Détection et simulation d'instabilités viscoplastiques dans les disques de turbines

Natan Guillermin

▶ **To cite this version:**

Natan Guillermin. Détection et simulation d'instabilités viscoplastiques dans les disques de turbines. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paris sciences et lettres, 2022. Français. NNT : 2022UPSLM005 . tel-03689634

HAL Id: tel-03689634
https://pastel.hal.science/tel-03689634

Submitted on 7 Jun 2022

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.

PSL UNIVERSITÉ PARIS

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à MINES ParisTech

Détection et Simulation d'instabilités viscoplastiques dans les disques de turbines

Soutenue par
Natan GUILLERMIN
Le 23 mars 2022

École doctorale n°621
Ingénierie des Systèmes, Matériaux, Mécanique, Énergétique

Spécialité
Mécanique

Composition du jury :

Clotilde BERDIN Professeure des universités, Université Paris-Saclay	*Présidente du Jury*
Pierre-Yves MANACH Professeur des universités, Université de Bretagne Sud	*Rapporteur*
Sébastion MERCIER Professeur des universités, Université de Lorraine	*Rapporteur*
Ahmed BENALLAL Directeur de recherche émerite, ENS Paris Saclay	*Examinateur*
Hervé CHALONS Ingénieur, Safran Helicopter Engines	*Examinateur*
Jacques BESSON Directeur de recherche, Mines Paris CNRS	*Examinateur*
Matthieu MAZIÈRE Professeur, Mines Paris	*Directeur de thèse*
Samuel FOREST Directeur de recherche, Mines Paris CNRS	*Co-Directeur de thèse*

MINES ParisTech | PSL

Remerciements

Même si le doctorat reste un travail solitaire, que l'on doit mener à bien en développant des qualités personnelles comme l'autonomie et la persévérance, c'est avant tout une aventure qui permet d'aller à la rencontre de personnes expérimentées et d'horizons variés. La symbiose entre le Centre des Matériaux et Safran m'a offert cet environnement. Je commencerai donc par remercier tous ceux que j'ai eu la chance de croiser au cours de cette formation. Ils m'ont tous aidé à mûrir en élargissant mes connaissances, en répondant à mes interrogations, en m'apportant un regard transverse ou plus simplement en me changeant les idées alors même que ce sujet m'accaparait.

J'adresse mes vifs remerciements à tous les membres du jury. Au Professeur C.Berdin qui m'a fait l'honneur d'accepter de présider le jury, aux Professeurs P.Y. Manach et S. Mercier, qui ont accepté d'être rapporteurs, pour leur lecture très attentive du mémoire et pour leurs remarques constructives, au Professeur A. Benallal, examinateur, ainsi qu'à S. Mosset et M. Al-Kotob, invités industriels de la société Safran, pour l'expertise qu'ils m'ont fait partager. Je les remercie tous d'avoir manifesté un grand intérêt pour tous les aspects de mon travail, pour s'être rendus disponibles pour assister à la soutenance et pour avoir entretenu une discussion très enrichissante et passionnée.

Je souhaite ensuite remercier chaleureusement mes encadrants académiques et industriels, Samuel F., Jacques B., Matthieu M. et Hervé C. Ils ont suscité en moi, pendant ces trois années, une réelle motivation en me faisant partager leur passion et en m'insufflant rigueur, énergie, opiniâtreté et pédagogie. Je me rends compte avec le recul que j'ai eu une immense chance de pouvoir travailler sous leur autorité efficace et bienveillante.

* Samuel, je me souviens que c'est avec vous que j'ai passé mon premier entretien de recrutement de thèse, et même si j'avais suivi vos cours, je n'en étais pas moins impressionné ! Vous êtes sûrement la personne que j'ai sollicitée le plus souvent et le plus régulièrement lorsque je rencontrais un problème. Vous avez toujours fait preuve d'une disponibilité inconditionnelle à mon égard, d'un optimisme et d'une curiosité scientifiques sans limite que vous arriviez à me transmettre. Quand je ressortais de votre bureau, c'était toujours avec une motivation à son plus haut et avec une très longue liste de tâches à réaliser ! Au-delà, vous avez manifesté un intérêt continu concernant mon avenir professionnel.

* Jacques, j'ai adoré travailler avec vous et à toute heure de la semaine ! Il faut que cela avance vite et bien ! Vous avez toujours été à l'écoute, me donnant une liberté considérable dans le travail et étant toujours prêt à apporter des solutions. J'ai été ravi de découvrir les outils que vous aviez développés et de prendre part, à mon niveau, à des développements et réflexions.

* Matthieu, mon plus grand succès a été de trouver des créneaux dans ton emploi du temps qui superposait réunions en parallèle, ballets incessants d'étudiants avec en plus une pandémie à gérer. Toutefois même dans ce contexte difficile, tu as toujours réussi à travers tes explications, qui dans ton bureau paraissaient si simples à comprendre, à me donner des éléments clés pour répondre à mes problématiques.

* Hervé, tu m'as apporté ta vision industrielle et m'a remis les pieds sur terre lorsque je m'écartais (légèrement !) du droit chemin. Tu m'as accueilli au sein de SafranHE, avec la volonté de faire partager mes travaux en interne. Nos discussions plus personnelles sur l'après thèse m'ont été très utiles. Et je n'oublie pas avoir été ton copilote lors d'un coucher de soleil au-dessus des Pyrénées !

Mes remerciements s'adressent également à Jérome C., pour la confiance constante que tu m'as accordée tout au long de ces trois années de thèse et également pour le prêt du matériel du laboratoire à SafranHE, contribuant ainsi aux échanges si importants entre le monde académique et le milieu industriel. Le cadre de travail agréable et performant que le Cdm offre aux doctorants concorde à nous faire progresser.

Je souhaite également remercier très sincèrement les équipes Essais mécaniques et Atelier. Elles m'ont appris un autre aspect de la mécanique, plus appliqué et tout aussi important, et ont partagé avec plaisir et enthousiasme leur expérience et leur ingéniosité.

* Arrivé au Centre des Matériaux sans avoir jamais réalisé un essai de traction, j'en ressors grandi et plus expérimenté. Je le dois à ce très cher Alain Köster, qui a malheureusement quitté si brutalement la belle famille du Cdm. J'ai partagé avec lui des discussions acharnées et de très nombreux fous rires. C'était une personne passionnée qui aimait transmettre et partager. Je le dois aussi à son équipe. Matthieu R, Abdennour M., Stéphanie D, Régis C. et Jean-Christophe T., votre aide à réaliser des essais toujours plus complexes a été précieuse. Je vous disais à chaque fois « Promis c'est le dernier essai ! », mais quelques jours plus tard, je revenais en vous persuadant de l'intérêt de la rupture en présence d'instabilités, n'est-ce pas Matthieu ?

* J'ai également eu la chance de bénéficier d'une certaine proximité, car il était juste au-dessous de mon bureau, de l'Atelier avec son centre d'usinage. J'en ai réalisé toute l'importance au cours de ce travail. René C., ton sens de l'organisation (encore plus mis à l'épreuve avec la Covid) et ta bienveillance m'ont permis d'être toujours dans les temps, j'ai aimé nos discussions plus personnelles et tes conseils avisés. Vasco C.L. et Fred C., votre savoir-faire et votre habilité sont venus à bout de la centaine d'éprouvettes qu'il a fallu prélever et usiner avec des plans de prélèvements pas toujours si faciles à exécuter. Et oui, c'est aussi avec vous qu'on apprend la mécanique, pardon la mécanique de précision ! Mattéo, c'est toi l'expert du laser désormais !

Mes remerciements vont aussi :

* à Basile M. et Laurent L., votre facilité à résoudre des problèmes complexes a été (souvent) frustrante pour le débutant que j'étais. J'ai beaucoup appris à travers le support numérique que vous m'avez apporté mais également à travers nos échanges que j'ai beaucoup appréciés. Toujours disponibles, j'ai aimé partager mes problématiques, d'ailleurs peut-être que cela continuera après la thèse ?

* à Vincent M. et Thilo M., pour votre implication et votre encadrement dans le comité de suivi de thèse. Vous m'avez permis à chaque réunion de mieux me recentrer sur l'objectif final de la thèse en veillant à ne pas me laisser submerger.

* à Anne Francoise G., pour le temps que vous m'avez consacré pour m'expliquer les aspects métallurgiques pas toujours évidents à comprendre lorsque l'on vient du monde de la modélisation.

* à mes camarades de la promotion n°18 et collègues du bureau B108, car même si le nombre de jours télétravaillé a malheureusement excédé le nombre de jours sur site, nous avons pu profiter d'une ambiance agréable et mener des discussions toujours passionnées.

* à mes compères de galère aux machines d'essais, où la bonne entente prenait largement le dessus sur le nombre incalculable de problèmes rencontrés !

* à Maria S., Antoine D. et Gérard B., pour votre patience à m'aider à explorer les entrailles de mon Inconel au MEB. Pas si évident d'interpréter la rupture !

* Zak A., Véronique M. et Claudine D. au Cdm ainsi que Françoise S. à SafranHE, pour l'aide inestimable que vous m'avez apportée tant sur les aspects administratifs que logistiques. Tout paraît plus simple avec vous.

* à Mathieu D., Oliver B. et Philippe B., pour avoir partagé vos connaissances spécifiques du milieu industriel, même si mes voyages dans la magnifique région pyrénéenne ont été très restreints en raison de la Covid19.

* à Moubine AK. et Sylvain Z. de Safran Aircraft, pour l'intérêt que vous avez démontré concernant mes travaux, pour les nombreuses discussions fructueuses que nous avons eues ainsi que pour les invitations à des réunions afin de partager mes avancées.

* à Alexandre P., qui a accepté d'être mon premier stagiaire ! Ton aide et ton implication sur mon sujet de thèse, ta motivation et ta bonne humeur nous ont fait passer de très bons moments. Je compte sur toi pour m'inviter le jour de ta soutenance !

* à Hélène D. et Yves B., qui, lors de mon premier entretien à 16 ans, à quelques semaines du bac, m'avez fait totalement confiance, en m'intégrant dans le CMI puis en m'y faisant évoluer avec succès pendant les cinq années du cursus sous votre œil bienveillant.
* à Sophie D. et Corrado M., qui m'avez ensuite suivi et apporté votre soutien tout au long du Master.
  Vous êtes tous les quatre ces professeurs qui, grâce à leur investissement au quotidien, motivent et orientent leurs étudiants avec toutes leurs compétences et leur sollicitude. C'est aussi grâce à vous que je soutiens ce travail aujourd'hui. Je ne vous oublierai pas et vous exprime toute ma gratitude.

Enfin, je souhaite remercier ma famille.
Je suis chanceux d'avoir des parents qui m'ont soutenu depuis le début de ma scolarité en me permettant de m'y consacrer pleinement. Ils m'ont toujours épaulé, encouragé à faire ce que j'avais choisi à condition de le faire le mieux possible. Ils m'ont fait grandir dans un climat familial paisible et enrichissant et m'ont également ouvert à d'autres horizons. Le choix entre la musique et la science n'a pas été facile mais pour finir il n'y aura pas de jaloux ! Ma petite sœur Elsi, avec qui je partage une grande complicité, m'a supporté dans tous les sens du terme, pendant toutes ces années, elle qui acceptait, lorsque nous étions enfants, de tester mes inventions de vélos à trois roues ! Et ma dédicace finale se tourne vers Pascale, oreille attentive et bien plus, avec qui j'ai partagé les moments difficiles comme les plus agréables que l'on rencontre dans le parcours d'une thèse et plus largement dans la vie quotidienne.

A tous, merci.

Table des matières

1 Introduction **6**
- 1.1 Contexte général de l'étude . . . 6
- 1.2 Organisation du manuscrit . . . 8
- 1.3 Vers la triaxialité et le paramètre de Lode . . . 9
- 1.4 Notations . . . 11
- 1.5 Glossaire des grandeurs mécaniques . . . 12

2 Campagne expérimentale **13**
- 2.1 Introduction . . . 14
- 2.2 Préambule . . . 15
- 2.3 Géométries d'essais uniaxiaux . . . 16
  - 2.3.1 Éprouvettes axi-symétriques lisses et entaillées . . . 16
  - 2.3.2 Éprouvettes à géométrie plate (D0) . . . 17
  - 2.3.3 Éprouvettes en déformation plane . . . 18
  - 2.3.4 Positionnement des éprouvettes sur le graphique Lode–Triaxialité . . . 19
- 2.4 Géométries d'essais biaxiaux . . . 21
  - 2.4.1 Introduction . . . 21
  - 2.4.2 Éprouvette biaxiale design 1 : D1-PLC (D1P) . . . 21
  - 2.4.3 Éprouvette biaxiale design 2 : D2-Fracture (D2F) . . . 22
  - 2.4.4 Éprouvette biaxiale design 3 : D3-FractureX (D3FX) . . . 23
  - 2.4.5 Positionnement des éprouvettes sur le graphique Lode-Triaxialité . . . 25
- 2.5 Plans de prélèvements et usinage des éprouvettes . . . 26
  - 2.5.1 Plans de prélèvements sur un disque . . . 26
  - 2.5.2 Plans de prélèvements sur une barre . . . 27
  - 2.5.3 Procédé d'usinage . . . 29
- 2.6 Protocole expérimental . . . 30
  - 2.6.1 Dispositifs expérimentaux utilisés pour des éprouvettes testées en uniaxial . . . 30
  - 2.6.2 Dispositif expérimental utilisé pour l'éprouvette bi-axiale . . . 31
  - 2.6.3 Méthodologie de dépouillement des essais . . . 34
- 2.7 Marquage par gravure laser . . . 39
- 2.8 Conclusion . . . 42

3 Mechanical behavior of Inconel718 **44**
- 3.1 Introduction . . . 45
- 3.2 Inconel718 . . . 45
  - 3.2.1 Metallurgy . . . 45
  - 3.2.2 Heat treatments, and hardening mechanisms . . . 48
- 3.3 Finite element modelling framework . . . 49
  - 3.3.1 General framework . . . 49
  - 3.3.2 Description of the model . . . 50
  - 3.3.3 Data input . . . 50
- 3.4 Mechanical behavior at room temperature . . . 55
  - 3.4.1 Towards an inverse identification method . . . 55
  - 3.4.2 Effect of the anisotropy on the behavior . . . 56

3.4.3 Effect of the viscosity on the behavior . . . 57
3.4.4 Choice of the behavior model and details of the optimization . . . 58
3.4.5 Choice of the yield criterion . . . 58
3.4.6 Validation on real geometries . . . 59
3.4.7 Conclusion for 20°C characterization . . . 64
3.5 Mechanical behavior at 500°C . . . 65
3.5.1 Introduction on Portevin-Le Chatelier instabilities . . . 65
3.5.2 Constitutive model including dynamic strain aging . . . 66
3.5.3 Identification strategy of a viscoplastic behavior . . . 67
3.5.4 Validation on real geometries . . . 73
3.5.5 Validity range of the model . . . 78
3.5.6 Role of the machine stiffness . . . 79
3.5.7 Conclusion for 500°C characterization . . . 81
3.6 Conclusion . . . 82

4 Critère de rupture multiaxial pour l'Inconel718 84
4.1 Modélisation des phénomènes de rupture . . . 85
4.1.1 Introduction . . . 85
4.1.2 Formulation générale de modèles découplés . . . 88
4.2 Détermination du mode de rupture . . . 90
4.2.1 Description des modes de ruine et des instabilités . . . 90
4.2.2 Phénomènes observés expérimentalement . . . 93
4.3 Proposition et validation du choix du modèle à 20°C . . . 104
4.3.1 Choix du critère multiaxial . . . 104
4.3.2 Identification des paramètres du critère . . . 106
4.4 Étude de l'influence du PLC sur la rupture . . . 112
4.4.1 Constatations expérimentales de l'effet PLC sur la rupture . . . 112
4.4.2 Vers la dernière bande (Beckett, 1958) . . . 115
4.4.3 Influence du comportement sur l'évolution du trajet de chargement . . . 121
4.4.4 Application du critère de rupture identifié à 20°C sur les essais à 500°C. . . . 125
4.5 Conclusion . . . 126

5 Application à un disque de turbine 128
5.1 Dimensionnement d'un disque alésé : solutions analytiques . . . 129
5.1.1 Cadre et hypothèses de résolution . . . 129
5.1.2 Mise en données du problème . . . 129
5.1.3 Résolution sur un disque alésé . . . 130
5.1.4 Cas d'étude : application avec des données matériau et sur une géométrie . . . 134
5.2 Influence du critère de plasticité à 20°C . . . 136
5.3 Modèle de comportement à 500°C dépendant du temps . . . 139
5.3.1 Modèle PLC sur un disque 3D non alésé . . . 139
5.3.2 Modèle PLC stabilisé et application sur un disque non-alésé . . . 143
5.4 Comparaisons de plusieurs critères de rupture . . . 146
5.4.1 Critère sur la contrainte moyenne : approche globale . . . 146
5.4.2 Critère de stabilité de Hill : approche instabilité géométrique . . . 146
5.4.3 Critère local . . . 147
5.4.4 Comparaison des critères de rupture sur deux géométries de disque . . . 147
5.5 Conclusion . . . 150

6 Conclusion et Perpectives 152

Chapitre 1

Introduction

1.1 Contexte général de l'étude

Les motoristes aéronautiques ont une triple tâche dont les volets sont interdépendants. Ils doivent non seulement assurer la sécurité des passagers en mettant en service des pièces fiables, mais aussi améliorer constamment les performances thermomécaniques et énergétiques des turbomoteurs et, enfin, réduire les coûts dans un monde très compétitif. C'est dans ce cadre à la fois scientifique, réglementaire, économique et environnemental que s'inscrit la problématique de tenue en survitesse des pièces tournantes appelées *rotors*. Les rotors, et en particulier les turbines des turbomoteurs, subissent des chargements thermo-mécaniques extrêmes au cours de la vie d'un moteur d'hélicoptère. C'est pourquoi, la réglementation impose aux motoristes de démontrer lors d'essais réels que ces pièces n'éclatent pas sous l'effet du chargement centrifuge pour des vitesses 20% supérieures aux conditions normales de fonctionnement.

Safran Helicopter Engines (SafranHE) est un leader mondial de la construction de moteurs d'hélicoptères installé dans les Pyrénées–Atlantiques depuis 1942, anciennement connu sous le nom de Turbomeca. Cette société, appartenant au groupe Safran, propose une large gamme de puissance pour les moteurs permettant d'équiper aussi bien des hélicoptères civils, parapublics que militaires. La très large gamme de puissance de moteurs proposée, allant de 450 à 3000 shp (chevaux moteurs) ainsi que la grande modularité et adaptabilité de ces moteurs, contribue au réel succès de la société. Dans le cadre militaire, ces moteurs peuvent équiper de petits appareils de reconnaissance de type Colibri à l'imposant transporteur de troupes Super Puma, mono ou multi-moteurs. A titre d'information, la société Safran Helicopter Engines, forte de son empreinte pyrénéenne, a pour habitude de donner à ses moteurs des noms de lacs et de monts (Arrius, Arriel, Ardiden) de la région.

Plusieurs types de turbomoteurs existent même si leur principe et leur fonctionnement sont similaires : transformer l'énergie cinétique produite au cours de la combustion des gaz en énergie mécanique pour mettre un arbre en rotation (figure 1.1).

Plus précisément, un flux d'air rentre par les orifices situés au-dessus de l'habitacle de l'hélicoptère pour être comprimé par une ou plusieurs rangées de **compresseurs**. Une fois acheminé dans la **chambre de combustion**, le comburant (l'air) est mélangé à un carburant pour être brûlé. La détente des gaz se produit et permet de mettre en rotation un ou plusieurs disques appelés **turbines haute pression** (HP). L'arbre qui les traverse et sur lequel ils sont fixés entraîne ainsi tous les composants précédents qui y sont reliés : c'est le générateur de gaz (partie en bleu marine sur la figure 1.1). Dans un dernier temps, le flux d'air chaud issu du disque de turbine HP est récupéré pour mettre en rotation la seconde partie du moteur : un ou plusieurs disques de **turbines** dénommées turbines de **puissance ou libres**. Ces dernières entraînent alors, par le biais de réducteurs et d'un arbre de sortie, les pales de l'hélicoptère qui se mettent en mouvement conférant la puissance nécessaire pour faire décoller l'engin.

L'ensemble des composants d'un turbomoteur est soumis à des contraintes thermiques et mécaniques variées. Ceci implique l'utilisation de matériaux spécifiques et adaptés au mieux à leur fonction dans le moteur. La partie chaude du moteur, positionnée en sortie de combustion, est généralement dissociée du reste du moteur du fait de sa criticité. Les vitesses de rotation imposées au disque de turbine haute pression sont de l'ordre de 50 000 tr/min pour des champs de température élevés,

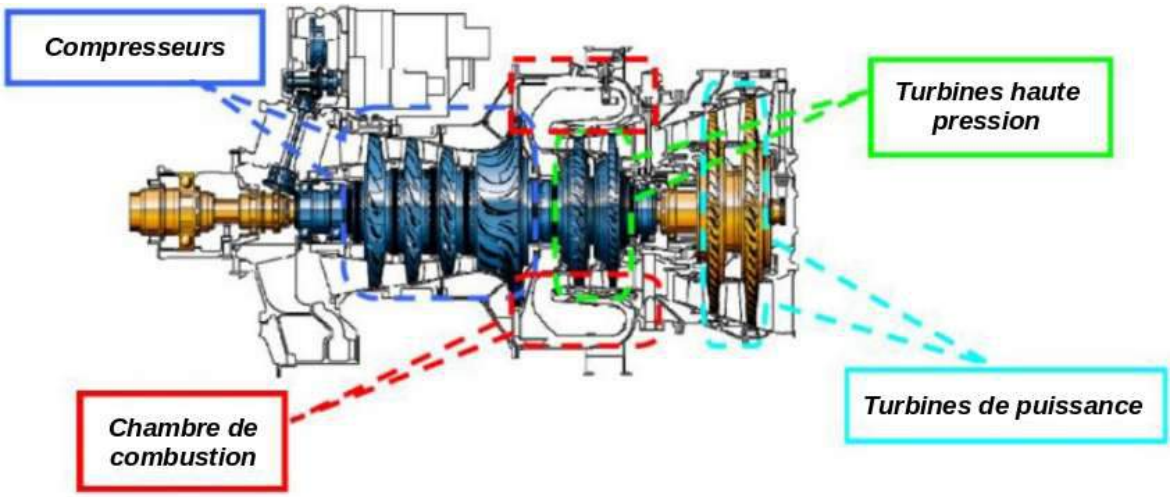


FIGURE 1.1 – Schéma d'un turbomoteur Safran Helicopter Engines. Le flux d'air entre par la gauche pour être évacué dans la partie droite du schéma.

entre 400 et 650°C. Ces disques, pleins ou alésés (troués au centre), ont un diamètre de l'ordre de 20 cm avec sur leur surface extérieure un brochage (interpales) permettant d'accueillir et de fixer les pales.

Plusieurs phénomènes peuvent entraîner la survitesse des disques de turbine s'ils ne sont pas traités. On peut par exemple citer le cas d'un sur-débit de carburant dans la chambre de combustion qui vient accélérer le disque de turbine HP, ou encore le cas d'une rupture de l'arbre entre la turbine libre (ou de puissance) et les pales de l'hélicoptère qui annule le couple résistant des pales sur le disque et mène à son accélération. Par ailleurs, on peut recenser deux types de rupture qui peuvent provoquer l'éclatement de disques. Une rupture dite de jante ou radiale indique qu'une partie du diamètre extérieur se détache alors que le moyeu reste intact et une rupture dite cerceau ou cylindrique indiquant que l'ensemble du disque se désagrège le long de plans radiaux en deux ou plusieurs parties (figure 1.2).

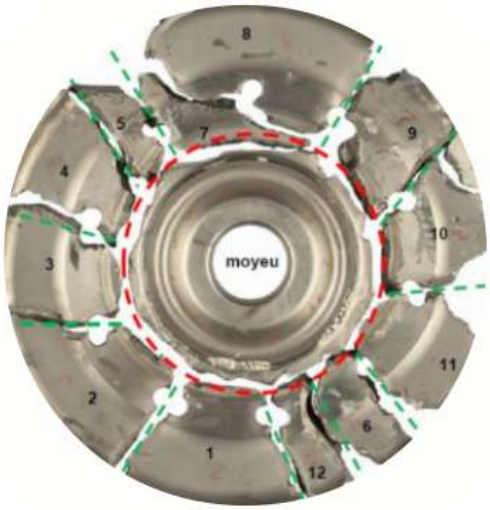


FIGURE 1.2 – Reconstitution des morceaux d'un disque éclaté par essai chez SafranHE. Compétition du mode de rupture entre les pointillés en rouge qui indiquent une rupture de jante et les pointillés en vert qui indiquent une rupture en cerceau.

C'est pourquoi, il est primordial de connaître la vitesse maximale que peut supporter un disque pour s'assurer que celui-ci soit capable de résister à des régimes de survitesse. Même si des essais de certification sont imposés par l'EASA (European Union Aviation Safety Agency) aux motoristes pour assurer la sûreté des pièces tournantes, l'enjeu est de les limiter (car chronophages et très couteux) grâce à des modèles numériques fiables. Ainsi, le développement des méthodes numériques, pour le dimensionnement, pour la prédiction des performances ainsi que pour la prévision de la vitesse d'éclatement

des disques, a permis de nombreuses avancées dans l'amélioration de la conception des turbomachines. Cependant la complexité et les enjeux de la problématique imposent de tenter d'apporter des réponses complémentaires.

Dans ce contexte, les travaux présentés dans cette thèse ont pour objectif principal de proposer une nouvelle démarche permettant la construction d'un critère de rupture multiaxial pour les disques de turbines d'hélicoptères. Cette démarche nécessite d'abord de réaliser une caractérisation fine et approfondie, à température ambiante et à haute température de l'alliage, IN718, utilisé dans la conception des disques, après avoir pris soin de définir avec précision les différentes géométries d'éprouvettes qui permettent de créer la diversité des états de sollicitation subies par le disque. Puis, d'effectuer la prise en compte du comportement complexe, essentiellement la viscosité non prise en compte aujourd'hui, pour l'analyse globale d'instabilité. Enfin, de proposer, à la lumière des résultats obtenus, un critère de rupture différent de celui actuellement utilisé en conception, reposant sur une approche locale. La finalité de ce travail repose sur la transposition des résultats de l'éprouvette à la structure dans le but de montrer les avantages de ce nouveau critère.

1.2 Organisation du manuscrit

Pour répondre à ces objectifs, deux volets majeurs orientent ces travaux : le premier est expérimental afin de caractériser finement le matériau d'étude IN718 et le second est numérique afin de permettre la mise en place et l'application des lois sur le disque de turbine. Ces deux volets sont imbriqués tout au long du manuscrit. Ces travaux s'inscrivent dans la continuité de Tvergaard (1993); Mazière et al. (2009); Mazière et al. (2010) et plus récemment sur ceux de Wang et al. (2012); Benzerga et al. (2016); Song et al. (2020).

Le manuscrit est divisé en quatre chapitres.

Le chapitre 2 retrace la mise en œuvre de la campagne expérimentale, en insistant sur le choix et le dimensionnement des éprouvettes, l'optimisation des plans de prélèvements dans la matière mise à disposition ainsi que le procédé d'usinage réalisé. Le protocole expérimental ainsi que les outils d'exploitation des résultats utilisés sont exposés. Enfin, dans cette partie, une innovation majeure portant sur une nouvelle technique de gravure laser sur les éprouvettes testées est présentée.

Le chapitre 3 explore les propriétés du matériau et pose le cadre éléments finis utilisé. Puis les résultats d'essais mécaniques –réalisés aux températures de 20°C et à 500°C– sont détaillés pour l'ensemble des éprouvettes. Pour chacune des températures, la méthode d'identification de la loi de comportement viscoplastique est décrite en prenant en compte les essais mécaniques obtenus sur l'ensemble des géométries. A haute température, la caractérisation fine de l'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) est détaillée.

Après avoir établi le cadre bibliographique de la recherche du critère de rupture, le chapitre 4 est dédié à la construction de ce critère en prenant soin d'expliciter la méthode d'identification de tous les paramètres impliqués et de confronter le critère obtenu à l'ensemble des résultats de la base expérimentale. De plus l'effet PLC sur le phénomène de rupture est étudié expérimentalement et comparé aux résultats obtenus à partir de plusieurs modèles numériques.

Enfin le chapitre 5 vise à transposer l'ensemble des résultats précédemment trouvés aux disques de turbines. Une solution analytique est donnée dans le domaine élastoplastique sur les champs de contrainte et de déformation. Une simulation 3D d'un disque représentatif en présence de PLC est effectuée montrant l'apparition de bandes de déformation à des endroits spécifiques. Le nouveau critère est comparé à deux autres critères de rupture.

La conclusion générale résume les résultats majeurs et innovants de ce travail en précisant leurs limites et évoque des pistes qui pourraient être initiées pour développer de nouvelles perspectives.

1.3 Vers la triaxialité et le paramètre de Lode

Tout au long de ce manuscrit, deux paramètres sont constamment évoqués. C'est pourquoi le choix a été fait de leur consacrer, dès à présent, un paragraphe de référence qui permette de les introduire, de les décrire et de les définir en relation directe avec la problématique de la rupture du disque de turbine qui peut subir des sollicitations locales très diverses.

Deux paramètres, sur lesquels sont basés actuellement de nombreux critères de rupture multiaxiaux, jouent un rôle critique dans la dégradation des propriétés matériaux : la triaxialité et le paramètre de Lode. La croissance de cavités est pilotée par la **triaxialité**, la distorsion des cavités et la coalescence de ligaments intercavités sont pilotées par le **paramètre de Lode**. Ces deux paramètres jouent un rôle critique dans la dégradation des propriétés du matériau. C'est pourquoi leur intégration est réalisée de manière empirique dans les modèles de rupture.

Ces deux grandeurs sont définies en fonction du tenseur des contraintes, $\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}$. Il convient donc d'indiquer les trois invariants du tenseur des contraintes :

$$I_1 = \text{trace}\,(\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}) = \sigma_{ii} \tag{1.1}$$

$$J_2 = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \tag{1.2}$$

$$J_3 = \det(\underset{\sim}{\boldsymbol{s}}) = \frac{s_{ij} s_{jk} s_{ki}}{3} \tag{1.3}$$

où $\underset{\sim}{\boldsymbol{s}}$ est la partie déviatorique du tenseur $\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}$ et définie par $\underset{\sim}{\boldsymbol{s}} = \underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}} - \frac{1}{3}\text{trace}\,(\sigma)\underset{\sim}{\boldsymbol{I}}$.

La contrainte moyenne ainsi que la contrainte équivalente peuvent être définies en fonction de ces invariants :

$$\bar{\sigma}_m = \frac{I_1}{3} \tag{1.4}$$

$$\sigma_{eq} = J_2 \tag{1.5}$$

Ainsi, la triaxialité, T, et le paramètre de Lode, L, sont définis en fonction de ces invariants ou des composantes principales du tenseur des contraintes, $\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}$, de la manière suivante :

$$T = \frac{\bar{\sigma}_m}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3}\frac{I_1}{\sqrt{3J_2}} = \frac{1}{3}\frac{\text{trace}\,\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}}{\sigma_{eq}} = \frac{\sqrt{2}}{3}\frac{|O\vec{O}'|}{|O'\vec{P}|} \tag{1.6}$$

$$-1 \leq L = cos(3\theta) = \frac{27}{2}\frac{J_3}{J_2^3} = \frac{\sigma_I - 2\sigma_{II} + \sigma_{III}}{\sigma_I - \sigma_{III}} \leq 1 \tag{1.7}$$

Afin de comprendre la signification de ces deux paramètres, il est possible de les représenter géométriquement dans le repère des contraintes principales σ_I, σ_{II} et σ_{III}. La surface de charge, ou surface à iso-taux de contrainte équivalente ou encore plan déviatorique π, est un hexagone dans le cas du critère de plasticité de type Tresca et un cercle pour le critère de von Mises en 2D. En 3D, cette surface se transforme, dans le cas du critère de Von-Mises, par un cylindre d'axe principal $(1, 1, 1)$. A partir de cette représentation apparaît un cône (représenté en rouge sur la figure 1.3) à iso-taux de triaxialité, défini par la surface de charge, la base, et la hauteur $|O\vec{O}'|$, définie par la pression hydrostatique reliée à la trace du tenseur des contraintes. Une fois sur la base du cône, le paramètre de Lode (en vert sur la figure 1.3), donne l'état de sollicitation que subit un point matériel : traction uniaxiale, biaxiale, cisaillement.

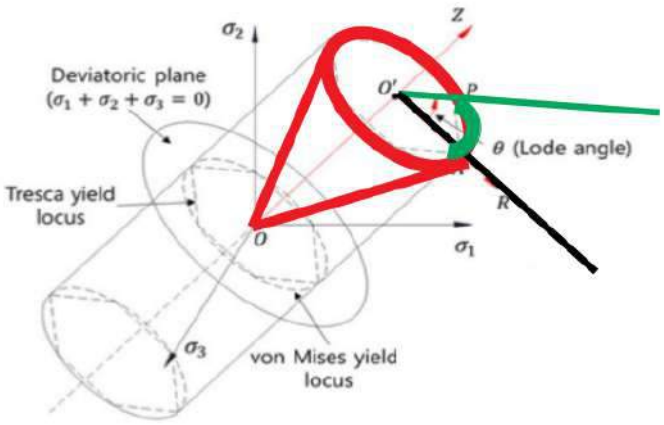


FIGURE 1.3 – Représentation géométrique de la triaxialité et du paramètre de Lode.

Une courbe dite de référence est tracée en fonction de ces deux paramètres. Celle-ci se place dans le cadre des contraintes planes, ce qui impose qu'au moins une des composantes principales du tenseur des contraintes soit nulle. Ainsi en faisant varier les trois composantes principales, on définit trois domaines sur la figure 1.4 : un domaine correspondant à la compression (points en vert), un domaine correspondant au cisaillement (points en rouge) et un domaine correspondant à la traction (points en bleu).

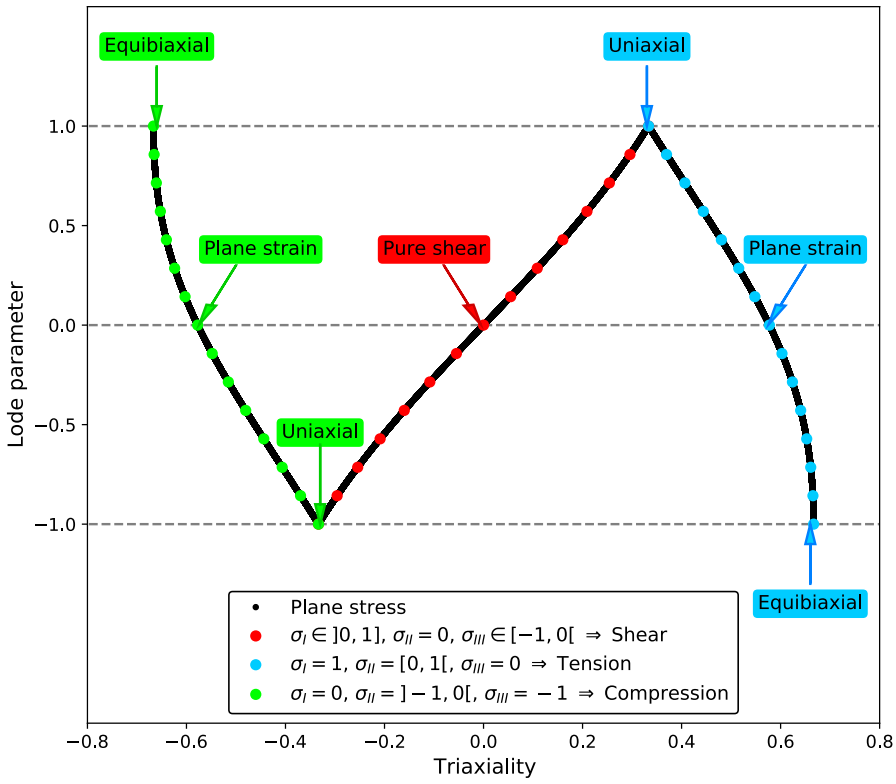


FIGURE 1.4 – Représentation de la triaxialité et du paramètre de Lode en contrainte plane. Trois domaines se différencient : cisaillement, compression et traction.

Définir un critère de rupture nécessite de connaître les états de sollicitation de la pièce mécanique à étudier. Dans le cas d'un disque, ces états sont déterminés à l'aide de premières simulations par éléments finis réalisées au sein d'un bureau d'étude sur le logiciel éléments finis ANSYS. Un exemple de géométrie de disque est donnée en figure 1.5. De cette manière les champs locaux (T,L) peuvent être extraits sur l'intégralité du disque et tracés sur le graphique Lode-Triaxialité (figure 1.6).

Il apparaît (figures 1.5 et 1.6) que les points du perçage (représentés en vert) figurent sur le graphique pour un paramètre de Lode positif et des taux de triaxialité variant entre $T = 0.3$ et $T = 0.8$. Ces points sont principalement sollicités dans un état local de traction uniaxiale. Les points du col, représentés en bleu, sont majoritairement situés autour d'un paramètre de Lode $L = 0$, représentatif d'un état de déformation plane. Enfin les points du centre du col, représentés en rouge, se situent à un paramètre de Lode négatif. A cet endroit il semble qu'une compétition s'installe entre les efforts tangentiels et radiaux impliquant un état de bi-traction. Il apparait donc clairement que le disque, sollicité en force centrifuge, montre une variété importante de sollicitations locales en fonction du point étudié. Cette étude menée sur cet exemple de géométrie est réalisée pour indiquer au lecteur la diversité des sollicitations locales que peut subir un disque en fonctionnement. Ainsi le critère de rupture à mettre en place doit intégrer la diversité de ces chargements, à savoir une triaxialité uniquement positive, excluant les chargements en compression, et un paramètre de Lode variant entre ± 1.

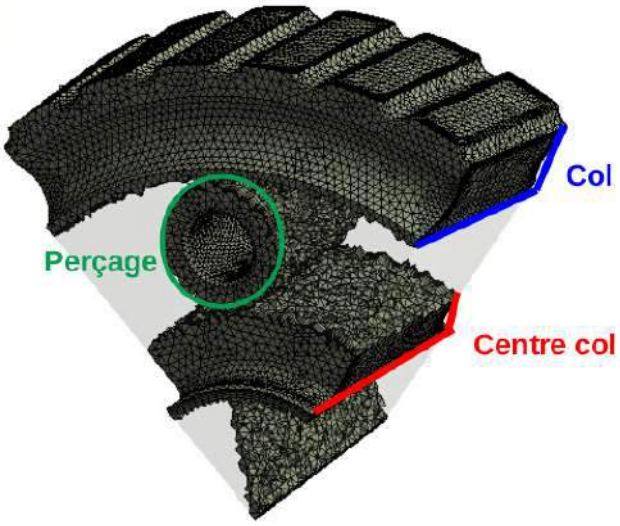


FIGURE 1.5 – Géométrie d'un disque maillé sur lequel trois zones sont identifiées.

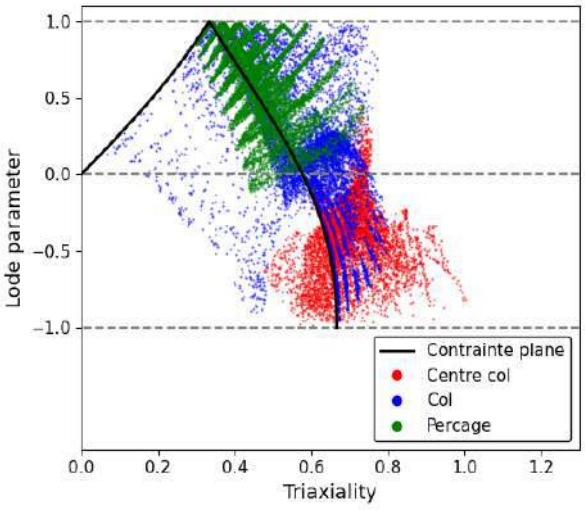


FIGURE 1.6 – État de sollicitation d'un disque sur trois zones spécifiques.

1.4 Notations

Type	Notation	Exemple
Scalaire	a	Limite d'élasticité R_0
Vecteur	$\underline{\boldsymbol{a}}$	Axe $\underline{\boldsymbol{e}}_z$
Tenseur d'ordre 2	$\underset{\sim}{\boldsymbol{a}}$	Tenseur des contraintes de Cauchy $\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}$
Tenseur d'ordre 4	$\underset{\approx}{\boldsymbol{A}}$	Tenseur d'élasticité $\underset{\approx}{\boldsymbol{E}}$
Inversion tenseur d'ordre 4	$\underset{\approx}{\boldsymbol{A}}^{-1}$	Tenseur de souplesse $\underset{\approx}{\boldsymbol{E}}^{-1}$
Valeurs principales	$x_I > x_{II} > x_{III}$	$\sigma_I > \sigma_{II} > \sigma_{III}$ dans l'ordre croissant
Produit contracté	$a = \underset{\sim}{\boldsymbol{X}} : \underset{\sim}{\boldsymbol{Y}}$	$a = X_{ij}Y_{ij}$
Produit doublement contracté	$\underset{\sim}{\boldsymbol{a}} = \underset{\approx}{\boldsymbol{X}} : \underset{\sim}{\boldsymbol{Y}}$	$A_{ij} = X_{ijkl}Y_{kl}$
Dérivée temporelle	$\dot{a}$	Vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$
Évolution par rapport à un instant initial	$\Delta A = A - A_0$	Variation de l'allongement ΔL

1.5 Glossaire des grandeurs mécaniques

Notation	Description
$\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}$	Tenseur des contraintes de Cauchy
σ^H	Partie hydrostatique du tenseur des contraintes
$\underset{\sim}{\boldsymbol{s}}$	Déviateur des contraintes
$\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}$	Tenseur des déformations
$\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}^e$	Tenseur des déformations élastiques
$\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$	Tenseur des déformations plastiques
ε^H	Partie hydrostatique du tenseur des déformations
$\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}^D$	Déviateur des déformations
$\underset{\sim}{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}$	Tenseur des vitesses de déformation
p	Déformation plastique cumulée
σ_i, ε_i	Contrainte et déformation ingénieur
σ_v, ε_v	Contrainte et déformation rationnelle
σ_{eq}^M	Contrainte équivalente de von Mises
σ_{eq}^H	Contrainte équivalente de Hosford
E	Module de Young
ν	Coefficient de Poisson
F	Force appliquée sur l'éprouvette
S	Section de la partie utile de l'éprouvette
Φ_0	Diamètre initial de l'éprouvette
Φ	Diamètre de section minimale de l'éprouvette
R_0	Limite d'élasticité
R_m	Contrainte maximale en traction
R_u	Contrainte à rupture en traction
T	Triaxialité de Mises
L	Paramètre de Lode de Mises
T^*	Triaxialité de Hosford
L^*	Paramètre de Lode de Hosford
W	Fonction d'endommagement
ξ	Fonction coût à minimiser
ϵ	Tolérance
κ	Rapport de chargement pour les éprouvettes biaxiales

Chapitre 2

Campagne expérimentale

Ce chapitre donne une description de la campagne expérimentale à mettre en œuvre pour obtenir une caractérisation robuste du comportement et de la rupture de l'alliage. Cette étape s'avère longue et itérative nécessitant une remise en cause constante tout en laissant place à une certaine liberté et créativité. Cette phase du travail est complexe et décisive pour pouvoir valider dans un second temps les hypothèses et les modèles qui sont développés et appliqués lors de simulations numériques. En ce sens, elle mérite d'être soigneusement argumentée et déployée en bonne adéquation avec la pièce mécanique à étudier : le disque de turbine.

This chapter proposes a description of the experimental campaign that is essential to obtain a robust characterization of the behavior and failure of the alloy. This step is long, iterative, and requires constant questioning as well as some freedom and creativity. It is, therefore, complex and decisive to be able to validate, in a second time, the hypotheses and the models that are developed and applied during numerical simulations. In this sense, it deserves to be carefully discussed and deployed in good adequacy with the mechanical part to be studied, the turbine disk.

This chapter presents the deployed experimental devices during the experimental phase. The adaptations of those devices to the specific needs of the study as the work progressed are detailed.

The first part details the design, the realization, and the validation of the uniaxial and biaxial geometries. Both proved to be representative of the local solicitations that a disk undergoes.

The second part classically details the measurement instrumentation and the experimental protocol implemented to realize the mechanical tests. It includes the progress and the implementation of an original idea consisting of engraving a pattern on the specimen allowing a more precise follow-up of the displacement undergone by the specimen during the mechanical test.

Finally, the plans of sampling the specimens in the raw material provided by the industrial collaborator, SafranHE, and the machining method are specified.

Plan du chapitre

2.1 Introduction . . . 14
2.2 Préambule . . . 15
2.3 Géométries d'essais uniaxiaux . . . 16
2.4 Géométries d'essais biaxiaux . . . 21
2.5 Plans de prélèvements et usinage des éprouvettes . . . 26
2.6 Protocole expérimental . . . 30
2.7 Marquage par gravure laser . . . 39
2.8 Conclusion . . . 42

2.1 Introduction

La connaissance du comportement mécanique d'un disque de turbine est indispensable. En effet l'analyse détaillée des déformations irréversibles du comportement à la rupture d'alliages optimisés avec lesquels sont conçus les disques de turbine est l'un des principaux enjeux d'ingénierie conduisant à proposer un modèle de comportement précis et applicable. Pour des raisons évidentes d'optimisation de coûts et d'accessibilité aux moyens d'essais, cette caractérisation ne peut pas être envisagée directement sur la pièce mécanique à étudier mais sur des éprouvettes qui sont plus simples à caractériser et à instrumenter. Deux choix sont alors importants : celui de la géométrie des éprouvettes car il permet de reproduire différents états de sollicitations locaux que peut subir le disque et celui de l'instrumentation des essais sur l'éprouvette car il permet de réaliser des mesures pertinentes. Cette combinaison de choix conduit à une caractérisation fine du matériau à partir de laquelle des approches théoriques sont développées et ensuite confrontées à ces nombreuses expériences instrumentées.

