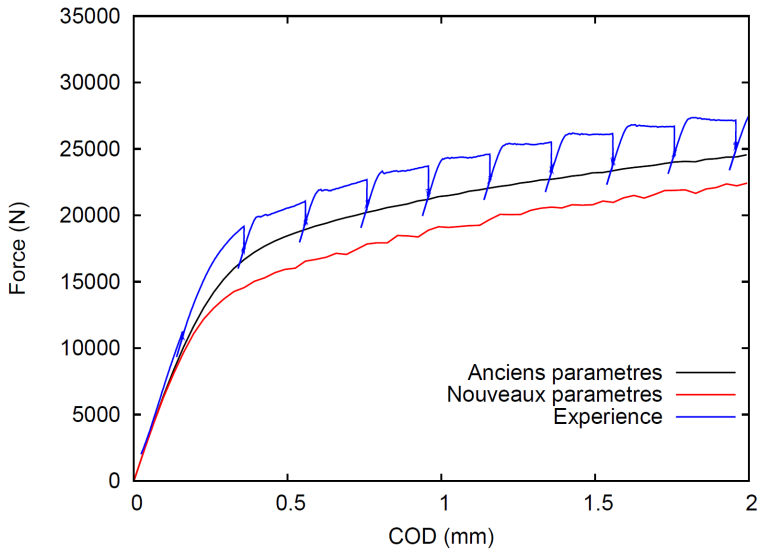


Figure 99 : Courbes de simulations avec les anciens paramètres et les nouveaux paramètres en contraintes planes sur une géométrie CT symétrique et courbe expérimentale.

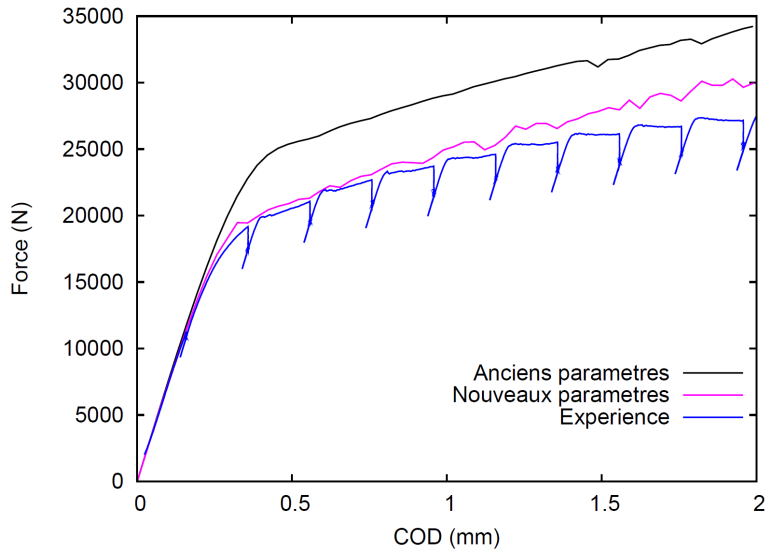


Figure 100 : Courbes de simulations avec les anciens paramètres et les nouveaux paramètres en déformations planes sur une géométrie CT symétrique et courbe expérimentale.

La Figure 101 montre la comparaison des courbes de simulation pour les deux types de géométrie CT 2D (une demie section ou section complète) avec les nouveaux paramètres pour contraintes planes et déformations planes. A part certaines différences très légères sur les décrochements de PLC, les courbes de simulation pour les deux types de géométrie restent identiques. De plus, dans la partie précédente, on a constaté que les zones de déformation plastique restent symétriques pour la géométrie complète. On peut ainsi prendre en compte la symétrie pour la modélisation d'une éprouvette CT afin de limiter la taille du problème en éléments finis, notamment pour la modélisation tridimensionnelle d'une éprouvette CT25 avec rainure.

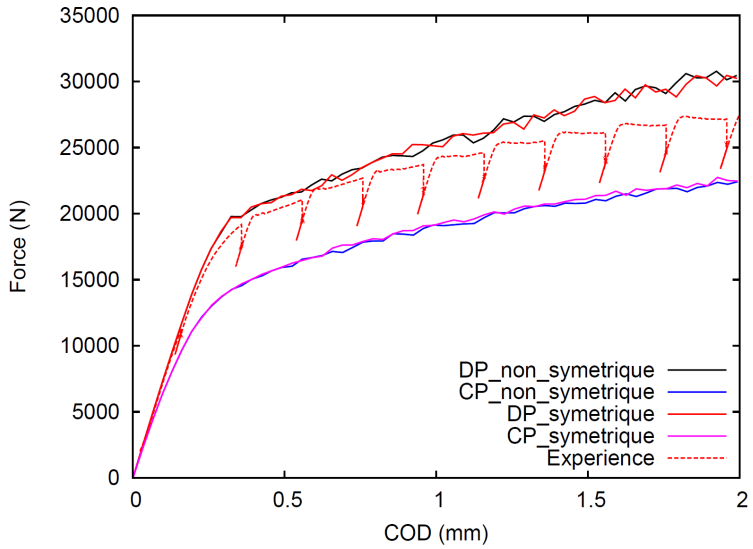


Figure 101 : Courbes de simulation avec les nouveaux paramètres en contraintes planes et en déformations planes pour les géométries CT symétrique et non symétrique et courbe expérimentale (DP : déformations planes ; CP : contraintes planes).

3.4.2 Modélisation en 3D

On a déjà constaté que les caractéristiques spatio-temporelles des bandes de PLC prédites par la modélisation tridimensionnelle sur les éprouvettes lisses et entaillées de révolution, sont très complexes et que les calculs en 2D ne suffisaient pas pour correctement prédire ces bandes. Il est donc important de modéliser ces bandes de localisations de déformation en 3D, les calculs en 2D ne permettant pas de mettre en évidence les morphologies de ces bandes dans le sens d'épaisseur d'une éprouvette CT en particulier en présence d'une rainure latérale. Cette prédiction du champ mécanique autour de la pointe de fissure permettrait d'apporter des informations utiles pour comprendre les mécanismes de rupture en présence de l'effet de PLC sur les éprouvettes CT, en particulier celles qui présentent des faciès de rupture un peu particuliers (à 150°C par exemple) (Wang 2009) : les cavités ont coalescé par le sommet contrairement au cas classique pour lequel la coalescence a lieu à l'équateur des cavités. Ceci pourrait être lié aux instabilités de PLC autour de la pointe fissure.

Dans cette étude, comme ce qui a été fait par Belotteau (2009) sur les géométries CT 2D, deux lois de comportement ont été utilisées afin de mettre en évidence l'influence de l'effet de PLC sur le champ mécanique autour de la pointe de fissure : le modèle de KEMC et un modèle élasto-plastique sans vieillissement dynamique. Le comportement élasto-plastique choisi a été identifié directement à partir de la courbe de traction simple de l'éprouvette lisse de révolution testée à $10^{-4}s^{-1}$ à 200°C par le lissage des décrochements de Portevin – Le Chatelier. Le choix de la vitesse de déformation de $10^{-4}s^{-1}$ pour la loi élasto-plastique se justifie par l'ordre de grandeur des vitesses de déformation en pointe de fissure obtenu à travers un calcul éléments finis préalable (Belotteau 2009). Dans la partie précédente, on a montré que la symétrie n'a pas d'influence sur la modélisation de la zone de déformation plastique. De ce fait, seul un quart d'une éprouvette CT25 (y compris la rainure latérale) sera modélisé afin de réduire le temps de calcul. Pour le modèle KEMC, on a utilisé les nouveaux paramètres. La Figure 102 représente la géométrie modélisée et le maillage. La zone autour du ligament (21 mm x 10 mm) est maillée d'une manière régulière avec des éléments d'une taille de maille de 500 µm, un maillage qui est relativement grossier car le calcul 3D est « lourd ». Les conditions aux limites sont du même type que celles utilisées pour les calculs sur la géométrie CT 2D symétrique si ce n'est des conditions supplémentaires pour rendre en compte de la symétrie dans la troisième direction.

La courbe Force/COD de simulation en 3D est comparée aux courbes de simulation en 2D symétrique et la courbe expérimentale (Figure 103). On constate que le calcul réalisé en 3D donne la meilleure prédiction de la courbe expérimentale : la courbe simulée suit parfaitement la courbe expérimentale jusqu'à environ 1,0 mm de COD et puis s'éloigne de la courbe expérimentale. En effet, c'est à partir d'environ 1,0 mm de COD que la fissure commence à se propager le long du ligament (Belotteau 2009). On constate également que la courbe simulée en 3D est assez proche de la courbe simulée en 2D déformations planes. On peut conclure que l'état mécanique d'une éprouvette CT25 avec rainure est un état proche des déformations planes.

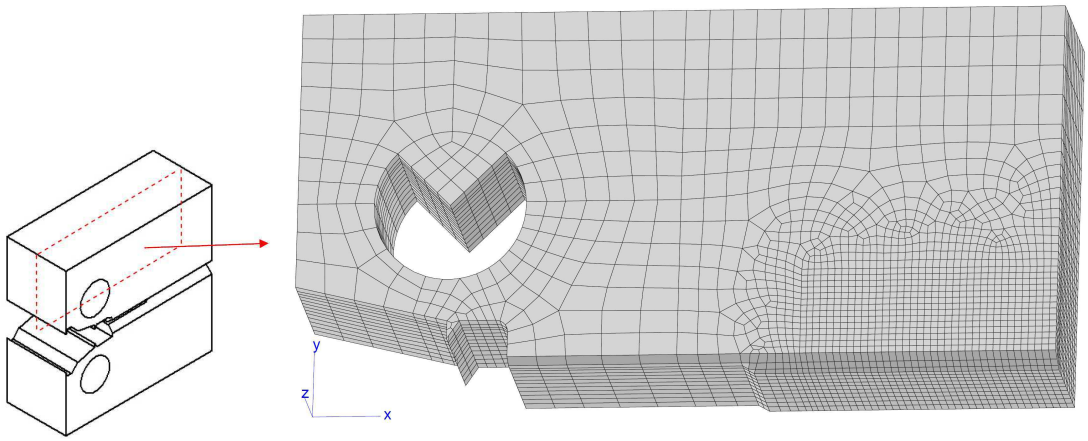


Figure 102 : Maillage d'un quart d'une éprouvette CT avec la prise en compte de la symétrie.

La Figure 104 représente les isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente. Comme dans le cas en déformations planes d'une géométrie symétrique, les bandes de PLC sont peu nombreuses. Il existe 2 groupes de bandes de PLC :

– Des bandes provenant de la pointe de fissure, qui forment un arc et une rotule plastique dans le sens longitudinal de l'éprouvette ; Si l'éprouvette était en déformations planes, on retrouverait ces caractéristiques quelle que soit la position de la section dans l'épaisseur.

– La rainure latérale est une seconde source de bandes de localisation de déformation, qui traversent l'éprouvette dans le sens de l'épaisseur.

Ces deux groupes de bandes de localisation interfèrent. Globalement, l'état mécanique sur le ligament est proche d'un état de déformations planes.

Les isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée sont présentés sur la Figure 105 pour le modèle KEMC et la Figure 106 pour le modèle élastoplastique. Les bandes de localisation de déformation plastique se divisent également en deux groupes comme dans le cas des bandes de PLC : les bandes vues de côté de la rainure et celles vues de côté du plan de symétrie. Les bandes de côté du plan de symétrie sont beaucoup plus denses et plus prononcées que celles de côté de la rainure. Elles tendent à rejoindre les bandes formées dans la zone en compression sous forme d'un triangle. Ceci a été également constaté dans le cas d'une géométrie symétrique en déformations planes. Cette zone triangulaire ne sort pas de la surface du côté de la rainure. Ceci est normal car le matériau qui se trouve au-dessus de la rainure, ne subit pas de compression.

En absence du vieillissement dynamique (Figure 106), on voit bien que globalement la zone de déformation plastique ressemble à celle en présence du vieillissement dynamique mais elle est beaucoup moins localisée que cette dernière. La zone plastique du côté du plan de symétrie est sous forme d'aile de papillon, ce qui est classique.

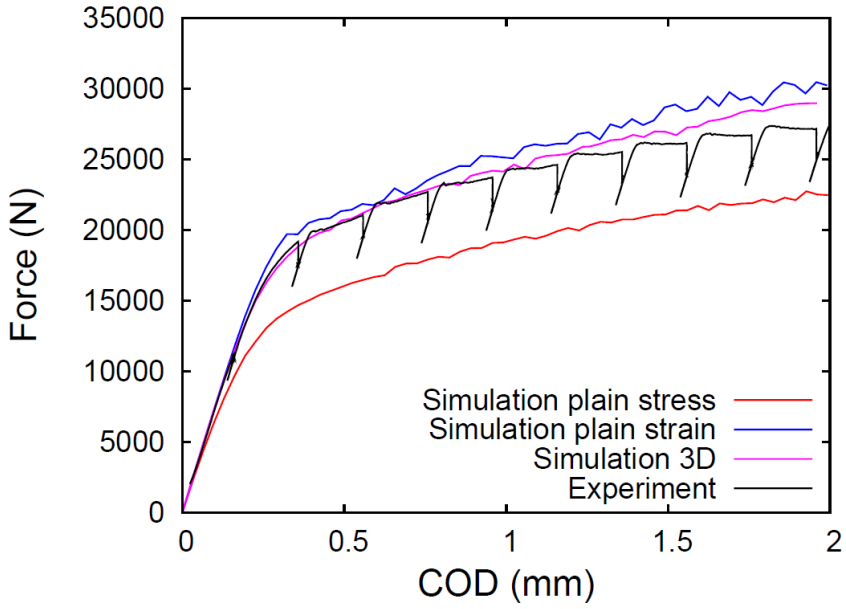


Figure 103 : Courbes Force/COD de simulation 2D et 3D et expérimentale d'une éprouvette CT25 testée à 200°C.

Pour visualiser les bandes de localisation de déformation plastique à l'intérieur de la géométrie, on a fait une coupe transversale derrière la pointe de fissure (Figure 107). On constate que les caractéristiques des bandes de localisation sont plus complexes à l'intérieur de la géométrie : la zone de déformation plastique est sous forme d'un demi-arc qui part du fond de la rainure et traverse la géométrie. Cette même zone devient de plus en plus épaisse en s'éloignant de la rainure. Dans le sens longitudinal, elle s'initie de la pointe de fissure, s'agrandit de plus en plus en s'éloignant de la pointe de fissure et traverse la géométrie en suivant approximativement la bande latérale (vue du plan de symétrie latéral) : cette zone de déformation plastique ressemble au « quart d'un pneu ». Elle tend à rejoindre la zone triangulaire en compression. On remarque également un deuxième groupe de bandes de localisation proche de la rainure. Elles sont dispersées et moins denses et ont tendance à rejoindre la zone plastique principale au niveau de la pointe de fissure. Par ailleurs, on a constaté que certaines bandes secondaires formaient des arches dans l'épaisseur de l'éprouvette. Ces bandes secondaires pourraient être liées à la coalescence particulière (par exemple à 150°C sur la Figure 108) : coalescence des cavités au niveau des pôles contrairement à un cas classique pour lequel la coalescence se passe au niveau des équateurs des cavités.

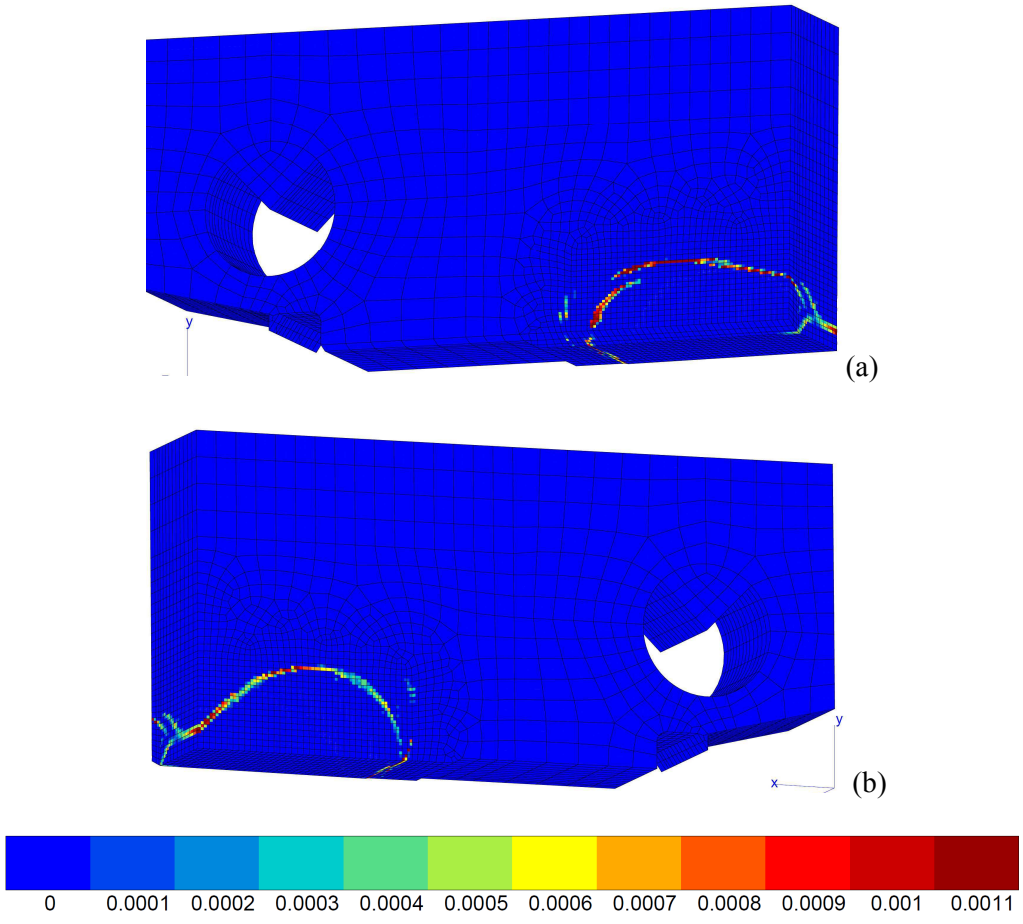
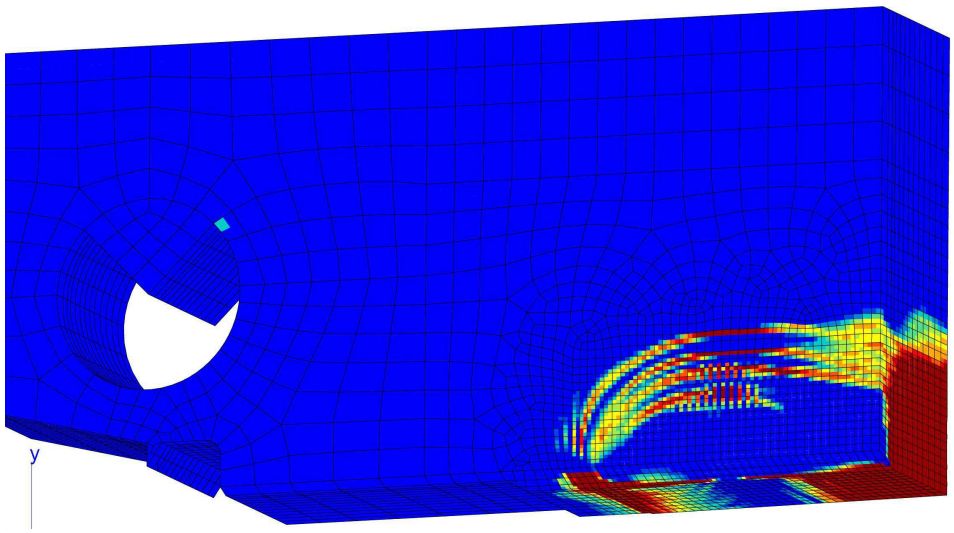
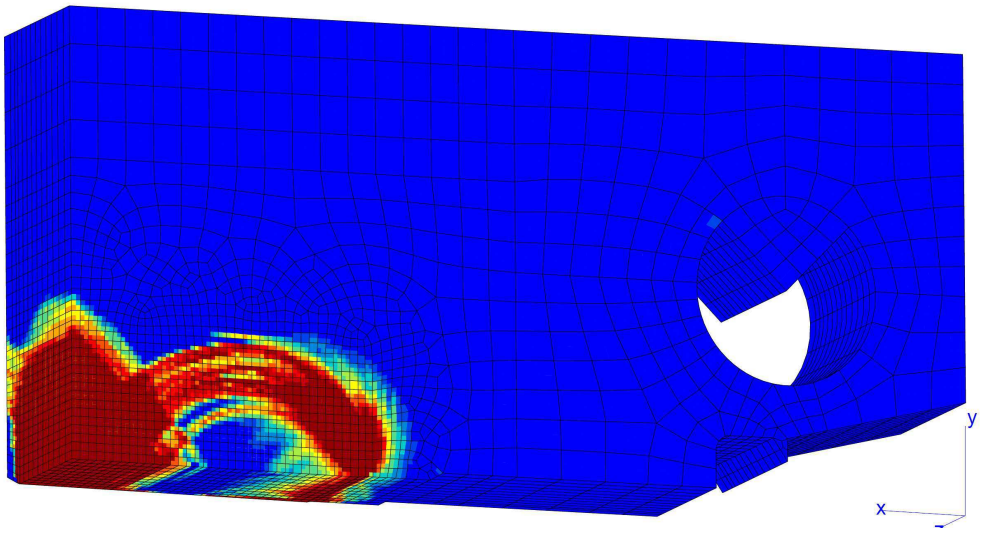


Figure 104 : Isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente avec le modèle KEMC à une ouverture de COD de 0,7 mm : (a) côté de la rainure ; (b) côté du plan de symétrie.



(a)



(b)

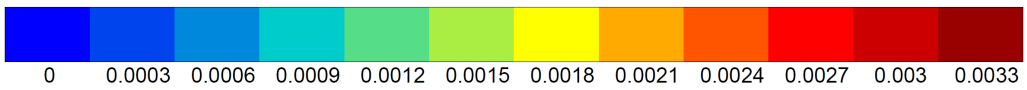
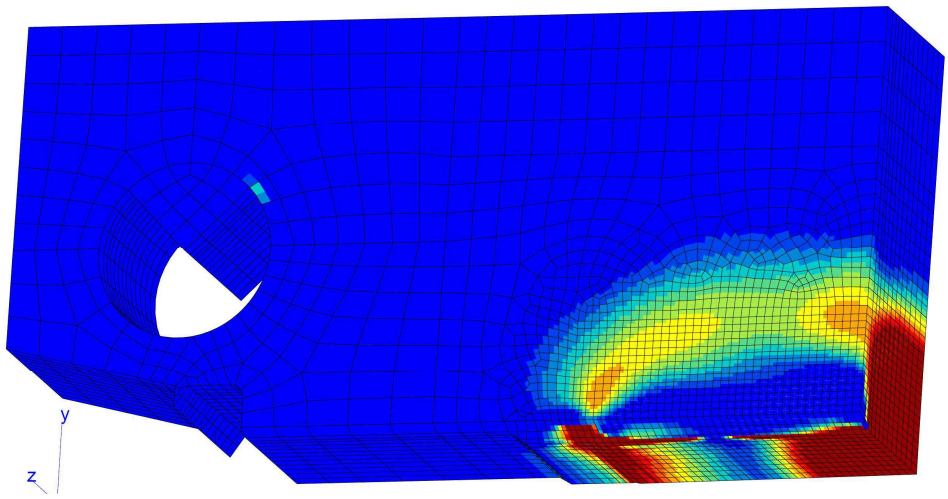
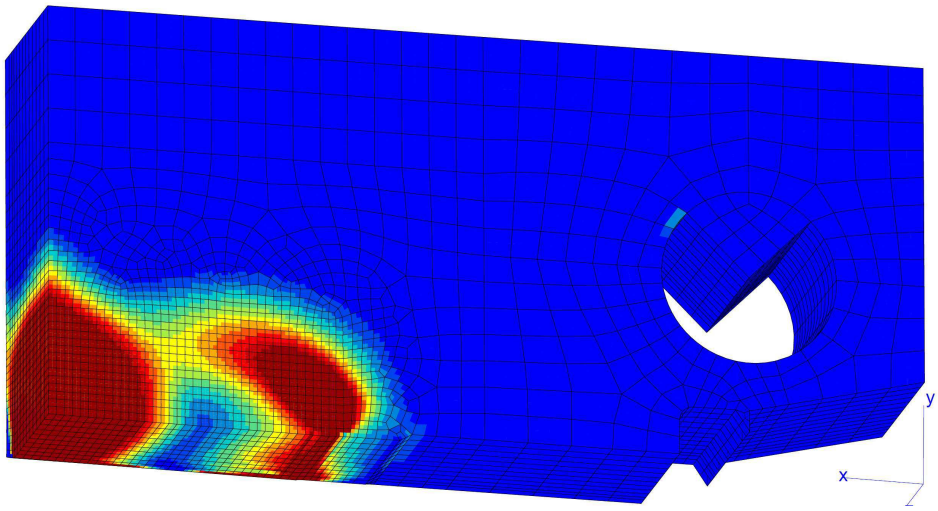


Figure 105 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée avec le modèle KEMC à une ouverture de COD de 0,7 mm : (a) côté de la rainure ; (b) côté du plan de symétrie.



(a)



(b)

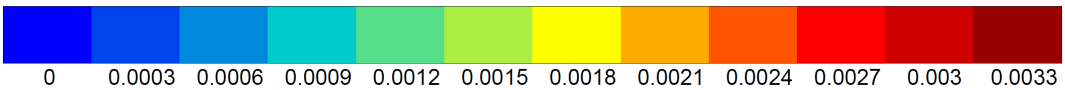


Figure 106 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée avec le modèle élastoplastique à une ouverture de COD de 0,7 mm : (a) côté de la rainure ; (b) côté du plan de symétrie.

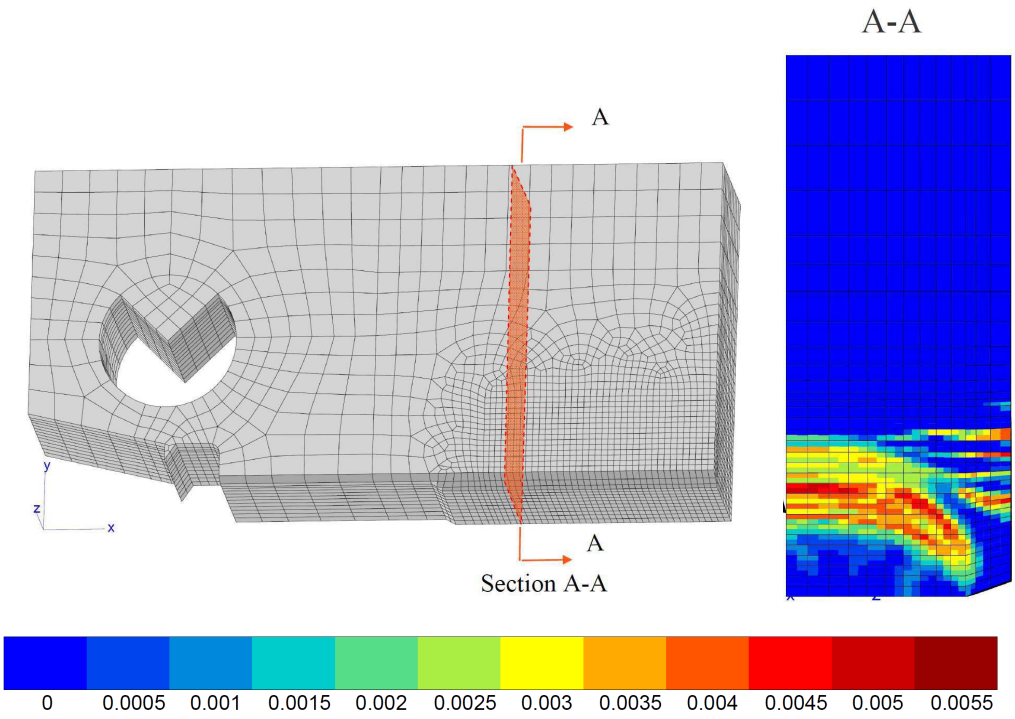


Figure 107 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée avec le modèle KEMC à une ouverture de COD de 0,8 mm : coupe transversale derrière la pointe de fissure.

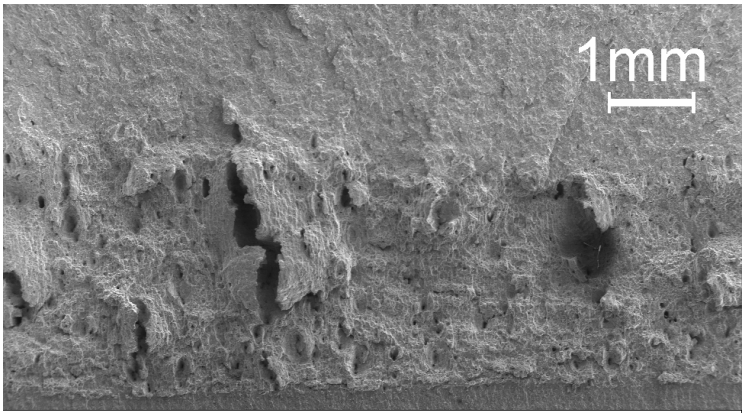


Figure 108 : Observation fractographique du faciès de rupture de l'éprouvette testée à 150°C : coalescence des cavités au niveau du pôle des cavités.

3.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté les simulations des essais de rupture sur les éprouvettes entaillées et CT.

1) *Eprouvettes entaillées* :

Les simulations en 2D des éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10, plus simples et moins coûteuses, ont permis de mettre en évidence les caractéristiques de l'effet de PLC :

décrochements et bandes de PLC. Les bandes de PLC apparaissent et disparaissent d'une manière aléatoire. Ces bandes peuvent sortir de l'entaille. Ces résultats constituent une amélioration importante sur la modélisation de l'effet de PLC avec le nouveau jeu de paramètres par rapport à l'ancien jeu (Belotteau 2009). Il a également été constaté que les amplitudes et la fréquence des décrochements de PLC sur la courbe numérique sont plus faibles par rapport à ceux sur la courbe expérimentale pour l'éprouvette entaillée AE4.

La simulation en 3D a permis de montrer que les bandes de PLC sur une éprouvette entaillée ne sont pas symétriques. Donc, les simulations en 2D axisymétrique ne suffisent pas pour mettre en évidence les caractéristiques spatiales complexes. Les caractéristiques temporelles (bandes non propageantes) sont les mêmes qu'en 2D. En revanche, sur les courbes contrainte moyenne/déformation moyenne, on constate peu de différence sur les caractéristiques des courbes, notamment en ce qui concerne les décrochements de PLC.

Dans les simulations des éprouvettes entaillées avec la prise en compte de la raideur de machine d'essai, nous avons constaté que les caractéristiques des décrochements sur la courbe simulée avec ressort sont plus proches de celles de la courbe expérimentale : les décrochements sont en forme de dents de scie comme dans le cas expérimental, mais les amplitudes de ces décrochements sont sur-estimées par rapport à l'essai, notamment à la fin des courbes. Cela pourrait être dû au paramètre P_1 (l'amplitude d'ancrage dû au vieillissement sous déformation) dans le modèle KEMC qui est trop important. Cependant, ce genre de décrochements a déjà été observé expérimentalement par Wagner et al. (2002) qui ont réalisé des essais de traction sur le même type d'éprouvettes entaillées en A48.

2) *Eprouvettes CT* :

Nous avons modélisé un essai de rupture d'une éprouvette CT25 testée à 200°C en utilisant le modèle KEMC avec les nouveaux paramètres identifiés ainsi qu'avec un modèle élastoplastique identifié par le lissage de la courbe de traction à 200°C et $10^{-4}s^{-1}$. La modélisation a été réalisée en 2D en contraintes planes, en déformations planes et en 3D. Les courbes Force/COD simulées montrent que les nouveaux paramètres donnent une meilleure prédiction de la courbe expérimentale que les anciens paramètres.

La symétrie liée au plan de la fissure a une influence négligeable pour le traitement de notre problème : prédiction de la rupture qui dépend de la zone de déformation plastique. En effet, bien que les bandes de PLC (vitesse de déformation plastique équivalente) soient non symétriques, la zone de déformation plastique reste symétrique car les bandes de PLC se forment alternativement d'un côté et de l'autre du plan de symétrie horizontal. Les courbes Force/COD sont identiques à celles obtenues sur la géométrie symétrique.

Nous avons constaté que la zone de déformation plastique au niveau de la pointe de fissure est plutôt sous forme de disque plein pour le cas en contraintes planes alors qu'en déformations planes, elle est plutôt sous forme d'arc. Pour les deux cas, la zone plastique en compression est sous forme de triangle. Les deux zones plastiques ont tendance à se rejoindre.

Par rapport aux anciens paramètres (Belotteau 2009), les bandes de PLC simulées avec les nouveaux paramètres sont plus localisées et plus prononcées. Cela est associé au fait que les amplitudes des décrochements de PLC des courbes simulées avec les nouveaux paramètres sont plus importantes que celles des courbes obtenues avec les anciens paramètres. Ceci a été

déjà constaté sur les éprouvettes lisses et entaillées cylindriques. Ces résultats sont liés à la valeur de ω entre autres. De plus, les courbes simulées avec les nouveaux paramètres sont plus basses que celles obtenues avec les anciens paramètres car dans le nouveau jeu de paramètres, la viscosité classique a été modifiée.

Dans la modélisation tridimensionnelle, seul un quart de l'éprouvette CT25 a été modélisé en imposant la symétrie du problème. La modélisation en 3D simule très bien la courbe expérimentale. La modélisation montre des caractéristiques spatio-temporelles assez complexes. Globalement, on constate deux groupes de bandes de PLC (vitesse de déformation plastique équivalente) : celles vues du côté de la rainure et celles du côté du plan de symétrie. Ces deux groupes de bandes proviennent de deux sources différentes :

1) La pointe de fissure donnant lieu à des bandes se développant vers l'arrière de l'éprouvette.

2) Le fond de rainure donnant lieu à des bandes se propageant dans l'épaisseur de l'éprouvette.

Ainsi, elles forment une zone qui prend une forme d'arc en dessous duquel des bandes secondaires se forment et ont tendance à se propager vers le ligament. Ces bandes complexes pourraient expliquer pourquoi sur certaines éprouvettes CT25, on constate des mécanismes de rupture un peu particuliers : la coalescence des cavités au niveau du pôle des cavités parfois observée. Par ailleurs, on remarque également qu'en présence du vieillissement dynamique (modèle KEMC), la zone de déformation plastique est beaucoup plus localisée et prononcée qu'en absence du vieillissement dynamique (modèle élastoplastique).

4. Prédiction de la rupture ductile

4.1 Introduction

La caractérisation expérimentale de l'acier TU48C a mis en évidence une sensibilité au vieillissement dynamique, qui se traduit par une baisse importante des propriétés de rupture entre 150 et 250°C : une baisse de ductilité en traction simple sur les éprouvettes cylindriques lisses et entaillées et une perte de la résistance à la déchirure ductile sur les éprouvettes CT25.

Amar et Pineau (1985) et Moreno et al. (2002) ont réalisé des prédictions de rupture ductile avec le critère de Rice et Tracey pour des aciers qui présentent l'effet de vieillissement dynamique. Cependant, faute de disposer d'un modèle qui permet de modéliser le vieillissement dynamique, ils ont utilisé un modèle élastoplastique identifié sur la courbe expérimentale par lissage des décrochements de PLC, pour modéliser le comportement des matériaux étudiés. Le critère de rupture de Rice et Tracey a été identifié température par température sur les éprouvettes entaillées. La prédiction de la ténacité obtenue à partir de cette identification est correcte. Toutefois, l'hypothèse de la dépendance du critère de rupture avec la température n'a pas été justifiée par les observations fractographiques.

L'objectif de l'étude de Belotteau (2009) était de prédire la rupture du TU48C en utilisant le modèle KEMC qui permet de modéliser le vieillissement dynamique, notamment l'effet de PLC. En identifiant le critère de rupture de Rice et Tracey à température ambiante, elle a prédit la chute de ductilité autour de 200°C pour les éprouvettes entaillées AE4. Cependant, cette chute n'est pas suffisante par rapport aux résultats expérimentaux. Cela pourrait provenir des champs mécaniques qui n'ont pas été correctement prédits, en particulier sur les éprouvettes AE. Mais cela peut également provenir d'une modification dans les mécanismes ou le critère d'endommagement due au vieillissement dynamique.

L'étude de la rupture ductile en présence de vieillissement dynamique est réalisée en plusieurs étapes :

1) Nous complétons l'étude fractographique de Belotteau (2009) afin de déterminer s'il existe des variations de mécanismes de rupture avec l'apparition du PLC.

2) Nous vérifions que l'hypothèse d'un critère de rupture ductile indépendant de la température ne convient pas pour prédire le creux de ductilité et de ténacité, même s'il est calculé à partir de champs mécaniques incluant l'effet PLC.

3) Nous réalisons des études micromécaniques afin de déterminer l'influence du vieillissement dynamique et du PLC sur les mécanismes de rupture.

4) Nous appliquons les résultats des études précédentes à la prédiction de la rupture des éprouvettes AE4 et CT en fonction de la température.

4.2 Observations fractographiques

Cette étude vise à étudier les mécanismes de rupture du matériau TU48C. Cette étude comporte deux parties : la première partie est consacrée aux éprouvettes cylindriques lisses et la deuxième partie aux éprouvettes CT. Elle a été réalisée en partie dans le cadre du projet PPL (projet pratique en laboratoire) de Master II de L. Alzate.

4.2.1 Eprouvettes lisses

Une synthèse des résultats expérimentaux a permis d'obtenir un bilan « faciès de rupture » - « types de bandes de PLC » sur le graphe température - vitesse de déformation (Figure 109). Les triangles représentent les faciès de rupture en biseau alors que l'autre type de symbole représentent les faciès de rupture de type « cup-cone » ou en « cratère ». Les trois couleurs représentent les trois types de bandes tandis que le blanc représente le cas où il n'y a pas d'effet de PLC.

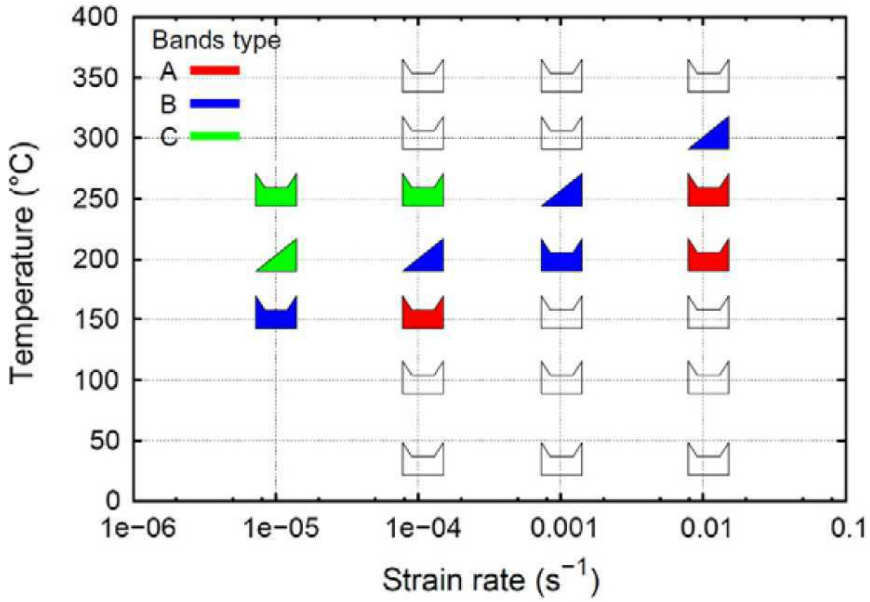


Figure 109 : Répartition des faciès de rupture et des types de bandes de PLC des éprouvettes cylindriques lisses testées en fonction de la température de la vitesse de déformation et de la présence de PLC.

Dans l'étude bibliographique, on a parlé de trois types de bandes de PLC (types A, B et C) qui correspondent à trois types de décrochements de PLC pour un mode de chargement donné (vitesse de traverse imposée). A une température donnée, à basse vitesse de déformation, les bandes PLC sont du type C. Aux vitesses moyennes, les bandes PLC sont du type B. A haute vitesse, les bandes PLC sont du type A.

Deux types de faciès de rupture ont été observés :

– faciès « cup-cone » ou en « cratère » qui est classique en rupture ductile des alliages métalliques ductiles.
– faciès incliné en biseau qui a déjà été observé sur des éprouvettes cylindriques en présence de PLC (par exemple, Calonne et al. 2004, Mazière 2007 et Benallal et al. 2008). Les faciès en biseau se trouvent dans le domaine de PLC. En dehors du domaine PLC, les faciès de rupture sont en cratère. En effet, il y a une forte liaison entre les types de bandes et les formes de faciès de rupture sur les éprouvettes cylindriques lisses (Wang et al. 2011). On sait que dans une éprouvette plate, l'état de contraintes reste uniaxial dans une bande de localisation de déformation (McClintock et Argon 1966). On étudie ici l'état de contraintes dans et autour d'une bande de PLC dans une éprouvette cylindrique lisse.

Le calcul du taux de triaxialité des contraintes dans une bande de PLC a été réalisé par la méthode des éléments finis afin de mettre en évidence la relation entre une bande de PLC et la rupture ductile pour les éprouvettes lisses présentant le faciès de rupture incliné. En effet, la rupture ductile étant associée à la germination, la croissance et la coalescence des cavités, elle est pilotée par le taux de triaxialité des contraintes. Des modèles de rupture ductile, tels que le modèle de Rice et Tracey, sont basés sur ce mécanisme et dépendent du taux de triaxialité des contraintes. On s'intéresse donc à cette grandeur.

Une simulation numérique a donc été réalisée sur la géométrie cylindrique lisse modélisée en 3D à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

La Figure 110 représente l'évolution du taux de triaxialité des contraintes le long de l'axe de traction autour de la bande de PLC. On observe une bande de PLC inclinée dont l'angle d'orientation par rapport à l'axe de traction est d'environ 55° qui est assez proche de l'angle théorique calculé par McClintock et Argon (1966). On constate également que le taux de triaxialité des contraintes atteint la valeur maximale légèrement derrière la bande de PLC. Cependant, ce n'est pas le cas pour la bande de PLC inclinée dans une éprouvette cylindrique lisse car le taux de triaxialité des contraintes dans la bande est autour de 0,45, qui est plus élevé que 0,33 pour le cas de la traction simple. Ceci pourrait favoriser l'endommagement par la croissance des cavités dans une bande de PLC.

Une étude fractographique a été effectuée sur deux éprouvettes cylindriques lisses testées dans deux conditions différentes. L'une a été testée à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$ en présence du phénomène de PLC. L'autre a été testée à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ en l'absence du phénomène de PLC afin de mettre en évidence l'influence de l'effet de PLC sur la rupture des éprouvettes cylindriques lisses.

1) $T = 200°C$, $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$

Le comportement de cette éprouvette se trouve dans le domaine de PLC. Elle présente un faciès de rupture en biseau (Figure 111). L'observation au MEB d'une zone locale du faciès de rupture a mis en évidence des cupules circulaires (Figure 112). On n'a observé aucune trace de cisaillement sur le faciès de rupture. Ces constats montrent que la rupture de cette éprouvette est due à la germination, la croissance et la coalescence de cavités sur l'ensemble du faciès de rupture dans un champ de contraintes à trace positive.

Pour mesurer l'angle d'orientation du faciès de rupture, on a utilisé le microtoposcope qui est constitué par un microscope optique et des objectifs à longue focale

munis d'une platine motorisée en x, y et z et d'un logiciel permettant de reconstruire une image 3D : on prend une série d'images à différents niveaux de l'axe z. Le logiciel identifie les parties de chaque image qui sont à la bonne focale et reconstruit la topologie de la surface de rupture. Au total, 20 images (5 x 4) ont été prises pour le faciès de rupture.

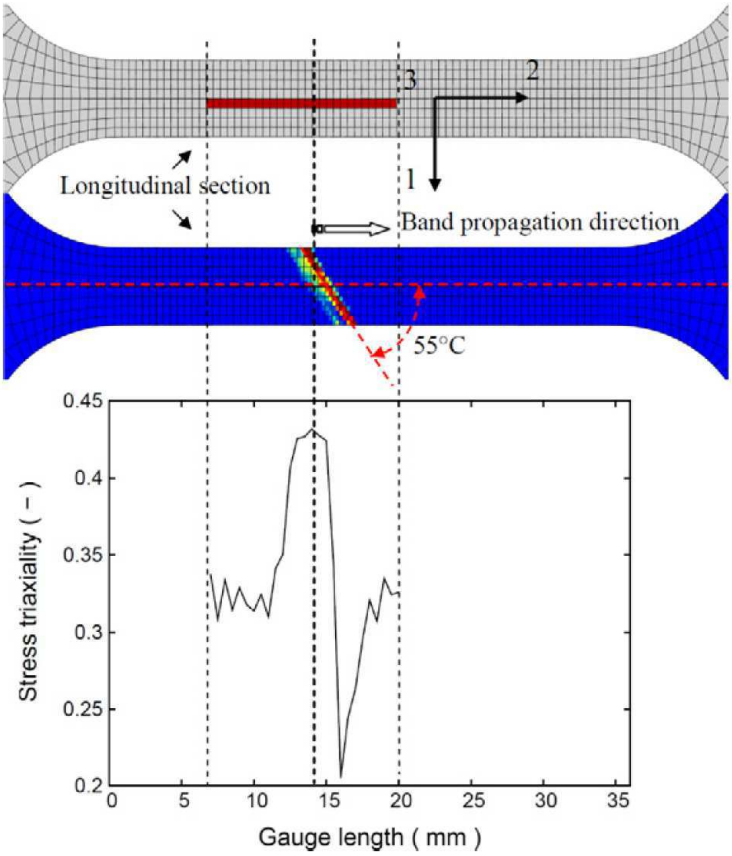


Figure 110 : Evolution du taux de triaxialité des contraintes le long de l'axe de traction autour de la bande de PLC.

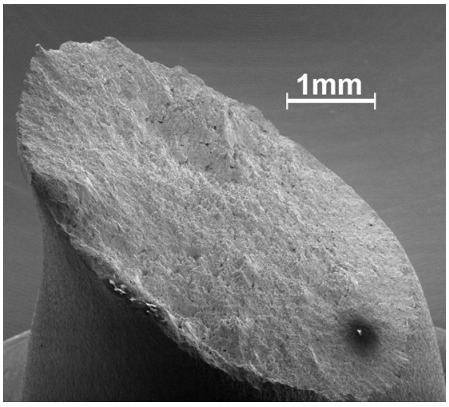


Figure 111 : Faciès de rupture de l'éprouvette testée à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$ en présence du phénomène de PLC.

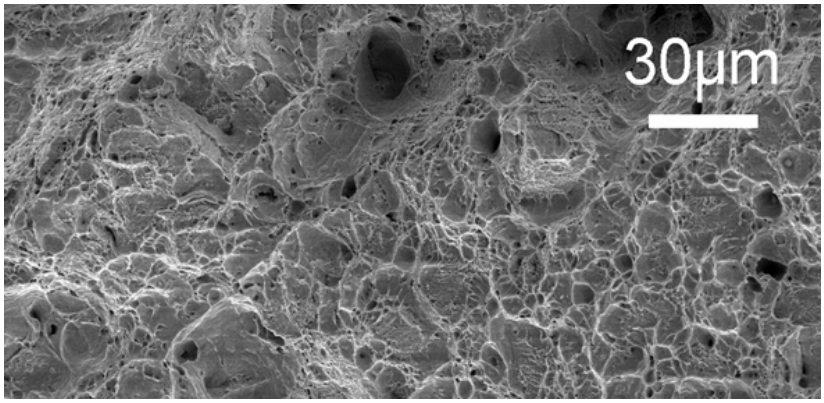


Figure 112 : Zone locale du faciès de rupture de l'éprouvette testée à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$: cupules circulaires.

Sur la Figure 113, l'angle d'orientation du faciès de rupture par rapport à l'axe de traction est d'environ 57° mesuré par la microtoposcopie 3D. Compte-tenu du taux de triaxialité des contraintes calculé précédemment et de l'angle d'orientation de la bande de PLC, on peut penser qu'il existe une relation entre la bande de PLC et le faciès de rupture, autrement dit, le faciès de rupture pourrait correspondre à une bande de PLC.

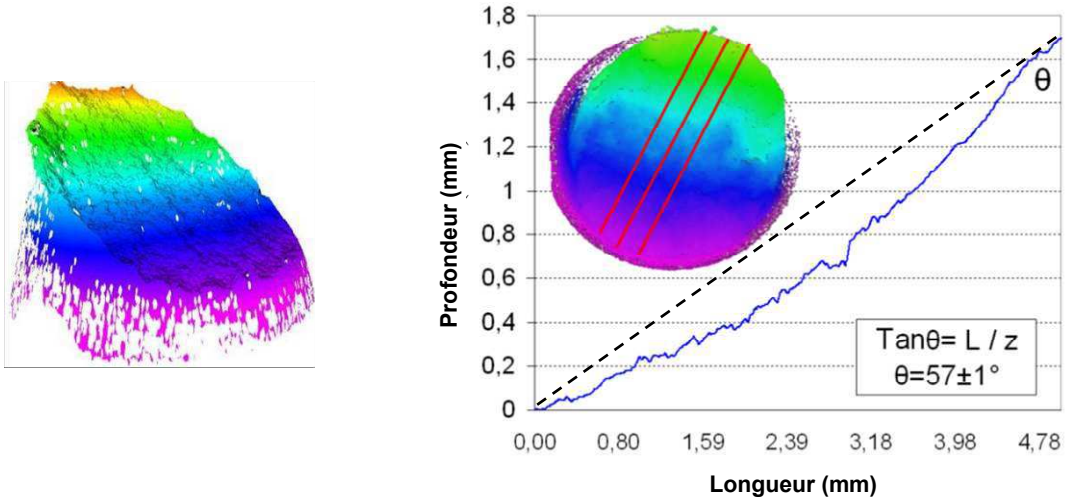


Figure 113 : Angle d'orientation du faciès de rupture par rapport à l'axe de traction est d'environ 57° mesuré par la Microtoposcopie 3D.

2) $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$

Le comportement de cette éprouvette se trouve en dehors du domaine PLC. Elle présente un faciès de rupture en cratère (Figure 114).

L'observation au MEB d'une zone au bord et d'une zone au centre de l'éprouvette a permis de mettre en évidence deux types de cupules : cupules « couchées » aux bords (Figure 115) et cupules circulaires au milieu (Figure 116). Ces deux constats montrent que la rupture

de cette éprouvette est une rupture ductile classique : cisaillement aux bords et croissance de cavités sous une trace positive du tenseur des contraintes au centre.

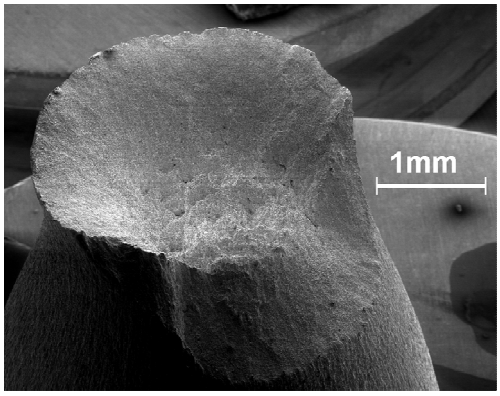


Figure 114 : Faciès de rupture de l'éprouvette testée à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\, s^{-1}$ en l'absence du phénomène de PLC.

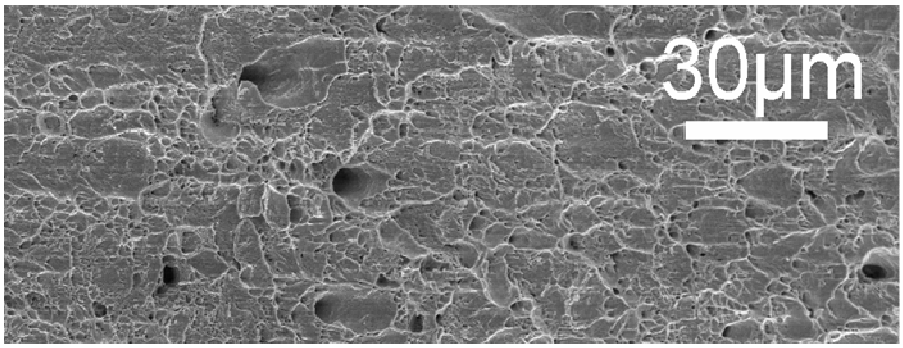


Figure 115 : Zone au bord de l'éprouvette testée à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\, s^{-1}$ en l'absence du phénomène de PLC.

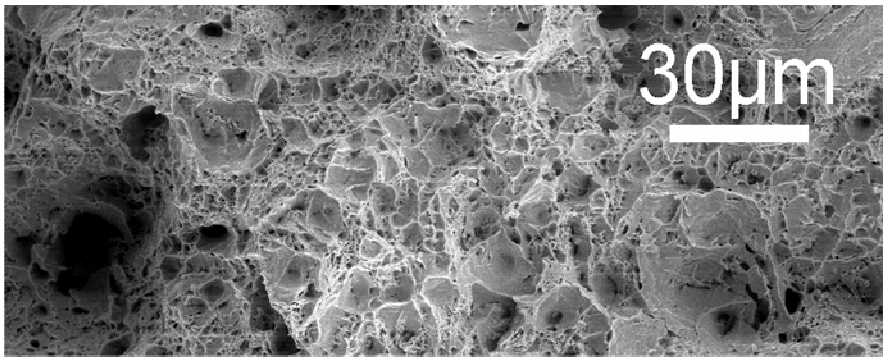


Figure 116 : Zone au centre de l'éprouvette testée à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\, s^{-1}$ en l'absence du phénomène de PLC.

Les bandes de PLC pourraient avoir une influence non négligeable sur la striction (Hosford et Caddell 1983, Kang et al. 2006). Les bandes de PLC portent des déformations locales supplémentaires qui précipitent la striction de l'éprouvette (Kang et al. 2006). Le critère de Considère est donc atteint localement avant qu'il ne soit atteint globalement sur l'éprouvette. Cela explique le fait que la ductilité des éprouvettes lisses est réduite dans le domaine de PLC. Hosford et Caddell (1983) montrent qu'en traction simple, une diminution locale de section a une influence importante sur la déformation à la striction. Une bande de PLC peut porter une déformation plastique d'environ 1,4% (Ranc et Wagner 2005) qui crée une diminution locale de section et réduit ainsi la déformation à la striction. Les simulations de traction simple sur éprouvette cylindrique montrent effectivement que la striction peut se produire dans une bande de PLC (Figure 117).