De nombreuses études ont donc été menées sur des géométries uniaxiales variées dans des conditions expérimentales diverses pour analyser le comportement, l'endommagement ou la rupture ductile. Plusieurs géométries telles que les géométries lisses, les géométries entaillées pour faire varier la triaxialité des contraintes et les géométries en déformation plane ont été utilisées pour caractériser différents matériaux (Bai et Wierzbicki, 2008; Brünig et al., 2008; Driemeier et al., 2010; Gao et al., 2010). Des éprouvettes plates et plates trouées au centre ont été étudiées (Dunand et Mohr, 2014; Roth et Mohr, 2016) pour caractériser également la ductilité sous chargement uniaxial. Ces mêmes géométries ont été utilisées sur l'IN718 (Algarni et al., 2015; Haoa et al., 2019; Song et al., 2020).

Dès la conception de structures, la résistance et la déformation de leurs composants sont généralement estimées en utilisant des propriétés uniaxiales. Cependant, en service, ces composants sont le plus souvent chargés dans plus d'une direction, biaxialement par exemple. Il a pourtant été reconnu que les données obtenues à partir d'un essai uniaxial ne sont pas adéquates pour décrire avec précision la déformation multiaxiale (Chen et al., 2006; Khan et Farrokh, 2006) et conduisent à une représentation insuffisante du comportement de la structure. Par conséquent, des essais de traction biaxiale s'avèrent incontournables afin de mieux comprendre le comportement de déformation d'une structure.

Même si des éprouvettes biaxiales, de type cruciforme, sont de plus en plus étudiées sur des alliages métalliques, la mise en place et la réalisation de tels essais s'avèrent compliquées et chronophages. Kulawinski et al. (2015) ont étudié différentes trajectoires de charge biaxiale pour déterminer la surface de charge sur des tôles minces en aluminium. Kleemola et Ranta-Eskola (1976) ont rapporté la variation des paramètres d'écrouissage de différentes tôles en tension uniaxiale et biaxiale. Xiao et al. (2016) et Xiao et al. (2017) ont effectué des essais de traction biaxiale sur un alliage de titane avec différents angles de prélèvement par rapport à la direction de laminage du matériau et ont constaté que la déformation limite était de nature anisotrope. De plus, Srinivasan et al. (2016) ont effectué des essais de traction équi-biaxiale sur ce même alliage et ont montré que la ductilité diminue et que la résistance augmente sous une charge biaxiale. Barbier (2009) ou encore Abecassis et al. (2019) se sont intéressés à la fatigue biaxiale sous un grand nombre de cycles et à la fissuration d'aciers. Jiabin et al. (2020) et Brünig et al. (2021) ont étudié le comportement anisotrope jusqu'à rupture de tôles minces en aluminium. Cependant ces géométries ont montré une tendance à localiser la déformation et donc à amorcer la rupture à des endroits non souhaités. C'est pourquoi de nouvelles géométries ont été récemment étudiées et proposées Liedmann et al. (2020) et Gerke et al. (2020) pour lesquelles l'endroit de rupture est maitrisé. Ces géométries ont été développées sur des tôles minces où une large gamme d'états de contrainte a été testée comme le cisaillement superposé à la compression ou à la traction.

Il apparaît donc que de nombreuses géométries ont été élaborées pour caractériser un matériau et que leur type doit être soigneusement adapté à leur domaine d'utilisation. Cependant, chacun de ces travaux demeure très ciblé sur un besoin de connaissance particulier et se révèle insuffisant, dans le cadre d'un disque de turbine, pour obtenir une loi de comportement et un critère de rupture représentatifs d'un ensemble de sollicitations locales.

L'instrumentation est également un facteur fondamental dans la bonne conduite des essais et donc dans l'obtention de résultats fiables. La technique de mesure la plus couramment utilisée dans la littérature pour mesurer l'allongement longitudinal que subit une éprouvette au cours d'une sollicitation mécanique est l'extensométrie, avec un extensomètre longitudinal réel placé au contact de celle-ci. Plus rarement, un extensomètre radial peut être ajouté pour mesurer le rétrécissement de section de l'éprouvette (Defaisse et al., 2018). Cependant cette technique s'avère peu précise puisque pour des éprouvettes lisses par exemple, l'endroit où se produit le rétrécissement n'est pas connu à l'avance. C'est pourquoi des méthodes alternatives, par observations de l'éprouvette, ont été proposées. Plus récemment, certains auteurs Rosa et al. (2001); Majzoobi et al. (2015); Defaisse et al. (2018), ont utilisé une caméra pour analyser et mesurer le rétrécissement de section de l'éprouvette ainsi que la forme de la courbure du rétrécissement. Cette technique a ensuite été appliquée dans le cadre d'une caractérisation anisotrope du matériau (Rosa et Mirone, 2013) en utilisant cette fois deux caméras synchronisées pour reconstituer la forme elliptique du rétrécissement. D'autres chercheurs (Rekik et al., 2016) ont mis au point des mesures par scans de la zone utile de l'éprouvette.

Par ailleurs, lorsque le matériau nécessite une caractérisation plus fine, où l'accès au champ de déplacement local est nécessaire, la corrélation 2D ou stéréo-corrélation (3D) est effectuée (Swaminathan et al., 2015). Cette méthode est aujourd'hui beaucoup utilisée même si la mise en place du dispositif, le calibrage et le dépouillement sont des étapes longues.

En conclusion peu de travaux conjuguent l'étude d'une variété de géométries et l'utilisation d'une instrumentation fine. Ce sont pourtant ces deux paramètres qui conditionnent l'obtention d'une identification robuste du comportement du matériau et d'observations riches de son comportement jusqu'à la rupture.

C'est pourquoi, ce chapitre est consacré à la présentation des dispositifs expérimentaux qui ont été utilisés et dont certains ont été adaptés aux besoins spécifiques de l'étude au fur et à mesure de l'avancée de ce travail. La première partie décrit avec précision la conception, la réalisation et la validation des géométries uniaxiales et biaxiales qui se sont révélées être adaptées aux types de sollicitations locales que subit un disque de turbine ainsi que les grandeurs d'intérêt qui leur sont associées. La deuxième partie détaille classiquement l'instrumentation de mesure et le protocole expérimental mis en œuvre pour la réalisation des essais mécaniques. Elle inclut le cheminement et la mise en oeuvre d'une idée originale consistant à la gravure d'un motif sur l'éprouvette permettant un suivi plus précis du déplacement subi par l'éprouvette au cours de l'essai mécanique. Enfin les plans de prélèvements des éprouvettes dans le barreau fourni par l'entreprise ainsi que la méthode d'usinage sont précisés.

2.2 Préambule

Les éprouvettes ont fait l'objet d'un dimensionnement qui a été réalisé grâce à des simulations numériques itératives. Cette étape est cruciale puisqu'elle permet de s'assurer que, d'une part l'éprouvette engendrera une déformation localisée dans la zone souhaitée, et d'autre part, que la force requise pour provoquer la rupture de la pièce est couverte par la capacité de la machine d'essai. Cette étape est également contrainte par l'utilisation de montages déjà existants et par les dimensions de la pièce dans laquelle sont prélevées les éprouvettes. Ces simulations, basées sur une connaissance minimale du matériau, doivent être menées pour éviter tout endommagement des machines que l'on utilise.

Pour rendre la lecture du chapitre plus aisée, la géométrie des éprouvettes est présentée succinctement. Toutes les dimensions utiles à leur fabrication sont données en annexe. De plus, un code couleur unique a été adopté dans l'ensemble de ce document pour mieux visualiser chaque géométrie des éprouvettes.

2.3 Géométries d'essais uniaxiaux

Les essais uniaxiaux réalisés les plus communément à ce jour sont toujours importants à mener pour avoir une bonne connaissance du comportement et de la rupture du matériau. En effet, dans le cadre de l'étude d'un disque en rotation, celui-ci rencontre de manière locale des états critiques similaires à ceux générés par ce type d'essais. C'est pourquoi nous avons choisi de réaliser des essais de traction sur des éprouvettes axi-symétriques lisses et entaillées, sur des éprouvettes en déformation planes et plates, entaillées ou non. Ces éprouvettes ont été testées pour deux températures, 20°C et 500°C et, pour certaines d'entre elles, sur une large plage de vitesses de déformation imposées.

2.3.1 Éprouvettes axi-symétriques lisses et entaillées

Éprouvette axi-symétrique lisse (AL ou ST)

L'éprouvette axi-symétrique lisse (AL) (figure 2.1) est l'éprouvette de référence pour caractériser le comportement mécanique sous chargement uniaxial d'un matériau. Soumise à un effort de traction F sur les filets, l'éprouvette est sollicitée sur sa partie utile en traction simple. La zone utile ou zone centrale se caractérise par une zone où la déformation induite par le chargement est dans un premier temps homogène jusqu'à l'apparition dans un second temps d'une localisation de la déformation. A l'échelle macroscopique cela se traduit par l'apparition d'une striction (réduction importante du diamètre de l'éprouvette à un endroit précis) à l'endroit où la déformation devient hétérogène. Enfin cette éprouvette garantit une striction, et donc un amorçage de la rupture au sein de cette zone, dont la position exacte est inconnue avant la réalisation de l'essai.

FIGURE 2.1 – Éprouvette axi-symétrique lisse (AL). Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

Les grandeurs d'intérêt une fois l'essai réalisé sont la déformation (ε_i) et la contrainte (σ_i) exprimées dans la configuration de référence, *grandeurs ingénieurs*, la déformation (ε_v) et la contrainte (σ_v) exprimées dans la configuration actuelle, *grandeurs vraies*, ainsi que la réduction diamétrale (ϕ^*) calculées de la façon suivante :

$$\varepsilon_i = \frac{\Delta L}{L_0} \qquad (2.1) \qquad \sigma_i = \frac{F}{S_0} = \frac{4F}{\pi \Phi_0^2} \qquad (2.2) \qquad \phi^* = \frac{\phi}{\phi_0} \qquad (2.3)$$

$$\varepsilon_v = \log\left(1 + \varepsilon_i\right) \qquad (2.4) \qquad \sigma_v = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0}\left(1 + \varepsilon_i\right) = \sigma_i(1 + \varepsilon_i) \qquad (2.5)$$

où ΔL est l'écartement mesuré au cours de l'essai entre deux points situés par exemple aux extrémités de la zone utile, L_0, la longueur initiale de la zone utile, F, la force mesurée par la cellule de charge, S_0, la surface initiale de la zone utile, ϕ_0, le diamètre mesuré avant l'essai et ϕ le diamètre mesuré au cours de l'essai.

Éprouvettes axi-symétriques entaillées (AE)

Les éprouvettes axi-symétriques entaillées (AE ou NT pour *notched tensile*) sont des éprouvettes où une entaille de rayon R est dessinée dans la zone utile. L'éprouvette est toujours sollicitée en traction simple mais cette fois-ci la déformation dans la zone utile n'est plus homogène dès le début de l'essai. La géométrie implique que la déformation y est localisée avant d'assister à la rupture de l'éprouvette dans cette zone.

Il a été décidé d'étudier trois géométries (figures 2.2a, 2.2b, 2.2c) avec un rayon d'entaille R de plus en plus sévère pour un diamètre ϕ_0 identique. On remarquera, de part et d'autre de l'entaille, deux

rainures permettant de faciliter la position de l'extensomètre et d'éviter tout glissement au cours de l'essai. La distance, L_0, entre ces deux rainures est identique pour les trois géométries.

(a) AE10 - NT10 (b) AE4 - NT4 (c) AE2 - NT2

FIGURE 2.2 – Éprouvettes axi-symétriques entaillées (AE - NT) de diamètre identique mais de rayon d'entaille de plus en plus sévère (représentées en couleur magenta, rouge puis jaune). Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

Ces éprouvettes sont conçues de manière à pouvoir contrôler et faire augmenter la triaxialité au centre de l'éprouvette. Bridgman (1952) propose une formule analytique permettant de déterminer la triaxialité T_0 au centre de l'éprouvette en fonction de ses caractéristiques géométriques :

$$T_0 = \frac{1}{3} + \log\left(1 + \frac{\phi_0}{4R}\right) \tag{2.6}$$

A titre de comparaison, la triaxialité des contraintes déterminée analytiquement par la formule 2.6 pour les différentes géométries lisse et entaillées est présentée dans le tableau 2.1. Cette approche est valable dans l'hypothèse où l'on ne tient pas compte de l'évolution de la géométrie de l'entaille au cours de la déformation et donc pour un chargement bien en amont de l'apparition de la striction. Bao et Wierzbicki (2005) proposent une formule analytique modifiée prenant en compte l'évolution géométrique. *On verra par la suite, grâce aux calculs éléments finis, qu'après striction ces valeurs augmentent de manière significative.*

Type	**AL**	**AE10**	**AE4**	**AE2**
Bridgman	0.33	0.55	0.82	1.14

TABLE 2.1 – Valeurs analytiques de la triaxialité déterminées à partir de l'équation 2.6.

Les grandeurs d'intérêt, une fois l'essai réalisé, sont le déplacement extensométrique, (U_{ext}), la contrainte ingénieur, (σ_i) ainsi que la réduction diamétrale, (ϕ^*) :

$$U_{ext} = \Delta L \tag{2.7}$$

$$\sigma_i = \frac{F}{S_0} = \frac{4F}{\pi\Phi_0^2} \tag{2.8}$$

$$\phi^* = \frac{\phi}{\phi_0} \tag{2.9}$$

où ΔL est la différence d'écartement mesuré au cours de l'essai entre les deux rainures, F, la force calculée par la cellule de charge, S_0, la surface initiale en fond d'entaille, ϕ_0, le diamètre mesuré avant l'essai et ϕ le diamètre mesuré au cours de l'essai.

2.3.2 Éprouvettes à géométrie plate (D0)

Éprouvette plate

L'éprouvette plate (D0) à tête trouée (figure 2.3) est très similaire à l'éprouvette axi-symétrique lisse. Celle-ci est soumise à un effort de traction F via l'utilisation de goupilles fixées aux traverses de la machine de traction. La zone utile concentre de la même manière que l'éprouvette axi-symétrique lisse une déformation homogène jusqu'à striction et les grandeurs d'intérêt y sont identiques à l'exception du calcul de S_0 qui s'exprime comme le produit de la largeur de la zone utile, l, par son épaisseur e. L'état de contrainte est ici dans un état intermédiaire entre un état de contrainte plane et un état de contrainte axi-symétrique.

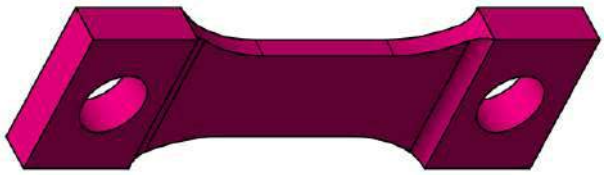


FIGURE 2.3 – Éprouvette plate (D0). Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

Cette géométrie a beaucoup été utilisée dans le but d'étudier l'apparition de bandes de localisation induites par le phénomène Portevin-Le-Chatelier compte tenu de la limitation d'une corrélation 2D à haute température. Un mouchetis tenant à haute température a été réalisé sur l'ensemble de ces éprouvettes dans le but d'accéder à une grandeur d'intérêt local, le champ de déplacement.

Éprouvette plate entaillée (D0E)

L'éprouvette plate entaillée (figure 2.4) permet, de la même façon que l'éprouvette axi-symétrique entaillée, d'augmenter la triaxialité des contraintes. Cependant compte tenu des surfaces planes, l'effet d'entaille est plus limité. Le rayon d'entaille est ici identique à celui de la NT4.

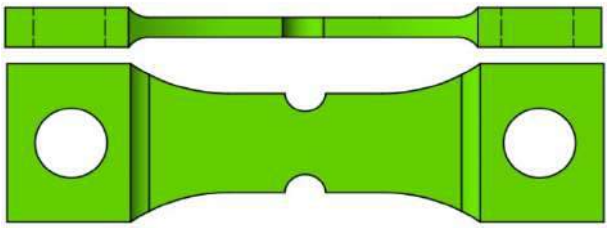


FIGURE 2.4 – Éprouvette plate entaillée (D0E). Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

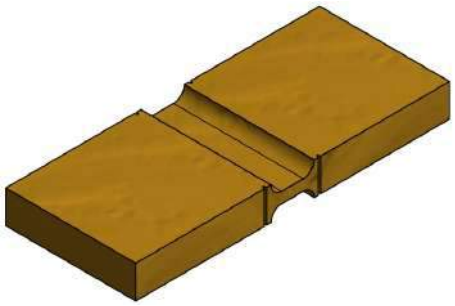
Cette géométrie a principalement été utilisée pour mieux comprendre l'influence d'une entaille sur l'apparition des instabilités induites par le phénomène de Portevin-Le-Chatelier. De la même manière que l'éprouvette plate, un mouchetis a été utilisé dans le but d'accéder localement au champ de déplacement.

2.3.3 Éprouvettes en déformation plane

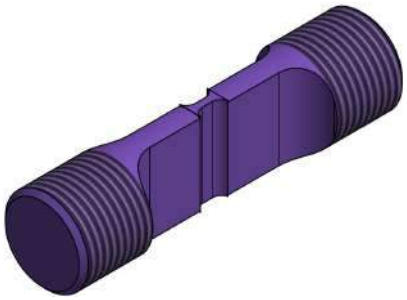
Éprouvette déformation plane (DP)

L'éprouvette de déformation plane (DP) est construite sur le même modèle que l'éprouvette plate à la différence que la largeur l est très supérieure (douze fois dans notre cas) à son épaisseur e. Cette nouvelle géométrie confère à la zone utile de l'éprouvette un état de quasi déformation plane. Les simulations numériques élasto-plastiques permettent de confirmer que la déformation totale dans la direction de l'épaisseur, ε_{33}, est quasiment nulle.

Deux géométries d'attache de cette éprouvette sont à distinguer par la suite : l'une à tête plate (figure 2.5a) et l'autre à tête axi-symétrique (figure 2.5b). Les éprouvettes à tête axi-symétrique ont été utilisées pour les essais à chaud compte-tenu de la machine d'essai et du montage mis à disposition et les éprouvettes à tête plate ont été utilisées à température ambiante dans l'objectif de diminuer le coût matière. Au cours des essais sur éprouvette à tête plate, il est très difficile d'être sûr que l'éprouvette soit sollicitée parfaitement perpendiculairement à son axe. C'est pourquoi deux extensomètres placés de part et d'autre de la zone utile sont utilisés afin de savoir si une légère rotation est induite au cours du chargement. Trois courbes seront généralement tracées lors de la présentation des résultats : i) le déplacement mesuré par l'extensomètre lorsqu'il est placé à gauche ii) le déplacement mesuré par l'extensomètre lorsqu'il est placé à droite et iii) une moyenne de ces deux mesures que l'on appellera courbe moyenne.



(a) DP à têtes plates.



(b) DP à têtes axi-symétriques.

FIGURE 2.5 – Éprouvettes de déformation plane (DP). Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

Les grandeurs d'intérêt sont les deux déplacements extensométriques de part et d'autre de la zone utile, (ΔL_1) et (ΔL_2), la moyenne (U), et la contrainte ingénieur (σ_i) :

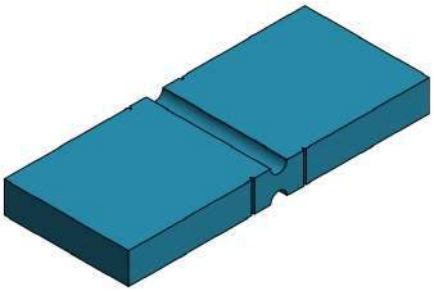
$$U_{ext1} = \Delta L_1 \qquad (2.10) \qquad U_{ext2} = \Delta L_2 \qquad (2.11)$$

$$U =< U_{ext1} + U_{ext2} > \qquad (2.12) \qquad \sigma_i = \frac{F}{S_0} = \frac{F}{le} \qquad (2.13)$$

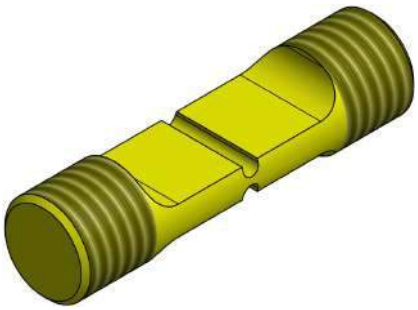
Éprouvette déformation plane entaillée (DP6)

L'éprouvette de déformation plane entaillée (DP6) joue le même rôle que l'éprouvette axi-symétrique entaillée. Celle-ci vise à reprendre l'éprouvette de déformation plane en ajoutant un rayon d'entaille R permettant à nouveau d'augmenter la triaxialité des contraintes.

Deux géométries d'attache (figures 2.6a et 2.6b) expliquées précédemment ont été réalisées. Les grandeurs d'intérêt sont les mêmes que celles énoncées dans le paragraphe précédent.



(a) DP6 à têtes plates.



(b) DP6 à têtes axi-symétriques.

FIGURE 2.6 – Éprouvettes de déformation plane entaillées (DP6). Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

2.3.4 Positionnement des éprouvettes sur le graphique Lode–Triaxialité

L'ensemble de ces géométries a été choisi de manière à représenter différents états de sollicitations locaux. Ainsi, chaque éprouvette décrite précédemment peut être positionnée schématiquement sur un diagramme où le paramètre de Lode (L) est tracé en fonction de la triaxialité des contraintes (T) (graphique 2.7). Chaque étoile est associée à une géométrie et est valable pour un état proche de la configuration initiale. On néglige ici le trajet de chargement et donc l'évolution géométrique qui altère l'état de sollicitation local final. De plus, on rappelle que la courbe de couleur noire (courbe de

référence sur la figure 2.7) est établie pour un état en contrainte plane de von Mises (voir chapitre 1.3). Pour chaque géométrie, on calcule le paramètre de Lode ainsi que le coefficient de triaxialité. Il apparaît, comme cela était attendu, que les quatre éprouvettes axi-symétriques (AL, AE10, AE4 et AE2) présentent au centre une valeur du paramètre de Lode égale à 1, ce qui correspond à un état de sollicitation en traction pure. On remarque que la triaxialité augmente avec la sévérité de l'entaille de l'éprouvette. Les éprouvettes plates (D0 et D0E) présentent un paramètre de Lode égal à 0.75 et un coefficient de triaxialité qui augmente avec la présence de l'entaille. Il faut noter que le coefficient de triaxialité est identique pour le même rayon d'entaille des deux éprouvettes (D0E) et (AE4). Enfin pour les éprouvettes en déformation plane (DP) et (DP6), le paramètre de Lode est nul. L'ajout d'une entaille sur l'éprouvette sur cette géométrie se traduit également par une augmentation significative de la triaxialité.

Ainsi, ce graphique 2.7 est très important car il servira de référence. En effet, les différents points critiques du disque de turbine soumis à une force centrifuge pourront être placés sur ce graphique. On pourra en déduire que les points du disque qui occuperont les mêmes positions que celles des éprouvettes obéiront ainsi à la même loi de comportement.

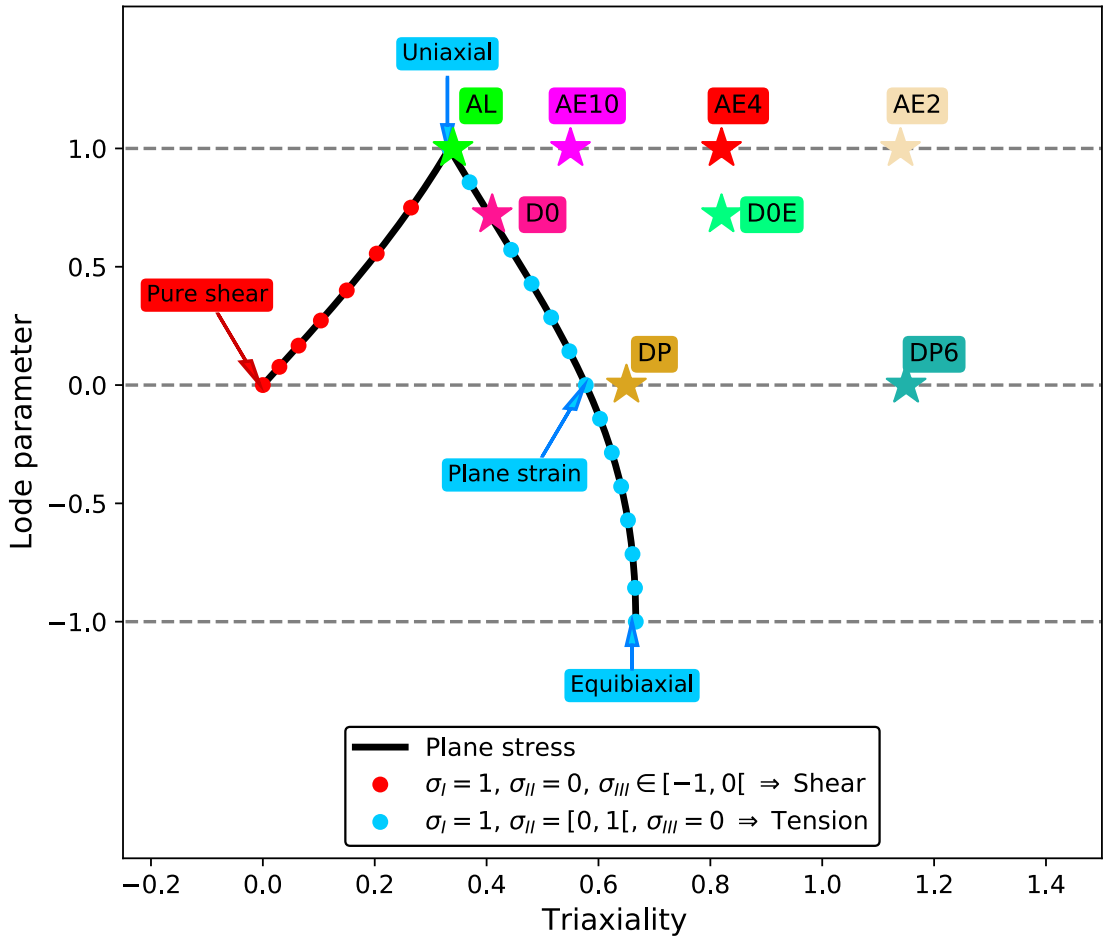


FIGURE 2.7 – Tracé du paramètre de Lode en fonction de la triaxialité pour toutes les géométries d'éprouvettes uniaxiales. Chaque étoile est associée à une géométrie d'éprouvette. La courbe de couleur noire correspond à un état de contrainte plane de von Mises, les points de couleur rouge correspondent à un état de cisaillement, les points de couleur bleue correspondent à un état de traction.

2.4 Géométries d'essais biaxiaux

Dans un disque, des points critiques subissent des sollicitations dans deux directions différentes. Il convient donc de les prendre en compte dans la caractérisation du matériau ainsi que dans le critère de rupture. La solution qui répond à cette problématique consiste à réaliser des éprouvettes chargées dans un état biaxial. L'objectif est de pouvoir observer à la fois l'apparition d'instabilités de type Portevin–Le Chatelier et de valider un critère de rupture dans un état purement bi-axial.

2.4.1 Introduction

L'éprouvette biaxiale *classique* (figure 2.8) permet de caractériser le comportement mécanique sous un chargement de bi-traction avec un rapport de charge pouvant être choisi comme unitaire (chargement purement bi-axial) ou non (traction, cisaillement). Ce type de géométrie est principalement envisagé lors de la caractérisation du matériau en fatigue thermo-mécanique où l'objectif est d'observer la propagation d'une fissure autour d'une pré-fissure généralement réalisée au centre de l'éprouvette lors de l'étape d'usinage (Misak et al., 2013; Chaves et al., 2019). Dans ce cas, la localisation de la déformation se produit autour de cette faiblesse géométrique d'autant plus amplifiée par le gradient thermique, lui-même induit par un chauffage au centre de l'éprouvette.

Dans le cadre de l'étude de la rupture ductile, lorsqu'aucune pré-fissure n'est introduite, il est très difficile, et ce d'autant que l'essai est réalisé à température ambiante, d'obtenir une localisation de la déformation au centre de l'éprouvette. En effet, même si un rapport d'épaisseur de 5 à 10 est introduit lors du dimensionnement entre la zone centrale plate et la zone d'attache de l'éprouvette (figure 2.8), les simulations numériques nous indiquent que la rupture se produit dans le congé de raccordement et donc dans un état local proche de la traction. La solution envisagée consiste alors à proposer une éprouvette avec une cuvette dont l'épaisseur sera minimale au centre.

Par ailleurs des contraintes supplémentaires telles que la longueur maximale de l'éprouvette à prélever dans le barreau et la charge ultime de la machine ont été prises en compte lors de la conception des différents designs d'éprouvettes. Enfin dans le souci d'assurer une rapidité d'usinage et de diminuer la complexité du montage, une même géométrie des têtes de fixation a été conservée pour l'ensemble des éprouvettes.

Ainsi deux éprouvettes distinctes ont été dimensionnées, élaborées et testées à 20°C et à 500°C.

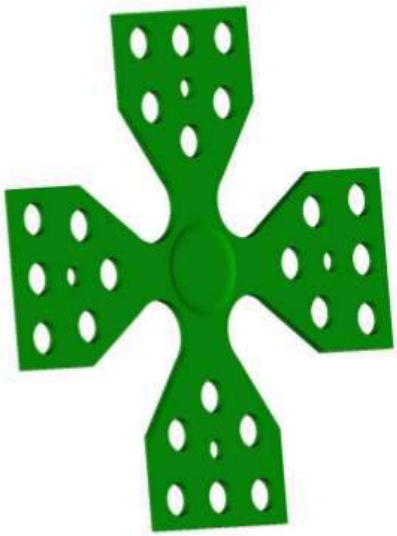
FIGURE 2.8 – Exemple d'éprouvette biaxiale classique utilisée dans le cadre de caractérisation en fatigue thermo-mécanique. La largeur de l'éprouvette est de 20 cm.

2.4.2 Éprouvette biaxiale design 1 : D1-PLC (D1P)

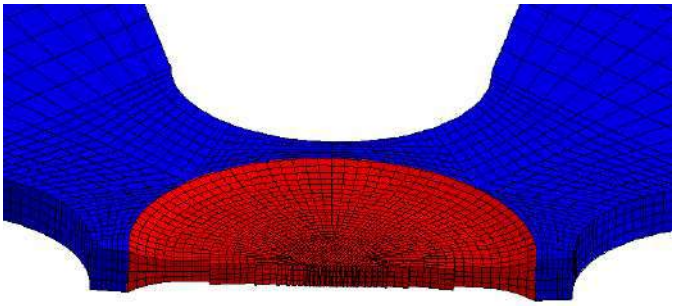
Le premier design d'éprouvette bi-axiale (figure 2.9) a été proposé dans l'objectif d'observer l'apparition d'instabilités de type Portevin-Le Chatelier à 500°C. Ainsi une zone plate étendue, d'épaisseur constante, dans la région centrale de l'éprouvette est préconisée afin d'observer par corrélation d'images 2D les bandes PLC dans un champ de déformation plastique quasi-homogène jusqu'à un certain niveau de déformation. Enfin un congé de raccordement important entre la zone centrale et la zone des têtes est introduit permettant d'avoir un rapport d'épaisseur égal à deux. Cette différence d'épaisseur

permet d'une part de favoriser la concentration de la déformation dans la zone centrale ainsi que de réduire la charge à appliquer. Du fait de sa géométrie, cette éprouvette développe un champ de plasticité relativement homogène dans la zone centrale, mais maximal dans le rayon de raccordement, siège de la rupture. C'est pourquoi, ces éprouvettes n'ont pas été sollicitées jusqu'à la rupture.

A noter qu'une corrélation d'image 3D aurait pu être réalisée. Cette solution très chronophage n'a pas été retenue car le montage de cette éprouvette s'avère déjà très long (une journée environ au minimum).



(a)



(b)

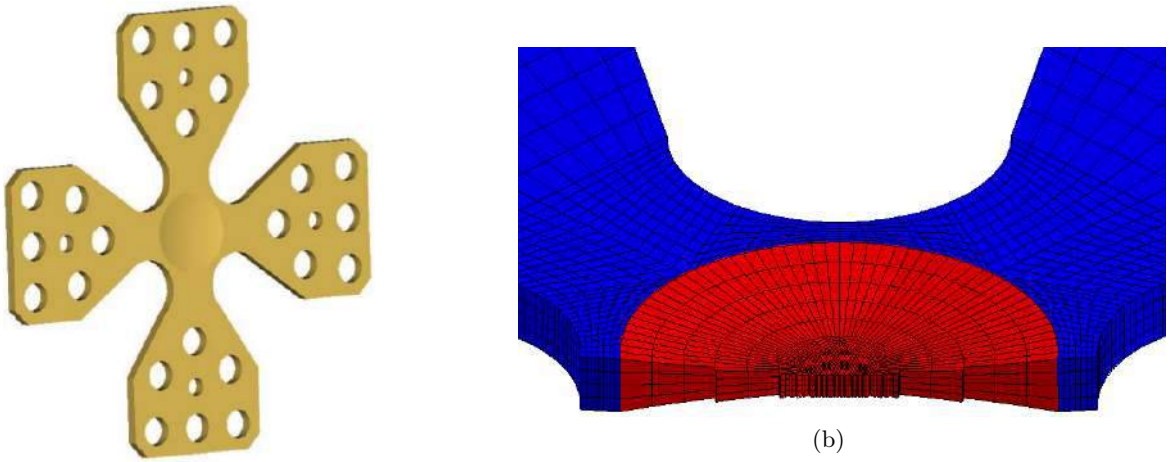
FIGURE 2.9 – Éprouvette biaxiale design 1 avec une zone centrale plate et un congé de raccordement avec un rapport d'épaisseur de 2. Cette géométrie génère un champ de plasticité relativement homogène dans la zone centrale a) Vue générale de l'éprouvette b)Vue en coupe zoomée sur la cuvette dans la partie centrale. Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

Les grandeurs d'intérêt sont les champs de déplacement u et v obtenus par corrélation d'images 2D dans la zone centrale, les mesures macroscopiques de déplacement tout autour de la cuvette obtenues via des extensomètres virtuels, les deux valeurs de déplacement des deux vérins maîtres (U_A et U_B) ainsi que les deux forces vues par les cellules de charge respectives (F_A et F_B).

2.4.3 Éprouvette biaxiale design 2 : D2-Fracture (D2F)

Une seconde géométrie d'éprouvette bi-axiale (figure 2.10) est réalisée dans l'objectif d'observer un amorçage de la rupture au centre de l'éprouvette où l'état local est toujours équi-biaxial. Pour ce faire, une cuvette parfaite a été dessinée pour obtenir une épaisseur minimale au centre de l'éprouvette. Le bord extérieur de la cuvette permet de retrouver l'épaisseur de tête sans avoir de congé de raccordement supplémentaire. Le rapport d'épaisseur entre le centre et la zone de tête est de 2.5 diminuant ainsi la charge à rupture lors du dimensionnement. Du fait de sa géométrie, cette éprouvette développe un champ de plasticité hétérogène en forme de croix, maximal en son centre, siège de la rupture. Cette éprouvette a été sollicitée à 20°C et 500°C.

De la même manière que pour le design précédent, les grandeurs d'intérêt sont les champs de déplacement u et v obtenus par corrélation d'images 2D dans la zone centrale, des mesures macroscopiques de déplacement tout autour de la cuvette obtenues via des extensomètres virtuels, les deux valeurs de déplacement des deux vérins maîtres (U_A et U_B) ainsi que les deux forces vues par les cellules de charge respectives (F_A et F_B).

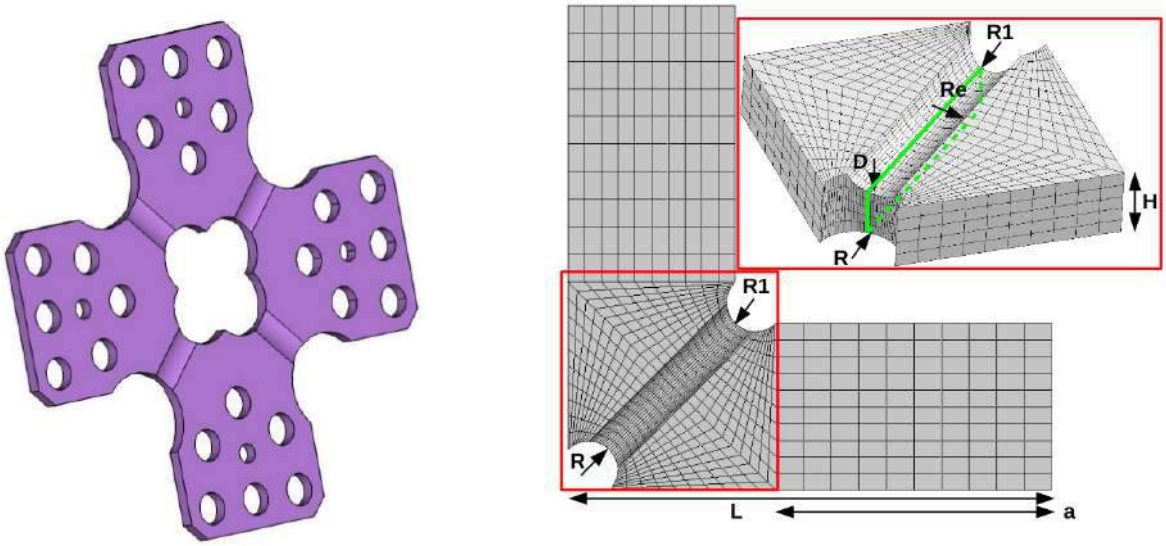


(a) (b)

FIGURE 2.10 – Éprouvette biaxiale design 2 avec une zone centrale en forme de cuvette et un rapport d'épaisseur entre le centre et le bord de la cuvette de 2.5. Cette géométrie génère un champ de plasticité hétérogène en forme de croix a) Vue générale b) Vue en coupe zoomée sur la cuvette dans la partie centrale. Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

2.4.4 Éprouvette biaxiale design 3 : D3-FractureX (D3FX)

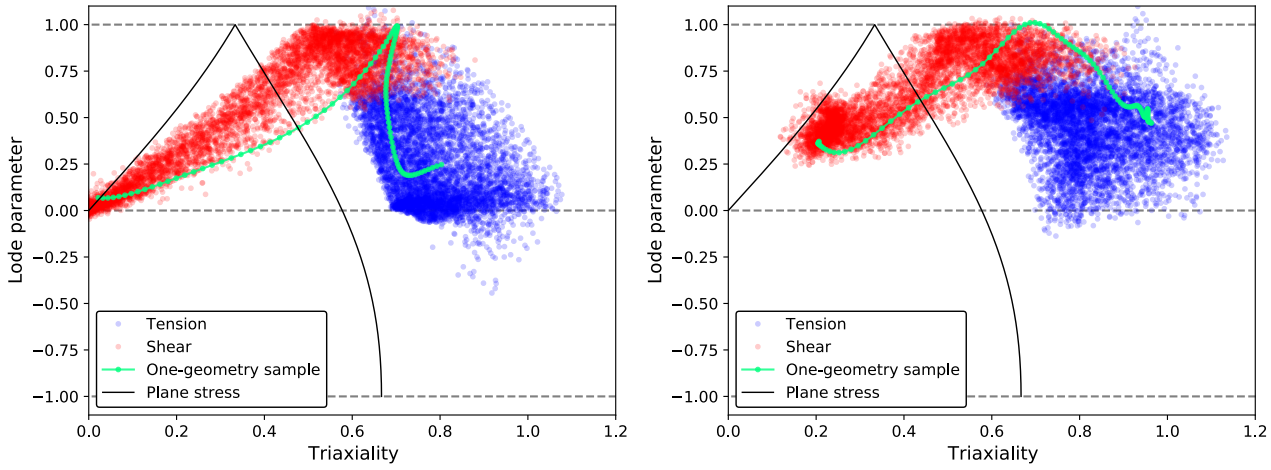
Ces deux premières géométries permettent d'une part d'observer l'apparition des instabilités de type Portevin–Le Chatelier dans un état biaxial à haute température et d'autre part, de pouvoir préciser le critère de rupture dans un état biaxial à température ambiante et à chaud. Toutefois, une éprouvette de géométrie originale (Liedmann et al., 2020; Gerke et al., 2020), D3FX (figure 2.11a), a été proposée dans l'objectif d'explorer d'autres types de sollicitations locales. Pour ce faire, lors du dimensionnement de cette éprouvette, le maillage de cette géométrie a été entièrement paramétré, comme le montre la figure 2.11b où un huitième de l'éprouvette est représenté. Les paramètres sont : R le rayon intérieur, R_1 le rayon extérieur, R_e le rayon d'entaille reliant la partie interne de la partie externe de l'éprouvette et D la hauteur de pénétration du rayon d'entaille dans la demi-épaisseur H de l'éprouvette.



(a) (b)

FIGURE 2.11 – Éprouvette biaxiale design 3 a) Vue générale b) Grandeurs paramétrées pour la construction géométrique. Le rectangle, dessiné en perspective de couleur verte, correspond à une surface appelée dans la suite *surface orientée à 45°* par rapport à l'axe horizontal de l'éprouvette. Les dimensions sur plan sont présentées en annexe.

Un espace paramétrique a ensuite été créé faisant évoluer chacun des paramètres dans un domaine de valeurs définies. Un grand nombre de maillages a par conséquent été généré successivement. Parmi l'ensemble des maillages créés, environ 20% n'ont pas satisfait les conditions de construction géométriques et n'ont donc pas pu aboutir. Des calculs d'éléments finis ont ensuite été effectués sur les nombreux maillages restants avec l'ajout d'un coefficient représentant le rapport de charge imposé entre les deux têtes de l'éprouvette afin de balayer un chargement entre le cisaillement pur ($\kappa = -1$) et l'équi bi-traction ($\kappa = 1$). Ces simulations ont été menées jusqu'à ce qu'un des points matériels atteigne une déformation plastique de 25%. A cet instant final de la simulation, deux grandeurs intéressantes ont été extraites pour chaque simulation entreprise avec une géométrie et un chargement unique i) la triaxialité au centre de la surface orientée à 45° représentée en couleur verte sur la figure 2.11b avec son paramètre de Lode associé ii) le maximum de triaxialité vu par un point matériel au sein de la surface orange avec son paramètre de Lode associé représenté sur la figure 2.12b. Chaque point des figures 2.12a et 2.12b représente le résultat d'une simulation. Sur chacun de ces graphiques, on distingue deux nuages de points : les points de couleur rouge correspondent à un rapport de charge négatif associé à un chargement de cisaillement et les points de couleur bleue associés à un rapport de charge positif dans un état de bi-traction.



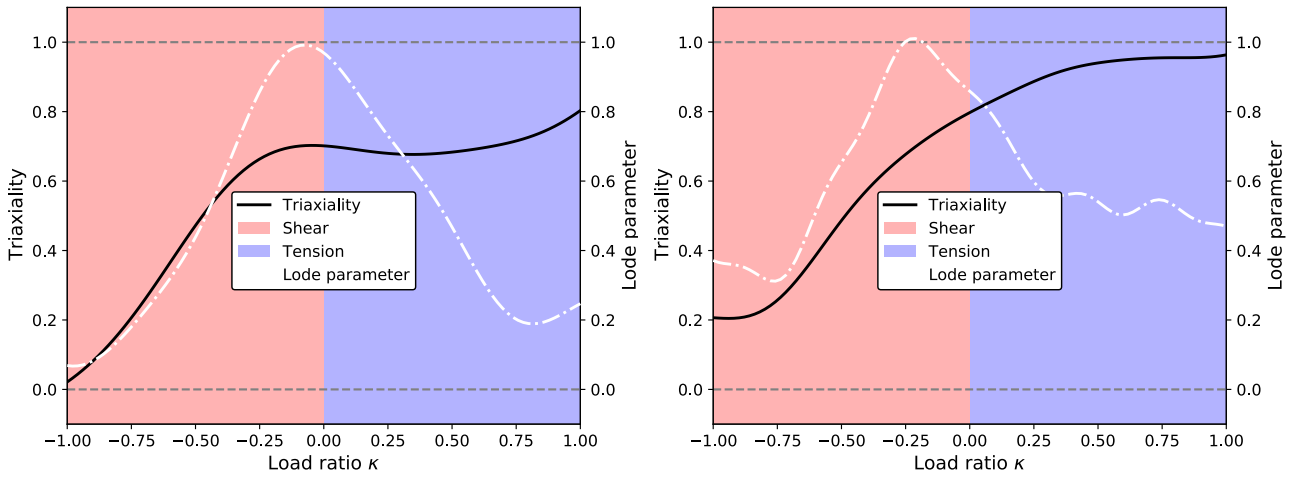
(a) (b)

FIGURE 2.12 – Diagramme Lode-Triaxialité. Les points de couleur rouge correspondent à un rapport de charge négatif (cisaillement) et les points de couleur bleue correspondent à un rapport de charge positif (traction). La courbe correspond à une même géométrie d'éprouvette pour plusieurs rapports de charges a) Valeurs de triaxialité au centre de l'éprouvette avec le paramètre de Lode correspondant b) Valeur de la triaxialité maximale dans la surface orientée à 45° avec le paramètre de Lode correspondant.

Cette étude résumée sur les figures 2.12a et 2.12b met en évidence les résultats suivants :

— très peu de géométries du design 3 permettent d'obtenir des états de bi-traction ($L < 0, T > 0$)
— aucune géométrie et aucun chargement ne permet de représenter des états d'équi-bi-traction ($L = -1, T > 0$).
— les géométries générées ainsi que la variété de chargement imposé permettent de représenter l'ensemble des éprouvettes uni-axiales présentées section 2.3.4 et plus largement encore pour des faibles taux de triaxialités.
— à iso-géométrie, le simple fait de faire varier le rapport de charge imposé permet de couvrir un large domaine de triaxialités et de paramètre de Lode représenté par la courbe de couleur verte sur les figures 2.12a et 2.12b. Ceci présente l'avantage de n'avoir qu'une seule éprouvette à usiner avec un montage unique ce qui peut s'avérer être un gain de temps précieux. L'évolution de la triaxialité et du paramètre de Lode en fonction du rapport de déplacement imposé, κ, est tracé sur les figures 2.13a et 2.13b.

— à un couple (T,L) fixé –cahier des charges d'un industriel imposé par exemple– correspond une géométrie et un chargement associé. Il paraît donc plus facile de répondre à l'état de sollicitation local souhaité à reproduire.



(a) (b)

FIGURE 2.13 – Évolution du paramètre Lode et du taux de triaxialité en fonction du rapport de charge a) Trajets de triaxialité au centre de l'éprouvette avec le paramètre de Lode correspondant b) Trajets de triaxialité maximale dans la surface orientée à 45° avec le paramètre de Lode correspondant.

Parmi l'ensemble des géométries étudiées numériquement, une géométrie a été retenue correspondant aux valeurs suivantes données en mm ($R = 7$, $R_1 = 10$, $R_e = 7$, $D = 0.5$ et $H = 1.25$) dans l'objectif d'obtenir un état local en cisaillement. Cette géométrie a uniquement été testée à 20°C en raison de l'incompatibilité entre le mode de chauffage et la géométrie de l'éprouvette. Des extensomètres virtuels ont été placés de part et d'autre des surfaces présentant des entailles et une corrélation d'images 2D a été mise en place pour accéder au champ de déplacement local.

2.4.5 Positionnement des éprouvettes sur le graphique Lode-Triaxialité

De la même manière que pour les éprouvettes uni-axiales, les trois éprouvettes bi-axiales présentées et dimensionnées ont été positionnées sur le graphique Lode-Triaxialité. On rappelle que la courbe de couleur noire est établie pour un état en contrainte plane (courbe de référence sur la figure 2.14). La première éprouvette (D1P) permet, lorsqu'elle est sollicitée en équibiaxial ($\kappa = 1$), d'observer l'apparition d'instabilités dans un état bi-axial pur au cours de la déformation de l'éprouvette. On rappelle que cette géométrie n'a pas été sollicitée jusqu'à rupture puisque la rupture se serait produite en dehors de la zone centrale et donc dans un état local non-bi-axial. La seconde éprouvette (D2F) permet également de se situer dans un état de bi-axial pur jusqu'à la rupture au centre de l'éprouvette lorsque celle-ci est sollicitée en équi-biaxial ($\kappa = 1$). Enfin la dernière éprouvette (D3FX) a été choisie de telle manière à couvrir un point à faible triaxialité dans un état local de cisaillement correspondant à un rapport de déplacement imposé, $\kappa = -0.7$).

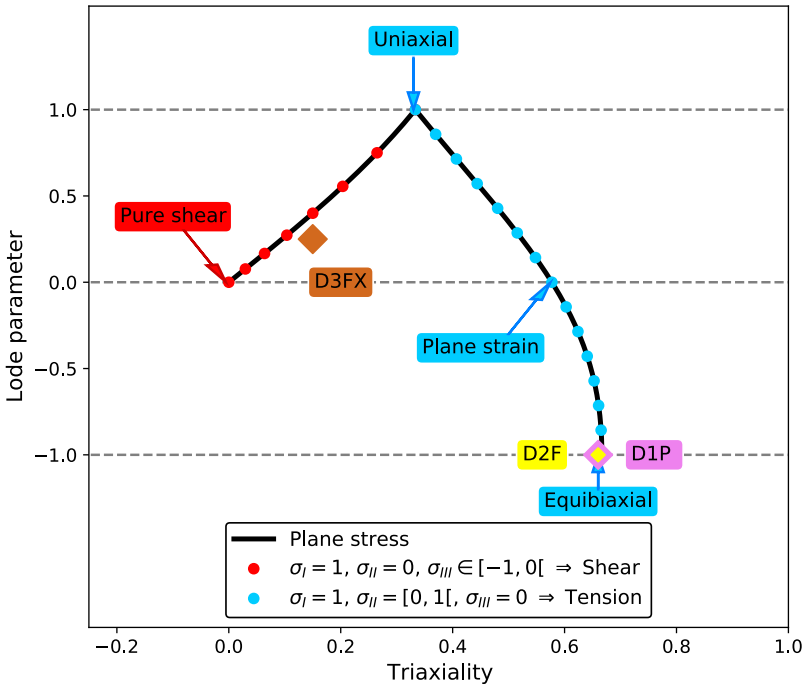


FIGURE 2.14 – Tracé du paramètre de Lode en fonction de la triaxialité pour toutes les géométries d'éprouvettes. Chaque losange est associé à une géométrie d'éprouvette. La courbe de couleur noire correspond à un état de contrainte plane de von Mises, les points de couleur rouge correspondent à un état de cisaillement, les points de couleur bleue correspondent à un état de traction.

2.5 Plans de prélèvements et usinage des éprouvettes

Plusieurs pistes ont été envisagées pour prélever l'ensemble des éprouvettes décrites précédemment. L'ensemble des plans de prélèvements a été réalisé sur le logiciel commercial, *Inventor*, disponible au sein du laboratoire qui permet la conception de dessins 3D.

2.5.1 Plans de prélèvements sur un disque

Dans un premier temps le prélèvement d'éprouvettes sur un disque réel de moteur d'hélicoptère a été étudié dans le but de se rapprocher de la situation réelle. Ces éprouvettes ont été disposées dans le volume correspondant en tenant compte des deux contraintes importantes. Les prélèvements ont été effectués dans les trois directions, radiale (R), tangentielle (T) et longitudinale (L), afin de déterminer le caractère anisotrope éventuel du matériau. Le nombre d'éprouvettes par type a été maximisé pour permettre l'étude de la répétabilité et l'élargissement de la plage de vitesses à tester. Ainsi les plans de prélèvements finaux sont exposés sur la figure 2.15 et les caractéristiques des éprouvettes sont résumées dans le tableau 3.4.

Direction de	Géométrie de l'éprouvette unixiale						
Prélèvements	ST	NT10	NT4	NT2	DP	DP6	Total
L	13	11	11	11	0	0	46
T	8	8	8	8	0	0	32
R	0	2	2	2	4	4	14
Total	21	21	21	21	4	4	92

TABLE 2.2 – Nombre d'éprouvettes réalisées par direction de prélèvements et par géométrie dans le disque de turbine.

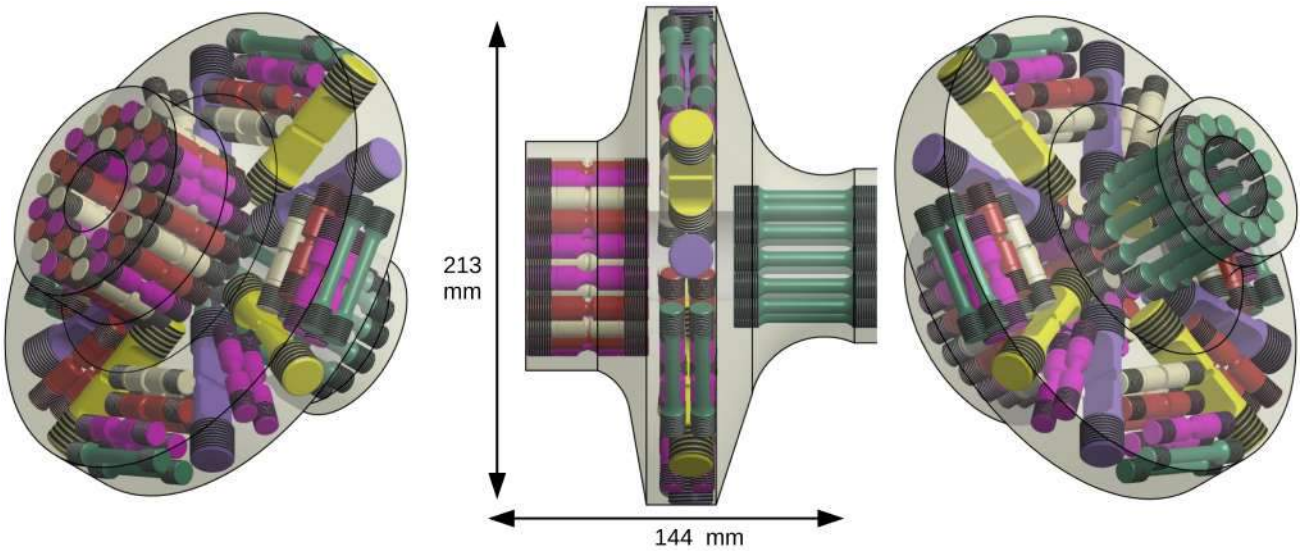


FIGURE 2.15 – Plans de prélèvements conditionnés par un disque de turbine représentatif.

On peut remarquer dans ce tableau qu'il n'a pas été possible de prélever des éprouvettes biaxiales en raison de la matière nécessaire pour les réaliser. Un second disque aurait été à prévoir.

2.5.2 Plans de prélèvements sur une barre

Pour des questions de disponibilités de pièces, il a finalement été décidé de prélever des éprouvettes non plus dans un disque de turbine mais sur des barres constituées du même matériau. Les plans de prélèvements ont été réalisés avec le même logiciel et les mêmes contraintes.

Les éprouvettes ont donc été prélevées dans une barre forgée d'un diamètre de 117 mm pour une longueur de 435 mm. Cette barre a été découpée en 14 tranches d'épaisseur variées (figure 2.16) qui correspondent à un travail d'optimisation de mise en place de toutes les géométries à étudier. Ce sont sur ces tranches que le traitement thermique a ensuite été réalisé au sein de la société SafranHE puisqu'il n'avait pas été effectué dans un premier temps. Les plans de prélèvements de quelques tranches (figure 2.17) sont représentés ci-dessous à titre indicatif avec le nom attribué à chacune des éprouvettes pour faciliter leur repérage. Il était par ailleurs imposé d'avoir le moins possible de zone utile d'éprouvette dans la zone centrale définie du centre jusqu'à la mi-rayon du barreau, zone modélisée par le cercle de plus petit rayon. En effet, il était souhaité de s'affranchir d'éventuels gradients de propriétés mécaniques d'autant plus que cette zone de matière dans le cadre de disque alésé n'est pas utilisée.

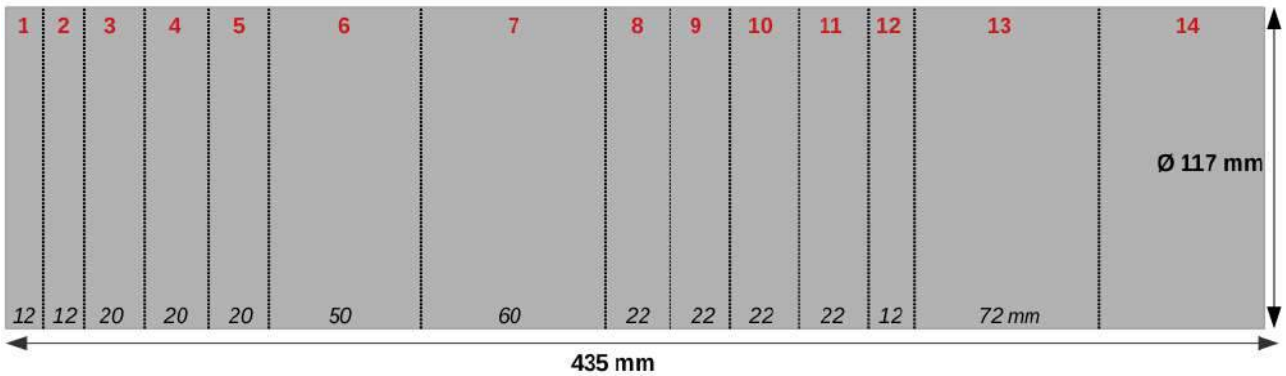
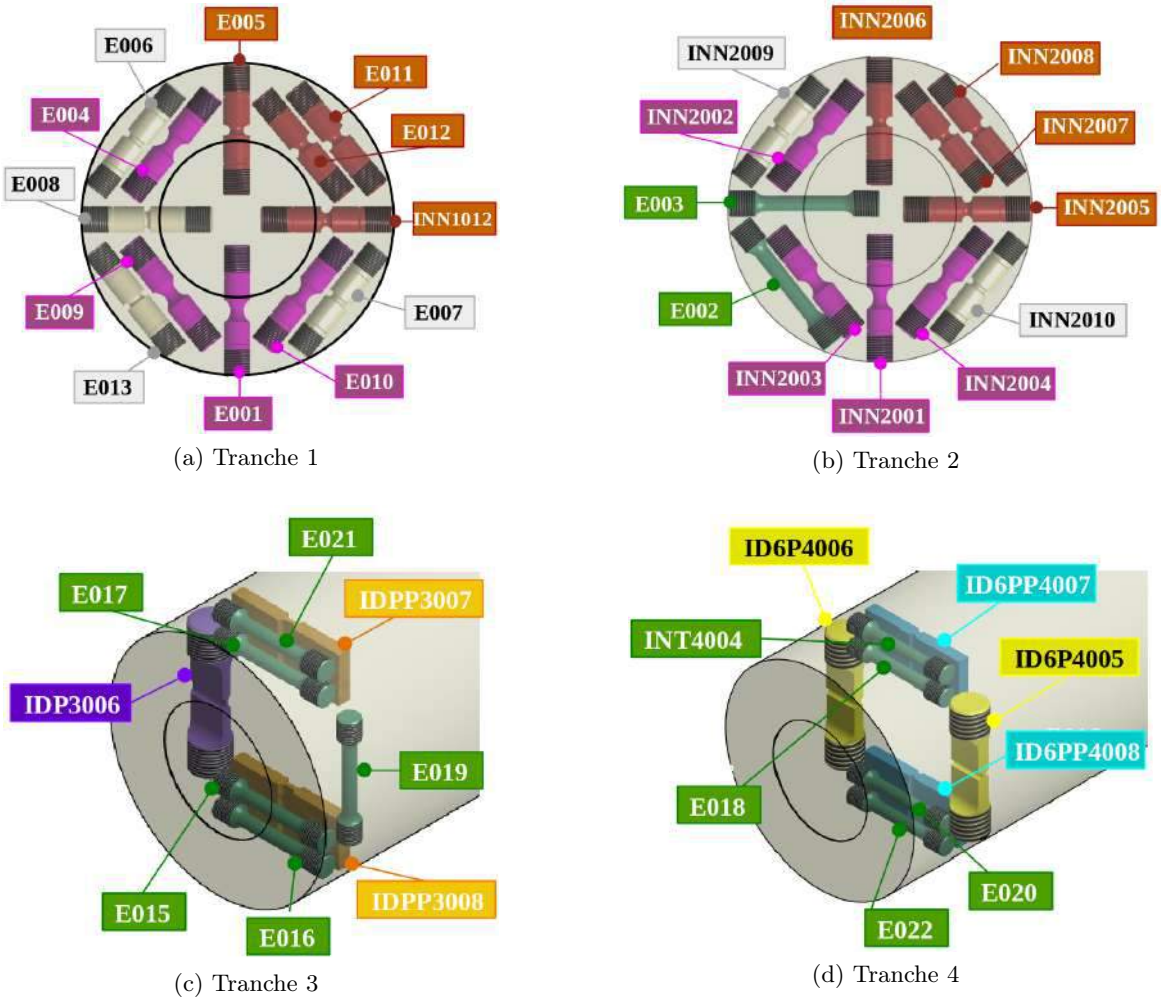


FIGURE 2.16 – Schéma de découpe des tranches, numérotées en rouge, sur la barre d'IN718.

Ainsi les plans de prélèvements finaux sont exposés sur la figure 2.16 et les caractéristiques des éprouvettes sont résumées dans le tableau 2.3.



(a) Tranche 1

(b) Tranche 2

(c) Tranche 3

(d) Tranche 4

FIGURE 2.17 – Exemples de plans de prélèvement sur différentes tranches de la barre. Les éprouvettes sont prélevées au mieux en dehors de la zone centrale définie du centre jusqu'au mi-rayon de la barre.

Direction de Prélèvements	Géométrie de l'éprouvette											
	ST	NT10	NT4	NT2	DP	DP6	D0	D0E	D1P	D2F	D3FX	Total
L	33	14	14	14	0	0	25	5	-	-	-	105
T	14	6	4	5	5	4	3	1	-	-	-	42
R	1	2	4	1	0	0	0	0	-	-	-	8
Plan (R,T)	-	-	-	-	-	-	-	-	3	3	3	9
Total	48	22	22	20	5	4	28	6	3	3	3	164

TABLE 2.3 – Nombre d'éprouvettes réalisées par direction de prélèvements et par géométrie dans la barre.

2.5.3 Procédé d'usinage

Toutes les éprouvettes présentées précédemment ont été usinées au sein de l'atelier du Centre des Matériaux dirigé par R. Cluzet à partir des plans de prélèvements et des plans des différentes géométries. Les éprouvettes uniaxiales ont été découpées avec une machine à électroérosion au fil (Electrical Disharge Machine), soit directement aux côtes finales de l'éprouvette (DP et D0), soit sous forme d'ébauche où une surépaisseur de 1 mm sur les cotes nominales est introduite (éprouvettes axi-symétriques). Ces dernières ont été ensuite finalisées (forme et filetage) grâce au procédé de tournage. Les éprouvettes biaxiales ont été effectuées par fraisage sur une machine 5-axes nouvellement acquise par le centre. Même si une étape importante et longue consiste en l'écriture d'un code informatique décrivant l'ensemble des phases de conception de la pièce, l'usinage de la pièce par une telle machine s'avère être un gain de temps important.

L'usinage est une étape cruciale et constitue le socle de la réussite d'une campagne expérimentale. A titre indicatif, le temps de réalisation moyen d'une éprouvette uniaxiale –du prélèvement à son état fini– est d'environ 2h contre 5h pour une éprouvette bi-axiale. Ce travail est minutieux d'autant plus que la lecture et l'exécution des plans de prélèvements réalisés dans un objectif d'optimisation de matière sont complexes.

2.6 Protocole expérimental

2.6.1 Dispositifs expérimentaux utilisés pour des éprouvettes testées en uniaxial

Lors de la campagne expérimentale uniaxiale réalisée au Centre des Matériaux (Cdm), deux machines de traction ont été utilisées, choisies en fonction de la géométrie des éprouvettes :

— pour les géométries **uniaxiales à têtes axi-symétriques et têtes plates trouées** : une machine de traction hydraulique de type MTS équipée d'une cellule de charge de capacité 100 kN.

— pour les géométries **uniaxiales à têtes pleines** : une machine de cellule de charge de capacité 250 kN avec des mors de serrage hydrauliques.

La procédure de montage des éprouvettes est importante car elle conditionne la bonne réalisation de l'essai jusqu'à son terme. Cette procédure, qui dépend évidemment de la géométrie de l'éprouvette, se déroule en plusieurs étapes qui sont décrites ci-dessous. La totalité du montage de l'éprouvette sur la machine de traction nécessite environ une heure à condition que l'expérimentateur soit déjà exercé.

Pour les éprouvettes **uniaxiales à tête axi-symétrique**, une pièce de centrage est placée aux extrémités de l'éprouvette puis celle-ci est maintenue aux traverses de la machine ② grâce au contact de mors filetés et d'écrous de part et d'autre de l'éprouvette ①. Après un serrage manuel de l'éprouvette sur les mors de la machine, une pré-charge de 0.1 kN est appliquée afin d'éliminer les espaces entre les filets de l'éprouvette et ceux des écrous. Un ou plusieurs thermocouples sont ensuite soudés ou installés en simple contact sur l'éprouvette. Pour mener à bien les essais en température, un thermocouple de consigne a été soudé sur la partie inférieure de l'éprouvette pour imposer la température ③ et un second thermocouple a été installé par contact au centre de l'éprouvette pour contrôler le gradient de température vu par l'éprouvette. L'enceinte du four à lampes ④ est ensuite fermée et deux circuits de refroidissement par eau ⑤ sont installés : le premier dédié aux parois du four et le second aux traverses de la machine de traction. Un circuit à aspiration d'air ⑥ est également branché pour permettre en post-essai un refroidissement rapide de l'enceinte (de l'ordre de 10 minutes) et ainsi d'éviter la corrosion du faciès de rupture. Enfin une montée linéaire en température est effectuée en une demi-heure et est suivie d'un maintien en température pendant le même temps afin d'assurer un champ de température homogène dans l'éprouvette. Ces essais ont de manière générale été instrumentés soit par un extensomètre positionné à travers la fenêtre du four soit par un suivi de caméra ⑦, ⑧.

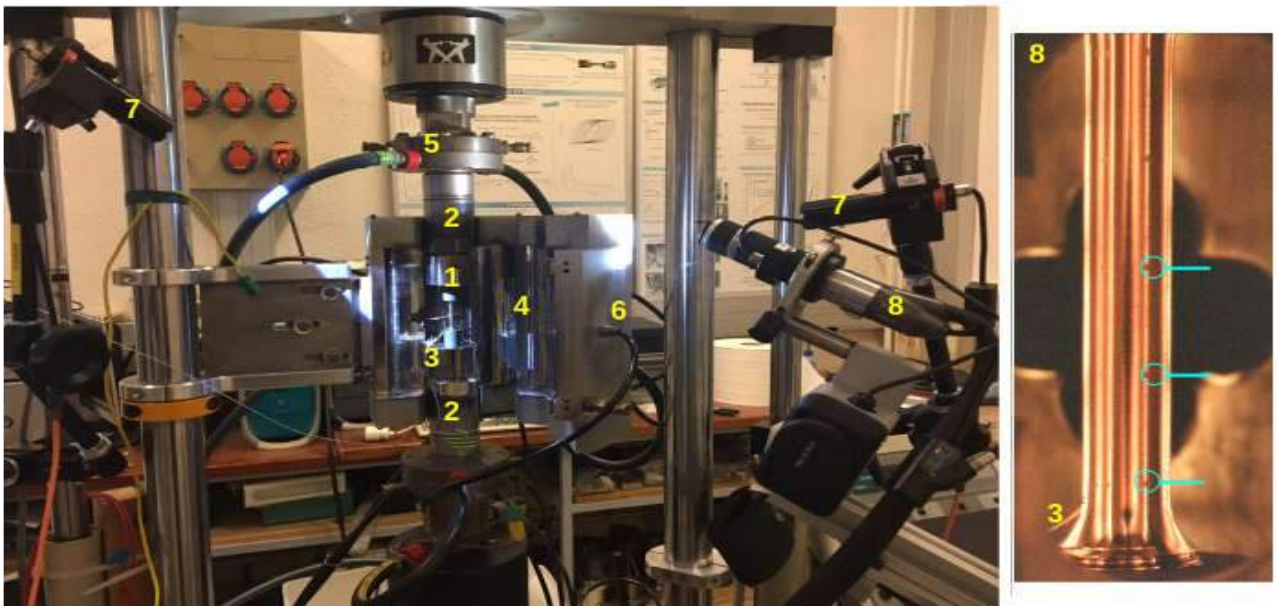


FIGURE 2.18 – Dispositif expérimental pour les essais uniaxiaux à tête axi-symétrique. Les chiffres indiqués en jaune correspondent aux éléments expérimentaux décrits dans le paragraphe ci-dessus.

Pour les éprouvettes **uniaxiales à têtes plates trouées**, deux goupilles de part et d'autre de l'éprouvette permettent de l'accrocher sur des mors en forme de U usinés sur mesure. Une étape d'alignement de ces mors avant le montage de l'éprouvette est nécessaire pour garantir qu'ils sont tous deux alignés suivant le même plan (le plan de l'éprouvette) et par conséquent s'assurer qu'aucun effet de torsion n'est introduit. D'autre part, afin d'éviter des mouvements de translation sur l'axe de la goupille, entre l'éprouvette et le mors, des rondelles sont ajoutées. Les essais en température sont réalisés suivant le même protocole que celui décrit précédemment. L'instrumentation de ces essais repose uniquement sur un suivi caméra qui permet un gain de temps de mise en place par rapport au suivi par un extensomètre réel.

Pour les éprouvettes à **têtes plates pleines**, deux mors de serrage hydraulique viennent de part et d'autre s'agripper aux têtes de l'éprouvette. Il est nécessaire de bien veiller à faire coïncider au mieux l'axe de l'éprouvette à l'axe de sollicitation. La moindre différence entraine alors une dis-symétrie dans la sollicitation entre les parties gauche et droite de l'éprouvette. Au cours de ces essais, deux extensomètres sont placés de chaque côté pour vérifier lors d'une charge élastique que les déplacements vus par les extensomètres sont identiques ou similaires. Un suivi caméra a également été mis en place.

Les essais sont pilotés en vitesse de traverse dans le but de dépasser l'instabilité pour constater le comportement post-pic et donc le phénomène de striction du matériau ce qui constitue un complément d'information important lors de la caractérisation du matériau. La vitesse de l'essai se définit de la manière suivante où $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation en $[s^{-1}]$ et h la longueur de la zone utile :

$$v = \dot{\varepsilon}\ h \tag{2.14}$$

Par ailleurs quelques essais ont été réalisés à force imposée permettant de reproduire le chargement global imposé à un disque de turbine lors de son fonctionnement. Dans ce cas, la vitesse de l'essai est pilotée par une montée en charge en $[\text{kN}.s^{-1}]$.

Au cours d'un essai uniaxial, deux signaux sont principalement mesurés et enregistrés par la machine : le déplacement de la traverse en [mm] et la charge appliquée en [N] à l'échantillon en fonction du temps. Un boitier externe appelé *Hioki* permet ensuite de centraliser l'enregistrement de ces données avec d'autres grandeurs comme la température vue par le thermocouple ou encore comme un trigger envoyé par un oscilloscope pour une prise d'images régulière. Ce fichier machine synchronise l'ensemble des informations captées lors de l'essai mécanique.

2.6.2 Dispositif expérimental utilisé pour l'éprouvette bi-axiale

Le Centre des Matériaux Mines Paris (Cdm) est équipé d'une machine biaxiale cruciforme de type INSTRON 8800. Deux montages (grand et petit) permettent de solliciter de grandes éprouvettes (taille 200 mm) avec une capacité de charge sur chaque vérin de 100 kN ou de plus petites éprouvettes (taille 100 mm) avec une capacité de charge sur chaque vérin de 50 kN. La longueur de l'éprouvette dans ces essais est donc une contrainte forte de l'expérience. Cette machine offre la possibilité d'imposer des chargements cycliques avec des fréquences pouvant aller jusqu'à 200 Hz avec de très faibles amplitudes. Au sein du Cdm, cette machine est principalement utilisée afin de réaliser des essais de fatigue oligocyclique jusqu'à très haute température (de 20 à 1200°C) permettant l'étude des mécanismes de déformation plastique et de propagation de fissures.

Comme le montre la figure 2.19, la machine est constituée de quatre vérins hydrauliques (① ② ③ ④) faisant un angle de 45° avec l'horizontale. Elle permet deux types de pilotage : i) *modal* ou ii) parfaitement *indépendant* des vérins. Le premier pilotage permet de réaliser un contrôle des vérins opposé deux à deux. De ce fait, le centre de l'éprouvette cruciforme sera alors quasi-immmobile. L'asservissement peut se faire selon la charge appliquée ou selon le déplacement. Le second pilotage permet de contrôler les vérins indépendamment offrant un large panel de chargements possibles.

FIGURE 2.19 – Dispositif expérimental pour les essais biaxiaux. Les chiffres indiqués en jaune correspondent aux éléments expérimentaux décrits dans le paragraphe ci-dessus.

L'ensemble des essais ont été effectués sur le petit montage car la taille des éprouvette est limitée par la dimension du barreau dans lequel les éprouvettes ont été prélevées. L'installation de ce type de montage s'avère long, avec 44 vis à serrer en plusieurs étapes puis avec une clé dynamométrique. De plus, les essais ont été menés avec un pilotage modal afin d'imposer un chargement deux à deux symétriques suivant les deux directions de traction qui garantit la superposition du centre de l'éprouvette avec le centre de l'image afin de faciliter le dépouillement de l'essai. Les quatre vérins peuvent ensuite être positionnés de manière à accueillir l'éprouvette ⑤. Cette dernière est ensuite fixée à l'aide de 36 vis supplémentaires serrées au couple. Une caméra ⑥ est ensuite placée sur la face avant de la machine et des panneaux lumineux LED ⑦ sont placés stratégiquement afin d'éviter tous les reflets qui viendraient gêner la mesure de champ. L'ordinateur de contrôle ⑨ relié à la machine permet de la piloter en imposant une succession de tâches au préalable programmées avant le début de l'essai. Enfin un ordinateur avec SSD 1 To ⑩ effectue l'acquisition et l'enregistrement des images prises au cours de l'essai. De la même manière que pour les essais uniaxiaux, un Hioki ⑪ enregistre l'ensemble des données synchronisées avec la prise d'images.

Lorsque l'essai est effectué à chaud, une étape supplémentaire repose sur la mise en place, sur la face arrière de la machine ⑧, d'un appareillage permettant de chauffer l'éprouvette. Le système de chauffage repose sur une induction électromagnétique qui a la particularité de générer un échauffement du matériau avec un effet immédiat (absence d'inertie) et ce pour des densités de puissance élevées et des profondeurs de chauffe réglables. Ce système a déjà été utilisé dans Trabelsi et al. (2017) et le développement d'un inducteur de type pancake a permis d'avoir un champ thermique quasiment homogène réduisant le gradient thermique au niveau de la zone utile de l'éprouvette. La température est imposée et régulée au moyen d'un thermocouple soudé sur l'éprouvette en dehors de la zone utile. Plusieurs thermocouples sont soudés autour de la zone centrale afin d'être sûr de la valeur de température de contrôle (fils blanc sur la figure 2.19). Enfin une caméra infrarouge, calibrée sur les valeurs des thermocouples, permet d'obtenir un champ précis de température sur toute la zone centrale de l'éprouvette et ainsi garantir une température au centre de 500°C. La taille de l'inducteur, d'un diamètre de 16 mm, a été choisie de manière à épouser uniquement la zone centrale de l'éprouvette (figure 2.20).

La figure 2.21 représente un champ de température observé par caméra thermique sur le design D1-PLC. Il est maximal comme souhaité dans la région centrale de l'éprouvette. A titre indicatif, des profils de température à partir de l'image 2.21 ont été réalisés horizontalement et verticalement sur une épaisseur d'éprouvette de 20 pixels (correspondant à environ 1.8 mm) et sont tracés sur les figures 2.22a et 2.22b. On remarque que la température de 500°C imposée est obtenue sur seulement la moitié de la zone centrale, horizontalement et verticalement. Plusieurs raisons peuvent être évoquées pour expliquer ce résultat : temps de stabilisation insuffisant et déperdition de chaleur. Les profils horizontal et vertical sont sensiblement identiques, même si une légère dissymétrie entre les deux axes apparaît. L'axe vertical

semble présenter un domaine plus large de points de la matière chauffée à 500°C. Ce résultat peut être expliqué par un très léger décentrage de l'inducteur lors du positionnement de ce dernier. Par ailleurs, on observe deux bosses de part et d'autre de la zone centrale indiquant que la température diminue et réaugmente lorsque l'on s'éloigne progressivement du centre de l'éprouvette. Cependant ce résultat doit être analysé avec précaution dans la mesure où le congé de raccordement suivi de l'augmentation de l'épaisseur de l'éprouvette peuvent altérer la mesure par thermographie. Une étude plus globale serait nécessaire mais à ce stade il ne semble pas possible d'utiliser un inducteur de plus grande taille par rapport à la zone centrale de l'éprouvette car il se retrouverait nécessairement plus éloigné de la zone plate entrainant, d'une part, une répartition de la chaleur plus en périphérie et moins dans la zone centrale et, d'autre part, une température trop élevée dans les mors de la machine. En conséquence l'inducteur présenté sur la figure 2.20 a été utilisé pour les essais biaxiaux.

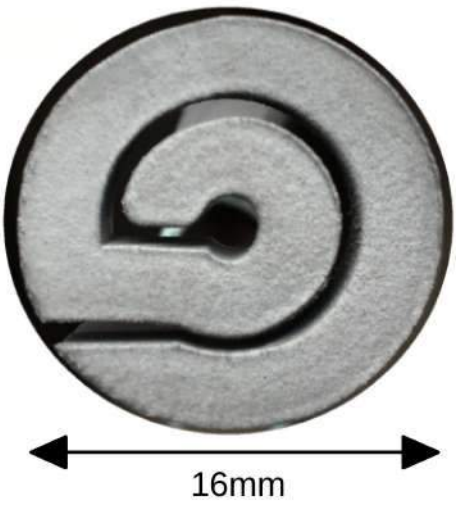


FIGURE 2.20 – Inducteur de type pancake permettant un champ thermique homogène Trabelsi et al. (2017).

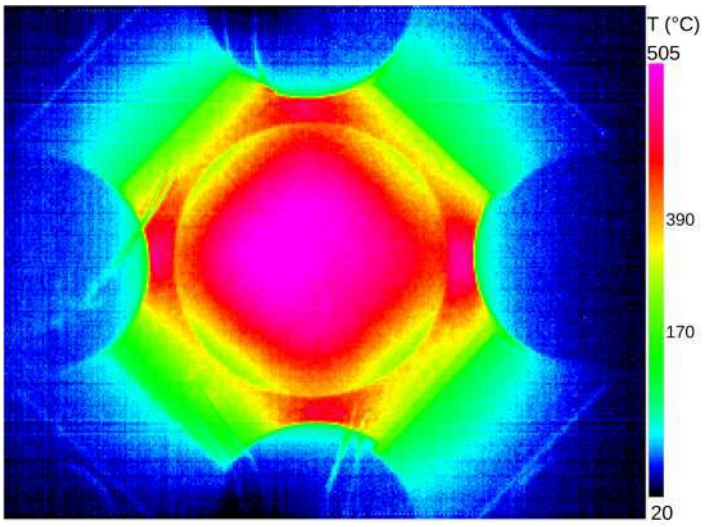
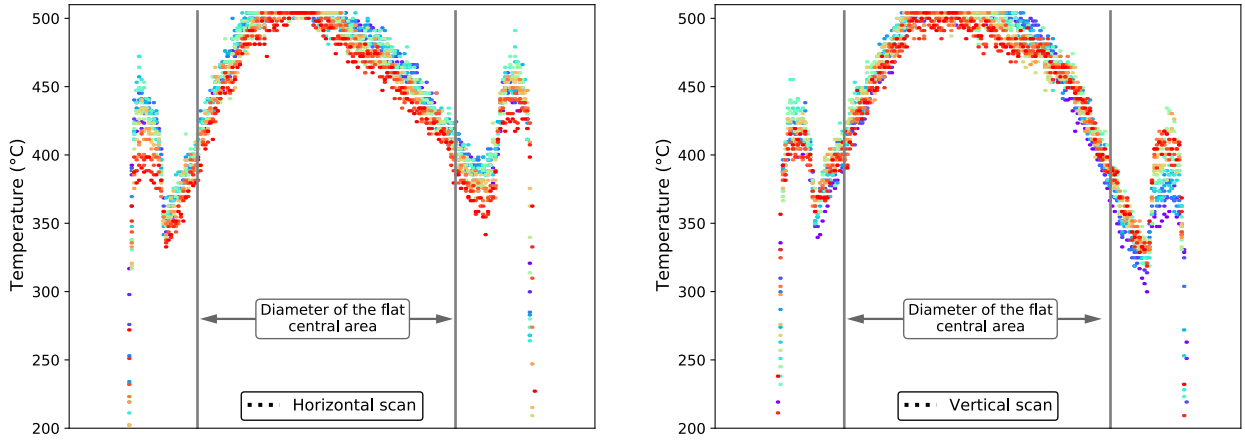


FIGURE 2.21 – Champ de température observé par caméra thermique bien délimité et maximal au centre de l'éprouvette.



(a) Scan horizontal

(b) Scan vertical

FIGURE 2.22 – Champ de température issu de la caméra thermique a) Scan sur 20 lignes de pixels horizontales centrées autour du centre de l'éprouvette b) Scan sur 20 lignes de pixels verticales centrées autour du centre de l'éprouvette

2.6.3 Méthodologie de dépouillement des essais

Plusieurs outils numériques sont nécessaires afin de dépouiller l'ensemble des essais menés au cours de cette campagne expérimentale. Pour ce faire, quatre outils majeurs ont été utilisés, Datmecha, DMShadow, Ariane et Vic2D. Certains de ces outils ont été développés en interne au Cdm et ont fait l'objet d'améliorations à une réflexion commune inter-doctorante.

Datmecha : organisation de la base de données des essais

Cet outil permet d'abord d'organiser l'ensemble des essais menés en une base de données respectant une nomenclature bien établie. La nomenclature générique choisie est la suivante :

MAT_TYPE_TEMP_DIR_NOM_NUMERO

Ainsi la dénomination **I718_ST_P20_T_INT1001-M45_E001** se lit comme suit :

- Matériau ⇒ IN718.
- Type d'éprouvette ⇒ Traction lisse [ST], entaillées [NT10], [NT4], [NT2].
- Température ⇒ [P]lus [20]°C.
- Sens de prélevement ⇒ [T]angentiel, [R]adial, [L]ong.
- Nom de l'éprouvette et angle de prélèvement.
- Numéro absolu de l'essai dans la base.

Chaque éprouvette testée au cours de ces travaux présente donc un intitulé unique.

D'autre part, cet outil permet de traiter les données brutes obtenues lors de l'essai (fichiers enregistrés sur le Hioki). Un post-traitement pour chaque type de géométrie d'éprouvette est prédéfini et systématiquement appliqué afin d'obtenir un fichier, avec des grandeurs calculées, directement utilisable pour l'identification du comportement. Cet outil, codé en Python3, a été développé par J. Besson au Cdm et fait l'objet de développements internes permanents par les utilisateurs. Une version commune mise en place par B. Marchand et L. Lacourt est systématiquement compilée chaque soir et est mise à disposition de tous les utilisateurs du Centre. L'objectif à plus grande échelle est de constituer une database géante recensant l'ensemble des essais réalisés au Cdm.

DmShadow : mesure numérique de points macroscopiques au cours de l'essai

Cet outil s'est avéré très utile afin de mesurer numériquement le rétrécissement de section –striction– de l'éprouvette sur une séquence d'images (figure 2.23). Plusieurs méthodes de reconnaissance de contours ont été développées pour résoudre des problèmes de contraste et de reflet qui sont induits soit par l'éclairage naturel soit par l'éclairage du four.

La méthode de base, développée par Defaisse et al. (2018), appelée *skimage*, repose sur l'analyse d'une image binarisée en détectant le changement de couleur de pixel (noir ou blanc). Cette méthode impose d'avoir un contraste important entre l'éprouvette (généralement de couleur noire sur l'image) et le fond de l'image (généralement de couleur blanche). Sur chaque ligne de pixel constituant l'image, l'endroit du changement de couleur est successivement détecté à deux endroits, d'abord entre le fond gauche de l'image et la partie gauche de l'éprouvette et ensuite entre la partie droite de l'éprouvette et le fond droit de l'image. L'ensemble des points détectés sur chacune des lignes constitue les deux contours. Plusieurs distances en pixel entre ces deux contours peuvent ainsi être mesurées et la valeur minimale de ces distances est sauvegardée pour tracer son évolution au cours du chargement.

La seconde méthode, *sub-pixel*, sur laquelle des développements ont été apportés dans le cadre de cette thèse, repose sur le même principe que précédemment. En effet, les deux contours sont d'abord approximativement détectés à l'aide d'une valeur seuil calculée sur l'image, puis, plus finement déterminés à l'aide d'interpolations aux voisinages de ces contours. De plus, afin de réduire considérablement le temps de calcul, deux sous-images (contenant le contour gauche et le contour droit de l'éprouvette)

doivent être sélectionnées par l'utilisateur sur lesquelles la méthode est appliquée. L'image finale d'un état donné est reconstruite avec les contours détectés et le diamètre minimal mesuré.

La dernière méthode, appelée *marchingRidges*, développée principalement par un doctorant du Cdm, T. Hourdou, est basée sur la réalisation d'un quadrillage grossier de l'image où des gradients de couleurs sont calculés aux alentours de points spécifiques. L'image n'est plus parcourue ligne par ligne, mais par la recherche d'une minimisation du gradient d'un proche voisin situé sur un cercle de rayon r.

La première méthode fournit une précision à l'échelle du pixel tandis que les deux autres permettent d'obtenir une précision à l'échelle du *sub-pixel*. Cet avantage ajouté à celui d'une réduction du bruit de mesure numérique favorise leur utilisation.

La mise en œuvre de ces méthodes étant initialement effectuée en ligne de commande, une version par interface a également été développée offrant une facilité d'utilisation. Par exemple, elle permet de pré-sélectionner une ou plusieurs zones de contours ou encore de faire du tracking pour suivre la zone de rétrécissement de manière automatique. Ces options sont développées pour rendre la méthode plus robuste et plus rapide. Cet outil est codé en Python3. L'objectif à terme est de pouvoir y inclure la partie Datmecha, présentée plus haut, dans le même outil afin de centraliser et de faciliter le post-traitement des essais par l'utilisateur.

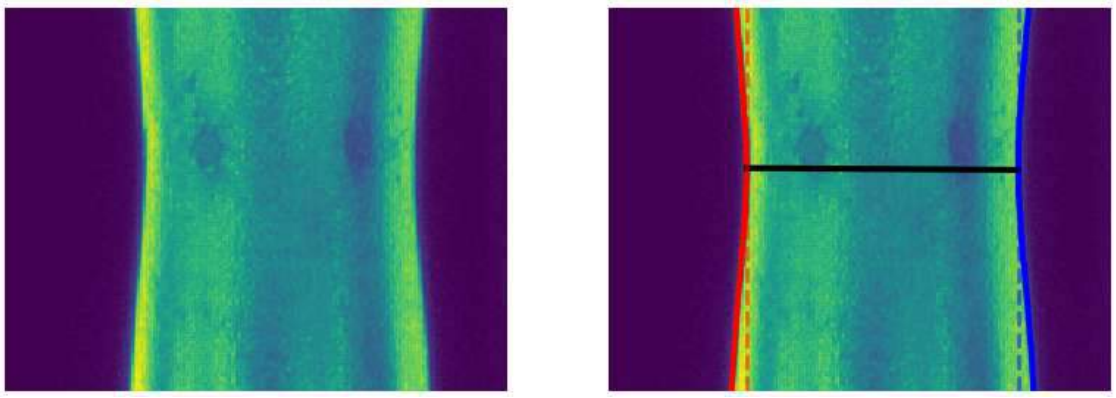


FIGURE 2.23 – Reconnaissance de contours DMShadow par la méthode sub-pixel. Le contour de gauche est détecté en rouge et celui de droite en bleu. La distance minimale est représentée par le trait de couleur noire.

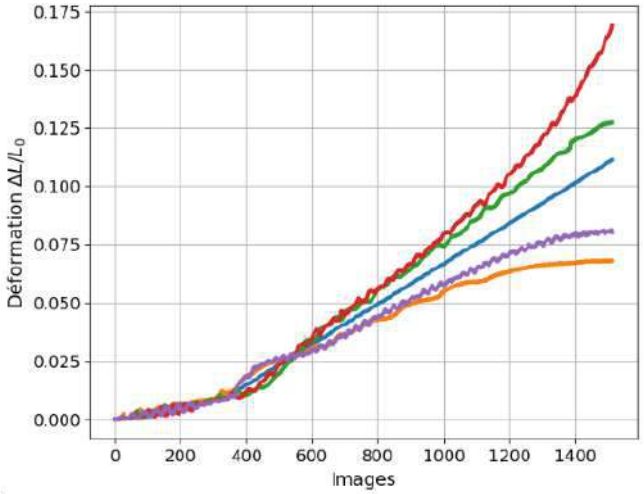
Ariane : extensomètre virtuel

Cet outil, déjà développé au Centre par J.C Teissedre, permet de mesurer la variation du déplacement entre deux points sur une séquence d'images permettant de remonter à la déformation que donnerait un extensomètre réel. Cet outil est intégralement interfacé. La première étape consiste à sélectionner sur une première image deux points –ou plusieurs– appelés *marqueurs*. Ces marqueurs doivent présenter un fort contraste afin d'être bien reconnus par l'algorithme de reconnaissance. Puis, il est possible de sélectionner la méthode de reconnaissance (skimage ou transformée de Fourier). Ces marqueurs sont ensuite retrouvés sur l'ensemble du set d'images. Enfin, la dernière étape consiste à calculer la déformation par rapport à l'image initiale et à la tracer comme le montre la figure 2.24. Par exemple, dans le cadre de l'éprouvette lisse sur les trois images de la figure de gauche 2.24, qui représentent l'éprouvette à des instants de chargements différents, cinq point équidistants ont été gravés. Il est possible, par exemple, de créer 5 extensomètres virtuels comme le montrent les flèches de couleur. Une fois l'essai réalisé, la déformation de chacun des extensomètres définis en fonction du temps (sur le set d'images) est tracée.

Dans l'exemple choisi, on voit clairement que l'extensomètre à l'emplacement de la flèche rouge se déforme plus que les autres zones à partir de l'image 600 (relativement tôt dans l'essai). Cette zone localise la déformation et correspond à l'endroit où se produit la striction. Ceci nous a incités à mettre en place le tracé des courbes en simultané avec l'essai, permettant une prédiction de l'endroit de la

rupture relativement tôt dans le déroulé de l'essai. Ce script est écrit en Python2 et a récemment été réécrit sur Python3.

(a)



(b)

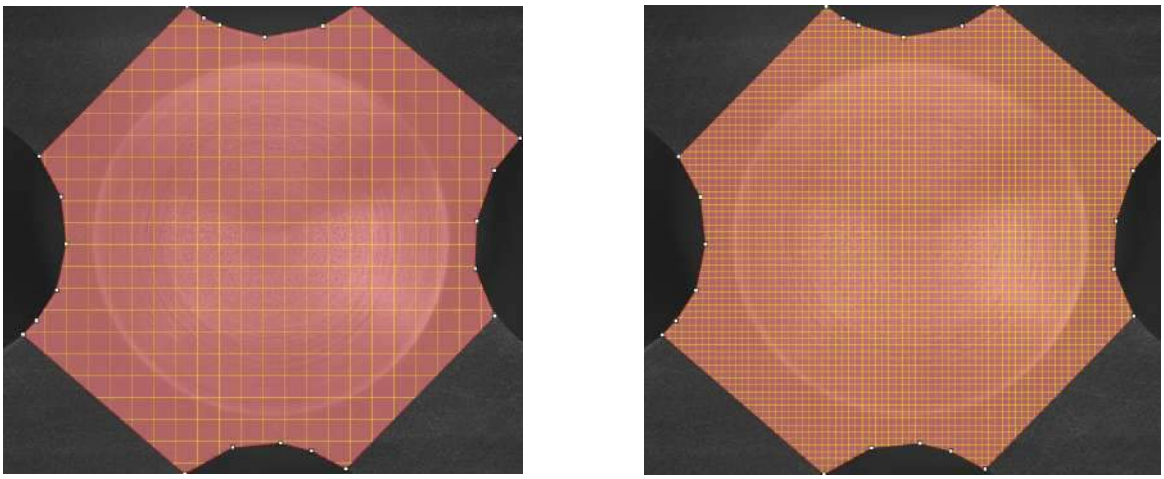
FIGURE 2.24 – a) Représentation de 5 extensomètres positionnés de manière équidistante sur une éprouvette lisse sollicitée à température ambiante. L'image de gauche représente l'instant initial avant déformation, les images du centre et de droite, représentent les nouvelles positions des marqueurs aux instants ultérieurs de l'expérience b) Déformation calculée par Ariane pour les 5 extensomètres virtuels. La déformation est plus importante dans la zone rouge.