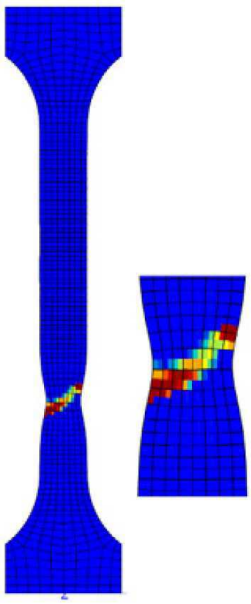


Figure 117 : Simulation 3D de traction simple de l'éprouvette axisymétrique lisse testée à 200°C et à la vitesse de déformation de $10^{-4}s^{-1}$: striction dans une bande de PLC.

Les études ci-dessus conduisent au fait que la rupture d'une éprouvette testée en traction simple dans le domaine de PLC dont le faciès de rupture est en biseau, est une rupture ductile par la germination, la croissance et la coalescence des cavités dans une bande de PLC inclinée. Aussi, on peut considérer que le phénomène de PLC a une influence importante sur la rupture de l'éprouvette en traction simple, conformément à ce que Wang et al. (2010) ont constaté. Par ailleurs, cela confirme que les bandes de PLC peuvent être inclinées dans les éprouvettes cylindriques contrairement aux résultats de simulation de Benallal et al. (2008) et de Belotteau et al. (2009) qui trouvent des bandes de PLC coniques sur les éprouvettes axisymétriques lisses. Cette information est d'ailleurs un critère pour le choix du paramètre ω du modèle KEMC (voir chapitre 2).

4.2.2 Eprouvettes de rupture

Une éprouvette CT testée à 150°*C* a été analysée et comparée à l'éprouvette CT testée à 20°*C* et étudiée par Belotteau (2009). On constate qu'à 20°*C* (en dehors du domaine de PLC), les cavités sont circulaires (Figure 118). On note la présence de grosses cavités issues des inclusions de MnS ou d'oxydes, et des petites cavités provenant de la rupture des carbures dans la perlite. Les cavités sont alignées car elles sont sensibles à la texture morphologique en couches alternées ferrite/perlite. Les inclusions se trouvent à l'interface de ces couches (Bauvineau 1996). En revanche, à 150°*C* température pour laquelle le phénomène de PLC existe, la surface de rupture est un peu particulière : les inclusions ont donné lieu à des cavités, dont la rupture laisse apparaître des crevasses par coalescence par les pôles (Figure 119).

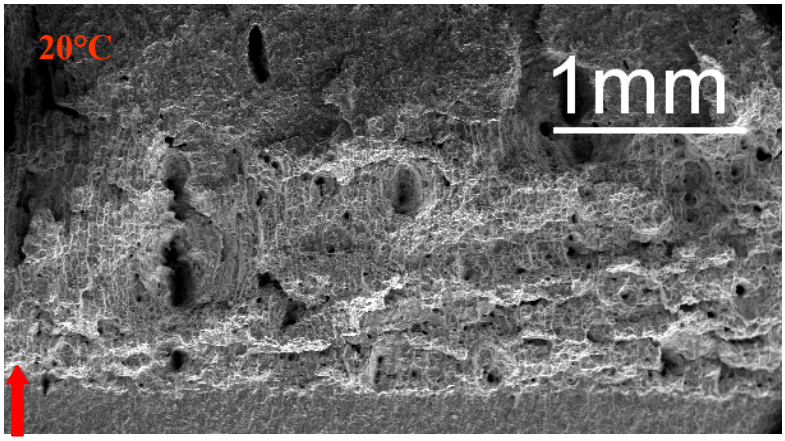


Figure 118 : Surface de rupture proche de la fissure de fatigue (en bas de l'image) sur une CT testée à $T = 20°C$ (Belotteau 2009) en absence de l'effet de PLC : cupules circulaires.

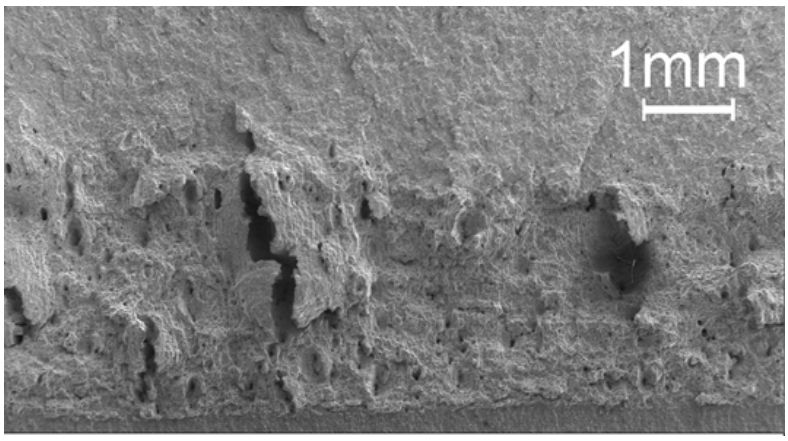
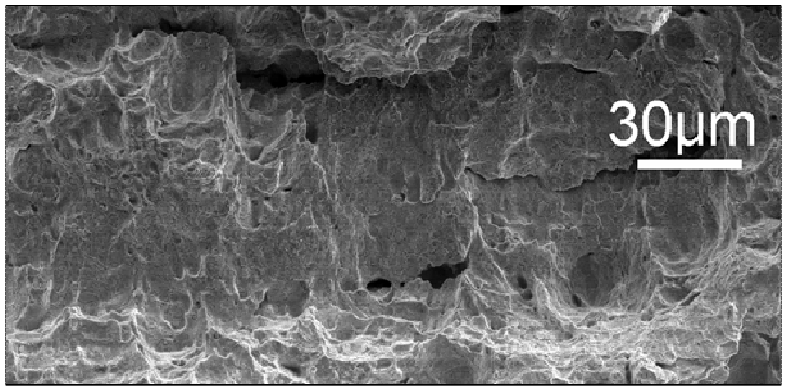
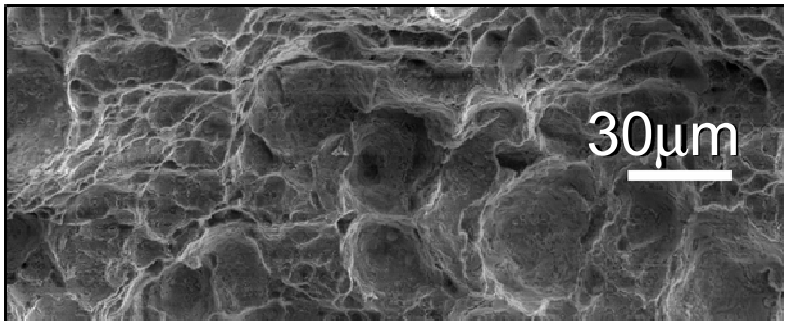


Figure 119 : Surface de rupture proche de la fissure de fatigue (en bas de l'image) sur une CT testée à $T = 150°C$ en présence de l'effet de PLC : cupules différentes sous forme de crevasses.

La Figure 120 représente des zones locales de rupture observées au microscope. Sur la Figure 120 (a), on voit des cavités « couchées » qui sont les signes de rupture par cisaillement alors que sur la Figure 120 (b), les cavités sont plutôt circulaires, signes de rupture ductile sous contrainte moyenne positive. Ces zones plates observées sur la Figure 120 (a) ressemblent à celles relevées dans la littérature et associées au PLC. Cependant, ces zones sont rares. On ne constate donc pas de liaison évidente entre la rupture et le phénomène de PLC.



(a)



(b)

Figure 120 : Zones locales de rupture observées au microscope de l'éprouvette CT testée à $T = 150°C$: (a) cupules couchées ; (b) cupules circulaires.

4.3 Critère de rupture de Rice et Tracey

4.3.1 Présentation du modèle de rupture

L'approche locale de la rupture a pour objectif de rendre compte de la rupture macroscopique à partir de variables locales macroscopiques. Elle est souvent basée sur une modélisation de l'endommagement à l'échelle microscopique. Pour le cas de la rupture ductile, la rupture est composée de trois stades (Anderson 2005) :

– l'amorçage des cavités par décohésion de l'interface matrice/inclusion (ou particules secondaires) ou par la rupture des inclusions ou des particules secondaires.

– la croissance des cavités jusqu'à un taux critique de croissance des cavités.

– la coalescence des cavités qui forment alors une fissure suivie de la rupture de la structure.

En ce qui concerne la modélisation de la croissance des cavités, il existe en général deux groupes de modèles : modèles découplés et modèles couplés. Dans les modèles découplés, l'endommagement n'intervient pas au niveau de la relation de comportement du matériau. Le modèle d'approche locale de la rupture ductile découplé le plus connu est celui de Rice et Tracey (1969). Ce modèle exprime le taux de croissance des cavités dans une matrice rigide plastique :

$$\frac{\dot{R}}{R} = \dot{p}0,283\exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) \tag{4-1}$$

R : rayon courant de la cavité.

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

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

σ_m : contrainte moyenne.

σ_0 : limite d'élasticité en traction simple.

Beremin (1981) a proposé de l'utiliser pour des matériaux élastoplastiques écrouissables. Il fait l'hypothèse que la croissance de cavités due à l'élasticité est négligeable. La limite d'élasticité est remplacée par la contrainte équivalente de von Mises, σ_{eq} :

$$\frac{\dot{R}}{R} = \dot{p}0,283\exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \tag{4-2}$$

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 :

$$\frac{R}{R_0} = \left(\frac{R}{R_0}\right)_c \text{ avec } R_0\text{, la taille initiale des cavités} \tag{4-3}$$

Ce critère de rupture correspond à l'instant où les cavités ont atteint une taille critique propice à la coalescence. 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 le cadre de notre étude, on va utiliser le modèle de Rice et Tracey pour prédire la rupture ductile du matériau étudié afin de compléter l'étude précédente (Belotteau 2009).

4.3.2 Identification et prédiction de la rupture des éprouvettes AE

On suppose que le critère de rupture ne dépend pas de la température. En effet, on observe peu de différence sur les faciès de rupture en présence ou en l'absence de PLC. De ce point de vue, on peut croire que le vieillissement dynamique ne modifie pas les mécanismes de

rupture : le critère de rupture ne doit pas dépendre de la température. La perte de ductilité pourrait provenir du comportement du matériau : le critère est atteint plus ou moins rapidement en fonction du comportement, ce qui conduit à des variations de ductilité avec la température. Aussi, le critère pourra être identifié par la modélisation des éprouvettes entaillées testées à 20°C. Par la suite, on pourra prédire la rupture pour d'autres températures avec le critère identifié de cette manière. Cette démarche a déjà été suivie par Belotteau (2009). On obtient une faible chute de ductilité. Cependant, le PLC dans les éprouvettes AE n'était pas bien reproduit. Les paramètres du modèle ont été modifiés. On souhaite donc vérifier la sensibilité du modèle de rupture aux paramètres du modèle de comportement KEMC.

Les essais sur les éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10 à 20°C ont été modélisés avec les nouveaux paramètres. Les courbes de simulation et les courbes expérimentales pour les éprouvettes AE2, AE4 et AE10 testées à 20°C sont présentées sur la Figure 121. On constate que les simulations donnent une prédiction correcte des courbes expérimentales. Les cercles noirs indiquent les variations diamétrales à la rupture pour ces éprouvettes. Un postprocesseur avec le modèle de Rice et Tracey qui est implanté dans le code d'éléments finis ZeBuLoN permet de calculer les valeurs de (R/R_0) sur toute la géométrie et pour tous les instants de chargement (Figure 122). Comme ce qui a été expliqué ci-dessus, la valeur de (R/R_0) du point de Gauss du centre de la section minimale à l'instant où la variation diamétrale simulée atteint la valeur expérimentale à la rupture est la valeur critique de (R/R_0). Cette valeur $(R/R_0)_C$ est prise comme le critère de rupture. Les critères ainsi identifiés sont présentés dans le Tableau 7. Ils sont comparés à ceux identifiés par Belotteau (2009) avec les anciens paramètres du modèle KEMC.

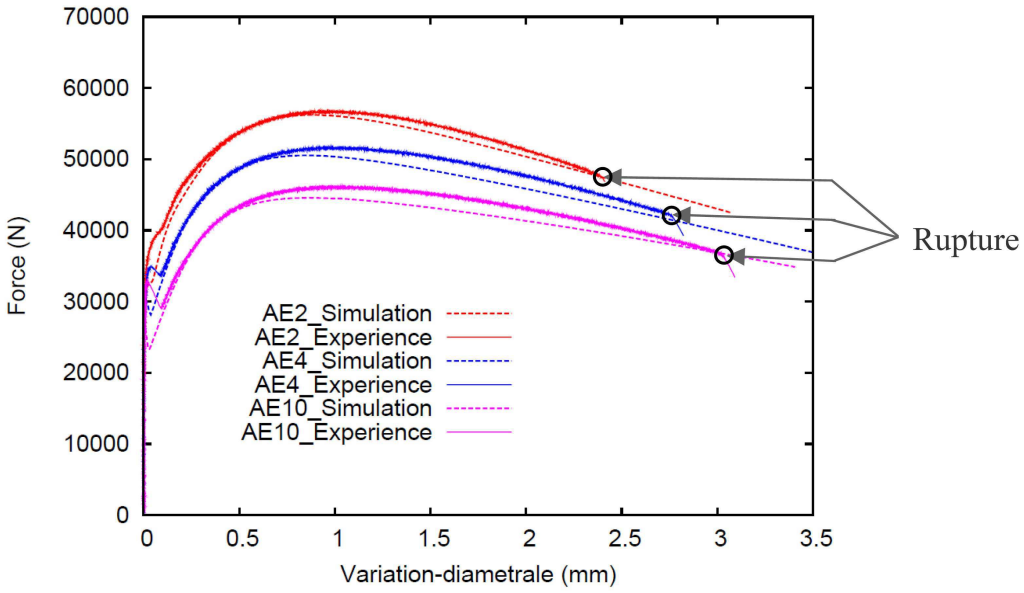


Figure 121 : Courbes de simulation sur les éprouvettes entaillées AE2, AE4 et AE10 à 20°C et les courbes expérimentales.

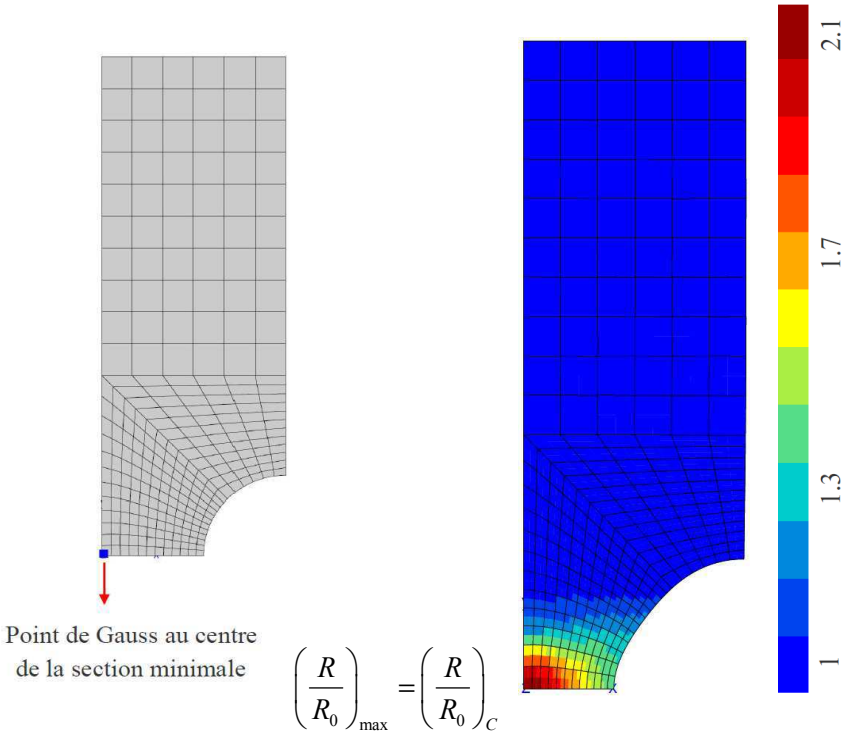


Figure 122 : Isovaleurs du paramètre d'endommagement (R/R_0) à l'instant de rupture de l'éprouvette AE4 à 20°C.

Les valeurs critiques $(R/R_0)_c$ calculées avec les nouveaux paramètres sont indiquées dans les colonnes « Nouveau » tandis que les valeurs calculées avec les anciens paramètres dans les colonnes « Ancien ». Pour les éprouvettes AE2 et AE4, le critère $(R/R_0)_c$ identifié est de 2,31 et 2,17 respectivement, des valeurs assez proches même si elles sont différentes. En revanche, pour l'éprouvette AE10, le critère identifié est $(R/R_0)_c$ = 1,88, une valeur qui s'éloigne des deux autres. Ceci est un résultat classique, associé au domaine de validité en taux de triaxialité du modèle de Rice et Tracey. En effet, l'expression utilisée pour le modèle de Rice et Tracey est valide pour un taux de triaxialité des contraintes supérieur à 1. Aussi, le critère de rupture retenu est donc $(R/R_0)_c$ = 2,24, une valeur moyenne des valeurs obtenues pour AE2 et AE4. Ce critère de rupture sera utilisé ultérieurement pour la prédiction de la rupture aux autres températures.

En comparant les deux groupes de valeurs dans le Tableau 7, on constate que les valeurs de $(R/R_0)_c$ identifiées avec les nouveaux paramètres du modèle KEMC sont légèrement plus élevées que celles identifiées avec les anciens paramètres. Cet écart peut s'expliquer par l'écrouissage linéaire *Hp* dans l'écrouissage isotrope classique. Le paramètre *H* de l'ancien jeu de paramètres vaut 440 MPa tandis que dans la nouvelle identification, *H* vaut 360 MPa, ce qui est plus faible. Or, l'extrapolation de l'écrouissage joue un grand rôle dans la prédiction de la rupture car la déformation plastique équivalente cumulée dépasse 60% au centre de l'éprouvette au moment de rupture. Par ailleurs, on sait que plus l'écrouissage est élevé, moins la croissance des cavités est rapide. L'écrouissage est moins important dans le nouveau jeu de

paramètres, on trouve ainsi un taux de croissance de cavités plus important pour une variation diamétrale donnée.

	$(R/R_0)_c$		Critère $(R/R_0)_c$	
	Ancien	Nouveau	Ancien	Nouveau
AE2	2,03	2,31	2,00	2,24
AE4	2,03	2,17		
AE10	1,80	1,88		

Tableau 7 : Critères de rupture de Rice & Tracey identifiés à 20°C avec les deux jeux de paramètres : les valeurs « Ancien » sont identifiées par les anciens paramètres du modèle KEMC (Belotteau 2009) et les valeurs « Nouveau » par les nouveaux paramètres.

Avec le critère identifié, nous avons prédit la rupture ductile des éprouvettes entaillées testées à d'autres températures. La Figure 123 représente les prédictions et les valeurs expérimentales des variations diamétrales à la rupture pour les éprouvettes AE4 testées entre 20°C et 350°C. Les résultats montrent que la prédiction est relativement correcte pour les basses températures (20°C) et les hautes températures (350°C). En ce qui concerne les températures intermédiaires (200°C), si le critère a permis de prédire une chute de ductilité autour de 200°C due à la présence de l'effet de PLC, la chute reste insuffisante : l'amplitude du creux de ductilité est faible par rapport aux valeurs expérimentales.

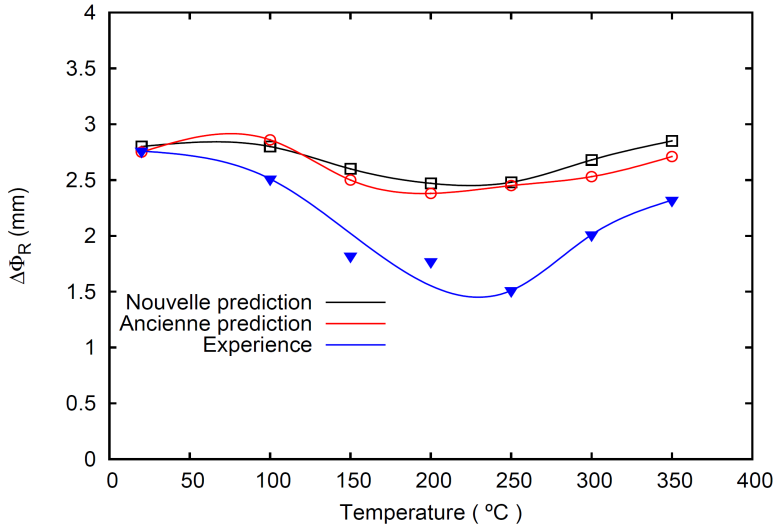


Figure 123 : Prédiction de la rupture pour les éprouvettes entaillées AE4 à toutes les températures : nouvelle prédiction, ancienne prédiction et la variation diamétrale à la rupture expérimentale (hypothèse du critère de Rice et Tracey constant avec la température).

De plus, on constate également que les nouveaux paramètres n'ont pas permis d'améliorer la prédiction de rupture par rapport aux anciens paramètres (Figure 123), bien que les nouveaux paramètres aient permis de mieux prédire les champs mécaniques dans les éprouvettes entaillées, notamment les instabilités de déformations plastiques. Ceci nous conduit à penser que le comportement seul ne suffit pas pour avoir une bonne prédiction de la rupture en présence de vieillissement dynamique.

On a également prédit la rupture pour les AE2 et AE10 (Figure 124). Le critère de rupture a donné une très bonne prédiction pour les éprouvettes AE2 pour les trois gammes de températures. La prédiction pour les AE10 est bonne à basse température alors que pour les températures intermédiaires et les températures élevées, la prédiction est loin de la valeur expérimentale. On remarque que plus la taille d'entaille est grande, moins la prédiction est bonne : cela est lié à la vitesse de déformation et donc à la forme de l'entaille : les vitesses de déformation dans l'entaille sont différentes d'une géométrie à l'autre ; l'effet du vieillissement dynamique est donc plus ou moins important. Belotteau (2009) avait déjà noté ce résultat.

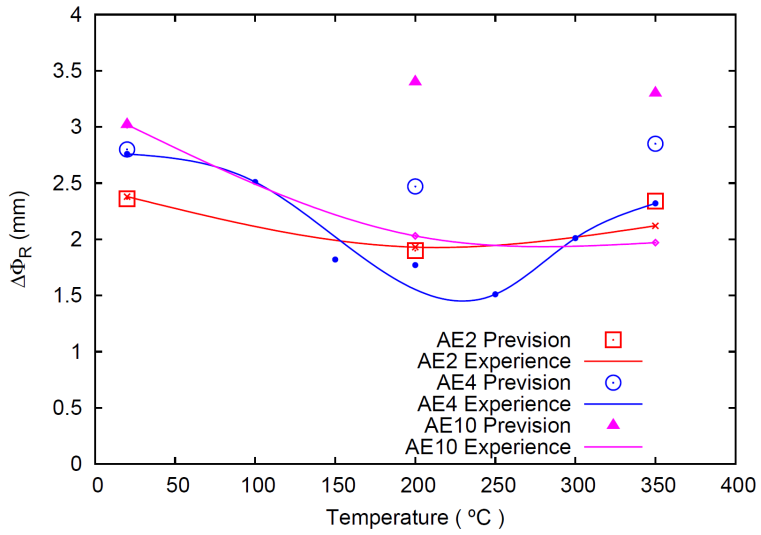


Figure 124 : Prédiction de la rupture pour AE2, AE4 et AE10.

4.4 Influence de la température sur la rupture

4.4.1 Introduction

Amar et Pineau (1985) et Moreno et al. (2002) ont fait l'hypothèse que le critère de rupture dépendait de la température. Les résultats de Belotteau (2009) et les résultats précédents sur la prédiction de la rupture des AE4 avec le modèle de vieillissement KEMC montrent que le vieillissement dynamique modifie probablement les mécanismes de rupture malgré le fait que l'on n'a pas constaté de changement majeur sur les faciès de rupture des éprouvettes entaillées et des éprouvettes CT. On suppose donc que le critère de rupture dépend de la température : $(R/R_0)_c = f(T)$. Cette étude vise à justifier cette hypothèse par des calculs

micromécaniques sur des volumes élémentaires comportant des cavités. Les calculs micromécaniques sont largement utilisés dans la littérature pour étudier la rupture ductile par la croissance des cavités (Koplik et Needleman 1988, Thomason 1990, Kuna et Sun 1996, Faleskog et Fong Shih 1997).

Les mécanismes d'endommagement et de rupture sont identiques en présence de l'effet de PLC : germination, croissance et coalescence des cavités mais la cinétique de ces mécanismes est probablement modifiée par le comportement de la matrice autour des cavités. Srinivas et al. (1991) font l'hypothèse que c'est la germination des cavités qui est modifiée par le phénomène de PLC. Afin de justifier l'évolution de $(R/R_0)_c$ avec température, nous faisons l'hypothèse que l'effet de PLC précipite la coalescence des cavités et conduit à une valeur critère variable avec la température. Pour étudier cette hypothèse, nous avons réalisé des calculs micromécaniques de croissance de cavités dans une matrice déformable. Deux études principales sont menées :

- Comparaison de la croissance des cavités dans une matrice sans effet de PLC et avec effet de PLC. Cette étude est réalisée en 2D déformations planes à cause des problèmes de temps calcul et à taux de déformation imposé car l'effet de PLC est très sensible à cette variable.
- Etude de la croissance et de la coalescence des cavités en fonction de la température. Cette étude est réalisée en 2D axisymétrique à taux de triaxialité des contraintes imposé. La température est prise en compte par une loi élastoplastique représentant l'écrouissage apparent relevé à chaque température.

La deuxième étude conduit à un modèle d'endommagement qui est appliqué à la prédiction de la rupture des éprouvettes AE et CT.

4.4.2 Calculs micromécaniques et l'effet de PLC

Nous souhaitons comparer la croissance et la coalescence des cavités lorsque la matrice présente de l'effet de PLC ou lorsqu'elle n'en présente pas. La démarche est proche de celle de Dierke et al. (2007). Les localisations de PLC ne peuvent s'accommoder facilement de conditions périodiques, nous étudions donc le cas d'une et de plusieurs cavités réparties régulièrement ou non. Ainsi, nous avons choisi de travailler en 2D avec des hypothèses de sollicitations planes (contraintes planes ou déformations planes). On pourrait difficilement envisager de mener des calculs de milieu 3D comportant plusieurs cavités sphériques à cause des temps de calcul importants avec le modèle KEMC.

Les calculs micromécaniques ont été réalisés sur des cellules élémentaires à 200°C, température qui correspond au creux de ténacité du matériau, et à une seule vitesse de déformation macroscopique de traction qui est de $10^{-4}s^{-1}$. Le modèle élastoplastique a été identifié directement à partir de la courbe de traction simple de l'éprouvette lisse cylindrique testée à 200°C et à $10^{-4}s^{-1}$ (Figure 125).

Le Tableau 8 donne un récapitulatif des calculs micromécaniques réalisés. D'une manière générale, les calculs sont divisés en deux groupes : contraintes planes et déformations planes. Pour chaque groupe de calculs, deux fractions volumiques de cavités ont été étudiées. Ces calculs ont été réalisés avec 3 nombres de cavités afin de mettre en évidence l'influence de

l'interaction entre les cavités sur le comportement macroscopique des cellules : 1 cavité, 4 cavités et 16 cavités. Pour les calculs des cellules contenant 16 cavités, les cavités sont réparties régulièrement et aléatoirement. Cela a pour objectif de mettre en évidence l'influence de la répartition spatiale des cavités sur le comportement macroscopique des cellules.

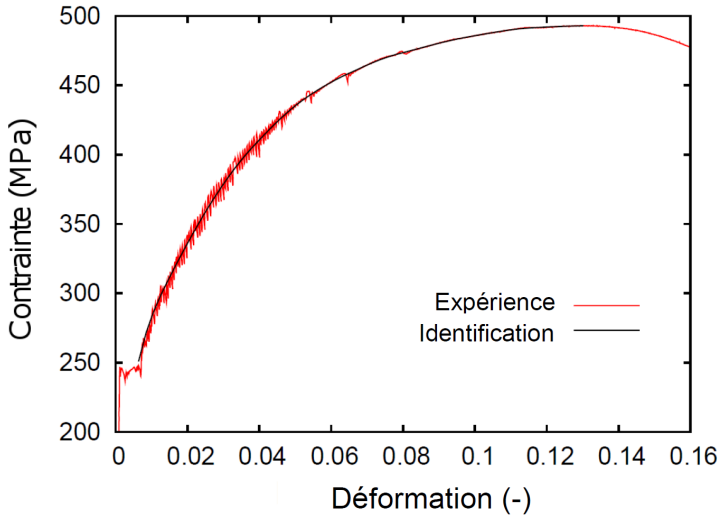


Figure 125 : Identification de l'écrouissage du modèle élastoplastique par le lissage de la courbe expérimentale obtenue sur l'éprouvette lisse cylindrique testée à 200°C et $10^{-4}s^{-1}$.

	f_{v0}		Nombre des cavités				Chargement		Modèle	
C. P.	1 %	5 %	1	4	16		$E_{11} = -0,5\ E_{22}$	Périodique	KEMC	EP
			-	R. R.	R. R.	R. A.				
D. P.	1 %	5 %	1	4	16		$E_{11} = -0,5\ E_{22}$	Périodique	KEMC	EP
			-	R. R.	R. R.	R. A.				

Tableau 8 : Calculs micromécaniques réalisés à 200°C.

* f_{v0} : fraction volumique initiale de porosité.
* R. R. : répartition régulière.
* R. A. : répartition aléatoire.
* C. P. : contraintes planes.
* D. P. : déformations planes.
* EP : modèle élastoplastique.

Concernant le chargement macroscopique, deux types de conditions aux limites ont été utilisés que l'on nommera (Figure 126) :

– Traction : le bord haut est chargé à une vitesse de déformation macroscopique ($\dot{E}_{22} = 10^{-4}\,s^{-1}$) tandis que le bord droit de la cellule reste droit au cours du chargement mais est libre de contrainte : la contrainte macroscopique vaut $\Sigma_{11} = 0$.

– Taux de biaxialité de déformation macroscopique imposé : la cellule est soumise à un taux de biaxialité de déformation macroscopique conventionnelle ($\dot{E}_{11} = -0,5\dot{E}_{22}$).

Ces deux chargements ont été choisis car ils correspondent à différentes variations relatives de volume. Le plus sévère est celui à taux de biaxialité des déformations imposé calculé en déformations planes. Ces deux types de conditions aux limites correspondent à des taux de triaxialité des contraintes macroscopique variables au cours du chargement. On a choisi d'imposer un taux de biaxialité de déformation macroscopique constant car ce type de conditions aux limites permet de mieux contrôler la vitesse de déformation et il ne nécessite pas d'utiliser la méthode Riks qui ne peut pas être utilisée avec un matériau visqueux. De plus, vue la relation entre la vitesse de déformation et l'effet de PLC, il est plus naturel de piloter les calculs par la vitesse de déformation.

Pour tous les calculs, deux lois de comportement ont été utilisées : le modèle KEMC et un modèle élasto-plastique sans vieillissement dynamique afin de mettre en évidence l'influence de l'effet de PLC (sensibilité négative des contraintes à la vitesse de déformation) sur le comportement local du matériau, plus particulièrement la croissance des cavités. Par la suite, seuls les calculs réalisés en déformations planes seront présentés. Par ailleurs, les calculs réalisés sur les cellules avec 5% de fraction volumique de cavité et ceux à 4 cavités ne seront pas montrés dans cette étude. Les calculs sont réalisés en grandes déformations (updated lagrangian, référentiel local co-rotationnel).

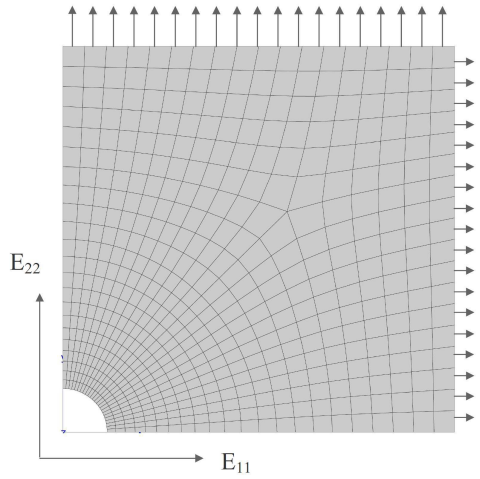


Figure 126 : Maillage et conditions aux limites d'un volume contenant une seule cavité avec une fraction volumique de cavité de 1%.

L'ensemble des résultats est présenté en annexe 9. Nous en avons extrait les principales conclusions que nous présentons dans ce qui suit. La comparaison de la simulation à 1 cavité et plusieurs cavités réparties régulièrement montre l'influence des conditions aux limites sur le développement des bandes de PLC : le cas à 16 cavités régulières montre le début d'un phénomène de coalescence que l'on n'observe pas pour la simulation à 1 cavité (Figure 127). La courbe de comportement macroscopique de la cellule fait également apparaître ce phénomène (Figure 128). La matrice élastoplastique ne conduit pas à ce résultat : ce comportement ne perturbe pas la symétrie géométrique du problème. Cependant, on note que les courbes macroscopiques en élastoplasticité sont plus élevées que les courbes obtenues avec le modèle KEMC. Ce point est lié à des effets de viscosité locale (les vitesses de déformations

autour des cavités sont variables) mais aussi à l'extrapolation de l'écrouissage dont on parlera par la suite.

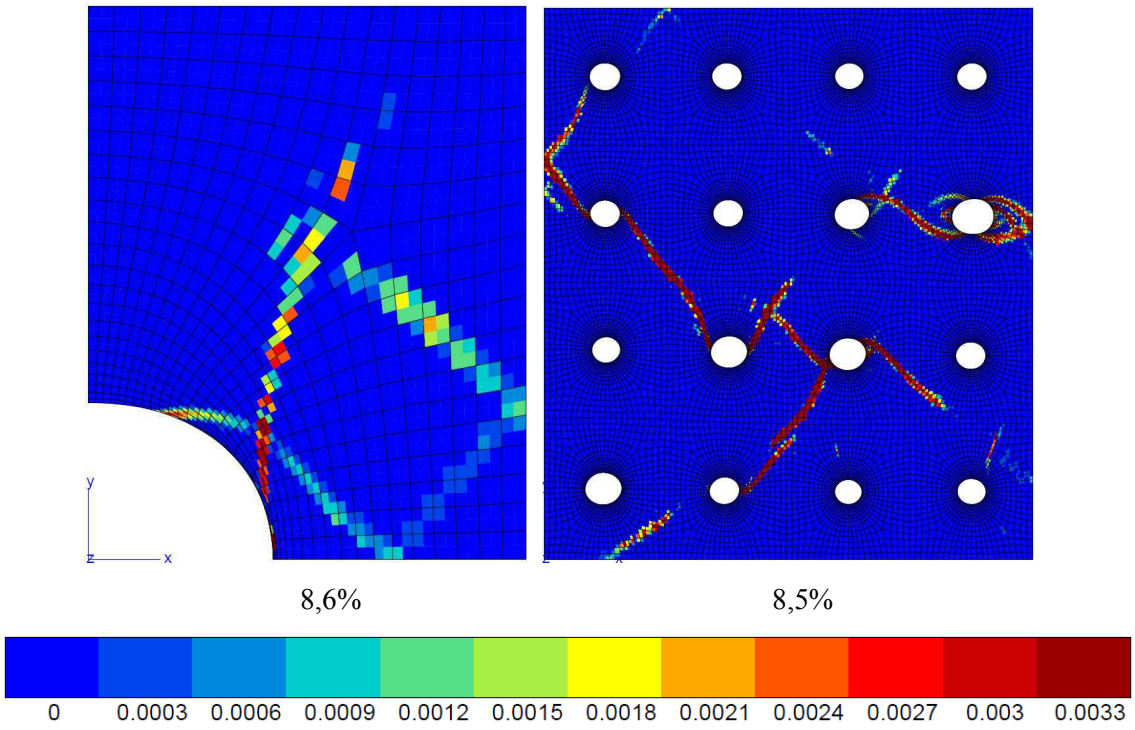


Figure 127 : Isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente de la cellule contenant 1 cavité et 16 cavités régulières à une déformation macroscopique E_{22} donnée ($\dot{E}_{11} = -0,5\dot{E}_{22}$).

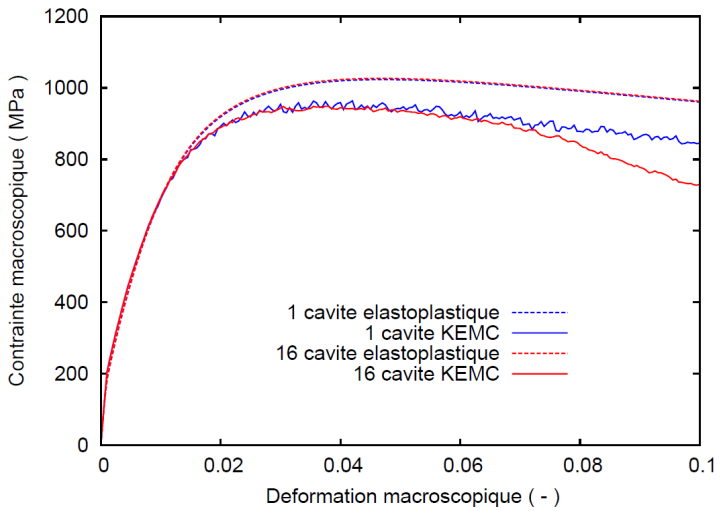


Figure 128 : Courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique de la cellule élémentaire contenant une seule cavité et celle contenant 16 cavités.

L'introduction d'une répartition spatiale aléatoire conduit à un adoucissement plus rapide quel que soit le comportement de la matrice (Figure 129). Ceci est un résultat classique : ce

sont les zones à forte fraction volumique locale de cavités qui pilotent l'apparition de la coalescence (Figure 130).

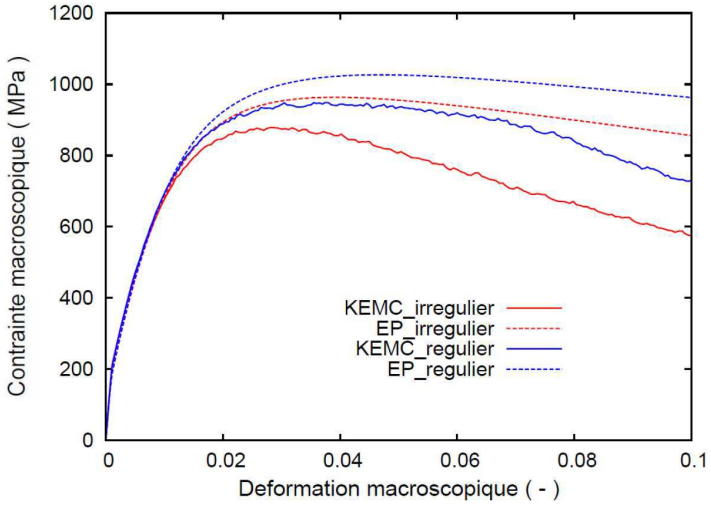


Figure 129 : Courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique de la cellule élémentaire contenant 16 cavités à une répartition aléatoire et régulière ($\dot{E}_{11} = -0,5\dot{E}_{22}$).

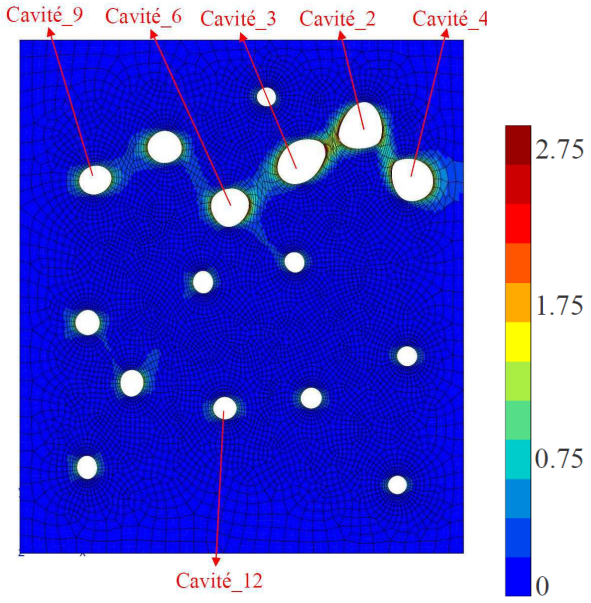


Figure 130 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée à 10% de la déformation macroscopique E_{22} globale de la cellule élémentaire contenant 16 cavités réparties aléatoirement dans la matrice avec le modèle KEMC ($\dot{E}_{11} = -0,5\dot{E}_{22}$) (la croissance des cavités numérotées est reportée à la Figure 131).

La comparaison des déformations des microstructures à matrice KEMC ou élastoplastique indique que la coalescence est précoce en présence du phénomène de PLC. En réalité, il est difficile de conclure car les viscosités classiques et les écrouissages ne sont pas

identiques. Nous avons donc étudié l'influence de l'écrouissage aux grandes déformations et également introduit la viscosité classique dans le comportement de la matrice de comparaison. Les résultats (annexe 9) montrent, s'il était nécessaire, que l'écrouissage aux grandes déformations est une caractéristique importante pour l'apparition de la localisation. De plus, l'introduction du phénomène de vieillissement dynamique par le terme R_a modifie la croissance de certaines cavités en l'accélérant. Pour le mettre en évidence, nous avons calculé des fractions volumiques locales associées à chaque cavité (annexe 9).

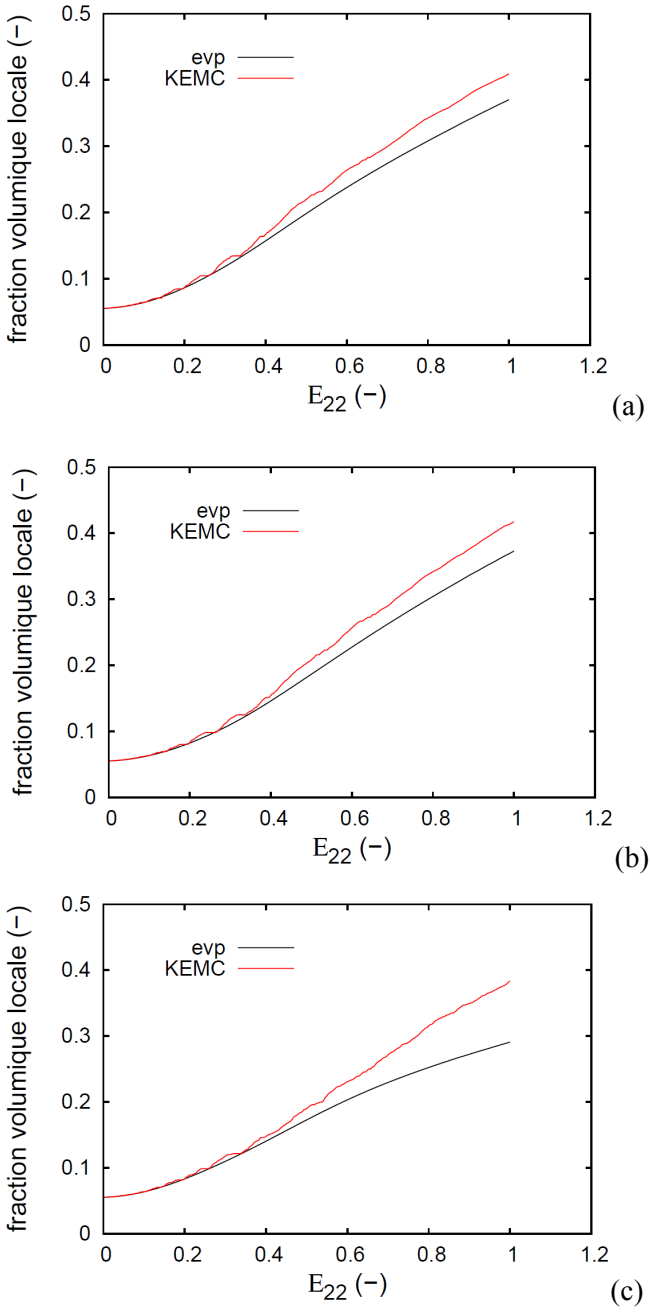


Figure 131 : Evolution de la fraction volumique locale de chaque cavité en fonction de la déformation E_{22} macroscopique avec le modèle KEMC et le modèle EVP : (a) cavité 2 ; (b) cavité 3 ; (c) cavité 4 (les numéros sont indiqués à la Figure 130).

L'évolution de la fraction volumique des cavités les plus grosses augmente plus rapidement lorsque la matrice a un comportement KEMC plutôt qu'élasto-viscoplastique (Figure 131). Néanmoins, la comparaison de l'écrouissage aux grandes déformations du modèle KEMC et du modèle EVP reste difficile. En effet, l'identification du modèle a été réalisée sur des calculs d'élément de volume. Or les effets de structure interviennent avec le modèle KEMC et conduisent à un ancrage partiel que l'on ne peut pas obtenir sur des calculs d'élément de volume.

Un autre problème se pose dans ces simulations : le modèle étant local, la taille des localisations dépend de la taille de maille. Les localisations de PLC sont maintenant à l'échelle des cavités, alors qu'on les observe à l'échelle de la structure. Il serait intéressant d'étudier expérimentalement s'il existe différentes échelles pour les hétérogénéités de PLC. L'application d'une expression non locale du modèle permettrait alors de compléter l'étude en introduisant une longueur qui caractérise la largeur des bandes.

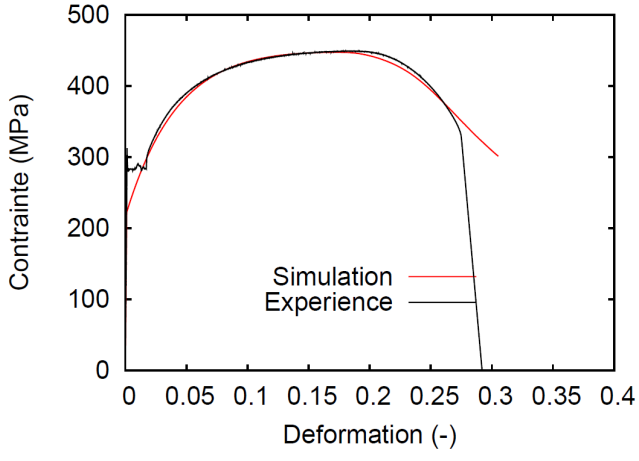
4.4.3 Influence de la température sur la croissance de cavités

Les calculs précédents ont montré que l'introduction du terme $R_a(p,\ t_a)$ dans le comportement de la matrice entourant des cavités peut modifier la croissance de celles-ci. Ils ont montré aussi que l'influence reste limitée et surtout que l'extrapolation de l'écrouissage aux grandes déformations est importante pour prédire les localisations. Or, l'identification du modèle KEMC à toutes les températures est difficile et n'a pas permis de vérifier la qualité de cette extrapolation à toutes les températures. De plus, les calculs à taux de biaxialité (triaxialité) des déformations imposé ne sont pas les plus pertinents pour l'étude de l'endommagement ductile. Ainsi, pour justifier l'évolution de $(R/R_0)_c$ avec la température, nous réalisons des calculs de cellules élémentaires axisymétriques à taux de triaxialité des contraintes imposé en suivant Koplik et Needleman (1988). La température est prise en compte par les lois d'écrouissage apparent.

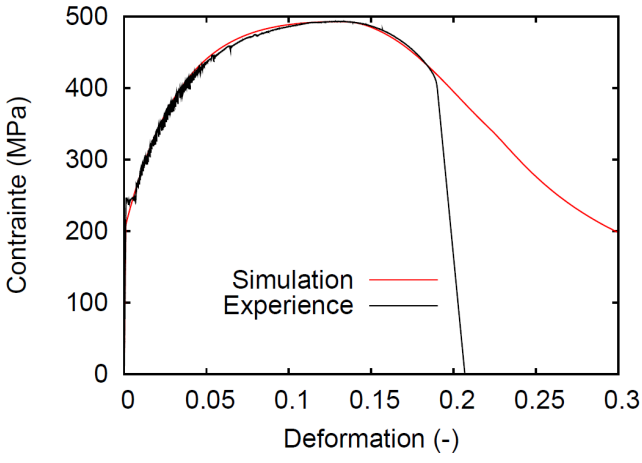
Généralement, l'identification d'une loi de comportement se fait sur un élément de volume, donc l'effet de structure n'est pas pris en compte. Cependant, on a réalisé l'identification par des calculs de structure de traction simple. Les lois EP identifiées de cette manière ont permis de représenter correctement la striction. Ce point est important car il est associé à l'extrapolation de l'écrouissage aux grandes déformations. Or, la rupture des éprouvettes AE (et CT) se produit pour des déformations locales importantes. Cependant, dans le domaine de PLC, l'apparition de la striction est liée au durcissement moyen (écrouissage et ancrage partiel) mais aussi aux bandes de PLC : elles font varier localement la section de l'éprouvette et précipitent ainsi la striction. Dans notre identification de loi d'écrouissage apparent, nous prenons en compte ce phénomène : notre écrouissage favorise la localisation.

Deux groupes de lois EP ont été identifiés. Le premier groupe de lois a été identifié sur les courbes expérimentales en traction simple à $10^{-3}s^{-1}$ et le second à $10^{-4}s^{-1}$. La Figure 132 montre les courbes expérimentales et numériques à 100°C, 200°C et 300°C obtenues sur les éprouvettes lisses en contraintes planes à $10^{-4}s^{-1}$ avec les lois EP apparentes identifiées. On

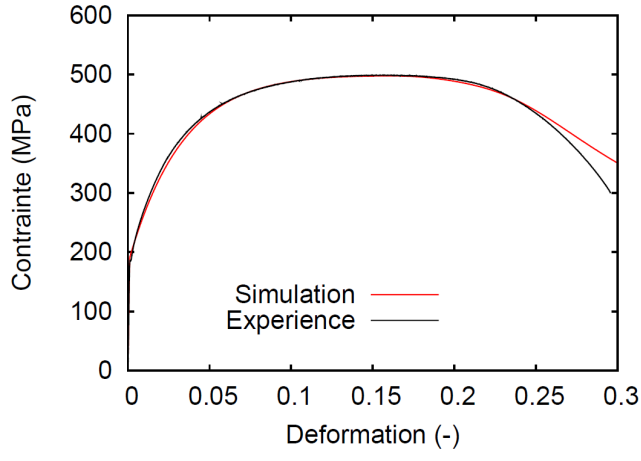
constate bien que l'extrapolation de l'écrouissage, donc la striction, de chaque courbe expérimentale est bien représentée par la loi EP apparente.



(a)



(b)



(c)

Figure 132 : Courbes expérimentales et numériques des éprouvettes lisses à $10^{-4}s^{-1}$ (a) 100°C ; (b) 200°C ; (c) 300°C.

Des calculs ont été réalisés sur les éprouvettes AE4 pour chaque température avec les deux groupes de lois EP apparentes. La Figure 133 montre les courbes expérimentales et numériques pour 150°C, 200°C et 250°C. On constate que les lois EP identifiées à $10^{-4}s^{-1}$ donnent une meilleure prédiction des courbes globales que celles identifiées à $10^{-3}s^{-1}$. Par conséquent, on utilise les lois EP identifiées à $10^{-4}s^{-1}$ pour les calculs micromécaniques.

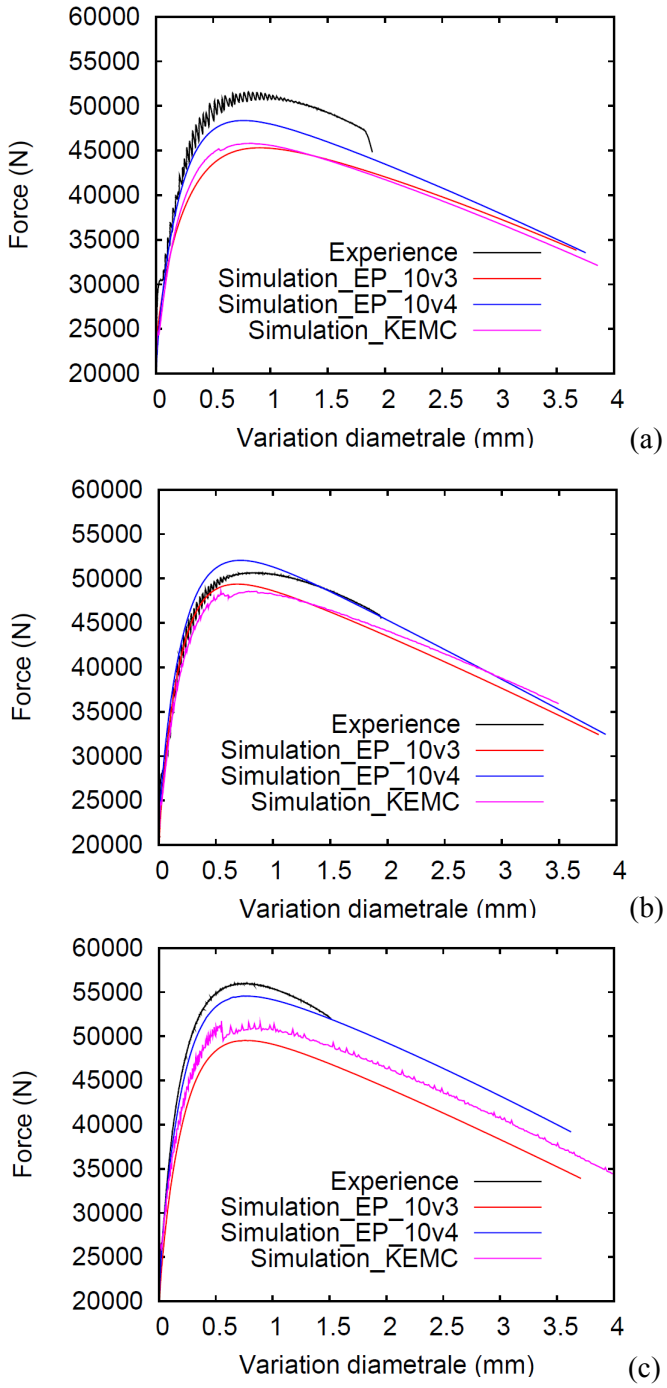


Figure 133 : Courbes expérimentales et numériques des éprouvettes entaillées AE4 (a) 150°C ; (b) 200°C ; (c) 250°C.