Logiciel Vic 2D : mesure de champs de déplacement locaux

La mesure de champs locaux s'est faite au moyen du logiciel de corrélation d'images VIC 2D. Ce logiciel s'appuie sur la réalisation d'un mouchetis effectué sur la zone d'intérêt de l'éprouvette afin d'y suivre les déplacements. La première étape consiste à définir sur le logiciel la fenêtre d'intérêt sur laquelle le calcul va être réalisé, de forme quelconque, et de la découper en sous-fenêtres (définie par la commande taille du substep) de forme carrée. La discrétisation de l'espace doit, d'une part, être suffisamment fine afin d'obtenir une bonne résolution spatiale, et en même temps, suffisamment grande afin d'avoir une distribution de niveaux de gris suffisante pour assurer une bonne corrélation. Tous les pixels qui constituent ces sous-images ne sont pas comparés un à un avec l'image de référence ou l'image précédente. On définit un nombre de points à comparer dans chaque sous fenêtre (défini par la commande step). Il est d'usage de comparer 1 pixel chaque 4 pixels en moyenne suivant les deux directions, horizontale et verticale de l'espace. Ceci permet d'avoir une bonne résolution spatiale sans toutefois faire exploser le temps de calcul. En effet le temps de l'analyse est inversement proportionnel au carré de la taille du step (une comparaison de chaque pixel engendre une analyse 25 fois plus longue qu'une comparaison entre 5 pixels).

Avant d'effectuer l'analyse il convient de renseigner plusieurs paramètres importants tels que le critère et la méthode de corrélation. Le critère utilisé dans ces travaux est celui des différences quadratiques normalisées permettant une bonne convergence de l'analyse non affectée par un changement d'éclairage. En effet ce critère s'avère robuste dans le cas où le matériau subit une grande déformation c'est-à-dire lorsque son état de surface est modifié et donc réfléchissant différemment lumière. Il existe plusieurs types de méthode de corrélation qui peuvent s'utiliser ensemble selon le besoin :

— Low-Pass Filter Images : le filtre passe-bas supprime certaines parties de l'information à haute fréquence des images. En d'autres termes, cela signifie que l'effet de crénelage est réduit. L'effet crénelage ou effet d'escalier se définit par un effet visuel caractérisé par des motifs en forme d'escalier sur les contours obliques. Lorsque le motif est trop fin la distinction entre les espaces blancs et noirs n'est pas assez importante.



(a) (b)

FIGURE 2.25 – Vue de différentes tailles de subset pour l'analyse Vic2D a) Subset =85 b) Subset =25.

— Incremental correlation : chaque image est comparée à l'image précédente plutôt qu'à l'image de référence. Cette méthode s'avère très utile lorsque le matériau subit de grandes déformations. Cependant cette méthode présente le désavantage de reporter le bruit ou erreur de mesure sur l'image suivante.
— Use left Stereo Reference : l'analyse permet de produire des données jusqu'au bord de la zone d'intérêt. Les données sont interpolées à partir de plusieurs gradients de sous-ensemble à l'aide d'un algorithme intelligent optimisé.
— Exhaustive Search : lors de l'échec de corrélation sur l'image, une étape de recherche est effectuée au prix d'une augmentation considérable du temps de traitement.

Enfin plusieurs tenseurs des déformations peuvent être calculés en post processing à partir du tenseur des déformations de Cauchy-Green, $\underset{\sim}{\boldsymbol{C}}$, où $\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}$ est le tenseur du gradient des déformations.

$$\underset{\sim}{\boldsymbol{C}} = \underset{\sim}{\boldsymbol{F}}^T.\underset{\sim}{\boldsymbol{F}} \tag{2.15}$$

— Tenseur des déformation de Lagrange :

$$\underset{\sim}{\boldsymbol{E}} = \frac{1}{2}(\underset{\sim}{\boldsymbol{C}} - \underset{\sim}{\boldsymbol{I}}) \tag{2.16}$$

— Tenseur des déformations de Hencky ou tenseur des déformations vraies :

$$\underset{\sim}{\boldsymbol{E}} = \frac{1}{2}\ln(\underset{\sim}{\boldsymbol{C}}) \tag{2.17}$$

Une fois l'analyse réalisée, les grandeurs, x et y, coordonnées des pixels de la zone analysée, u et v les déplacements mesurés, et le tenseur des déformation ε sont extraites pour chaque image dans un fichier texte. Ceci permet de pouvoir analyser de manière plus maniable les résultats, de calculer de nouvelles grandeurs comme le tenseur de vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ où les composantes sont calculées de la manière suivante :

$$\dot{\varepsilon}_{xx} = \Delta\varepsilon_{xx}/\Delta t \tag{2.18}$$

où Δt est le temps écoulé entre deux images.

Un exemple de résultat issu de cette méthode est exposé sur les figures 2.26 et 2.27. La première figure met en évidence l'apparition d'une zone instable, qui se manifeste par une bande de couleur bleue ciel, où la vitesse de déformation suivant l'axe de sollicitation est hétérogène. La seconde figure présente le champ de déformation suivant l'axe x, obtenu sur une éprouvette biaxiale à un instant proche de la rupture. En conséquence cette méthode se révèle bien adaptée aux effets que l'on souhaite mettre en évidence.

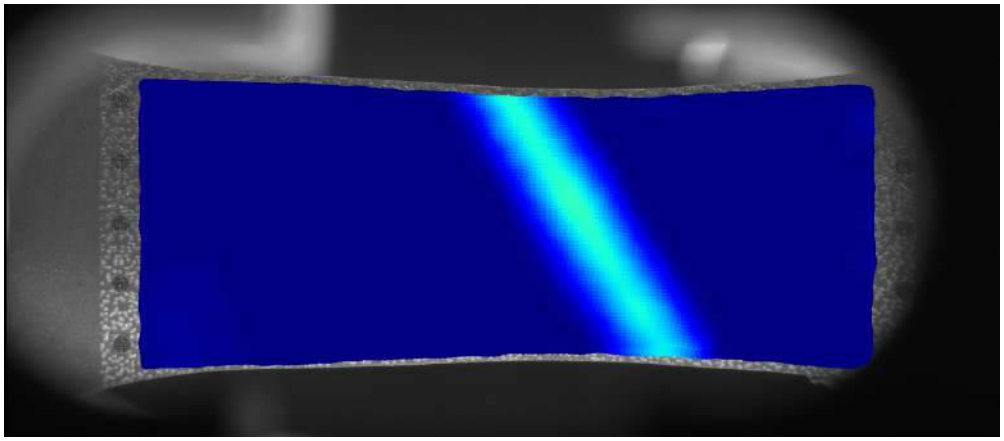


FIGURE 2.26 – Exemple de champ de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{xx}$ de l'éprouvette D0 à 500°C. Observation d'une bande de localisation de la vitesse de déformation. L'échelle n'est volontairement pas donnée.

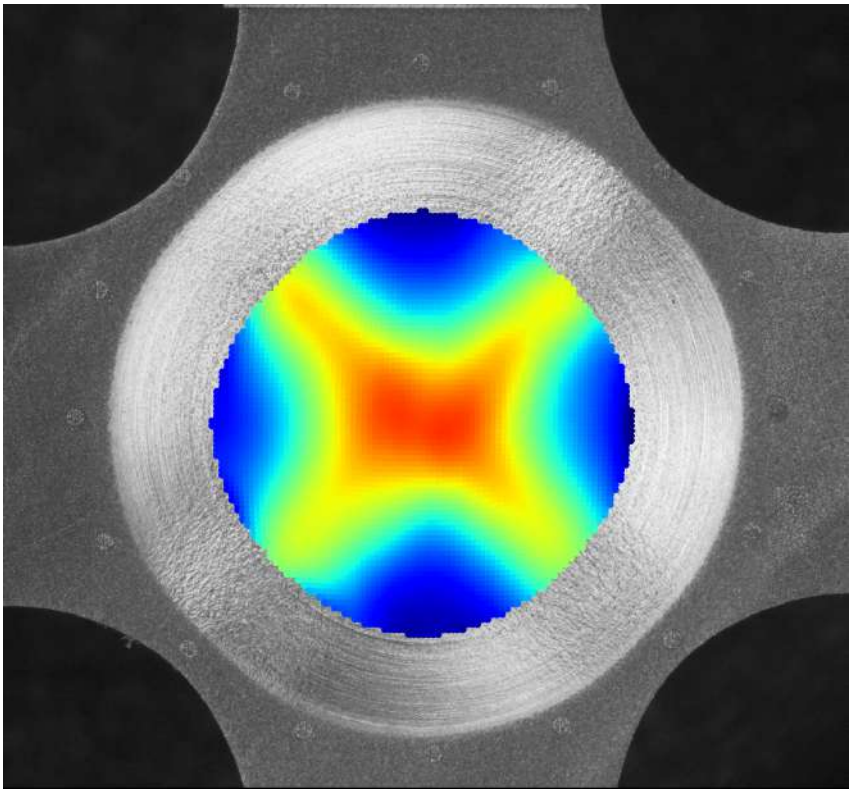


FIGURE 2.27 – Exemple de champ de déformation ε_{xx} de l'éprouvette biaxiale D2F à 20°C. Observation de la localisation de la déformation au centre de l'éprouvette. L'échelle n'est volontairement pas donnée.

2.7 Marquage par gravure laser

Le déplacement que subit une éprouvette au cours d'une sollicitation mécanique est le plus souvent mesuré par un extensomètre placé à son contact au cours de l'essai. Cependant la striction d'une éprouvette lisse peut se produire n'importe où dans la zone utile puisque la déformation y est homogène. Ainsi pour éviter de voir apparaitre la striction sur les pointes de l'extensomètre ou en dehors, et donc de ne pas capter le déplacement pendant la striction, on peut avoir recours à la mise en place d'une autre méthode de mesure, celle du **marquage**.

Le principe de cette méthode est simple. Il consiste simplement à faire des points à la main avec un feutre ou un aérographe et à utiliser un algorithme de reconnaissance de points pour remonter au déplacement (Ariane ou Vic2D précédemment décrits). Cependant, cette méthode de marquage présente l'inconvénient majeur de générer des imprécisions importantes sur les mesures. Tout d'abord, les marques étant réalisées à la main, la forme de l'empreinte laissée par le feutre n'est pas optimale pour la reconnaissance. D'autre part, lorsque l'essai est réalisé à haute température avec un matériau qui se déforme de plusieurs pourcents, la marque s'écaille et la reconnaissance y est impossible. Un exemple typique d'une éprouvette bi-axiale sur lequel un mouchetis a été peint à l'aide d'un aérographe est montré avant et après essai sur l'image 2.28. Il est aisé de comprendre que l'état de l'éprouvette sur l'image de droite rendra une mesure du champ de déplacement inexploitable.

(a) Avant l'essai (b) Après l'essai

FIGURE 2.28 – Exemple d'observation du mouchetis réalisé à la peinture lors d'un essai thermomécanique. L'état de l'éprouvette sur l'image de droite rendra une mesure du champ de déplacement inexploitable.

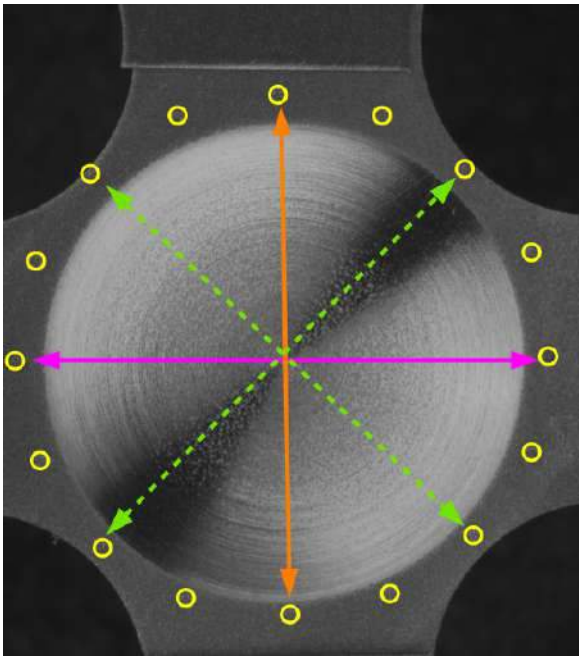
Pour toutes ces raisons cette méthode a été transposée à un marquage par **laser**. Cette solution consiste à ne plus utiliser d'extensomètre réel ni de marquage par feutre ou peinture mais à graver un motif sur l'éprouvette. Pour ce faire, la mise en oeuvre de cette nouvelle méthode a été totale, de la mise en place du procédé de gravure laser, au développement d'outils pour générer le motif souhaité jusqu'à la validation au travers de multiples essais. Beaucoup d'itérations ont été réalisées dans le but d'optimiser les paramètres laser afin de détériorer le moins possible l'état de surface du matériau. Ce dernier point a été étudié par des observations fines sur l'impact local du laser sur le matériau (échauffement, refonte locale de la matière). Les paramètres du laser que l'on peut faire varier sont la vitesse [mm/sec] du faisceau, sa puissance [%], sa fréquence [kHz], sa durée [ns] ainsi que le nombre de répétitions de gravure du motif [∅]. Les plages de valeurs sur lesquelles chaque paramètre a été testée sont respectivement les suivantes : [10-2000], [5-100], [50-200], [30-120] et [1-10].

L'objectif a été de trouver les paramètres optimaux pour obtenir un contraste suffisant du motif à graver sans pour autant endommager l'état de surface du matériau. De nombreuses itérations ont été réalisées, à température ambiante (20°C) comme à haute température (500-600°C) et des observations de granulométrie ont été effectuées pour confirmer le choix des paramètres propres au matériau d'étude.

Une fois le jeu de paramètres déterminé pour régler le faisceau laser, il a été vérifié que la rupture des éprouvettes ne s'amorçait pas sur un marqueur mais plutôt entre deux marqueurs gravés.

Dans le cadre d'un suivi du déplacement global (macroscopique), des points hachurés sont gravés sur la surface à une distance paramétrable par l'utilisateur, ce qui permet de connaître précisément la distance initiale entre les points, L_0, pour remonter à la déformation de la zone utile (variation de la distance au cours de l'essai divisée par L_0). Il est aussi possible de graver plus de deux points pour constituer autant d'extensomètres virtuels que souhaité. Dans cette étude le diamètre de ces points est de 0.5 mm. De plus, en effectuant un dépouillement en temps réel durant l'essai, cette gravure présente aussi l'avantage de connaître très en amont dans l'essai l'endroit où se produira la striction et donc la rupture de l'éprouvette, visible à l'œil nu uniquement au moment où elle se produit et parfois imperceptible avec l'extensomètre. La figure 2.29a montre une éprouvette lisse (AL) sur laquelle cinq points ont été gravés et la figure 2.29b montre la gravure de 16 points autour de la zone centrale d'une éprouvette biaxiale. Le nombre d'extensomètres virtuels est à déterminer par l'utilisateur en fonction des résultats souhaités.

(a) Gravure de 5 marqueurs sur éprouvette lisse



(b) Gravure de 16 marqueurs sur éprouvette baxiale

FIGURE 2.29 – Exemple de gravures réalisées sur éprouvettes.

Dans le cadre d'un suivi du déplacement local, la méthode précédente est généralisée en gravant une multitude de plus petits points de taille et de position aléatoires, l'équivalent d'un mouchetis, mais reproductible d'une éprouvette à l'autre comme le montre la figure 2.30. Pour ce faire, un script Python a été développé permettant de générer une image de dimension N×M pixels avec un tirage de points de taille (homogène ou hétérogène) et de position (aléatoire ou régulière) définies par l'utilisateur. Cette image est ensuite reproduite par la machine laser sur la surface de l'échantillon. Dans l'application visée, le diamètre des points obtenus par gravure laser est de l'ordre de 60 à 120 µmm et sont répartis de manière totalement aléatoire avec un espacement entre chaque point de l'ordre d'une à deux fois le diamètre d'un point. La dimension du marquage a été réalisée sur une fenêtre de 25×10 mm et comporte ainsi environ entre 5500 et 7000 points permettant ainsi une bonne résolution du champ de déplacement lors du post-traitement. Enfin, les images prises au cours de l'essai permettent d'accéder aux champs locaux de déplacements qui sont post-traités sur le logiciel de corrélation d'images Vic2D (voir figure 2.30).

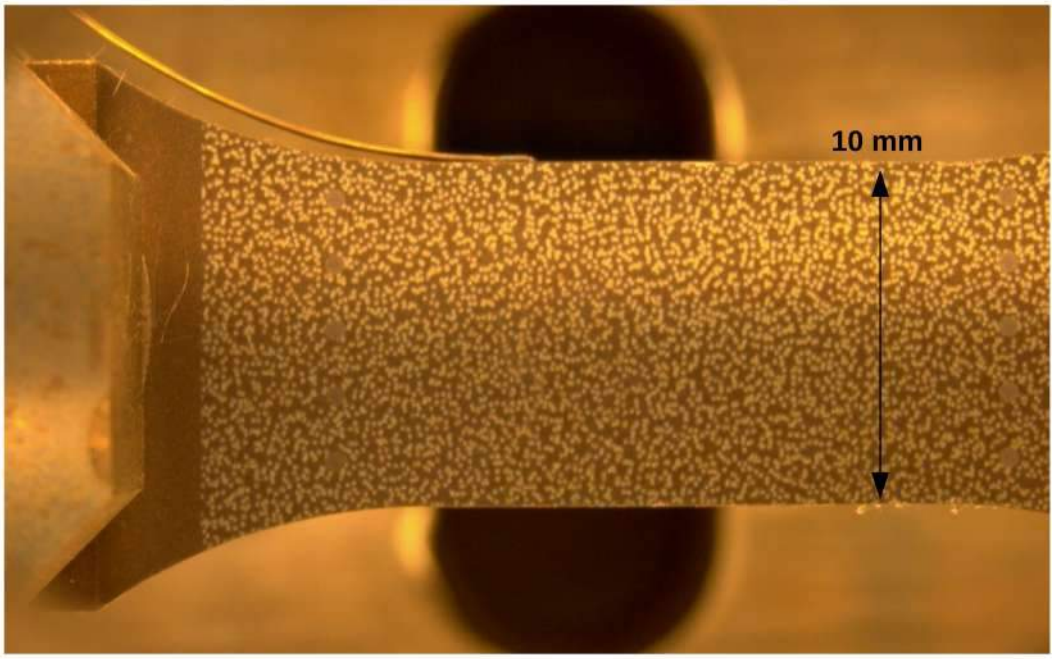


FIGURE 2.30 – Exemple de gravure de mouchetis sur éprouvette plate (D0) pour un suivi du champ de déplacement local.

Cette méthode présente donc l'avantage de paramétrer intégralement le type de mouchetis souhaité en fonction des applications visées.

— **au niveau de l'éprouvette :** en plus de faire des études sur le comportement mécanique, cette méthode peut être utilisée jusqu'à la rupture sans se soucier i) d'une localisation de la déformation induite au voisinage des pointes de l'extensomètre ii) d'une détérioration de l'extensomètre lors de la rupture de l'éprouvette. Dans ce cas il est possible d'obtenir des informations jusqu'à la fin de l'essai. Un autre exemple d'application possible serait le suivi d'amorçage et de propagation de fissures dans un échantillon lors de chargements de fatigue thermomécanique.

— **au niveau d'une structure :** cette méthode pourrait être appliquée sur un disque de turbine avec une bonne résolution de points sur les endroits à concentration de contraintes susceptibles de se déformer à des niveaux plus importants plutôt que sur des points au centre du disque où la déformation est homogène et pour lesquels une résolution plus faible suffirait. Cette méthode permettrait de connaître en tout point du disque le champ de déplacement, utile pour recaler le modèle numérique utilisé dans les simulations. Un autre exemple d'application serait d'appliquer un motif régulier plus grossier dans des zones non visibles –typiquement à l'intérieur d'une chambre de combustion avant son assemblage– pour y mesurer la déformation du motif induite par le chargement thermique une fois l'essai réalisé.

L'intérêt premier de cette méthode est d'avoir un motif qui ne se dégrade pas lors de l'essai contrairement à un mouchetis réalisé avec des encres ou de la peinture. En effet, une bonne tenue à chaud a été constatée et le contraste est amplifié avec l'apparition de l'oxydation. De plus, lorsque le motif donne des résultats satisfaisants lors de la corrélation d'images, celui-ci peut être réutilisé à l'identique alors que celui réalisé à la main est unique et parfois inutilisable. Enfin cette méthode, en plus de fournir une excellente résolution des champs de déplacements, s'avère très rapide d'exécution : pas plus de quelques secondes pour graver cinq points et environ 4 min pour graver un mouchetis sur la surface entière d'une éprouvette d'essai mécanique.

Cette méthode a été développée et mise en place au début de cette thèse et a ensuite été utilisée sur la totalité des éprouvettes en raison des avantages qu'elle présente. Une déclaration d'invention entre Safran Helicopter Engines et Armines et un brevet n°FR2109996 ont été déposés intitulé **Technique de suivi par gravure laser pour une mesure de champ de déplacement**.

2.8 Conclusion

La campagne expérimentale a ainsi nécessité la résolution de questions spécifiques liées à la bonne représentation d'états mécaniques locaux représentatifs de ceux subis par un disque de turbine en rotation.

L'étape préliminaire a d'abord consisté à adapter les têtes des éprouvettes pour les amarrer convenablement au montage pré-existant conditionnant le bon déroulement de l'essai. Puis le dimensionnement de l'éprouvette a dû être réalisé en tenant compte, d'une part, des dimensions du barreau mis à disposition, d'autre part, de la capacité des machines sur lesquelles ont été effectués les essais mécaniques et, enfin de l'objectif de réduction des coûts matières. Cette étape s'est appuyée sur des calculs éléments finis pour valider le design de l'éprouvette. Un marquage par laser a été mis au point, pour étudier les champs locaux de déplacement à haute température (*a fortiori* à température ambiante) sans avoir à se soucier de sa tenue. Cette méthode, qui fait l'objet d'un brevet, est utilisée dans le but d'observer les bandes de déformations caractéristiques de l'effet Portevin–Le Chatelier en plus de mesures globales d'extensométrie virtuelle réalisées. D'autre part, les outils de dépouillement des essais mécaniques ont été pris en main et adaptés aux besoins spécifiques de l'analyse des expériences. En particulier, la méthode de reconnaissance de contours a été mise en œuvre sur les essais à haute température où des problèmes de contraste d'images apparaissent et rendent difficile cette reconnaissance.

Deux géométries biaxiales ont été proposées ayant pour intérêt à la fois d'observer des instabilités sur le comportement et de caractériser la rupture du matériau dans un état de bi-traction. Une troisième géométrie biaxiale originale a montré qu'elle pouvait représenter l'ensemble des chargements des éprouvettes uniaxiales.

Toutes ces géométries (uniaxiales et biaxiales) permettront une identification fine de l'alliage actuellement utilisé dans la fabrication de disques de turbines par Safran Helicopter Engines. Les résultats de ces essais obtenus à température ambiante et à haute température sont présentés dans le chapitre suivant.

Résumé

Ce chapitre analyse tout d'abord l'importance du choix de la géométrie d'éprouvettes en fonction de la réponse mécanique du matériau que l'on veut étudier. Des géométries uniaxiales, qui ont déjà fait l'objet de nombreux travaux, et des géométries biaxiales, qui sont originales dans ce travail par leur redimensionnement, ainsi que les grandeurs d'intérêt qui leur sont associées sont décrites avec précision et présentées avec l'objectif final d'effectuer une identification robuste du comportement et de la rupture de l'alliage. La campagne expérimentale comprenant l'utilisation des machines de traction disponibles au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines Paris et le montage de l'éprouvette sur machine, étape ingrate et chronophage mais indispensable à la réussite de l'essai, est décrite. De plus, pour pallier les problèmes de tenue de motifs pour le suivi de champ de déplacement, une nouvelle méthode de marquage par laser a été développée et fait l'objet d'un brevet. Enfin, les outils numériques, généralement utilisés, ont été modifiés pour être adaptés à l'analyse de nos essais. Un ensemble de géométries uniaxiales et biaxiales a été proposé pour rendre compte des propriétés mécaniques en comportement et en rupture du disque de turbine. Le positionnement de ces éprouvettes sur un diagramme, paramètre de Lode – triaxialité est représenté.

Abstract

This chapter analyzes the importance of the choice of the specimen geometry according to the material's mechanical response to be studied. Uniaxial geometries which have already been the subject of many works, biaxial geometries (cross shaped specimen) which are original in this work by their redimensioning, as well as the quantities of interest associated with them are detailed. The final objective is making a robust identification of the behavior and the fracture of the alloy. The experimental campaign, including the use of the tensile machines available at Centre des Matériaux of Ecole des Mines Paris and the installation of the specimen on the testing machine, a tedious and time-consuming step but essential to the success of the test, is described. In addition, to overcome the problems of speckled patterns' holding and resistance for the monitoring of displacement field, a new laser method of marking has been developed and is the subject of a patent. Finally, the numerical tools, generally used, have been modified to be adapted to the analysis of our tests. A set of uniaxial and biaxial geometries has been proposed to be representative of the behavior and fracture of the turbine disk. The positioning of these specimens on a Lode parameter – triaxiality diagram is represented.

Chapitre 3

Mechanical behavior of Inconel718

Ce chapitre décrit la méthodologie d'identification à 20°C et à 500°C utilisée pour caractériser le comportement du super alliage base nickel, l'Inconel718. Cette étape nécessite la mise en oeuvre d'essais mécaniques complexes ainsi qu'une modélisation fine pour trouver une loi unique de comportement du matériau. L'exécution de ces objectifs m'ont exhorté à être organisé pour la planification des délais d'usinage et d'utilisation des machines d'essais notamment, à être attentif et consciencieux pour la prise en main d'outils mécaniques compliqués, à être minutieux pour la réalisation des expériences et, enfin, à être persévérant dans l'utilisation d'outils numériques adaptés. Ces tâches, qu'elles soient mécaniques ou numériques, se sont révélées chronophages et ont dû être réfléchies en amont pour donner des résultats innovants tout en limitant les coûts. La réalisation de ce travail, qui a nécessité une certaine polyvalence, a été très formatrice.

This chapter describes the identification methodology at 20°C and 500°C used to characterize the behavior of the nickel-based super alloy, Inconel718. This step requires the implementation of complex mechanical tests as well as fine modeling to find a unique law of behavior of the material. The execution of these objectives urged me to be organized for the planning of the machining deadlines and the use of the testing machines, in particular, to be attentive and conscientious for the handling of complicated mechanical tools, to be meticulous for the realization of the experiments and, finally, to be persevering in the use of adapted numerical tools. These tasks, whether mechanical or numerical, proved to be time-consuming and had to be thought out in advance to give innovative results while limiting costs. The realization of this work, which required a certain versatility, was very formative.

Plan du chapitre

3.1 Introduction **45**
3.2 Inconel718 . . . . . **45**
3.3 Finite element modelling framework **49**
3.4 Mechanical behavior at room temperature **55**
3.5 Mechanical behavior at 500°C **65**
3.6 Conclusion **82**

C'est pourquoi, ce chapitre est consacré à la présentation des stratégies d'identification mise en oeuvre pour reproduire le comportement multiaxial sous chargement monotone de l'Inconel718. Des essais menés, à température ambiante (20°C) et à chaud (500°C) ont été entrepris. Ce choix est fondé, d'une part pour avoir un comportement robuste lors de la modélisation des essais de certification et d'autre part, d'avoir une identification du comportement à une température moyenne du champ thermique que rencontre un disque au cours de sa sollicitation. Pour ce faire, l'alliage sur lequel repose l'intégralité de l'étude, fourni par SafranHE, est brièvement décrit. Le cadre des élements finis sur lequel repose l'ensemble du travail de modélisation est introduit. Enfin les résultats des essais ainsi que la méthode d'identification utilisée sont finement décrits pour les deux températures.

3.1 Introduction

During their thermo-mechanical loadings, helicopter turbine discs are subjected to heterogeneous temperature fields ranging from 400°C to 650°C. In addition, the certification tests may be carried out at a given temperature, necessarily different from the variety of thermal fields. Thus, a very good knowledge of the behavior of the alloy at these temperatures is fundamental.

Inconel718, Udimet720, and Rene65 are super-alloys widely used in the design of disks nowadays. In this study, the investigated material is Inconel718 and has been developped since 1965 following the work of Eiselstein (1965). The addition of a new element, Niobium, led to the creation of this nickel-based superalloy with exceptional properties. Today, this alloy is among the most widely used in the world in the nuclear, aeronautical, and space industries. In addition to its excellent mechanical properties and its good fracture and fatigue resistance at low and high temperatures.

Numerous studies, presented in the previous and following sections, have been carried out in the literature but none of them has considered the use of various multiaxial geometries. Nevertheless, this study seems essential due to the various states encountered in a disk of complex geometry and subjected to a centrifugal loading.

Therefore, this chapter is devoted to the presentation of the identification strategies implemented to reproduce the multiaxial behavior under monotonic loading of Inconel718. Tests carried out at room temperature (20°C) and hot temperature (500°C) have been undertaken. This choice is based, on the one hand, to have a robust behavior during the modeling of the certification tests and, on the other hand, to have an identification of the behavior at an average temperature of the thermal field that a disk meets during its solicitation. To do this, the alloy on which the entire study is based, provided by SafranHE, is briefly described. The finite element framework on which the whole modeling work is based is introduced. Finally, the test results and the identification method used are described in detail for both temperatures.

3.2 Inconel718

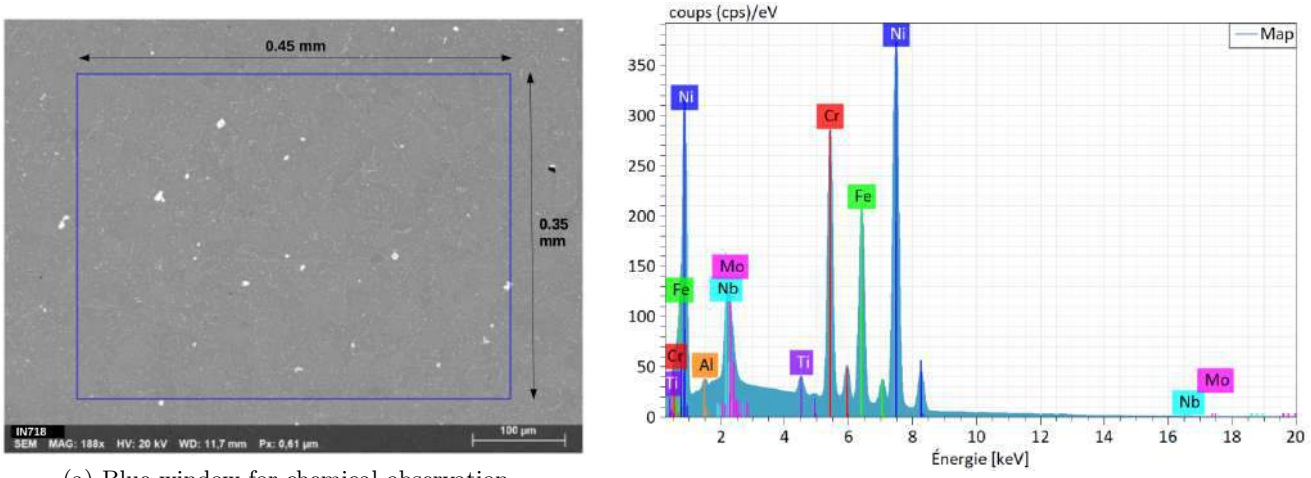
3.2.1 Metallurgy

The investigated material is Inconel718 and has been developped since 1965 following the work of Eiselstein (1965). The addition of a new element, Niobium, led to the creation of this nickel-based superalloy with exceptional properties. Today, this alloy is among the most widely used in the world in the nuclear, aeronautical, and space industries. Inconel718 which composition is detailed in Table 3.1 has good weldability and formability properties that facilitate its use. The aerospace industry, in search of performance and weight reduction, is therefore placing this alloy at the heart of the design of complex parts subjected to extreme thermo-mechanical loadings such as high-pressure turbine disks (Paulonis et Schirra, 2001; Ponnelle et al., 2002). This material is used for turbine disks in jet and helicopter engines.

Wt [%]	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	C
Max	Base	21.0	21.0	5.5	3.3	1.15	0.7	0.040
Min	Base	15.0	17.0	5.0	2.8	0.75	0.3	0.015

TABLE 3.1 – Chemical composition of Inconel718 nickel-based superalloy Devarapalli et al. (2016).

The final microstructure is made of several crystallographic phases presented by Sims et al. (1947) and Sabol et Stickler (1969). The microstructure of our material is observed by Scanning Electron Microscope (SEM) in figure 3.2. The results are the following.



(a) Blue window for chemical observation.

(b) EDS analysis.

FIGURE 3.1 – SEM observation and EDS analysis of an Inconel718.

The γ phase is the most present phase in this alloy and is mainly composed of nickel with a face-centered cubic structure leading to a first hardening of the alloy by solid solution Jena et Chaturvedi (1984). The proportion of this phase varies between 80 and 98% depending on the treatment applied. This phase grows dendritically in a columnar or equiaxed form. This phase is represented on figure 3.2 by the zone called I718 5 corresponding to the most dominant gray level.

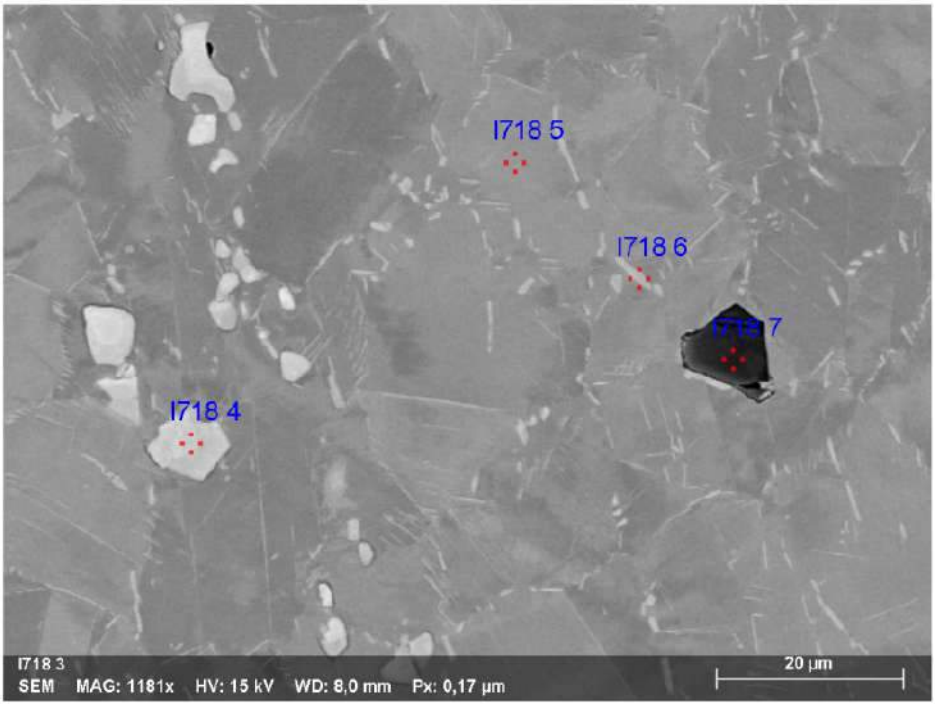


FIGURE 3.2 – SEM observation and EDS analysis of an Inconel718 sample.

The γ' –$Ni_3(Ti,Al)$– , and γ'' –Ni_3Nb–, phases respectively with a simple and a quadratic face-centered cubic crystallographic structure, are the most important phases giving exceptional mechanical characteristics. These phases are commonly called hardening phases (Gao et Wei, 1995; Miller et al., 2002). These precipitates are generally spherical for the γ' phase and disc-shaped for the γ'' phase. This phase is not visible on the SEM observation of figure 3.2 due to its size.

Nitrides and carbides are formed very early in the preparation of the alloy and constitute the secondary phase. The latter is composed of Niobium, Titanium, Carbon and Nitrogen arranged in a cubic structure mainly found in the matrix and sometimes in interdendritic spaces. For fine grain structures, this secondary phase constitutes the weakness of the material –sites of crack initiation– because it does not accommodate the deformation and is a source of local stress concentrations. These two phases are represented on figure 3.2 by the zone called I718 4 for Carbides and I718 7 for Nitrides.

Finally, the δ phase has an orthorhombic structure. It forms at the grain boundaries and grows during the solution treatment. This phase has a fine, elongated and rounded morphology (Valerio et al., 1994; Azadian et al., 2004; Zhang et al., 2010). It has the essential function of limiting grain growth during heat treatment : grain boudaries act as barriers to stop dislocation progression during loading. This phase is represented in figure 3.2 by the so-called I718 6 zone.

An electron backscatter diffraction (EBSD) analysis of samples taken in the same three directions as the specimens (L, T and R) in the Inconel bar is performed. The aim is to highlight a possible structural anisotropy of the material. The samples are withdrawn from the study bar and mechanically polished before being analyzed by EBSD. The size of the observation window is 1 mm^2 and the grain size area average measured is around 18 μm^2 (in the three directions in figures 3.3, 3.4 and 3.5). It is estimated that about 2500 grains are mapped in the three directions, which is statistically acceptable. A homogeneous grain size in all three directions is noticed. In addition no marked crystallographic texture was detected. The pole figures drawn afterwards confirme this fact.

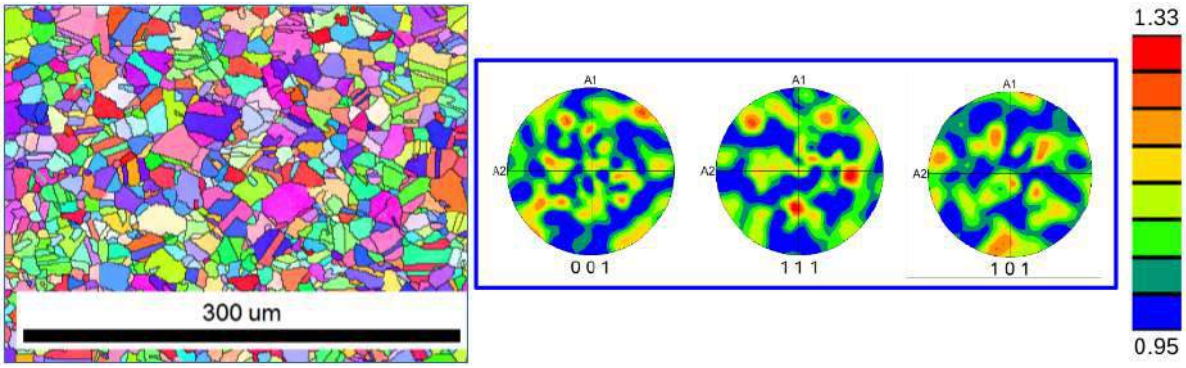


FIGURE 3.3 – Zoom of the zone analysed via EBSD in the longitudinal direction. Poles figures.

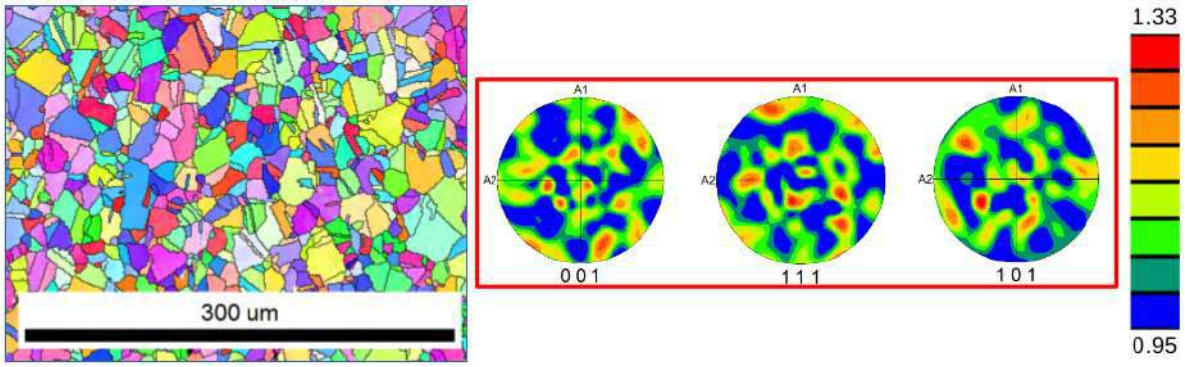


FIGURE 3.4 – Zoom of the zone analysed via EBSD in the tangent direction. Poles figures.

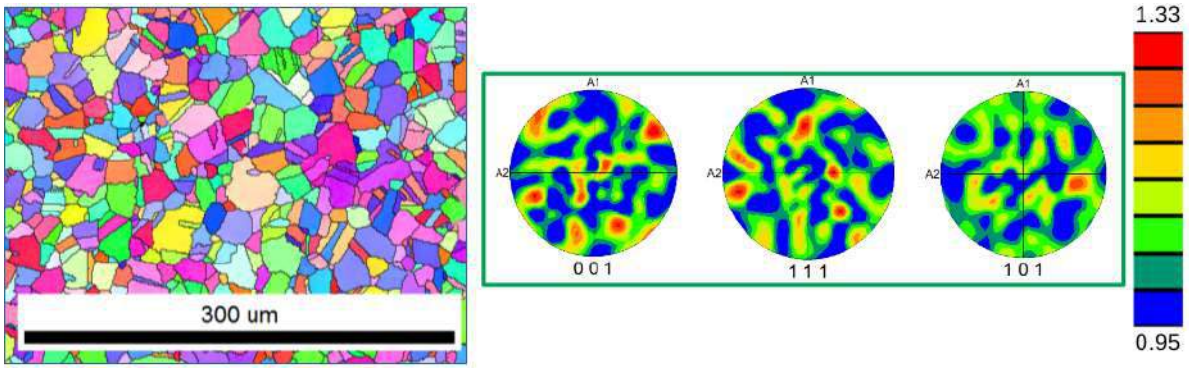


FIGURE 3.5 – Zoom of the zone analysed via EBSD in the radial direction. Poles figures.

3.2.2 Heat treatments, and hardening mechanisms

As many super alloys, Inconel718 is made by a double melting. The first step consists in melting the raw material by vacuum induction melting (VIM) to mix it and obtain a cylindrical ingot which will be used as an electrode for the next step of production. This process allows to obtain an ingot with a controlled homogeneized chemical composition and to be obtained and a low content of carbon and oxygen to be ensured. The second step consists of re-melting the ingot this time by Electro Slag Remelting (ESR) and Vacuum Arc Remelting (VAR), with the double advantage of refining the microstructure and reducing the impurity content. The alloy provided to Safran Helicopter undergone this double stage of elaboration to obtain a final product of high quality.

Heat treatments on super alloys are of paramount importance because in a large majority of cases this step gives the material all its qualities. Their main objective is to homogenize the microstructure while decreasing the fraction of brittle phases and precipitating the hardening phases γ', γ''. It is important to note that the temperature, the duration at which a heat treatment is performed affect not only the quantity of these phases, but also their structures and morphologies, all three directly related to the final mechanical properties.

In this work, an Inconel718 forged bar was designed by the manufacturer (Aubert et Duval). After being heated, melted, and forged, the alloy undergoes a heat treatment. It is first maintained for one hour at around 965°C and then rapidly cooled to room temperature. Then the material is aged in two steps. In the first step, the alloy is held for 8 hours at 720°C and then cooled at a rate of 50°C per hour until reaching 620°C. The second step of the heat treatment is performed by keeping 620°C during 8 hours to be finally cooled in air.

3.3 Finite element modelling framework

The following section introduces the required concepts to fully understand how the finite deformation framework is formulated. The different notations and concepts are presented.

3.3.1 General framework

Let $\underline{\boldsymbol{X}}$ be the position of a material point in the reference configuration, Ω_0, or so-called *lagrangian* representation. The position of this point at each time t is expressed in the current configuration Ω by $\underline{\boldsymbol{x}}\,(\underline{\boldsymbol{X}}\,,t)$, the so-called *eulerian* representation (see figure 3.6). The displacement vector of the considered point, $\underline{\boldsymbol{u}}$, as well as the velocity vector, $\underline{\boldsymbol{v}}$, are deduced and determined as follows :

$$\underline{\boldsymbol{u}}\,(\underline{\boldsymbol{X}}\,,t) = \underline{\boldsymbol{x}}\,(\underline{\boldsymbol{X}}\,,t) - \underline{\boldsymbol{X}} \tag{3.1}$$

$$\underline{\boldsymbol{V}} = \frac{\partial \underline{\boldsymbol{u}}}{\partial t} = \frac{\partial \underline{\boldsymbol{x}}}{t}; \;\; \underline{\boldsymbol{v}}\,(\underline{\boldsymbol{x}}\,,t) = \underline{\boldsymbol{V}}\,(\underline{\boldsymbol{x}}^{-1}(\underline{\boldsymbol{x}}\,,t),t) \tag{3.2}$$

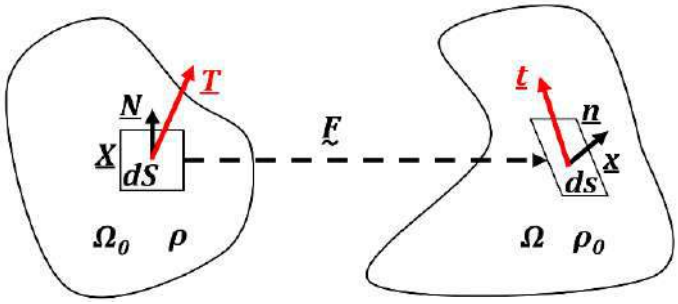


FIGURE 3.6 – Finite deformation of a continuum medium.

The link between the reference configuration and the current configuration is given by the deformation gradient noted $\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}$:

$$\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}(\underline{\boldsymbol{X}}\,,t) = \frac{\partial \underline{\boldsymbol{x}}\,(\underline{\boldsymbol{X}}\,,t)}{\partial \underline{\boldsymbol{X}}} \tag{3.3}$$

Finally the unit normal of the surface element ds in the current configuration is expressed from the unit normal of the surface element dS in the reference configuration by :

$$\underline{\boldsymbol{n}}\,ds = J\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}^{-t}\underline{\boldsymbol{N}}\,dS \tag{3.4}$$

where J, Jacobian of the transformation, represents the volume variation defined as follows :

$$J = \det(\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}) = \frac{dv}{dV} \tag{3.5}$$

The gradient of the velocity field noted $\underset{\sim}{\boldsymbol{L}}$ is also defined and decomposed into two tensors, one symmetrical $\underset{\sim}{\boldsymbol{D}}$, tensor of the velocities of deformations and the other anti-symmetrical $\underset{\sim}{\boldsymbol{\Omega}}$, tensor of rotations :

$$\underset{\sim}{\boldsymbol{L}} = \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}}.\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}^{-1} = \underset{\sim}{\boldsymbol{D}} + \underset{\sim}{\boldsymbol{\Omega}} \tag{3.6}$$

$$\underset{\sim}{\boldsymbol{D}} = \frac{1}{2}\left(\underset{\sim}{\boldsymbol{L}} + \underset{\sim}{\boldsymbol{L}}^{t}\right); \;\; \underset{\sim}{\boldsymbol{\Omega}} = \frac{1}{2}\left(\underset{\sim}{\boldsymbol{L}} - \underset{\sim}{\boldsymbol{L}}^{t}\right) \tag{3.7}$$

Finally, the Cauchy stress tensor, $ten\sigma$, relating the force increment $d\underline{\boldsymbol{t}}$ with the surface element in the current configuration and its normal $\vec{n}$ are introduced :

$$d\underline{\boldsymbol{t}} = \underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}.\underline{\boldsymbol{n}}\,ds \tag{3.8}$$

Note that the associated quantity in the reference configuration is given by the Piola-Kirchhoff II tensor, $\underset{\sim}{\mathbf{\Pi}}$, or Piola-Lagrange :

$$d\underline{\boldsymbol{T}} = \underset{\sim}{\mathbf{\Pi}}.\underline{\boldsymbol{N}}\, dS; \quad \underset{\sim}{\mathbf{\Pi}} = J\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}} \tag{3.9}$$

Finally, combining the equation 3.4 and 3.8 yields the Piola-Kirchhoff I or Boussinesq tensor, $\underset{\sim}{\boldsymbol{S}}$, which relates the force increment of the current configuration with the surface element in the reference configuration dS and normal $\underline{\boldsymbol{N}}$ Ogden (2000) :

$$d\underline{\boldsymbol{t}} = \underset{\sim}{\boldsymbol{S}}.\underline{\boldsymbol{N}}\, dS; \quad \underset{\sim}{\boldsymbol{S}} = J\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}^{-t} \tag{3.10}$$

3.3.2 Description of the model

A large deformation formulation is chosen taking into account the imposed loads and the material characteristics. The framework adopted is the one detailed in Besson et al. (2009) where the reference frame is local and its orientation evolves with the deformation. The stress tensors $\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}'$ and $\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}$ in the local reference frame are thus obtained by rotation of the tensor $\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}$ and the strain rate tensor $\underset{\sim}{\boldsymbol{D}}$:

$$\begin{cases} \underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}' & = \det{}^{-1}(\underline{\boldsymbol{F}})\underset{\sim}{\boldsymbol{Q}}^t.\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}.\underset{\sim}{\boldsymbol{Q}} \\ \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}} & = \underset{\sim}{\boldsymbol{Q}}.\underline{\boldsymbol{D}}.\underset{\sim}{\boldsymbol{Q}}^t \end{cases} \tag{3.11}$$

where $\underset{\sim}{\boldsymbol{Q}}$ represents the rotation in the local reference frame of each point of the structure defined as :

$$\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{Q}}}^t.\underset{\sim}{\boldsymbol{Q}} = \underset{\sim}{\mathbf{\Omega}} \tag{3.12}$$

The strain rate, $\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}$, follows an additive decomposition of an elastic contribution $\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}^e$ and a plastic contribution $\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}^p$. The evolution of the plastic strain is transcribed through a strain hardening function, f, defined as a function of a plasticity criterion, $\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}_{eq}$, and of an elasto-plastic law depending on the cumulative plastic strain, $R(p)$. The plastic strain rate flow law follows the Prandtl-Reuss law. Finally, the Hooke's law allows us to trace the plastic deformation.

$$\begin{cases} \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}} & = \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}^e + \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}^p \\ f(\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}, R) & = \sigma_{eq} - R(p) \\ \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}^p & = \dot{p}\frac{\partial f}{\partial \sigma_{eq}} \\ \underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}^e & = \frac{1}{E}\left((1+\nu)\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}} - \nu \mathrm{trace}\,(\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}})\underline{\boldsymbol{I}}\right) \end{cases} \tag{3.13}$$

The choice of the equivalent stress, the strain hardening function and the behavior are detailed in the further part of this chapter.

3.3.3 Data input

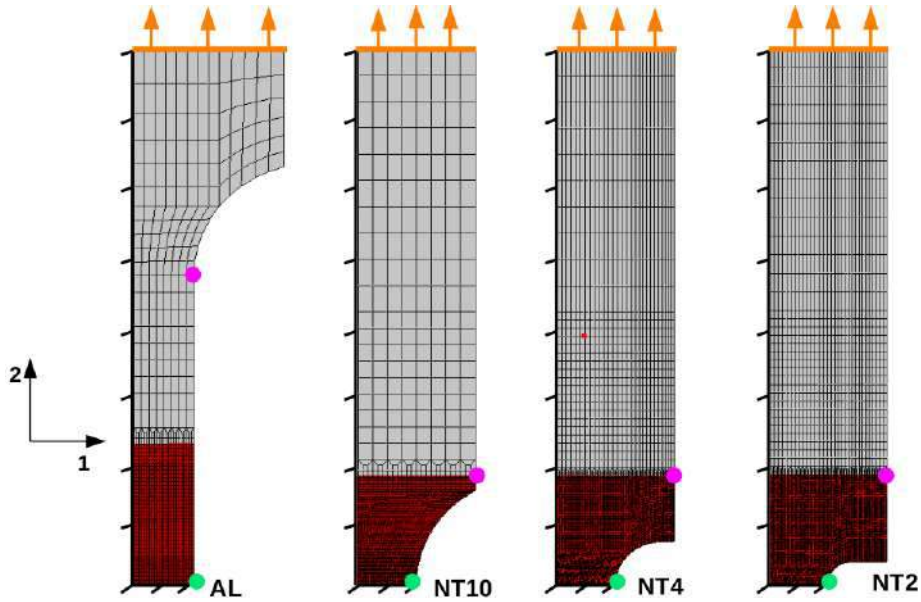
All the geometries presented in chapter 2 are modeled by the finite element method on the Zset software. The meshes of the specimens and the boundary conditions applied during the simulation are presented. The making of the meshes depend on the temperature at which the behavior has been identified.

At 20°C, a mesh is built which takes into account the symmetries of geometries and loadings to represent the behavior of the material in order to reduce the calculation time. AL and AE specimens are represented by half in an axi-symmetric frame (figures 3.7) and, plane deformation specimens and flat (figure 3.9) or biaxial are modeled by an eighth. At 500°C, the whole specimen is meshed (figures 3.8, 3.10, 3.11, 3.12 and 3.13) to fully represent the specific behavior of the material.

All finite element calculations are performed with a quadratic interpolation and a reduced integration on hexahedral elements (*cac8r*, *c2d8r* or *c3d20r*). The number of mesh elements and nodes are shown in tables 3.2 and 3.3. They correspond to a fine and converged mesh.

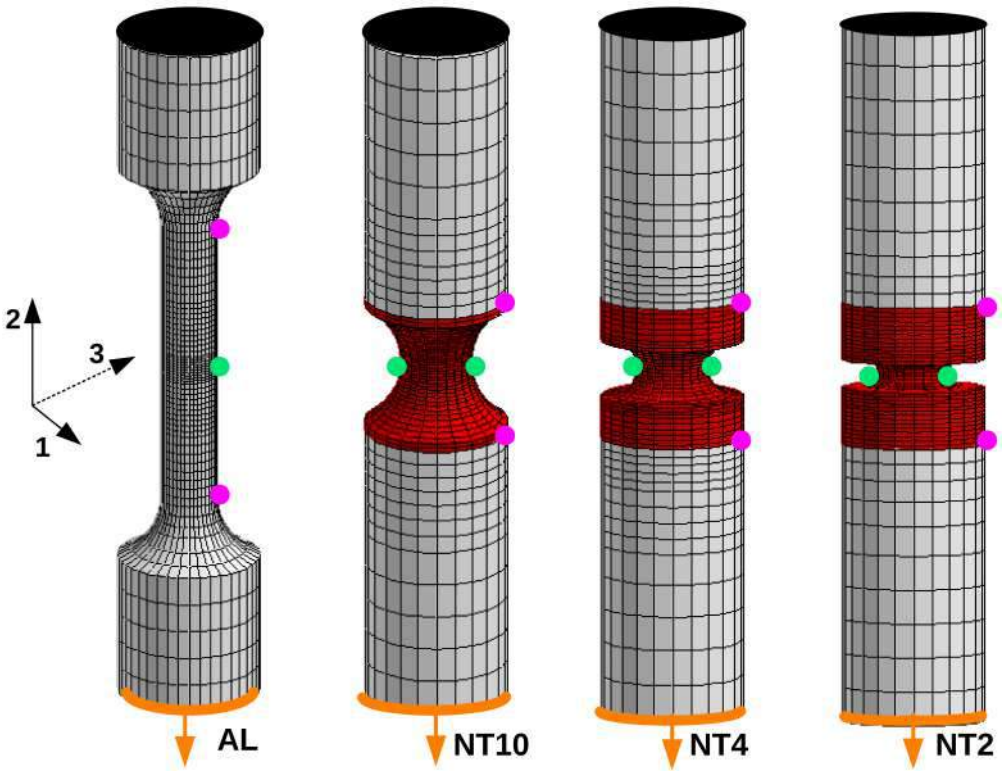
The most representative boundaries of the real test conditions have been applied and are represented and schematized on the following images. For each simulation, two quantities are defined in accordance with what is experimentally measured. At the beginning of the simulation the fuchsia point, which

corresponds to a node, is located at the same position than the one of the real experiment to have the same gage length L_0. The evolution of the displacement of this point, ΔL, is then extracted at each time increment of the simulation. In the same way, the green point is located at the minimal cross section, to measure the evolution the diametrical shrinkage, $\Delta\phi$, of the specimen.



$$\begin{cases} U_1^{left} = 0 \\ U_2^{bottom} = 0 \\ U_2^{top} = +\mathbf{U} \end{cases} \tag{3.14}$$

FIGURE 3.7 – 2D axi-symmetric finite element mesh of axi-symmetric geometries. Fushia points represent the displacement tracking and green points the diameter reduction tracking.

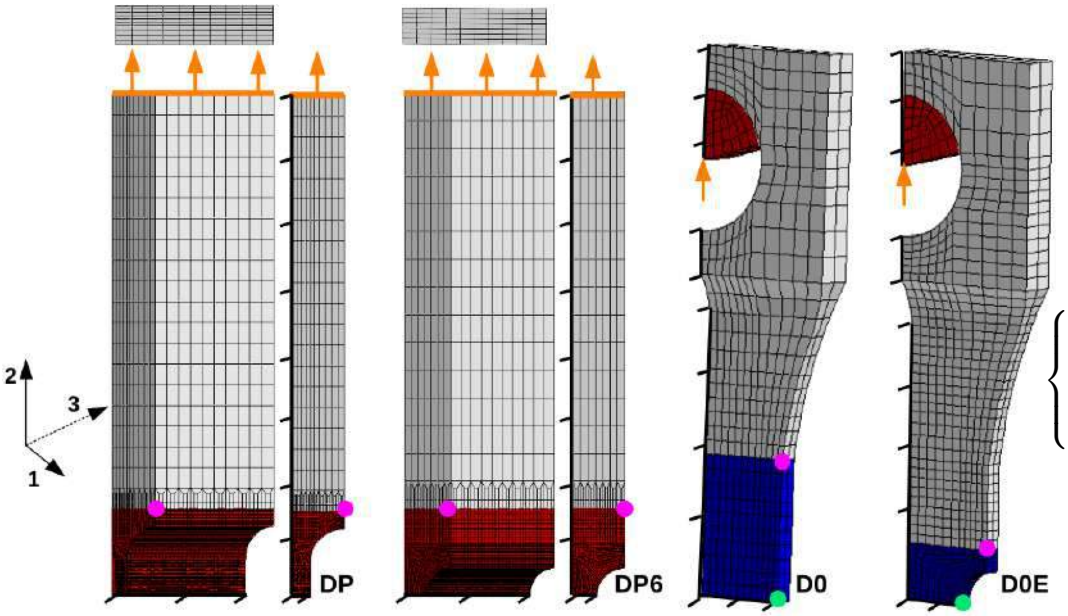


$$\begin{cases} U_1^{top} = 0 \\ U_2^{top} = 0 \\ U_3^{top} = 0 \\ U_1^{low} = 0 \\ U_2^{low} = \mathbf{-U} \end{cases} \tag{3.15}$$

FIGURE 3.8 – 3D finite element mesh of axi-symmetric geometries. Fushia points represent the displacement tracking and green points the diameter reduction tracking.

		Axi-symmetric geometries			
	Number of :	ST	NT10	NT4	NT2
2D	Mesh elements ≈	1300	2000	7500	7500
	Nodes ≈	4200	6200	22000	22000
3D	Mesh elements ≈	18300	14000	17000	20000
	Nodes ≈	83 000	58000	73000	85000

TABLE 3.2 – Number of elements and nodes of the different axi-symmetric meshes.



$$\begin{cases} U_1^{left} = 0 \\ U_2^{low} = 0 \\ U_3^{center} = 0 \\ U_2^{top} = +\mathrm{U} \end{cases} \tag{3.16}$$

FIGURE 3.9 – 3D finite element mesh of plane strain and plate geometries represent by one eighth. Fushia points represent the displacement tracking and green points the diameter reduction tracking.

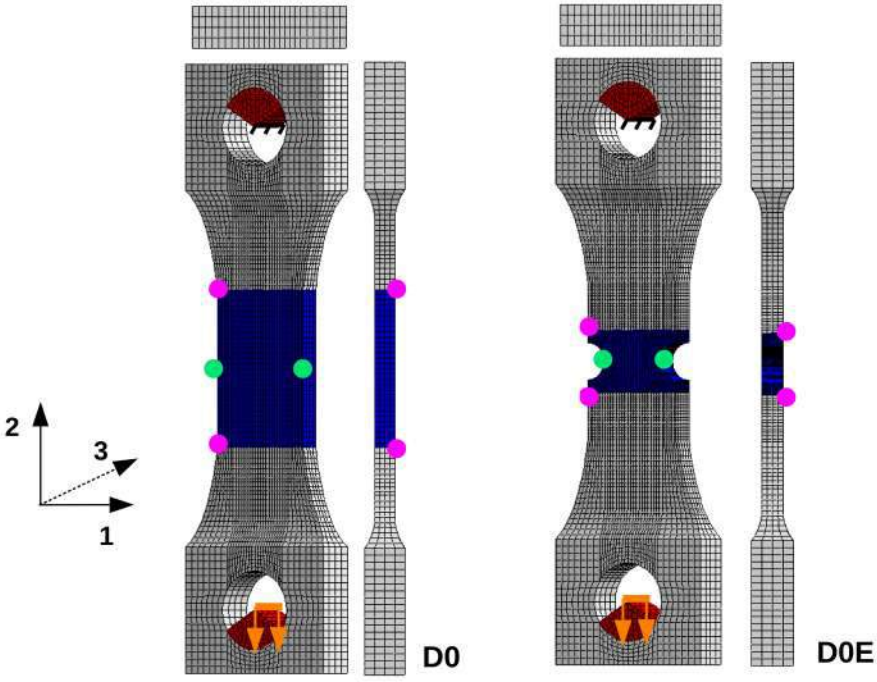
		Plane strain or plate geometries			
	Number of :	DP	DP6	D0	D0E
2D	Mesh elements ≈	3600	2400	770	1200
	Nodes ≈	17000	12000	4600	7400
3D	Mesh elements ≈			13500	18000
	Nodes ≈	-	-	67000	88000

TABLE 3.3 – Number of elements and nodes of the different plane strain and plate meshes.

		Biaxial geometries		
	Number of :	D1P	D2F	D0D3FX
3D	Mesh elements ≈	20000	15000	85000
	Nodes ≈	95000	72000	377000

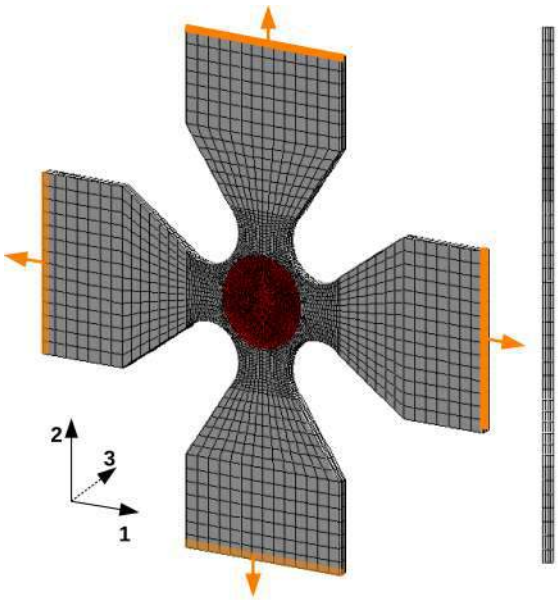
TABLE 3.4 – Number of elements and nodes in the different biaxial meshes.

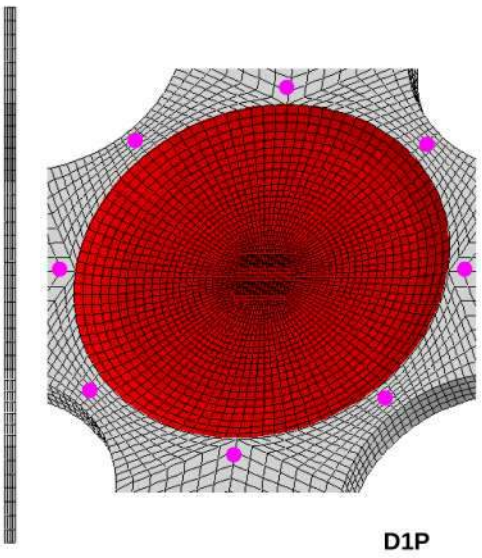
A hexahedral element mesh was chosen for all the specimens rather than the tetrahedral mesh generally used. This included a step of reflexion and construction of sub-domains in order to mesh the specimens. The construction of the mesh of the three biaxial geometries was entirely parameterized on python in order to facilitate in a second time the mesh with hexahedral elements whatever the dimensions of the specimen.



$$\begin{cases} U_1^{top} = 0 \\ U_2^{top} = 0 \\ U_3^{top} = 0 \\ U_1^{low} = 0 \\ U_2^{low} = \text{-U} \\ U_3^{low} = 0 \end{cases} \tag{3.17}$$

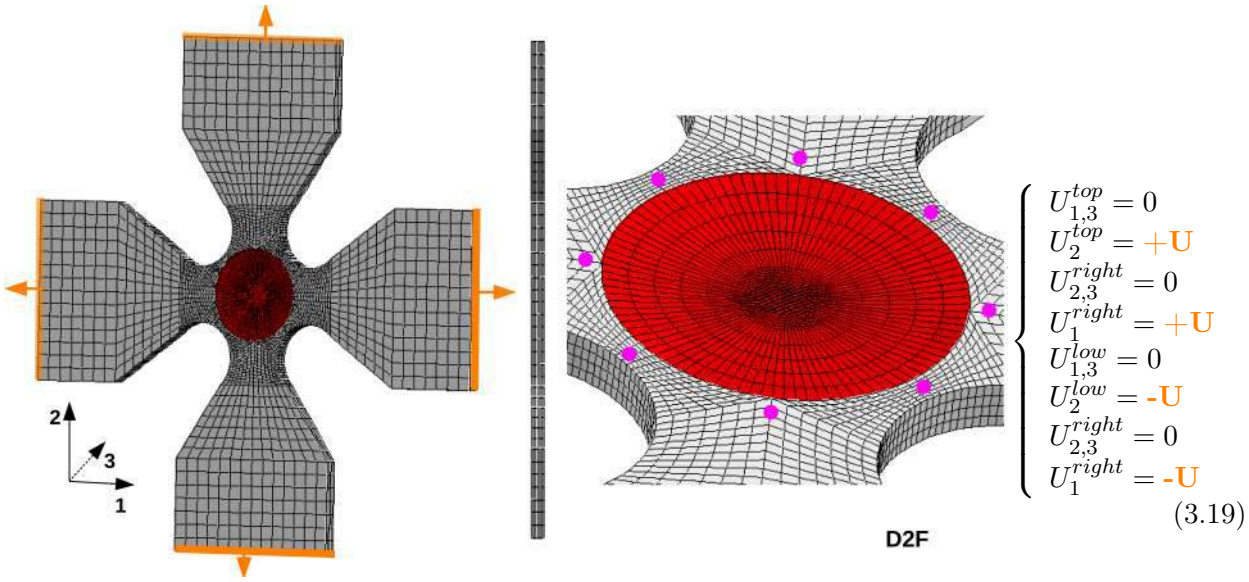
FIGURE 3.10 – Full 3D finite element mesh of plate geometries. Fushia points represent the displacement tracking and green points the diameter reduction tracking.





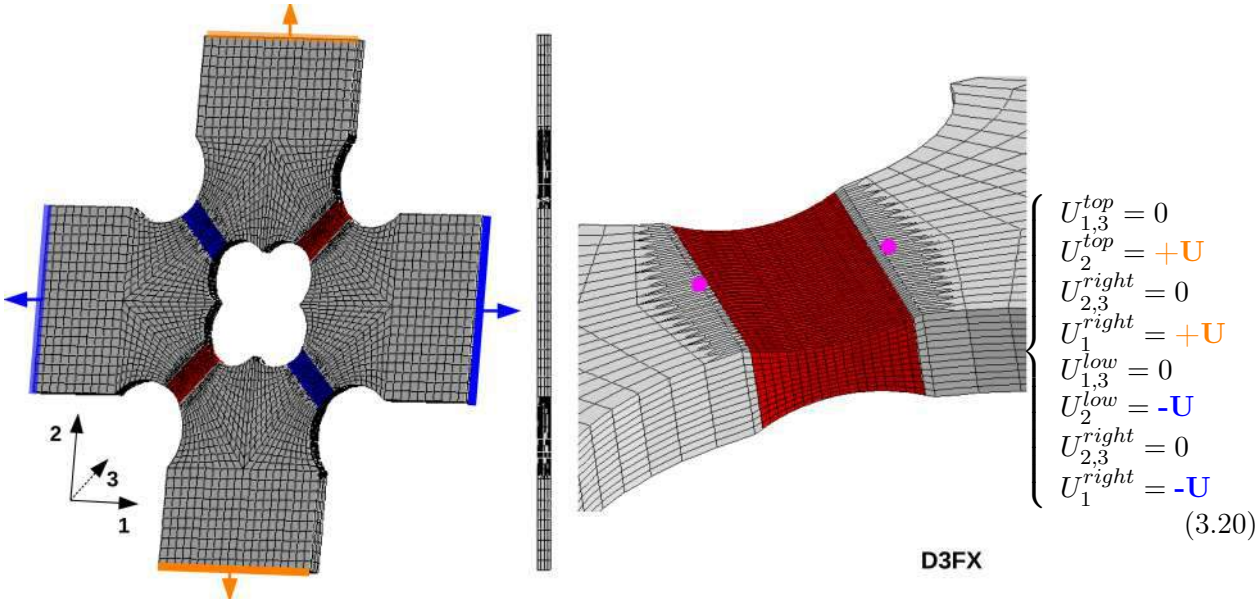
$$\begin{cases} U_{1,3}^{top} = 0 \\ U_2^{top} = +\text{U} \\ U_{2,3}^{right} = 0 \\ U_1^{right} = +\text{U} \\ U_{1,3}^{low} = 0 \\ U_2^{low} = \text{-U} \\ U_{2,3}^{right} = 0 \\ U_1^{right} = \text{-U} \end{cases} \tag{3.18}$$

FIGURE 3.11 – Full 3D finite elemnt mesh of the first biaxial geometry (D1P). Fushia points represent the displacement tracking.



$$\begin{cases} U_{1,3}^{top} = 0 \\ U_{2}^{top} = +\mathbf{U} \\ U_{2,3}^{right} = 0 \\ U_{1}^{right} = +\mathbf{U} \\ U_{1,3}^{low} = 0 \\ U_{2}^{low} = \mathbf{-U} \\ U_{2,3}^{right} = 0 \\ U_{1}^{right} = \mathbf{-U} \end{cases} \tag{3.19}$$

FIGURE 3.12 – Full 3D finite element mesh of the first biaxial geometry (D2F). Fushia points represent the displacement tracking.



$$\begin{cases} U_{1,3}^{top} = 0 \\ U_{2}^{top} = +\mathbf{U} \\ U_{2,3}^{right} = 0 \\ U_{1}^{right} = +\mathbf{U} \\ U_{1,3}^{low} = 0 \\ U_{2}^{low} = \mathbf{-U} \\ U_{2,3}^{right} = 0 \\ U_{1}^{right} = \mathbf{-U} \end{cases} \tag{3.20}$$

FIGURE 3.13 – Full 3D finite element mesh of the third biaxial geometry (D3FX). Fushia points represent the displacement tracking.

3.4 Mechanical behavior at room temperature

The characterization of the behavior of Inconel718 at room temperature is presented in this section. Several approaches are first presented to identify the behavior of a material. It is essential to evalutate the effects of the anisotropy and the viscosity in order to incorporate them or not in the construction of the model. The choice of the behavior model and the plastic criterion is detailed. Finally, the identified parameters of the model are presented based on smooth and notched axi-symmetric, plane strain, and plates specimen. The biaxial tensile specimens are also taken in the optimization parameters for the behavior law.

3.4.1 Towards an inverse identification method

The first approach consists of giving ourselves the form of the behavior law and to use the experimental points from a tensile test to find the parameters of an analytical equation. This approach can only be used until the necking of the specimen (increasing part of the curve) because beyond this point, the strain can no longer be considered as homogeneous.

The second approach lies on the use the increasing part of tensile curve and the interpolation the behavior curve between the necking point and the point corresponding to the fracture. The fracture point is obtained by measuring the final diameter of the specimen, observed and measured on the fracture surface. Analytical formulas allow the strain and stress at fracture to be determined. However, the two assumptions on which this analytical method is based are not validated during a pronounced striction. The state of stress in the tensile zone close to pure tension and the homogeneity of the transverse deformation in the minimum section do not correspond to the final state of the material before fracture.

The third approach is based on the use of analytical models linking the average stress in the tensile direction to an equivalent stress. The function that links these two quantities depends on parameters related to the geometry of the tensile specimen and/or to adjustable features. Several functions have been proposed in the literature such as those of Siebel et Schwaigerer (1948), Bridgman (1952) and Gromada et al. (2011).

However these three approaches cannot cover a set of multiaxial tests that are usually performed when an identification behavior law is carried out. Moreover, these methods do not provide any information on the local states of a specimen during its loading.

As a consequence a fourth approach has been developed, called inverse identification method, is widely used nowadays. It consists of comparing experimental displacement fields to simulated ones. This approach is based on the identification of a unique mathematical relationship using numerical simulations to describe as closely as possible the mechanical responses of the different types and geometries of tests performed. For many materials this mathematical relationship, called the work hardening function, must physically represent their ability to harden under the effect of a loading involving a plastic deformation. This hardening is explained by the development and the perpetual motion of dislocations in the crystallographic structure which involve a rearrangement of the atoms to accommodate the deformation.

This method relies on an iterative process of comparison between numerical simulations and experimental results. This comparison can be carried out on one or several tests of the experimental base as well as on one or several quantities of interest. For example, Mirone (2004) and Choung et Cho (2008) rely on finite element models on tensile specimens to determine functions correcting the deformation and the stress when the necking appears. Zhang et al. (1999) use simulations of tensile tests to establish an analytical relationship to estimate the decrease in cross-sectional area of a tensile specimen with a rectangular cross-section only by following only the evolution of its thickness. Another approach of inverse methods consists of an iterative comparison between the simulation and the experimental results to identify the parameters through optimization methods. Kamaya et Kawakubo (2011) proposed an optimization strategy to determine the behavioral law of material from axi-symmetric notched tests by comparing the measurements from extensometers and the corresponding simulation results.

The behavior law is re-evaluated at each computational time step, so the iteration of the optimization is done at the computational time step level. Kim et al. (2013) proposes to identify the behavior law by comparing not a global measurement of the displacement but a local simulated displacement field to the experimental one obtained by image correlation.

During the optimization step a solution of the mathematical law can be found. However if the models use many degrees of freedom and a large number of parameters, the computation time can explode. That is why in a first approach this method can be used on 2D models or on volume element to make it faster.

The inverse identification approach is used is this work to find one mathematical law that can directly reproduce by simulation all the experimental results. This very powerfull method could also provide further information such as local field (triaxiality and the Lode fields) which are inaccessible from the experimental results.

3.4.2 Effect of the anisotropy on the behavior

The characterization of anisotropy in the behavior is performed by doing tests on the three directions of the bar presented : radial (R), tangential (T), and longitudinal (L). These tests are performed for the same imposed strain rate ($10^{-3}s^{-1}$). The engineering stress vs. the diameter reduction until fracture is plotted in figure 3.14. These curves seem to show that the material admits larger transverse strain in the (L) direction than in the (T) and (R) directions. On the other hand, in terms of behavior, all these curves are almost superimposed whatever the specimen geometry. This confirms the observations that were made via EBSD where no crystallographic orientations were detected between the three directions. As a consequence the material will be considered isotropic in the following work.

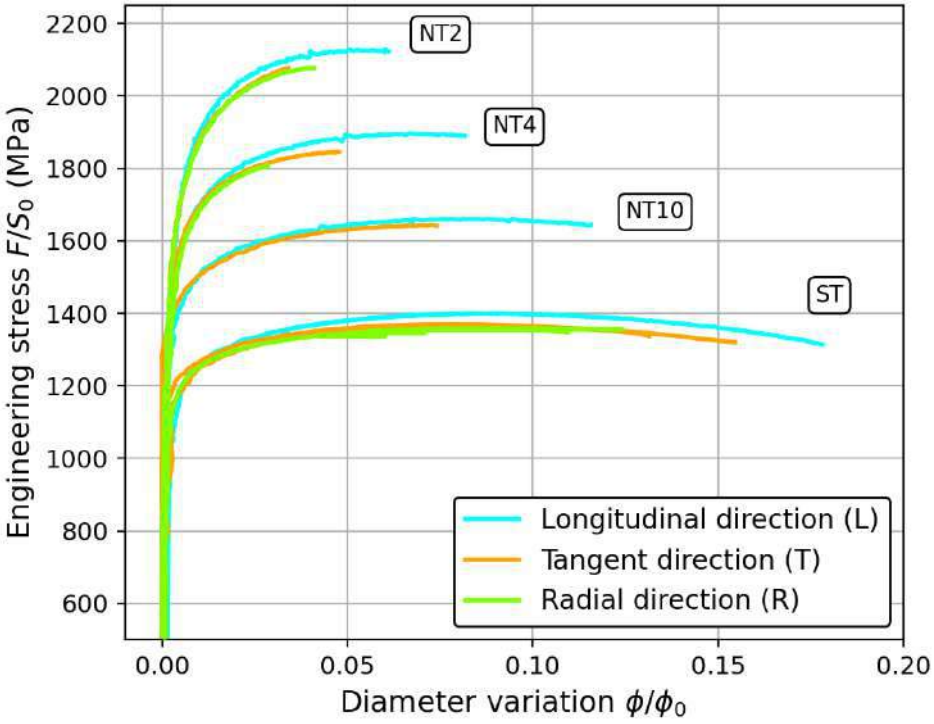


FIGURE 3.14 – Engineering stress vs. diameter reduction plotted until fracture for all axi-symmetric specimens tested at $10^{-3}s^{-1}$.

3.4.3 Effect of the viscosity on the behavior

The effect of viscosity on the mechanical response on a smooth axi-symmetric (ST) geometry is studied for two imposed strain rates $10^{-3}s^{-1}$ and $10^{-5}s^{-1}$ on two specimens withdrawn in the same direction (T). Is is observed in figure 3.15 that the curve with a high imposed strain rate (blue curve) reaches higher stress level than the red curve (with a lower imposed strain rate). It means that when the strain rate imposed is faster, the material tends to harden.

This commonly phenomenon observed in the literature (see Yamada et al. (2008), Huskins et al. (2010)) is called the hardening effect. In the material studied, this phenomenon remains weak on the behavior since the relative deviation on R_m (maximum stress) is only 1.8%. At fracture, the relative deviation on R_u (ultimate stress) is 0.2% and is reached for almost identical plastic deformation (relative deviation of 0.6%). Even though the difference between the two curves is small, it seemed interesting to consider the viscous effects of the material because temperature is an important parameter in the viscosity effects. On the other hand, additional tests should be conducted for a more accurate study of this phenomenon. This preliminary result could be compared with those obtained by measurements carried out at 500°C.

For all these reasons the positive strain rate sensitivity on the behavior at 20°C has been taken into account in the IN718 identification and is introduced in the yield function as follows :

$$f(\bar{\sigma}, \dot{p}) = \bar{\sigma} - R_v(\dot{p}) \tag{3.21}$$

where $\bar{\sigma}$ is equivalent stress and $R_v(\dot{p})$ the viscoplastic hyperbolic flow rule definied as follows :

$$R_v(\dot{p}) = K \sinh^{-1}\left(\frac{\dot{p}}{\dot{p}_0}\right) \tag{3.22}$$

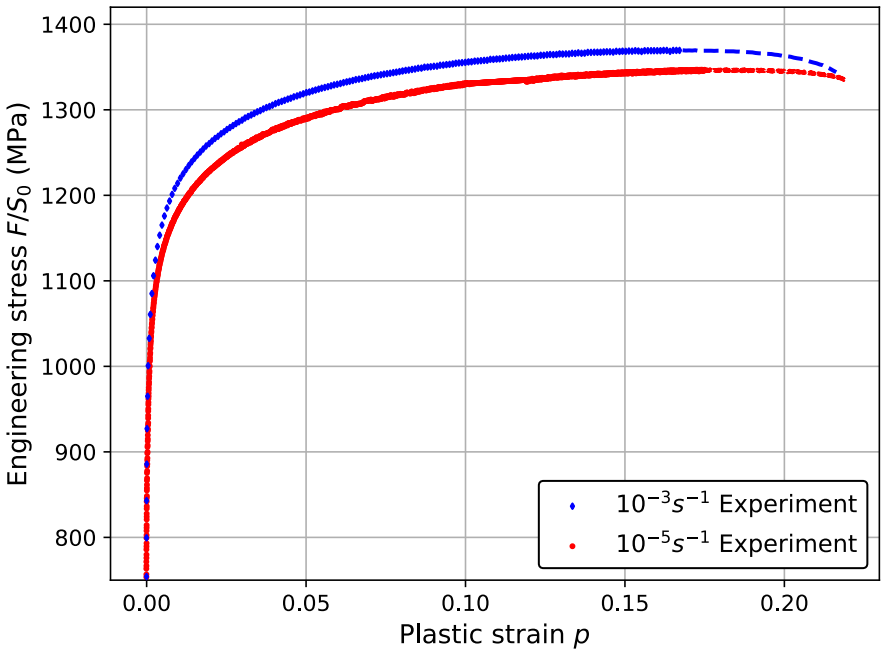


FIGURE 3.15 – Viscoplastic behavior identified using finite element simulations for ST sample tested at 20°C on two specimens withdrawn in the same direction (T). Engineering stress vs. plastic strain.

3.4.4 Choice of the behavior model and details of the optimization

Many mathematical models of behavior exist in the literature, in particular, those using a deformation formulation Ramberg et Osgood (1943) and those using a stress formulation Ludwig [1909], Zener et Hollomon (1944), Swift [1947]. In this study, a stress formulation has been chosen where the work hardening function, $R(p)$, is defined as a double sum type of Voce (1948) (eq 3.23). It allowed the mechanical response of all the tests of the experimental basis to be well represented. This law includes 5 parameters to be identified.

$$R(p) = R_0 + \sum_{i=1}^{2} Q_i(1 - e^{-b_i p}) = R_0 + Q_1(1 - e^{-b_1 p}) + Q_2(1 - e^{-b_2 p}) \tag{3.23}$$

where R_0 is the initial yield strength and, Q_i, b_i, the non-linear terms of the isotropic hardening.

The optimization of these parameters is done via a Levenberg (1944)-Marquardt (1963) algorithm used to find the set of parameters minimizing a cost function. This algorithm has the advantage to converge systematically even if the starting point of the optimization is far away from the solution and to be more numerically stable than the gradient method. However this method does not guarantee the uniqueness of the solution and proposes a local minimum. This is not problematic since the simulation with optimized parameters reproduce well the experimental results.

Three types of experimental data are chosen : longitudinal strain, diameter reduction and engineering stress. Usually, this identification is carried out only on the longitudinal elongation used until the necking. Several behavior laws of the material can be found. The objective of adding the measurement of the diameter reduction until fracture, is to reduce the set of possible solutions of the behavior law previously found.

3.4.5 Choice of the yield criterion

With the form of the behavior law already defined in eq 3.23 and the choice to consider the alloy as isotropic, it is now appropriate to determine the plasticity criterion, $\bar{\sigma}$, which is the most representative of the material. Three isotropic plasticity criteria are commonly used in the literature : Tresca (1869), Mises (1913) and Hosford (1972). The general formulation of these criteria is given by Hosford's, equation 3.24, which generalizes Mises' criterion (when $\mathbf{n} = 2$ or $\mathbf{n} = 4$) and Tresca's criterion (when $\mathbf{n} = \infty$). The Mises and Tresca criteria constitute the bounds of the plastic domain as shown in figure 3.16 in the principal stress frame. This plastic criterion includes one parameter to be identified, n.

$$\bar{\sigma} = \left(\frac{1}{2}(|\sigma_I - \sigma_{II}|^n + |\sigma_{II} - \sigma_{III}|^n + |\sigma_{III} - \sigma_I|^n)\right)^{1/n} \tag{3.24}$$

$$\begin{cases} Tresca & \mathbf{n} = 60 \\ Mises & \mathbf{n} = 2 \text{ ou } 4 \\ Hosford & 4 < \mathbf{n} < 60 \end{cases}$$

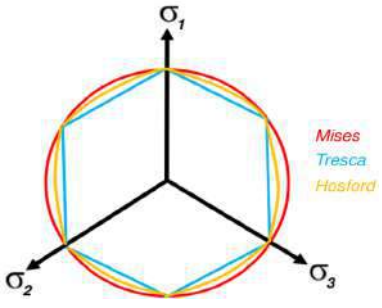


FIGURE 3.16 – Yield surface.

where $\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$ are the principal stresses ranked in the order $\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}$.

The yield function, f, including the hardening function, $R(p)$, and the viscoplastic flow rule $R_v(\dot{p})$ can be written as :

$$f(\bar{\sigma}, p, \dot{p}) = \bar{\sigma} - R(p) - R_v(\dot{p}) \tag{3.25}$$

3.4.6 Validation on real geometries

The objective is to propose a set of optimized parameters to best describe the experimental curves (figure 3.17). Considering the Hosford plasticity model (see eq.3.24) with n, the hardening curve (see eq.3.23) with R_0, Q_1, b_1, Q_2, b_2, and the viscoplastic flow rule (see eq.3.22) with K and $\dot{p}_0$, the optimization is carried out on these 8 parameters using the Levenberg (1944) algorithm. The optimization is performed with *Zopt*, a module of the finite element tool Zset. Considering all the specimens in the database, the cost function of the optimization is constructed as a sum of two terms. The first term, which is used only for ST specimen before necking, is based on the quadratic difference between experimental and simulated longitudinal elongation between two points before necking. The second term, which is used for NT specimen, is based on the quadratic difference between experimental and simulated results on the cross section reduction measurement until fracture of the sample. To compare experimental points at a same time with simulation points, the simulated curves are interpolated at the corresponding experimental point. The trapeze rule integration is used so that the cost function is independant from the number of acquired data points. Finally weight coefficients are introduced to equally divide the contribution of the two terms in the cost function and also equally between all the specimens.

The goal of the optimization is to minimize the global function ξ which corresponds to all specimens tested and simulated of the database. On all the following figures, experimental curves are drawn in color whereas the result of the optimized behavior model is plotted with a black curve.

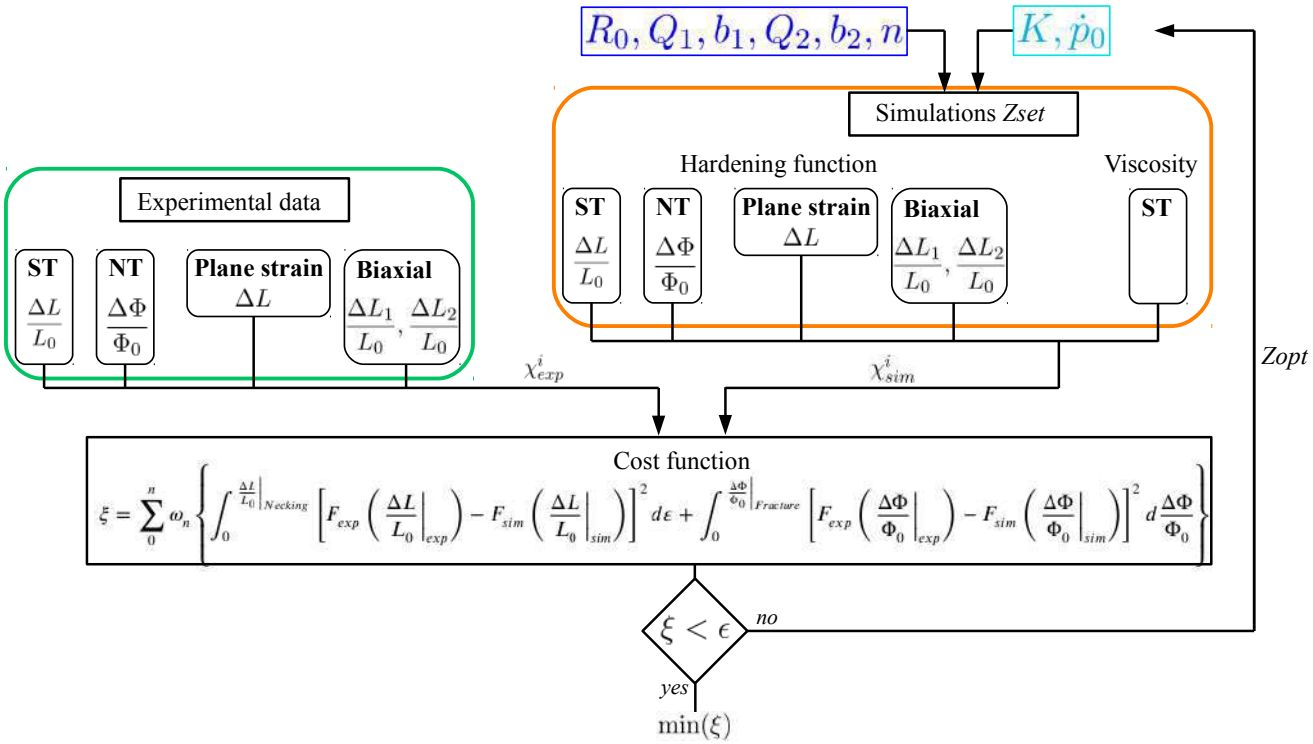
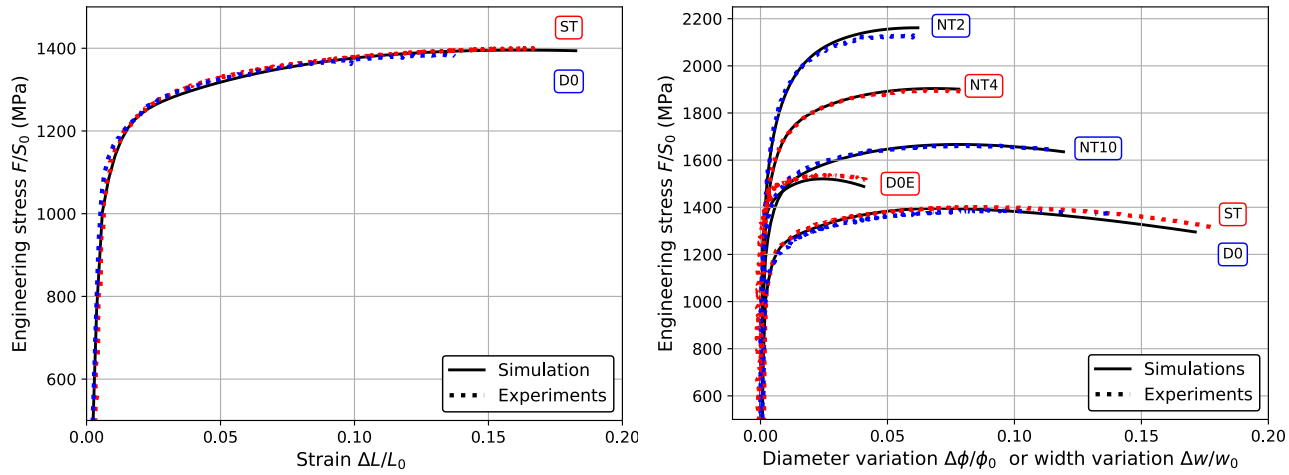


FIGURE 3.17 – Behavior identification optimization led at room temperature on all the specimen geometries with *Zopt* module.

Tensile tests on axi-symmetric and plate specimens with and without a notch

The experimental results obtained on the various specimen show differences. It is noticed that notched specimen (NT10, NT4 and NT2) reach higher level of stress for same level of diameter reduction. It can be concluded the most severe the notch the higher the stress. This result is consistent with the ones found in literature and can be explained by the level of triaxiality inside the specimen.

For axi-symmetric and plate specimen, the cost function of the optimization is constructed as a sum of two terms. The first term is based on the quadratic difference between experimental and simulated longitudinal elongation before necking of the smooth axi-symmetric (ST) and the plate (D0) specimens in figure 3.18a. The second term is based on the quadratic difference between experimental and simulated on the cross section reduction measurement until fracture of all the sample (figure 3.18b). Weight coefficients are introduced in the cost function to equally divide the contribution of the two terms in the cost function and also equally between all the specimens.



(a) (b)

FIGURE 3.18 – Plastic behavior identified using finite element simulations for all samples tested at 20°C : a) Engineering stress vs. elongation (comparison is performed up to necking) ; b) Engineering stress vs. diameter variation or width variation (comparison is performed up to fracture).