Avec les lois EP identifiées à $10^{-4}s^{-1}$, on a réalisé des calculs sur des cellules élémentaires contenant une seule cavité (Figure 134) pour chaque température. Un taux de triaxialité des contraintes macroscopiques de 1, correspondant approximativement à celui rencontré dans les éprouvettes AE4, a été imposé aux cellules : pressions imposées sur le bord droit et le bord haut. Les calculs ont été réalisés en axisymétrie sur ABAQUS avec la méthode de RIKS : le bord gauche est bloqué dans le sens 1 ($U_1 = 0$) et le bord du bas est bloqué dans le sens 2 ($U_2 = 0$) : des conditions sur les déplacements des bords droit et haut permettent d'assurer la périodicité en maintenant ces bords droits. Les formules (1) et (2) permettent de calculer le taux de triaxialité des contraintes macroscopiques et la déformation équivalente macroscopique. La fraction volumique initiale de la cavité est de 1%.

$$\Sigma_{11} = \Sigma_{22} \neq \Sigma_{33}, \quad \tau_\sigma = \frac{\Sigma_h}{\Sigma_{eq}} = 1, \quad \Sigma_{11} = \frac{3\tau_\sigma - 1}{3\tau_\sigma + 2}\Sigma_{33} \tag{4-4}$$

$\Sigma_{11}, \Sigma_{22}, \Sigma_{33}$: composantes du tenseur des contraintes macroscopiques.
τ_σ : taux de triaxialité des contraintes macroscopiques.

$$E_{eq} = \left[\frac{2}{3}\left(E_{11}{}^2 + E_{22}{}^2 + E_{33}{}^2\right)\right]^{1/2} \tag{4-5}$$

E_{11}, E_{22}, E_{33} : composantes du tenseur des déformations macroscopiques principales, avec $E_{11} = \ln\left(r/r_0\right) = E_{33}$ et r le rayon de la cellule cylindrique, $E_{22} = \ln\left(h/h_0\right)$, h la hauteur.
E_{eq} : déformation équivalente macroscopique.

Pour calculer le taux de croissance de cavités R/R_0 à partir de la fraction volumique de cavité (f), on utilise la formule (4-6) en supposant que la cavité reste sphérique au cours de la déformation : c'est la définition utilisée par Rice et Tracey, bien qu'ils aient proposé également le calcul des 3 axes principaux de l'éllipsoïde qui se développe sous un chargement triaxial. La Figure 134 illustre la démarche pour déterminer la fraction volumique critique de cavité à partir des résultats obtenus par les calculs micromécaniques. Elle représente l'évolution de la fraction volumique de cavité et du déplacement dans le sens 1 (U_1) du nœud (indiqué par le point sur le maillage) en fonction de la déformation plastique macroscopique équivalente. La fraction volumique critique (f_c) correspond au moment où le déplacement U_1 ne varie plus (Koplik et Needleman 1988) (Figure 134).

$$\frac{R}{R_0} = \sqrt[3]{\frac{f}{f_0}\left(\frac{1-f_0}{1-f}\right)} \tag{4-6}$$

Des calculs micromécaniques ont été réalisés sur la cellule élémentaire avec un taux de triaxialité des contraintes macroscopiques de 1 entre 20 et 350°C. La Figure 135 représente l'évolution du taux de croissance de cavité en fonction de la déformation macroscopique équivalente pour chaque température. Les résultats montrent que le taux critique de croissance de cavité à coalescence $(R/R_0)_C$ ne dépend pas de la température (le critère $(R/R_0)_C$ identifié est de 1,84), c'est-à-dire de l'écrouissage apparent. Ceci est effectivement un résultat de la littérature (Koplik et Needleman 1988 et Rossoll 1998). De plus, d'après Brocks et al. (1996), le critère $(R/R_0)_C$ ne dépend pas non plus de la vitesse de déformation dans le cas d'un

comportement élastoviscoplastique. Cependant, on constate que la vitesse de croissance des cavités dépend de la température (écrouissage). La vitesse de croissance de cavité pour 20°C est la plus faible alors que la vitesse de croissance pour 200°C est la plus grande. En effet, la différence entre les écrouissages apparents pour ces deux températures est maximale. La différence des déformations équivalentes macroscopiques critiques (correspondant aux valeurs critiques de (R/R_0)) est proche de 10%.

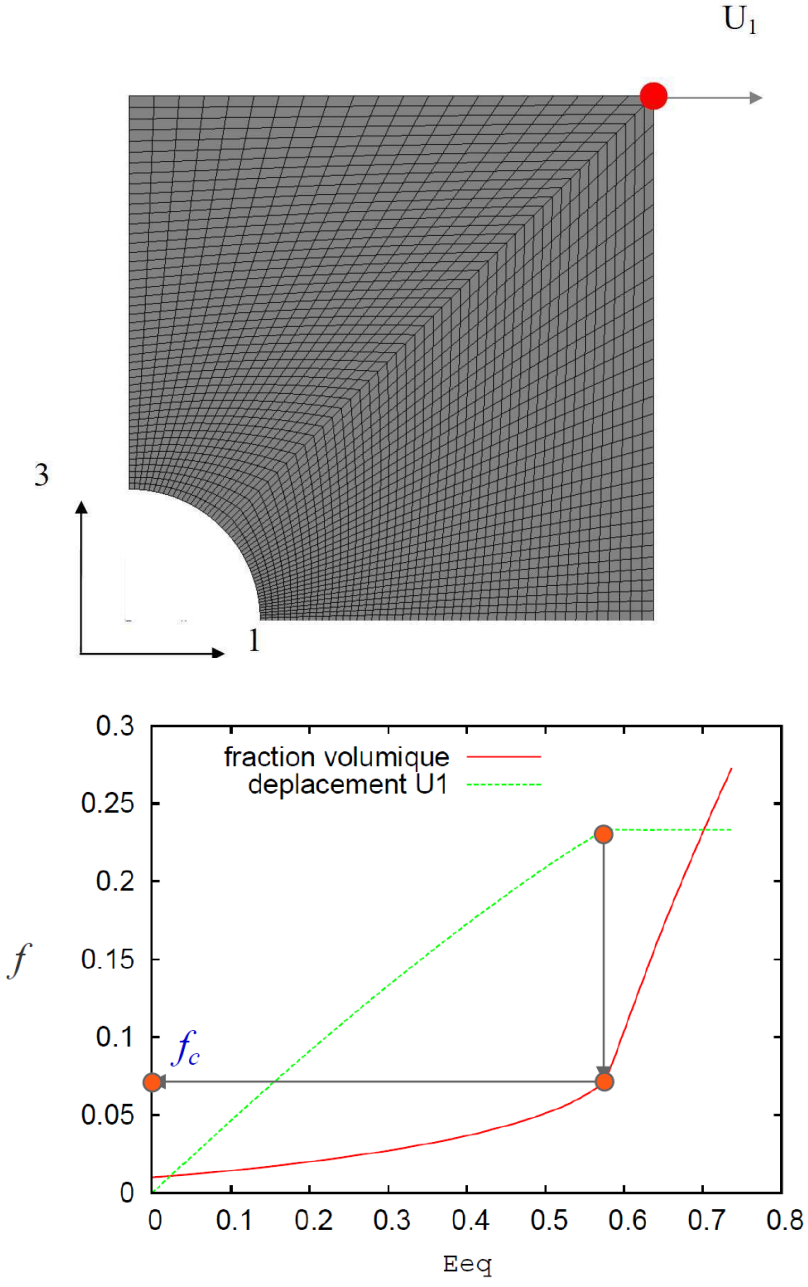


Figure 134 : Maillage de la cellule élémentaire et démarche de détermination de la fraction volumique critique de cavité à partir de l'évolution de la fraction volumique de cavité et du déplacement dans le sens 1 (U_1) du nœud (indiqué par le point sur le maillage).

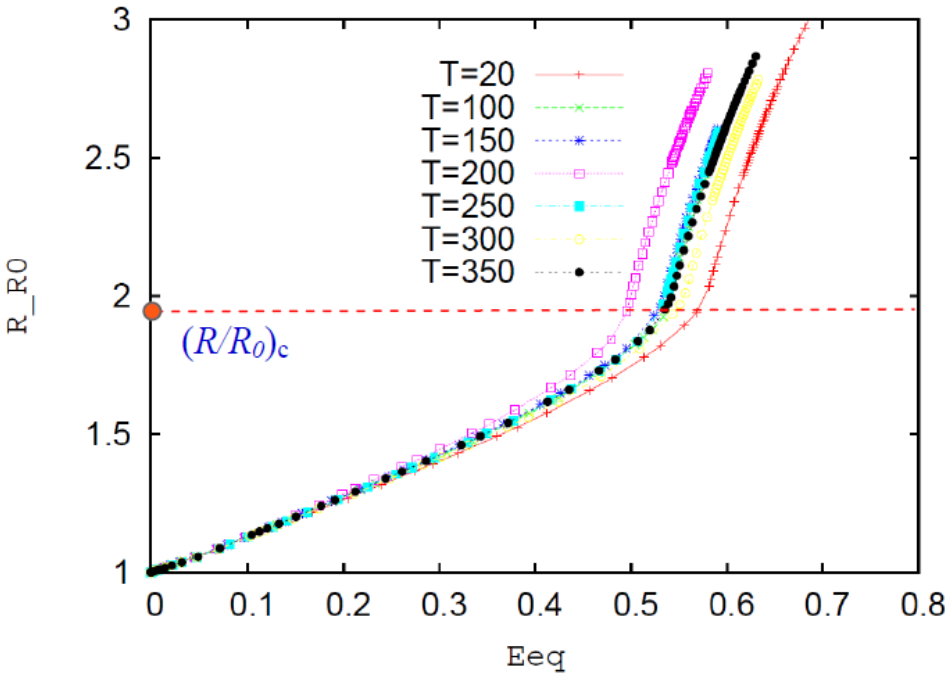


Figure 135 : Evolution du taux de croissance des cavités avec la déformation plastique équivalente pour toutes les températures étudiées.

Ces résultats montrent que l'identification phénoménologique de $(R/R_0)_C(T)$ sur les éprouvettes AE4 n'est pas justifiée. C'est la vitesse de croissance qui est fonction de la température (et donc de l'écrouissage apparent). Les résultats d'Amar et Pineau (1985) et de Moreno et al. (1998) sur la prédiction de la ténacité à partir d'un critère dépendant de la température, supposent donc qu'il est équivalent de faire varier le taux critique de croissance de cavité avec une vitesse de croissance constante, ou de faire varier la vitesse de croissance avec un taux de croissance critique constant. Ce point reste néanmoins à vérifier, car la vitesse de croissance des cavités est fonction du taux de triaxialité des contraintes. Celui-ci prend des valeurs très différentes dans les éprouvettes axisymétriques entaillées et les éprouvettes fissurées.

4.4.4 Application à la prédiction de la rupture

Dans la partie précédente, on a montré que la vitesse de croissance de cavité dépend de la température et que le taux de croissance critique $(R/R_0)_C$ de cavité ne dépend pas de la température. On propose une modification du modèle de Rice et Tracey permettant de prendre en compte la vitesse de croissance de cavité obtenue par les calculs micromécaniques dans la prédiction de rupture. Dans le modèle de Rice et Tracey, le taux de croissance des cavités est représenté par le terme $\alpha \exp(\beta \tau_\sigma)$:

$$\frac{\dot{R}}{R} = \alpha \exp(\beta \tau_\sigma)\, \dot{p}, \text{ avec } \tau_\sigma \text{ le taux de triaxialité des contraintes.} \qquad (4\text{-}7)$$

d'où : $R/R_0 = \exp\left(\alpha \exp\left(\beta \tau_\sigma\right) p\right)$ si τ_σ est indépendant de la déformation plastique équivalente p.

Cependant, ce terme ne permet pas de représenter la vitesse de croissance avant la coalescence pour les résultats de calculs micromécaniques montrés dans la Figure 135. Par conséquent, on a choisi une loi puissance qui permet de mieux représenter la vitesse de croissance de cavité, donc le modèle de croissance de cavité devient :

$$\dot{R}/R = c\tau_\sigma{}^d \dot{p}\,. \tag{4-8}$$

En faisant abstraction de la déformation élastique, on obtient :

$$R/R_0 = \exp\left(c\tau_\sigma{}^d p\right). \tag{4-9}$$

Ici, les deux paramètres c et d dépendent de la température et peuvent être identifiés sur les courbes R/R_0-E_{eq}. Les deux paramètres ont été identifiés par des calculs micromécaniques avec différents taux de triaxialité des contraintes macroscopiques (entre 1 et 3) : 1, 1,5, 2, 2,5 et 3. Ces calculs ont également montré que $(R/R_0)_c$ est quasi-indépendant de τ_σ pour $1 \le \tau_\sigma \le 3$. La Figure 136 représente l'évolution du taux de croissance des cavités avec la déformation plastique équivalente pour différents taux de triaxialité des contraintes macroscopiques à 20°C. On constate que le taux de croissance des cavités critique présente une variation faible pour différents taux de triaxialité des contraintes macroscopiques. Il est à noter que ce modèle n'est valable que pour le taux triaxialité des contraintes entre 1 et 3. Le Tableau 9 montre les paramètres c et d identifiés pour chaque température.

T (°C)	20	100	150	200	250	300	350
c	1,125	1,209	1,207	1,277	1,193	1,180	1,248
d	1,66	1,62	1,64	1,59	1,64	1,62	1,58

Tableau 9 : Paramètres c et d identifiés pour chaque température pour la nouvelle loi de croissance de cavité.

Avec le modèle de croissance de cavité et le critère de rupture identifié par les calculs micromécaniques, la rupture des éprouvettes AE4 a été prédite avec les lois EP apparentes et le modèle KEMC. Pour ce faire, nous avons extrait les grandeurs micromécaniques au point d'intégration critique (au centre des éprouvettes AE) et nous avons calculé la croissance des cavités à l'aide d'une intégration numérique. La Figure 137 représente les résultats de prédiction de rupture des éprouvettes AE4 avec les lois EP apparentes et le modèle KEMC. On constate que le modèle de croissance de cavité identifié à partir des calculs micromécaniques donne une meilleure prédiction que le modèle de Rice et Tracey, notamment sur le creux de ductilité (200 et 250°C). Une chute de $\left|\left(2-2{,}5\right)/2{,}5\right| = 20\%$ est obtenue alors qu'elle n'est que de 12% pour le modèle de Rice et Tracey. En revanche, la prédiction à 20°C n'est pas correcte. Pour améliorer ce point, il faudrait identifier la fraction volumique initiale f_0 de la cellule élémentaire de sorte à prédire correctement la rupture des éprouvettes AE4 à 20°C. En

effet, les calculs de cellules élémentaires conduisent à R_c/R_0=1.88, alors que la prédiction du diamètre à rupture de l'éprouvette AE4 conduit à une valeur probablement plus faible. Ceci est dû au choix arbitraire de 1% pour la fraction volumique initiale de cavité dans les calculs de microstructure. La fraction volumique initiale réelle de cavités n'est pas de 1% ; c'est un paramètre qui permet de représenter un endommagement ductile par croissance de cavités, alors que celui-ci se produit aussi par germination progressive de cavités en particulier sur les carbures. Il suffit de modifier cette fraction volumique initiale afin d'obtenir à la coalescence dans la cellule, le taux critique de croissance de cavité permettant de prédire la rupture des éprouvettes AE4 à 20°C. Par ailleurs, avec le nouveau modèle de croissance, le modèle KEMC donne une meilleure prédiction que les lois EP apparentes, notamment pour les températures élevées. Ceci pourrait s'expliquer par le fait que les lois EP apparentes ne permettent pas de rendre en compte de l'effet de vitesse de déformation variable dans les éprouvettes entaillées. Cependant, on doit noter que la prédiction des courbes globales n'est pas toujours aussi bonne qu'avec le modèle EP. Nous avons utilisé le modèle GTN à la prédiction de la rupture des éprouvettes AE4. Les paramètres du modèle n'ont pas été identifiés par manque de temps. Nous avons utilisé les paramètres identifiés par Rossoll (1998) sur du 16MND5. Les résultats sont donnés dans l'annexe 10. Il est intéressant de noter que la prédiction de la rupture des éprouvettes AE4 est tout à fait équivalente à celle que nous avons trouvée avec le nouveau modèle. Ceci est dû au fait que dans le modèle GTN, le comportement de la matrice est pris en compte dans la croissance.

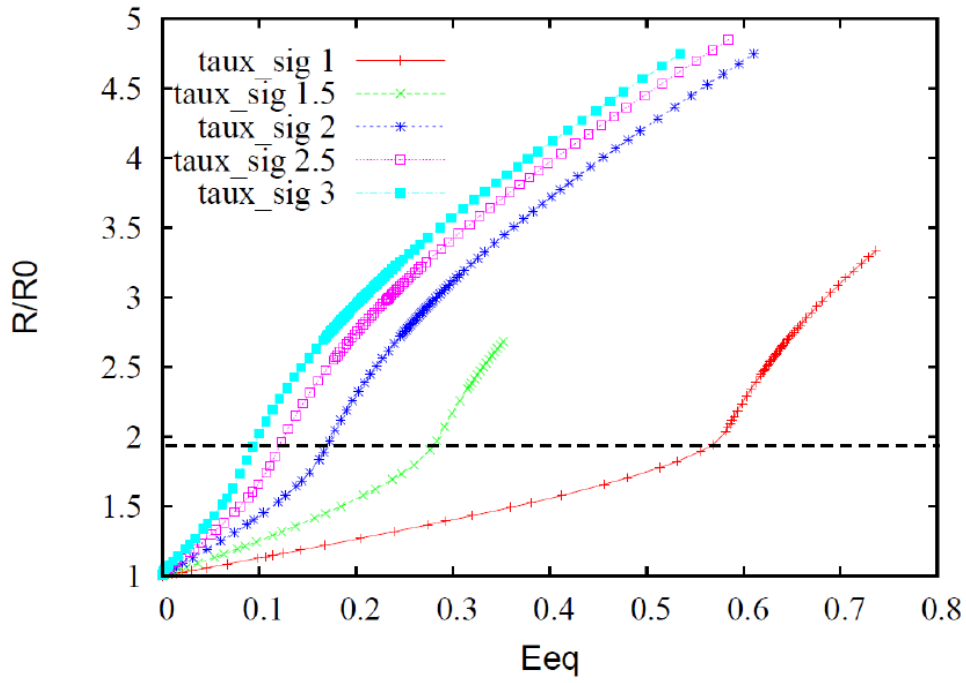


Figure 136 : Evolution du taux de croissance des cavités avec la déformation plastique équivalente pour différents taux de triaxialité des contraintes macroscopiques à 20°C.

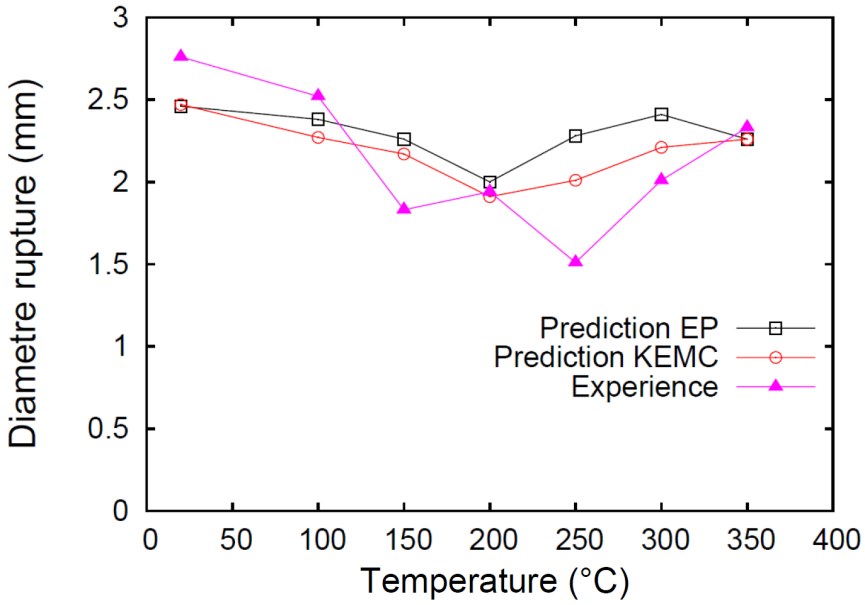


Figure 137 : Prédiction de la rupture des éprouvettes AE4 pour toutes les températures étudiées avec le nouveau modèle de croissance des cavités.

On a appliqué le nouveau modèle de croissance de cavité sur les éprouvettes CT afin de prédire la ténacité en utilisant le modèle KEMC. On doit noter que la dépendance au maillage du modèle de croissance n'est pas étudiée. On se concentre sur la prédiction de $J_{0,2}$ à différentes températures dans des conditions numériques identiques.

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. La difficulté est que la taille de maille est de 200µm : les champs mécaniques sont perturbés par l'émoussement de la fissure qui n'est sans doute pas bien représenté. On utilise les calculs sur éprouvettes CT en déformations planes, sans simulation de la propagation de fissure. La ténacité à l'amorçage $J_{0,2}$ est alors définie comme l'énergie de rupture surfacique pour atteindre la valeur de $(R/R0)_C$ à une distance de 0,2 mm de la pointe de fissure.

L'énergie de rupture surfacique J est calculée d'après l'expression (4-10). Dans cette expression, U, qui représente l'énergie de déformation, est calculée par l'intégration numérique de la courbe force-ouverture. La Figure 138 illustre la méthode pour déterminer l'énergie de déformation à l'amorçage de fissure, c'est-à-dire que l'aire de la courbe force-COD jusqu'à la valeur de COD pour laquelle le paramètre d'endommagement R/R_0 à 0,2mm de la pointe de fissure atteint la valeur critique $(R/R_0)_C$.

$$J = \frac{\eta_0 U}{B_n \left(W - a_0\right)} \tag{4-10}$$

U : aire de la courbe force-ouverture (énergie de déformation).

B_n : épaisseur dans le plan de l'entaille de l'éprouvette.

W - a_0 : longueur du ligament.

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

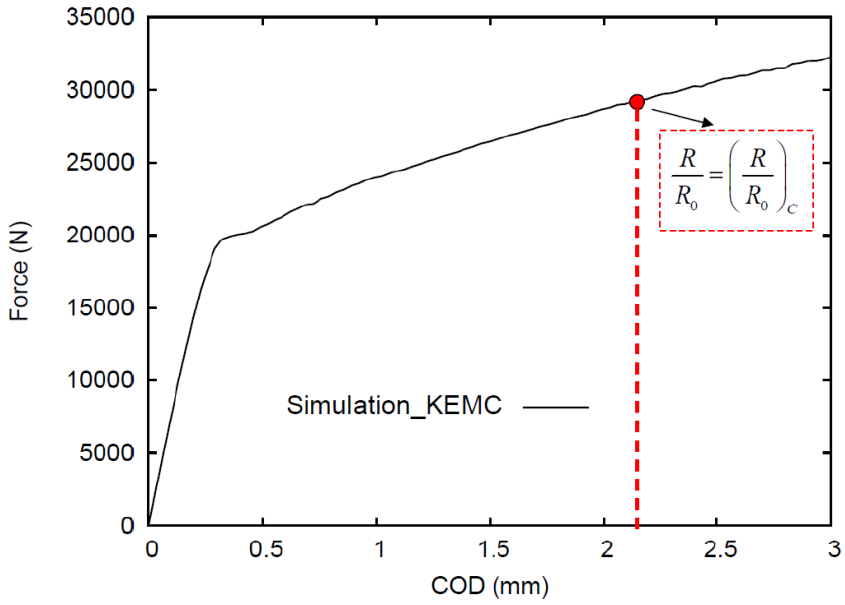


Figure 138 : Schéma de principe de calcul de $J_{0,2}$: on intègre la courbe simulée jusqu'au chargement correspondant à (R/R0)c à 0,2 mm de la pointe de fissure.

La Figure 139 représente la prédiction de la ténacité à l'amorçage $J_{0,2}$ avec le nouveau modèle de croissance de cavité et le modèle KEMC pour chaque température. On constate que le nouveau modèle permet de prédire un creux de ductilité autour de 200°C. La ténacité prédite à 20°C est supérieure à la valeur expérimentale. Cette prédiction peut être améliorée :

1) en corrigeant la valeur du taux critique de croissance de cavité : nous avons vu que le taux critique de croissance de cavité devrait être plus faible pour prédire la rupture des éprouvettes AE4.

2) en identifiant une taille de maille permettant de prédire la ténacité à 20°C. Ces corrections permettraient d'abaisser les valeurs de ténacités prédites en fonction de la température et de s'approcher de la courbe expérimentale.

On peut néanmoins discuter des évolutions relatives de la ténacité avec la température. La chute de ténacité prédite entre 20°C et 200°C est d'environ 25%, alors qu'expérimentalement elle est de 36%. La courbe de ténacité prédite en fonction de la température suit la même évolution que la courbe de variation diamétrale à rupture prédite pour les éprouvettes AE4. Ce résultat est directement lié à l'influence de l'écrouissage sur la croissance des cavités. Si la simulation est correcte pour la variation diamétrale à rupture, avec néanmoins une perturbation expérimentale non reproduite à 250°C, la simulation de la ténacité avec la température n'est pas totalement satisfaisante. En effet, le résultat expérimental conduit à une augmentation de la ténacité entre 20°C et 100°C et un creux de ténacité avec une valeur quasi-constante entre 150 et 250°C, évolution qui n'est pas obtenue par le nouveau modèle de rupture. On doit noter que les résultats de simulation à 300 et 350°C sont

discutables car les courbes globales ne sont pas bien simulées à ces 2 températures (annexe 12). Néanmoins, la forme de la chute de ténacité n'est pas très bien reproduite même si elle est calculée à partir de champs mécaniques prenant en compte l'effet PLC.

Ce résultat peut s'expliquer par le fait que dans l'éprouvette CT, plus que dans les éprouvettes entaillées, le gradient de vitesse de déformation est important. Or, à une température fixée, l'écrouissage apparent varie avec la vitesse de déformation, ce dont nous n'avons pas tenu compte. Il semble donc nécessaire de définir des lois de croissance de cavités en fonction de la température, mais aussi en fonction de la vitesse de déformation macroscopique. Il suffirait de refaire l'étude micromécanique présentée en paragraphe 4.3 pour des lois élastoplastiques identifiées sur des résultats expérimentaux de traction simple obtenus entre 10^{-5} s^{-1} et $10^{-2}s^{-1}$. On pourrait également utiliser les prédictions obtenues avec le modèle KEMC à différentes vitesses de déformation pour chaque température afin d'obtenir les lois de comportement pour cette étude micromécanique. Cela nécessite une bonne identification du modèle aux grandes déformations. Par ailleurs, on note que le modèle doit être mieux identifié en vitesse de déformation, en particulier aux températures supérieures à 250°C, car les simulations des essais AE et des essais CT ne sont pas toujours satisfaisantes. Or, l'application d'un modèle d'approche locale basée sur des champs mécaniques qui ne permettent pas de rendre compte du comportement macroscopique de l'éprouvette, reste discutable.

Nous avons vu également que les localisations de PLC à l'échelle de la microstructure conduisent à une hétérogénéité de croissance de cavité et à une croissance plus rapide de certaines cavités (voir paragraphe 4.2). C'est un point supplémentaire qui peut contribuer à l'amélioration des prédictions de rupture. Toutefois, la question de l'échelle des localisations est à étudier plus précisément.

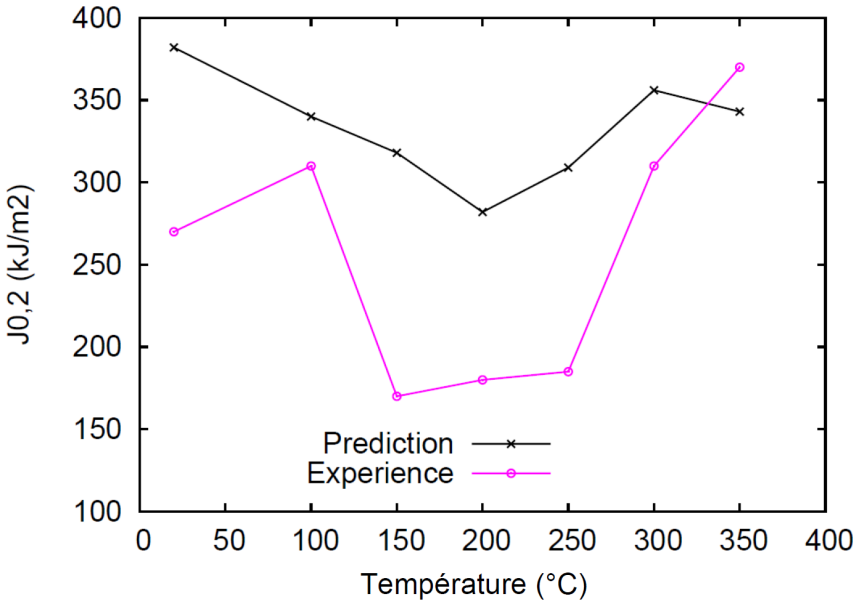


Figure 139 : Prédiction de la ténacité à l'amorçage $J_{0,2}$ avec le nouveau modèle de croissance de cavité et le modèle KEMC pour chaque température.

4.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté une étude fractographique sur les éprouvettes lisses et les éprouvettes de rupture (CT). Ensuite, le critère de rupture de Rice et Tracey a été identifié et utilisé pour prédire la rupture sur les éprouvettes entaillées AE4. Par la suite, nous avons réalisé des études micromécaniques de l'endommagement par croissance de cavités, et un nouveau modèle de croissance de cavité a été introduit. Ce modèle a été utilisé pour la prédiction de rupture des éprouvettes entaillées AE4 et CT.

L'étude fractographique montre que la rupture d'une éprouvette testée en traction simple dans le domaine de PLC dont le faciès de rupture est en biseau, est une rupture ductile par germination, croissance et coalescence des cavités dans une bande de PLC inclinée. Cette étude confirme également que les bandes de PLC sont inclinées dans les éprouvettes cylindriques lisses, contrairement aux résultats de simulation de Benallal et al. (2008) et de Belotteau (2009) qui montrent des bandes de PLC axisymétriques dans ce type d'éprouvette. Ces résultats dépendent de la valeur de certains paramètres du modèle KEMC (ω et la viscosité classique), comme nous l'avons montré dans le chapitre II. En dehors du domaine de PLC, la rupture des éprouvettes est la rupture ductile classique. La rupture des éprouvettes lisses est pilotée par la localisation de la déformation macroscopique associée à la charge maximale de l'éprouvette. La chute d'allongement réparti peut être prédite par des critères de stabilité dans un matériau sain (*i.e.* sans endommagement ductile) mais en tenant compte des réductions locales de section apportées par les bandes de PLC. Ce n'est probablement pas le cas dans les éprouvettes AE et CT, éprouvettes dans lesquelles il préexiste des localisations de déformation et des taux de triaxialité des contraintes favorisant la croissance de cavités. Les résultats d'analyse fractographique sur ces éprouvettes ne révèlent pas de mécanismes d'endommagement propres au de PLC même si quelques particularités ont été observées (zones de cupules couchées et coalescence des cavités laissant apparaître des crevasses).

Dans ces éprouvettes, nous avons choisi d'appliquer l'approche locale de la rupture ductile. Dans un premier temps, nous avons poursuivi l'approche proposée par Belotteau (2009) en utilisant le modèle de Rice et Tracey identifié à 20°C et appliqué sur des champs mécaniques calculés avec le modèle KEMC. Les nouveaux paramètres du modèle n'ont pas permis d'améliorer la prédiction de rupture par rapport aux anciens paramètres, bien qu'ils aient permis de mieux prédire les champs mécaniques des éprouvettes entaillées, notamment les instabilités de déformations plastiques. Le comportement conduit à un creux de ductilité mais dont l'amplitude est faible et insuffisant en regard des résultats expérimentaux. La prise en compte du vieillissement dynamique dans le comportement ne suffit pas pour avoir une bonne prédiction de la rupture. On a alors supposé une influence du vieillissement dynamique et plus particulièrement du PLC sur les mécanismes d'endommagement. L'absence d'informations expérimentales probantes nous a conduit à réaliser des études micromécaniques de type « croissance de cavités » dans une matrice élasto-viscoplastique. L'influence du PLC à l'échelle microstructurale (à l'échelle des cavités) est une localisation précoce entre les cavités dues essentiellement aux hétérogénéités produites par les bandes PLC simulées à cette échelle. Néanmoins, la connaissance de l'écrouissage aux grandes

déformations est importante pour correctement prédire les localisations entre cavités. Or, celui-ci n'est actuellement pas bien simulé avec l'identification actuelle du modèle KEMC. Par ailleurs, la difficulté de travailler à taux de triaxialité des contraintes imposé, plutôt qu'à vitesse de déformation imposée nous a dirigés vers une autre voie.

Dans l'étude de la dépendance des mécanismes d'endommagement avec la température, à la place du modèle KEMC, nous avons utilisé des lois EP « apparentes », identifiées sur les courbes de traction simple expérimentales à une vitesse de déformation fixée : la température est prise en compte par l'écrouissage apparent qui varie avec la température. Les calculs micromécaniques sur cellule élémentaire à taux de triaxialité des contraintes imposé confirment les résultats de la littérature : ils montrent que le critère de rupture en taux critique de croissance de cavités ne dépend pas de la température (*i.e.* de l'écrouissage du matériau), contrairement aux propositions d'Amar et Pineau (1985) et de Moreno (1998). En revanche, la vitesse de croissance de cavité dépend de l'écrouissage, donc de la température. Ces calculs nous ont permis d'identifier une loi de croissance de cavité par température et de définir un taux critique de croissance de cavité unique. L'application du nouveau modèle de rupture sur les éprouvettes entaillées AE4 montre qu'il donne une meilleure prédiction que le modèle de Rice et Tracey constant avec la température, notamment sur le creux de ductilité. Le nouveau modèle a été également appliqué à la prédiction de la rupture pour les éprouvettes CT avec le modèle de comportement KEMC. Le nouveau modèle permet de prédire un creux de ductilité autour de 200°C. Bien que les résultats soient encourageants, et puissent être améliorés en particulier par une identification correcte à 20°C, l'évolution de la ténacité avec la température n'est pas vraiment conforme aux résultats expérimentaux. L'introduction de la dépendance de la loi d'endommagement à la vitesse de déformation devrait permettre de corriger cette évolution.

5. Conclusion et perspectives

5.1 Conclusion

Les aciers au carbone manganèse sont sensibles au vieillissement dynamique. Ce phénomène se traduit par une chute importante de ductilité et de ténacité entre 150 et 250 °C. L'objectif de la thèse consistait à consolider la démarche mise en œuvre au cours de la thèse de Belotteau (2009) pour ensuite prédire la rupture sur les éprouvettes entaillées et CT. Les travaux de la thèse ont été présentés en 4 parties : étude bibliographique, comportement mécanique (étude expérimentale et modélisation), simulations des essais de rupture et prédiction de la rupture ductile.

1) Etude bibliographique.

Cette partie a permis de faire le point sur les phénomènes de localisations de Lüders et de Portevin – Le Chatelier, et sur certaines méthodes utilisées pour caractériser ces phénomènes : les mesure de champs de température et de déformation. Ces méthodes permettent de mettre en évidence quantitativement les caractéristiques des bandes de Lüders et plus particulièrement les bandes de PLC : l'orientation des bandes de Lüders et de PLC, la déformation portée dans une bande de PLC, la vitesse de propagation des bandes de PLC, les types de bandes de PLC, etc. On a présenté également différents modèles de comportement permettant de modéliser le vieillissement statique et dynamique, y compris le modèle choisi pour la thèse : le modèle de KEMC. A la fin de cette partie, les travaux récents portant sur l'influence du vieillissement dynamique sur la rupture ductile ont été recensés.

2) Comportement mécanique : étude expérimentale et modélisation.

Dans cette partie, on a présenté la caractérisation expérimentale du matériau TU48C et l'identification du modèle KEMC. Des essais de traction simple réalisés sur des éprouvettes lisses cylindriques permettent d'enrichir la base de données expérimentale obtenue par Belotteau (2009).

L'identification du modèle KEMC est précédée d'une étude paramétrique qui montre que le paramètre matériau ω a une influence remarquable sur les caractéristiques des bandes de localisation de déformation à la fois dans le cas du vieillissement statique et dynamique : une valeur faible du paramètre ω permet de simuler sur les éprouvettes cylindriques des bandes inclinées et localisées tandis qu'une valeur élevée conduit à des bandes horizontales et diffuses. Cette étude nous permet de faire un choix pour la valeur de ce paramètre.

Les paramètres sont identifiés en leur imposant de suivre, pour certains une loi monotone en fonction de la température. Cela facilite la procédure d'identification. Les simulations numériques de traction simple avec le nouveau jeu de paramètres permettent de mieux représenter les effets de vieillissement par rapport à l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009). En effet, les décrochements de PLC sont plus denses avec des amplitudes plus importantes. Cependant, les simulations à certaines températures et certaines vitesses de

déformation (100°C à $10^{-4}s^{-1}$ par exemple) présentent des caractéristiques de vieillissement non observées expérimentalement. L'identification de ce modèle reste délicate.

3) Simulations des essais de rupture.

Dans ce chapitre, on présente les simulations des essais de rupture sur les éprouvettes entaillées et CT.

– *Eprouvettes entaillées* :

Les simulations en 2D des éprouvettes entaillées permettent de mettre en évidence les caractéristiques de l'effet de PLC : décrochements et bandes de PLC. Les bandes de PLC apparaissent, disparaissent d'une manière aléatoire et peuvent sortir de l'entaille. Ces résultats constituent une amélioration importante sur la modélisation de l'effet de PLC avec le nouveau jeu de paramètres par rapport à l'ancien jeu de paramètres (Belotteau 2009). Il est également à noter que les amplitudes et la fréquence des décrochements de PLC sur la courbe numérique sont plus faibles par rapport à la courbe expérimentale. La simulation en 3D montre que les bandes de PLC sur une éprouvette entaillée ne sont pas symétriques. Donc, les simulations en 2D axisymétrique ne suffisent pas pour mettre en évidence les caractéristiques spatiales complexes malgré le fait que l'on constate peu de différence sur les décrochements de PLC pour les deux cas.

Les simulations des éprouvettes entaillées avec la prise en compte de la raideur de machine d'essai montrent que les caractéristiques des décrochements sur la courbe simulée avec ressort sont plus proches de celles de la courbe expérimentale : les décrochements sont en forme de dents de scie comme dans le cas expérimental, mais les amplitudes de ces décrochements sont sur-estimées par rapport à l'essai, notamment à la fin des courbes. Cela pourrait être dû au paramètre P_1 (l'amplitude d'ancrage dû au vieillissement sous déformation) dans le modèle KEMC qui est trop important. De plus, le niveau d'effort n'est pas toujours bien simulé : les effets de vitesse de déformation ne sont probablement pas totalement bien rendus avec cette identification du modèle. On montre néanmoins, qu'il peut être important de prendre en compte les véritables conditions aux limites de l'essai.

– *Eprouvettes CT* :

On modélise l'essai de rupture de l'éprouvette CT25 testée à 200°C en utilisant le modèle KEMC avec les nouveaux paramètres identifiés ainsi qu'avec un modèle élastoplastique identifié par le lissage de la courbe de traction à 200°C et $10^{-4}s^{-1}$. La modélisation est réalisée en 2D en contraintes planes, en déformations planes et en 3D.

Les calculs en 2D montrent que la symétrie liée au plan de la fissure a une influence négligeable pour le traitement de notre problème : prédiction de la rupture qui dépend de la zone de déformation plastique. En effet, bien que les bandes de PLC (vitesse de déformation plastique équivalente) soient non symétriques, la zone de déformation plastique reste symétrique. Par rapport aux anciens paramètres (Belotteau 2009), les bandes de PLC simulées avec les nouveaux paramètres sont plus localisées et plus prononcées. Cela est associé au fait que les amplitudes des décrochements de PLC des courbes simulées avec les nouveaux paramètres sont plus importantes que celles des courbes obtenues avec les anciens paramètres. De plus, les courbes simulées avec les nouveaux paramètres sont plus basses que celles

obtenues avec les anciens paramètres car dans le nouveau jeu de paramètres, la viscosité classique a été modifiée.

La modélisation en 3D simule très bien la courbe expérimentale à 200°C. La modélisation montre des caractéristiques spatio-temporelles assez complexes. Globalement, on constate deux groupes de bandes de PLC (vitesse de déformation plastique équivalente) : celles vues du côté de la rainure et celles du côté du plan de symétrie. Ces deux groupes de bandes proviennent de deux sources différentes :

- La pointe de fissure donnant lieu à des bandes se développant vers l'arrière de l'éprouvette.
- Le fond de rainure latérale donnant lieu à des bandes se propageant dans l'épaisseur de l'éprouvette.

Ainsi, elles forment une zone qui prend une forme d'arc en dessous duquel des bandes secondaires se forment et ont tendance à se propager vers le ligament. Ces bandes complexes pourraient expliquer pourquoi sur certaines éprouvettes CT25, on constate des mécanismes de rupture un peu particuliers : la coalescence des cavités au niveau du pôle des cavités parfois observée. Par ailleurs, on remarque également qu'en présence du vieillissement dynamique (modèle KEMC), la zone de déformation plastique est beaucoup plus localisée et prononcée qu'en l'absence du vieillissement dynamique (modèle élastoplastique).

4) Prédiction de la rupture ductile.

Dans ce chapitre, une étude fractographique a été réalisée sur les éprouvettes lisses et les éprouvettes de rupture (CT). Ensuite, le critère de rupture de Rice et Tracey a été utilisé pour prédire la rupture sur les éprouvettes entaillées AE4. Par la suite, on réalise des études micromécaniques de l'endommagement par croissance de cavités. Un nouveau modèle de croissance de cavité a été utilisé pour la prédiction de rupture des éprouvettes entaillées AE4 et CT.

L'étude fractographique montre que la rupture d'une éprouvette testée en traction simple dans le domaine de PLC dont le faciès de rupture est en biseau, est une rupture ductile par germination, croissance et coalescence des cavités dans une bande de PLC inclinée. Cette étude confirme également que les bandes de PLC sont inclinées dans les éprouvettes cylindriques lisses. En dehors du domaine de PLC, la rupture des éprouvettes est la rupture ductile classique. L'influence du vieillissement dynamique sur la rupture des éprouvettes lisses, est un problème de localisation de déformation et de charge limite. Pour les éprouvettes CT (et les éprouvettes AE), les localisations de déformation sont présentes quel que soit le comportement. Les signes d'une influence du vieillissement dynamique sur la rupture ne sont pas évidents.

Ainsi, on poursuit l'approche proposée par Belotteau (2009) avec le modèle de Rice et Tracey identifié à 20°C sur des champs mécaniques calculés avec le modèle KEMC. Les nouveaux paramètres du modèle ne permettent pas d'améliorer la prédiction de rupture par rapport aux anciens paramètres, bien qu'ils permettent de mieux prédire les champs mécaniques des éprouvettes entaillées, notamment les instabilités de déformation plastique : la prise en compte du vieillissement dynamique dans le comportement ne suffit pas pour avoir une bonne prédiction de la rupture. On suppose alors une influence du vieillissement dynamique et plus particulièrement du PLC sur les mécanismes d'endommagement.

L'absence d'informations expérimentales probantes nous conduit à réaliser des études micromécaniques de type « croissance de cavités » dans une matrice élasto-viscoplastique. L'influence du PLC à l'échelle microstructurale (à l'échelle des cavités) est une localisation précoce entre les cavités dues essentiellement aux hétérogénéités produites par les bandes PLC simulées à cette échelle. Néanmoins, la connaissance de l'écrouissage aux grandes déformations est importante pour correctement prédire les localisations entre cavités. Or, celui-ci n'est actuellement pas bien simulé avec l'identification actuelle du modèle KEMC. Par ailleurs, la difficulté de travailler à taux de triaxialité des contraintes imposé avec ce modèle, plutôt qu'à vitesse de déformation imposée nous dirige vers une autre voie.

Dans l'étude de la dépendance des mécanismes d'endommagement avec la température, à la place du modèle KEMC, on utilise des lois EP « apparentes », identifiées sur les courbes de traction simple expérimentales à une vitesse de déformation fixée : la température est prise en compte par l'écrouissage apparent qui varie avec la température. Les calculs micromécaniques sur cellule élémentaire à taux de triaxialité des contraintes imposé confirment les résultats de la littérature : ils montrent que le critère de rupture en taux critique de croissance de cavités ne dépend pas de la température (*i.e.* de l'écrouissage du matériau), contrairement aux propositions d'Amar et Pineau (1985) et de Moreno (1998). En revanche, la vitesse de croissance de cavité dépend de l'écrouissage, donc de la température.

Ces calculs permettent d'identifier une loi de croissance de cavité par température et de définir un taux critique de croissance de cavité unique. Le nouveau modèle de rupture donne une meilleure prédiction que le modèle de Rice et Tracey sur les éprouvettes entaillées AE4, notamment sur le creux de ductilité. Il est également appliqué à la prédiction de la rupture pour les éprouvettes CT avec le modèle de comportement KEMC. Il permet de prédire un creux de ductilité autour de 200°C. Bien que les résultats soient encourageants, et puissent être améliorés en particulier par une identification correcte à 20°C, l'évolution de la ténacité avec la température n'est pas vraiment conforme aux résultats expérimentaux. L'introduction de la dépendance de la loi d'endommagement à la vitesse déformation devrait permettre de corriger cette évolution.

5.2 Perspectives

Dans les perspectives de la thèse, on propose des études suivantes :

1) Amélioration de la prédiction de la rupture : calage du modèle de croissance de cavité pour rendre compte de la rupture des AE4 à 20°C et des CT à 20°C. On pourra introduire l'influence de la vitesse de déformation à 200°C par l'identification de loi d'écrouissage apparent à cette température pour les différentes vitesses de déformation testées (10^{-5} à 10^{-2} s^{-1})

2) Amélioration de l'identification du modèle KEMC : réalisation d'essais de relaxation pour obtenir plus de données expérimentales, notamment la viscosité du matériau. Le principal avantage d'essai de relaxation est la possibilité de décrire le comportement viscoplastique des matériaux dans une large gamme de vitesse de déformation. Pour les vitesses plus élevées ($\dot{\varepsilon} \geq 10^{-2} s^{-1}$), on peut envisager de faire des tests expérimentaux à grandes vitesses (TGV). Par ailleurs, il serait intéressant d'utiliser les mesures de champ de température réalisées sur le

matériau par Weiwei DU de l'Université Paris X (Annexe 11). En effet, ces mesures permettront de trouver les déformations portées par les bandes de PLC. Ces mesures locales peuvent servir de données d'entrée pour l'identification du modèle KEMC.

3) Evolution du modèle KEMC : poursuite de l'étude du modèle de vieillissement basé sur la densité des dislocations. Ce modèle permettrait de mieux décrire le comportement, notamment l'écrouissage qui est important pour la prédiction de rupture (paragraphe 4.4.3)

4) Etude micromécanique de l'endommagement ductile en présence de PLC : réalisation des essais de traction sur des plaques fines avec des trous à faibles diamètres (200μm par exemple) afin de justifier l'existence des bandes de PLC à l'échelle micromécanique telles que les calculs micromécaniques montrent (paragraphe 4.4.2). Cette partie expérimentale pourrait être complétée par une partie numérique avec une version non locale du modèle KEMC (développée dans le cadre d'un autre travail) et des conditions de chargement permettant d'imposer un taux de triaxialité des contraintes, par exemple au travers de ressorts.

5) Calculs des structures industriels pour EDF par exemple avec la prise en compte du vieillissement.

6) Prise en compte du vieillissement par les méthodes proposées dans cette thèse pour d'autres matériaux :

- Aluminium pour la mise en forme.
- Superalliage à base de Nickel dans l'aéronautique.
- Hexagonaux : Zr, Ti, … etc.

L'approche proposée est assez générique pour être utilisée dans de nombreux contextes. Il faudra alors élargir les chargements considérés : fatigue oligo-cyclique, fluage-relaxation, et l'amorçage de fissures dans ces conditions.

Bibliographie

Ait-Amokhtar, H., Vacher, P. et Boudrahem, S. (2006 a), Kinematics fields and spatial activity of Portevin-Le Chatelier bands using the digital image correlation method, Acta Mat. 54, p.4365-4371.

Ait-Amokhtar, H., Boudrahem, S. et Fressengeas, C. (2006 b), Spatiotemporal aspects of jerky flow in Al-Mg alloys, in relation with the Mg content, Scripta Mater. 54, p.2113-2118.

Ait-Amokhtar, H., Fressengeas, C. et Boudrahem, S. (2008), The dynamics of Portevin-Le Chatelier bands in an Al-Mg alloy from infrared thermography, Mater. Sci. Eng. A 448, p. 540-546.

Amar, E., et Pineau, A. (1985), Interpretation of ductile fracture toughness temperature dependence of a low strength steel in terms of a local approach, Eng. Frac. Mech. 22, p.1061-1071.

Anderson, T. L. (2005), « FRACTURE MECHANICS - Fundamentals and Applications », Chapter 5, 3rd edition, CRC Press.

Baird, J.D. (1963), Strain Aging of Steel – a critical review, Iron & Steel, mai – septembre 1963.

Baird, J.D. (1973), Dynamic strain ageing in « The inhomogeneity of plastic deformation », Ed. ASM, Metals Park, Ohio, p.191-222.

Bauvineau, L. (1996), Approche locale de la rupture ductile : application à un acier Carbone-Manganèse. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Beachem, C.D. (1963), An electron fractographic study of the influence of plastic strain conditions upon ductile rupture processes in metals, Trans. ASM 56, p.318.

Belotteau, J. (2006), « Rapport d'avancement de thèse à un an : Prévision de la déchirure ductile des aciers au C-Mn en présence de vieillissement statique et dynamique », Ecole Centrale Paris, Laboratoire de Mécanique, Sols, Structures et Matériaux

Belotteau, J. (2007), « Rapport d'avancement de thèse à 2 ans : Prévision de la déchirure ductile des aciers au C-Mn en présence de vieillissement statique et dynamique », Ecole Centrale Paris, Laboratoire de Mécanique, Sols, Structures et Matériaux

Belotteau, J. (2009), Comportement et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation, Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris, Laboratoire de Mécanique, Sols, Structures et Matériaux.

Belotteau, J., Berdin, C., Forest, S., Parrot, A., et Prioul, C., (2009), Mechanical behavior and crack tip plasticity of a strain aging sensitive steel, Mater. Sci. Eng. A 526, p.156-165.

Benallal, A., Berstad, T., BØrvik, T., Clausen, A. H. et Hopperstad, O.S. (2006), Dynamic strain aging and related instabilities : experimental, theoretical and numerical aspects, Eur. J. Mech. A/Solids 25, p.397-424.

Benallal, A., Berstad, T., BØrvik, T., Hopperstad, O.S., Koutiri, I. et Nogueira de Codes, R. (2008), An experimental and numerical investigation of the behavior of AA5083 aluminum alloy in presence of the Portevin-Le Chatelier effect, Int. J. of Plasticity 24, p.1916-1945.

Beremin, R. M. (1980), Influence de la triaxialité des contraintes sur la rupture par déchirement ductile et la rupture fragile par clivage d'un acier doux, Journal de mécanique appliqué 4, n° 3, p. 327-342.

Besnard, G., Hild, F. et Roux, S. (2006), Finite-Element Displacement Fields Analysis from Digital Images : Application to Portevin-Le Chatelier Bands, Experimental Mechanics 46, p.789-803.

Calonne, V., Berdin, C., Saint-Germain, B. et Jayet-Gendrot, S. (2004), Damage and dynamic strain aging in a thermal aged cast duplex stainless steel, J. of Nucl. Mater. 327, p.202-210.

Chihab, K., Estrin, Y., Kubin, L.P. et Vergnol, J., (1987), The kinetics of the Portevin-Le Chatelier bands in an Al-5at%Mg alloy, Scripta Metall. 21, p.203.

Cottrell, A.H. (1953), « Dislocations and plastic flow in crystals ».

Delafosse, D. (1995), Couplage thermomécanique et vieillissement dynamique en rupture ductile, Thèse de Doctorat, ECP.

Dierke, H., Krawehl, F., Graff, S., Forest, S., Sachl, J. et Neuhauser, H., (2007), Portevin-Le Chatelier effect in Al-Mg alloys : Influence of obstacles – experiments and modelling, Comput. Mat. Sic. 39, p.106.

Estrin, Y. et Kubin, L. P. (1989), Collective dislocation behavior in dilute alloys and the Portevin - Le Châtelier effect, J. of Mech. Beh. Mat.

Estrin, Y. et Kubin, L.P. (1995), Continuum Models for Materials with Microstructure, John Wiley & Sons Ltd, p.422.

Estrin, Y. et McCormick, P. G. (1991), Modeling the transient flow behavior of dynamic strain ageing materials, Acta Metall. et Mater. 39, p. 2977.

Faleskog, J., et FongShih, C. (1997), Micromechanics of coalescence—I. Synergistic effects of elasticity, plastic yielding and multi-size-scale voids, J. Mech. Phys. Solids 45, p. 21-50.

Friedel, J. (1967), *Dislocations.* Pergamon Press, Oxford.

Garrison, W. M., Jr. et Moody, N. R. (1987), Ductile Fracture, J. Phys. Chem. Solids 48, p.1035-1074.

Graff, S. (2006), Viscoplastic behavior of zirconium alloys in the temperatures range 20°C-400°C : characterization and modeling of strain ageing phenomenoa, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Graff, S., Forest, S., Strudel, J. -L., Prioul, C., Pilvin, P. et Béchade, J. –L. (2004), Strain Localization phenomena associated with static and dynamic strain ageing in notched specimens : experiments and finite element simulation, Mat. Sci. & Eng. A387-389, p.181-185.

Gupta, C., Chakravartty, J.K., Wadekar, S.L. et Dubey, J. S. (2000), Effect of serrated flow on deformation behavior of AISI 403 stainless steel, 292, p.49 -55.

Gupta, C., Chakravartty, J.K., Wadekar, S.L. et Banerjee, S. (2006), Fracture behaviour in the dynamic strain ageing regime of a martensitic steel, Scripta Mater. 55, p.1091-1094.

Gurland, J. et Plateau, J. (1963), The mechanism of ductile rupture of metals containing inclusions, Trans. ASM, 56, p. 442

Gurson, A. L. (1977), Continuum theory of ductile fracture by void nucleation and growth: part I – Yield criteria and flow rules for porous ductile media, ASME J. Eng. Mater. Technol. 99, p.2-15.

Halim, H., Wilkinson, D.S. et Niewczas, M. (2007), The Portevin-Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy, Acta Mater. 55, p.4151-4160.

Hopperstad, O.S., BØrvik, T., Berstad, T., Lademo, O. G. et Benallal, A. (2007), Numerical study on the influence of the Portevin-Le Chatelier effect on necking in an aluminium alloy, Modelling and Simulation, Mater. Sci. Eng. 15, p.747-772.

Hosford, W.F. et Caddell, R.M. (1983), Metal forming-mechanics and metallurgy, Prentice-Hall International, Inc, p.74.

Jaoul, B. (1964), Etude de la plasticité et application aux métaux, Dunod.