Tensile tests on plane strain specimens

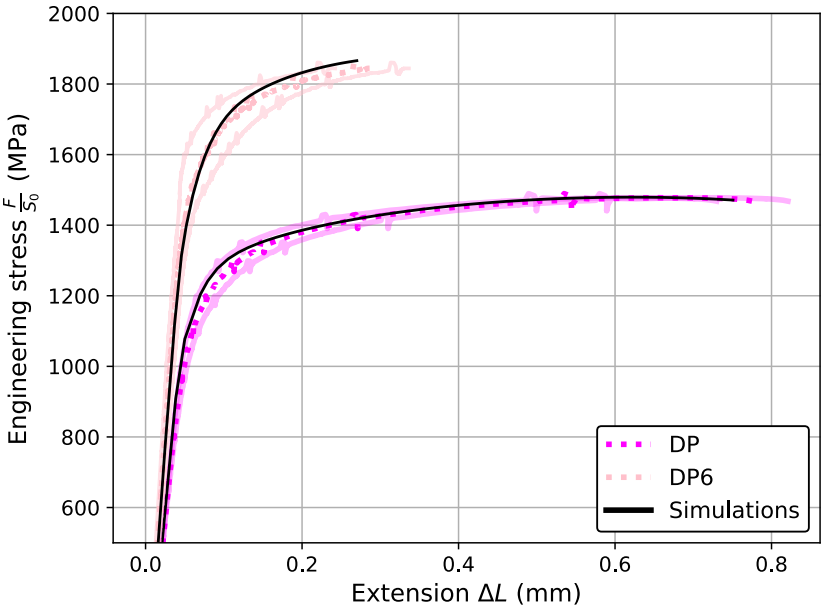


FIGURE 3.19 – Plastic behavior identified using finite element simulations for plane strain specimens (DP) and (DP6) tested at 20°C. For each specimen two experimental curves are obtained from the extensometer located on the two sides of the specimen and the color points correspond to the mean of the two previous ones.

In a similar way it is observed that the DP6 specimen concentrates more the stress due to the presence of a notch in the geometry. This is why higher levels of stress are obtained in comparison to the DP specimen where the central zone is smooth. For the two plane strain specimens, the cost function of the optimization is constructed only on the longitudinal elongation, ΔL, of the specimen until fracture. Therefore the only term in the optimization is only based on the quadratic difference between this experimental measurement and the simulated results (figure 3.19). The diameter reduction is taken into account since it is not a relevant parameter regarding to the plane strain deformation.

Tensile tests on biaxial specimen

An equibiaxial experiment has been carried out on the D2F specimen. Two curves are obtained and correspond to the load for the two distinct machine cylinders. The results obtained in figure 3.20 show a slight difference between the two experimental curves and could be explained by the fact that the specimen is slightly misaligned.

During the test, digital image correlation has been carried out on the specimen. At different time of the experiment numbered from 1 to 6 in figure 3.20, the two components of the deformation field (ε_{xx} and ε_{yy}) are displayed and correspond to a line of images in figure 3.22. In addition, the left column corresponds to the strain ε_{xx} (blue curve of the figure 3.20), the middle column to ε_{yy} (red curve of the figure 3.20) and the right one corresponds to an equivalent mises strain ε_{eq}. It is noticed at the time 6, just before fracture of the specimen, the equivalent strain is star-shaped and maximum in the center of the geometrie as expected. Finally when the local fields are simulated at the same time, close to the experimental fracture, the same morphology same values of the deformation fields are found as shown in figure 3.21.

For this specimen (D2F) the cost function of the optimization is constructed from the two longitudinal deformation until the fracture of the specimen.

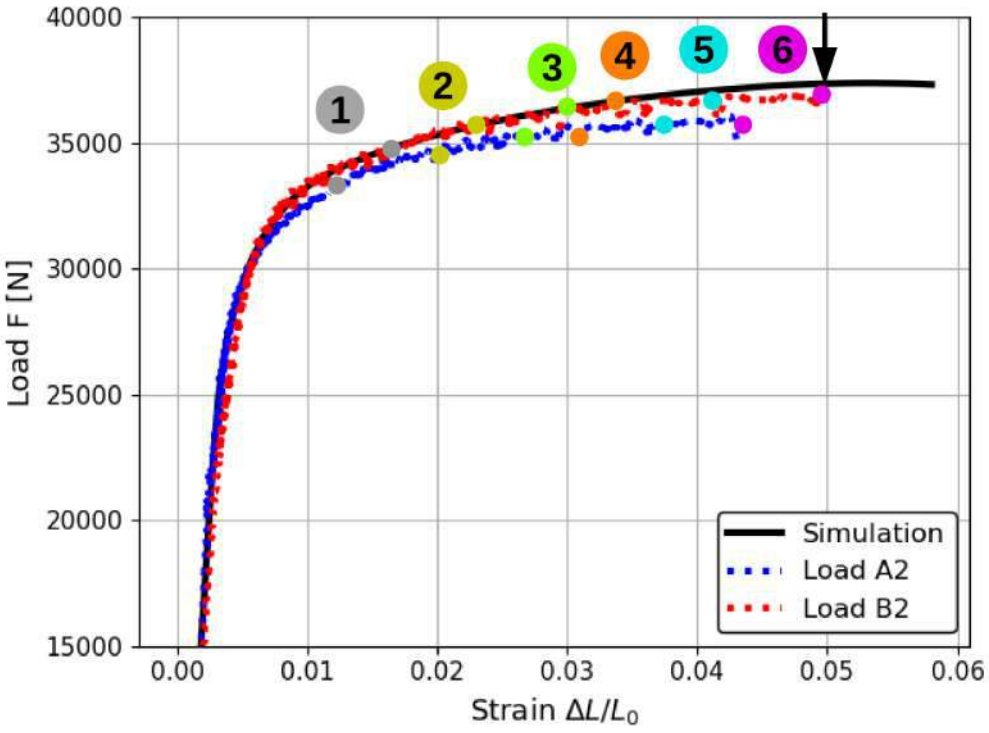


FIGURE 3.20 – Plastic behavior identified using finite element simulation on the D2F biaxial specimen at 20°C. Comparison between the simulation response of the model and the experimental curve of the two hydraulic cylinders. The black arrow indicates fracture of the specimen.

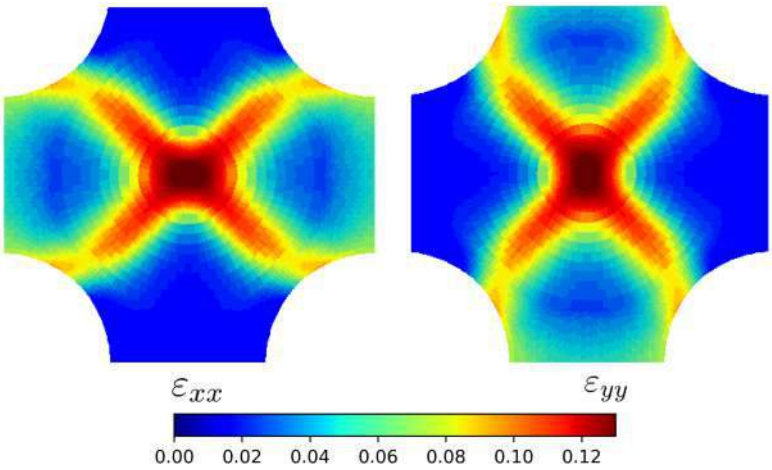
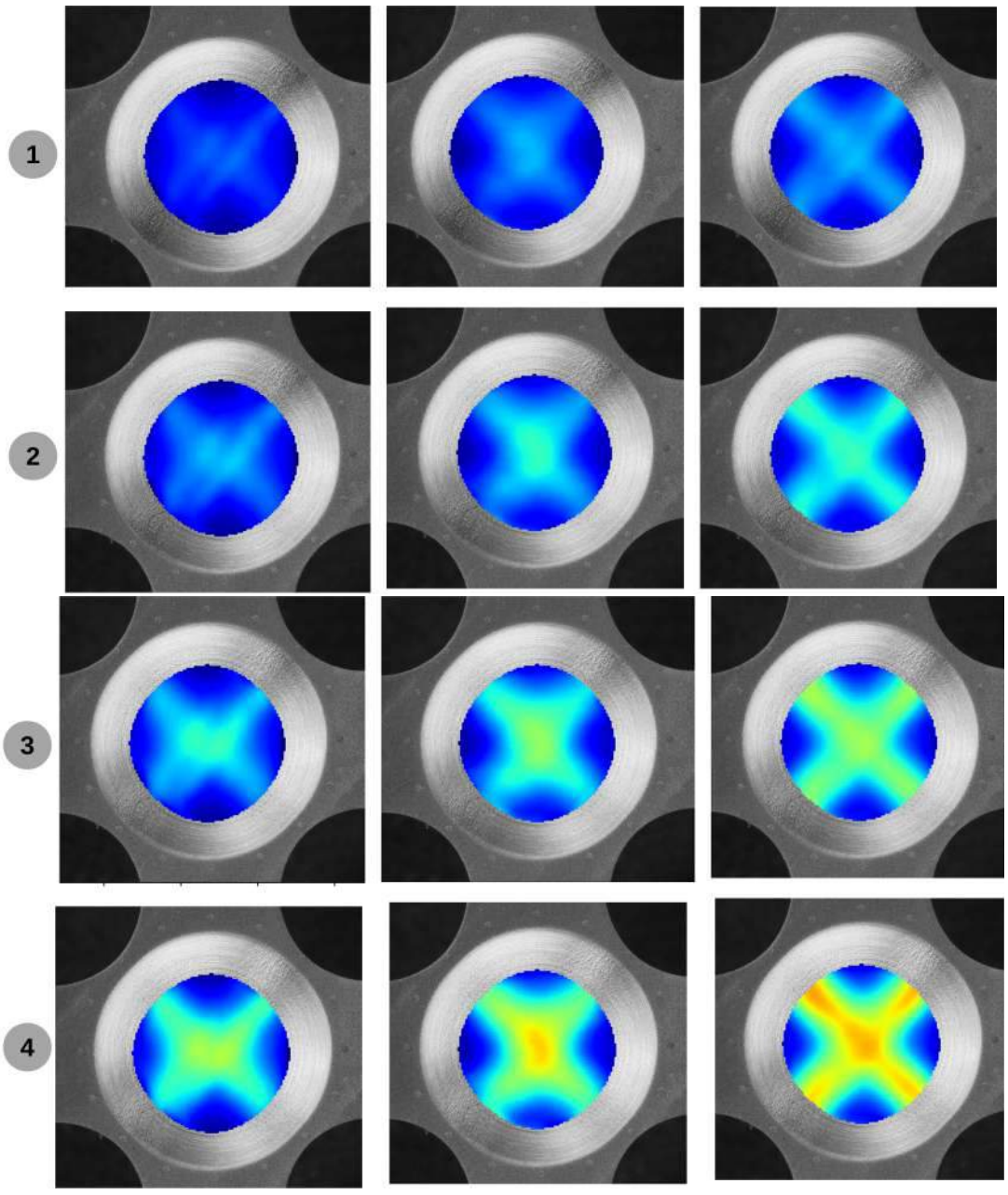


FIGURE 3.21 – Simulated fields obtained for the two components of strain ε_{xx} and ε_{yy} at the corresponding experimental fracture.



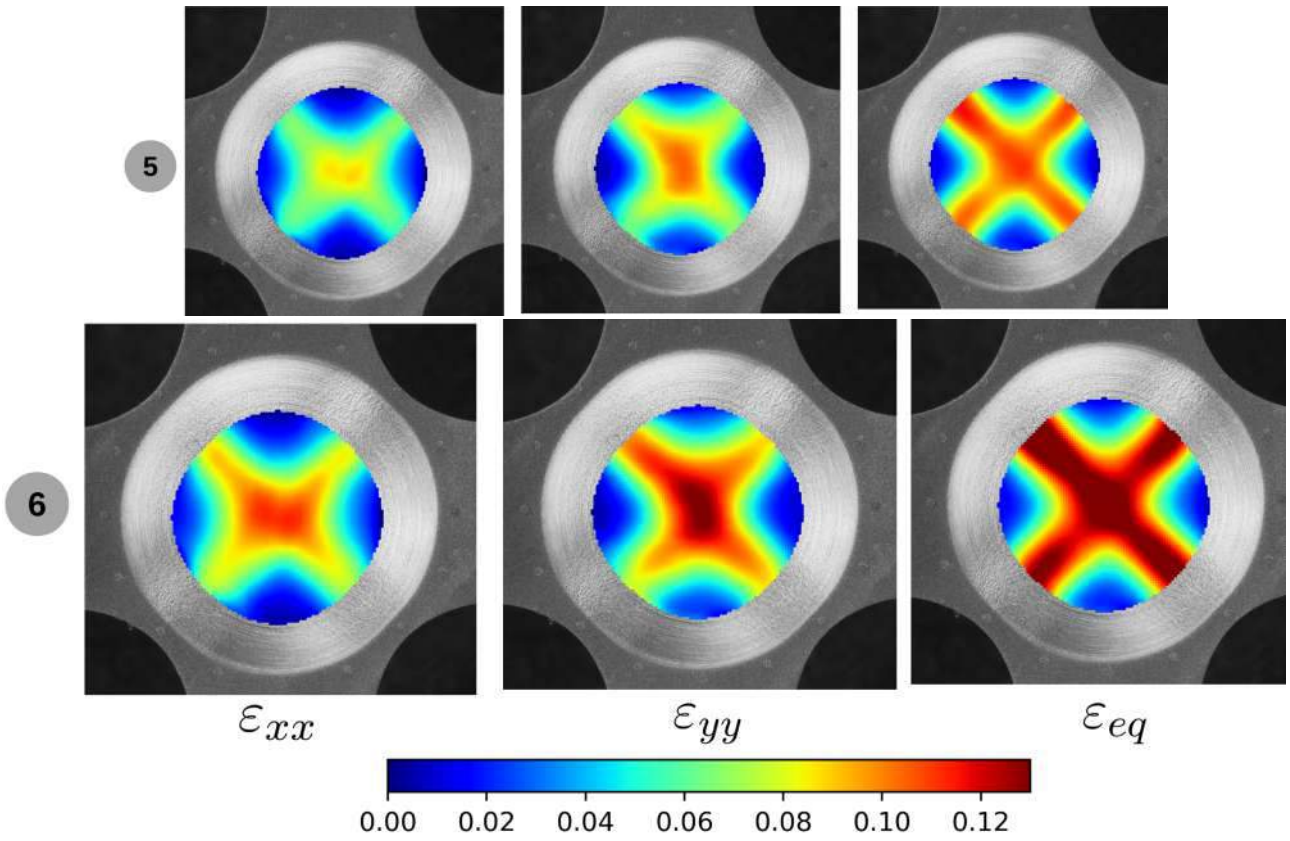


FIGURE 3.22 – Digital image correlation obtained on equi-biaxial D2F experiment performed at 20°C at different time corresponding to figure 3.20. Left column corresponds to the strain ε_{xx} (blue curve of the figure 3.20), the middle column to ε_{yy} (red curve of the figure 3.20) and the right one corresponds to an equivalent mises strain ε_{eq}

Viscosity identification result on smooth axi-symmetric (ST) specimen

Finally the parameters K and $\dot{p}_0$ are fitted from the ST specimen tested at two different imposed strain rate to take into account the positive strain rate sensitivity. This preliminary identification is carried out with the objective of establishing a trend but could not be pursued because of the long time required to carry out this set of testing. This approach will be deeply detailed to describe the viscous effects at a higher temperature where more noticeable viscous effects are expected.

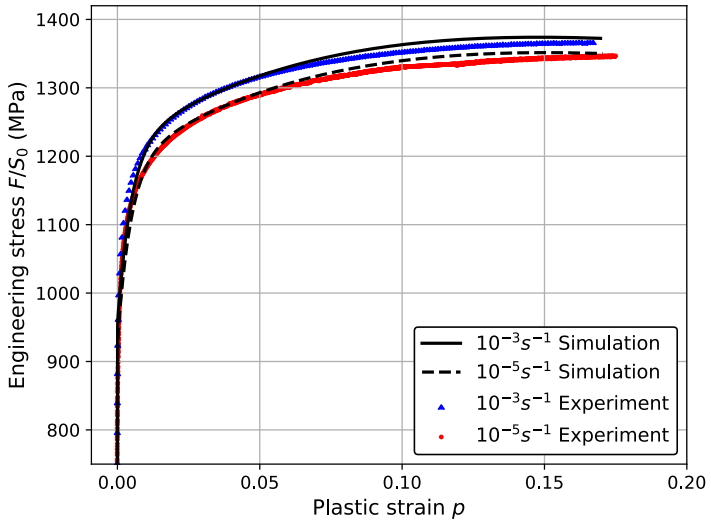


FIGURE 3.23 – Viscoplastic behavior identified using finite element simulations for ST sample tested at 20°C. Engineering stress vs. plastic strain.

The previous curves showed that the simulated behavior well fits the experimental data both in terms of longitudinal elongation than in terms of diameter reduction. The parameters which best fit the mechanical responses of all the database of unixial and biaxial specimens are presented in the following table 3.5. It is noticed that the initial yield strength, R_0, is of the right order of magnitude and the best plastic criterion n corresponds to Hosford.

R_0 (MPa)	Q_1 (MPa)	b_1 -	Q_2 (MPa)	b_2 -	$\dot{p}_0$ s^{-1}	K (MPa)	n -
894	256	215	579	7.37	10^{-8}	5.67	8

TABLE 3.5 – Hardening law and viscosity parameters obtained for Inconel718 at room temperature.

3.4.7 Conclusion for 20°C characterization

The tests carried out at 20°C showed that the material is very resistant, reaching stress levels of around 1400 MPa and strain levels at fracture of around 20% in the case of the smooth specimen. A complete characterization of nine specimen geometries usually carried out on a single geometry, allowed to obtain a single behavior law on all the tested geometries of the IN718. The identification of this law is based on the deformation along the axis of solicitation until necking, as well as on the transverse deformation corresponding to the diameter reduction until fracture. These tests were instrumented with an extensometer (real or virtual) and a camera. Although requiring experience, the test proved to be fast to set up.

The law obtained is presented in the usual form of a double sum of Voce with five parameters to be identified. It is shown that the material is isotropic in behavior and that the plasticity criterion allowing to corroborate the experimental results is the one of Hosford with $n = 8$. A low viscosity of the material has been found, in agreement with the results from the literature and is represented by an hyperbolic flow rule.

3.5 Mechanical behavior at 500°C

The current work aims to compare the calibrated finite element model to the macroscopic curves and to the image correlation both carried out at high temperature (500°C) in a displacement controlled testing. Moreover, the finite element model is compared to a load-controlled test representative of real-life loadings of the turboshaft disk. In addition, the new spotted pattern technique developed for the DIC speckles to better resist higher temperatures and higher strain levels compared to the traditionnally used painted speckles has been used.

3.5.1 Introduction on Portevin-Le Chatelier instabilities

In most industrial materials loaded in a certain range of temperatures and strain rates, the Portevin-Le Chatelier (PLC) effect appears causing an irregular plastic flow usually observed as stress serrations and acoustic emissions. In metallic alloys under loading, these instabilities are manifested by localization of the plastic deformation in the form of bands, by saturation or even a fall of the stress ($d\sigma : d\varepsilon^p < 0$), and by a sensitivity to the temperature and the strain rate. This phenomenon has been characterize for the first time by Francois Portevin-Le Chatelier in 1923 on a aluminim alloy *"[...] l'effort, au lieu de croître d'une manière continue, progresse par oscillations répétées"* and *"En même temps apparaissent, à la surface des éprouvettes plates, des lignes de glissement connues sous le nom de lignes de Piobert, de Hartmann ou de Luders. Ces lignes sont inclinées de 60° à 70° sur la direction de l'effort [...]"*.

The dynamic interaction between mobile dislocations and diffusing solute atoms is the reason explaining the serrations in the stress-strain curve due to a negative strain rate sensitivity (NSRS) of the flow stress Cottrell (1953b) and MacCormick (1989). The motion of mobile dislocations is an intermittent process and solute atoms diffuse towards mobile dislocations to temporarily pin them. The process is repeated dynamically during the plastic flow : pinning and unpinning of mobile dislocations Van den Beukel (1980). On a local scale, it induces a softening of the stress in relation to the plastic deformation resulting systematically in a heterogeneous evolution of the deformation field. In addition a critical strain level has to be reached to activate serrated yielding and heterogenous plastic strain bands appear and propagate Mazière et al. (2010).

The results of dynamic strain aging (DSA) show, at lower strain rates, a greater stress flow, a greater strain hardening, and a greater serrated stress-strain compared to the results obtained at higher strain rates Van den Beukel (1975), Mesarovic (1995) and Hahner (1996).

DSA has been already observed in a several experimental studies on (i) Aluminum alloys like Al-Mg by Clausen et al. (2004), Amokhtar et al. (2006), Halim et al. (2007) and Reyne (2019) and Al-Cu by Ranc et Wagner (2005) and Bohlke et al. (2009) at room temperature, (ii) Ferritic C-Mn steels by Wang et al. (2012), Ranc et al. (2016), Ren et al. (2021) and Lee et al. (2021) at around 300°C-400°C, (iii) Titanium alloys at around 400°C by Prasad et Varma (2008) and Marchenko et al. (2016), (iv) Cobalt-based superalloys at 600°C by Cui et al. (2011), Chaboche et al. (2013) and Mazière et Andrebo (2015). The DSA also appears in (v) high-strength Nickel-based superalloys tested at around 500°C reported by Fournier et al. (2001), Dudova et al. (2008), Cai et al. (2017) and more recently by Song et al. (2020) and Zhang et al. (2021).

Industrial parts or structures in turboshaft engines have complex geometrical features, such as holes, fillets, and chamfers, inducing stress concentrations. In the presence of a notch, the highly inhomogeneous strain gradient makes these zones more sensitive to the PLC effect Benallal et al. (2008). Until today, even though certification tests on real disk geometry are mandatory, there are no experimental techniques that allow seeing the appearance and the propagation of PLC bands during the tests. The observation challenges can easily be understood considering that disks are rotating at more than several thousand rounds per minute and their dimensions are larger than standard laboratory specimens.

3.5.2 Constitutive model including dynamic strain aging

The mechanical model used in this work has been introduced by MacCormick (1989) and modified through several works (Zhang et al., 2001; Graff et al., 2004, 2005; Benallal et al., 2006; Bohlke et al., 2009; Mazière et al., 2010). The constitutive equations are formulated for isotropic nonlinear elastoviscoplastic material behavior. The total strain rate tensor ($\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}$) is decomposed into an elastic part ($\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^e$) and aplastic part ($\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p$).

$$\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}} = \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^e + \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p \tag{3.26}$$

The elastic strain rate tensor linearly depends on the stress rate tensor according to Hooke's law :

$$\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^e = \underset{\approx}{\boldsymbol{E}}^{-1} : \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}} \tag{3.27}$$

where $\underset{\approx}{\boldsymbol{E}}$ is the fourth order tensor of elastic moduli, and $\underset{\approx}{\boldsymbol{E}}^{-1}$ is its inverse, the elastic compliance tensor.

The evolution of the plastic part is provided by the yield function (eq.3.28) and the plastic flow rule (eq.3.29) :

$$f(\overline{\sigma}, p, \dot{p}, t_\alpha) = \overline{\sigma} - R(p) - R_v(\dot{p}) - R_a(p, t_\alpha) \leq 0 \tag{3.28}$$

$$\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p = \dot{p}\frac{\partial f}{\partial \underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}} \tag{3.29}$$

where $\dot{p}$ is the viscoplastic multiplier and p the cumulative plastic strain. The yield function includes an equivalent stress measure according to Hosford (2013) :

$$\overline{\sigma} = \left(\frac{1}{2}(|\sigma_I - \sigma_{II}|^n + |\sigma_{II} - \sigma_{III}|^n + |\sigma_{III} - \sigma_I|^n)\right)^{1/n} \tag{3.30}$$

where $\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$ are the principal stresses ranked in the order $\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}$.
The plastic strain hardening function is taken as :

$$R(p) = R_0 + \sum_{i=1}^{2} Q_i(1 - e^{-b_i p}) \tag{3.31}$$

where R_0 is the initial yield stress and Q_i, b_i are material parameters to characterize non-linear isotropic hardening.

The strain rate (viscosity) dependent part in Eq. (3.28) is chosen in the form of a hyperbolic viscosity function :

$$R_v(\dot{p}) = K \sinh^{-1}\left(\frac{\dot{p}}{\dot{p}_0}\right) \tag{3.32}$$

The last component of the yield function is the strain ageing hardening term R_a. The contribution R_a is calculated from the over-concentration C of solute atoms around dislocations and is a function of the cumulated plastic strain p and of the aging time variable t_a.

$$R_a(p, t_a) = P_1 C(p)\left(1 - \exp\left(-\left(\frac{t_a}{t_o(p)}\right)^\beta\right)\right) = P_1(c_1 + c_2 p)\left(1 - \exp\left(-P_2 p^\alpha {t_a}^\beta\right)\right) \tag{3.33}$$

The aging time increment is computed from an evolution law in which the cumulated plastic strain rate $\dot{p}$ intervenes :

$$\dot{t}_a = 1 - \frac{t_a}{w}\dot{p} = 1 - \frac{t_a}{w_1 + w_2 p}\dot{p} \tag{3.34}$$

The physical meaning of each parameter in Eq. (3.33) is given in the following : $P_1 C(p)$ represents the stress resistance to dislocation motion due to the interaction with the solute atoms ; P_2 gives the saturation rate of diffusion around dislocations. The aging time t_a is interpreted as the time required for the concentration of solute atmospheres in the neighborhood of dislocations to reach a critical level and pin the dislocations. The power β is related to the type of diffusion of solute atoms, namely pipe

(value of 0.33) or bulk (value of 0.66) diffusion. The parameter w is linked to the increment of plastic strain carried by the passage of a PLC band. In the original model proposed by McCormick, R_a, and the waiting time, t_0, are independent of plastic strain p. The introduction of such a dependency has been suggested later to improve the model by Zhang et al. (2001) and Bohlke et al. (2009), making use of the functions $C(p)$, $t_0(p)$ and $w(p)$.

The previous equations were formulated within the small strain framework. The extension to finite deformation is performed using Jauman derivative of the stress tensor and additive decomposition of the finite strain rate tensor, see the formulation in (Besson et al., 2009). The finite deformation formulation is used in all simulations of this work.

This model has been implemented in the implicit finite element code Zset [1] (Besson et Foerch, 1997). Global resolution of equilibrium in the static case is solved iteratively by means of a Newton–Raphson method. Time integration of internal variables at Gauss points is performed using an implicit Newton algorithm. Since both internal variables, namely the cumulative plastic strain p and the aging time t_a, may undergo large local increments, the global solution convergence usually requires very small time steps. In the case of divergence of the Newton-Raphson iterations, Mazière et al. (2010) proposed a mixed integration algorithm combining explicit (Runge-Kutta) and implicit Θ-integration methods, associated with automatic control of time stepping. At the beginning of each global time increment, the integration of the behavior law is performed on each integration point using Θ-method. When strain localization phenomena take place, such as propagating bands of plastic strain rate, local divergences may occur. The integration of constitutive equations switches then from the implicit Euler to an explicit fourth-order Runge-Kutta method with automatic time-substepping.

3.5.3 Identification strategy of a viscoplastic behavior

The methodology for the identification of the material parameters present in the constitutive model described in the previous section is summarized in Fig. 3.24, and detailed in the following sub–sections. The identification is now performed at 500°C.

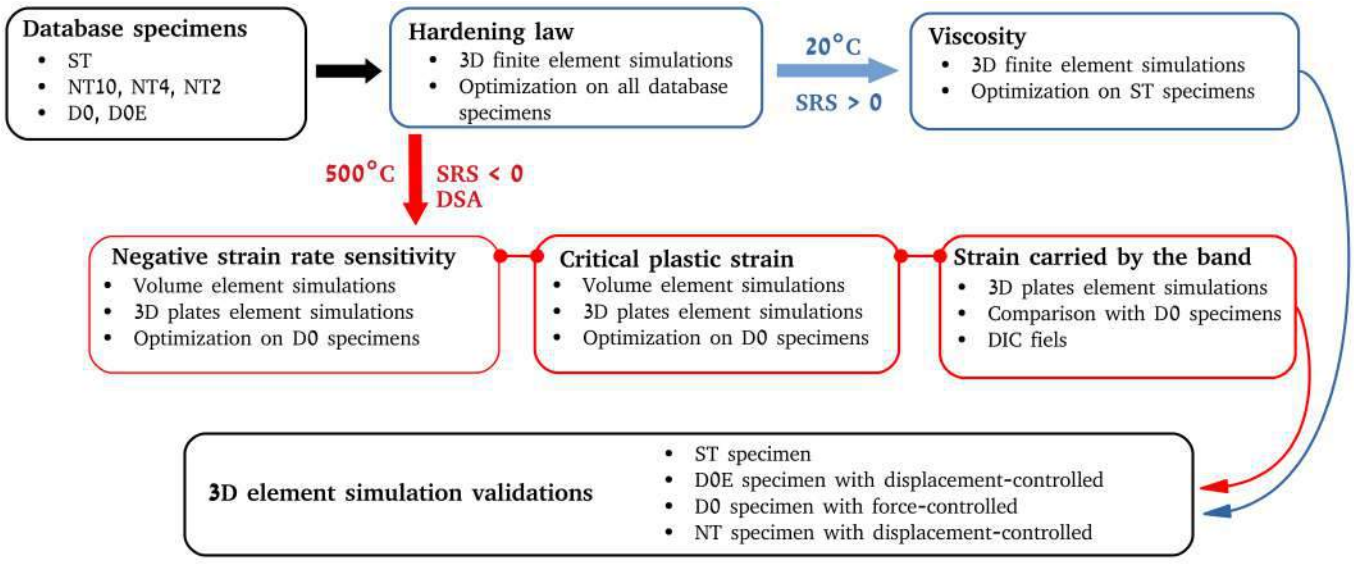


FIGURE 3.24 – Summarizing scheme for the viscoplastic behavior identification strategy.

The identification of the McCormick model parameters at 500°C is divided into three steps that are represented in the red blocks of Fig. 3.24. The response of D0 specimens tested at several imposed strain rates is used to first reproduce the negative strain rate sensitivity using only simulations at the material point level assuming homogeneous deformation.

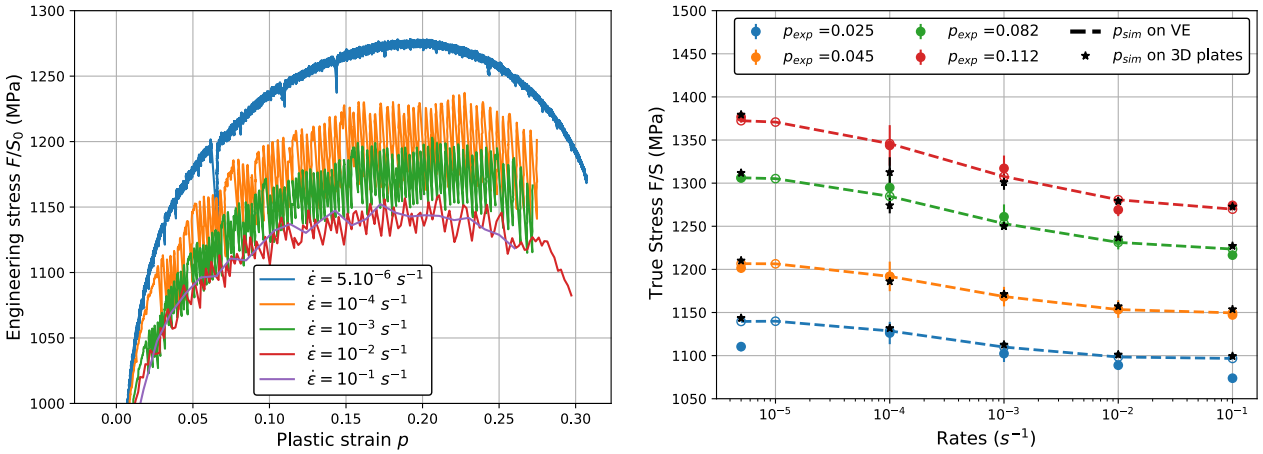
1. http ://www.zset-software.com

The prediction of the critical plastic strain for the occurrence of PLC instabilities is performed using the bifurcation analysis proposed in the works (Mazière et Dierke, 2012; Ren et al., 2017). Third, the strain carried by the PLC bands measured by DIC is used for the determination of remaining parameters. Due to the computation cost of full 3D simulations of PLC band propagation, this step is based on a 3D coarse mesh plate with the same gage-length as the D0 specimen.

Negative strain rate sensitivity at 500°C

For aged treated Inconel718, it is found that dynamic strain aging effects can occur in the the temperature range from 200°C to 700°C and strain rate domain from $10^{-7}s^{-1}$ to $10^{-2}s^{-1}$, in the form of serrated stress-strain curves observed by (Hale et al., 2001; Garat et al., 2008; Prasad et al., 2010). Portevin-Le Chatelier instabilities appear when the negative sensitivity of the stress to the strain rate takes over the positive strain hardening sensitivity (Kubin et Estrin, 1991). The first step to calibrate the model parameters is to numerically reproduce the experimental negative strain rate sensitivity visible in Fig. 3.25a. For this purpose, the stress values simulated for given strain rate and plastic strain level are simulated (material point simulation) and optimized w.r.t. experimental values, as shown in Fig. 3.25b.

Four plastic strain levels were chosen. To avoid inconsistent values because of serrations, the experimental stresses are taken as averages over a small window of plastic strain (0.001). The negative strain rate sensitivity at 500°C is clearly visible in the investigated range of strain rates rom $5.10^{-6}s^{-1}$ to $10^{-1}s^{-1}$. The boundaries of the dynamic strain aging domain are also apparent since the stress values reach a plateau at low and high strain rates, the left plateau being higher that the right one in Fig. 3.25b.



(a) (b)

FIGURE 3.25 – Experimental results on D0 specimens for all tested strain rates $[5.10^{-6}s^{-1}, 10^{-1}s^{-1}]$: a) Engineering stress vs. plastic strain ; b) True stress vs. total strain rate for different plastic strain levels. Solid points represent mean values of the experimental true stress on a domain p_{exp} corresponding to the value in the legend ± 0.001. The error bars represent the standard deviation on this domain. Volume element simulations are shown with dashlines and black stars for 3D plate finite element simulations.

Bifurcation analysis

The critical condition for the occurence of serrations (PLC effect) during tensile test can be predicted by a theoretical analysis. This analysis is carried out to better calibrate the model parameters according to experimental data. It consists in introducing a small exponential perturbation in the set of evolution equations for internal variables, assuming that the solution can be written as a multiplication form of the product between space x and time t :

$$\delta[\mathbf{X}(x,t)] = [X_0(x)]\exp(\lambda t) = \begin{bmatrix} \delta p \\ \delta t_a \\ \delta\sigma \end{bmatrix} \tag{3.35}$$

The λ parameter is related to the growth (or decay) of the perturbation and to the shape of its evolution (oscillating or hyperbolic). This perturbation is introduced in the constitutive one-dimensional equation for simple tension at prescribed plastic strain rate :

$$\delta\sigma = \frac{dR(p)}{dp}\delta p + \frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial p}\delta p + \frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial t_a}\delta t_a + \frac{dR_v(\dot{p})}{d\dot{p}}\delta\dot{p} \tag{3.36}$$

$$w\delta\dot{t}_a = -\left(\frac{\delta(t_a\dot{p})}{\delta t_a}\delta t_a + \frac{\delta(t_a\dot{p})}{\delta\dot{p}}\delta\dot{p}\right) = -t_a\delta\dot{p} - \dot{p}\delta t_a \tag{3.37}$$

$$\delta\sigma = \sigma\delta p \tag{3.38}$$

Due to plastic incompressibility and to the uniform of the axial load along the tensile specimen axis, equation 3.38 is introduced into equation 3.36. It can be deduced that :

$$\delta\dot{p} = \left(\frac{dR_v(\dot{p})}{\dot{p}}\right)^{-1}\left[\left(\sigma - \frac{dR(p)}{dp} - \frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial p}\right)\delta p - \frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial t_a}\delta t_a\right] \tag{3.39}$$

The analysis is carried out following the method presented in (Mazière et Dierke, 2012; Ren et al., 2017). The growth of the perturbation is studied through a spectral analysis of the 2x2 transfer matrix $\mathbf{M}$ which relates the perturbation of internal variables to the perturbation of their rates :

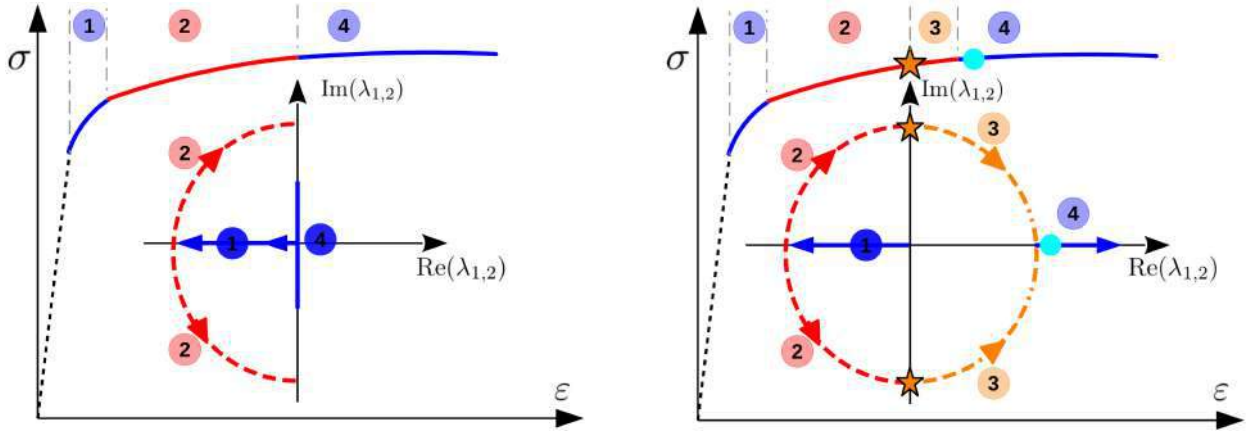
$$\begin{bmatrix} \delta\dot{p} \\ \delta\dot{t}_a \end{bmatrix} = \left(\frac{dR_v(\dot{p})}{d\dot{p}}\right)^{-1}\begin{bmatrix} \sigma - \frac{dR(p)}{dp} - \frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial p} & -\frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial t_a} \\ \frac{t_a}{w}\left(\frac{dR(p)}{dp} + \frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial p} - \sigma\right) + \frac{t_a\dot{p}w_2}{w^2}\frac{dR_v}{d\dot{p}} & -\frac{1}{w}\left(\dot{p}\frac{dR_v(\dot{p})}{d\dot{p}} - t_a\frac{\partial R_a(p,t_a)}{\partial t_a}\right) \end{bmatrix}\begin{bmatrix} \delta p \\ \delta t_a \end{bmatrix} \tag{3.40}$$

$$\begin{bmatrix} \delta\dot{p} \\ \delta\dot{t}_a \end{bmatrix} = \mathbf{M}\begin{bmatrix} \delta p \\ \delta t_a \end{bmatrix} \tag{3.41}$$

Mazière et Dierke (2012) showed that the appropriate criterion for the occurrence of the PLC effect is the possibility of exponential growth. This approach was validated on material model and parameters from (Bohlke et al., 2009) for an Al-Cu alloy and from (Ren et al., 2017) for a C-Mn steel material. Exponential growth of the perturbation corresponds to real and positive eigenvalues of the matrix $\mathbf{M}$. This requires $\mathrm{Trace}(\mathbf{M}) > 0$ and $(\mathrm{Trace}(\mathbf{M}))^2 - 4\det(\mathbf{M}) > 0$. This criterion is evaluated for each applied strain rate, thus giving the critical plastic strain at which serrations start. The evolution of the critical plastic strain vs. the strain rate is represented by the U-shape curve of Fig. 3.27a.

An example of the evolution of the eigenvalues resulting from the spectral analysis of the matrix $\mathbf{M}$ is performed on a 3D volume element (RVE). Depending on the imposed strain rates, the evolution of the sign of $\Delta(\mathbf{M})$ and the sign of the two eigenvalues can be different. Two examples are given on figure 3.26. The figure 3.26a shows that for a high imposed strain rate, the discriminant is first positive with a negative real part. Then the sign of the disciminant swithes to negative value imposing complex eigenvalues with a negative real part. Finally the $\Delta(\mathbf{M})$ becomes positive again but still with no positive eigenvalues. In this case, the occurence of instabilities does not appear. The second case, figure 3.26b, is performed at a lower imposed strain rate inducing a different evolution of the sign of

the eigenvalues. At the beginning, the evolution is exactly the same than the first case. Nevertheless at a given time, ③, the real part of the complex eigenvalues become positive. That indicates that a pertubation is growing with an oscillation form. Finally the discrimiant becomes positive with real eigenvalue ④. The criterion presented previously is satisfied and indicates an exponential growing perturbation synonym of the apparition of instabilities.



(a) (b)

FIGURE 3.26 – Stress vs. strain curves obtaines on a material point (RVE 3D) under a monotonic tensile loading. The evolution of the eigenvalues resulting from the spectral analysis of the matrix **M** is provided in the complex space. a) First example performed at a high imposed strain rate b) Second example at a lower imposed strain rate.

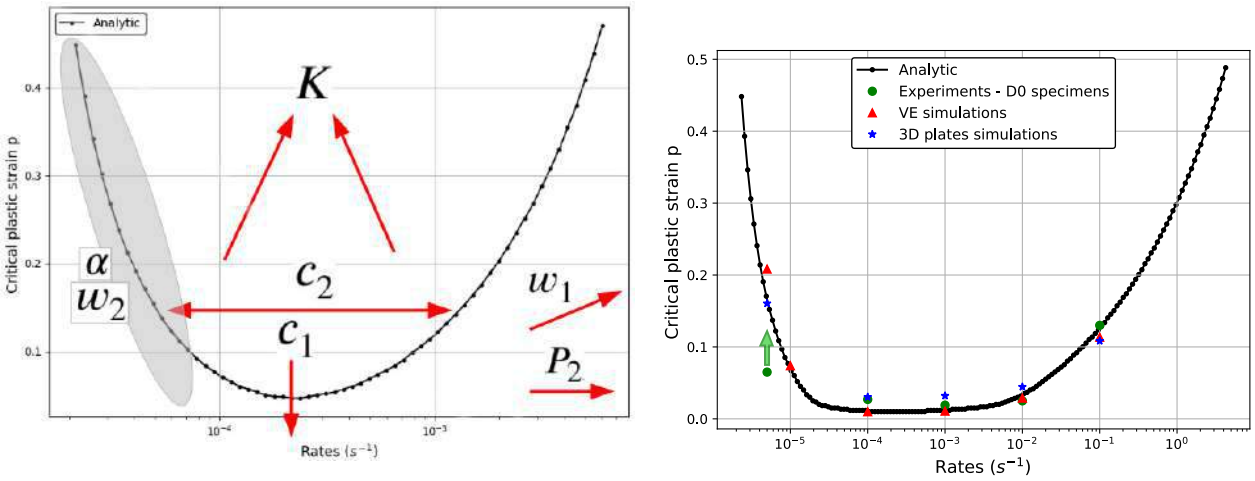
According to the model chosen in section 3.5.2, a sensitivity study of model parameters on the influence of the U-shape curve has been performed. Considering the saturated value of the aging time

$$t_a^{\infty} = \frac{w}{\dot{p}} \tag{3.42}$$

obtained from Eq. (3.34) by setting $\dot{t}_a = 0$, the U-shape curve is determined analytically over the studied strain rate range, see figure 3.27a. The role of each parameter on the shape of the curve is shown in this figure. The increase of c_1 leads to a vertical translation of the U-shaped curve towards lower critical plastic strain values, whereas the viscosity parameter K has the opposite effect with in addition a closing of the two branches of the curve. The increase of P_2 translates the U-curve horizontally towards higher strain rates. On the other hand, the increase of the parameter w_1 translates the U-curve on both vertical and horizontal axes towards higher critical plastic strain and strain rates. Increasing c_2 widens the bottom of the U-curve and thus increases the PLC domain over a larger range of strain rates. Finally the parameters α and w_2 affect the left branch of the curve allowing to control the occurrence or not of the PLC effect at for low strain rates.

In addition to the negative strain rate sensitivity previously detailed in section 3.5.3, the experimental critical plastic strain for PLC has also been identified experimentally and taken into account in the parameter identification as weighted term in the cost function to be minimized. Each experimental critical plastic strain (green circle) is plotted in figure 3.27b and compared first to the analytical model (black dotted line), second to volume element simulations (red triangles), and finally to finite element simulations of 3D plates (blue stars). Three-dimensional full plates representative of the central zone of D0 specimen (15 × 10 mm) are used to calibrate the increment of deformation inside the band. The plates are meshed with quadratic hexahedral elements (c3d20r) with limited total number of degrees of freedom (360 elements, 2049 nodes) to get faster calculations than for the D0 geometry. A uniform prescribe vertical displacement is applied on the bottom of the plate whereas the top of the plateis fixed on the same direction with additional conditions to avoid the rigid body displacement. It is worth

underlining that the model with the set of obtained parameters reproduces well the experimental critical plastic strain except for the lowest strain rate. However, the macroscopic blue curve of Fig. 3.25a, representing the lowest strain rate, shows one or two serrations as opposed to the large number of serrations for higher imposed strain rates. The end of the PLC domain is therefore very close. The validity of the critical plastic strain of the lowest strain rate, in the sense of occurrence or not of the PLC effect at a given plastic strain, is questionable and it was decided to shift the critical value of the plastic strain to a higher value on the U-shaped curve.



(a) (b)

FIGURE 3.27 – Both curves are representing critical plastic strain for PLC vs. plastic strain rate values : a) Schematic curve with the qualitative influence of the increase of each parameter on the curve shape ; b) Comparison between the predicted analytical curve identified with parameters calibrated from experimental data, volume element simulations and plates 3D finite element simulations.