Kang, J., Wilkinson, D.S., Jain, M., Embury, J.D., Beaudoin, A.J., Kim, S., Mishira, R. et Sachdev, A.K. (2006), On the sequence of inhomogeneous deformation processes occurring during tensile deformation of strip cast AA5754, Acta Mater. 54, p.209-218.

Kim, K.C., Kim, J.T., Suk, J.I., Sung, U.H. et 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 228, p.151-159.

Koplik, J. et Needleman, A. (1988), Void growth and coalescence in porous plastic solids, Int. J. Solids Structures 24, p. 835-853.

Kubin, L.P. et Estrin, Y., (1985), The Portevin-Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate. Acta Metall. 33, p.397-407.

Kubin, L. P. et Estrin, Y. (1991), Dynamic strain ageing and the mechanical response of alloys, J. Phys. III 1, p.929-943.

Kuna, M. et Sun, D.Z. (1996), Three-dimensional cell model analyses of void growth in ductile materials, Int. J. Fracture 81, p. 235-258.

Lacombe, P. (1985), « L'effet Portevin-Le Chatelier : ses caractéristiques et ses conséquences sur les hétérogénéités de déformation plastique », Matériaux et Techniques, Université Paris-Sud-Orsay, p.E5

Lebyodkin, M., Dunin – Barkowskii, L., Bréchet, Y., Estrin, Y. et Kubin, L.P. (2000), Spatio – temporal dynamics of the Portevin – Le Chatelier effect : experiment and modelling, Acta mater. 48, p.2529 – 2541.

Le-Châtelier, A. (1909), Influence du temps et de la température sur les essais au choc, Revue de métallurgie 6, p.914-917.

Lemaître, J. et Chaboche, J.-L. (1985), « Mécanique des matériaux solides » Paris, Ed. Dunod.

Louche, H. et Chrysochoos, A. (2001), Thermal and dissipative effects accompanying Lüders band propagation, Mater. Sci. Eng. 307, p.15-22.

Mazière, M. (2007), Prévision de l'éclatement des disques de Turbomachines, Thèse de Doctorat, CDM-ENSMP-Paristech.

Mazière, M., Besson, J., Forest, S., Tanguy, B., Chalons, H. et Vogel, F. (2010), Numerical aspects in the finite element simulation of the Portevin-Le Chatelier effect, Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 199, p.734-754.

McClintock, F.A., Argon, A.S. (1966), Mechanical Behavior of Materials, Addison-Wesley, p.321-322.

McCormick, P.G. (1988 a), Strength of Metals and Alloys (edité par Kettunnen, P. O., Lepistö, T. K. et Lehtonen, M. E.), Pergamon Press, Oxford, p. 409.

McCormick, P.G. (1988), Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing, Acta metall. 36, No. 12, p.3061-3067.

McCormick, P.G. et Estrin, Y. (1991), Modeling the Deformation of Crystalline Solids (edité par Lowe, T. C. et al.), TMS, Warrendale, Pa, p. 293.

McCormick, P.G. et Ling, C.P. (1995), Numerical modeling of the Portevin – Le Châtelier effect, Acta Metall. Mater. 43, no.5, p.1969-1977.

Moreno, J. C. (1998), « Vieillissement dynamique dans les joints soudés d'aciers au Carbone – Manganèse : Relation entre les parameters métallurgiques et le comportement mécanique », Ecole Centrale Paris, Laboatoire de Mécanique, Sols, Structures et Matériaux.

Nadai, A. (1950), Theory of Flow and Fracture of Solids (revision of Plasticity), chap. 18, McGraw W-Hill Company.

Penning, P. (1972), Mathematics of the Portevin-Le Chatelier effect, Acta. Metall. 20, p.1169-1175.

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 1514.

Piobert, G., Morin, A.J. et Didion, I. (1842), Commission des principes du tir, mémorial de l'artillerie 5, p. 501 – 552.

Portevin, A. et Le-Chatelier, F. (1923), Académie des sciences – Séance du 19 février 1923, 176, p.507-510.

Puttick, K.E. (1959), Ductile fracture in metals, Phil. Mag. 4, p.964.

Ranc, N. et Wagner, D. (2005), Some aspects of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry, Mat. Sc. & Ing. A. 394, n° 1-2, p.87-95.

Ranc, N. et Wagner, D. (2008), Experimental study by pyrometry of Portevin-Le Châtelier plastic instabilities - Type A to type B transition, Mater. Sci. Eng. A 474, p.188-196.

Rezaee, S. (2007), Endommagement ductile d'aciers en présence de vieillissement sous déformation, Rapport de stage, Ecole Centrale Paris.

Rice, J.R. et Tracey, D.M. (1969), On ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, J. Mech. Phys. Solids 17, p.201-217.

Rogers, H.C. (1960), The tensile fracture of ductile metals, Trans. Metall. Soc. AIME 218, p.498.

Rossoll, A. (1998), Détermination de la ténacité d'un acier faiblement allié à partir de l'essai Charpy instrumenté, Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris, Laboratoire de Mécanique, Sols, Structures et Matériaux.

Shabadi, R., Kumar, S., Roven, H.J. et Dwarakadasa E.S. (2004), Characterization of PLC band parameters using laser speckle techinique, Mater. Sci. Eng. A 364, p.140.

Sleeswyk, A. W. (1958), Slow strain-hardening of ingot iron, Acta Metal. 6, p.598 – 603.

Srinivas, M., Malakondalah, G., Murty, K.L. et Rao, P.R. (1991), Fracture-toughness in the dynamic strain aging regime, Scripta Metall. Mater. 25, p.2585-2588.

Srinivas, M., Malakondalah, G. et Rao, P.R. (1993), Fracture-toughness of FCC nickel and strain aging BCC iron in the temperature-range 77-773K, Acta Metall. et Mater. 41, p.1301-1312.

Srinivas, M., Kamat, S.V. et Rao, P.R. (2007), Influence of dynamic strain ageing on mixed mode I/III fracture toughness of Armco iron, Mat. Sc. Eng. A 443, p.132-141.

Strudel, J. L. (1979), Ecole d'Eté d'Yravals, « Dislocations et Déformation plastique», Edit. Soc. de Physique, p.199-222.

Thomason, P.F. (1990), Ductile Fracture of Metals, Pergamon Press.

Tsukahara, H. et Iung, T. (1998) - Finite Element Simulation of the Piobert-Lüders behaviour in an uniaxial tensile test, Mat. Sc. & Ing. A248, p.304-308.

Tvergaard, V. (1982), On localization in ductile materials containing spherical voids, Int. J. Frac. 18, p.237-252.

Tvergaard, V. et Needleman, A. (1984), Analysis of the cup-cone fracture in round tensile bar, Acta Metall. 32, p.157-169.

van den Beukel, A. (1975), Theory of the effect of dynamic strain aging on mechanical properties, Phys. Stat. Sol. (a) 30, p.197.

van den Beukel, A. et Kocks, U. F. (1982), The strain dependence of static and dynamic strain aging, Acta metall. 30, p.1027-1034.

Van Stone, R. H., Cox, T. B., Low, J. R., Jr. et Psioda, J. A. (1985), Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture, International Metals Reviews 30, p.157-179.

Wagner, D., Moreno, J. C. et Prioul, C. (1998), Dynamic strain aging sensitivity of heat affected zones in C-Mn steels, J. Nucl. Mater. 252, p.257-265.

Wagner, D., Moreno, J.C., Prioul, C., Frund, J.M. et Houssin, B. (2002), Influence of dynamic strain aging on the ductile tearing of C-Mn steels : modelling by a local approach method, J. Nucl. Mater. 300, p.178-191.

Wang, H. (2009), « Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique sous déformation », premier rapport d'avancement, Ecole Centrale Paris.

Wang, H. D., Berdin, C., Mazière, M., Forest, S., Prioul, C., Parrot, A., Le-Delliou, P., (2011), Portevin-Le Chatelier (PLC) instabilities and slant fracture in C-Mn steel round tensile specimens. Scripta Mater. 64, p.430-433.

Wattrisse, B., Chrysochoos, A., Muracciole, J. -M. et Némoz-Gaillard, M. (2001), Kinematic manifestations of localisation phenomena in steel by digital image correlation, Eur. J. Mech. A/Solids 20, p.189-211.

Yoon, J.H., Lee, B.S., Oh, Y.J. et Hong, J. H. (1999), Effects of loading rate and temperature on J-R fracture resistance of an SA516-Gr.70 steel for nuclear piping, Int. J. Pres. Ves. Piping 76, p.663-670.

Zdunek, J. et al. (2008), Digital Image Correlation investigation of Portevin-Le Chatelier effect in an aluminium alloy, Mater. Charact. 59, p.1429-1433.

Zhang, S., McCormick, P.G., et Estrin, Y. (2001), The morphology of Portevin – Le Châtelier bands : finite elements simulations for Al-Mg-Si, Acta Mater. 49, p.1087-1094.

Annexes

1. Etude paramétrique numérique sur les localisations

Les comportements adoucissants provoquant des localisations sont sensibles aux paramètres numériques lors de leur modélisation. Ce travail a donc pour objectif d'optimiser les paramètres numériques utilisés pour les simulations avec le modèle KEMC afin de mettre en évidence leur influence sur les résultats avec les paramètres correspondants et d'optimiser le temps de calcul. Cette étude a été réalisée à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\, s^{-1}$ avec le code de calcul des éléments finis ZeBuLoN développé à Mines ParisTech.

On a choisi de mailler une éprouvette plate afin de limiter le temps de calcul par une modélisation 2D, bien que pour les essais, des éprouvettes cylindriques aient été utilisées. Des éléments à 8 nœuds et à intégration réduite en 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 1 *mm*. 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). Les calculs sont effectués en transformations finies. Le maillage et les conditions aux limites sont présentés sur la Figure 140.

1.1 Méthodes d'intégration numérique

Pour simuler le comportement d'un matériau avec un comportement fortement non linéaire, Belotteau (2009) a dû utiliser une méthode d'intégration locale explicite (méthode de Runge et Kutta) tout en résolvant le problème de manière implicite au niveau global. En effet, un calcul avec une loi de comportement présentant une forte non-linéarité nécessite un pas de temps de calcul suffisamment petit. De ce fait, une intégration locale explicite peut s'avérer plus avantageuse.

En général, la méthode explicite nécessite un pas de temps beaucoup plus petit par rapport à la méthode implicite (basée sur la θ-méthode). Dans un souci de réduire le temps de calcul tout en gardant la qualité de simulation, Mazière et al. (2010) a développé une méthode d'intégration originale qui est capable de basculer automatiquement de la méthode implicite en méthode explicite sur les points de Gauss où des divergences locales apparaissent : par défaut, l'intégration des équations différentielles sur chaque point d'intégration (point de Gauss) de la structure se fait en méthode implicite sur chaque incrément de temps global. Quand les incréments des variables internes (par exemple, la déformation plastique cumulée) deviennent trop importants (principalement dus aux phénomènes de localisations telles que les bandes de localisation de déformation plastique), l'intégration va basculer automatiquement en méthode explicite sur ces points. L'intérêt de cette méthode d'intégration numérique est d'intégrer les équations différentielles sur tous les points de Gauss de la structure en méthode implicite sauf les points où les divergences locales apparaissent afin de réduire le temps de calcul.

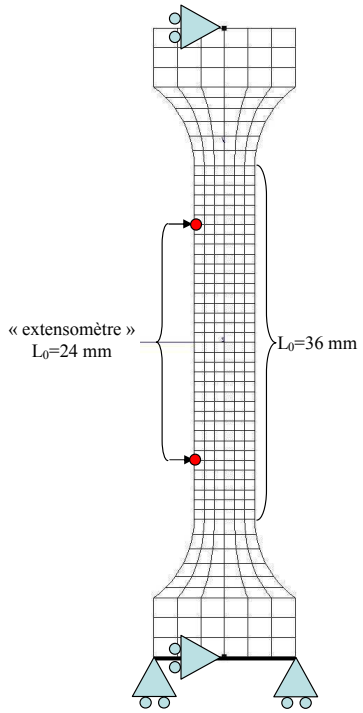


Figure 140 : Maillage et conditions aux limites de l'éprouvette de traction plate modélisée (Belotteau 2007).

Deux calculs ont été réalisés avec les deux méthodes d'intégration : méthode explicite (Belotteau 2009) et méthode implicite/explicite (Mazière 2007). Sur la Figure 141, on observe bien que les courbes de traction simulées sont identiques à part une différence faible des décrochements de PLC avant l'apparition de la striction entre les deux méthodes d'intégration. En revanche, l'apparition de la striction n'apparaît pas pour le même niveau de déformation. Cela est lié à la difficulté à modéliser la striction due au vieillissement dynamique. En effet, si on fait les mêmes calculs avec une loi de comportement élasto-viscoplastique classique sans l'effet de PLC, les courbes restent identiques.

Ces calculs ont été réalisés sur la même machine du Centre des Matériaux de Mines ParisTech avec la même version du code de calcul afin de comparer les temps de calcul CPU avec les deux méthodes d'intégration. En comparant les temps de calcul de CPU des deux cas, on constate qu'avec la méthode implicite/explicite, on a un gain important du temps (environ 3 fois) par rapport à la méthode explicite (Tableau 10). Aussi, on va utiliser la méthode d'intégration de Mazière (2007) dans les simulations ultérieures.

Méthode d'intégration	Explicite (*Runge_Kutta*)	Implicite (θ-méthode)
Formulation	Transformations finies	Transformations finies
Temps de calcul CPU (s)	102241	33127

Tableau 10 : Temps de calcul CPU avec les deux méthodes d'intégration numériques

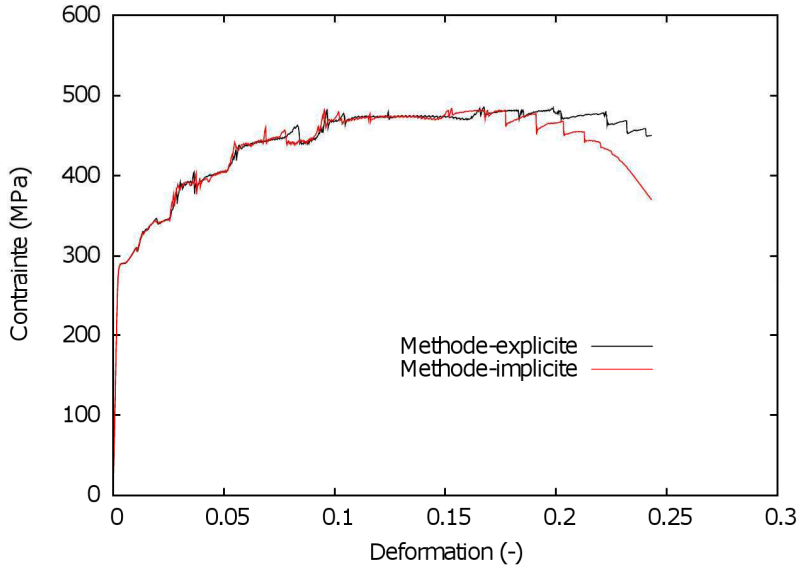


Figure 141 : Courbes numériques à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\, s^{-1}$ avec deux méthodes d'intégration différentes : méthode explicite et implicite.

1.2 Influence du ratio de convergence

Cette étude vise à mettre en évidence l'influence du critère de convergence basé sur le ratio relatif ($\sqrt{\Sigma_{ddl}\left(R^{ext}_{ddl} - R^{int}_{ddl}\right)^2} \Big/ \sqrt{\Sigma_{ddl}\left(R^{ext}\right)^2}$) ($R^{ext}$ et R^{int} sont les forces extérieures et les efforts intérieurs resultants) sur les caractéristiques des courbes et plus précisément des décrochements de PLC. De ce fait, cinq calculs ont été effectués avec 5 ratios relatifs différents : 1%, 10^{-1}%, 10^{-2}%, 10^{-3}%, 10^{-4}%. Sur la Figure 143, on constate que, globalement, avant l'apparition des strictions, l'allure des courbes est identique à part quelques différences légères sur les décrochements de PLC : à partir de 1%, le ratio relatif a peu d'influence sur les caractéristiques des décrochements de PLC.

1.3 Influence de la taille de maille

L'étude est effectuée avec trois tailles de maille différentes (Figure 142) : 1 mm, 500 µm et 250 µm à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\, s^{-1}$. Elle est destinée à déterminer l'influence du maillage sur les caractéristiques des décrochements de PLC et des bandes de PLC.

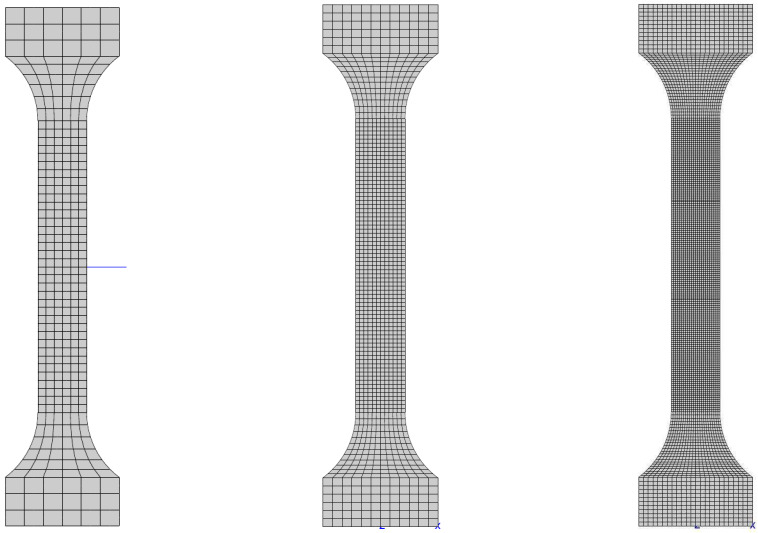


Figure 142 : Maillages différents utilisés : 1 mm, 500 µm et 250 µm.

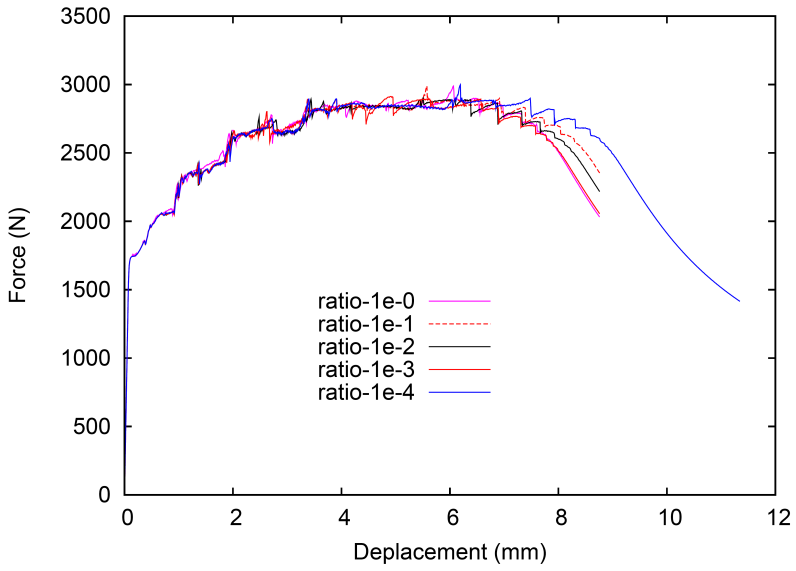


Figure 143 : Courbes de traction simulées avec différents ratios relatifs à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\, s^{-1}$.

Les courbes simulées avec les trois maillages montrent que plus la taille de maille est petite, plus les décrochements sont fréquents (Figure 144). Effectivement, les décrochements de PLC sur la courbe du maillage grossier (1 mm) sont nettement moins fréquents que les deux autres courbes qui ont une taille de maille plus petite. Cependant, on constate également que les caractéristiques des courbes du maillage de la taille de 500 µm et de 250 µm sont peu différentes. Cela pourrait être expliqué par le fait que l'influence de la taille de maille est importante si celle-ci est relativement grande (>500 µm dans cette étude). Cette influence deviendra de plus en plus faible en diminuant la taille de maille et tendra vers un niveau négligeable. De ce fait, on n'a pas besoin d'utiliser un maillage trop fin pour simuler le comportement en présence de vieillissement dynamique.

La Figure 145 montre les cartes d'iso-valeurs de vitesse de déformation plastique enregistrées au même niveau de déformation globale avec les trois maillages différents. Sur ces cartes, on voit bien que plus la taille de maille est petite, plus la bande de PLC est fine (plus localisée).

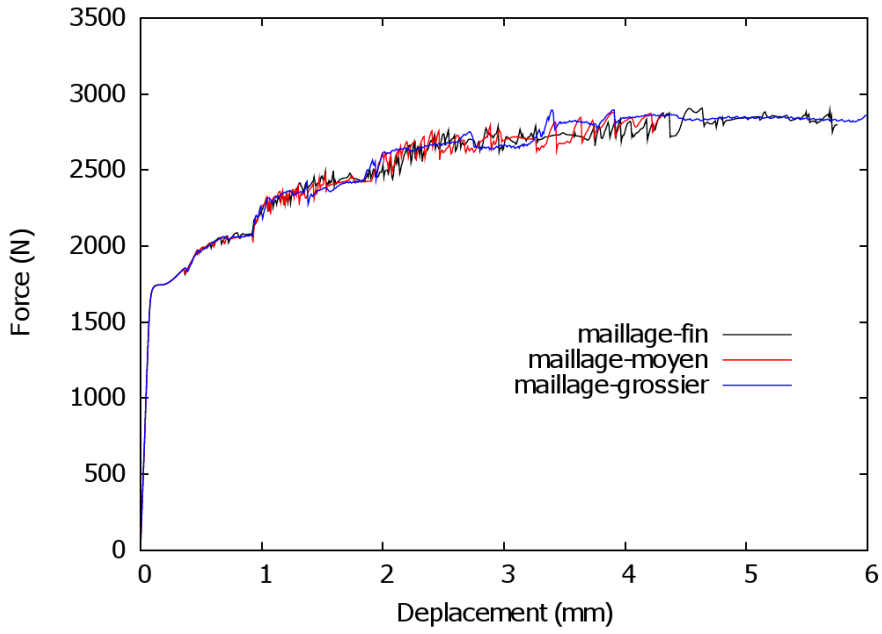


Figure 144 : Courbes de traction simulées avec les trois maillages à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\,s^{-1}$: 1 mm, 500 µm et 250 µm.

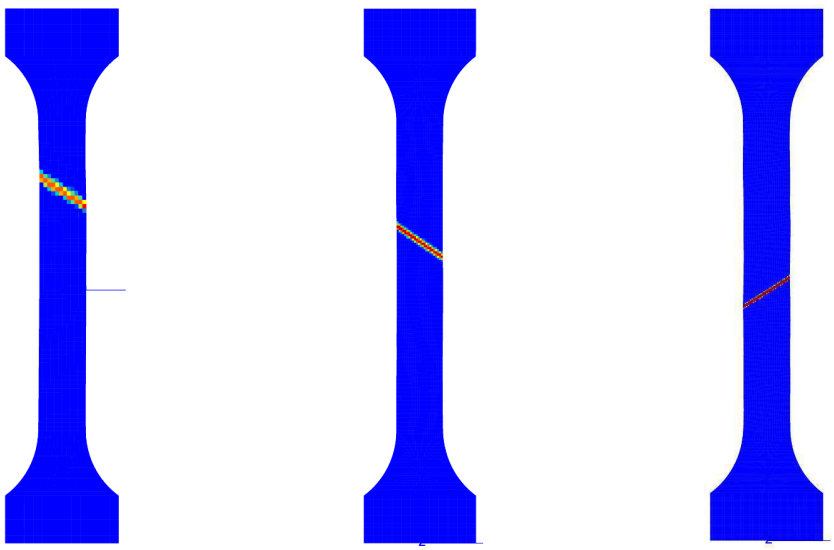


Figure 145 : Bandes de PLC avec les trois maillages (isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente).

La Figure 146 représente pour un ratio de précision donné l'évolution des incréments du temps de calcul en fonction du temps de calcul global pour deux maillages différents : 1 mm et 250 µm. Au début des calculs, l'incrément de temps est maximal car on se trouve dans le domaine élastique. Puis, le pas de temps chute brutalement quand on entre dans le domaine plastique. Au moment où les bandes de localisation se forment, on constate une deuxième chute du pas de temps de calcul. On peut constater que le pas de temps de calcul est lié à la taille de maille : plus la taille de maille est petite, plus le pas de temps est faible.

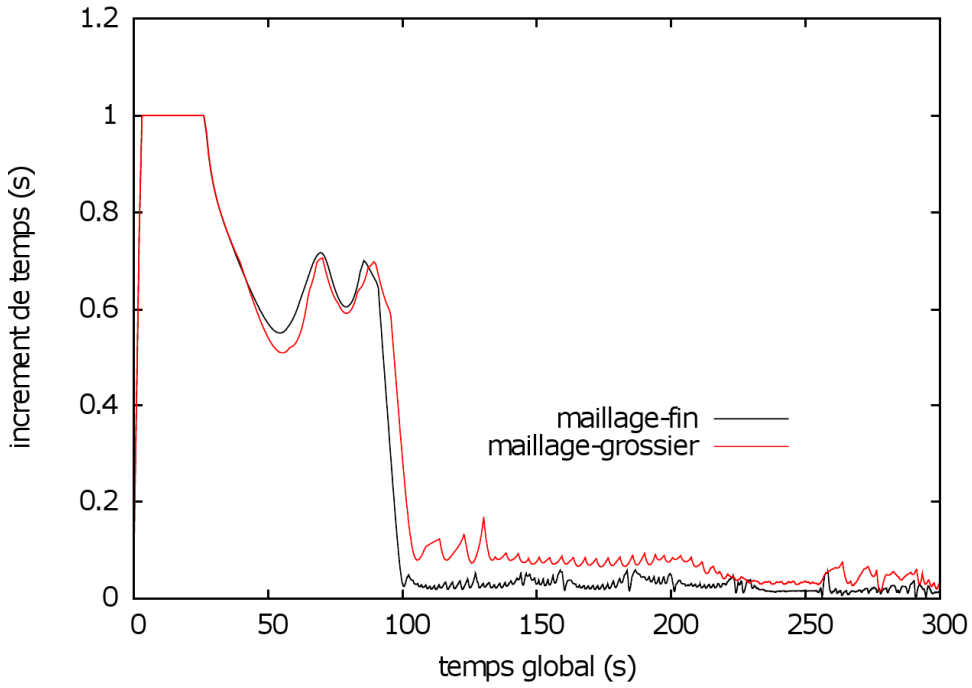


Figure 146 : Evolution de l'incrément de temps de calcul en fonction du temps de calcul global pour deux maillages différents : 1 mm et 250 µm.

1.4 Influence du pas de temps de calcul

Cette étude a pour objectif de voir l'influence du pas de temps de calcul sur les décrochements de PLC des courbes numériques. Deux simulations avec deux différents pas de temps de calcul maximal ont été effectuées avec le maillage grossier (1 mm), l'une avec un pas de temps de 1 *s* utilisé par Belotteau (2009) et l'autre avec 0,01 *s*. Sur la Figure 147, on constate que les décrochements sur la courbe avec un petit pas de temps maximal (courbe noire) sont plus fréquents que la courbe avec un pas de temps 100 fois plus grand (courbe rouge). Le pas de temps de calcul maximal a une influence sur la fréquence des décrochements. Néanmoins, cette influence est peu importante entre ces deux calculs tandis que le rapport de pas de temps entre ces deux calculs est de 100.

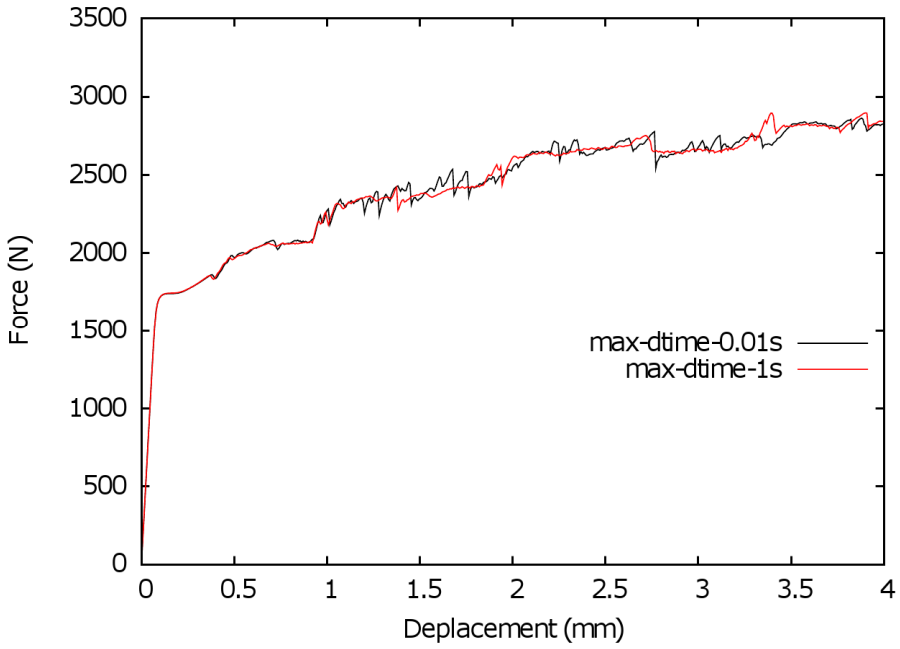


Figure 147 : Courbes de traction simulées avec deux incréments de temps différents.

2. Etude de l'effet de géométrie sur les bandes de Lüders

Cette étude a été effectuée sur les plaques avec deux épaisseurs différentes (1 mm et 6 mm). Elle a pour but de mettre en évidence l'influence de la géométrie sur la morphologie des bandes de localisation. Comme il est difficile de le faire sur les bandes de PLC dans les aciers, on s'intéresse aux bandes de Lüders. Cette étude a été réalisée dans le cadre du PPL de Y. Zhang. Elle comporte deux parties : une étude expérimentale et une étude numérique.

– Etude expérimentale

Deux essais ont été réalisés sur deux plaques différentes : l'une avec une épaisseur de 1,5 mm et l'autre 6 mm à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$. Cette vitesse nous permet d'avoir suffisamment de temps pour observer la formation et l'avancement des bandes de Lüders. Les surfaces à observer de ces éprouvettes ont été polies jusqu'à 3 µm. Les deux éprouvettes ont été chargées jusqu'à environ 1% de déformation globale et déchargées afin d'être observées au microscope.

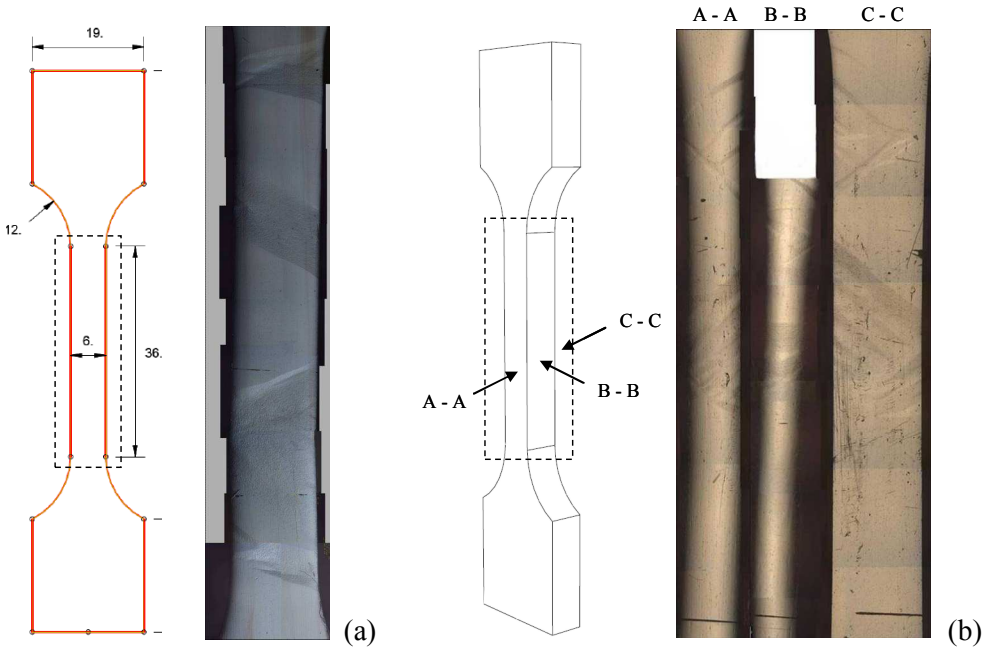


Figure 148 : Bandes de Lüders observées au microscope sur deux plaques avec deux épaisseurs différentes testées à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$: (a) 1 mm et (b) 6 mm.

La Figure 148 représente les bandes de Lüders observées au microscope ALICONA dans la zone cadrée par le rectangle pointillé. Sur la plaque mince, seule une surface a été observée tandis que sur la plaque épaisse, on a effectué trois observations sur les trois surfaces indiquées par les flèches. Sur la plaque mince, on constate plusieurs bandes de Lüders séparées qui se forment le long du fût de l'éprouvette. En revanche, sur la plaque épaisse, de

multiples bandes croisées se forment sur les trois surfaces observées. L'angle d'orientation moyen par rapport à l'axe de traction de toutes les bandes de Lüders observées dans les deux cas précédents est d'environ 54°.

– Etude numérique

Cette étude a pour objectif de simuler l'effet de Lüders observé dans les essais précédents. Deux simulations ont été réalisées à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ sur deux plaques avec différentes épaisseurs. La géométrie est modélisée en 3D et les conditions aux limites sont illustrées sur la Figure 149. Les paramètres de Belotteau (2009) ont été utilisés dans cette étude. La taille de maille est la même pour les 2 éprouvettes modélisées.

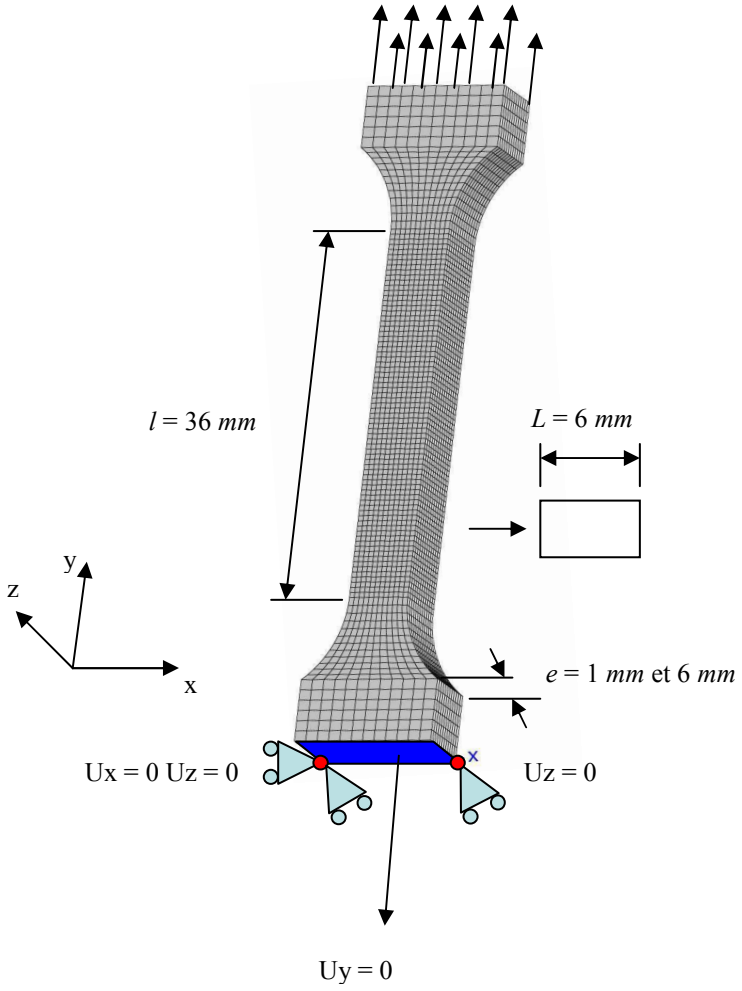


Figure 149 : Géométrie modélisée et conditions aux limites.

Sur la Figure 150, on constate qu'à 1% de déformation globale sur la plaque mince, plusieurs bandes se forment proche des congés en haut et en bas, conformément à l'observation expérimentale. Cependant, ces bandes sont croisées. Sur la plaque épaisse, de multiples bandes croisées se forment sur chaque surface de l'éprouvette, ce qui est assez

proche de l'observation expérimentale. Par ailleurs, plus l'épaisseur est grande, plus la largeur des bandes est grande.

Sur la Figure 151, on constate que la longueur du palier augmente lorsque l'épaisseur diminue. Cela indique que plus l'épaisseur est grande, plus la déformation plastique portée par les bandes est faible (Figure 150). On retrouve les résultats de la littérature qui relient la largeur des bandes, ici la largeur du front des bandes, à l'épaisseur de l'éprouvette (Zhang et al. 2001).

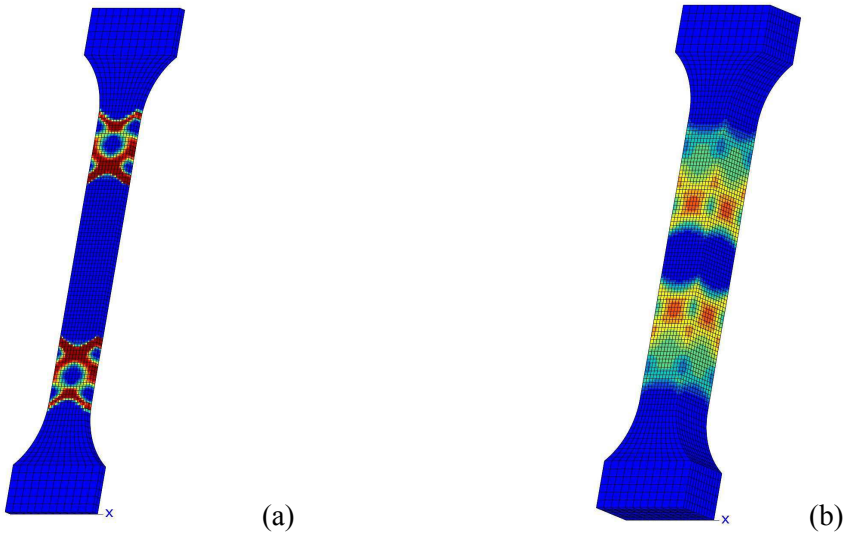


Figure 150 : Iso-valeurs de la vitesse de déformation plastique (largeur du front des bandes de Lüders) à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ avec deux épaisseurs différentes : (a) 1 mm et (b) 6 mm.

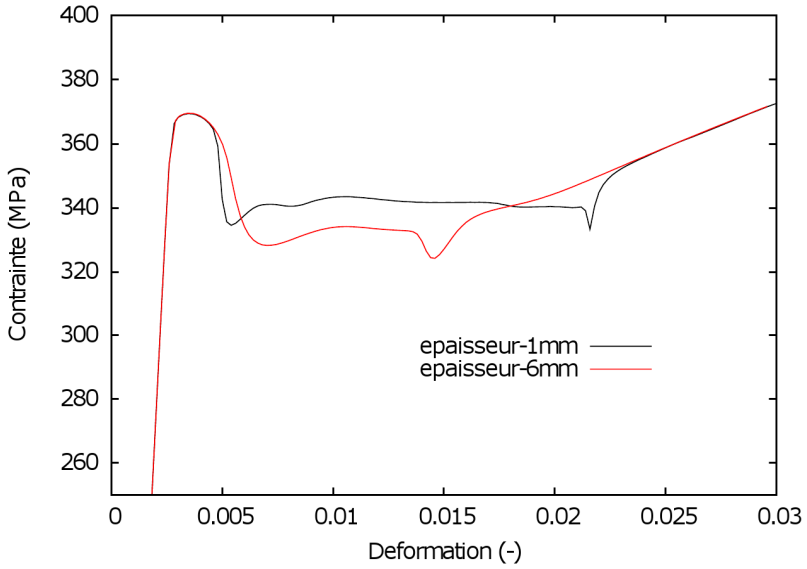


Figure 151 : Courbe contrainte/déformation à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$ avec deux épaisseurs différentes : 1 mm et 6 mm.

3. Etude de l'influence de P_2 sur les caractéristiques des décrochements de PLC

Cette étude a été effectuée à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ en contraintes planes sur la géométrie 2D du chapitre 2 afin de mettre en évidence l'influence du paramètre P_2 sur les courbes numériques, plus précisément les décrochements de PLC.

Sur les courbes (Figure 152), on peut constater que plus P_2 est élevé, plus les décrochements de PLC sont denses. Quand P_2 atteint une valeur assez grande, on constate une deuxième déformation plastique critique où les décrochements s'arrêtent. Plus P_2 est grand, plus cette déformation plastique critique se décale vers la première déformation critique. Si P_2 atteint une valeur suffisamment élevée, les décrochements de PLC disparaissent complètement, ce qui correspond à un état ancré.

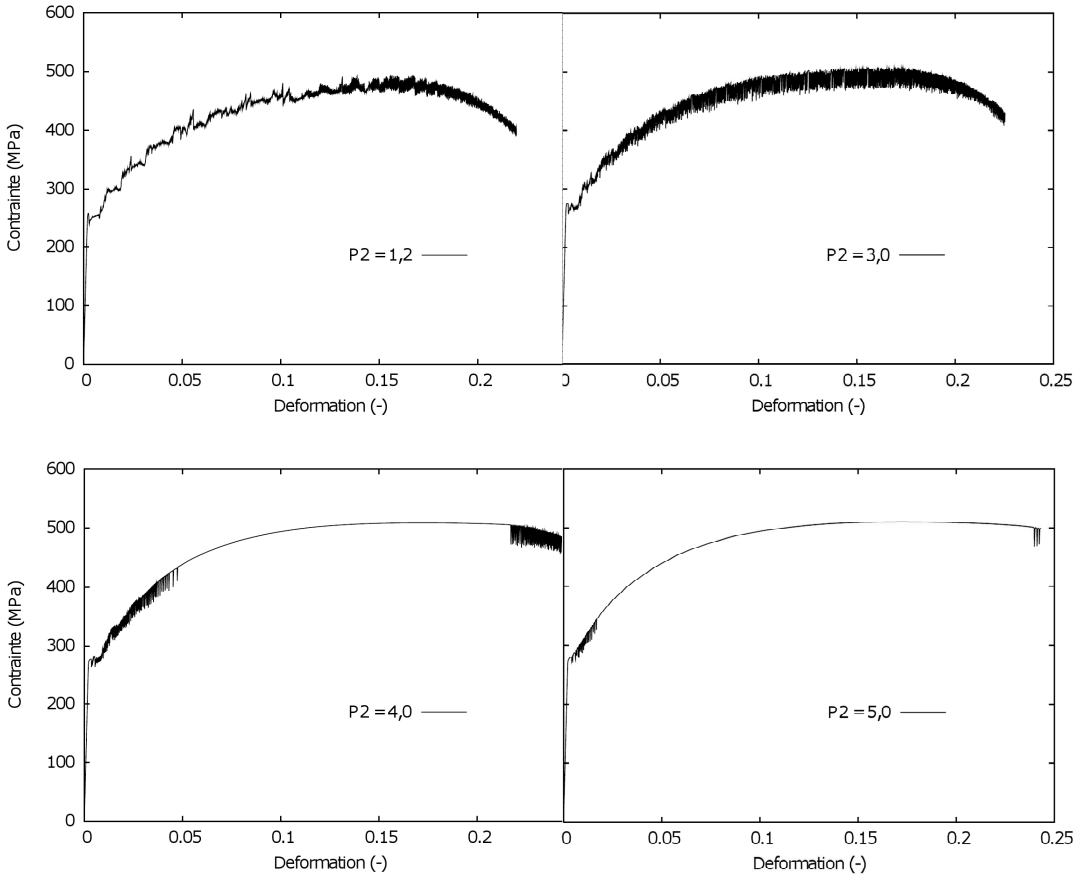


Figure 152 : Comparaison des courbes numériques avec différentes valeurs de P_2 à $T = 350°C$ et $10^{-4} s^{-1}$.

4. Prédiction des déformations plastiques critiques

Cette étude vise à prédire les déformations plastiques critiques numériquement sous l'effet PLC par l'analyse de perturbation linéaire en 1D. Les déformations plastiques critiques sont celles au-delà desquelles les localisations de déformation apparaissent en traction simple. Ceci pourrait permettre une identification plus aisée des paramètres du modèle KEMC. Cette méthode consiste à appliquer une perturbation à une solution homogène obtenue pour un milieu infini d'un matériau donné (McCormick, 1988). Pour un matériau donné et un état de la structure donné (ici une traction simple à une vitesse de déformation donnée), cette méthode permet de prédire les déformations plastiques critiques pour lesquelles les instabilités apparaissent. Mazière (2007) a réussi à prédire les déformations plastiques critiques en 1D dans ses travaux de thèse à l'aide de cette méthode par calcul numérique.

Dans cette étude, l'utilisation de la même méthode a permis de prédire les déformations plastiques critiques dans le calcul à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\,s^{-1}$ en contraintes planes avec le matériau TU48C. Cette méthode est divisée en 5 étapes.

– Calcul de la contrainte d'écoulement :

L'application de cette méthode nécessite le calcul de la contrainte d'écoulement dans un état homogène. On peut intégrer le modèle dans un état homogène, c'est-à-dire avant l'apparition de localisation de déformation plastique. On suppose que la vitesse de déformation plastique imposée est constante. En intégrant les équations du modèle, on obtient la contrainte d'écoulement dans un état homogène :

$$\sigma(p,\dot{p}) = R_0 + Hp + Q[1-exp(-bp)] + K_{eq}\,arcsinh\left(\frac{\dot{p}}{\dot{p}_{0eq}}\right) + P_1 C_m\left[1-exp\left(-P_2 p^{\alpha} t_a{}^{n}\right)\right] \quad (4\text{-}1)$$

Ecrouissage isotrope — Contrainte visqueuse — Ecrouissage dû au vieillissement

$$\text{Avec : } t_a = \frac{\omega}{\dot{p}} + \left(t_{a0} - \frac{\omega}{\dot{p}}\right) exp\left(-\frac{p}{\omega}\right)$$

$$K_{eq} = \dot{\varepsilon}_0\, exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) \quad \dot{p}_{0eq} = exp\left(\frac{V_a}{k_B T}\right)$$

La contrainte d'écoulement se divise en trois parties : l'écrouissage isotrope, la contrainte visqueuse et le terme dû au vieillissement.

– Evolution du taux de perturbation

La contrainte d'écoulement étant calculée, il faut calculer l'évolution du taux de perturbation. Dans ce modèle, il s'agit de deux variables internes : la déformation plastique cumulée et le temps de vieillissement. L'évolution du taux de perturbation des deux variables internes est liée à la perturbation par une matrice de transition [*M*] :

$$\begin{pmatrix}\delta\dot{p}\\ \delta\dot{t}_a\end{pmatrix}=[M]\cdot\begin{pmatrix}\delta p\\ \delta t_a\end{pmatrix}=\underbrace{G(\dot{p})\cdot\begin{pmatrix}A(p,t_a) & B(p,t_a)\\ C(p,t_a) & D(p,\dot{p},t_a)\end{pmatrix}}_{[M]}\cdot\begin{pmatrix}\delta p\\ \delta t_a\end{pmatrix} \tag{4-2}$$

– Calcul de la matrice de transition $[M]$:

$$\begin{cases} G(\dot{p})=-g'=-\dfrac{dg}{df};A(p,t_a)=\dfrac{\partial(R+P_1C_s)}{\partial p};B(p,t_a)=\dfrac{\partial(P_1C_s)}{\partial t_a}\\ C(p,t_a)=-\dfrac{t_a}{\omega}\dfrac{\partial(R+P_1C_s)}{\partial p};D(p,\dot{p},t_a)=-\dfrac{t_a}{\omega}\dfrac{\partial(P_1C_s)}{\partial t_a}+\dfrac{\dot{p}}{\omega}\dfrac{1}{g'}\end{cases} \tag{4-3}$$

– Calcul des valeurs propres λ de la matrice $[M]$:

$$\lambda^2+2\Phi\lambda+\lambda_0^2=0 \text{ avec } \Phi=-G\left[\frac{A+D}{2}\right];\lambda_0^2=G^2[AD-BC]>0;\Delta=\Phi^2-\lambda_0^2 \tag{4-4}$$

– Prédiction des déformations plastiques critiques :

Les équations sont intégrées dans le programme de modèle implanté dans le code de calcul ZeBuLoN. Le critère de prédiction est expliqué dans la Figure 153 :

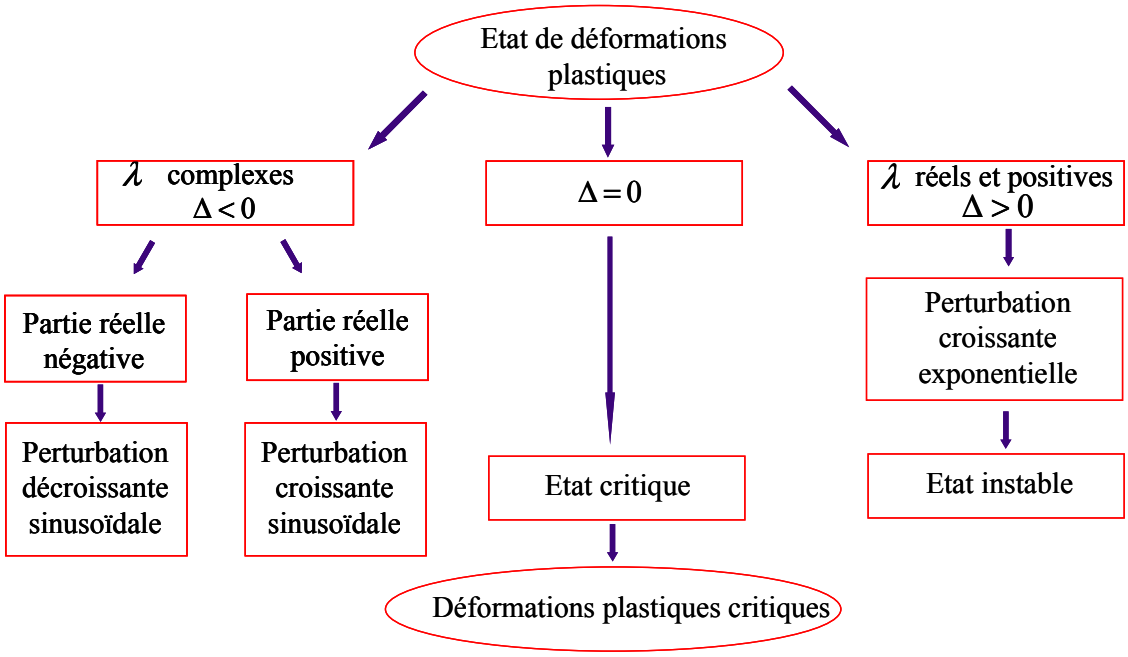


Figure 153 : Critère de prédiction des déformations plastiques.

L'état de déformation plastique dépend des valeurs propres (λ) de la matrice de transition [*M*]. Si elles sont complexes ($\Delta<0$), l'état de déformation plastique est stable tandis que si elles sont réelles et positives ($\Delta>0$), l'état de déformation plastique deviendra instable

et les instabilités de déformation apparaissent. De ce fait, $\Delta = 0$ représente un état critique qui correspond aux déformations plastiques critiques.

Cette méthode a été utilisée pour prédire les déformations plastiques critiques à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ sur la géométrie modélisée en contraintes planes au chapitre 2.

La Figure 154 représente la courbe de traction numérique et l'indicateur de déformation plastique qui présente deux états en créneaux : 0 et 1. Dans notre cas, on a multiplié l'indicateur par 500 afin de comparer l'indicateur avec la courbe de traction simulée.

– Etat 0 :

Quand l'indicateur de déformation plastique est égal à 0, la déformation plastique d'aucun point de Gauss de la structure n'atteint la valeur critique. Ainsi, la déformation du matériau est homogène et on ne constate pas de décrochements de PLC sur la courbe contrainte - déformation.

– Etat 1 (500 dans notre cas) :

Quand l'indicateur de déformation plastique est égal à 1, la déformation plastique d'une partie des points de Gauss de la structure atteint la valeur critique. Ainsi, la déformation du matériau est hétérogène. On observe des décrochements de PLC sur la courbe contrainte/déformation. Sur la Figure 154, on constate deux déformations plastiques critiques avant la striction de la géométrie.

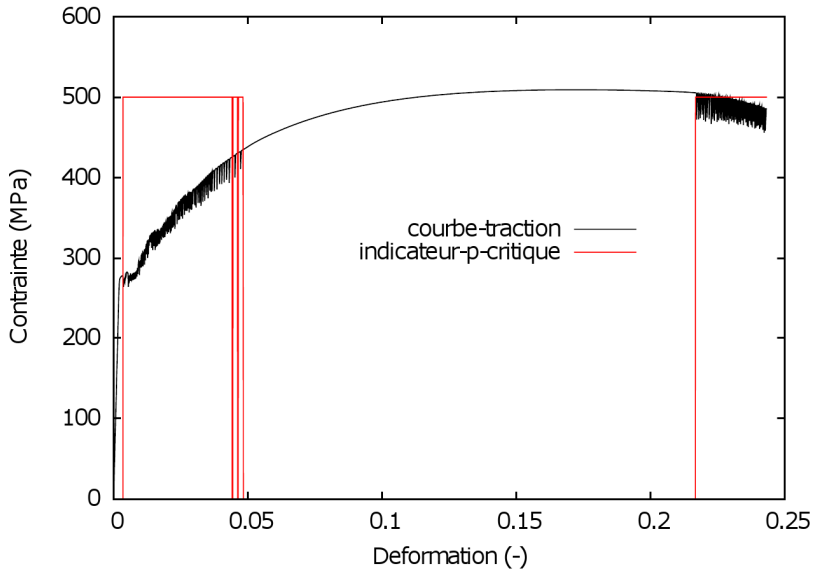


Figure 154 : Courbe de traction numérique et l'indicateur de déformation plastique à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ en contraintes planes.

Ce phénomène est observé pour certains jeux de paramètres dont la courbe de traction expérimentale présente deux déformations plastiques critiques dans certaines conditions par exemple à $T = 200°C$ et à $10^{-4} s^{-1}$ où bien à $T = 250°C$ et à $10^{-3} s^{-1}$. Cela pourrait être expliqué par le fait que le matériau passe d'un état désancré à l'état ancré où les décrochements de PLC s'arrêtent. Dans le modèle KEMC, le terme R_a dépend du niveau de déformation plastique cumulée p. Quand p est faible, R_a tend vers 0. Il y a absence des

décrochements de PLC. Au cours de la déformation, R_a augmente avec p et quand ce dernier atteint une valeur suffisamment grande, les décrochements de PLC apparaissent sur la courbe. Par la suite, R_a continue à croître avec p et quand ce dernier atteint une valeur très grande, on se trouve dans un état ancré et les décrochements de PLC disparaissent.

Quant à la troisième déformation plastique critique qui apparaît après la striction, elle peut s'expliquer par le fait que les vitesses de déformation plastique augmentent rapidement dans la striction. Cela a le même effet que la diminution de R_a qui fait que le matériau passe d'un état ancré à un état partiellement désancré. Ainsi, les décrochements réapparaissent sur la courbe.

Cette étude a permis de montrer qu'on est capable de prédire les déformations plastiques critiques d'un matériau en présence de l'effet de PLC par l'analyse de perturbation linéaire en 1D. Cette méthode pourrait aider à identifier plus aisément les paramètres du modèle KEMC.

5. Modèle de vieillissement basé sur la densité de dislocations

L'évolution du paramètre Q du modèle KEMC n'est pas décroissante en fonction de la température. Or, l'écrouissage isotrope en absence de vieillissement devrait diminuer avec la température. Ce point, discuté dans la thèse de Belotteau (2009), est dû à l'absence d'interaction entre écrouissage et vieillissement. Pour résoudre ce problème, un nouveau modèle de vieillissement basé sur la densité de dislocations a été proposé par Mazière M.. Dans ce modèle, une loi d'évolution d'écrouissage isotrope en fonction de la densité de dislocations et non pas de la déformation plastique cumulée a été introduite. L'effet de vieillissement est introduit dans la loi d'évolution de l'écrouissage isotrope. Cela permet de lier l'écrouissage isotrope à l'effet de vieillissement. Plus le matériau est vieilli, plus l'écrouissage est important.

5.1 Présentation du nouveau modèle de vieillissement

Avant de présenter le nouveau modèle, il est nécessaire de comprendre le processus de création - d'annihilation des dislocations et l'influence du vieillissement dynamique sur ce processus.

En effet, au cours de la déformation plastique, il existe deux processus : la multiplication et l'annihilation des dislocations. Cependant, dans un matériau présentant le phénomène de vieillissement dynamique, le processus d'annihilation est perturbé car une partie des dislocations est ancrée par les solutés. Plus l'effet de vieillissement dynamique est important, plus la quantité des dislocations ancrées est grande.

Etant donné que l'écrouissage isotrope est dû aux interactions entre les dislocations, plus la densité des dislocations est grande, plus l'écrouissage isotrope est important. De ce fait, le vieillissement dynamique a pour effet d'augmenter l'écrouissage en augmentant la quantité des dislocations par l'ancrage.

Le nouveau modèle repose sur le modèle KEMC. Les équations du nouveau modèle sont présentées ci-dessous.

- Le critère de la fonction de charge est le critère de von Mises :

$$f\left(\underset{\sim}{\sigma},\rho,t_a\right)=J_2\left(\underset{\sim}{\sigma}\right)-R_0-R\left(\rho\right)-R_a\left(\rho,t_a\right) \tag{5-1}$$

On a introduit la densité de dislocations ρ à la place de la déformation plastique cumulée p par rapport au modèle KEMC.

- La loi d'écrouissage isotrope :

$$R\left(\rho\right)=\sigma_0+3\alpha\mu\sqrt{\rho b^2} \tag{5-2}$$

avec $\alpha=0,3$; $\rho_0 = 1.10^{13}m^{-2}$ la densité initiale des dislocations pour un acier doux recuit comme le TU48C ; μ le module de cisaillement.

– La loi d'évolution de la densité de dislocations :

$$\dot{\rho} = \dot{p}\left[\frac{a}{b^3} - \left(1 - \eta\frac{C_s}{C_m}\right)\frac{B}{b}\rho\right] \tag{5-3}$$

avec, η, un coefficient de couplage sur l'effet de vieillissement dynamique qui a une valeur entre 0 et 1 ; b est le vecteur de Burgers ; a et B sont deux constantes à identifier.

– La loi d'écoulement thermiquement activée :

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_0\, exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) sinh\left(\frac{V_a \left\langle f\left(\underline{\sigma}, \rho, t_a\right)\right\rangle}{k_B T}\right) \tag{5-4}$$

– La loi de l'écrouissage lié au vieillissement dynamique :

$$R_a\left(\rho, t_a\right) = P_1 C_s\left(\rho, t_a\right) \tag{5-5}$$

$$C_s\left(\rho, t_a\right) = C_m\left(1 - exp\left(-P_2\left(b^2\rho\right)^{\alpha} t_a^{\,n}\right)\right) \tag{5-6}$$

– La loi d'évolution du temps de vieillissement t_a :

$$\dot{t}_a = \frac{t_w - t_a}{t_w} \;;\; t_w = \frac{\omega}{\dot{p}} \;;\; t_a\left(t=0\right) = t_{a_0} \tag{5-7}$$

Dans la loi d'évolution de la densité de dislocations, le terme a/b^3 représente l'effet de multiplication des dislocations tandis que le terme $[(1-\eta C_s/C_m)B\rho]/b$ représente l'annihilation des dislocations. A l'état désancré, $C_s = 0$, l'annihilation est maximale alors qu'à l'état ancré, $C_s = 1$, l'annihilation devient minimale. Si le coefficient η est égal à 1 et que $C_s = 1$: toutes les dislocations sont ancrées et aucune annihilation n'est possible.

Ce modèle a été implanté dans le code de calcul ZeBuLoN par Mazière M..

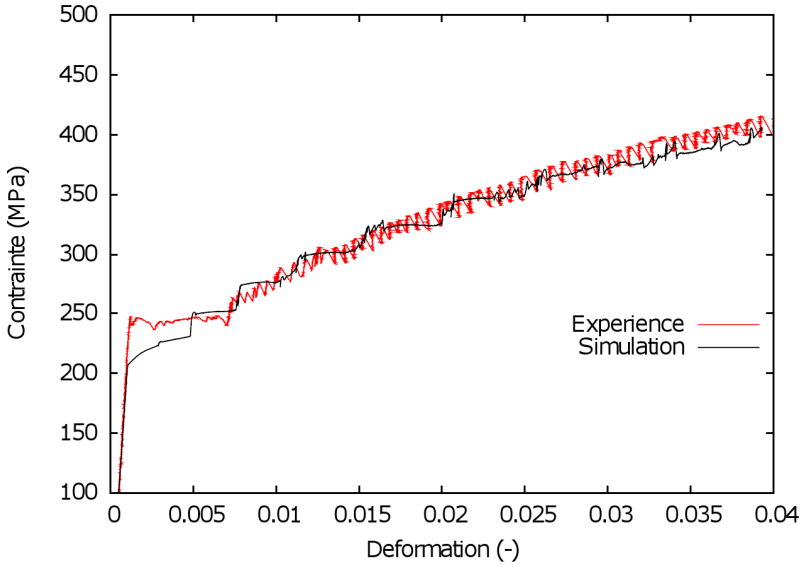


Figure 155 : Comparaison des courbes expérimentale et simulée avec le nouveau modèle à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\,s^{-1}$.

5.2 Simulation numérique avec le nouveau modèle

Dans un premier temps, un jeu de paramètres a été identifié à une seule température ($T = 200°C$) avec le nouveau modèle. Ce modèle a été testé par une simulation réalisée à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ en utilisant la géométrie lisse 2D en contraintes planes modélisée dans la partie 2.2. Sur la Figure 155, on peut constater que le phénomène de PLC a été simulé correctement par rapport à la courbe expérimentale.

6. Courbes de traction expérimentales

Les courbes de traction expérimentales à $T = 100°C$, $T = 150°C$, $T = 250°C$, $T = 300°C$ et $T = 350°C$ sur les éprouvettes cylindriques lisses sont présentées ci-dessous.

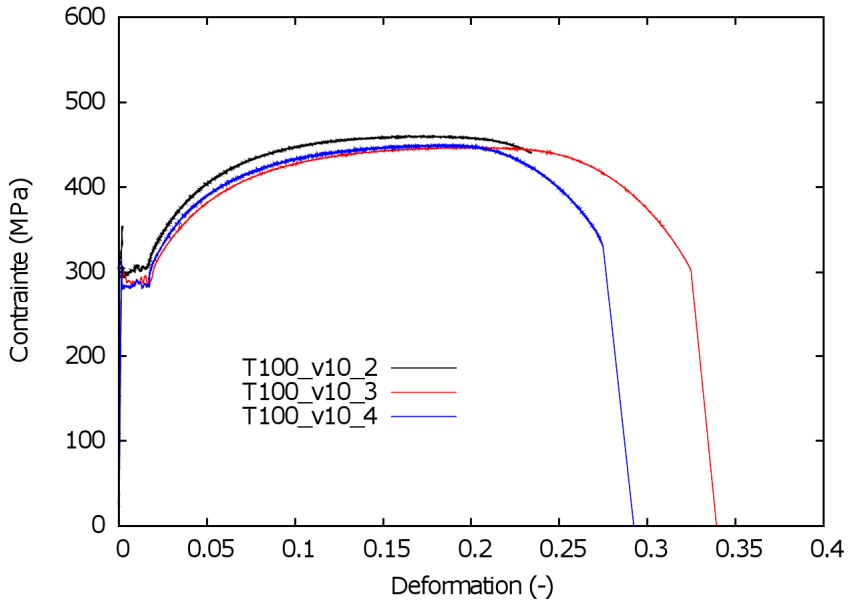


Figure 156 : Courbes expérimentales à $T = 100°C$ et à trois vitesses de déformation : $10^{-2}s^{-1}$, $10^{-3}s^{-1}$ et $10^{-4}s^{-1}$.

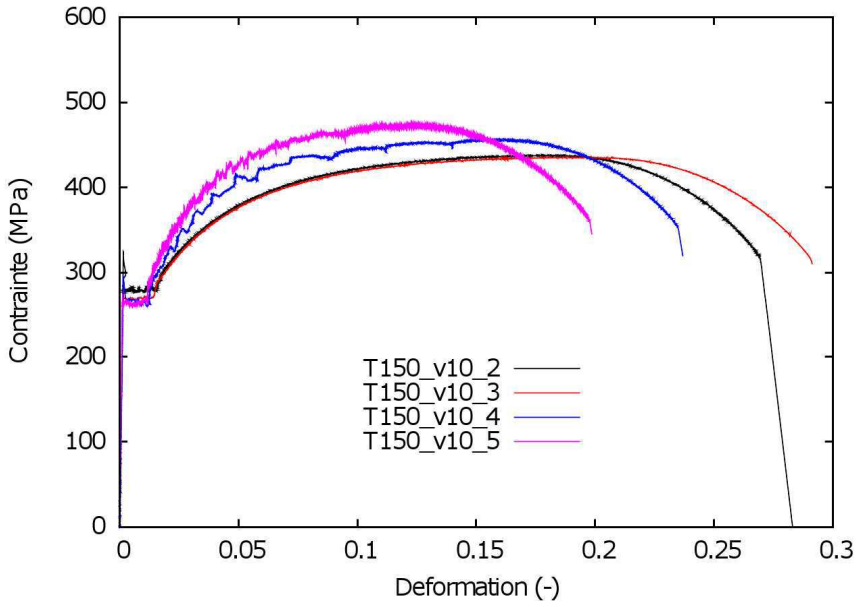


Figure 157 : Courbes expérimentales à $T = 150°C$ et à quatre vitesses de déformation : $10^{-2}s^{-1}$, $10^{-3}s^{-1}$, $10^{-4}s^{-1}$ et $10^{-5}s^{-1}$.

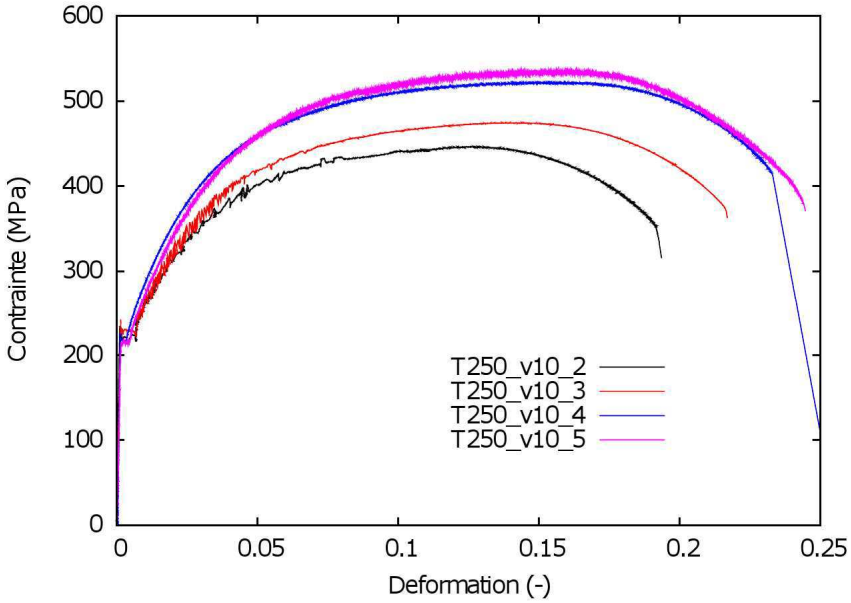


Figure 158 : Courbes expérimentales à $T = 250°C$ et à quatre vitesses de déformation : $10^{-2}\,s^{-1}$, $10^{-3}\,s^{-1}$, $10^{-4}\,s^{-1}$ et $10^{-5}\,s^{-1}$.

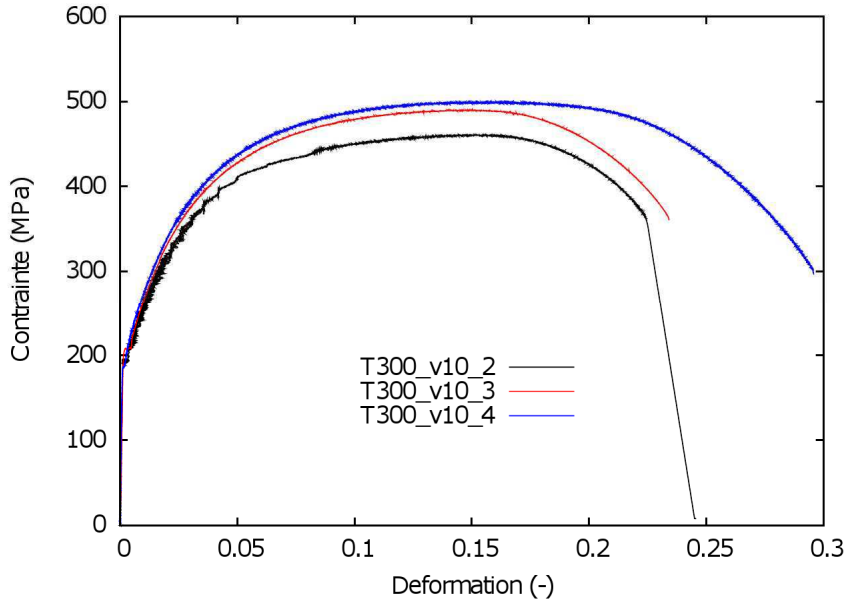


Figure 159 : Courbes expérimentales à $T = 300°C$ et à trois vitesses de déformation : $10^{-2}\,s^{-1}$, $10^{-3}\,s^{-1}$ et $10^{-4}\,s^{-1}$.

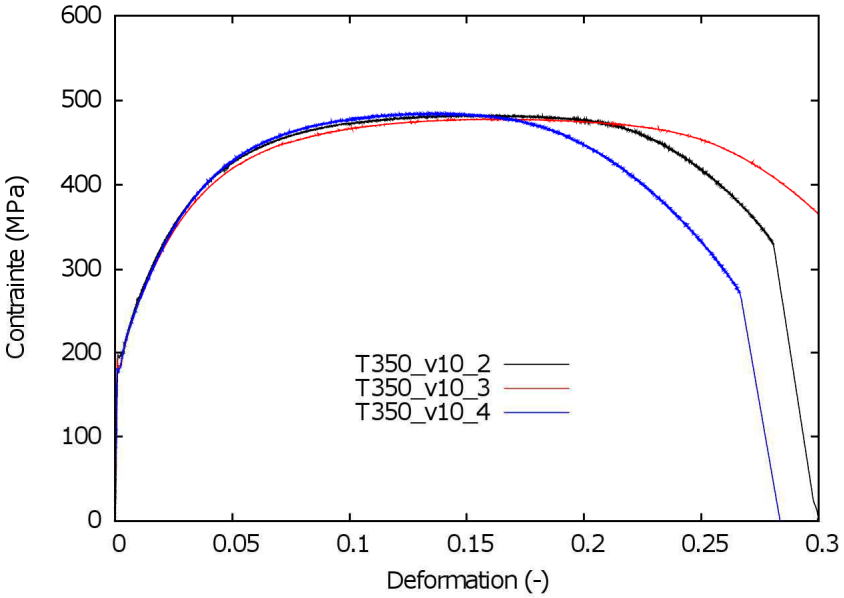


Figure 160 : Courbes expérimentales à $T = 350°C$ et à trois vitesses de déformation : $10^{-2}\,s^{-1}$, $10^{-3}\,s^{-1}$ et $10^{-4}\,s^{-1}$.

7. Courbes expérimentales et numériques de traction

Les simulations des courbes de traction simple sont réalisées avec le modèle KEMC et les nouveaux paramètres identifiés dans le chapitre 2.

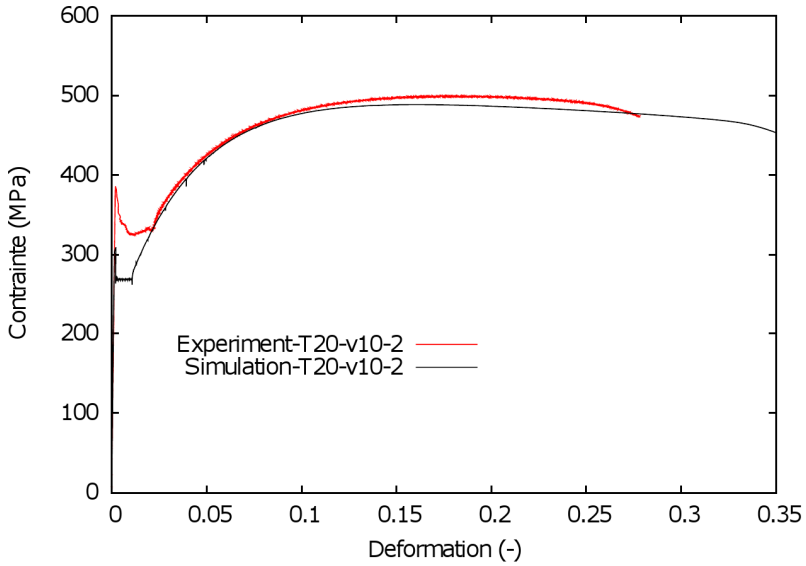


Figure 161 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

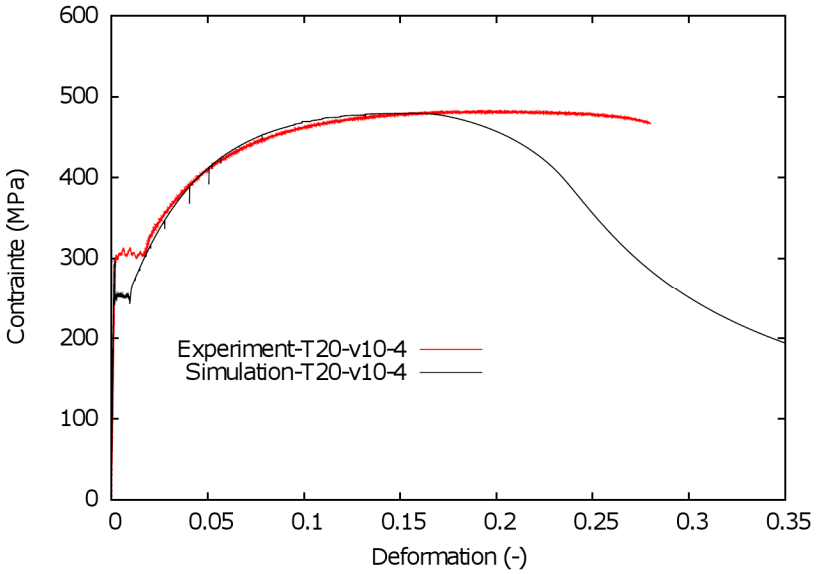


Figure 162 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 20°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

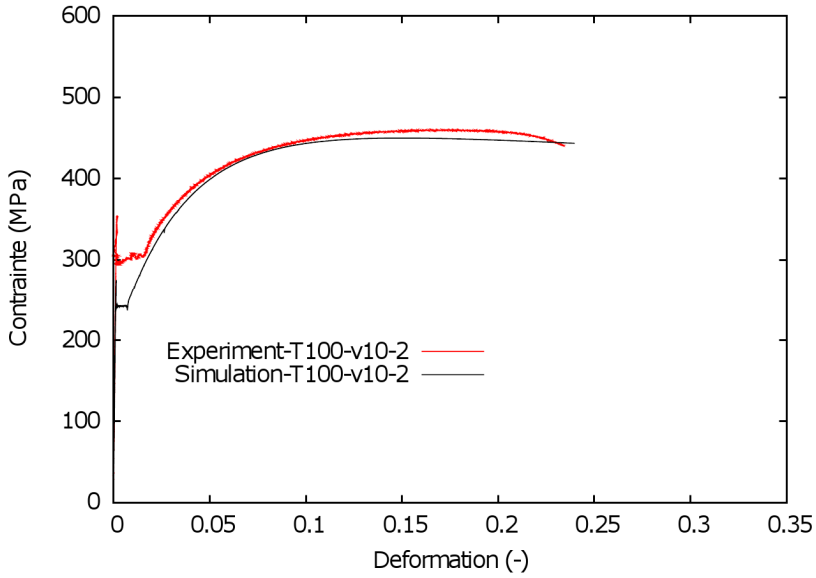


Figure 163 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 100°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

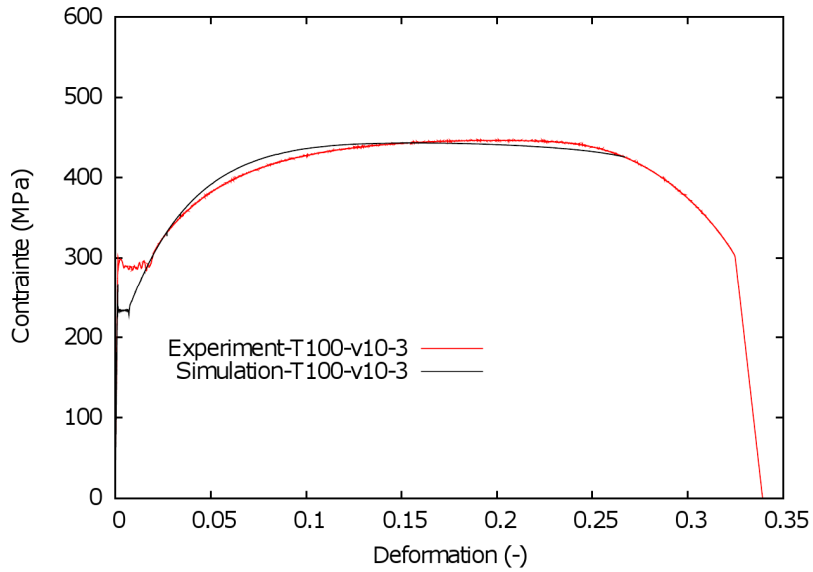


Figure 164 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 100°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$.

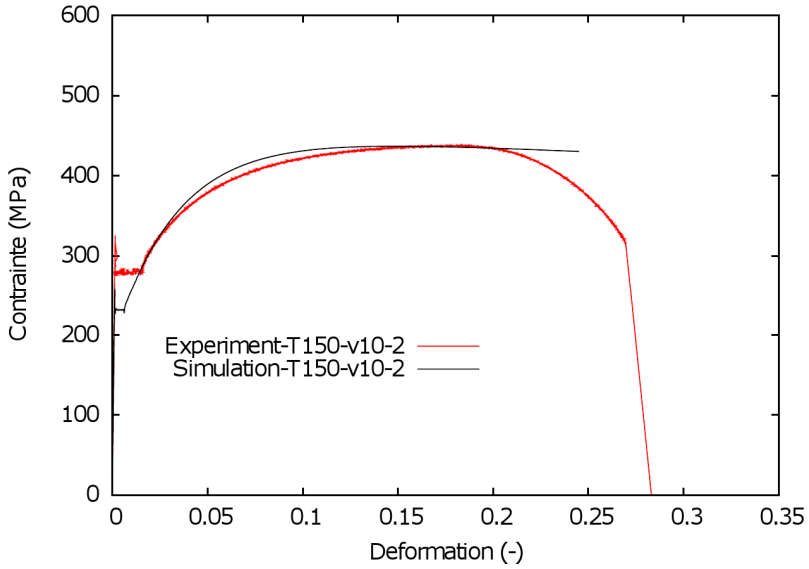


Figure 165 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 150°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

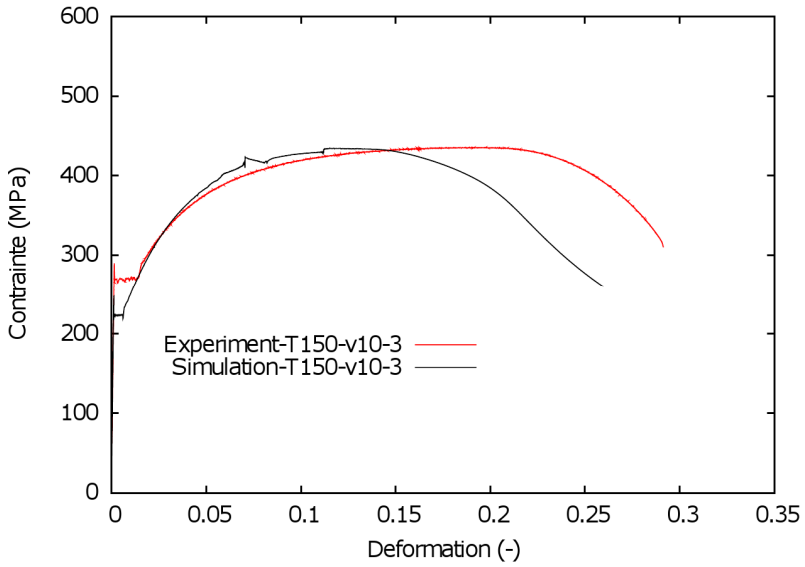


Figure 166 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 150°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$.

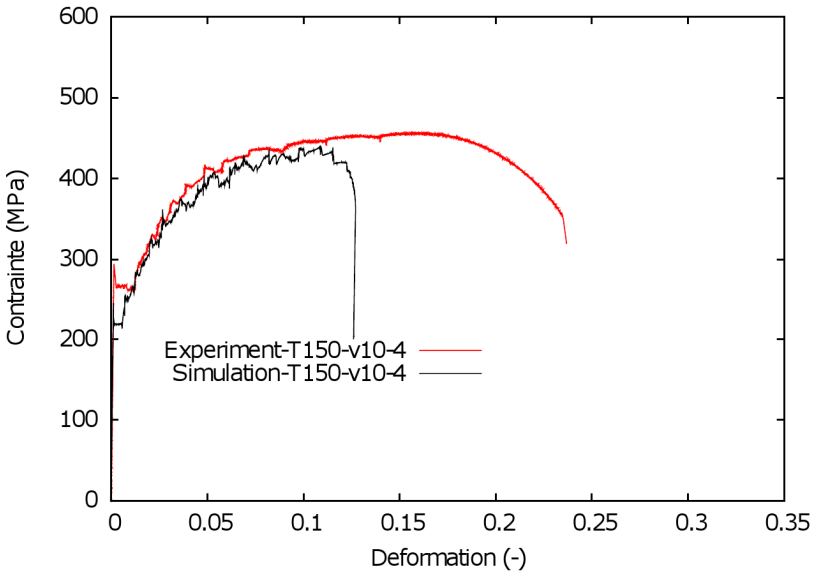


Figure 167 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 150°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

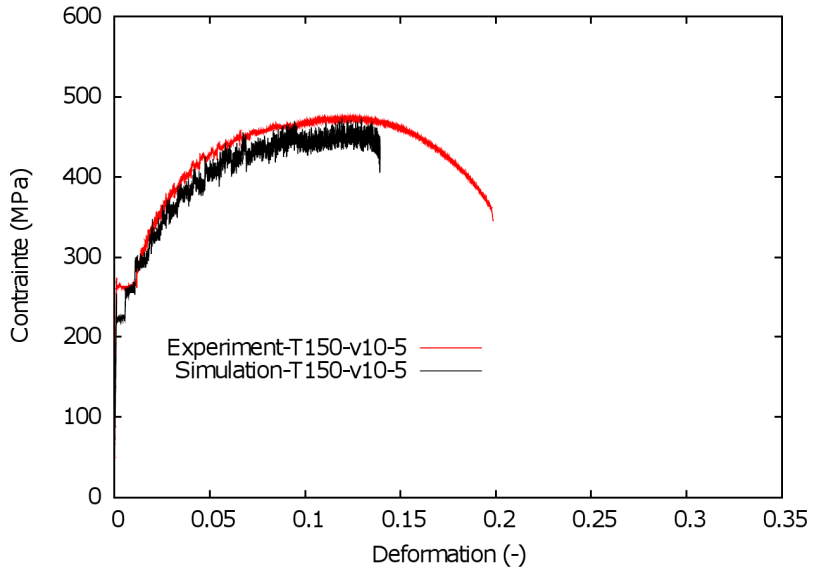


Figure 168 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 150°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$.

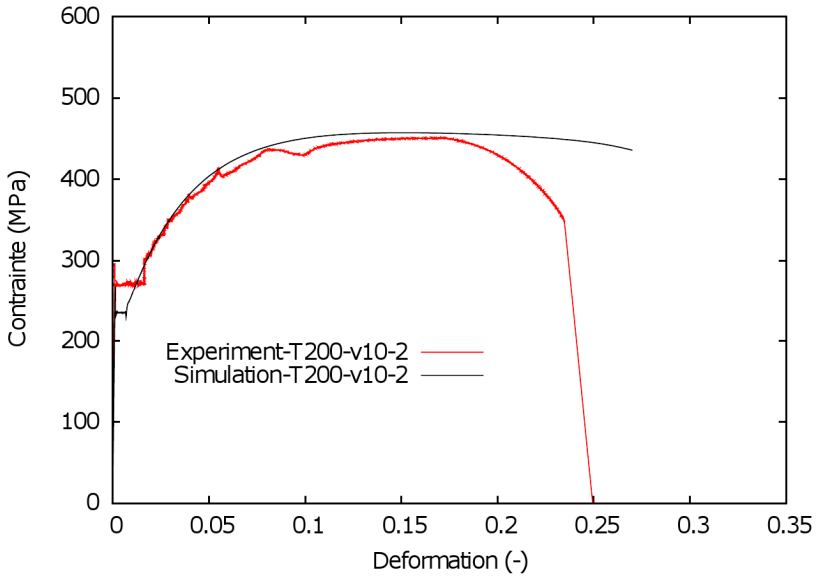


Figure 169 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

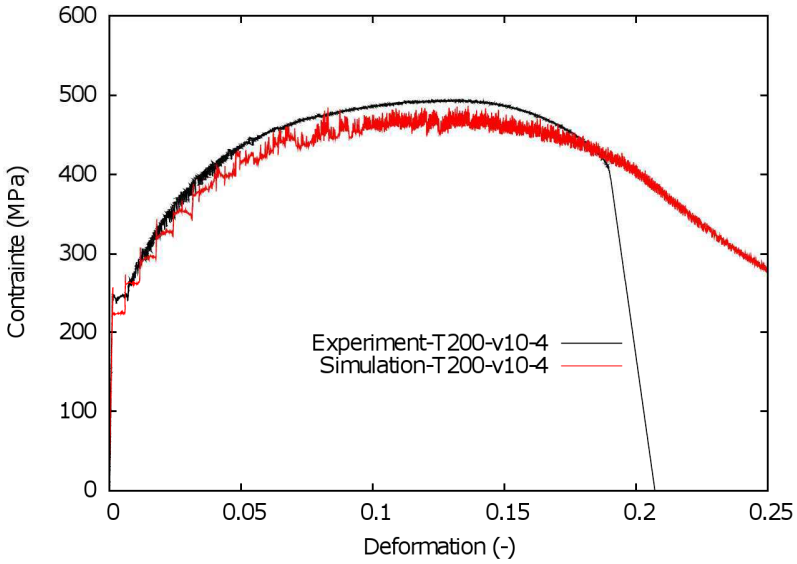


Figure 170 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

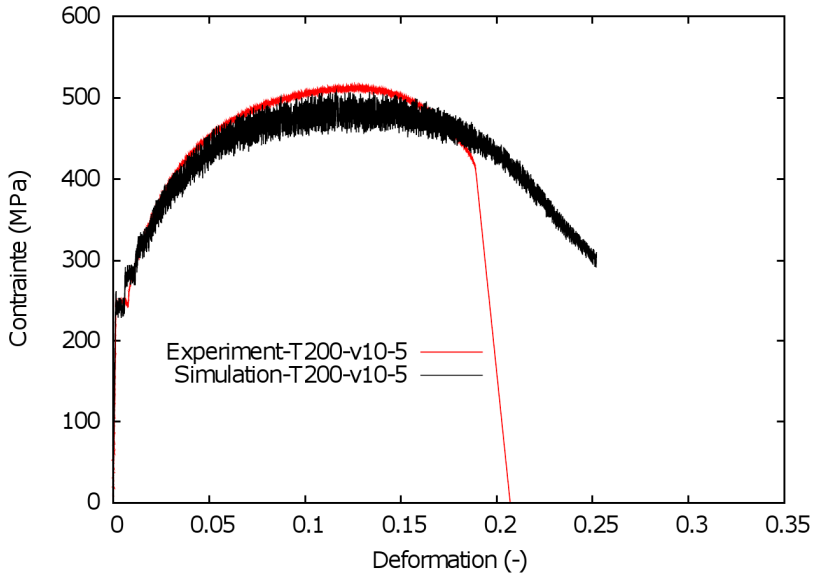


Figure 171 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 200°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$.

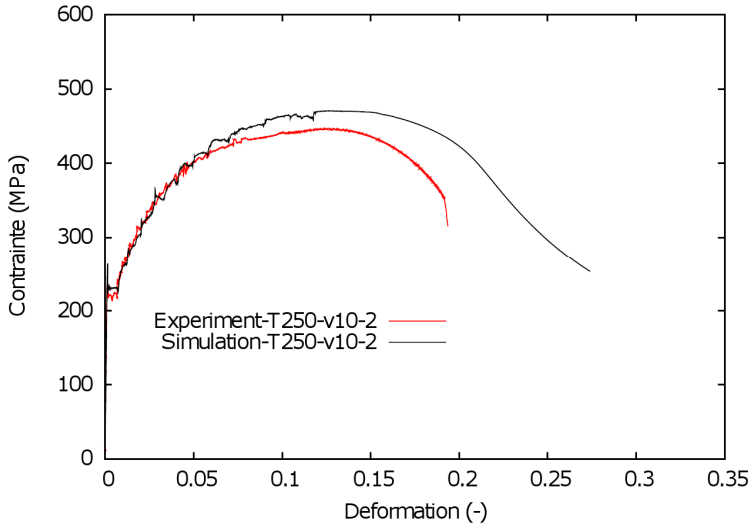


Figure 172 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 250°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

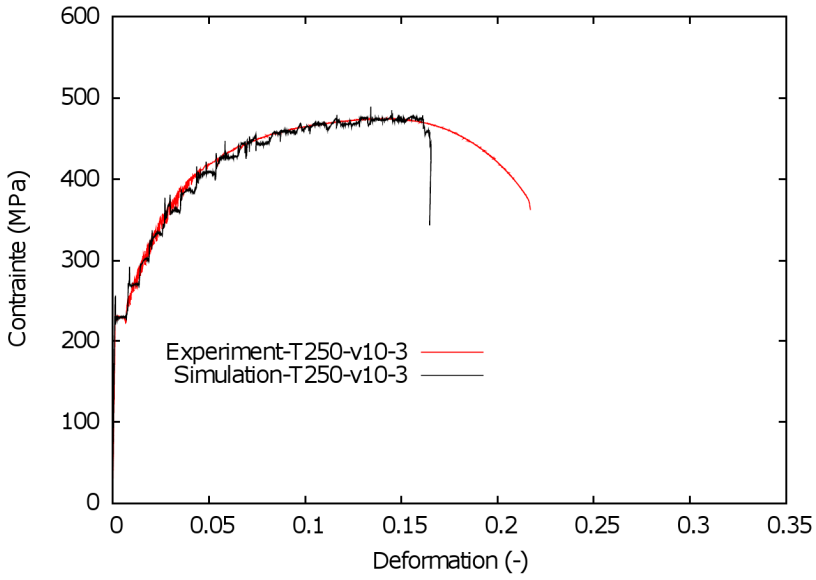


Figure 173 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 250°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$.

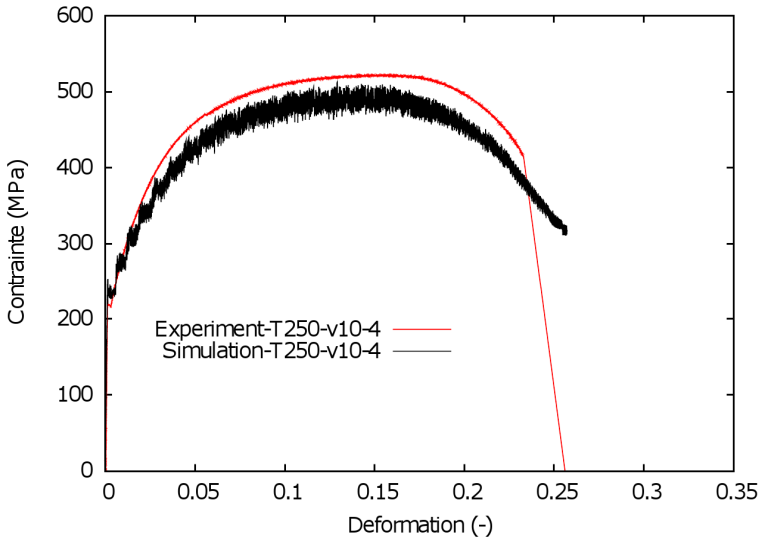


Figure 174 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 250°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

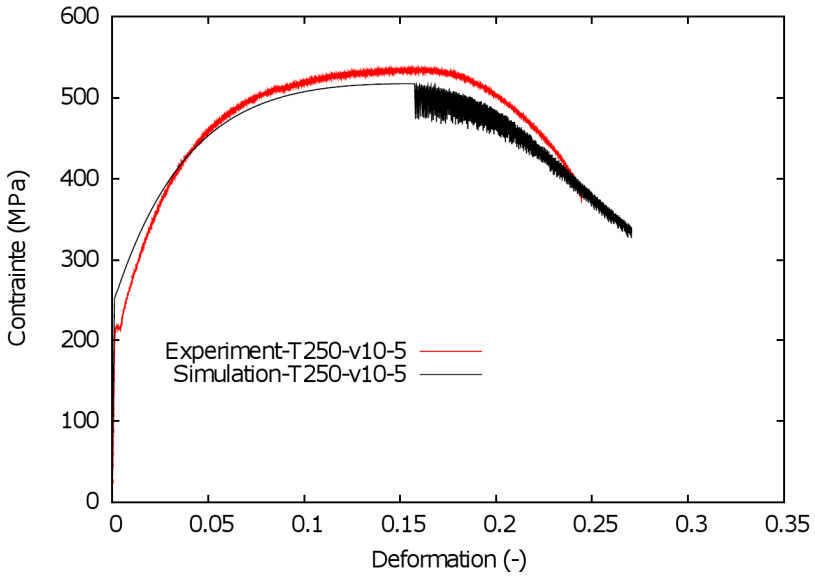


Figure 175 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 250°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} s^{-1}$.

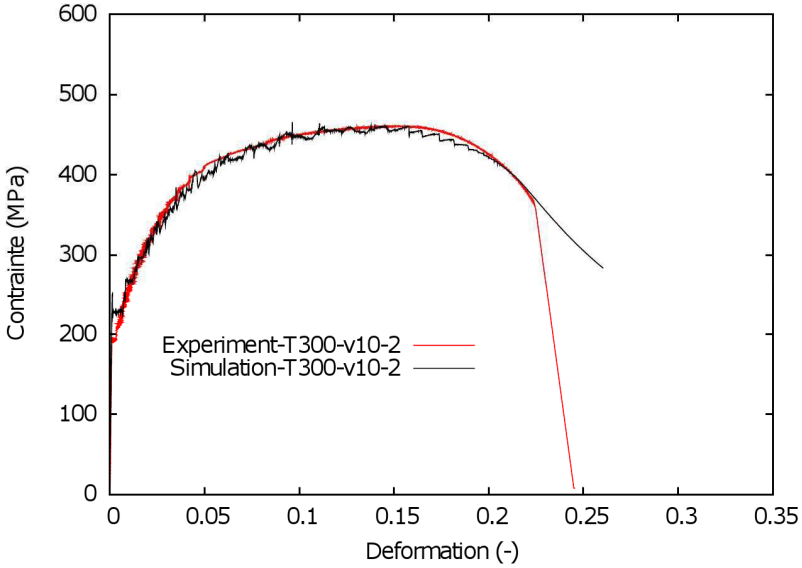


Figure 176 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 300°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

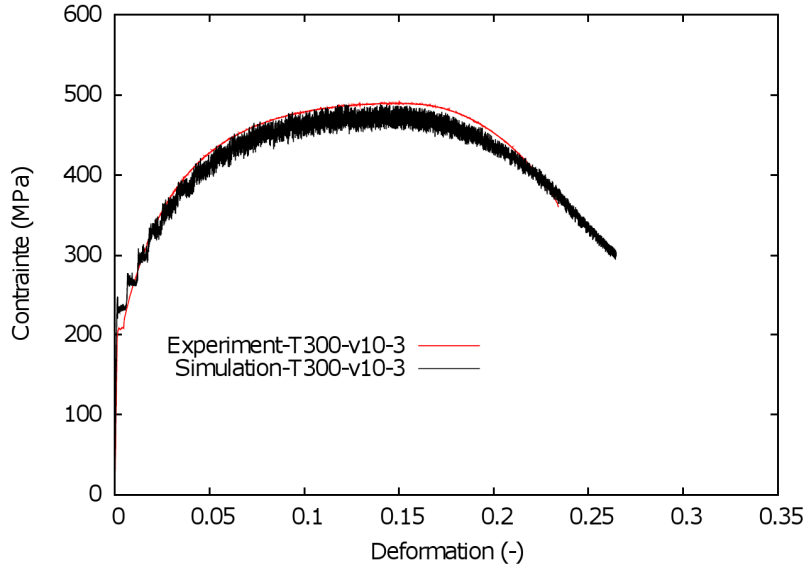


Figure 177 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 300°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$.

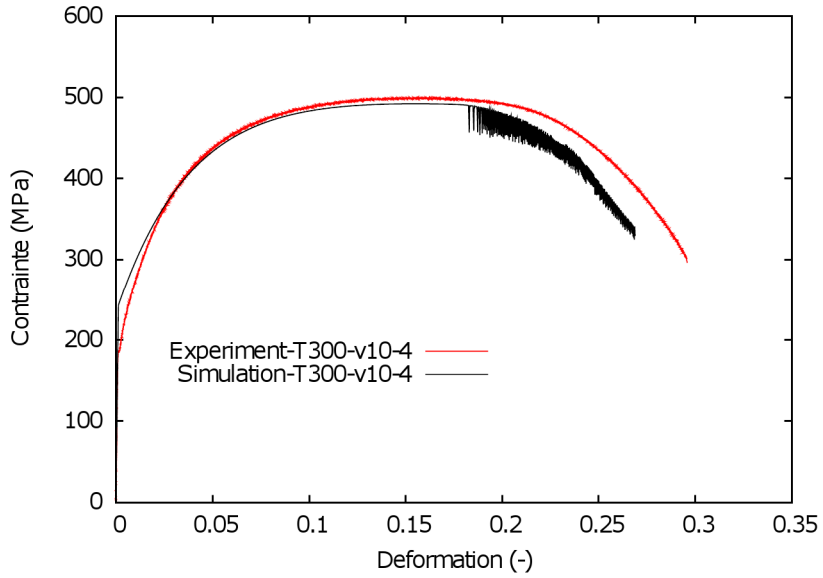


Figure 178 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 300°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

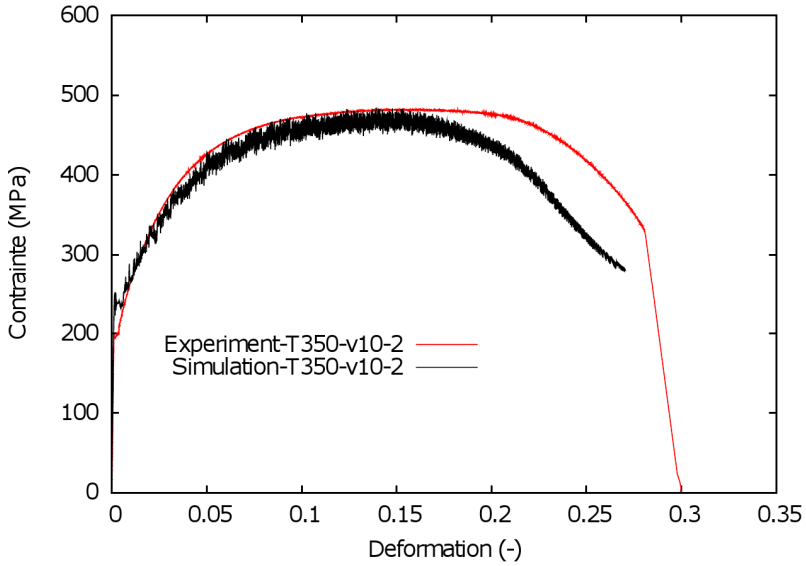


Figure 179 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} s^{-1}$.

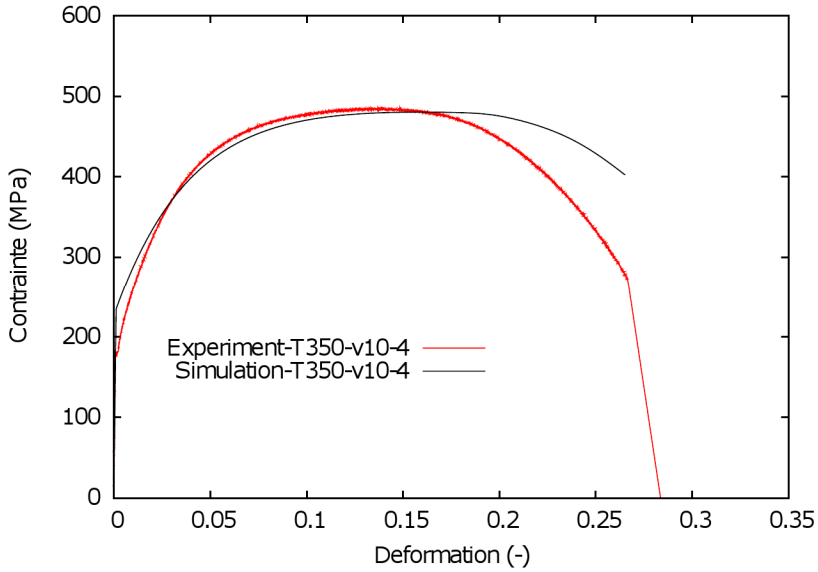


Figure 180 : Comparaison des courbes expérimentale et numérique à $T = 350°C$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$.

8. Prise en compte de la raideur de machine pour les simulations de traction simple

Dans le chapitre 3, on a réalisé la modélisation des essais sur les éprouvettes entaillées AE2 et AE4 avec la prise en compte de la raideur de machine d'essai. Dans cette partie, on va faire la même modélisation en contraintes planes sur une éprouvette lisse. La raideur de machine K_m est égale à 21384 kN/m et la raideur de l'éprouvette K_{ep} est égale à 174940 kN/m. Le calcul sera réalisé sur l'éprouvette lisse testée à 200°C et à $10^{-3}s^{-1}$. La Figure 181 représente le maillage 2D d'une éprouvette lisse modélisée. Comme pour les éprouvettes entaillées, une couche d'éléments finis élastiques a été rajoutée à la géométrie modélisée sans ressort. Ces éléments finis sont équivalents au ressort indiqué dont la raideur est égale à celle du montage.

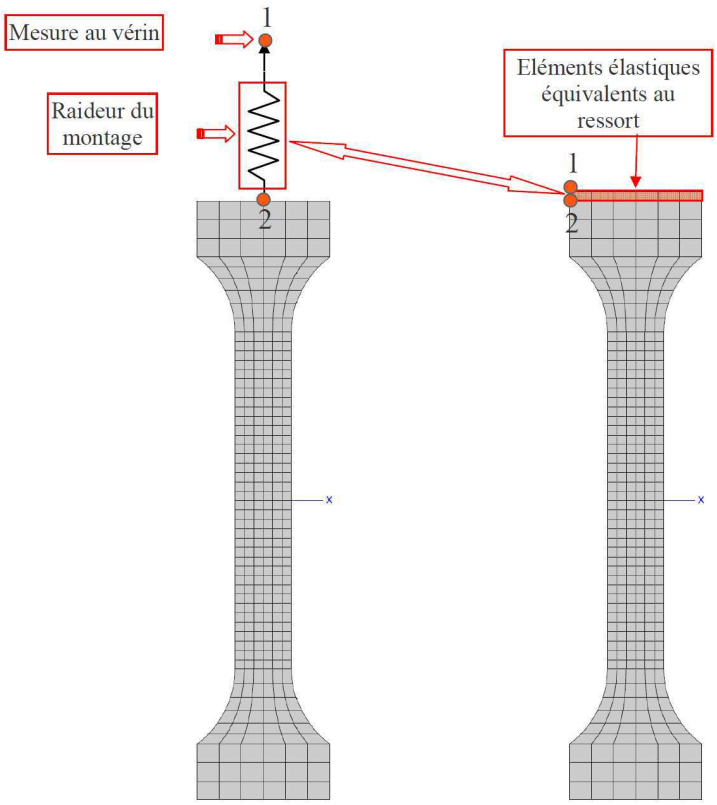


Figure 181 : Maillage d'une éprouvette lisse modélisée en contraintes planes.

La Figure 182 montre les courbes numériques de traction obtenues sur la longueur correspondant à la longueur de mesure de l'extensomètre. Il semble que les amplitudes des décrochements sur la courbe obtenue avec ressort sont un peu plus importantes et que ces mêmes décrochements sont moins denses que sur la courbe obtenue sans ressort. Néanmoins, malgré ces différences observées sur les deux courbes, l'influence de la raideur du montage

sur la modélisation de la courbe expérimentale est négligeable contrairement au cas pour les éprouvettes entaillées AE2 et AE4.

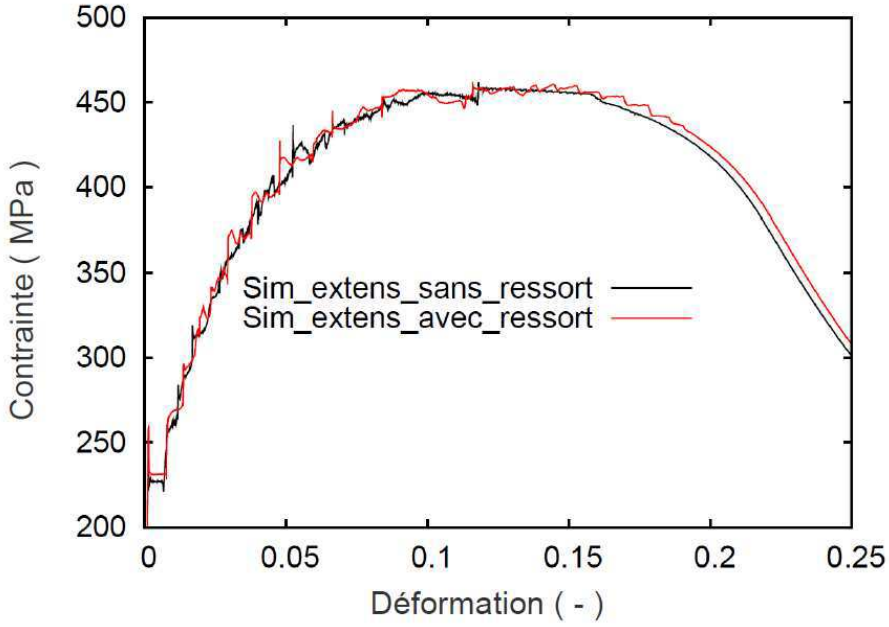


Figure 182 : Courbes numériques contrainte conventionnelle/déformation conventionnelle de l'éprouvette lisse testée à 200°C et à $10^{-3}s^{-1}$.

9. Influence de l'effet de PLC sur la croissance et coalescence des cavités par calculs micromécaniques

9.1 Introduction

Amar et Pineau (1985) et Moreno et al. (2002) ont fait l'hypothèse que le critère de rupture dépendait de la température. Les résultats de Belotteau (2009) et du chapitre 4 sur le prédiction de la rupture des AE4 avec le modèle de vieillissement KEMC montrent que le vieillissement dynamique modifie probablement les mécanismes de rupture malgré le fait que l'on n'a pas constaté de changement particulier sur les faciès de rupture des éprouvettes entaillées et des éprouvettes CT par les observations fractographiques. On doit supposer que le critère de rupture dépend de la température : $(R/R_0)_c = f(\mathrm{T})$. Cette étude vise à justifier cette hypothèse par les calculs micromécaniques sur des volumes élémentaires comportant des microcavités. En effet, ces calculs devraient permettre de mettre en évidence l'évolution des variables mécaniques, notamment vis-à-vis de la croissance des cavités en présence de l'effet de PLC. Les calculs micromécaniques sont largement utilisés dans la littérature pour étudier la rupture ductile par la croissance des cavités (Koplik et Needleman 1988, Thomason 1990, Kuna et Sun 1996, Faleskog et FongShih 1997).

Les calculs micromécaniques ont été réalisés sur des cellules élémentaires à 200°C, température qui correspond au creux de ténacité du matériau, et à une seule vitesse de déformation macroscopique axiale est de $10^{-4}s^{-1}$. Les calculs micromécaniques avec une matrice de comportement KEMC sont comparés à des calculs dans lesquels la matrice a un comportement élastoplastique. Le modèle élastoplastique a été identifié directement à partir de la courbe de traction simple de l'éprouvette lisse cylindrique testée à 200°C et à $10^{-4}s^{-1}$ (Figure 183).