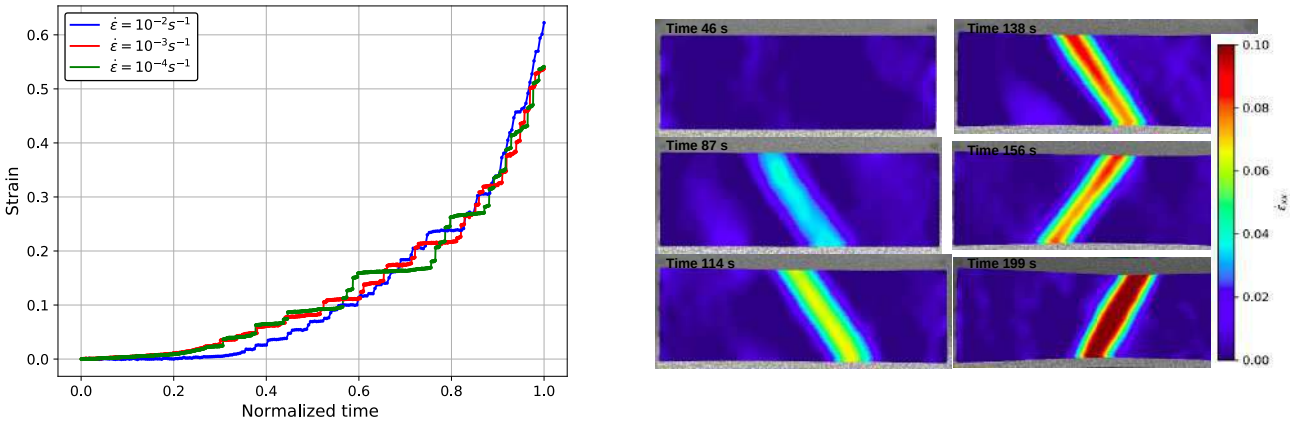
Strain carried by the band

Few works can be found in the litterature providing local fields measurements carried out on a nickel-based superalloy at 500°C, except (Swaminathan et al., 2015; Cai et al., 2017). The method described in chapter 2 has been applied to access to the local field of the displacement on the flat specimens (D0 and D0E). During these experiments, oxidation was detected only for low strain rates and no glowing was observed so that accurate strain field measurements were possible.

The Green-Lagrange strain measurement is computed from the displacement field found by correlation. The strain calculation in Vic-2D is similar to the finite element method algorithm. The input of the strain calculation is a grid of data points. A local mesh of planar triangles is created by connecting these points. The element size is controlled by the step size in the software. The displacement inside a triangular element is obtained by linear approximation (polynomial fit). The obtained displacement gradient is used for computing the Green-Lagrange strain. In addition to the displacement field post-processed on the region of interest, two types of data where extracted i) the strain as a function of time $\varepsilon_{yy}(t)$ on the central point ii) the strain rate on the region of interest defined by $\dot{\varepsilon}_{yy} = \Delta\varepsilon_{yy}/\Delta t$.

Figure 3.28a shows the strain experienced by a middle point on the zone of interest of a D0 specimen as a function of time for two distinct strain rates. The steps on the curve represent the strain increment carried by the bands that propagate through the sample. These strain values increase when the imposed strain rate decreases. For a strain rate of 10^{-2} s^{-1}, the mean strain carried by the bands during the experiment is 0.0078, whereas for lower strain rates 10^{-3} s^{-1} and 10^{-4} s^{-1}, the mean strain carried by a band is respectively 0.0111 and 0.0157. On the other hand, the strain rate field in the region of interest at different various time steps is displayed in Fig. 3.28b. This field reveals the existence of type A PLC bands. The strain rate inside the band is found to increase during the experiment. The maximum strain rate in the middle of the band at the end of the experiment is about 10 times

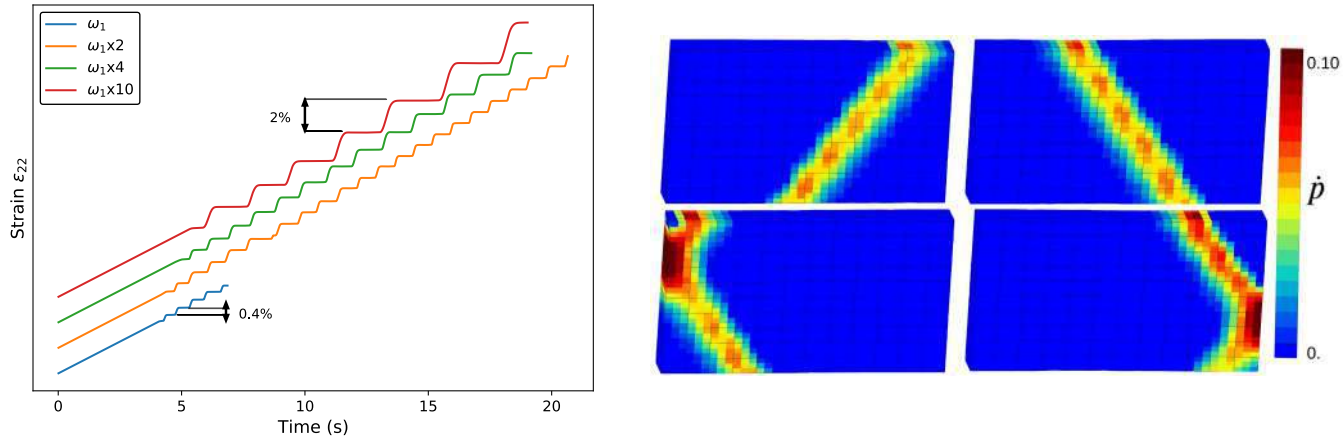
the value of the imposed strain rate. Bands appear and disappear with an angle of roughly 55° from the tensile axis. As the purpose of this study is not to observe in details the propagation of bands in the interest zone, the frequency of image acquisition previously chosen was not sufficiently high to accurately follow their propagation.



(a) (b)

FIGURE 3.28 – Results of local strain field measurements with DIC on D0 specimens : a) Strain vs. time of the center point of the specimen for two imposed strain rates ; b) Strain rate field in the region of interest for an imposed strain rate of 10^{-3} s^{-1}.

To improve the calibration of the model, the increment of plastic strain carried by the bands has been used to optimize the w_1 parameter, see Eq. (3.34). For this purpose, 3D simulations on plates with the same dimensions of the D0 specimen interest zone have been carried out. A coarse mesh with quadratic hexahedra and reduced integration (c3d20r) element is used (figure 3.29b). The coarse mesh allows for fast enough simulations to be involved in the identification procedure. It is clearly established that the parameter w_1 plays an important role in the strain increment transported by the band. The higher the parameter w_1, the higher the steps in figure 3.29a. The curves have been translated along the y-axis for better visibility. Once the value of w_1 is determined according to experimental strain carried by the bands measured by DIC, the critical plastic strain associated with each imposed strain rate is plotted in Fig. 3.27b. The obtained results are in agreement with those performed on volume elements and those given by the analytical bifurcation analysis.



(a) (b)

FIGURE 3.29 – 3D plate finite element simulations for a strain rate of 10^{-3} s^{-1} : a) Sensitivity study w.r.t. ω_1 parameter. Strain vs. time at the center point with curves translated for better reading, b) Strain rate field at different plastic strain levels.

The material parameters taking into account the whole identification strategy detailed previously are gathered in Table 3.6. The identification of this viscoplastic model takes into account a reliable transcription of i) the negative sensitivity of the strain rate to the flow stress, ii) the critical plastic strain which is a good predictor of the instability detection, and iii) the plastic strain increment in the band.

R_0 (MPa)	P_1 (MPa)	P_2 ($s^{-\beta}$)	c_1 -	c_2 -	α_p -	β -	ω_1 -	ω_2 -
684.00	1.00	1.15	102.00	878.00	0.00	0.33	$1.45\,.10^{-4}$	10^{-5}

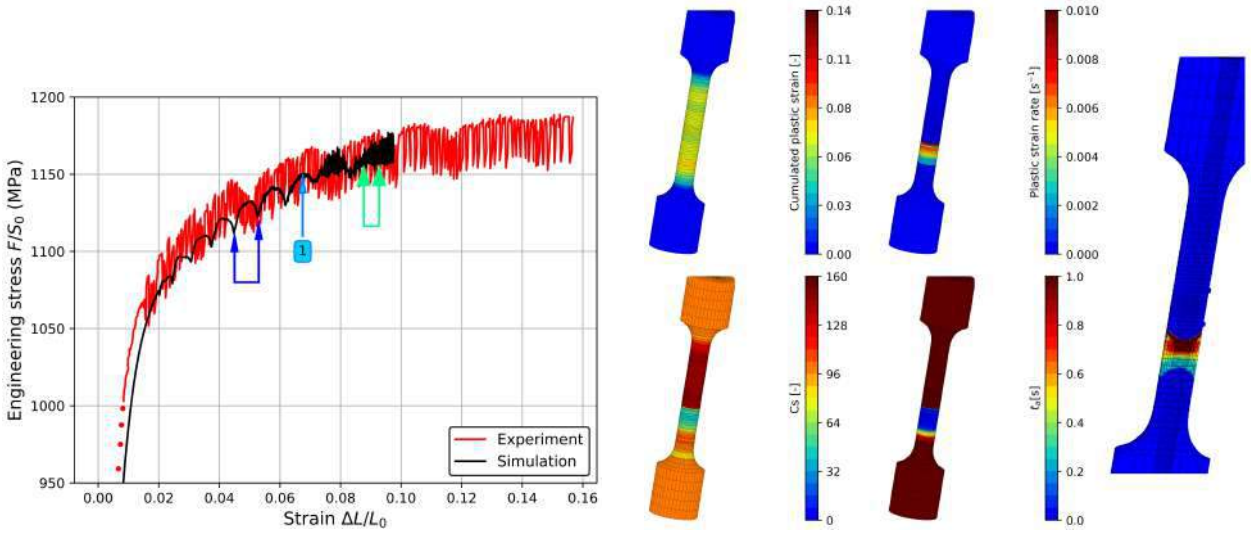
TABLE 3.6 – Identified McCormick model parameters.

3.5.4 Validation on real geometries

Once satisfactory results were obtained regarding the comparison between simulated and experimental data for D0 specimens, as done in section 3.5.3, a validation on several other specimen geometries has been performed. The experiments were performed at 500°C, under displacement or force control. The behavior law uses the parameters listed in table 3.6. As the bands break the geometrical symmetry of the specimen, full 3D specimens are meshed with quadratic hexahedral elements (c3d20r). The macrosopic simulated curves are superimposed on the experimental curves using strain values measured over the same gage-length. Several specimen geometries are investigated in the following subsections.

Axi-symmetric specimen under displacement control

The first model validation has been performed for an axi-symmetric ST specimen under displacement control with a strain rate of 10^{-3} s^{-1} (Fig. 3.30a). Numerical results give access to the evolution of each constitutive variable during the occurrence of the PLC phenomenon, see Fig. 3.30b for the fields of cumulative plastic strain, plastic strain rate, concentration of solute atoms and aging time. During the elastic stage, the solute atom concentration and the aging time increase. At the end of the elastic rise, these two variables become heterogeneous at the both fillets (nonlinear geometry) that become initiation sites for the PLC bands.



(a) (b)

FIGURE 3.30 – Displacement-controlled test on ST specimen at 500°C with an imposed strain rate of $10^{-3}s^{-1}$: a) Comparison between experimental and finite element simulation for the stress vs. strain curve ; b) Simulation results at one strain level with associated internal variables.

Depending on the imposed strain rate, the bands appear either in the top fillet or in the bottom, or in both. In this simulation the band selects the bottom of the sample before propagating due to numerical instabilities. The plastic strain rate which was null during the elastic stage becomes heterogeneous in the zone of interest. Once a band is formed, the solute atoms that had pinned the forest of dislocations rearrange. This explains that atom concentration decreases at the place where the band was produced (Fig. 3.30b). However in front of the band the atom concentration increases explaining microscopically the fact that solute atoms diffuse to the next forest of dislocations. The aging time decreases in front of the previously formed band, thus causing its propagation in the specimen. Finally, the phenomenon repeats itself dynamically until the maximal load or the fracture of the specimen as long as the imposed strain rate and the temperature match to the PLC domain.

Fig. 3.30b presents the simulated fields at a given time marked -1- on the macroscopic curve in Fig. 3.30a. In addition, the right image in figure 3.30b presents the strain rate on the cross-sectional view of the specimen on which the conical shape of the band can be observed. Geometrically, the tip of the red cone corresponds to the lower part of the band and propagates in the direction of the base of the red cone. The band propagation can be observed in Fig. 3.31 in the time interval represented by the blue arrows in Fig. 3.30a. Fig. 3.31 shows that the visible stress drop on the macroscopic curve of figure 3.30a corresponds to the fact that the band reaches the top or the bottom of the specimen and thus the band propagation changes direction. During this stage, the strain rate increases and reaches its maximum value at one end of the specimen before the band changes direction. It decreases by a factor of three before increasing again during the propagation of the band. Starting from a strain level of about 0.07, the frequency of serrations significantly increases on the macroscopic curve in figure 3.30a. The first part of the macroscopic curve is in good agreement with type A of PLC band and corresponds in Fig. 3.31 to a regular and an organize propagation of the band between the top and the bottom of the specimen.

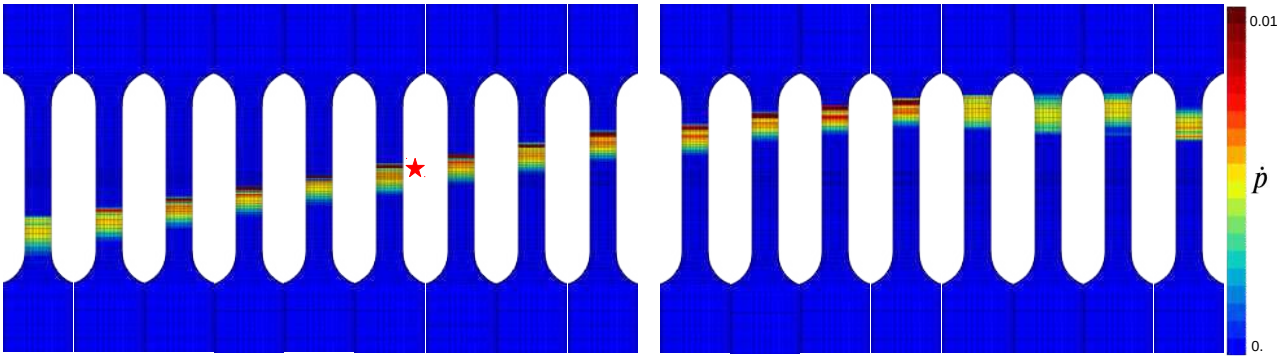


FIGURE 3.31 – Simulation results of the plastic strain rate (s^{-1}) between the two times represented by blue arrows in figure 3.30a. The red star corresponds to the time where the maximum of load between the two blue arrows is reached.

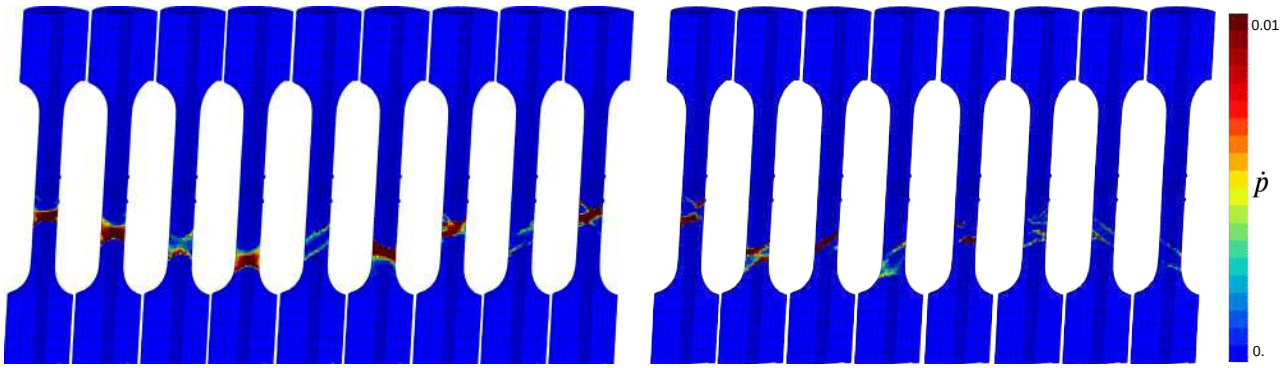
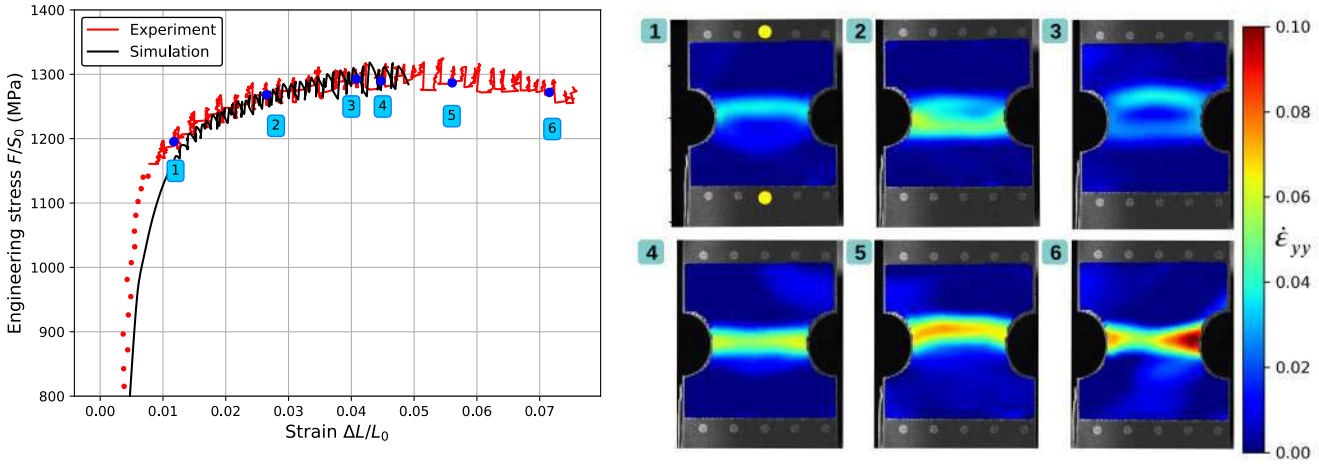


FIGURE 3.32 – Simulation results of the plastic strain rate (s^{-1}) between the two times represented by green arrows in figure 3.30a. The cross-sectional view of the specimen shows the evolution of the initial shape of the cone in figure 3.31 to more complex form of bands.

However at a given time of the simulation the frequency of serrations increases causing a more chaotic propagation as it is explicitly showed in Fig. 3.32. The transition from type A to type B occurs with a more intermittent propagation. Several morphology of serrations (A,B,C) exist and are well known in the literature (Strudel, 1979; Amokhtar et al., 2006; Ranc et Wagner, 2008).

D0E specimen under displacement control

A second validation of the model is presented for the flat notched geometry (D0E) with a strain rate of 10^{-3} s^{-1} under displacement control. In addition 2D correlation measurements were made using the pattern method explained in chapter 2. One can notice in Fig. 3.33a that serrations occur at the beginning of the plastic flow and are well predicted by the numerical model.



(a) (b)

FIGURE 3.33 – Displacement-controlled test on D0E specimen at 500°C : a) Comparison between experimental and finite element simulation for the stress vs. strain curve ; b) DIC results for the strain rate fields (s^{-1}) at six different strain levels. The two yellow points in the image 1 correspond to the virtual extensometry basis.

Deformation bands are mainly oriented horizontally in the minimal cross-section of the specimen, see Fig. 3.33b. At the loading stages 1 and 3, the bands moving up (or down) are slightly curved. Even though the band crosses the specimen from the left to the right, the strain rate seems higher in one side than another, for instance on Fig. 3.33b, stage 6, where the right notch point experiences a higher strain rate than the left side. This phenomenon has also been observed in the simulated fields of Fig. 3.34).

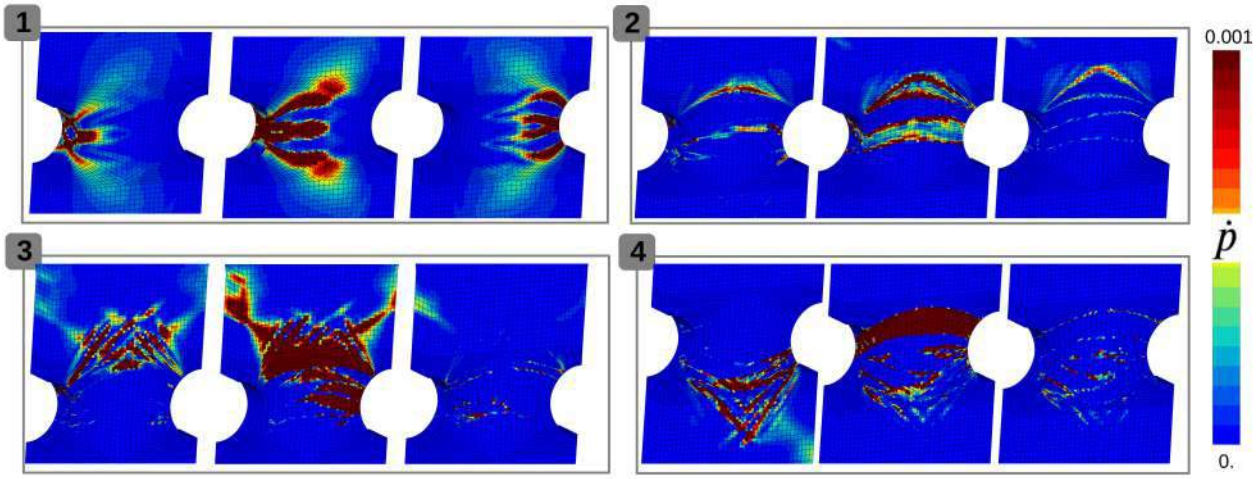
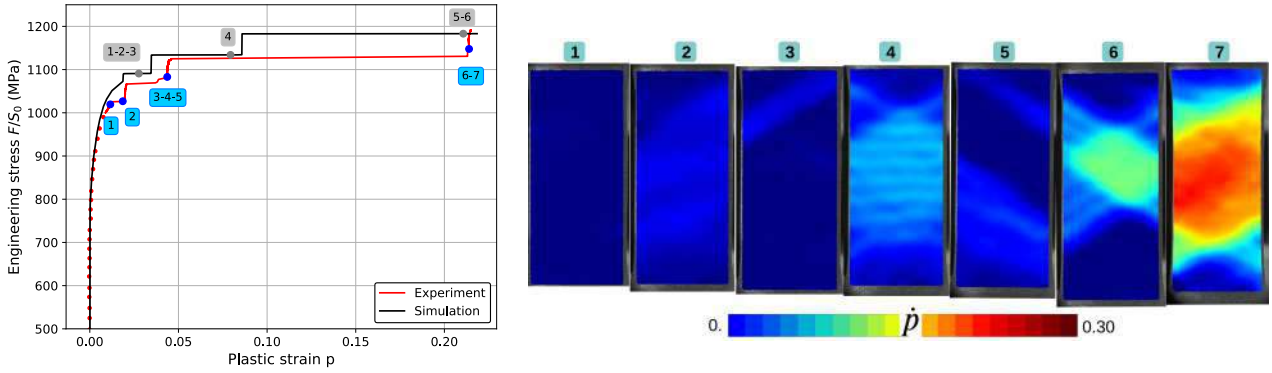


FIGURE 3.34 – Simulation results of the plastic strain rate at different times represented in figure 3.33a.

The simulation reveals that after the band appears on one side and crosses the entire section of the specimen, it propagates in the upper or lower part of the specimen and does not remain totally confined in the minimal cross section. It can be observed that even if the morphology of the bands is similar between experimental results and simulated field, the value of the plastic strain rate obtained by simulation seems to be higher. It has been checked on the finite element simulation that the total strain rate in the loading direction is equivalent to the plastic strain rate.

D0 specimen under force control

The objective of this work is to better predict the burst speed of turbine discs for helicopter turboshaft engines. As these disks are loaded in rotational speed, an experimental force-controlled test was carried out at 500°C. By imposing a force rate of 0.05 kN.s^{-1}, corresponding to a stress rate of 2.5 MPa.s^{-1}, DSA still occurs causing three plateaus on the stress-strain curve in Fig. 3.35a. It is known in the litterature that the shape of the stress-strain curve depends on the type of testing machine (Bodner, 1967; Cuddy et Leslie, 1972; Yamasaki et al., 2021). For rigid machines, both ends of the specimen are fixed, therefore when the instantaneous strain of the specimen exceeds the crosshead speed, the load decreases. In contrast, when soft machines are used, a staircase-shape stress-strain curve is obtained. Under load-controlled testing, the machine behaves as an infinitely displacement soft machine producing steps as observed in Fig. 3.35a.



(a) (b)

FIGURE 3.35 – Force-controlled test on D0 specimen at 500°C : a) Comparison between experimental and finite element simulation for the stress vs. strain curve ; b) DIC results for strain rate fields at seven different plastic strain levels (unit s^{-1}).

The amplitude of strain carried by the successive bands increases considerably starting with strain jumps from 0.001 to more than 0.15 for the last band. During each plateau, the strain rate in the band increases (a band is propagating) and decreases due to the work hardening to become equal to the elastic strain rate during the rising phases of the curve. DIC measurements of Fig. 3.35b show that each plateau on the stress–plastic strain curves corresponds to the occurrence of a strain burst in the form of a rapidly propagating strain localisation band through the sample. The morphology of the band is very different from the one obtained on the same geometry in displacement control (see Fig. 3.28b). In this case the band is diffused in all the specimen as opposed to localized thin bands occuring in displacement controlled testing. Results obtained with a 3D simulations seem to be in good agreement with the experiment. In Fig. 3.35a, the predicted critical plastic strain is slightly larger than on the experimental curve. The strain levels of the next plateaus well represent the strain jumps observed in the experiment. It must be noted that the occurrence of each strain burst is an instability displaying stochastic features so that there is no point in trying to predict the exact position of each plateau on the stress-strain curve. The model rather predicts in a statistical sense the time series of burst and the mean amplitude of strain jumps. Finally, the simulated plastic strain rate fields in Fig. 3.36 are in agreeement with the measured DIC fields of Fig. 3.35b.

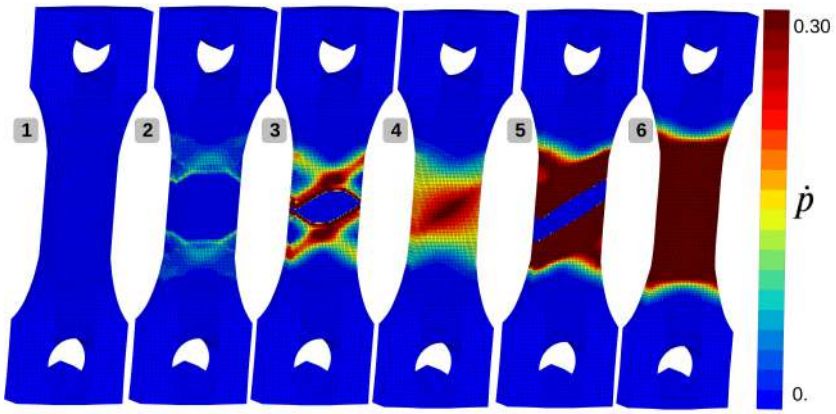
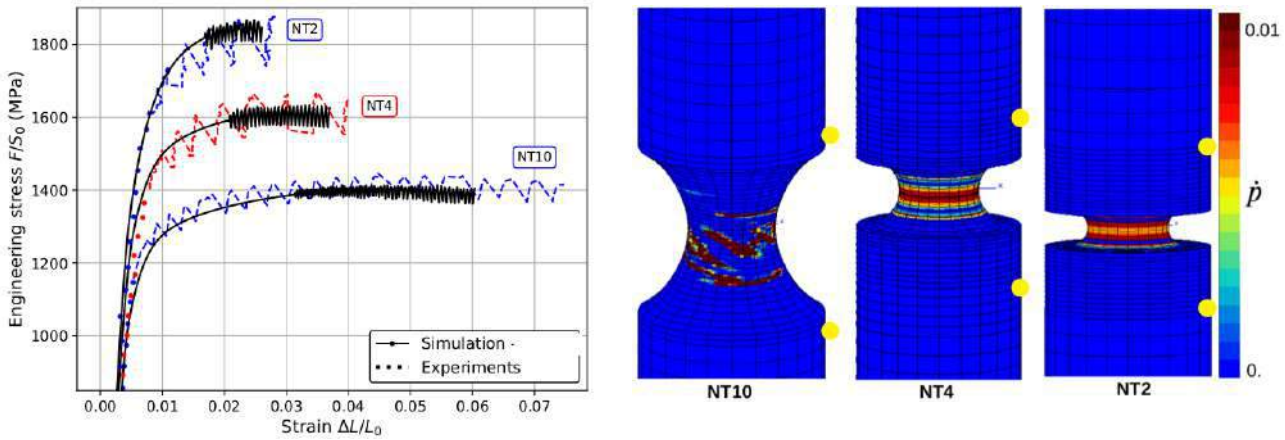


FIGURE 3.36 – 3D simulation results on D0 specimen under force-controlled loading conditions. Plastic strain rate (s^{-1}) field at six different strain levels corresponding to the grey numbers 1 to 6 indicated in the stress–strain curve of Fig. 3.35a.

Axi-symmetric notched specimen under displacement control

The last validation of the model is done on the three axi-symmetric notched (NT) specimens under displacement-control. The strain rate imposed to the three geometries is 10^{-3} s^{-1} which corresponds to a displacement of 0.009 mm.s^{-1} for NT10, 0.004 mm.s^{-1} for NT4, and, 0.002 mm.s^{-1} for NT2. The gray arrows in Fig. 3.37b correspond to the height of the notch used to impose the displacement speed of the test ($v = h\dot{\varepsilon}$). This is an overall strain rate value since higher values will be encountered in the notched region. The overall load-displacement curves for the experiment and the 3D FE simulations are compared in Fig. 3.37a. It can be observed that the model does not predict the experimental critical plastic strain. The simulated strain hardening is consistent with the experimental results. However, the model overestimates the value of the critical strain for all three tests. The constitutive model properly describes the increasing amplitude of serrations depending on the geometry even though the stress drop level is under-estimated. Also, the frequency of serrations is higher in the simulations. Fig. It is shown below that theses differences can by solve by the machine stiffness. 3.37b shows the occurrence of instabilities inside the three notched geometries. Simulations demonstrate that smaller notch radii lead to a confinement of localization events in the notch region. The bands are then oriented perpendicular to the sollicitate axis. In contrast, inclined bands are observed in the NT10 specimen.



(a) (b)

FIGURE 3.37 – Displacement controlled tests on NT specimens at 500°C : a) Simulated plastic strain rate fields ; b) Comparison between experimental and finite element simulation results for the stress vs. strain curves. The yellow points in Fig. 3.37b correspond to the 10 mm extensometric base (L_0) chosen in agreement with the experimental and the gray arrows correspond to the height of the notches.

3.5.5 Validity range of the model

All the results presented above show that a rigorous identification strategy of the McCormick model allows to satisfactorily describe both macroscopic and local field measurements. A remarkable feature of the PLC effect is that the strain increments and corresponding stress drop amplitudes increase with increasing applied strain in all tests. This observation has already been made in the literature for other materials (Ranc et Wagner, 2005). The physical explanation put forward is that the average number of dislocations involved in the formation of a band increases with time due to a phenomenon of partial saturation of dislocations around the anchor points. The linear decomposition of the solute atom concentration $C(p)$ and the plastic increment $w(p)$, both depending on the plastic strain in the model, allow to reproduce the increase of the stress drop amplitudes with the increase of strain.

However a first limitation of the model was evidenced in section 3.5.4 in the case of tensile tests on notched (NT) specimens. The frequency and amplitude of serrations are not properly reproduced by the model, see Fig. 3.37a. It is presented a more detailed analysis of the experimental results regarding these important features of the PLC effect. The description of the proposed improvement of the modeling approach with respect to these NT tests is postponed to section 3.5.6. The average frequency and magnitude of serrations observed on the macroscopic curves for each strain rate and for each of the three notched specimens are presented in table 3.7. The experimental results show that the period of occurrence of serrations increases, thus the frequency decreases, when the the imposed strain rate decreases regardless of the geometry. As the motion of dislocations is slower at lower imposed strain rates, a larger proportion of dislocations are dragging solute atoms. When the concentration of solute atoms is high enough around dislocations, the dislocations are pinned thus inducing a longer waiting time. Moreover due to the larger proportion of dislocations pinned at low strain rates, when the external force is high enough to force the unpinning of dislocations and the rearrangement of solute atoms, the mean amplitude of stress drop on the curve is greater (Strudel, 1979). The inverse reasoning holds at higher imposed strain rates. The dislocations are mostly in the friction domain but a small proportion, due to a fast kinetics, end up being pinned by solute atoms. The mean stress drop is therefore smaller. The competition between the velocity of the propagation of the dislocations and the diffusion process of the solute atoms implies a transition of several types of PLC bands, generally called A, B or C in the literature, depending on the imposed strain rates. Even though the model can describe these three types and the transitions from one type to another during a simulation (see figure 3.30a), the frequency of the band formation is not well predicted for notched specimens (NT) in Fig. 3.37a. In addition the table 3.7 indicates that both the frequency and the stress magnitude of the serrations depend on the geometry. For instance, the NT2 specimen having the most severe notch, presents a longer period between serrations with a higher stress drop. As the plastic zone size is significantly reduced in this geometry, longer periods could be explained by the fact that the formation of each band is highly constrained and its propagation path more confined. Once all the conditions are satisfied for the band formation, the instability occurs and the corresponding stress drop is amplified by the triaxialty (stress concentration) caused by the notched geometry. The present statistical analysis of serrations is very limited since a detailed description would require a precise consideration of time stepping in the experiments and simulations which is out of the scope of the present study. Detailed analyses of experimental results were undertaken by Lebyodkin et al. (1996) in the case of tensile testing.

	NT10		NT4		NT2	
Strain rate s^{-1}	Period (s)	Mag (MPa)	Period (s)	Mag (MPa)	Period (s)	Mag (MPa)
10^{-3}	3.4	46.5	8.0	62.0	25.2	75.5
10^{-4}	33.9	63.5	126.5	97.5	536.0	110.5
10^{-5}	740.0	78.0	1670.5	110.	-	-

TABLE 3.7 – Averaged period and magnitude of the serrations : Experimental values on NT specimens.

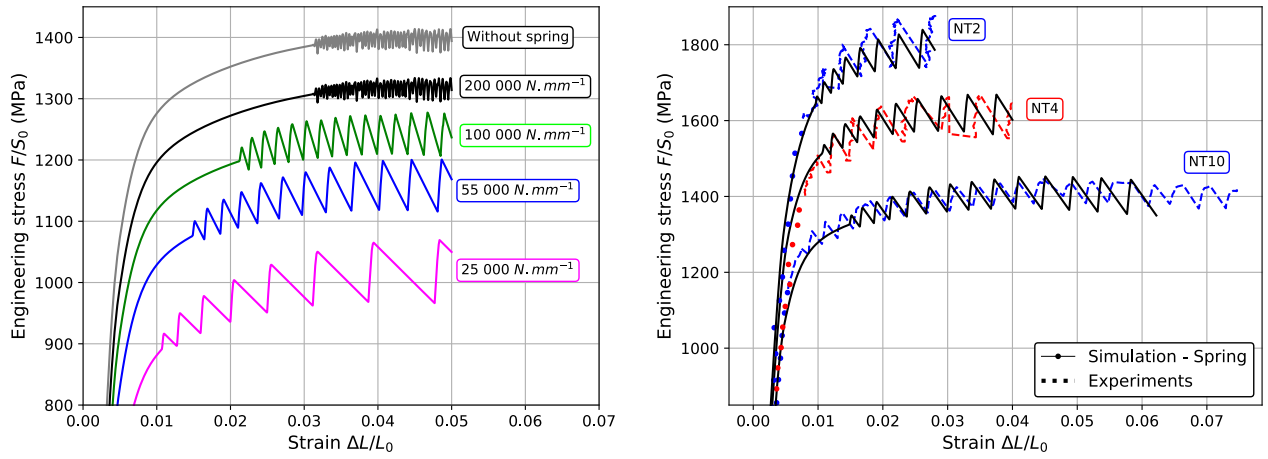
The second limitation of the model is the reproduction of the plastic strain rate carried by the band. Even though the model parameters have been calibrated on the 3D plate when the simulation is performed on the real geometry under displacement control, the strain rate inside the band can be different from the DIC measurements However it is well known that for many mechanical localization phenomena, results depend on the mesh density. Benallal et al. (2006); Mazière et al. (2009) showed that the width of bands and the maximal plastic strain rate are mesh dependent, whereas their velocity or the amount of plastic strain carried are not. A solution could be to fix the element size of the simulation depending on DIC measurements although this would increase the already high calculation cost. Another approach to get rid of possible mesh dependence of the simulation results would be to introduce a characteristic length, typically associated with the width of the PLC band, into the constitutive model, as it is commonly done in strain gradient plasticity (Mazière et al., 2017; Hajidehi et Stupkiewicz, 2018). This approach has already been applied to the simulation of the propagation of Lüders bands but it has not been considered yet for PLC banding.

3.5.6 Role of the machine stiffness

In the literature, few works take into account the machine stiffness in the modeling of DSA phenomena, although its effects has been reported in (Bodner, 1967; Cuddy et Leslie, 1972; Yamasaki et al., 2021). Belotteau (2009) introduced a variable displacement rate loading, which is piecewise linear with time, into the simulation while the experiments are conducted at a constant crosshead displacement speed. Wang (2011) introduced in 2D finite element calculations a layer of elements on top of the specimen with a representative stiffness equivalent to the machine stiffness. Even though the magnitude of the serrations predicted by the corresponding simulations were overestimated compared to those observed experimentally, he obtained a more accurate prediction of the experimental curves on a NT10 specimen especially regarding the morphology and frequency of PLC serrations. Each load drop corresponds to the appearance of a PLC band that creates an unloading of the spring representing the machin. The amplitude of the rising load for each serration corresponds to the loading phase of the spring. During the spring reloading, the zone of interest deforms very slightly, the elongation of the specimen remains almost constant until a new band appears in the sample.

According to Fig. 3.37a, the predicted amplitude of the oscillations as well as the critical plastic strain for the NT10 specimen are not in agreement with experimental observations. The finite element model of the sample has been modified to include an elastic spring on the bottom in series with the 3D specimen in order to account for the machine stiffness. The influence of several machine stiffness values ($\mathrm{N.mm^{-1}}$) on the macroscopic curve is studied in Fig. 3.38a. The displacement is no longer applied on the bottom surface of the specimen, but on the bottom end of the spring. A constraint is applied to impose that the bottom surface remains flat and horizontal. Fig. 3.38a shows that the addition of a spring has a drastic effect on the amplitude of the serrations, their frequency, and the critical plastic strain. The softer the spring, the lower the frequency of the serrations, the lower the critical plastic strain, and the higher the amplitude of the serrations. The curves on Fig. 3.38a are plotted with an offset along the y-axis for better visualization. When the machine is very stiff, the load drops are vertical on the tensile curves whereas a soft machine leads to inclined load drops. The limit case is the force controlled test for which the inclined lines become horizontal as discussed in section 3.5.4.

To make the machine stiffness value $K_{machine}$ consistent with the experiment, the machine stiffness has been determined by comparison between two experimental curves : i) Force vs. machine cross–head displacement and ii) force vs. extensometer displacement. To determine the machine stiffness, the term $F/K_{machine}$ is substracted from the displacement of the machine curve such that $K_{machine}$ allows the machine and extensometer curves coincide. The machine stiffnesses calculated in that way are given in table 3.8 for the three NT specimen geometries. The 3D simulations results on these specimens using the actual machine stiffness are provided in Fig. 3.38b. The agreement between experiment and simulation is remarkable. Compared to the results of the model without a spring in Fig. 3.37a, the addition of a well-calibrated spring, representing the machine as an elastic body instead of a rigid body, allows to obtain much more accurate predictions. Moreover, due to less serrations on the macroscopic



(a) (b)

FIGURE 3.38 – 3D simulations with added spring : a) Sensitivity study of the machine stiffness on macroscopic curve of NT10 specimen. Curves are plotted with an offset along the y-axis for better visualization ; b) Real stiffness machine for the three notched specimens NT.

curve the cost of the simulation is reduced since higher time steps are allowed. It must be noted that the inclined slope of the load drop is properly described by the FE analysis which proves that the serration morphology is strongly dependent on the loading control of the machine. It is concluded that the analysis of the PLC effect requires the consideration of the testing system as a whole including the specimen and machine response. In general, viscoelastic effects of the machine (gripping system etc.) are expected and result in different apparent stiffness depending on the strain rate. This aspect has not been investigated in the present work.

A zoom of the serrations in Fig. 3.38b is shown in Fig. 3.39. The curves are represented with points which correspond either to experimental acquisition either to numerical iterations. It can be noticed that no experimental points are captured during the inclined slope of the load drop due to the fact that the band is propagating fast. On the contrary, in the simulation curve, numerous increments are necessary to reproduce the localization of a band. This imposes to have small time increment due to high heterogeneity of the plastic strain rate.

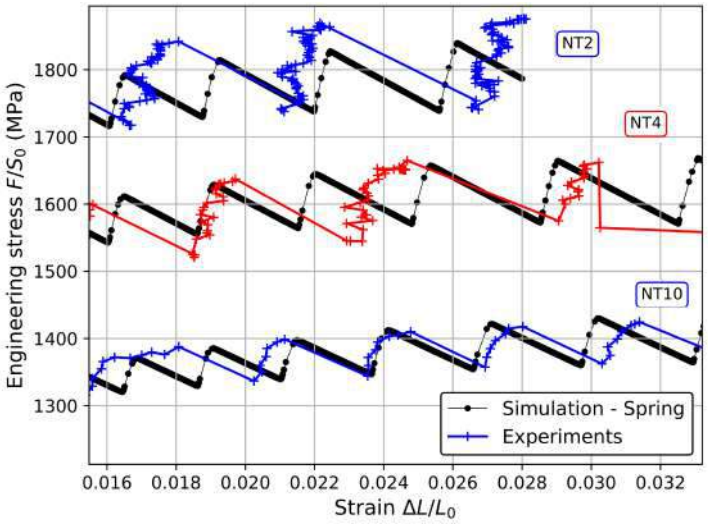


FIGURE 3.39 – Zoom on the 3D simulations with added spring on the notched specimens NT. Points correspond either to extensometer acquisition either to calculation iterations.

Geometries	NT10	NT4	NT2
$K_{machine}$ $(N.mm^{-1})$	60,516 ± 1,450	61,388 ± 2,330	64,300 ± 1,804

TABLE 3.8 – Machine stiffness values for three NT geometries. Mean value ± standart deviation.

In addition to the previous simulations, an hypothetic misalignment of the machine was investigate and modeled by a transverse displacement along the perpendicular axis to the direction of loading via a second spring with an equivalent stiffness. The results showed that the critical plastic strain is not modified. The only impact is a slightly higher frequency of the appearance of the bands.

3.5.7 Conclusion for 500°C characterization

The Portevin-Le Chatelier domain is observed in the range of imposed strain rates between 5.10^{-6} and 10^{-1} s^{-1} at 500°C on Inconel718. All the specimen geometries, designed with different local stress state, show instabilities : the higher the triaxiality, the higher the amplitude of the serrations and the lower the frequency.

The DIC measurements reveal the dynamic process of the strain localization bands. The morphology of bands depends on the geometry. Oriented bands for flat specimen (D0), cone for smooth axi-symemtric specimen (ST), and, perpendicular bands to the sollicitation axis for notched specimen (NT and D0E). The magnitude of strain carried by the bands increase during the loading path until the fracture of the specimen. The period and the amplitude of serrations increase when the imposed strain rate decreases.

A McCormick viscoplastic behavior is identified on all specimens with displacement-controlled loadings. The identified model preserves both the negative strain rate sensitivity and the critical condition for the occurence of serrations. The machine stiffness is introduced into simulations by a linear spring playing a major role on the serrations morphology and the strain carried by the bands. In addition cost reduction simulations are noticed.

The identified model reveals good predictions of a force-controlled test. A numerical stepped-shape stress-strain curve with same level of strain jump carried by bands is reproduced. Simulation results also indicates similar strain rate level to the ones observed experimentally.

3.6 Conclusion

The main conclusions of this chapter can be summarized as follows.

At room temperature, the test results showed that this material is isotropic and has a low viscosity. The Hosford plasticity criterion with $n = 8$ and a Voce strain hardening are chosen. Seven parameters are identified to reproduce the behavior of all tested specimens tested by finite element simulation.

The experimental characterization at 500°C of IN718 allowed to highlight the appearance of the Portevin-Le Chatelier effect for the whole range of tested strain rates. A strategy for identifying the parameters of the McCormick model is described in order to represent the appearance of localization bands in the material. However, taking into account the stiffness of the testing machine in the finite element calculations has shown a better consistency of the obtained results. Indeed, the frequency of oscillations and the amplitudes of decays are very close to that observed experimentally.

The identification of these two laws of behavior, at 20°C and 500°C, relies on an experimental methodology and essential robust analysis tools to be applied to all specimen geometries. Different means of measurement – real and virtual extensometer, contour tracking, digital image correlation with engraved speckle – have allowed to obtain a large amount of information on the material's behavior. The constant dialogue between the experiments and the numerical simulations allowed to obtain a robust behavior model.

Finally, the viscoplastic PLC behavior law has been compared to a 500°C test in the case of an imposed force loading. The obtained behavior curve shows, similarly to the tests in imposed displacement, the presence of PLC instability. An excellent prediction of the step-shaped behavior curve and band morphology is given by the finite element model.

Résumé

Ce chapitre décrit le matériau d'étude utilisé dans la conception des disques de turbine, IN718, alliage qui présente des propriétés exceptionnelles en raison de la présence d'une phase durcissante caractéristique. Une identification par méthode inverse de la loi de comportement est effectuée sur l'ensemble des géométries testées à température ambiante. Le critère de plasticité corroborant au mieux les résultats est celui d'Hosford. Ce chapitre se focalise ensuite sur une approche en trois temps pour calibrer avec précision un modèle de comportement viscoplastique à haute température. Le vieillissement dynamique est décrit à l'aide du modèle de McCormick pour représenter les serrations sur la réponse macroscopique du matériau et la sensibilité inverse à la vitesse. En plus des mesures globales de champs de déplacement, la corrélation d'images à haute température utilisant un motif gravé sur l'échantillon est mise en œuvre pour détecter et mesurer la déformation transportée par les bandes, ensuite utilisée dans la calibration des paramètres. Il est démontré que la prise en compte de la rigidité de la machine dans l'analyse est essentielle pour décrire plus précisément les serrations et le déclenchement des instabilités PLC. Enfin, des simulations 3D sur les géométries entières des éprouvettes ont été réalisées et ont permis de valider le modèle par éléments finis.