Le Tableau 11 donne un récapitulatif des calculs micromécaniques réalisés. Les calculs sont réalisés en 2D selon deux hypothèses : contraintes planes et déformations planes. Pour chaque groupe de calculs, deux fractions volumiques de cavité sont étudiées. Ces calculs sont réalisés avec 3 nombres de cavités afin de mettre en évidence l'influence de l'interaction entre les cavités sur le comportement macroscopique des cellules : 1 cavité, 4 cavités et 16 cavités. Pour les calculs des cellules contenant 16 cavités, les cavités sont réparties de deux façons différentes : répartition régulière et répartition aléatoire. Cela a pour objectif de mettre en évidence l'influence de la répartition des cavités sur le comportement macroscopique des cellules.

Concernant le chargement macroscopique, deux types de conditions aux limites du type périodique (Faleskog et FongShih 1997) ont été utilisés (Figure 184) que l'on nommera ainsi :

- Traction.

Le bord en haut est chargé à une vitesse de déformation macroscopique tandis que le bord de droite de la cellule reste droit au cours du chargement : $\Sigma_{11} = 0$.

- Chargement biaxial.

La cellule est soumise à un taux de biaxialité de déformation macroscopique conventionnelle ($E_{11} = -0,5E_{22}$) : sur le bord en haut, une vitesse de déformation macroscopique conventionnelle de $10^{-4}\,s^{-1}$ est appliquée ($\dot{E}_{22} = 10^{-4}\,s^{-1}$).

Si on a choisi d'imposer un taux de biaxialité de déformation macroscopique constant, c'est que ce type de conditions aux limites permet de mieux contrôler la vitesse de déformation et que cela ne nécessite pas d'utiliser la méthode Riks qui n'est pas applicable avec le modèle de comportement KEMC. Par ailleurs, vue la relation étroite entre la vitesse de déformation et l'effet de PLC, il est plus commode de piloter les calculs par la vitesse de déformation. On doit noter que les vitesses de déformation équivalente macroscopiques sont variables. Par exemple, en contraintes planes, $\Sigma_{11} = 0$, $\dot{E}_{eq} = \sqrt{2/3\left(\dot{E}_{11}^2 + \dot{E}_{22}^2 + \dot{E}_{33}^2\right)} \neq \left|\dot{E}_{22}\right|$ et en déformations planes, $\dot{E}_{11} = -0,5\dot{E}_{22}$, $\dot{E}_{eq} = \sqrt{1/2}\left|\dot{E}_{22}\right|$.

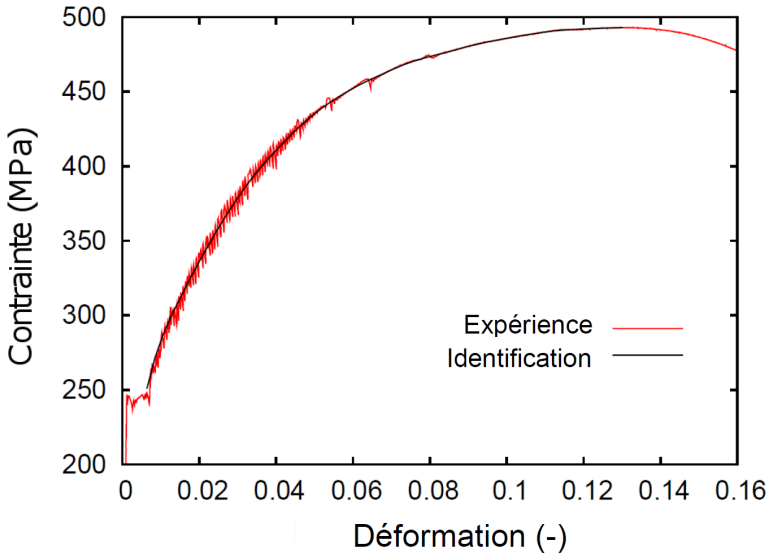


Figure 183 : Identification du modèle élastoplastique par le lissage de la courbe expérimentale obtenue sur l'éprouvette lisse cylindrique testée à 200°C et $10^{-4}s^{-1}$.

	fv		Nombre des cavités				Chargement		Modèle	
C. P.	1 %	5 %	1	4	16		E_{11} = -0,5 E_{22}	Périodique	KEMC	EP
			-	R. R.	R. R.	R. A.				
D. P.	1 %	5 %	1	4	16		E_{11} = -0,5 E_{22}	Périodique	KEMC	EP
			-	R. R.	R. R.	R. A.				

Tableau 11 : Calculs micromécaniques réalisés à 200°C.

* fv : fraction volumique initiale.
* R. R. : répartition régulière.
* R. A. : répartition aléatoire.
* C. P. : contraintes planes.

* D. P. : déformations planes.
* EP : modèle élastoplastique.

Pour tous les calculs, deux lois de comportement ont été utilisées : le modèle KEMC et un modèle élasto-plastique afin de mettre en évidence l'influence de l'effet de PLC (sensibilité négative des contraintes à la vitesse de déformation) sur le comportement du matériau, plus particulièrement la croissance des cavités. Par la suite, seuls les calculs réalisés en déformations planes seront présentés. Par ailleurs, les calculs réalisés sur les cellules avec 5% de fraction volumique de cavité et sur celles qui contiennent 4 cavités ne seront pas montrés non plus dans cette étude.

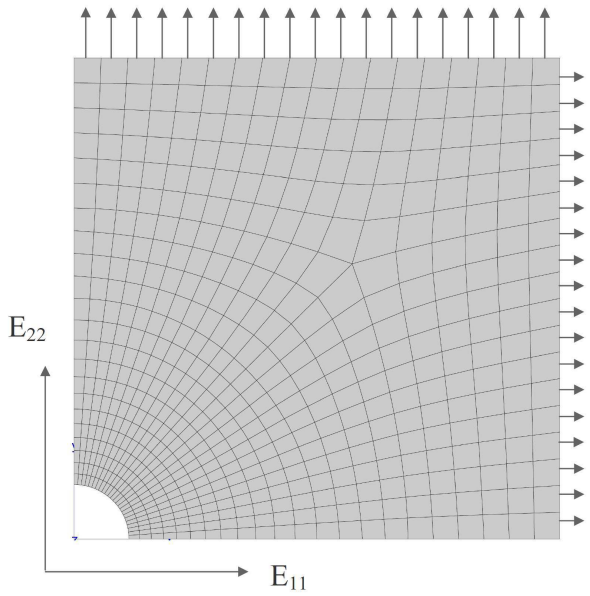


Figure 184 : Maillage et conditions aux limites d'un volume élémentaire contenant une seule cavité avec une fraction volumique de cavité de 1%.

9.2 Calculs micromécaniques à une seule cavité

Dans cette partie, 4 calculs ont été réalisés en déformations planes sur une cellule contenant une seule cavité d'une fraction volumique de 1%. La Figure 184 représente le maillage et les conditions aux limites de la cellule étudiée : sur le bord à gauche et celui en bas, des conditions de symétrie ont été utilisées ; Sur le bord en haut et celui à droite, les deux types de conditions aux limites présentées dans la première partie ont été appliqués. Les éléments finis quadrangles à intégration réduite avec 8 nœuds (C2D8R) ont été utilisés.

Les courbes contrainte macroscopique/déformation macroscopique des calculs, dont les conditions aux limites sont $E_{11} = -0{,}5E_{22}$, sont présentées sur la Figure 185. Les contraintes et déformations macroscopiques pour les courbes présentées par la suite pour tous les calculs sont les composantes conventionnelles. Les contraintes macroscopiques et déformations macroscopiques sont calculées de la manière suivante :

$$\Sigma_{ii} = \frac{1}{S_0}\int_{S_i} F_i ds \qquad (8\text{-}1)$$

Σ_{ii} : contraintes macroscopiques conventionnelles principales.

S_i : surfaces courantes correspondantes.

F_i : forces de réactions des surfaces correspondantes.

S_0 : surfaces initiales correspondantes.

$E_{ii} = \Delta l_i / l_0$

E_{ii} : déformations macroscopiques conventionnelles principales.

On remarque que la contrainte augmente rapidement, atteint le niveau maximal et puis descend doucement. La courbe simulée avec le modèle KEMC présente des décrochements de PLC et elle s'adoucit plus vite que la courbe élastoplastique : le phénomène de PLC a un effet adoucissant sur le comportement macroscopique de la cellule par rapport au modèle élastoplastique. Cet effet adoucissant pourrait être expliqué par la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation plastique. En effet, les isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente montrent que le champ de vitesse de déformation plastique équivalente se trouve autour de $10^{-3}s^{-1}$ (entre $10^{-4}s^{-1}$ et $10^{-2}s^{-1}$) qui est dans la zone de la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation plastique (Figure 186).

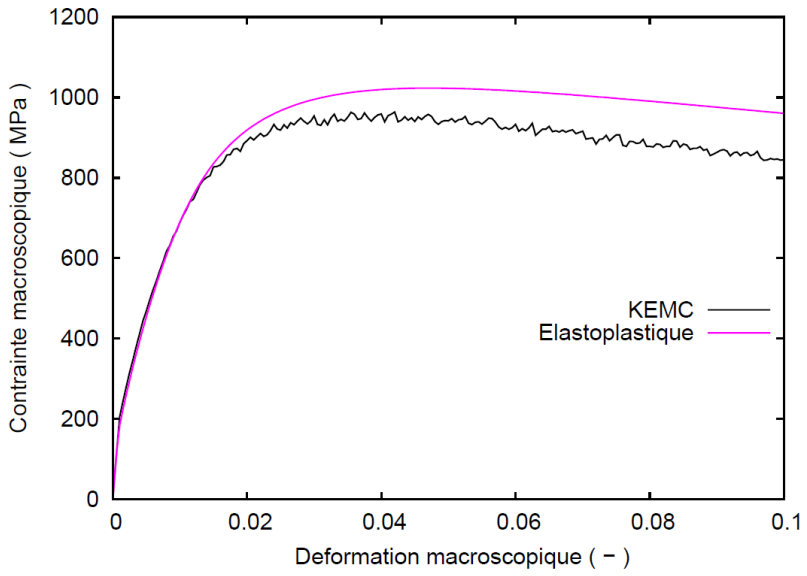


Figure 185 : Courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique sur la cellule élémentaire contenant une seule cavité avec une fraction volumique de 1% de la cavité.

La Figure 187 illustre les isovaleurs de vitesse de déformation plastique équivalente pour différents niveaux de déformation macroscopique. Cette série de cartes décrit le développement des bandes de PLC et la croissance de la cavité. On constate que des bandes de PLC se développent autour de la cavité, notamment au niveau du ligament (le bord en bas), et traversent toute la matrice. Ces bandes ont été déjà mises en évidence par Graff (2004 thèse) sur un volume élémentaire contenant des particules dures. Au début de la plasticité, la cavité

croît d'une manière homogène. Jusqu'à 2% de déformation macroscopique, la cavité reste circulaire. Cependant, à partir de 3% de déformation macroscopique, la croissance de la cavité s'accélère dans le sens radial du côté du ligament. Sur la courbe macroscopique (Figure 185), ce niveau de déformation macroscopique correspond au moment où la charge atteint la limite (la contrainte maximale) et commence à s'abaisser. Cela a été également constaté par Faleskog et Fong Shih (1997) qui ont réalisé des calculs micromécaniques avec un modèle élastoplastique. En revanche, on remarque qu'avec le modèle élastoplastique, la charge limite arrive plus tard (environ 5% de déformation macroscopique) qu'avec le modèle KEMC. A partir de 4% de déformation macroscopique, la cavité commence à croître de plus en plus rapidement dans le sens radial du ligament.

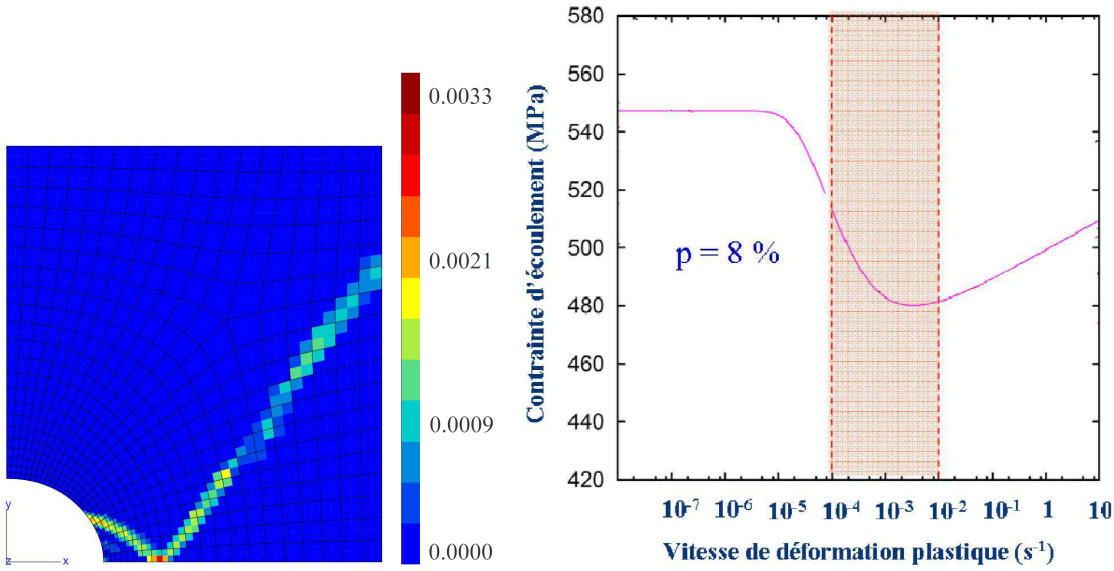


Figure 186 : Isovaleurs de vitesse de déformation plastique équivalente à 8% de déformation macroscopique et courbe de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation à 8% de déformation plastique.

Sur la Figure 188, on compare les courbes macroscopiques pour les deux types de conditions aux limites : traction et chargement biaxial.

Les courbes montrent que les conditions de déformation ont une influence importante sur la croissance de la cavité à la fois pour le modèle KEMC et le modèle EP : l'augmentation du taux de biaxialté des déformations entraîne une croissance plus rapide de la cavité. En effet, en traction, jusqu'à 10% de déformation macroscopique, les courbes relatives à la traction n'ont toujours pas atteint la charge limite.

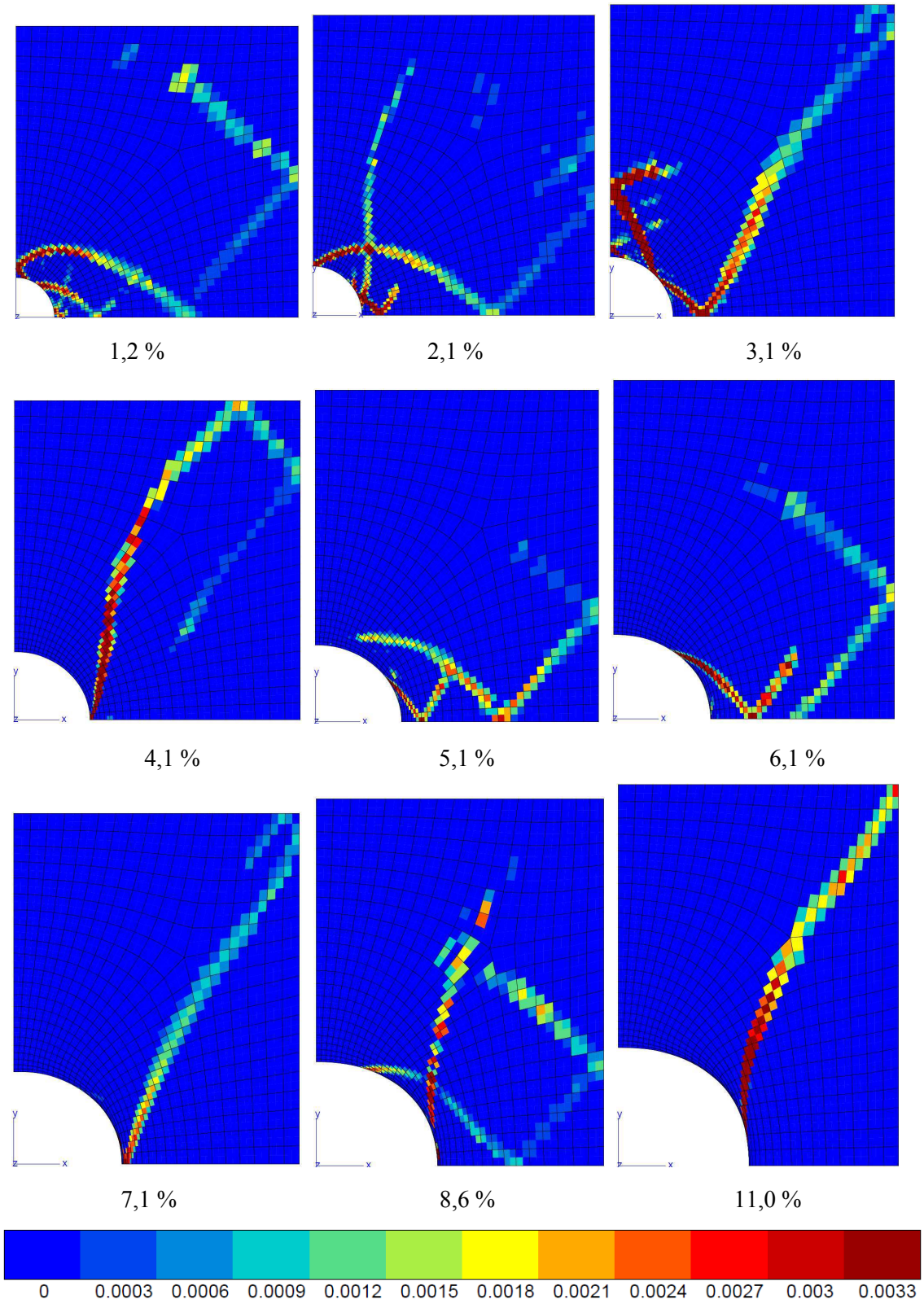


Figure 187 : Isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente de la cellule élémentaire contenant une seule cavité avec une fraction volumique de 1% de la cavité en déformations planes avec le chargement biaxial.

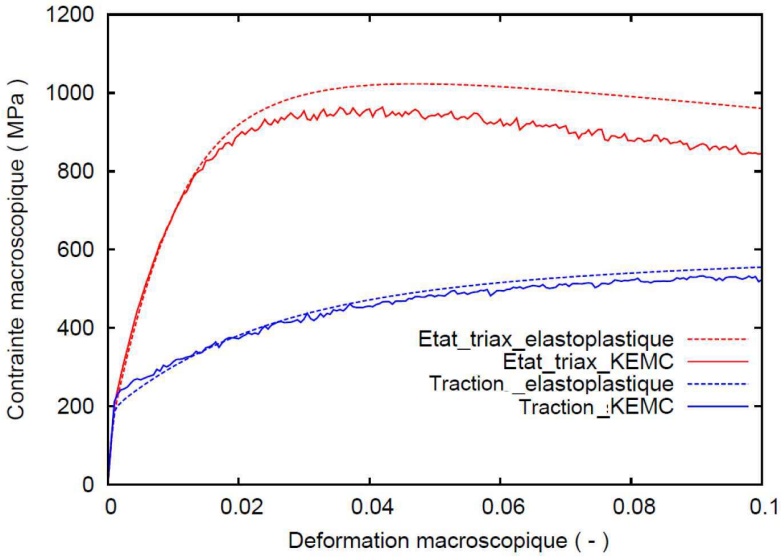


Figure 188 : Courbes macroscopiques pour les deux types de conditions aux limites (traction et chargement biaxial) avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique sur la cellule élémentaire contenant une seule cavité avec une fraction volumique de 1% de la cavité.

9.3 Calculs micromécaniques à 16 cavités

Dans la partie précédente, on a fait une étude sur la croissance d'une seule cavité contenue dans une cellule élémentaire avec deux modèles : le modèle KEMC et le modèle élastoplastique. On a vu que le vieillissement dynamique, plus précisément l'effet de PLC, avait une influence favorable sur la croissance de la cavité : accélération de la croissance. Dans cette partie, on va faire la même étude que dans la partie précédente mais on va utiliser 16 cavités sur la même cellule. Cette étude a pour objectif de mettre en évidence l'influence de l'interaction entre les cavités et de la répartition des cavités sur le comportement macroscopique des cellules et la croissance locale des cavités. Elle est divisée en deux parties. La première partie est consacrée aux calculs sur la cellule contenant 16 cavités à répartition régulière. La deuxième partie est pour le cas des cavités à répartition aléatoire.

a) Répartition régulière des cavités

Le maillage et les conditions aux limites pour la cellule contenant 16 cavités réparties d'une manière régulière dans la matrice sont présentés sur la Figure 189. Chaque cavité a été maillée de la même façon. Un tel maillage homogène peut éviter l'effet de maillage car la taille de maille pourrait avoir une influence sur les localisations et ainsi sur la croissance des cavités. Les conditions aux limites sont du même type que le cas avec une seule cavité. La fraction volumique totale de l'ensemble des cavités est 1%.

La Figure 190 montre les courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KECM et le modèle élastoplastique pour le type de chargement : E_{11} = -0,5 E_{22}. Comme pour le cas avec une seule cavité, les deux courbes montent rapidement à l'entrée dans le domaine de plasticité, atteignent la charge limite et puis descendent. On constate que la courbe du modèle

élastoplastique décroît d'une manière plutôt constante et stable alors que la décroissance de la courbe du modèle KEMC est divisée en deux stades. A environ 7% de déformation macroscopique, la décroissance de la courbe s'accélère.

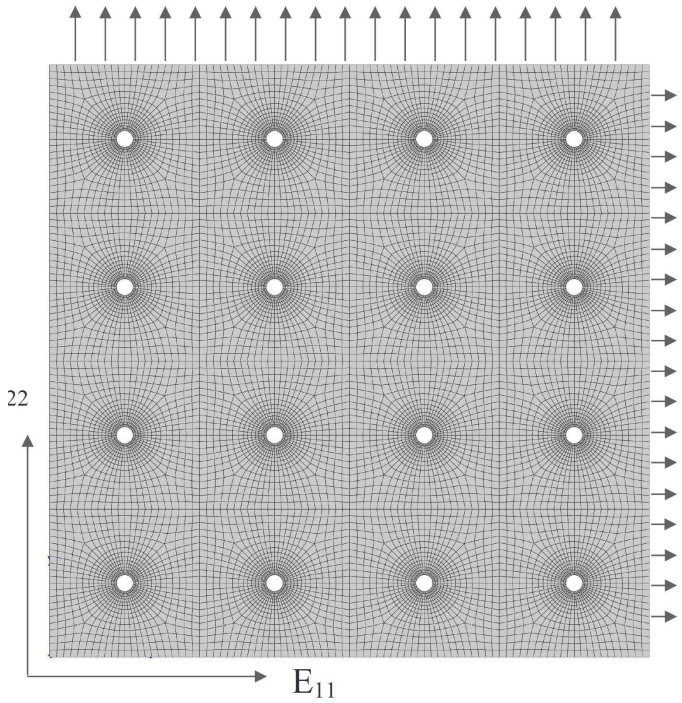


Figure 189 : Maillage et conditions aux limites d'un volume contenant 16 cavités réparties régulièrement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1%.

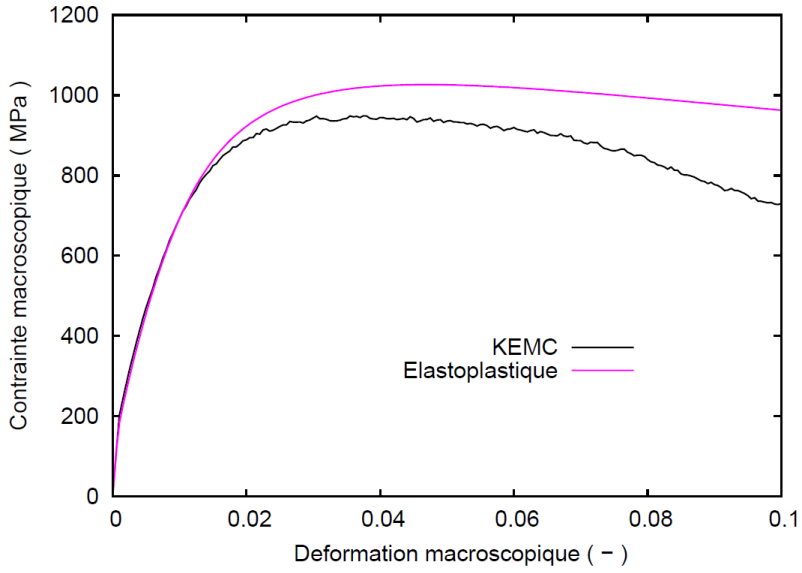
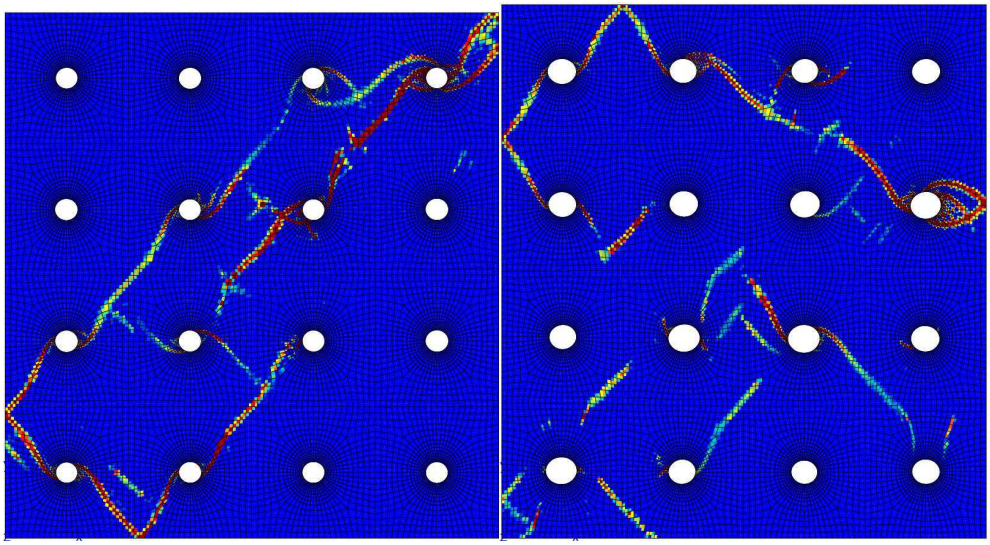


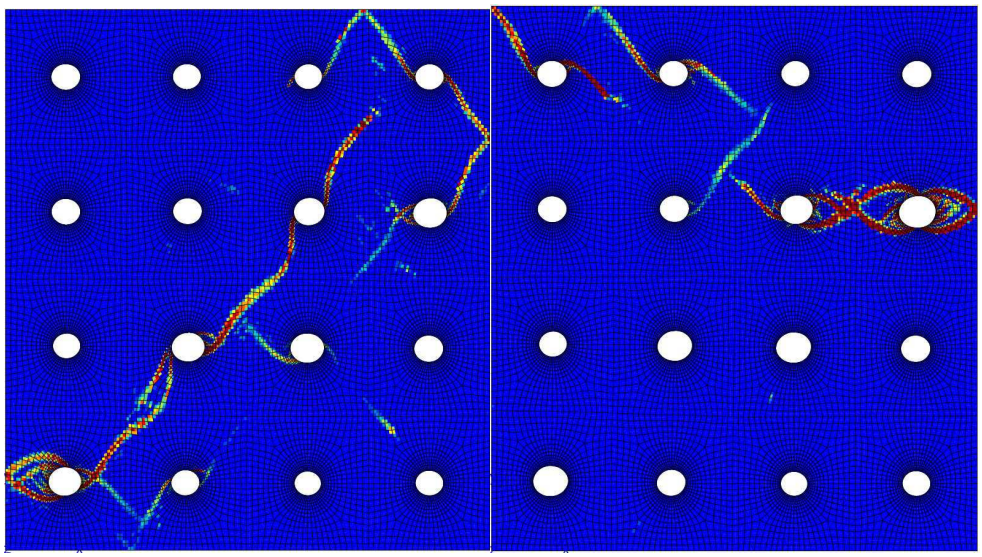
Figure 190 : Courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique de la cellule élémentaire contenant 16 cavités réparties régulièrement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1%.

Une série de cartes des isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente est présentée sur la Figure 191 en vue d'expliquer le changement brutal de la pente de la courbe KEMC. Les cartes illustrent l'évolution de la croissance des cavités avec la déformation macroscopique. Sur chaque carte, on constate des bandes de PLC qui se développent autour des cavités. L'apparition de ces bandes est aléatoire tant en espace qu'en temps. Elles prennent des formes semblables à des tourbillons autour des cavités et ont tendance à se rejoindre.

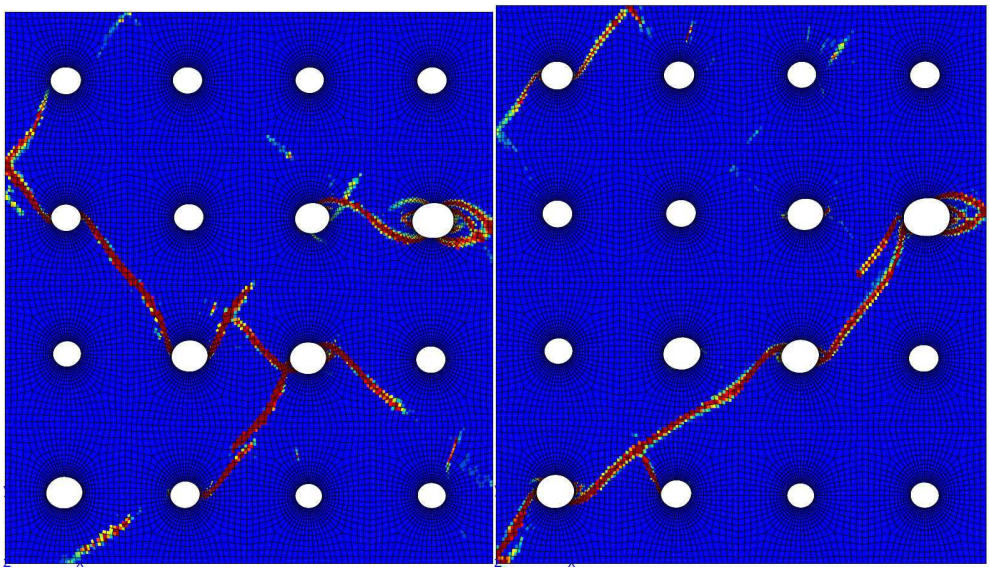
A faible déformation macroscopique (4 %), la croissance des cavités reste homogène : la taille des cavités est identique. A un niveau de déformation macroscopique plus élevé (7 %), les cavités commencent à croître d'une manière hétérogène : certaines cavités qui se trouvent au milieu et aux bords de la cellule sont soumises à une croissance plus rapide que les autres cavités. Plus le niveau de déformation macroscopique est élevé, plus ce phénomène est remarquable. A 10 % de déformation macroscopique, on observe bien que la surface de la cavité au bord à droite est beaucoup plus grande que celle des cavités au bord en bas. Cette hétérogénéité de la croissance des cavités est due à l'effet de bord. Cet effet de bord sera expliqué plus loin. Le changement brutal de la pente de la courbe KEMC est lié à cette hétérogénéité. En effet, on a constaté sur la courbe que le niveau de déformation à l'instant du changement est d'environ 7 % à laquelle la croissance des cavités commence à être perturbée par l'effet de bord. La croissance accélérée liée à cette perturbation a provoqué la chute de la courbe macroscopique.



4 % 7 %



7,5 % 8 %



8,5 % 9 %

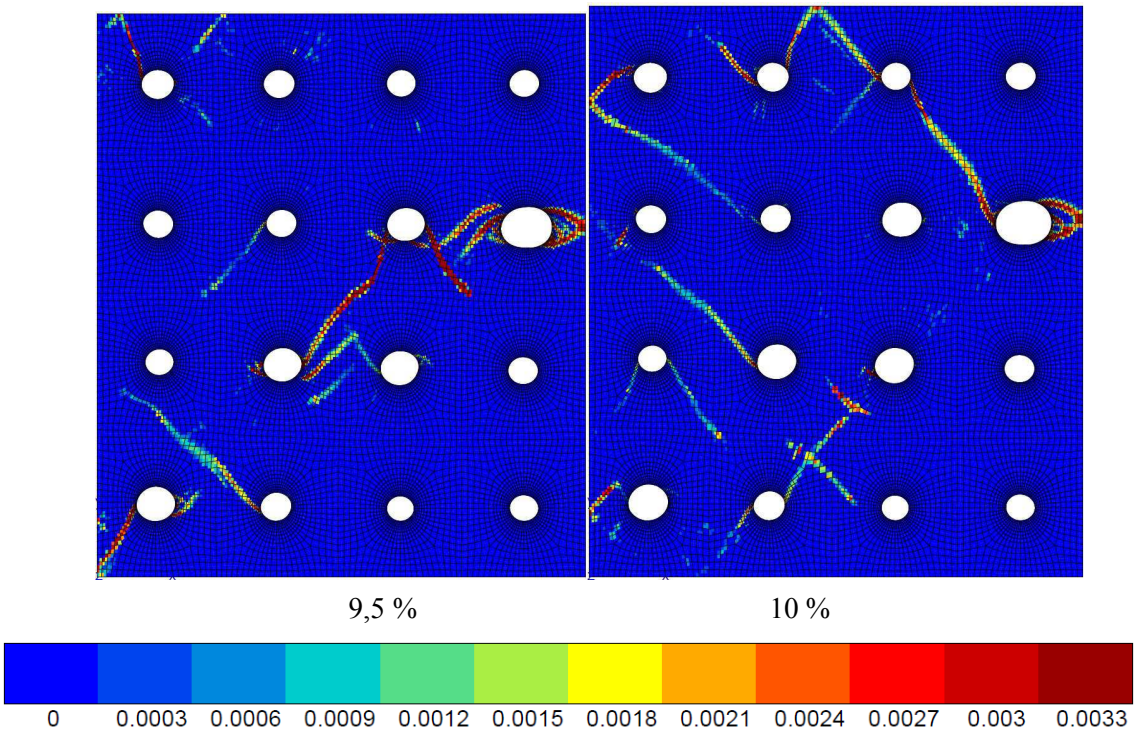


Figure 191 : Isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente du volume contenant 16 cavités réparties régulièrement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1% en déformations planes avec le chargement biaxial.

Les courbes macroscopiques sont comparées à celles obtenues à une seule cavité sur la Figure 192. Pour les deux cas, on constate un effet adoucissant sur le comportement macroscopique dû aux instabilités de PLC. Toutefois, pour le cas à 16 cavités (courbe rouge continue), cet effet d'adoucissement augmente brutalement à environ 7 % de déformation macroscopique par rapport au cas d'une seule cavité. Cela est dû à l'effet de bord car dans le cas de 1 cavité ou de 4 cavités, les cavités ont toutes le même environnement alors que pour 16 cavités, certaines cavités sont au centre, environnées des autres cavités, et ces dernières sont proches du bord. En revanche, en ce qui concerne les calculs avec le modèle EP, on n'a pas constaté cet effet de bord sur le comportement macroscopique des cellules : les deux courbes à 16 cavités et à 1 cavité sont identiques. Il est probable que, pour des déformations supérieures à 10 %, on observe une différence entre ces deux calculs.

La Figure 193 montre les déformées à 10 % de déformation macroscopique pour le cas KEMC et le cas élastoplastique (EP). On observe bien que jusqu'à 10% de déformation macroscopique, la croissance des cavités reste toujours homogène pour le cas EP. On a alors une coalescence précoce entre la plus grande cavité et ses cavités voisines pour le modèle KEMC.

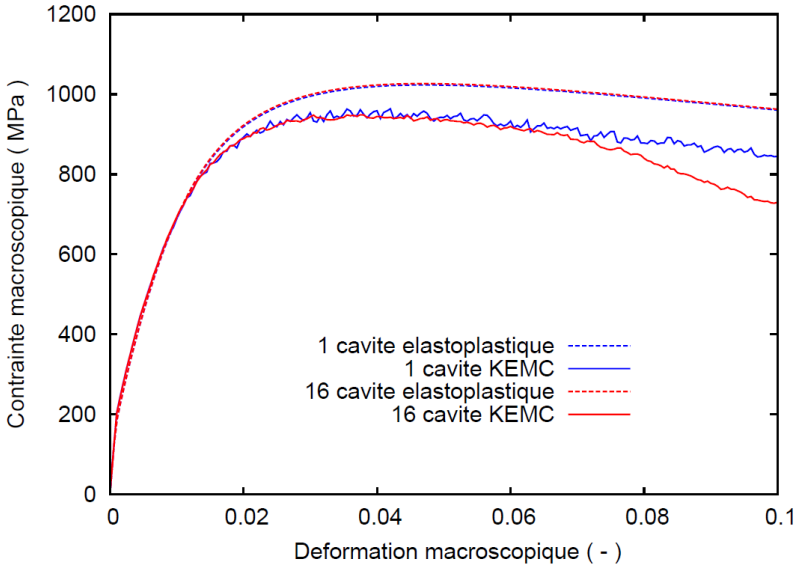
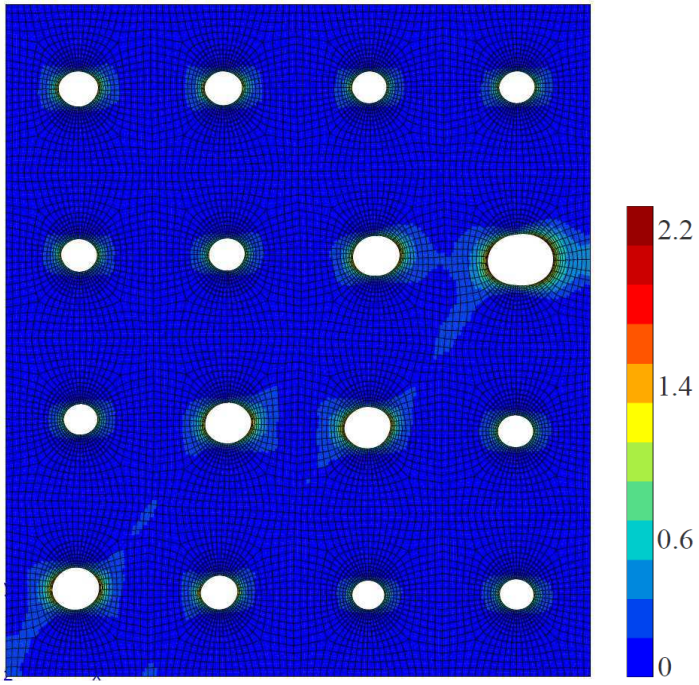
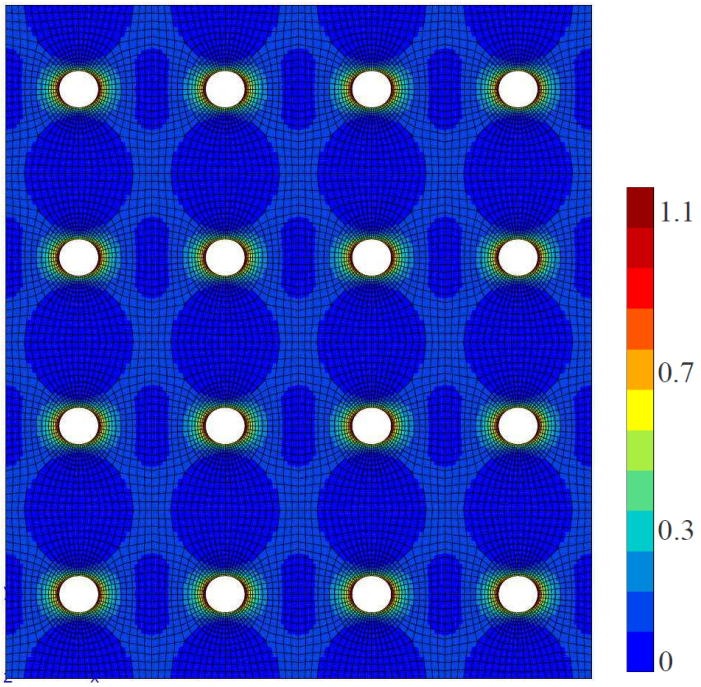


Figure 192 : Courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique de la cellule élémentaire contenant une seule cavité et celle contenant 16 cavités.



(a)



(b)

Figure 193 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée à 10% de la déformation macroscopique E_{22} globale de la cellule élémentaire contenant 16 cavités réparties régulièrement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1% : (a) Modèle KEMC ; (b) Modèle élastoplastique.

b) Répartition aléatoire des cavités

Dans l'étude précédente, on a réalisé des calculs sur une cellule contenant 16 cavités avec une répartition régulière afin de mettre en évidence l'influence de l'interaction entre les cavités sur le comportement macroscopique de la cellule. Dans cette partie, on va faire la même étude mais les cavités sont réparties d'une manière aléatoire. En effet, dans un matériau réel, les inclusions ou les particules secondaires, qui sont sources des cavités par leur décohésion ou rupture fragile, sont répartis aléatoirement dans la matrice. Pour la répartition des cavités, deux tirages aléatoires des positions ont été appliqués. Le comportement macroscopique entre ces deux tirages étant peu différent, seul l'un des deux tirages sera présenté par la suite. Le maillage et les conditions aux limites sont présentés sur la Figure 194. Les conditions aux limites sont identiques à celles de l'étude précédente.

La Figure 195 représente les courbes macroscopiques obtenues en déformations planes avec les deux modèles différents pour le type de chargement E_{11} = -0,5 E_{22}. Globalement, comme dans les deux études précédentes (une seule cavité et 16 cavités à répartition régulière), les deux courbes montent rapidement, arrivent à la charge limite et puis descendent. Par la comparaison des deux courbes, on voit bien que la courbe KEMC décroît plus vite que la courbe élastoplastique.

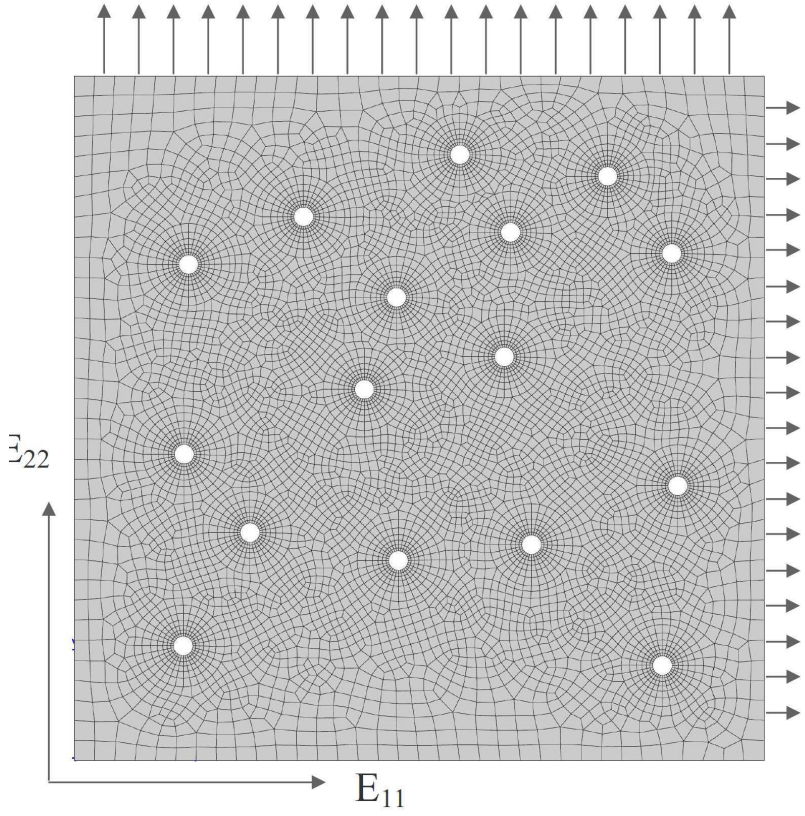


Figure 194 : Maillage et contions aux limites d'un volume contenant 16 cavités réparties aléatoirement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1%.

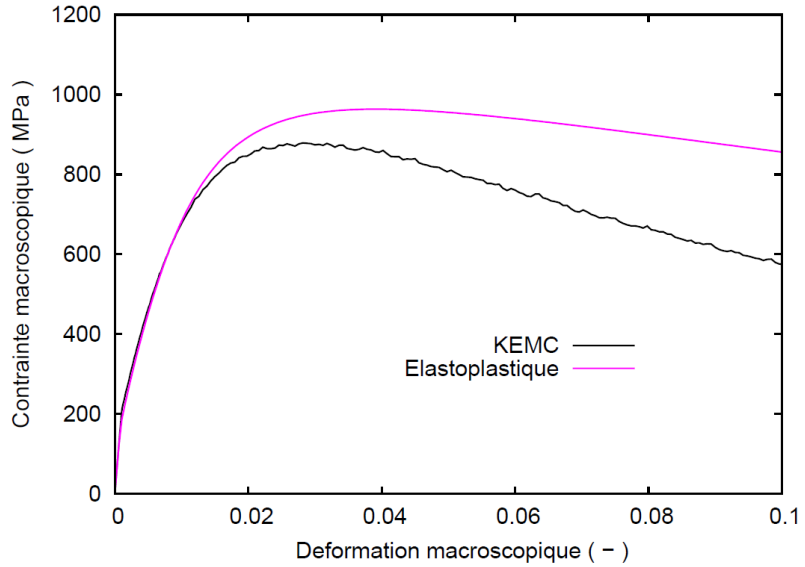
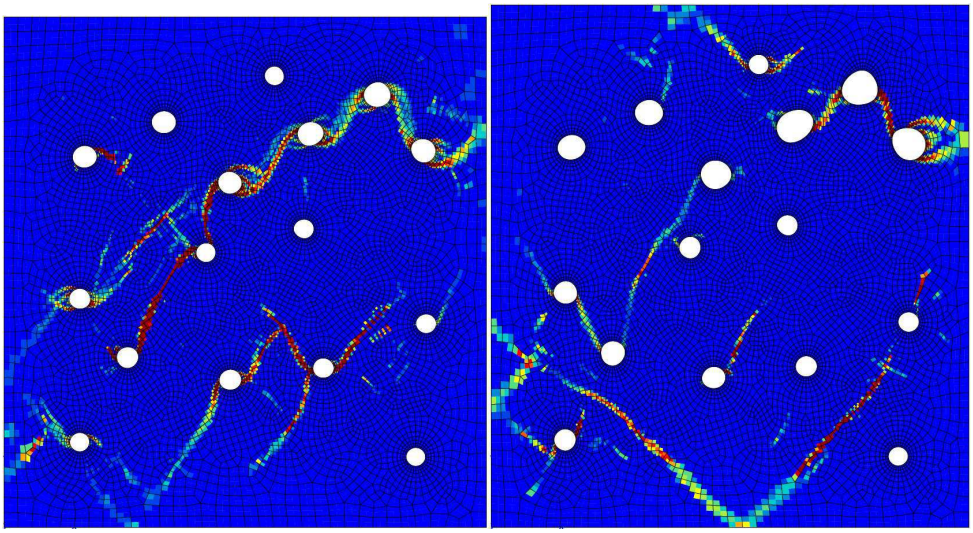
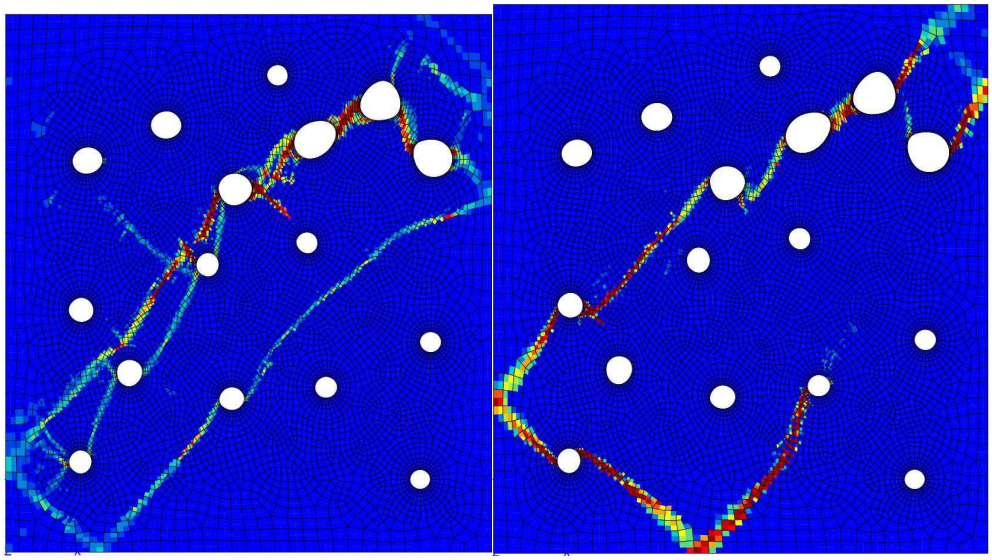


Figure 195 : Courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique du volume contenant 16 cavités réparties aléatoirement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1% en déformations planes avec le chargement biaxial.

Sur la Figure 196, une série de cartes des isovaleurs de la vitesse de déformation plastique équivalente, à différents niveaux de déformation macroscopique, permet d'illustrer la croissance des cavités au cours de chargement. Des bandes de PLC se forment autour des cavités. Ces bandes présentent les caractéristiques identiques à celles observées dans l'étude précédente. Certaines bandes ont tendance à relier les 4 cavités les plus grosses, notamment pour un niveau de déformation élevé (9,5 % par exemple). A faible déformation macroscopique (4 %), la croissance des cavités est relativement homogène. Avec un niveau de déformation plus élevé (6 %), on observe une accélération de la croissance de certaines cavités, notamment les 4 cavités qui se trouvent en haut à droite de la cellule. Ces 4 cavités grossissent beaucoup plus vite que les autres cavités. Elles tendent à coalescer et créer ainsi une microfissure. En revanche, on constate également que les autres cavités sont soumises à une croissance faible : la surface de ces cavités n'a quasiment pas varié tout au long du chargement. La croissance de ces cavités est écrantée par la croissance des autres cavités : la déformation est localisée dans la zone en haut à droite.



4 % 6 %



7 % 7,5 %

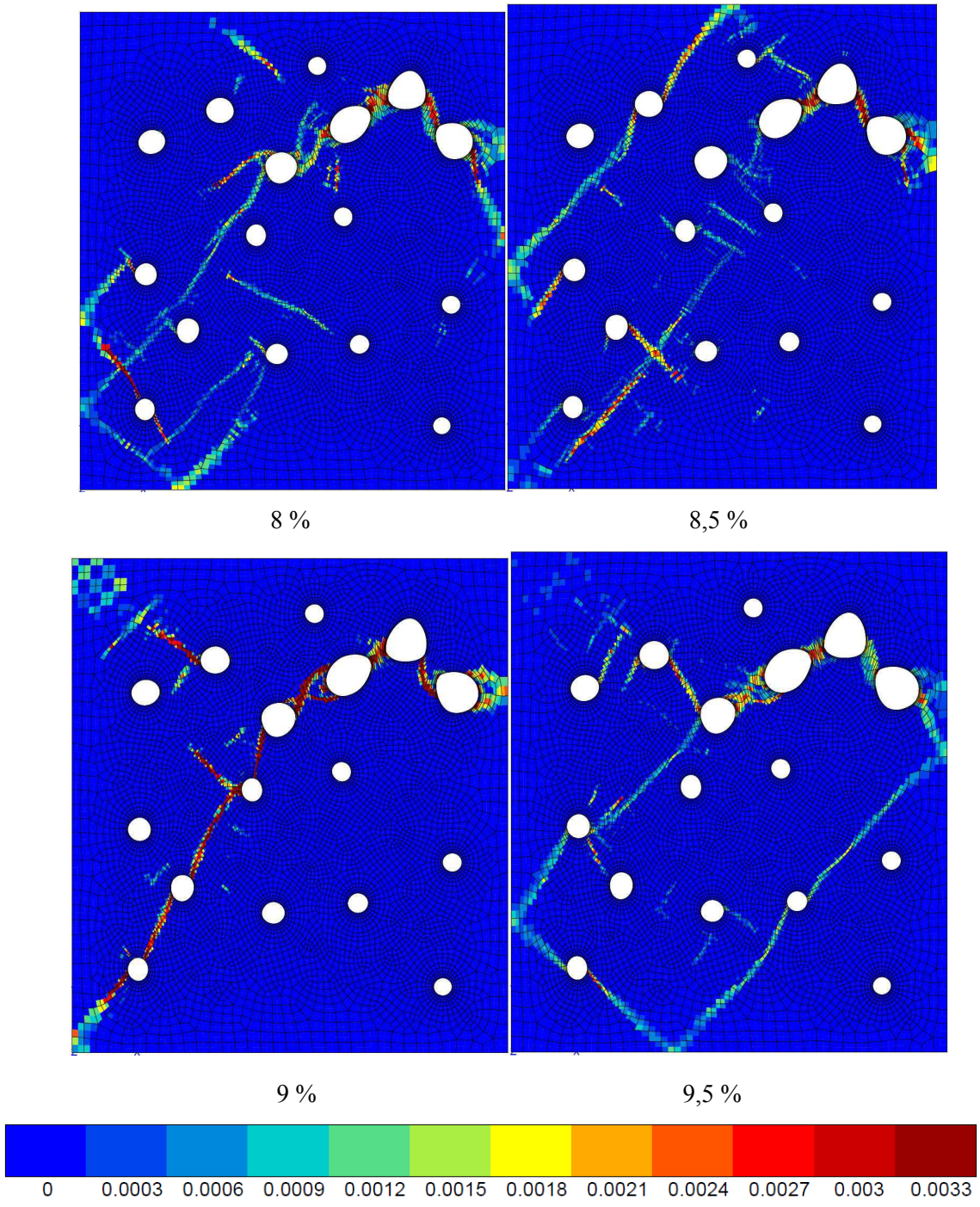


Figure 196 : Isovaleurs à différents niveaux de E_{22} de la vitesse de déformation plastique équivalente de la cellule élémentaire contenant 16 cavités réparties aléatoirement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1% en déformations planes avec le chargement biaxial.

Sur la Figure 197, les courbes de l'étude actuelle sont comparées à celles obtenues pour le cas d'une répartition régulière des cavités. On constate que les courbes obtenues dans le cas de la répartition aléatoire décroissent plus vite que celles du cas à répartition régulière. Donc, la répartition des cavités a une influence importante sur le comportement macroscopique de la

cellule : elle a un effet d'adoucissement sur la courbe macroscopique. Ce résultat est connu : la localisation de l'endommagement par croissance de cavités est sensible à la fraction volumique locale des cavités. Cependant, en présence de l'effet de PLC (modèle KEMC), cet adoucissement lié à la répartition est plus important qu'en absence de l'effet de PLC. Effectivement, la différence entre les courbes pointillées (modèle élastoplastique) est inférieure aux courbes continues (modèle KEMC). Autrement dit, en présence de l'effet de PLC, l'influence de la répartition sur le comportement macroscopique de la cellule est plus importante qu'en absence de l'effet de PLC. Pour expliquer ce phénomène, il va falloir comparer les cartes des isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée pour l'étude actuelle qui sont montrés sur la Figure 198 : isovaleurs à 10 % de déformation macroscopique pour le modèle KEMC et le modèle élastoplastique.

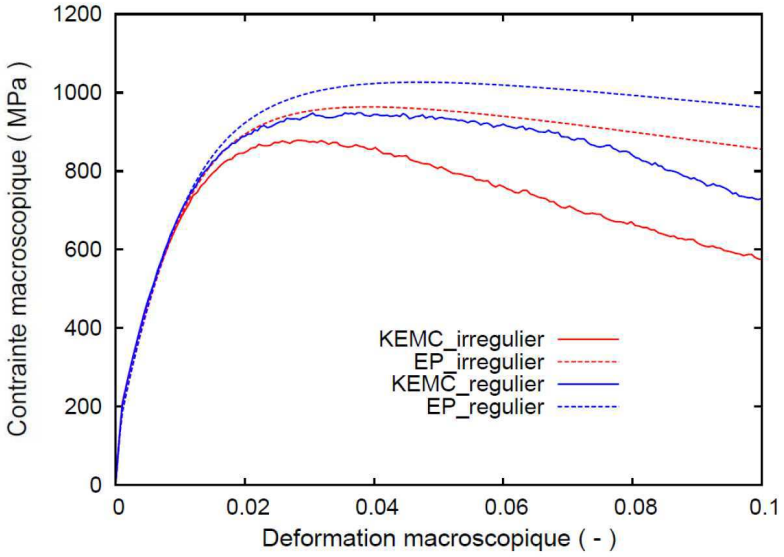
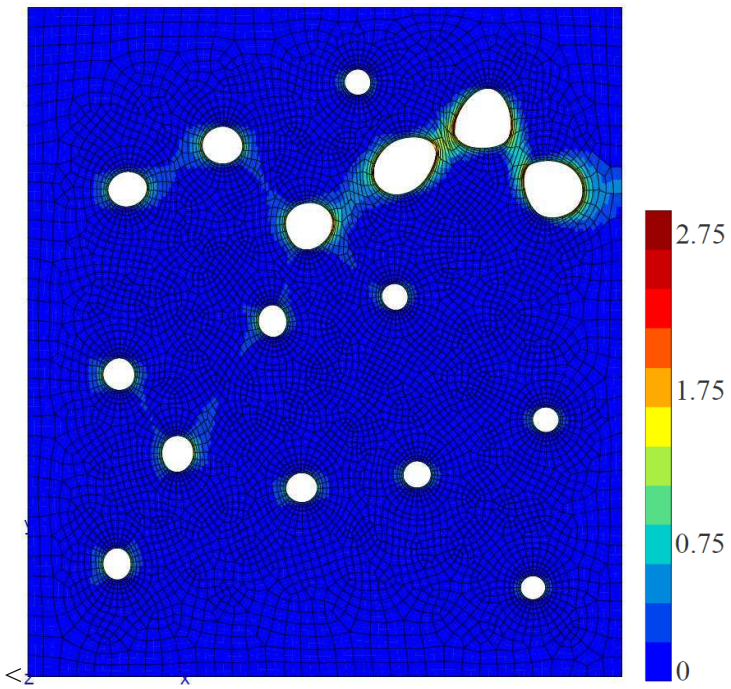
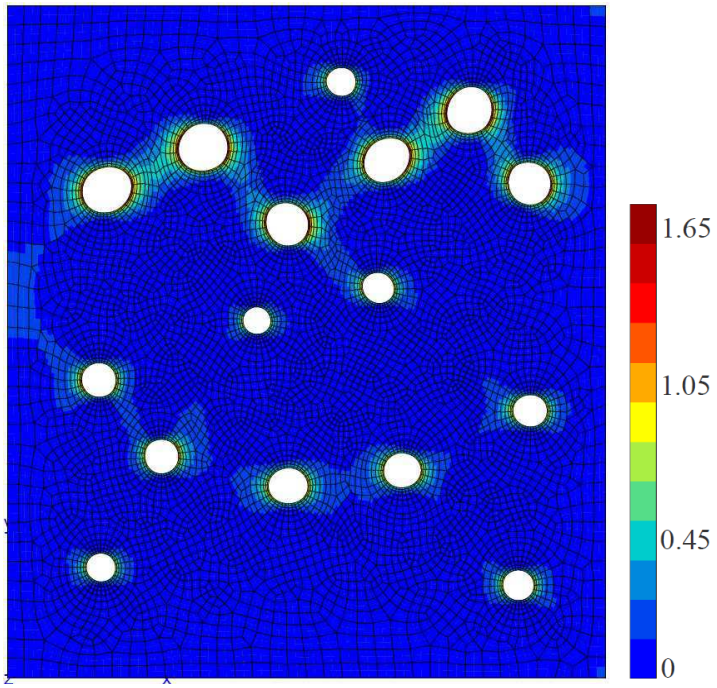


Figure 197 : Courbes macroscopiques obtenues avec le modèle KEMC et le modèle élastoplastique de la cellule élémentaire contenant 16 cavités à répartition aléatoire (courbes rouges) et régulière (courbes bleues).

Sur la Figure 198, on constate pour les deux modèles une croissance localisée de certaines cavités qui sont soumises à une déformation plastique très élevée qui peut atteindre jusqu'à environ 275 % pour le modèle KEMC et 175 % pour le modèle élastoplastique. Cependant, cette croissance localisée est beaucoup plus prononcée pour le cas en présence de l'effet de PLC que pour le cas en absence de l'effet de PLC. Ces trois cavités sont sur le point de former une microfissure par leur coalescence alors qu'en absence de l'effet de PLC, la coalescence des cavités correspondantes est encore loin. Ainsi, on peut croire que l'effet de PLC provoque une accélération de la croissance de certaines cavités locales et entraîne par conséquent la coalescence précoce de ces cavités. Par ailleurs, si les cavités hors de la zone de coalescence sont soumises à une croissance très légère voire nulle pour certaines cavités dans le cas avec le modèle KEMC, on remarque bien qu'avec le modèle élastoplastique, la croissance de ces mêmes cavités est plus élevée.



(a)



(b)

Figure 198 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée à 10% de la déformation macroscopique E_{22} globale de la cellule élémentaire contenant 16 cavités réparties aléatoirement dans la matrice avec une fraction volumique totale de 1% en déformations planes avec le chargement biaxial : (a) Modèle KEMC ; (b) Modèle élastoplastique.

9.4 Influence de l'écrouissage de la loi élastoplastique

Dans les calculs micromécaniques précédents, on a utilisé une loi EP apparente identifiée par le lissage de la courbe expérimentale de traction simple à 200°C et $10^{-4}s^{-1}$. Cependant, l'écrouissage et notamment l'extrapolation de l'écrouissage apparent pourrait avoir une conséquence non négligeable sur les calculs des cellules élémentaires. Ainsi, cette étude se focalise sur la sensibilité des résultats des calculs micromécaniques à l'écrouissage apparent et à l'extrapolation de l'écrouissage.

Cette étude a été réalisée sur 1 cavité, 16 cavités à répartition régulière et 16 cavités à répartition aléatoire à 200°C en déformations planes avec les conditions aux limites et les maillages présentés dans les calculs précédents. Seuls les résultats pour la cellule contenant 16 cavités à répartition aléatoire sont présentés. A part la loi élastoplastique (EP10v4) utilisée précédemment, on a utilisé deux autres lois élastoplastiques. La Figure 199 représente les courbes locales obtenues sur un élément de volume avec les lois EP apparentes et la courbe expérimentale rationnelle. La courbe expérimentale a été obtenue par lissage à travers les décrochements de PLC jusqu'à la striction. On constate que les contraintes d'écoulement des lois EP1 et EP2 sont plus faibles par rapport à celui de la loi EP10v4 jusqu'à 12% de déformation rationnelle correspondant à la striction observée expérimentalement. Par ailleurs, l'écrouissage de la loi EP2 est plus faible que celui de la loi EP1 et EP10v4. Les lois EP1 et EP10v4 présentent le même écrouissage tangent pour les déformations importantes alors que la loi EP2 a un écrouissage plus proche de l'écrouissage apparent mesuré expérimentalement pour les grandes déformations. La Figure 200 montre l'extrapolation des courbes locales obtenues sur un élément de volume avec les lois EP apparentes jusqu'à 20% de la déformation rationnelle. On constate que la loi EP2 et la loi EP1 se croisent et le niveau de ces deux courbes s'inverse.

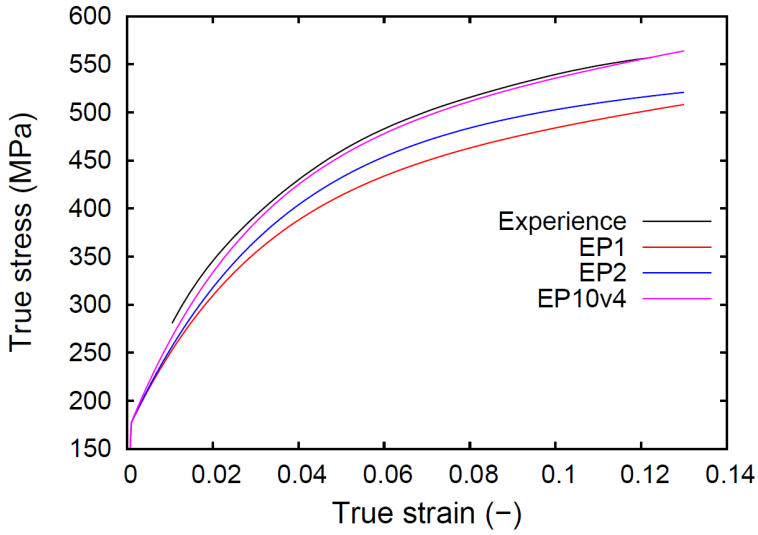


Figure 199 : Courbes locales obtenues sur un élément de volume avec les lois EP pour la matrice de référence et courbe expérimentale rationnelle jusqu'à la striction.

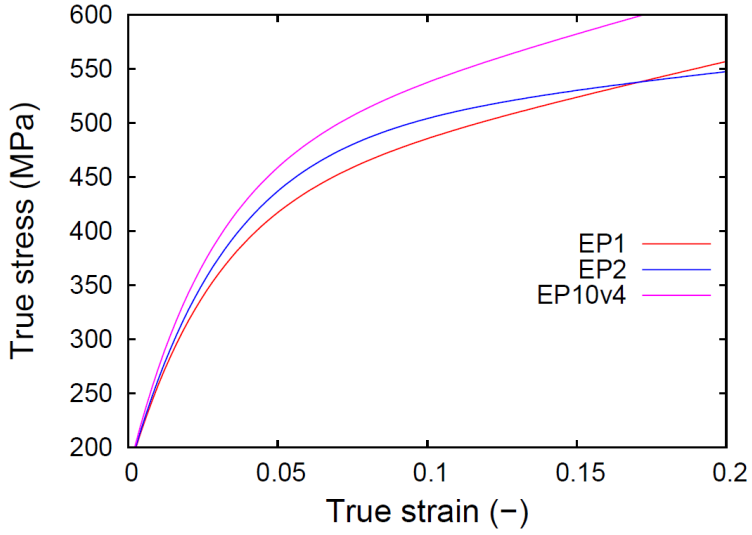


Figure 200 : Extrapolation des courbes locales obtenues sur un élément de volume avec les lois EP pour la matrice de référence.

La Figure 201 représente les courbes macroscopiques sur la cellule élémentaire contenant 16 cavités aléatoires avec les lois EP apparentes et le modèle KEMC. On constate que la courbe obtenue avec la loi EP10v4 est bien supérieure aux deux autres courbes obtenues avec la loi EP1 et la loi EP2. Malgré le niveau inférieur que la courbe EP10v4, la courbe EP1 suit la même allure que la courbe EP10v4. Cependant, par la comparaison de la courbe EP2 et la courbe EP1, on remarque que la courbe EP2 croît plus vite que la courbe EP1, atteint le niveau maximal et puis décroît beaucoup plus vite que la courbe EP1. Cela est dû à l'extrapolation différente de l'écrouissage de ces deux lois EP. Aussi, l'extrapolation de la loi élastoplastique apparente joue un rôle décisif sur le comportement macroscopique de la cellule élémentaire : plus l'écrouissage aux grandes déformations est faible, plus le comportement macroscopique de la cellule est adoucissant.

La Figure 202 représente les isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée pour les lois EP apparentes et le modèle KEMC. En comparant les cartes des isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée pour le modèle EP2, EP10v4 et KEMC, on constate que la croissance des cavités est identique entre le modèle KEMC et le modèle EP2 : on remarque également une coalescence précoce avec le modèle EP2 par rapport au modèle EP10v4. Cela explique l'adoucissement beaucoup plus rapide du comportement macroscopique de la cellule avec le modèle EP2 qu'avec le modèle EP1. Or il est difficile de déterminer correctement l'écrouissage aux grandes déformations alors que la striction apparaît à environ 15% de déformation.

De plus, il va falloir introduire la contrainte visqueuse dans le modèle élastoplastique, c'est-à-dire qu'il faut identifier une loi élasto-viscoplastique. En effet, la contrainte visqueuse a tendance à retarder les localisations du matériau tandis que l'effet de PLC provoque une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation, qui va précipiter les localisations. Ce contraste de sensibilité à la vitesse de déformation pourrait permettre de mettre en évidence l'influence de l'effet de PLC sur le comportement macroscopique de la

cellule. Il faudra s'assurer par ailleurs que les extrapolations des courbes d'écrouissage aux grandes déformations sont correctes, car le module tangent pilote également l'apparition de la localisation.

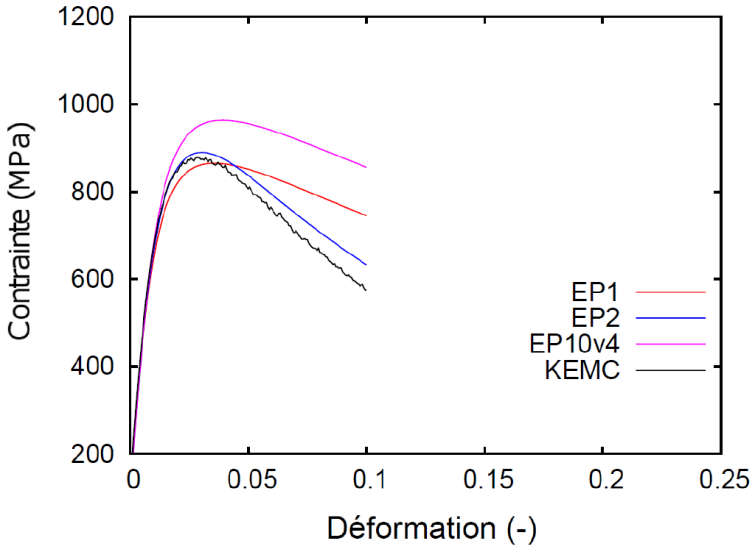
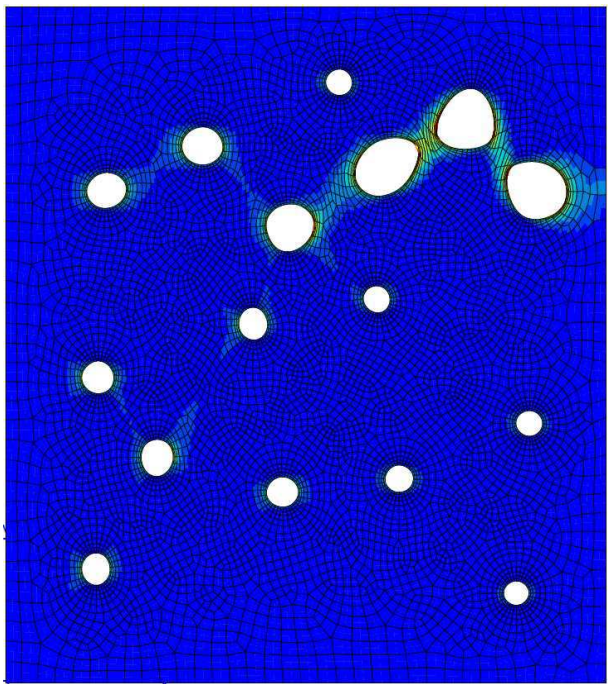
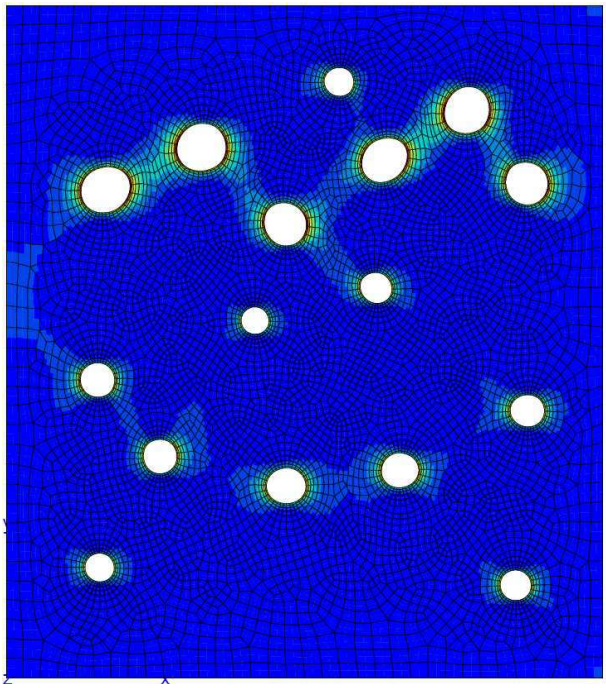


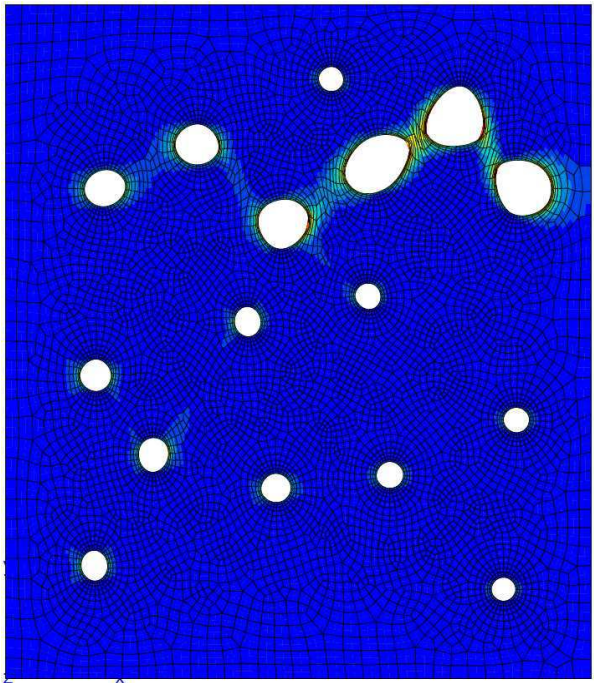
Figure 201 : Courbes macroscopiques sur la cellule élémentaire contenant 16 cavités aléatoires avec les lois EP apparentes et le modèle KEMC.



(a)



(b)



(c)

Figure 202 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée pour les lois EP apparentes et le modèle KEMC : (a) KEMC ; (b) EP10v4 ; (c) EP2.

9.5 Introduction de la viscosité « classique » dans la loi de référence

La contrainte visqueuse est introduite dans le modèle de référence. L'objectif de cette étude est de mettre en évidence l'effet de PLC sur le comportement macroscopique et la croissance et coalescence des cavités toute chose étant égale par ailleurs : l'écrouissage apparent et la viscosité classique. Cette étude est réalisée pour toutes les températures (20-350°C) à la vitesse de déformation de $10^{-4}s^{-1}$.

Les lois de référence élasto-viscoplastiques (EVP) ont été identifiées à partir des courbes RVE obtenues avec le modèle KEMC. La viscosité identifiée du matériau TU48C a été introduite pour définir les lois EVP. L'idée, c'est d'utiliser le modèle KEMC en mettant le paramètre P_1 du modèle KEMC à 0, c'est-à-dire que le surécrouissage lié au vieillissement dynamique est nul. Donc, seuls les paramètres de l'écrouissage isotrope (R_0, H, Q, b) ont été identifiés.

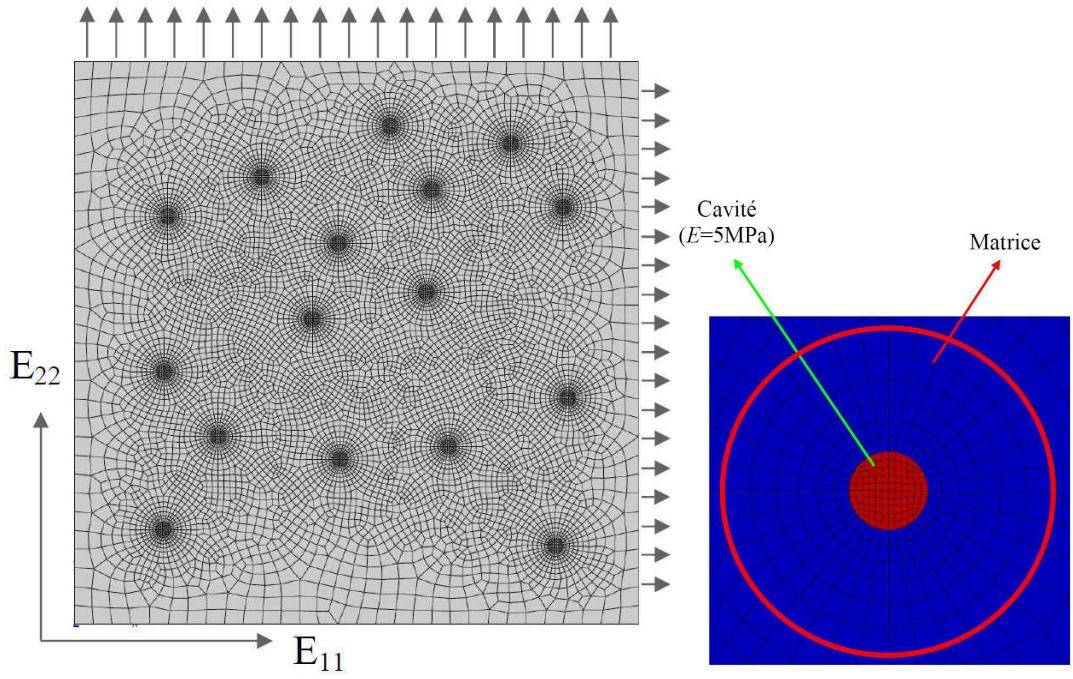


Figure 203 : Maillage et conditions aux limites des calculs micromécaniques sur la cellule élémentaire contenant 16 cavités à répartition aléatoire.

Des calculs micromécaniques ont été réalisés avec les lois EVP sur la cellule élémentaire contenant 16 cavités à répartition aléatoire en déformations planes avec le taux de biaxiatlité des déformations macroscopiques : $\dot{E}_{11} = -0,5\dot{E}_{22}$, $\dot{E}_{22} = 10^{-4}\,s^{-1}$ (Figure 203). Dans les calculs micromécaniques réalisés auparavant, on n'a pas maillé les cavités. Dans cette étude, on a modélisé les cavités par un matériau présentant un module Young (E = 5MPa) beaucoup plus faible que celui de la matrice (E = 198000MPa). Chaque cavité est enrobée par une

couronne de matrice (le matériau inclus entre le cercle rouge et la cavité) de la même surface et maillée de la même façon (Figure 203). Ceci permet de calculer la variation de la fraction volumique locale autour de chaque cavité. Seuls les résultats à 20°C et 200°C sont présentés.

La Figure 204 et la Figure 205 représentent les courbes macroscopiques obtenues sur la cellule élémentaire contenant 16 cavités à répartition aléatoire avec les lois EVP et le modèle KEMC à 20°C et à 200°C. On constate qu'à 20°C, la courbe KEMC est assez proche de la courbe EVP. A 200°C, on remarque un écart important entre la courbe KEMC et la courbe EVP. Cela est dû à l'extrapolation de l'écrouissage. En effet, la loi EVP identifiée par le calcul RVE ne permet pas de correctement représenter la striction en traction simple (liée à l'extrapolation de l'écrouissage).

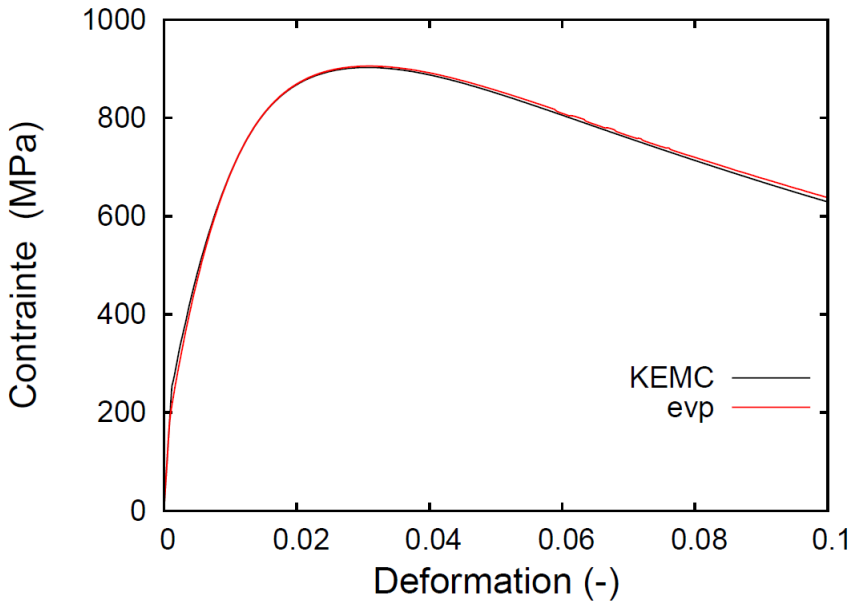


Figure 204 : Courbes macroscopiques obtenues sur la cellule élémentaire contenant 16 cavités à répartition aléatoire avec la loi EVP et le modèle KEMC à 20°C.

La Figure 206 et la Figure 207 représentent les isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée à 10% de la déformation macroscopique (E_{22} = 10%) avec les lois EVP et le modèle KEMC à 20°C et 200°C. Ces résultats montrent que pour les deux températures différentes, la coalescence des cavités se produit pour des chargements peu différents quel que soit le comportement de la matrice.

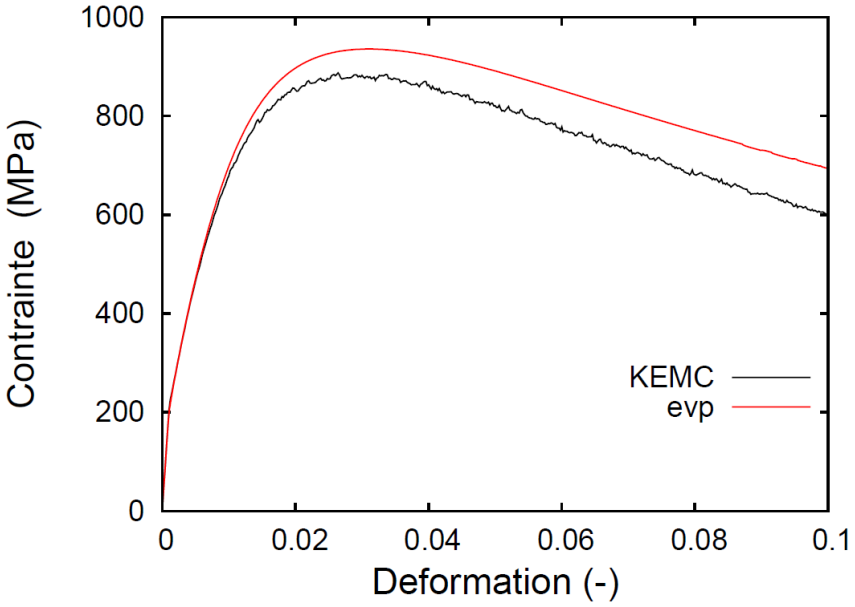
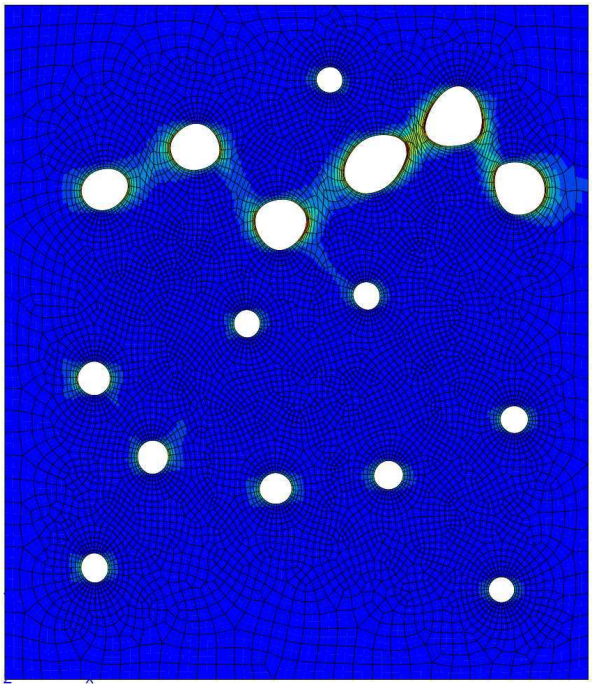
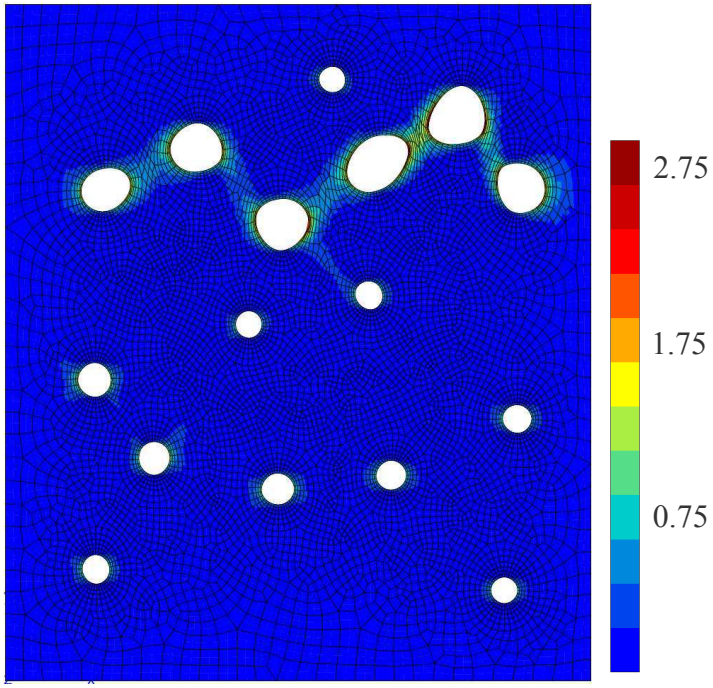


Figure 205 : Courbes macroscopiques obtenues sur la cellule élémentaire contenant 16 cavités à répartition aléatoire avec les lois EVP et le modèle KEMC à 200°C.

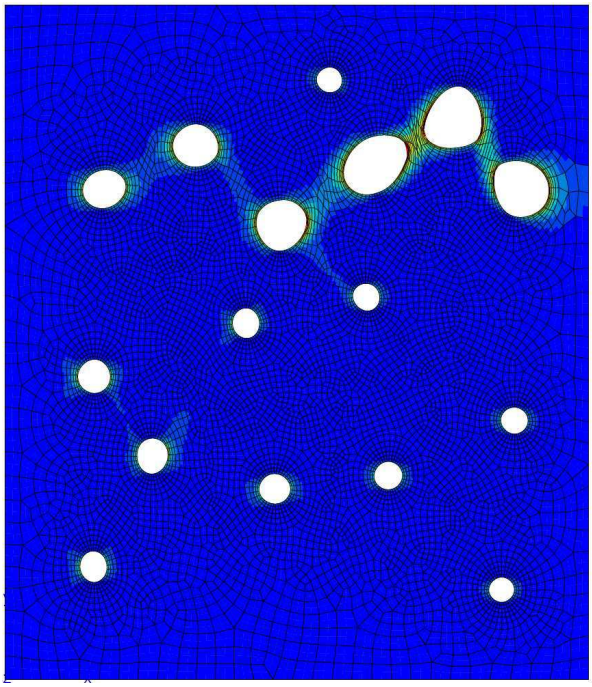


(a)

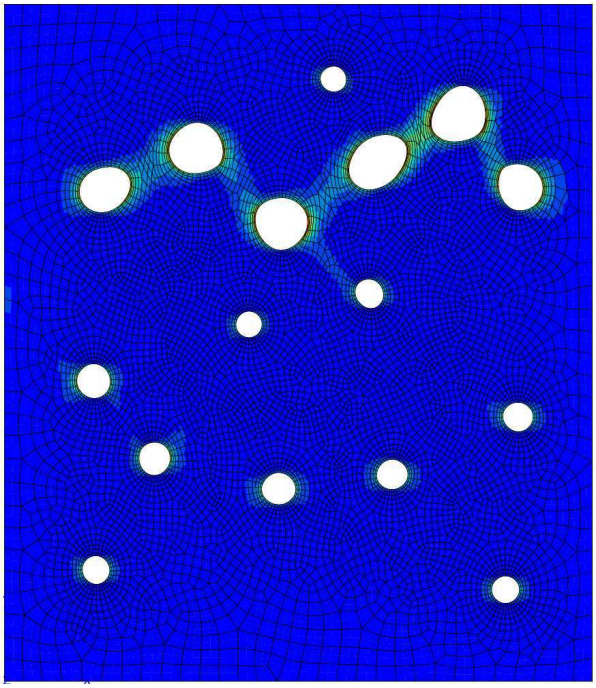


(b)

Figure 206 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée à 10% de la déformation macroscopique (E_{22} = 10%) avec la loi EVP et le modèle KEMC à 20°C : (a) KEMC ; (b) EVP.



(a)



(b)

Figure 207 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée à 10% de la déformation macroscopique (E_{22} = 10%) avec la loi EVP et le modèle KEMC à 200°C : (a) KEMC ; (b) EVP.

Les fractions volumiques globales des cavités calculées, que l'on ne présente pas ici, montrent qu'il y a peu de différence entre les lois EVP et le modèle KEMC. Bien que la fraction volumique globale des cavités soit identique entre les lois EVP et le modèle KEMC, il est intéressant de comparer l'évolution de la fraction volumique locale autour de chaque cavité pour les deux modèles. Cette étude est réalisée à 200°C. La Figure 208 illustre la démarche pour calculer la fraction volumique locale de chaque cavité. Les cavités sont numérotées préalablement. La fraction volumique locale (fv_{locale}) de chaque cavité peut être calculée par l'expression suivante :

$$fv_{locale} = \frac{v_{cavite}}{v_{matrice} + v_{cavite}} \tag{8-2}$$

$v_{matrice}$: volume de la couronne de matrice englobant la cavité.
v_{cavite} : volume de la cavité.

Dans un premier temps, la fraction volumique de chaque cavité par rapport au volume total de la cellule en fonction de la déformation E_{22} est tracée pour les deux modèles (Figure 209). Sur la Figure 209, seuls les résultats des cavités 2, 3, 4, 6, 9, 12 sont représentés. On constate que la cavité 3 croît le plus vite et que la cavité 12 croît le moins vite. Les cavités 2 et 3 tendent à se rejoindre pour former une microfissure. Les oscillations de l'évolution pour le modèle KEMC sont dues à l'effet de PLC. Pour le modèle EVP, on remarque l'évolution

semblable de la fraction volumique par rapport au modèle KEMC : les cavités 2 et 3 tendent à former une microfissure par la coalescence. Cependant, l'écart entre la vitesse de croissance des cavités 2 et 3 et celle de la cavité 12 pour le modèle KEMC est plus important que celui du modèle EVP. On peut penser que la croissance des cavités en présence du vieillissement dynamique (KEMC) est plus hétérogène que pour le cas en absence du vieillissement dynamique (EVP).

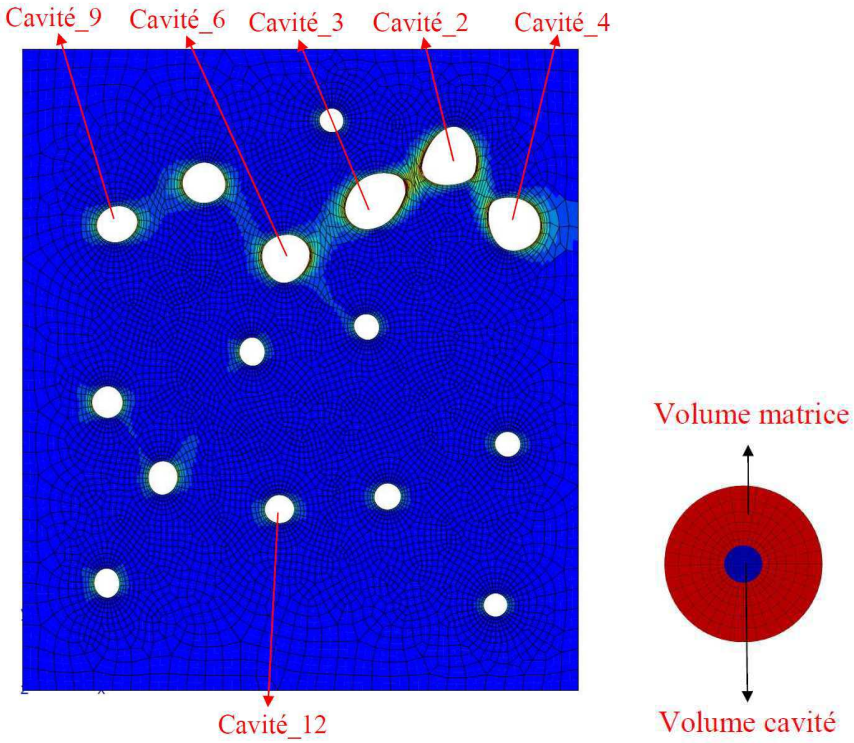
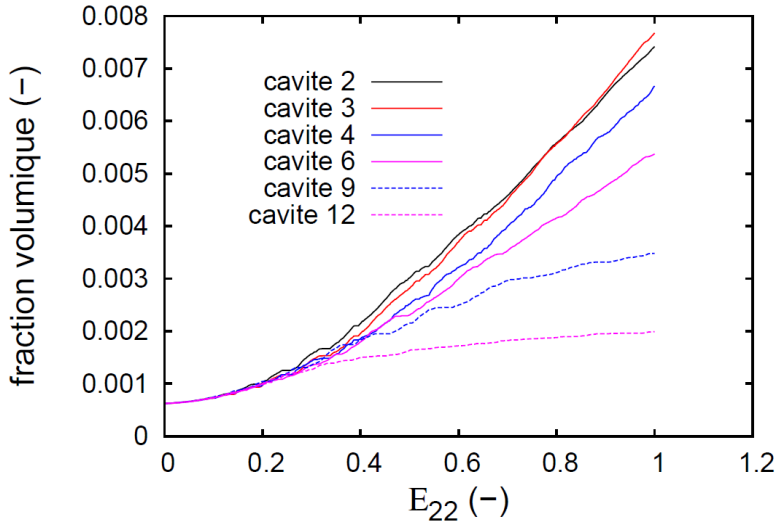
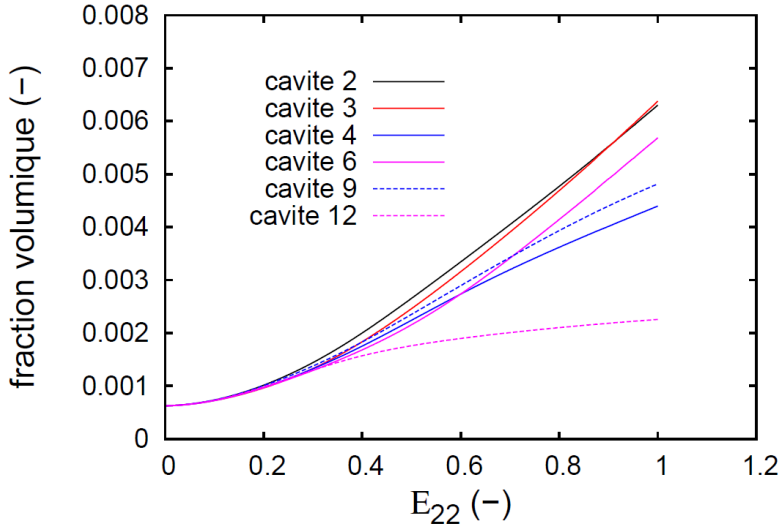


Figure 208 : Isovaleurs de la déformation plastique équivalente cumulée à 10% de la déformation macroscopique (E_{22} = 10%) à 200°C avec le modèle KEMC.

La Figure 210 représente l'évolution de la fraction volumique locale des cavités 2, 3 et 4 en fonction de la déformation E_{22} macroscopique avec le modèle KEMC et le modèle EVP. Dans tous les cas, la croissance des cavités en présence du vieillissement est plus rapide que pour le cas en absence du vieillissement dynamique. Cependant, bien que l'évolution des fractions volumiques locales de certaines cavités présente des différences pour ces deux modèles, on constate peu de différences liées au terme de vieillissement R_a : l'influence de la sensibilité négative des contraintes à la vitesse de déformation est difficile à mettre en évidence. L'extrapolation de l'écrouissage a un effet majeur sur les localisations et l'apparition de la coalescence. Or cette extrapolation est difficile à faire. Dans tous les cas, il n'a pas été possible de réaliser une bonne identification de l'écrouissage aux grandes déformations à toutes les températures avec le modèle KEMC. Le nombre de paramètres étant importants, nous nous sommes concentrés sur la modélisation du comportement avant la striction.



(a)



(b)

Figure 209 : Evolution de la fraction volumique de chaque cavité par rapport au volume total de la cellule en fonction de la déformation macroscopique E_{22} : (a) KEMC ; (b) EVP.

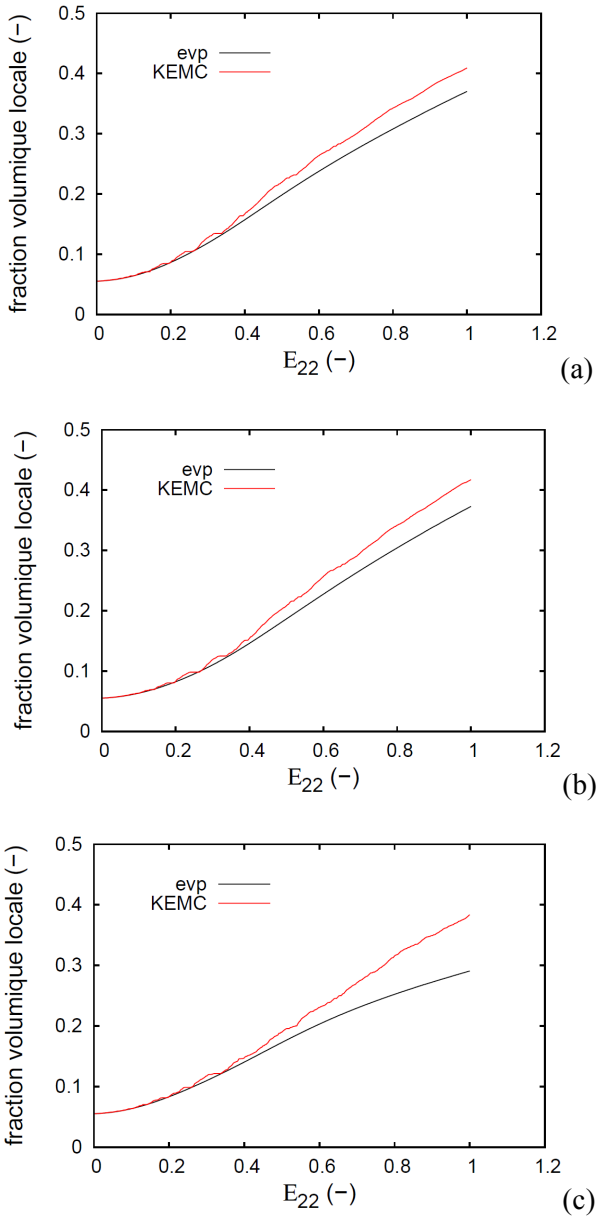


Figure 210 : Evolution de la fraction volumique locale de chaque cavité en fonction de la déformation E_{22} macroscopique avec le modèle KEMC et le modèle EVP : (a) cavité 2 ; (b) cavité 3 ; (c) cavité 4.

9.6 Conclusion

Dans ce chapitre, les calculs micromécaniques ont été réalisés sur les cellules élémentaires contenant différents nombres de cavités avec plusieurs types de modèle de comportement : le modèle de vieillissement qui est le modèle KEMC et deux modèles classiques qui sont le modèle élastoplastique et le modèle élasto-viscoplastique afin de mettre en évidence l'influence de l'effet de PLC sur le comportement macroscopique en présence d'endommagement et la croissance des cavités. Deux types de conditions aux limites ont été appliqués : traction (conditions aux limites périodiques) et taux de biaxialité de déformation

macroscopique imposé. Cette étude micromécanique a pour objectif de justifier l'hypothèse de la dépendance du critère de rupture de Rice et Tracey en température : le vieillissement dynamique modifie les mécanismes de rupture ou modifie leur cinétique.

Dans un premier temps, on a réalisé des calculs micromécaniques avec le modèle KEMC et un modèle EP identifié par lissage sur la courbe expérimentale à 200°C et à $10^{-4}s^{-1}$: on représente l'écrouissage apparent. Les résultats montrent que les localisations de PLC modifient la symétrie du problème lorsqu'elle existe : on a une coalescence précoce dans le cas de 16 cavités réparties régulièrement par rapport au cas à une cavité. Si la matrice suit un modèle EP, réaliser le calcul sur une cavité en prenant en compte toutes les symétries ou sur 16 cavités ne modifie pas le résultat. Nous avons vérifié qu'un arrangement spatial aléatoire conduit à une coalescence précoce par rapport à un arrangement régulier. La différence entre les deux répartitions est encore plus importante lorsque la matrice suit le comportement KEMC.

Dans la deuxième étude, on a mis l'accent sur l'influence de l'extrapolation de l'écrouissage sur la croissance des cavités. Les résultats montrent que c'est un point important. Il faut s'assurer que les extrapolations des courbes d'écrouissage aux grandes déformations sont correctes car le module tangent pilote l'apparition de la coalescence des cavités.

A la fin de ce chapitre, on a identifié une loi EVP en introduisant la viscosité du matériau dans le modèle EP afin d'isoler l'influence du terme R_a sur la croissance et la coalescence des cavités. Les calculs micromécaniques réalisés sur la cellule contenant 16 cavités à répartition aléatoire montrent que, malgré la différence de l'évolution des fractions volumiques locales de certaines cavités entre le modèle KEMC et le modèle EVP, on constate peu de différence sur les mécanismes de rupture liée au terme de vieillissement R_a.

10. Application du modèle de rupture de GTN

Dans les études précédentes, on a utilisé un modèle découplé, le modèle de Rice et Tracey, pour la prédiction de rupture. Dans cette étude, on va utiliser un modèle couplé, le modèle de GTN, pour la prédiction de rupture sur les éprouvettes AE4. Les modèles couplés consistent à introduire l'endommagement dans la loi de comportement. Le modèle couplé le plus ancien est celui proposé par Gurson (1977). Dans un milieu poreux de matrice rigide parfaitement plastique contenant des cavités sphériques, il a proposé un potentiel sous la forme :

$$F = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f\cosh\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - \left(1+f^2\right) \tag{10-1}$$

σ_{eq} : contrainte équivalente de Mises.

f : fraction volumique de cavités.

σ_0 : contrainte d'écoulement de la matrice.

En 1982, Tvergaard (1982) a introduit des paramètres supplémentaires afin de rendre compte l'interaction entre les cavités.

$$F = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2q_1 f\cosh\left(\frac{3q_2}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - \left(1+q_3 f^2\right) \tag{10-2}$$

q_1, q_2, q_3 : paramètres supplémentaires.

Le paramètre q_1 dépend faiblement de la porosité, q_2 est proche de 1 et $q_3 = q_1^2$. Un potentiel dérivé du précédent est celui de Needleman (1984) qui permet de mieux rendre compte de la rupture par coalescence des cavités :

$$F = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_*^2} + 2q_1 f^*\cosh\left(\frac{3q_2}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_*}\right) - \left(1+q_1^2 f^{*2}\right) \tag{10-3}$$

σ_* : contrainte d'écoulement du matériau non-endommagé.

La fraction volumique effective f^* est définie comme :

$$f^* = f \text{ pour } f \le f_c \ ; \tag{10-4}$$

$$f^* = f_c + \frac{f_u^* - f_c}{f_u - f_c}\left(f - f_c\right) \text{ pour } f \ge f_c \ ; \tag{10-5}$$

f_u : porosité pour laquelle le matériau ne présente plus aucune résistance.

f_c : porosité pour laquelle la coalescence devient importante.

La loi d'évolution de la fraction volumique de porosité est donnée par :

$$\dot{f} = \left(1-f\right)Tr\left(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p\right) + \mathrm{A}_n\left(p\right)\dot{p} \tag{10-6}$$

$$f\left(t=0\right) = f_0$$

avec $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ le tenseur des déformations plastiques macroscopiques, p la variable pilotant l'écrouissage de la matrice, A_n une fonction rendant compte de la germination des cavités et f_0 la fraction volumique initiale de cavité. Dans les travaux présentés par la suite, le taux de germination de cavité est donné par :

$$A_n(p) = \frac{f_n}{s_n\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{p-\varepsilon_n}{s_n}\right)^2\right] \tag{10-7}$$

Il dépend de 3 paramètres dont les valeurs sont ici : f_n=0.06 (25% de la fraction volumique de cémentite), ε_n=0.3 et s_n=0.1. ce sont des valeurs issues de la littérature et utilisées dans la thèse de Rossoll (1998).

Le modèle GTN inclut l'influence de la loi d'écoulement de la matrice sur la vitesse de croissance des cavités. En effet, on peut exprimer le taux de croissance de cavité (ou l'évolution de la fraction volumique de cavité) en fonction de la contrainte d'écoulement de la matrice.

Les paramètres du modèle ont été pris depuis la littérature car cette étude reste qualitative dans un premier temps. Les paramètres q_1 et q_2 valent respectivement 1,5 et 1,0. Le paramètre f_c est égal à 6% et $\left(f_u^* - f_c\right)/\left(f_u - f_c\right)$, qui représente la pente de la fonction $f^* = f_c + \left[\left(f_u^* - f_c\right)/\left(f_u - f_c\right)\right]\left(f - f_c\right)$, est égal à 4 calculé sur l'acier 16MND5 (Rossoll 1998). La fraction volumique initiale f_0 est prise pour 0,05% calculée selon la fraction volumique des inclusions sulfure (MnS) et des oxydes (Ox) par la composition chimique.

La prédiction de rupture a été réalisée avec les lois EP apparentes identifiées sur les essais de traction simple à $10^{-4}s^{-1}$. La Figure 211 montre la prédiction avec le modèle GTN et les résultats expérimentaux pour les éprouvettes AE4. On constate que le modèle GTN permet de prédire le creux de ductilité autour de 200°C. Cependant, l'amplitude du creux de ductilité prédite reste insuffisante vis-à-vis des résultats expérimentaux. Par ailleurs, les résultats expérimentaux indiquent que le creux de ductilité est plutôt aux alentours de 250°C sur les éprouvettes entaillées. Le creux de ténacité est plus large encore (150-250°C). En comparant la prédiction avec le modèle de GTN et celle obtenue avec le nouveau modèle de croissance de cavité, on remarque que ces deux modèles donnent les résultats proches les uns des autres. En effet, les deux modèles permettent de prendre en compte la dépendance de la vitesse de croissance à l'écrouissage.

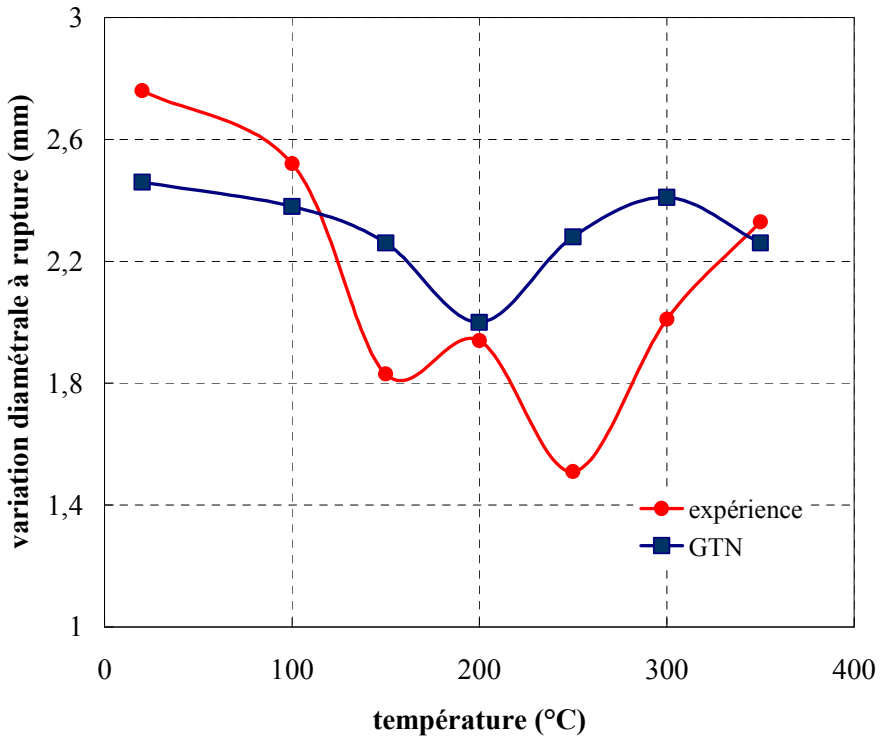


Figure 211 : Prédiction de la rupture des éprouvettes AE4 avec le modèle GTN pour toutes les températures étudiées.

11. Mesure de champs de température

Cette étude a été réalisée par W.W. DU (Paris X) sous la direction de N. Ranc (LIM ENSAM) et D. Wagner (Paris X).

Deux essais de traction simple ont été réalisés sur des éprouvettes plates d'une taille de 36 mm x 6 mm x 1,5 mm de l'acier TU48C (Figure 212) autour de 200°C à la vitesse de déformation de $0.001s^{-1}$ et de $0.01s^{-1}$. Durant les essais, une caméra infrarouge a été utilisée pour la mesure de la température avec un four à induction pour le chauffage des éprouvettes. La caméra infrarouge possède un capteur composé d'une matrice de 320x256 éléments. Ces détecteurs quantiques reçoivent les photons émis par le corps mesuré. Ces photons incidents créent une modification de la barrière de potentiel d'une jonction PN d'un semi-conducteur. Ce type de détecteur a un temps de réponse très court. Le détecteur a une bande spectrale de 2 à 4,8 µm. Le format d'image est de 192 x 50 pixels. La fréquence d'acquisition de la caméra est de 150Hz et le temps d'intégration est de 50µs.

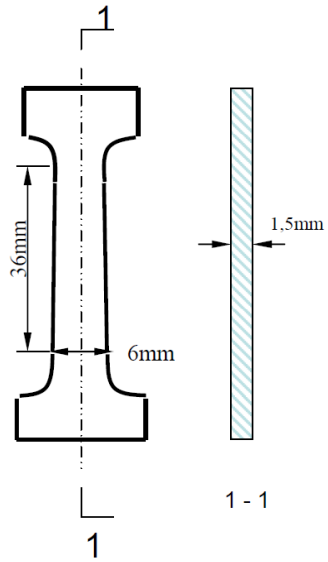


Figure 212 : Plan des éprouvettes plates en acier au carbone-manganèse TU48C.

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique asservie avec une vitesse de traverse constante imposée. La caméra infrarouge a été placée en face de l'éprouvette. La distance entre l'objectif de la caméra et la surface de l'éprouvette est d'environ 9cm. Pour ne pas gêner la mesure de la caméra infrarouge, le four est placé derrière l'éprouvette. La Figure 213 représente le profil de température le long de l'éprouvette testée à la vitesse de déformation de $10^{-2}s^{-1}$ à 8% de la déformation. On constate que seule la zone au centre de l'éprouvette est relativement homogène et maintenue aux alentours de 200°C.

La Figure 214 représente la courbe contrainte/déformation de l'éprouvette testée à la vitesse de déformation de $10^{-2}s^{-1}$ et à 200°C. On observe des décrochements de PLC liés au

vieillissement dynamique. Chaque décrochement correspond à une bande de PLC que l'on peut observer par les thermographies.

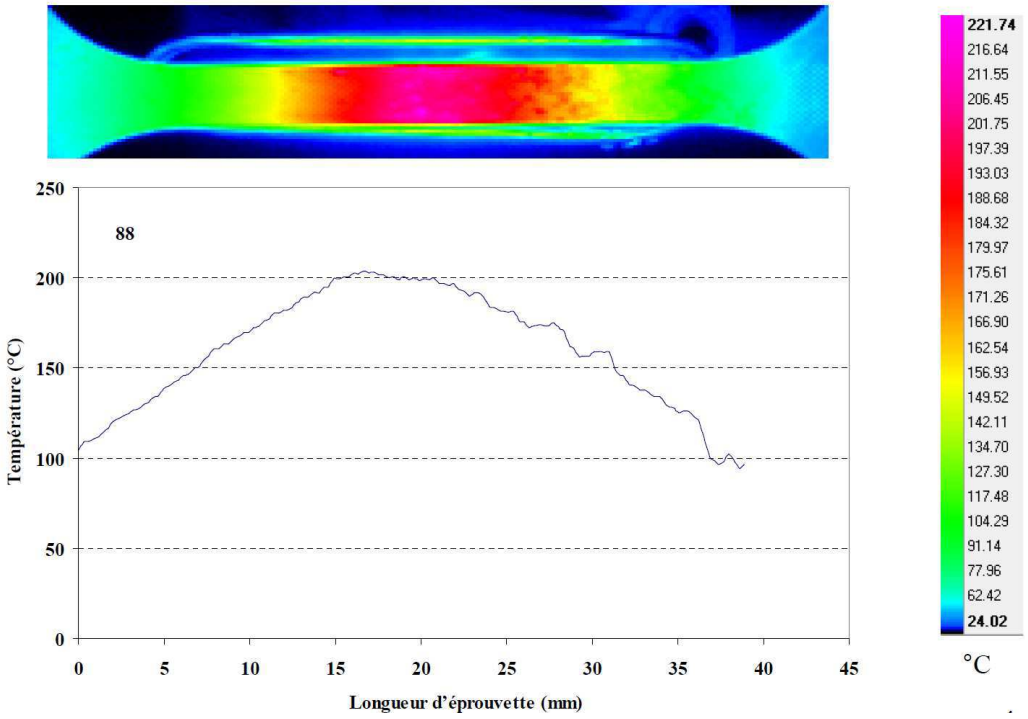


Figure 213 : Profil de la température de l'éprouvette testée à la vitesse de déformation de $10^{-2}s^{-1}$ à 8% de la déformation.

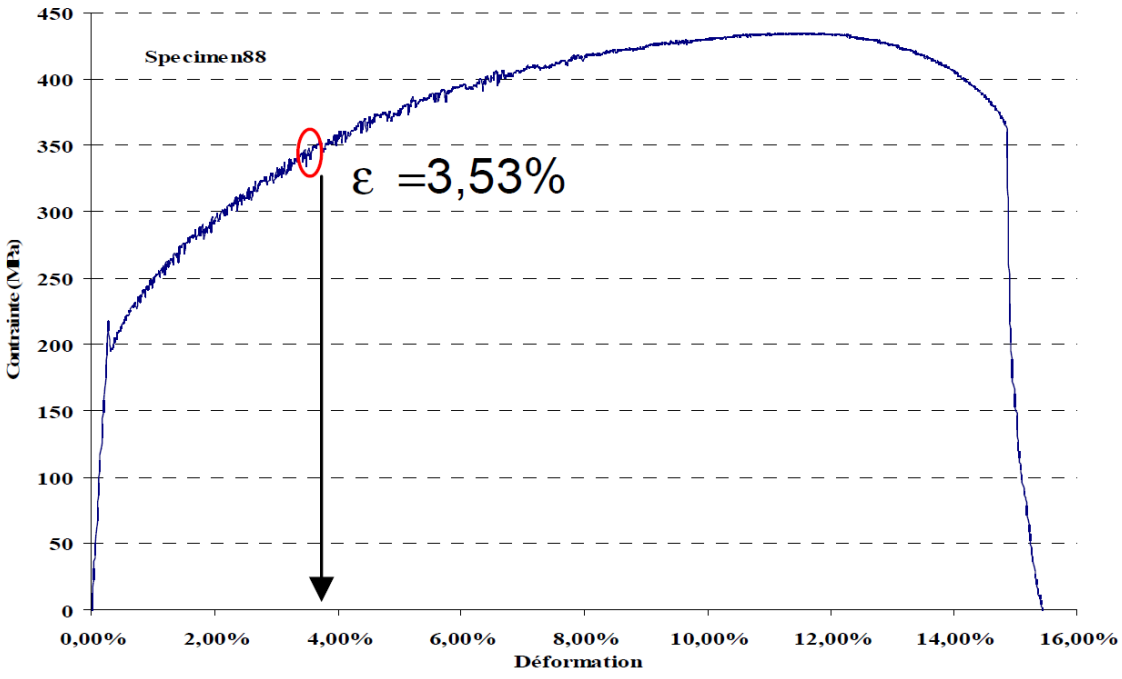


Figure 214 : Courbe de traction de l'éprouvette testée à $10^{-2}s^{-1}$.

La Figure 215 représente la variation de contrainte et de température associée à deux bandes consécutives correspondant à la déformation globale de 3,53% (Figure 214). On constate que la chute de contrainte correspond à une augmentation de température. Ces deux bandes sont présentées sur la Figure 216 en thermographie.

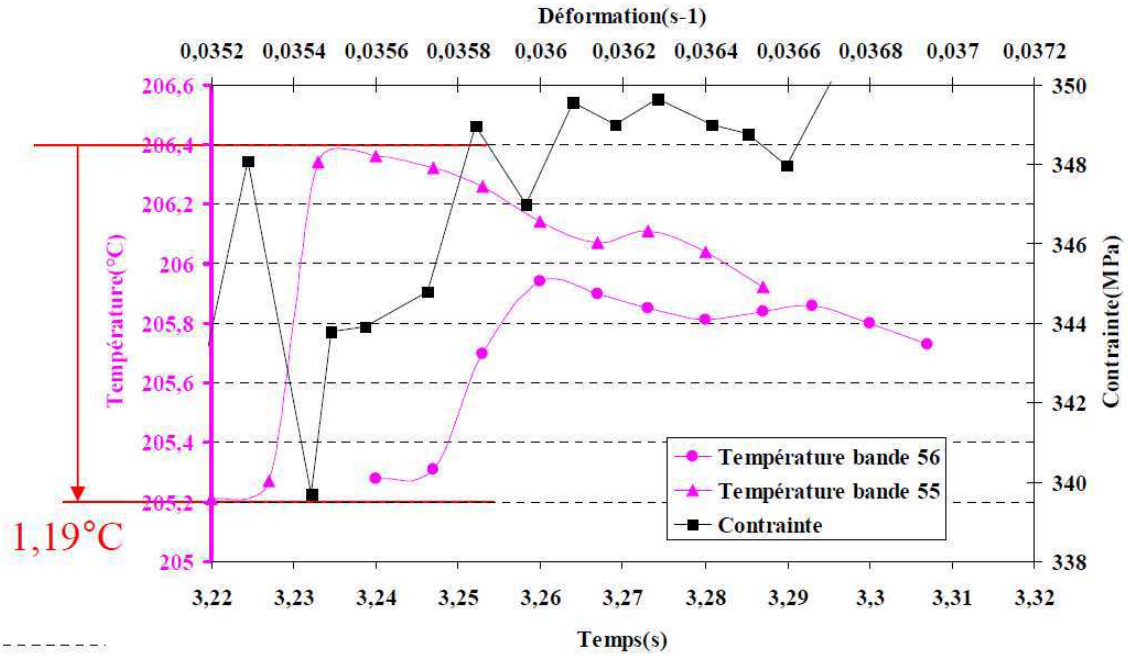
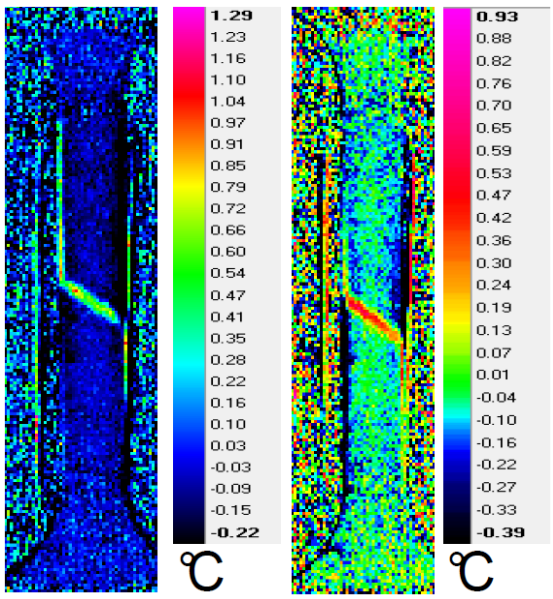


Figure 215 : Synchronisation de la variation de la contrainte et la variation de température sur les bandes.



bande 55 bande 56

Figure 216 : Deux bandes consécutives à la déformation de 3,53% de l'éprouvette testée à $10^{-2}s^{-1}$.

La Figure 217 représente l'incrément de température porté dans les bandes de PLC en fonction de la déformation pour l'éprouvette testée à $10^{-2}s^{-1}$ et à 200°C. On constate que la température incrémentale augmente avec la déformation. Ces mesures permettent de calculer la déformation portée par les bandes.

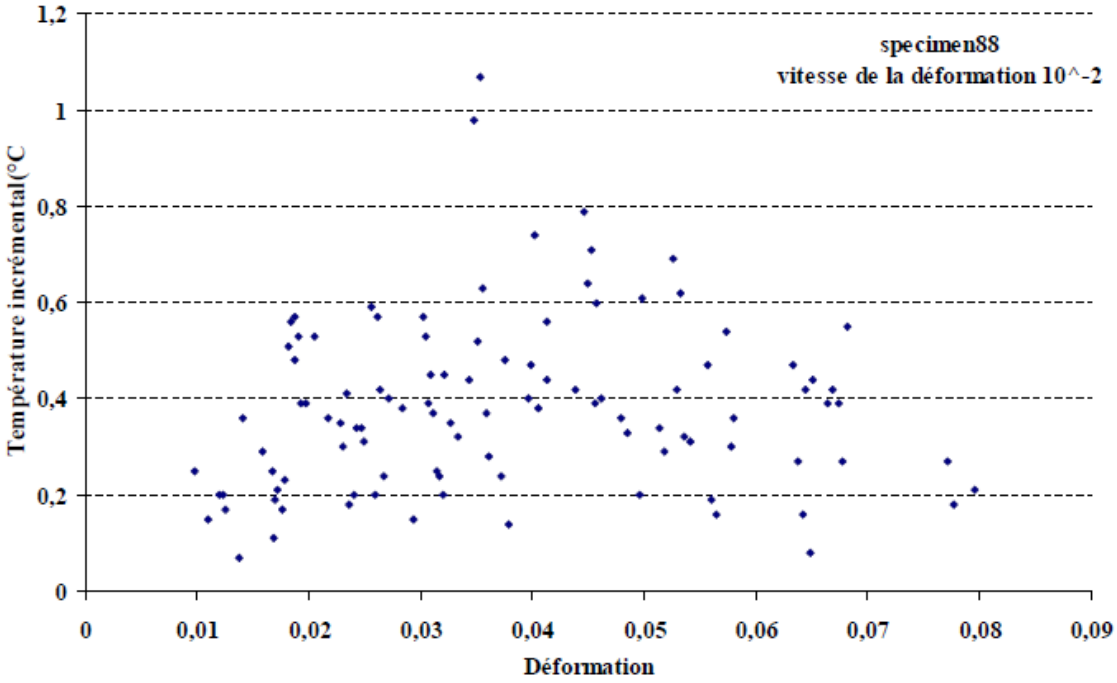


Figure 217 : Incrément de température portée dans les bandes de PLC en fonction de déformation pour l'éprouvette testée à $10^{-2}s^{-1}$ et à 200°C.

12. Courbes expérimentales et numériques des éprouvettes CT

Les simulations des éprouvettes CT ont été réalisées avec le modèle KEMC et le modèle EP.

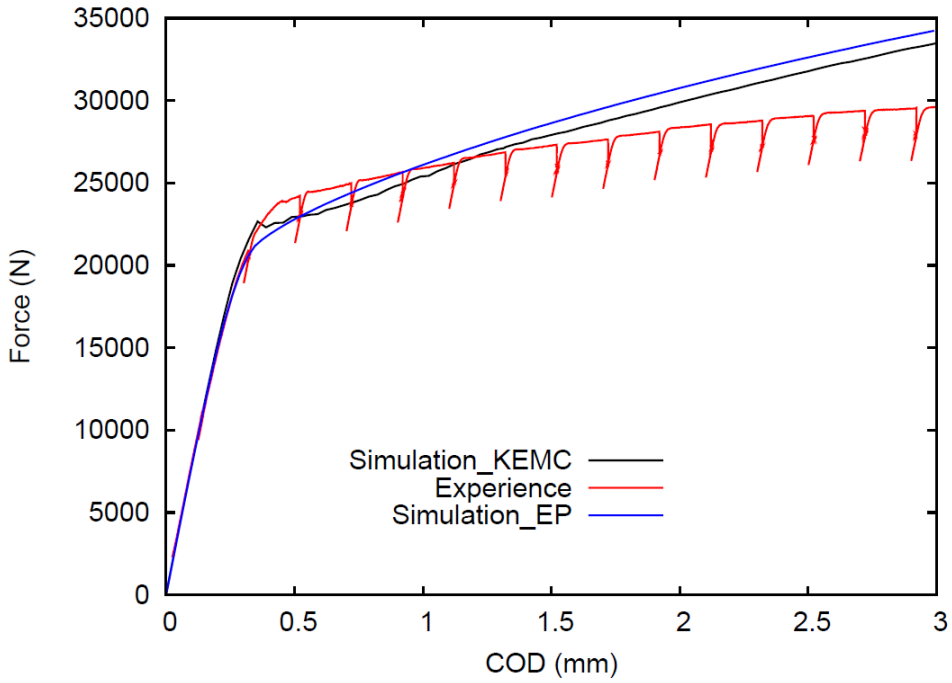


Figure 218 : Courbes force/COD expérimentale et numériques avec le modèle KEMC et le modèle EP à 20°C.

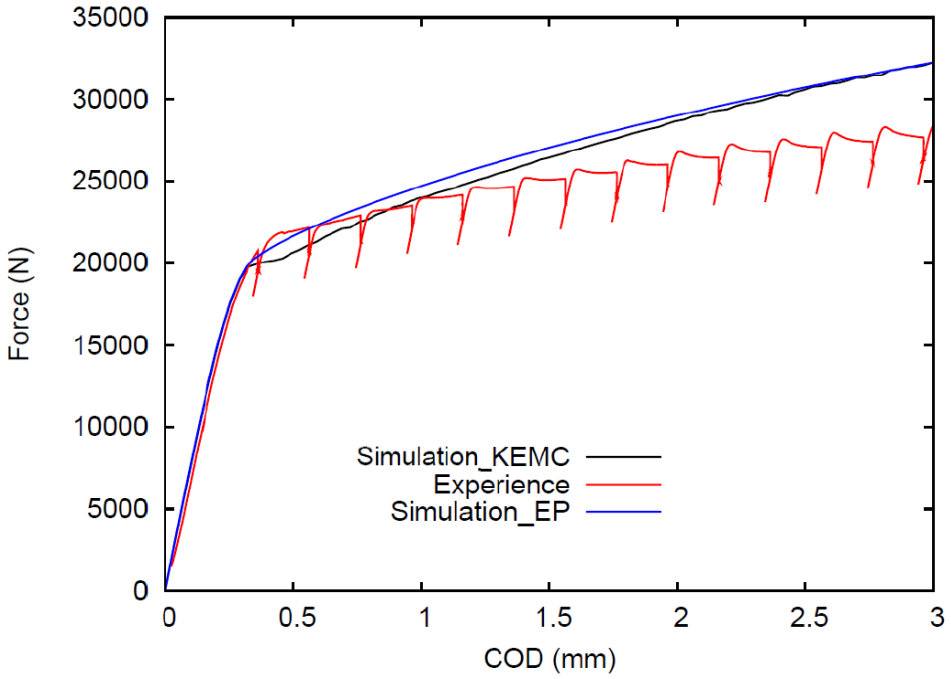


Figure 219 : Courbes force/COD expérimentale et numériques avec le modèle KEMC et le modèle EP à 100°C.

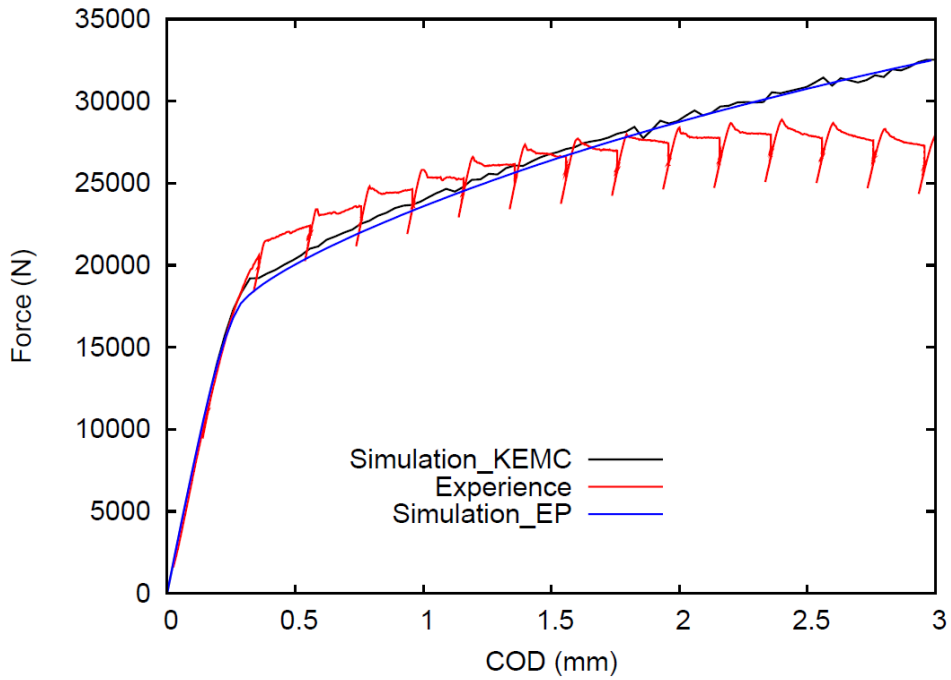


Figure 220 : Courbes force/COD expérimentale et numériques avec le modèle KEMC et le modèle EP à 150°C.

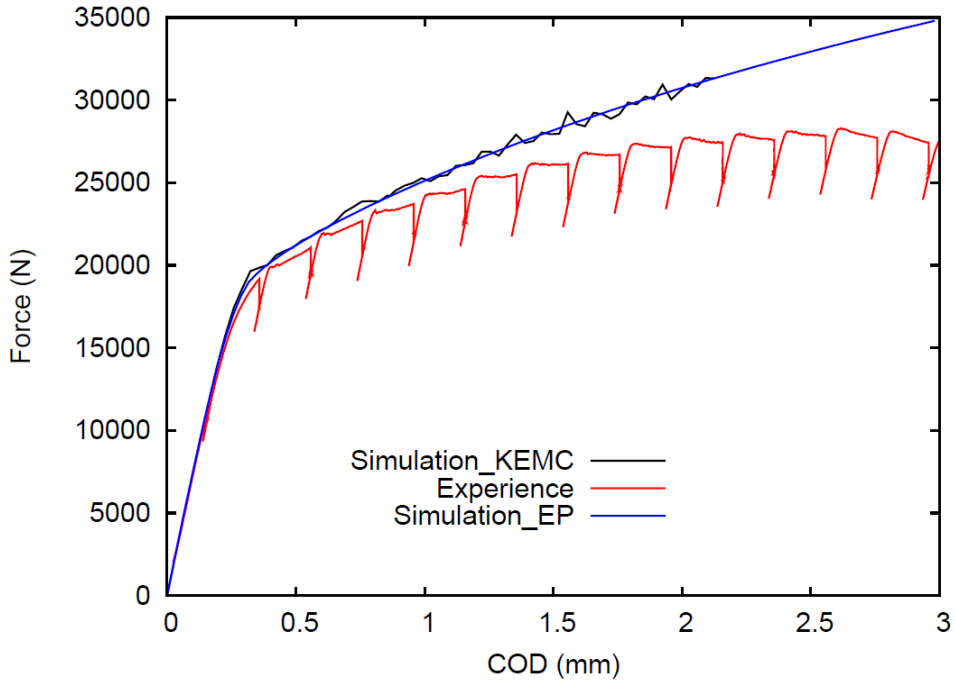


Figure 221 : Courbes force/COD expérimentale et numériques avec le modèle KEMC et le modèle EP à 200°C.

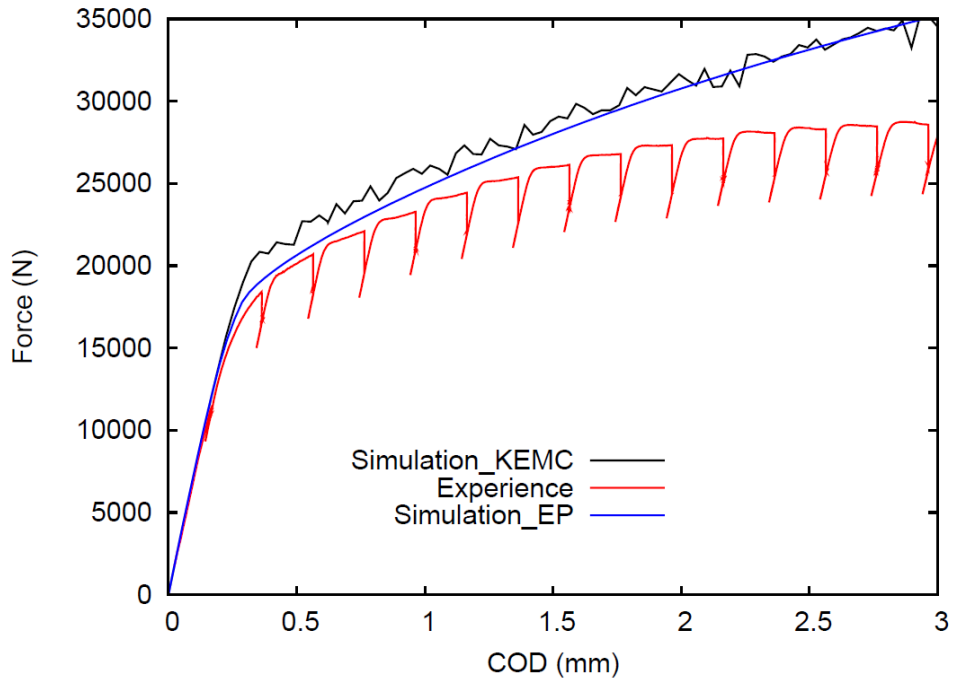


Figure 222 : Courbes force/COD expérimentale et numériques avec le modèle KEMC et le modèle EP à 250°C.

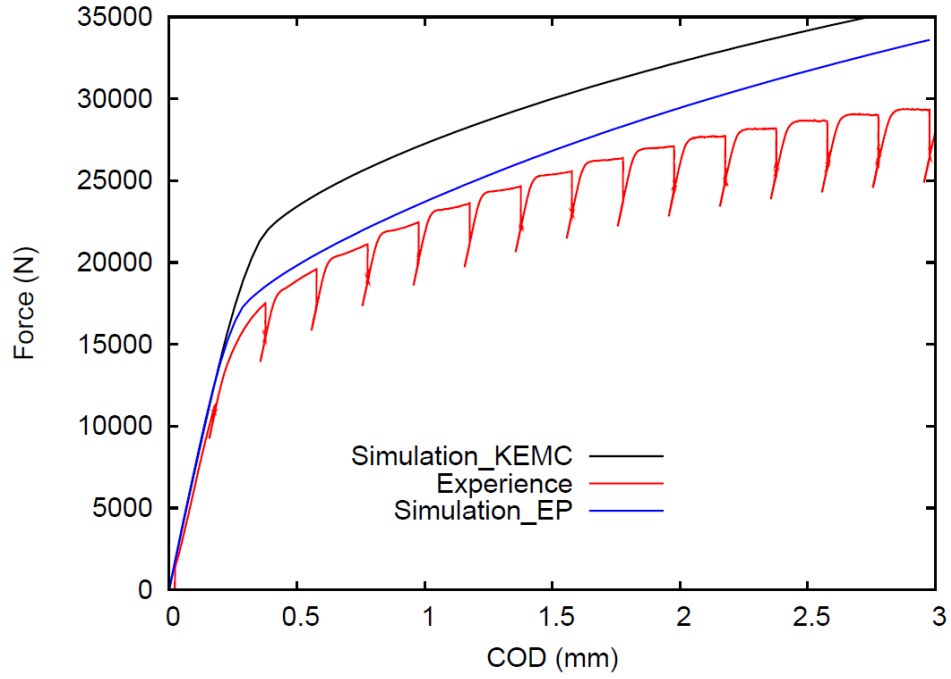


Figure 223 : Courbes force/COD expérimentale et numériques avec le modèle KEMC et le modèle EP à 300°C.

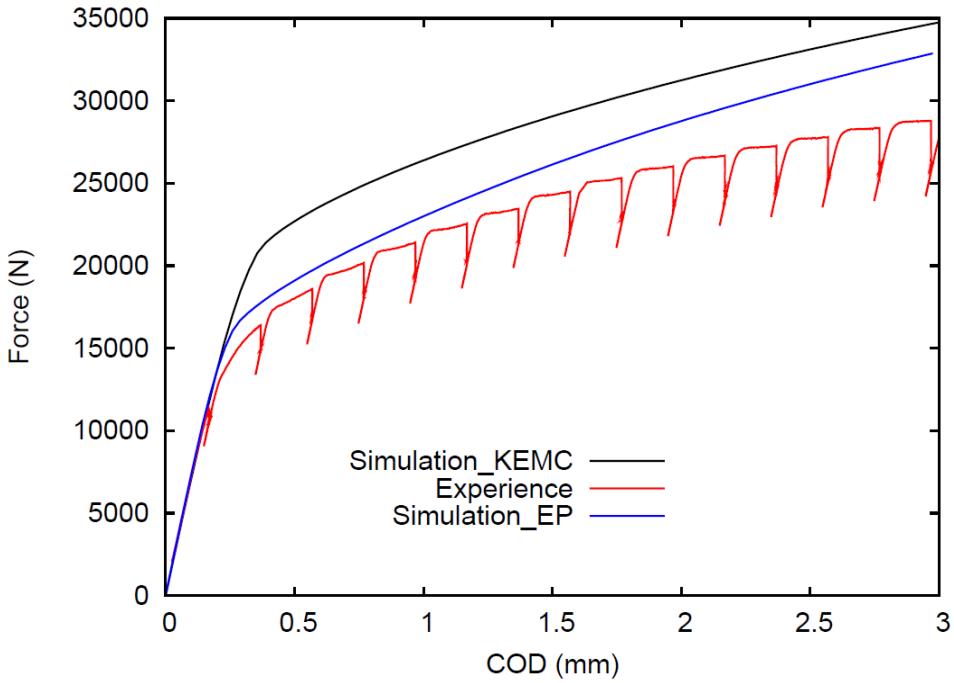


Figure 224 : Courbes force/COD expérimentale et numériques avec le modèle KEMC et le modèle EP à 350°C.

13. Article Scripta Materialia

Author's personal copy

Available online at www.sciencedirect.com
ScienceDirect
Scripta Materialia 64 (2011) 430–433
Scripta MATERIALIA
www.elsevier.com/locate/scriptamat

Portevin–Le Chatelier (PLC) instabilities and slant fracture in C–Mn steel round tensile specimens

Huaidong Wang,[a,b,*] Clotilde Berdin,[a,c] Matthieu Mazière,[d] Samuel Forest,[d] Claude Prioul,[a] Aurore Parrot[b] and Patrick Le-Delliou[b]

[a] *Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux, Grande Voie des Vignes, 92295 Châtenay-Malabry, France*
[b] *Electricité de France, R&D Division, Département MMC, Les Renardières, 77818 Moret-sur-Loing Cedex, France*
[c] *Université Paris-Sud 11, ICMMO, LEMHE 91, France*
[d] *Centre des Matériaux, Mines ParisTech CNRS UMR 7633 BP 87, F-91003 Evry Cedex, France*

Received 1 October 2010; revised 1 November 2010; accepted 2 November 2010
Available online 8 November 2010

Round tensile specimens of a C–Mn steel were tested at different strain rates and temperatures. Some of the samples tested in the Portevin–Le Chatelier (PLC) domain exhibit slant fracture surfaces. Spherical dimples were evidenced all over the slant fracture surfaces. Numerical simulations showed that stress triaxiality increases around PLC bands and that slant fracture occurs within a PLC band. In a round specimen, this band is plane and inclined, whereas some numerical results predict conical bands.
© 2010 Acta Materialia Inc. Published by Elsevier Ltd. All rights reserved.

Keywords: Portevin–Le Chatelier instabilities; Fracture surfaces; Numerical modeling; Band orientation

Ferritic steels such as C–Mn steels are sensitive to dynamic strain ageing at around 200 °C under quasi-static loading [1–4]. Dynamic strain ageing affects the strain-rate sensitivity (SRS) of the material and induces a jerky flow [5], the so-called "Portevin–Le Chatelier" (PLC) effect. Dynamic strain ageing also results in a decrease in fracture toughness [1–4]. Hence, it is important to predict this phenomenon for safety analyses when the phenomenon occurs at the service temperature of a component made from C–Mn steel. As a first step, the PLC effect with the associated strain localizations has to be predicted for tensile tests.

Recently, some authors predicted by numerical simulations that the PLC strain localization bands in round smooth specimens are rather conical [6,7]. This is questionable since slantwise fracture is observed in round smooth specimens [4]. Furthermore, some authors [8] claim that there is no correlation between fracture and PLC bands for plate specimens. However, it is difficult to reach definitive conclusions because, in plates, strain localization (even without dynamic strain ageing) occurs at an angle of about 54° to the tensile axis, as was demonstrated by McClintock and Argon [9]. Theoretical study shows that strain localization in round specimens can be axisymmetric (conical) or slanted [10]. In addition, using a finite-element method, Mazière et al. [11] showed that PLC bands could be either inclined or conical in round smooth specimens depending on the macroscopic strain rate.

There are many observations of strain localization bands due to the PLC phenomenon in flat specimens of aluminium alloys [8,12–14] evidenced by digital image correlation (DIC) and infrared thermography. In fact, for aluminium alloys, the PLC effect occurs at room temperature and it is easy to make observations on flat specimens. For steels, the PLC effect occurs at intermediate temperatures (around 200 °C). At these temperatures, it is difficult to observe PLC bands on steels with available experimental methods, especially for round specimens due to their curved surfaces. Hence, there have in fact been no observations of PLC bands in steels, either on flat specimens or on round ones.

In this paper, the morphology of PLC strain localization bands in round specimens and its relation to slant fracture are carefully studied by experiments that involve characterization of the fracture surface and numerical modeling with a suitable strain ageing model:

* Corresponding author at: Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux, Grande Voie des Vignes, 92295 Châtenay-Malabry, France. Tel.: +33 1 41 13 15 16; fax: +33 1 41 13 14 30; e-mail: huaidong.wang@ecp.fr

1359-6462/$ - see front matter © 2010 Acta Materialia Inc. Published by Elsevier Ltd. All rights reserved.
doi:10.1016/j.scriptamat.2010.11.005

Author's personal copy

the Kubin–Estrin–McCormick (KEMC) model, which is presented in detail in the work of Belotteau et al. [4]. The model was used to simulate the mechanical behavior of a C–Mn steel in the presence of strain ageing [4]. In this work, we propose to model round specimens with full three-dimensional (3-D) computation in order to simulate inclined bands if they exist and to correlate inclined PLC bands and slant fracture surfaces.

The material studied is a C–Mn steel which was presented in Ref. [4]. In the previous study, 14 tensile tests were carried out at two strain rates (10^{-2} and $10^{-4}\,s^{-1}$) and seven temperatures, from 20 to 350 °C, in order to characterize the mechanical behavior of the material and to identify the KEMC model over a large temperature range. The specimens used were round smooth specimens with a gauge length of 36 mm and a diameter of 6 mm. In this study, an additional 10 tensile specimens were tested at 10^{-3} and $10^{-5}\,s^{-1}$ at the same temperatures to enlarge the experimental database, in order to improve the identification of some key parameters of the KEMC model, which are related to strain ageing.

The thermally activated elastoviscoplastic model derives from models proposed by Estrin and Kubin [5] and McCormick [15]. It was first proposed by Zhang et al. [6] and adapted by Graff et al. [16]. The model was identified by Belotteau et al. [4]. Some of the parameters, especially the parameters of the strain-ageing hardening, were modified in this study with supplementary experimental data in order to underline the material parameter dependence of simulation results concerning PLC instabilities in 3-D round specimens.

In the KEMC model, an internal variable, the ageing time t_a, was introduced to model the overhardening due to the strain ageing. Higher values of t_a induce stronger overhardening up to a limit value. Its evolution law depends on equivalent plastic strain rate ($\dot{p}$) through the parameter ω, which is the strain increment produced when all arrested dislocations overcome localized obstacles and advance to the next pinned configuration:

$$\dot{t}_a = 1 - \frac{\dot{p}}{\omega} t_a \quad t_a(t=0) = t_{a0}. \tag{1}$$

According to Estrin and Kubin [5], the parameter ω evolves with strain: it increases rapidly and attains a peak value at a small strain, decreases slowly and tends to an asymptotic value. Here, for the sake of simplicity, the parameter ω was taken as a constant as done in Refs. [7,11,16]. In these numerical simulations of PLC effect, ω was equal to 10^{-4}.

Figure 1 displays the influence of ω on the ageing time evolution with respect to the equivalent plastic strain at 200 °C and $10^{-4}\,s^{-1}$ on a representative elementary volume. Ageing time t_a was normalized by the waiting time $t_w = \omega/\dot{p}$ (time spent by a mobile dislocation pinnned by obstacles, before overcoming them). The ageing time depends on the equivalent accumulated plastic strain: first, it increases, reaches the limit value and then decreases to zero, at which point a strain localization arises. In the first stage, the material evolves from a fully unpinned state to a fully pinned state. In the second stage, when a PLC band (strain rate band) passes by, the material evolves from a fully pinned state to a fully unpinned state. It is important to note that ω has a significant influence on the transition process between these two extreme states: decrease of ω accelerates the transition process. Hence, decreasing this value probably promotes strain localization.

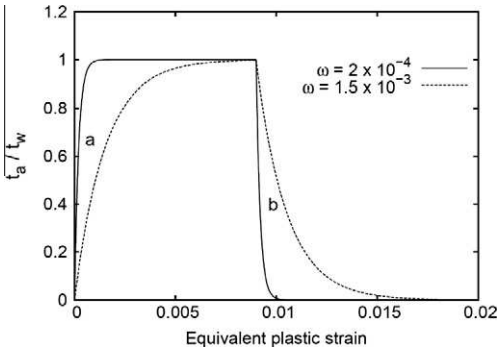


Figure 1. Influence of ω on the ageing time evolution at 200 °C and $10^{-4}\,s^{-1}$ for $\omega = 1.5 \times 10^{-3}$ and $\omega = 2 \times 10^{-4}$ on a representative elementary volume: (a) evolution from a fully unpinned state to a fully pinned state; (b) evolution from a fully pinned state to a fully unpinned state.

Two numerical simulations of tensile test on a round specimen were carried out using the KEMC model at $10^{-4}\,s^{-1}$ and 200 °C with the two different values of ω: 2×10^{-4} and 1.5×10^{-3}. The elements used are eight-node quadratic elements with reduced integration. Figure 2 shows the contour values of plastic strain rate. Figure 2a is the simulation result with $\omega = 1.5 \times 10^{-3}$; in Figure 2b $\omega = 2 \times 10^{-4}$. Two shapes of PLC bands were obtained with the two different values of ω. For the higher value of ω, the PLC band is diffuse and appears horizontal (it is conical within the volume (Fig. 2a (right)), whereas for the lower value of ω, the PLC band is much more localized and it is inclined (Fig. 2b). The types of bands can be determined by their spatiotemporal occurrence. A numerical indicator, the BLI (Band Location Indicator), was developed for that purpose in Ref. [11]. From Ref. [11], conical bands and inclined bands could be attributed to A–B type according to the BLI analysis. Figure 2c represents the necking state corresponding to case (b). It can be seen that necking initiated inside a PLC band.

Figure 3a represents the fracture surface profiles (axial section) and the PLC serration types of all the specimens tested. The triangles represent slant fracture surfaces, whereas the other symbols represent cup and cone fracture surfaces. The three colours correspond to the three types of PLC serrations and the blank symbols mean that no PLC serrations were observed on the tensile curve. From the experimental results, it was found that, for the C–Mn steel, the PLC effect appears between 150 and 300 °C for the four strain rates. The distribution of the three types of PLC bands (identified from PLC serrations on the tensile curves) is classical: at a fixed temperature, the sequence is C–B–A for increasing strain rate; at a fixed strain rate, the sequence is A–B–C for increasing temperature [17].

Another simulation was carried out at $10^{-3}\,s^{-1}$, a higher strain rate, at 200 °C with $\omega = 2 \times 10^{-4}$ using the KEMC model. Two PLC bands were observed at the same time and these two bands are of type A–B

Author's personal copy

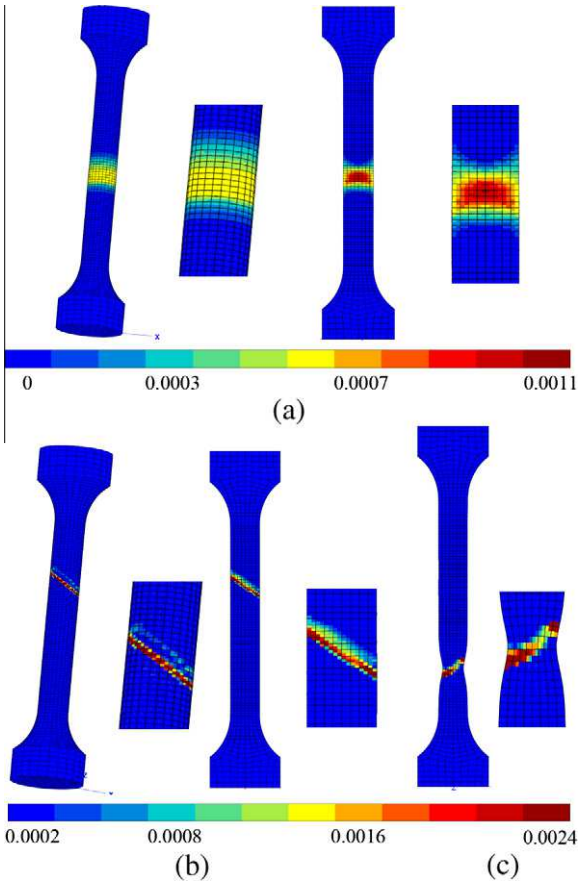


Figure 2. Field of equivalent plastic strain rate (s^{-1}) during strain localization for two different values of ω at 200 °C and 10^{-4} s^{-1} (the PLC bands are enlarged to show the details): (a) $\omega = 1.5 \times 10^{-3}$ (exterior surface and longitudinal section); (b) $\omega = 2 \times 10^{-4}$ (exterior surface and longitudinal section); (c) necking within a PLC band (longitudinal section).

according to the BLI analysis. In addition, the PLC bands are initially inclined and then assume a conical shape. Therefore, from the point of view of morphology, there are two forms of PLC band depending on strain rate: inclined or conical. Mazière et al. have already reported this phenomenon [11].

Some specimens, such as those tested at 10^{-4} or 10^{-5} s^{-1} at 200 °C, exhibit a slantwise fracture surface, whereas others exhibit the typical features of a cup–cone fracture surface [18]. From Figure 3a, it is found that slant fracture surfaces correspond to type B and C PLC serrations. In addition, type A serrations lead to cup–cone fracture surfaces. At 200 °C, comparing the simulations and experimental results, we found that there is a close relationship between band morphologies and fracture surfaces: inclined bands (10^{-4} s^{-1}) for slant fracture surfaces and conical bands (10^{-3} s^{-1}) for cup–cone fracture surfaces. There is also a relationship between band types and fracture surfaces: type B and C bands for slant fracture surfaces and type A bands for cup–cone fracture surfaces.

Fractographic analysis was performed to determine the underlying mechanisms of the slant fracture. Figure 3b (left) shows the global observation of the fracture surface of the specimen tested at 10^{-5} s^{-1} and 200 °C. As previously mentioned, the fracture surface is slanted.

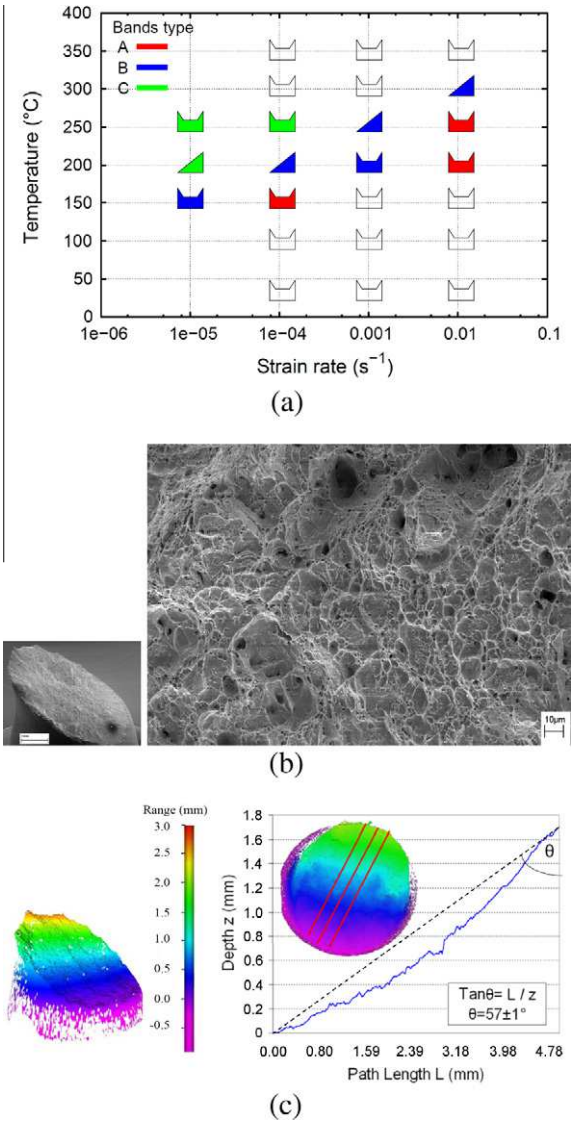


Figure 3. (a) Fracture surfaces distribution of all tested specimens; (b) global and local view (SEM) of the fracture surface of the specimen tested at 10^{-5} s^{-1} and 200 °C; (c) 3-D analysis of the fracture surface of the specimen tested at 10^{-5} s^{-1} and 200 °C with a microtoposcope.

Images of the fracture surface were taken at different focus points with an Alicona Microtoposcope. Using software which automatically identifies the focused points and constructs 3-D topological images, the angle between the specimen axis and the slant surface was found to be close to 57° (see Fig. 3c). The entire surface was carefully analysed by scanning electron microscopy (SEM). Under combined hydrostatic stress and shear stress conditions, as encountered in the edge part of a cup–cone fracture surface, voids take an elliptic shape because they are simultaneously enlarged and sheared in the shear stress direction [18]. Figure 3b (right) shows one of the local zones of the slanted surface. The dimples are rather spherical even though the surface is inclined as in shear fracture: no shear evidence was found, which means that the fracture is caused by the growth and coalescence of voids under a triaxial stress state.

Author's personal copy

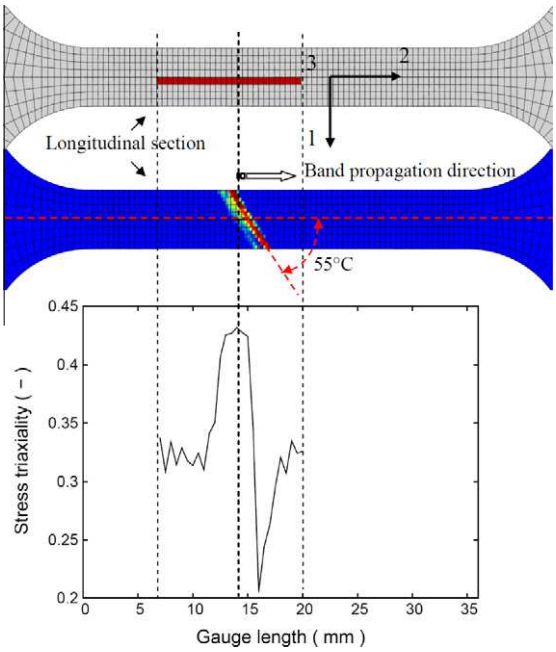


Figure 4. Evolution of stress triaxiality ratio along the tensile axis at 200 °C and 10^{-4} s^{-1}.

Figure 4 displays the evolution of the stress triaxiality of the Gauss point close to the tensile axis of a series of elements indicated in the red zone of the mesh for the simulation carried out at 10^{-4} s^{-1} and 200 °C with $\omega = 2 \times 10^{-4}$. The orientation angle of the PLC band on the contour value of the equivalent plastic strain rate with respect to the tensile axis is about 55°, which is close to that of the slantwise fracture surface (Fig. 3c). From Figure 4, it can be seen that the stress triaxiality ratio reaches its maximal value slightly behind the PLC band. Theoretical analysis of strain localization in a plate specimen shows that the slant band is submitted to uniaxial tension [9]. This is not the case for slant bands in round specimens since stress triaxiality within the band is close to 0.45, which is higher than 0.33 for the case of uniaxial tension. This probably favours damage by growth of voids in a PLC band and causes necking within a PLC band (see Fig. 2c).

All the results presented above lead to the conclusion that the ductile fracture of a round tensile specimen which exhibits a slantwise fracture surface is due to the growth and coalescence of voids within an inclined PLC band. For the modeling of such bands with the KEMC model, it is imperative to correctly identify the parameter ω with full 3-D computations: a value that is too high leads to conical bands in round specimens that are not in agreement with our experimental observations.

[1] D. Wagner, J.C. Moreno, C. Prioul, J. Nucl. Mater. 252 (1998) 257–265.
[2] D. Wagner, J.C. Moreno, C. Prioul, J.M. Frund, B. Houssin, J. Nucl. Mater. 300 (2002) 178–191.
[3] K.C. Kim, J.T. Kim, J.I. Suk, U.H. Sung, H.K. Kwon, Nucl. Eng. Des. 228 (2004) 151–159.
[4] J. Belotteau, C. Berdin, S. Forest, A. Parrot, C. Prioul, Mater. Sci. Eng., A 526 (2009) 156–165.
[5] Y. Estrin, L.P. Kubin, in: Continuum Models for Materials with Microstructure, John Wiley and Sons, New York, 1995, p. 422.
[6] S. Zhang, P.G. McCormick, Y. Estrin, Acta Mater. 49 (2001) 1087–1094.
[7] A. Benallal, T. Berstad, T. Borvik, O.S. Hopperstad, I. Koutiri, R. Nogueira De Codes, Int. J. Plasticity 24 (2008) 1916–1945.
[8] H. Halim, D.S. Wilkinson, M. Niewczas, Acta Mater. 55 (2007) 4151–4160.
[9] F.A. McClintock, A.S. Argon, Mechanical Behavior of Materials, Addison-Wesley, Reading, MA, 1966, pp. 321–322.
[10] J.W. Rudnicki, J.R. Rice, J. Mech. Phys. Solids 23 (1975) 371–394.
[11] M. Mazière, J. Besson, S. Forest, B. Tanguy, H. Chalons, F. Vogel, Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 199 (2010) 734–754.
[12] H. Louche, P. Vacher, R. Arrieux, Mater. Sci. Eng., A 404 (2005) 188–196.
[13] N. Ranc, D. Wagner, Mater. Sci. Eng., A 474 (2008) 188–196.
[14] H. Ait-Amokhtar, C. Fressengeas, S. Boudrahem, Mater. Sci. Eng., A 488 (2008) 540–546.
[15] P.G. McCormick, Acta Metal. 36 (1988) 3061–3067.
[16] S. Graff, S. Forest, J.-L. Strudel, C. Prioul, P. Pilvin, J.-L. Béchade, Mater. Sci. Eng., A 387–389 (2004) 181–185.
[17] J.L. Strudel, in: Dislocations et déformation plastique, Ecole d'ete d'Yravals, 1979, Les éditions de physique, 1979, p. 199.
[18] P.F. Thomason, Ductile Fracture of Metals, Pergamon Press, Oxford, 1990.

Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique

Résumé :

Le vieillissement dynamique se manifeste en particulier par le phénomène de Portevin-Le Chatelier (PLC). Il se produit dans les aciers aux environs de 200°C pour des sollicitations quasi-statiques. Dans les aciers au C-Mn, il conduit à une chute de ductilité et de ténacité qui doit être prise en compte dans le dimensionnement des structures de sûreté. L'objectif de la thèse consiste à modéliser le comportement mécanique des aciers au C-Mn en tenant compte du vieillissement dynamique et à prédire leur rupture ductile en présence de ce phénomène. Le comportement mécanique du matériau étudié, un acier au C-Mn, a été caractérisé par des essais de traction simple. Le modèle KEMC implémenté dans le code de calculs par éléments finis Zébulon, a été identifié sur ces essais : l'effet de Portevin Le-Chatelier (PLC) a été correctement simulé sur les éprouvettes lisses, entaillées et CT. Nous avons montré l'importance des conditions aux limites dans la manifestation du PLC. Pour la rupture ductile, l'application du critère de Rice et Tracey (identifié à 20°C) sur les éprouvettes entaillées AE4 montre que la prise en compte du vieillissement dynamique dans le comportement ne suffit pas pour avoir une bonne prédiction de la rupture. Des études micromécaniques de croissance de cavité indiquent que les localisations de PLC peuvent favoriser la croissance et la coalescence de cavité. L'écrouissage apparent, qui dépend du durcissement par la déformation mais aussi du durcissement provenant du vieillissement dynamique, modifie la vitesse de croissance de cavité, mais pas le taux critique de croissance de cavité. On identifie une loi d'endommagement dont les paramètres dépendent de la température à partir des calculs micromécaniques. Le nouveau modèle donne une meilleure prédiction que le modèle de Rice et Tracey sur les éprouvettes entaillées AE4 et a permis de prédire un creux de ténacité sur les éprouvettes CT. Pour améliorer les prédictions, la loi d'endommagement doit dépendre de la vitesse de déformation.

Mots clés :

vieillissement dynamique, effet Portevin-Le chatelier, comportement, rupture ductile, calculs micromécaniques

Mechanical behavior and fracture of the C-Mn steels in the presence of dynamic strain aging

Abstract:

The dynamic strain aging is manifested especially by the Portevin-Le Chatelier (PLC) phenomenon. It appears in steels around 200°C at quasi static solicitation conditions. In C-Mn steels, it leads to a drop of ductility and of toughness which should be taken into account in the design of safety structures. The thesis aims to model the mechanical behavior of the C-Mn steels taking into account the dynamic strain aging and to predict the ductile fracture of these steels in the presence of the phenomenon. The mechanical behavior of the material studied, a C-Mn steel, was characterized using tensile tests. The KEMC model, which was implemented in the Finite Element program Zébulon, was identified using these tests: the Portevin-Le Chatelier (PLC) effect was correctly simulated on the tensile specimens, the notched specimens and the CT specimens. We showed the importance of boundary conditions in the occurrence of the PLC effect. As far as the ductile fracture is concerned, the application of the Rice and Tracey's criterion (identified at 20°C) on the notched specimens AE4 showed that the consideration of the dynamic strain aging in the behavior was insufficient to give a good prediction of the fracture. Micromechanical studies of the growth of voids showed that PLC localizations can facilitate the growth and the coalescence of voids. The nominal strain hardening, which depends on the strain hardening and the hardening due to the dynamic strain aging, does not modify the critic growth ratio of voids but the growth rate of voids. We identified a damage model using micromechanical simulations. The parameters of this damage model depend on temperature. The new model gave a better prediction than the Rice and Tracey model on the notched specimens AE4 and it also allowed predicting the drop of toughness on the CT specimens. To improve the prediction of fracture, le damage law must depend on strain rate.

Keywords:

Dynamic strain aging, Portevin-Le chatelier effect, mechanical behavior, ductile fracture, micromechanical computations