Abstract

This chapter describes the study material used in the design of the turbine disks, IN718, an alloy that demonstrates exceptional properties due to its characteristic hardening phase. An identification by an inverse method of the behavior law is performed on all the tested geometries at room temperature. The plasticity criterion that best corroborates the results is that of Hosford. This chapter focuses on a three-step approach to accurately calibrate a model of viscoplastic behavior at high temperatures. Dynamic aging is described using the McCormick model to represent serrations on the macroscopic response of the material and negative strain rate sensitivity. In addition to global displacement field measurements, digital image correlation using an engraved pattern on the sample is implemented at high temperature to detect and measure the strain carried by the bands, which is used in parameter calibration. It is shown that taking into account the testing machine stiffness in the analysis is essential to accurately describe the serrations and the occurrence of PLC instabilities. Finally, 3D simulations on the entire geometries of the specimens were performed and allowed to validate the finite element model.

Chapitre 4

Critère de rupture multiaxial pour l'Inconel718

Dans les chapitres précédents, les propriétés mécaniques de l'IN718 ont été explorées avec précision dans des conditions expérimentales assez générales. Ce chapitre vise maintenant à analyser le phénomène de rupture complexe des éprouvettes, selon leur géométrie et selon la température à laquelle elles sont soumises. L'approche mise en œuvre est double. Le cheminement théorique consiste d'abord à choisir le type de modèle à considérer, intégrant ou non un couplage du modèle de comportement et du modèle de rupture, avec l'objectif de tracer une surface de rupture du matériau incluant tous les types de géométrie des éprouvettes et donc tous les états de sollicitations subis par le matériau. La démarche inclut ensuite une analyse expérimentale des faciès de rupture afin de comprendre l'origine et le mode de rupture des éprouvettes et ainsi de conforter ou non le choix du critère de rupture choisi théoriquement. Ce dernier doit rendre compte des résultats obtenus aussi bien à 20°C qu'à 500°C où apparaissent des effets d'instabilité. Ces étapes sont cruciales puisqu'elles constituent le socle sur lequel reposera le critère d'éclatement du disque de turbine.

In the previous chapters, the mechanical properties of IN718 have been accurately explored under broad experimental conditions. In this chapter, the complex fracture phenomenon of the specimens will be analyzed according to their geometry and the temperature to which they are subjected.

A two-steps approach is implemented. On the one hand, the theoretical approach consists in choosing the model type that should be considered, coupling or not the behavior and the fracture models, to aim to plot a fracture surface of the material including all the geometry types of the specimens and thus all the states of stresses undergone by the material.

On the other hand, the approach includes an experimental analysis of the fracture surfaces in order to understand the origin and the mode of fracture of the specimens and thus to confirm or not the choice of the theoretically chosen fracture criterion which must account for the results obtained at 20°C as well as at 500°C where instability effects appear. These steps are crucial since they constitute the basis on which the criterion of the burst of the turbine disk will be based.

Plan du chapitre

4.1 Modélisation des phénomènes de rupture 85
4.2 Détermination du mode de rupture 90
4.3 Proposition et validation du choix du modèle à 20°C 104
4.4 Étude de l'influence du PLC sur la rupture 112
4.5 Conclusion 126

4.1 Modélisation des phénomènes de rupture

4.1.1 Introduction

Lorsqu'un disque est soumis à des vitesses de rotation extrêmes et à des températures élevées, la structure plastifie au cours du chargement, se dégradant pour finalement rompre soit par charge limite soit par épuisement de la ductilité. Il est possible d'imaginer en première approche de modéliser et simuler ces processus d'endommagement ductile tels qu'ils ont été étudiés avec les mécanismes de germination-croissance-coalescence de cavités menant à l'apparition de microfissures (Besson et al., 2001; Noell et al., 2018). Au cours d'un chargement extérieur, des dislocations se déplacent pour propager la déformation plastique jusqu'à ce qu'elles soient arrêtées par un obstacle. Ces endroits, propices à la création de vides, marquent le début de la rupture. Les cavités apparaissent dans un premier temps pour croître et ensuite coalescer afin de former une ou plusieurs micro-fissures (figure 4.1) qui vont se propager et mener à la rupture de la pièce mécanique.

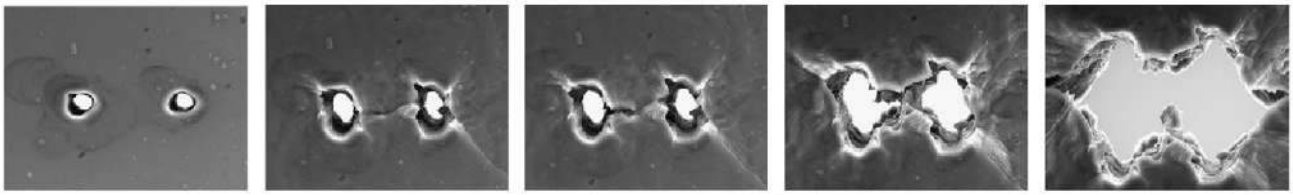


FIGURE 4.1 – Illustration de la croissance et de la coalescence de cavités sous un chargement de traction orienté perpendiculairement à l'alignement des cavités Weck et Wilkinson (2008).

Cependant une telle approche visant à simuler l'apparition et/ou la propagation de fissures au sein de la pièce requiert des ressources de calcul considérables et reste aujourd'hui en cours de développement. En effet, il faut déterminer le moment d'insertion de la fissure dans la simulation puis déterminer l'orientation de l'incrément de fissure et enfin l'insérer par un remaillage intelligent. Un compromis sur la taille de calcul est donc ici tout l'enjeu de l'application de ce genre de méthode avec le risque d'introduire des erreurs lors du transfert des champs numériques lorsque ces derniers présentent de forts gradients (Bouchard et al., 2003; Feld-Payet et al., 2015; Uribe-Suarez et al., 2020).

C'est pourquoi d'autres modèles ont été proposés dans la littérature en se plaçant à une échelle plus globale. Lors d'études menées dans différents domaines, micro-mécanique, thermodynamique et phénoménologique, deux familles de modèles de rupture ont été élaborées : les modèles de rupture découplés du modèle de comportement et les modèles de rupture couplés au comportement du matériau. Ils sont résumés dans les paragraphes suivants.

Introduction aux modèles découplés

Ces modèles reposent sur l'hypothèse que l'endommagement a très peu d'effet sur l'écrouissage du matériau ce qui signifie que l'adoucissement du comportement lié à l'endommagement est négligeable. Cette simplification implique de consacrer une partie du modèle à la modélisation du comportement et l'autre partie au calcul d'un indicateur d'endommagement D dépendant de champs mécaniques issus d'un calcul numérique. Ainsi lorsque $D = D_{rupture}$, le matériau est considéré comme rompu. Cet indicateur est calculé en intégrant le long du trajet de chargement une fonction d'endommagement, W, qui dépend d'une ou plusieurs variables.

$$D = \int_0^x W(X_1, X_2, ...)dx \tag{4.1}$$

De manière générale la valeur critique de $D_{rupture}$, et plus spécifiquement les paramètres définissant la fonction W, sont déterminés de telle sorte à correspondre à la rupture physique du matériau pour l'ensemble des géométries envisagées et des chargements appliqués. L'intégration de la fonction endommagement peut s'effectuer soit sur l'intégralité de la plage de déformation soit sur une partie seulement. La plupart des modèles d'amorçage considère que l'endommagement se développe dans le domaine plastique, l'intégration est donc uniquement réalisée sur la déformation plastique équivalente, généralement celle de von Mises.

Plus spécifiquement pour les matériaux métalliques, les travaux expérimentaux de Bridgman (1952) ont permis de constater que la pression hydrostatique est un moteur de la rupture ductile et donc de l'endommagement. Ces observations expérimentales ont plus tard été modélisées analytiquement par Rice et Tracey (1969), qui ont étudié la croissance de cavités sphériques et cylindriques dans le cas de matériaux parfaitement plastiques soumis à un champ de contraintes triaxial. Une solution analytique de la fonction d'endommagement est alors donnée avant d'être généralisée par Hancock et Mackenzie (1976) et Johnson et Cook (1985). Les modèles précédents pilotés par un seul paramètre, la triaxialité, ont cependant montré des faiblesses lors de la mise en place du critère de rupture sous chargement multiaxial ou à triaxialité faible. Bai et Wierzbicki (2008) proposent un modèle enrichi basé sur celui de Rice et Tracey (1969) avec une dépendance de la fonction d'endommagement au paramètre de Lode. L'objectif de ces nouveaux modèles est de représenter à la fois les cas en traction pure ($L = 1$) et en déformation plane ($L = 0$). Algarni et al. (2015) étendent ce modèle pour l'appliquer dans le cas de IN718 sur des essais de traction uniaxiale. Cependant l'utilisation de ce modèle implique la construction d'une surface de charge de forme potentiellement concave en plasticité associée. Ceci présente le désavantage majeur de permettre au matériau de passer d'un état élastique à un autre état élastique en ayant plastifié, ce qui s'avère en contradiction avec le comportement des matériaux existants et pose des problèmes au niveau de la convergence du calcul (calcul explicite réalisé). Le critère de Mohr-Coulomb modifié (Bai et Wierzbicki, 2010) est également utilisé pour des matériaux métalliques (Dunand et Mohr, 2011; Mohr et Marcadet, 2015) basés sur une approche initialement plus adaptée à la rupture fragile. Cependant, la déformation à rupture est déterminée en inversant la loi de durcissement après que le critère de rupture a été réécrit en utilisant la représentation des contraintes de Haigh-Westergaard. Enfin dans le cadre de matériaux présentant une rupture anisotrope, le tenseur des déformations ne peut pas être utilisé. Barlat et al. (2003), Luo et al. (2012) et Gu et Mohr (2015) proposent d'effectuer une transformation linéaire, via une matrice de transformation de ce tenseur telle que :

$$\underset{\sim}{\varepsilon}' = \underset{\approx}{\boldsymbol{\beta}} : \underset{\sim}{\varepsilon}_p \tag{4.2}$$

Plus récemment Papasidero et al. (2015) et Thomas et al. (2016) ont également étudié l'influence de chargements non-proportionnels sur la surface de rupture. L'objectif est de générer d'importantes variations du champ de triaxialité ou du paramètre de Lode à l'aide d'essais pré-contraints et/ou en changeant le trajet de chargement. Les résultats expérimentaux ont montré une diminution de la déformation à rupture et donc une modification de la surface de rupture.

Ainsi de nombreux critères de rupture découplés du modèle de comportement ont été développés et appliqués sur des matériaux à faible adoucissement aussi bien isotropes qu'anisotropes.

Introduction aux modèles couplés

Le lecteur pourra, en plus de la description succincte réalisée, se rapporter à Besson (2010) et Benzerga et al. (2016) où une revue exhaustive et détaillée de ces modèles est effectuée.

Ces modèles prennent en considération une interaction entre la plasticité et l'endommagement, conduisant à un adoucissement du matériau. Ce couplage permet de représenter la capacité d'un matériau à subir une diminution de charge importante liée à l'endommagement ou à la propagation lente d'une fissure sans toutefois introduire physiquement la fissure dans les calculs éléments finis. Trois familles de modèles ont été développées : les modèles purement micromécaniques, les modèles thermodynamiques et les modèles phénoménologiques. Ces modèles sont régis par une seule fonction seuil, Φ, dans laquelle la contrainte équivalente, σ^*, est corrigée par une fonction d'endommagement qui prévoit le comportement jusqu'à adoucissement puis rupture du matériau.

Le modèle de Gurson (1977), l'un des premiers et basé sur une approche micromécanique, propose de représenter les mécanismes d'endommagement par la croissance de cavités sphériques de porosité f entourées par une matrice rigide parfaitement plastique. Ce modèle a ensuite été étendu aux matériaux écrouissables par Tvergaard et Needleman (1984) et est communément appelé modèle GTN. La surface seuil dont l'expression littérale se définit en fonction de plusieurs paramètres matériaux ajustables,

repose sur le taux de porosité lui même piloté par une fonction $\dot{f}$ décomposée en une partie liée à la croissance de cavités $\dot{f}_v$ et une autre partie liée à la germination de nouvelles cavités $\dot{f}_n$. D'autres extensions ont été proposées dans la littérature (Nahshon et Hutchinson, 2008; Nielsen et Tvergaard, 2009; Morgeneyer et Besson, 2011) faisant intervenir un troisième terme, $\dot{f}_\theta$, dépendant du paramètre de Lode. Élaboré dans un cadre thermodynamique, le modèle pionnier établi par Chaboche (1984) et Lemaitre (1986) repose sur la définition du potentiel thermodynamique représentant l'énergie interne du système qui assure un potentiel positif de dissipation d'énergie. Plusieurs modèles, basés sur l'utilisation d'expressions spécifiques pour le potentiel de dissipation de l'endommagement, ont été développés par la suite Tai (1990) Chandrakanth et Pandey (1993), Lemaitre et Desmorat (2005) et Bouchard et al. (2011). Ces modèles sont exposés en détail dans la thèse de Cao (2013).

Enfin des modèles plus phénoménologiques (Xue et Wierzbicki, 2008; Chocron et al., 2011; Erice et Galvez, 2014) ont été proposés faisant intervenir le paramètre de Lode dans la fonction d'endommagement couplée. L'endommagement est calculé selon une loi d'évolution non-linéaire avec des paramètres supplémentaires à identifier.

Cependant ces modèles d'endommagement couplés au comportement présentent des limitations :

- le grand nombre de constantes matérielles à identifier peut s'avérer contraignant pour l'application dans le milieu industriel.
- l'application de ce critère sur d'autres géométries, pour divers états de contrainte, n'est pas toujours satisfaisante, ce qui implique une remise en cause de la validité pour les chargements multiaxiaux.
- la réponse du modèle est dépendante du maillage d'où l'utilisation supplémentaire de techniques de régularisation développées par Peerlings et al. (2001), Engelen et al. (2003) et Fayolle (2008).
- la non-linéarité du modèle et le coût important de calcul.

A l'heure du choix

La mise en place de ces deux approches est très différente. En effet pour les modèles couplés l'endommagement est directement pris en compte dans le calcul éléments finis et a une conséquence directe sur le pas de temps du calcul suivant. Les pas de temps sont généralement petits et un grand nombre de calcul est nécessaire pour l'identification des paramètres du modèle. Pour les modèles découplés, l'endommagement se calcule une fois le calcul élastoplastique terminé. La détermination des paramètres du modèle se fait uniquement en rejouant un post-processing nécessitant peu de ressources de calcul.

Le matériau étudié sous chargement monotone jusqu'à rupture ne présente pas d'adoucissement et justifie l'utilisation d'un modèle de rupture non-couplé au modèle de comportement (voir chapitre précédent).

De plus, il a été observé que les critères de rupture basés uniquement sur la triaxialité des contraintes ne permettent pas de décrire avec précision les essais expérimentaux notamment lors de chargements induits par une machine multiaxiale ou à de faible taux de triaxialité. Dans ces cas particuliers, la distorsion des cavités et la coalescence de ligaments intercavités jouent un rôle critique dans la dégradation des propriétés matériau. C'est pourquoi, quelques critères de rupture découplés prenant en compte deux paramètres, non seulement la triaxialité mais aussi le paramètre de Lode, sont détaillés ci-dessous.

4.1.2 Formulation générale de modèles découplés

Parmi les modèles découplés décrits dans la littérature, notre choix s'est porté sur trois d'entre eux, relativement récents et en adéquation avec la problématique de ce travail. Ils sont brièvement discutés en essayant d'expliciter leur originalité.

Bai et Wierzbicki (2008) sont les premiers à construire un critère de rupture phénoménologique dans l'espace déformation plastique, triaxialité et paramètre de Lode (p, T, L). Ce dernier est basé sur la prise en compte de trois cas limites, $W^{(+)}$ pour le cas $L = 1$ (traction), $W^{(-)}$ pour le cas $L = -1$ (bi-traction) et $W^{(0)}$ pour le cas $L = 0$ (déformation plane). La fonction W est une fonction parabolique du second degré du paramètre de Lode. L'équation du critère est donnée par :

$$W(T,L) = \left[\frac{1}{2}\left(W^{(+)} + W^{(-)}\right) - W^{(0)}\right] L^2 + \left[\frac{1}{2}\left(W^{(+)} - W^{(-)}\right)\right] L + W^{(0)} \tag{4.3}$$

Chaque cas limite est exprimé en fonction de la triaxialité comme l'avaient déjà énoncé Rice et Tracey (1969) :

$$W(T,L) = \left[\frac{1}{2}\left(D_1 e^{-D_2 T} + D_5 e^{-D_6 T}\right) - D_3 e^{-D_4 T}\right] L^2 + \left[\frac{1}{2}\left(D_1 e^{-D_2 T} - D_5 e^{-D_6 T}\right)\right] L + D_3 e^{-D_4 T} \tag{4.4}$$

Ce modèle permet de décrire théoriquement des réponses à rupture complexe et asymétrique d'un matériau soumis à une multitude de chargements différents. Celui-ci permet de tracer une surface de rupture asymétrique dont un exemple est montré sur la figure 4.2. Toutefois cette équation nécessite un grand nombre d'expériences pour calibrer les 6 paramètres de la fonction. Ainsi cette équation, si elle présente l'avantage de poser un cadre mathématique général, a pour inconvénients d'être peu maniable et peu transposable dans des contextes expérimentaux précis.

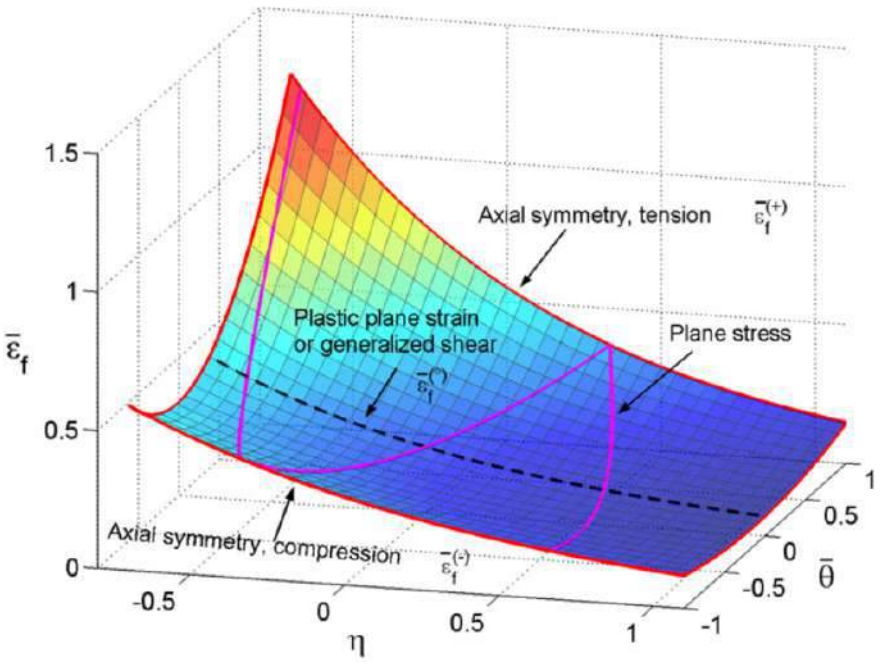


FIGURE 4.2 – Surface de rupture asymétrique proposée par Bai et Wierzbicki (2008).

Defaisse et al. (2018), focalisés sur une problématique industrielle, ont adapté à leur besoin l'équation précédente. Ils ont étudié la rupture ductile d'un acier à très haute résistance ML340 en incluant un critère de rupture uniquement valable pour un paramètre de Lode positif ou nul. Ce modèle d'endommagement a permis de clairement rendre compte de l'instant et de la localisation de la rupture. Les auteurs ont observé une diminution de la déformation à rupture avec l'augmentation de la triaxialité même si l'analyse des faciès ne montre pas d'impact significatif de la triaxialité sur la croissance

de cavités. Les auteurs définissent alors l'endommagement comme une fonction additive du taux de triaxialité des contraintes portant sur la croissance des cavités et une fonction du paramètre de Lode s'apparentant à la germination de cavités par :

$$W(T, L) = f(T) + g(L) = a \exp(bT) + c(1 - |L|^d) \tag{4.5}$$

On notera que le modèle ne prend pas en compte les chargements en compression ni les chargements en bi-traction. Les 4 paramètres a, b, c, et d du modèle sont ajustés par calcul éléments finis pour corréler au mieux les points correspondant à la rupture expérimentale. La fonction d'endommagement est intégrée sur la déformation plastique.

$$D(t) = \int_0^{p(t)} W(T, L) dp \tag{4.6}$$

Il est intéressant de remarquer que le critère est construit sur un matériau isotrope de von Mises impliquant l'écriture d'une contrainte équivalente de von Mises et d'un paramètre de Lode défini avec le tenseur des contraintes principales. Un exemple de la surface de rupture obtenue (figure 4.3) est tracé grâce aux paramètres du modèle calibrés sur l'ensemble de la base expérimentale. L'enveloppe obtenue doit contenir l'ensemble des points de rupture expérimentaux ainsi que les trajets des variables (p,T,L).

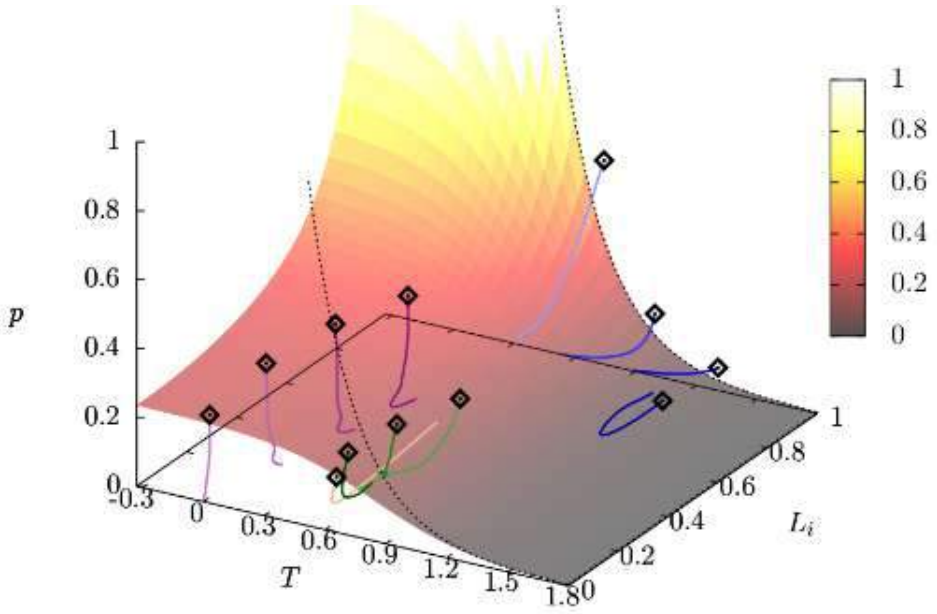


FIGURE 4.3 – Surface de rupture proposée par Defaisse et al. (2018) pour l'acier ML340 avec les trajets de chargements dans le repère (p, T, L).

Enfin, Zouari et al. (2021) ont effectué une étude sur des tubes zirconium en compression générant des états locaux de bitraction. Un critère de rupture prenant en compte ces états a été mis en place. Dans ces travaux, l'épaisseur du tube est telle que le cadre des contraintes planes est adopté. Par conséquent, il y existe une relation entre triaxialité et paramètre de Lode permettant de ne choisir que ce dernier dans l'expression du critère. Par ailleurs un critère de plasticité orthotrope de Hill est choisi. Le paramètre de Lode étant utilisé pour décrire que la ductilité est minimale dans des conditions de déformations planes généralisées, son expression dépend du tenseur des vitesses de déformations plastiques.

$$W(L) = a(1 - |L|^b) + c(1 - \text{sign}\,(L)|L|^d) + W_0 \tag{4.7}$$

On remarque que sign (L) est égal à -1 si $L < 0$ et à $+1$ si $L > 0$. Ainsi la fonction W a un terme pair et un terme impair permettant de distinguer un chargement de bi-traction ($L = -1$) d'un chargement de traction pur ($L = 1$). La figure 4.4 compare les ruptures macroscopiques simulées et

expérimentales pour différents types de conditions limites imposées au tube. Il apparaît clairement que la déformation à rupture minimale est engendrée pour un rapport des déformations nul c'est-à-dire pour un état local de déformation plane ($L = 0$). De plus, lorsque l'essai est réalisé dans des conditions de bi-traction, pour un rapport de déformation équivalent, la rupture se produit plus précocement en termes de déformation à rupture pour un essai en bi-traction ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\Theta\Theta} > 0$) que pour un essai en compression uniaxiale ($\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\Theta\Theta} < 0$). Cela se traduit dans la fonction d'endommagement par le fait que $W_0 < 2c + W_0 < a + c + W_0$ correspondant respectivement au cas $L = 1$, $L = -1$ et $L = 0$.
Enfin le champ d'endommagement s'avère différent : pour des petites valeurs du rapport des déformations, l'endommagement maximal se situe sur la paroi extérieure du tube et pour des valeurs plus grandes sur la paroi intérieure du tube.

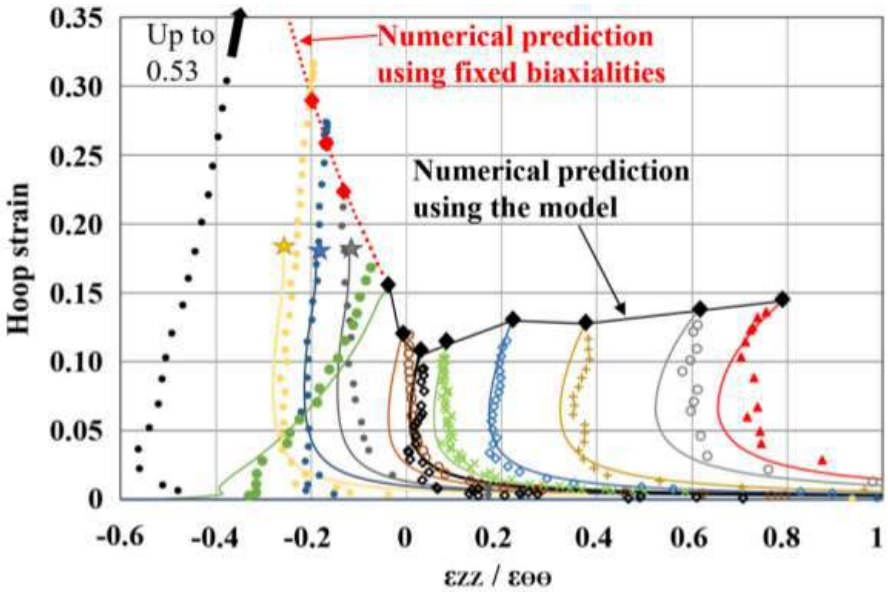
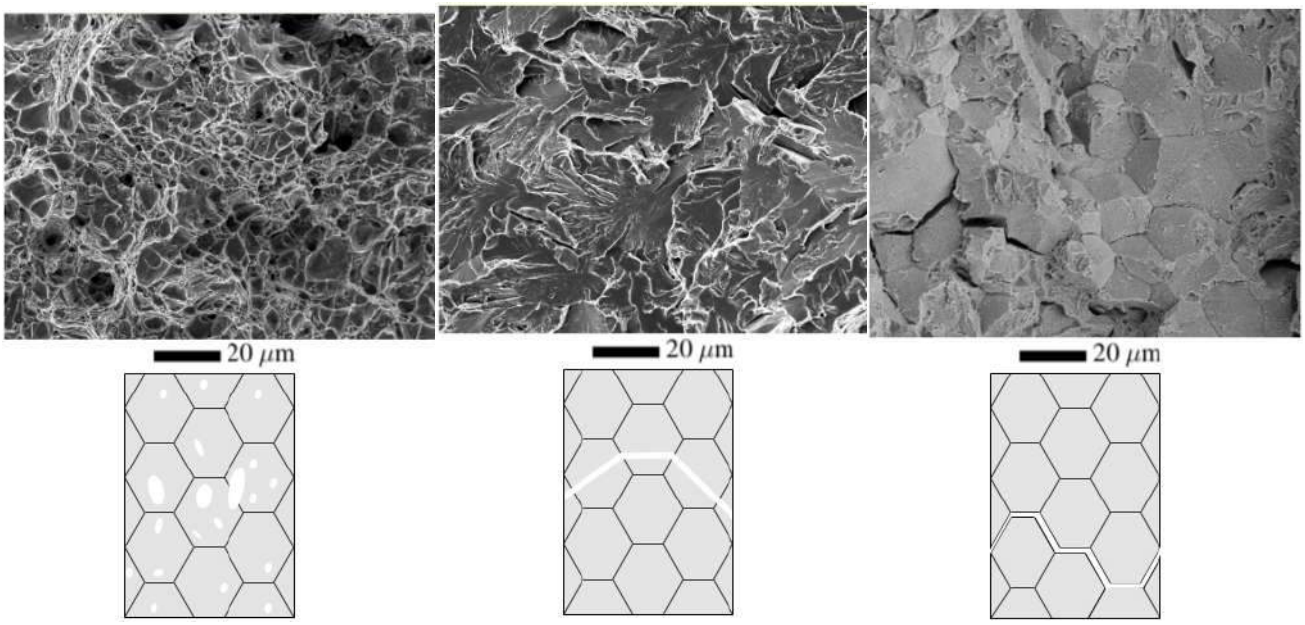


FIGURE 4.4 – Surface de rupture proposée par Zouari et al. (2021) pour un tube en zirconium. $\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\Theta\Theta} > 0$ correspond à chargement en bi-compression et $\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\Theta\Theta} < 0$ correspond à un chargement en compression uniaxiale.

4.2 Détermination du mode de rupture

4.2.1 Description des modes de ruine et des instabilités

La rupture, par essence, détruit la cohésion de la matière par création de discontinuités surfaciques ou volumiques. Ces discontinuités se situent souvent à une échelle plus grande que celle des cristaux par l'émergence de microfissures ou de cavités dont l'ordre de grandeur est le micron. Deux comportements distincts contrôlent l'endommagement et la rupture. On distingue la rupture ductile de la rupture fragile. La rupture ductile se produit à cause de l'épuisement de la capacité plastique du matériau et se traduit par l'émergence de cavités. Cette dernière se caractérise généralement par une rupture transgranulaire (figure 4.5a). La rupture fragile, quant à elle, ne met en jeu que des ruptures de liaisons interatomiques sans déformations plastiques globales appréciables (faible déformation du matériau). Celle-ci survient dans les métaux soit par clivage induisant une séparation directe au sein des plans cristallographiques (figure 4.5b) soit par une rupture intergranulaire (figure 4.5c) où une fissure se développe aux joints de grains.



(a) Rupture ductile transgranulaire (b) Rupture fragile par clivage (c) Rupture fragile intergranulaire

FIGURE 4.5 – Exemples de différents types de rupture observées au MEB (Lall et al., 2019) pour des aciers. Schémas explicatifs du mode de ruine pour les différents cas de rupture observés.

Origine de la rupture ductile

Les alliages base nickel et plus spécifiquement l'alliage étudié dans cette étude, IN718, sont considérés comme des matériaux à rupture ductile (Zhang et al., 2011; Algarni et al., 2015; Naragani et al., 2020). Les sites d'amorçage de la rupture ductile par cavitation peuvent être les suivants :

- les inclusions
- les précipités résultant de la composition de l'alliage et du traitement thermique
- les empilements de dislocations sur des précipités
- les joints de grains et les points triples favorisant une décohésion avec la matrice (Pardoen et al., 2003).

Microstructuralement, on définit généralement la rupture ductile par trois mécanismes que sont la germination, la croissance et la coalescence de cavités dans le matériau. Différents scénarios de rupture sont proposés (Besson et al., 2001; Tekoglu et al., 2015), soit par la localisation de la déformation plastique macroscopique soit par la coalescence de cavités. La figure 4.6 récapitule les différents scénarios envisagés :

- ① rupture par localisation de la déformation sans endommagement. Ce cas de figure n'est possible que sur des matériaux ne contenant pas d'hétérogénéités tels que certains monocristaux et métaux purs.
- ② rupture par localisation de la déformation suivie d'un endommagement (Morgeneyer et Besson, 2011). La rupture est précédée d'une phase de germination et de croissance de vides à l'intérieur de la bande de localisation précédemment initiée.
- ③ rupture par endommagement suivie d'une localisation de la déformation. La germination primaire de cavités amorce l'apparition d'une bande de localisation à un endroit privilégié et provoque la rupture.
- ④ ⑤ rupture uniquement par coalescence des cavités, assimilée à une localisation de la déformation à l'échelle microscopique.

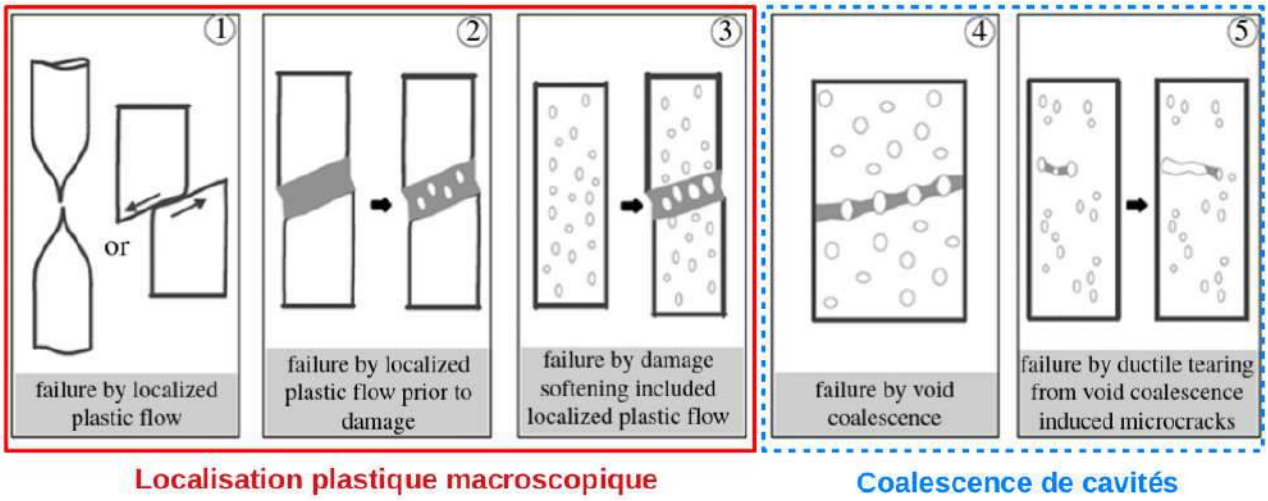
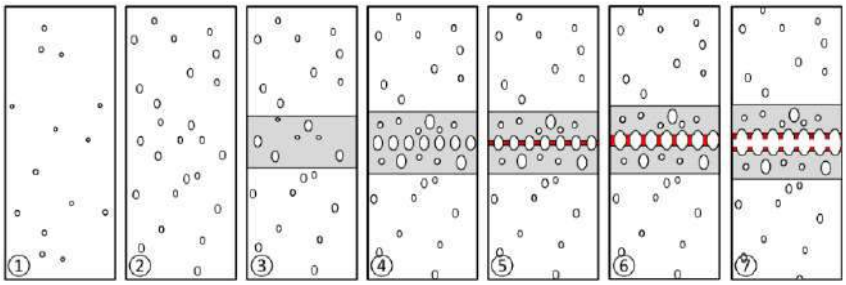


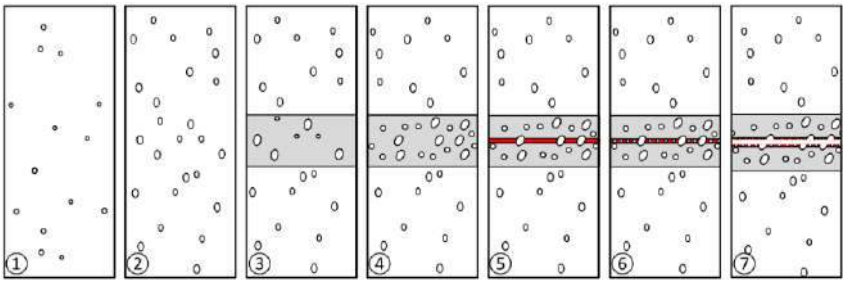
FIGURE 4.6 – Différents scénarios de rupture ductile selon Tekoglu et al. (2015).

Il est également important de préciser que dans le cas du scénario ③ de la figure 4.6 deux sous cas sont envisageables (Mohr et Marcadet, 2015). La subtilité introduite est intrinsèquement liée à la condition d'apparition des cavités dans le matériau. Le cas le plus simple envisagé consiste à n'attribuer qu'une seule famille de cavités formant ainsi un ligament inter-cavités, celui-ci cédant lors de l'apparition de la striction (figure 4.7a). Le second cas envisagé, plus complexe, consiste à attribuer plusieurs familles de précipités responsables de l'origine de cavités de tailles différentes et ainsi amener les plus petites cavités à former des bandes de cisaillement entre les cavités plus volumineuses (figure 4.7b).

Des cupules naissent généralement de la coalescence des cavités formées par la déformation. La striction des ligaments de métal ou leur rupture provoque la coalescence d'autres cavités qui conduit à la rupture finale de la pièce. Généralement la surface de rupture se présente comme une juxtaposition de cupules (figure 4.5a) au fond desquelles se situent un précipité ou une inclusion. La nature et la taille des cupules formées dépendent des cupules de métal qui en sont à l'origine.



(a) Rupture ductile par la formation d'un ligament inter-cavités.



(b) Rupture ductile par bande de cisaillement entre les cavités observé à basse triaxialité.

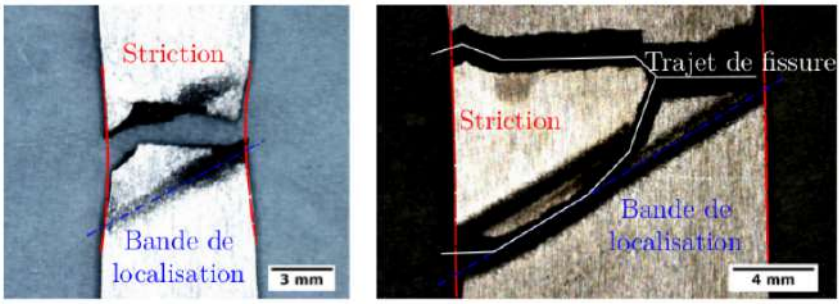
FIGURE 4.7 – Illustration de deux schémas de rupture ductile par coalescence (Mohr et Marcadet, 2015) dans une bande de localisation secondaire microscopique.

Origine de la rupture par instabilité

Cependant dans certaines conditions, plusieurs types d'instabilités peuvent contribuer à la rupture du matériau.

Le premier type d'instabilités concerne les instabilités géométriques qui peuvent être induites par la géométrie de la structure et/ou par les conditions de chargement (exemple du flambage). La figure 4.8a montre d'une part une éprouvette où la géométrie engendre une compétition entre deux modes de rupture. Dans les deux cas, l'un des phénomènes prend le dessus sur l'autre. La seconde géométrie engendre une rupture peu commune en trois morceaux où deux trajets de propagation de fissure se distinguent.

Le second type d'instabilités rencontrées englobe les instabilités microstructurales, dénommées instabilités matériau. Il couvre une large variété de phénomènes comme les bandes de Lüders et le phénomène de Portevin-Le Chatelier. La figure 4.8b montre une rupture inclinée, en biseau, caractéristique de l'apparition du phénomène PLC. En effet, ce phénomène, apparaissant dans une certaine gamme de température et de vitesses de déformation évoquée dans le chapitre précédent, entraine la formation de bandes de localisation et donc une fragilisation du matériau.



(a) Ruptures instables sur acier ML340 à 20°C (Defaisse, 2018).

(b) Rupture en biseau sur Udimet720 à 500°C (Mazière, 2007).

FIGURE 4.8 – Exemples de faciès de rupture obtenus par instabilités géométriques et instabilités matériau.

4.2.2 Phénomènes observés expérimentalement

Aspects macroscopiques

De nombreuses techniques permettent de mesurer l'endommagement en fonction de l'application visée. Des paramètres physiques peuvent être mesurés, comme l'évolution de la résistivité, la microdureté (Mashayekhi et al., 2011) ou l'émission acoustique, afin de caractériser l'évolution de l'endommagement. D'autres méthodes telles que les mesures microstructurales, comme la mesure de la fraction de volume de cavités, la densité de surface de joints de grains rompus, sont des mesures efficaces pour quantifier l'endommagement (Hor, 2011). Des mesures non destructives ont également été développées, comme la tomographie aux rayons X, qui ont donné des informations quantitatives et qualitatives en 3D de l'endommagement (Maire et al., 2008; Landron, 2011). Toutes ces techniques reposent sur l'utilisation d'équipements sophistiqués et paraissent peu adaptables sur des matériaux très ductiles, à haute résistance et à faible adoucissement donc peu endommagés. De plus ces techniques s'avèrent chronophages et difficiles à intégrer directement dans un modèle mécanique.

Le choix de la technique d'observation post-mortem au MEB sur les éprouvettes rompues a été fait dans ce travail. Tout d'abord, les caractéristiques macroscopiques, c'est-à-dire l'observation intermédiaire des faciès de rupture, ont été étudiées afin de rendre compte de la localisation de points initiateurs de la rupture. Des observations microscopiques ont ensuite été effectuées dans l'objectif de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement et d'identifier par spectroscopie à dispersion d'énergie (EDS) d'éventuels précipités associés à la rupture.

Concernant les éprouvettes sur lesquelles une corrélation 2D a été entreprise, il est intéressant de visualiser le champ local de déformation dans l'axe de sollicitation à l'instant précédant la rupture (figure 4.9). L'éprouvette D0 concentre la déformation au centre de la zone utile avec une forme circulaire et ne présente pas de striction prononcée. L'éprouvette D0E, de part sa géométrie, engendre une localisation de la déformation sur le bord des deux entailles avec une zone centrale peu déformée. Quant à l'éprouvette biaxiale (D2F), celle-ci dessine une localisation de la déformation en forme de croix avec une amplitude légèrement plus grande pour l'axe y mais maximale au centre de l'éprouvette. Compte tenu de ces observations et des courbes d'essais présentées dans le chapitre précédent, il n'apparait pas de bande de localisation très marquée après le passage du pic d'effort. La rupture se produit de manière instable avec la propagation extrêmement rapide d'une fissure amenant à la ruine de la pièce. De ce fait, le scénario ④ de rupture présenté sur la figure 4.6 est envisagé à température ambiante.

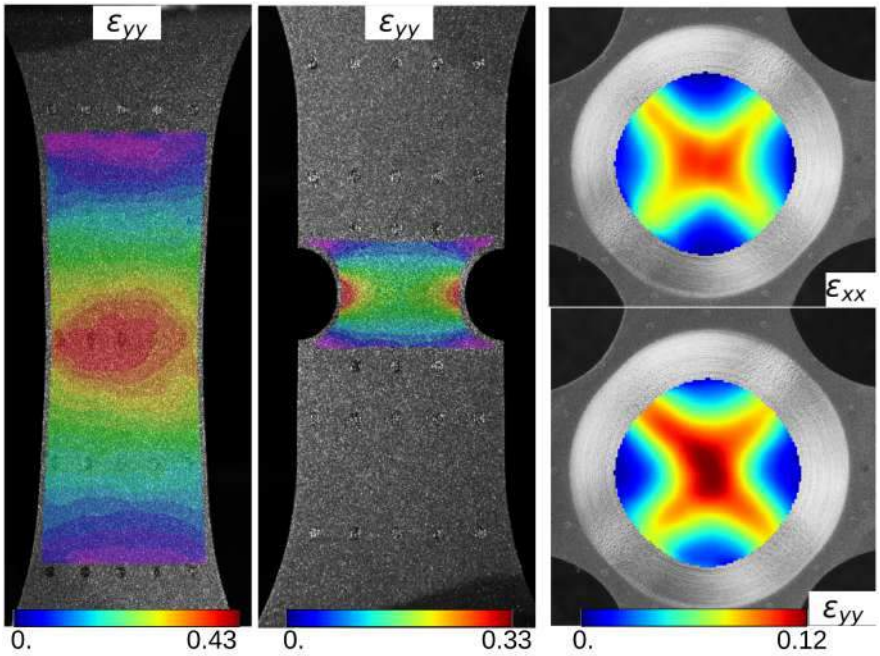


FIGURE 4.9 – Champs locaux de déformation à l'instant juste avant rupture pour les éprouvettes D0-D0E-D2F sollicitées en traction à 20°C obtenus par corrélation d'images.

Les points d'amorçage de fissure de l'ensemble des éprouvettes testé est un facteur important à déterminer pour l'établissement d'un critère de rupture. C'est pourquoi des observations intermédiaires de l'intégralité du faciès de rupture ont été réalisées pour toutes les géométries d'éprouvettes. Il est à noter que l'observation de faciès sur une éprouvette biaxiale est un résultat nouveau qui vient utilement compléter la base expérimentale.

— Pour les géométries uniaxiales, l'observation des faciès permet de privilégier clairement la piste d'un amorçage à cœur. En effet, les faciès sont en forme de "cup-cone" avec une zone centrale plate et des plans inclinés sur les bords. Ce mécanisme de rupture, décrit par Besson et al. (2001), indique que l'amorçage de la fissure est lié à la triaxialité des contraintes développée et maximale à cœur des éprouvettes. Les faciès ne montrent pas d'amorçage en surface qui impliquerait, dans ce cas, un décentrage de la zone centrale avec l'absence de plans inclinés sur le bord extérieur à l'endroit d'amorçage. Dans le cadre de la rupture en cup-cone, la croissance de cavité entraîne l'amorçage d'une fissure au centre de l'éprouvette qui se propage rapidement dans un plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation et orientée vers l'extérieur de l'éprouvette. A rayon donné, qui diffère légèrement en fonction des géométries axi-symétriques, une zone de décharge élastique apparaît au-dessus et en-dessous du plan de fissure. Ainsi plus la zone de fissure avance, plus la zone en pointe de fissure réunit les conditions nécessaires à la formation d'une bande de localisation. En effet, proche du bord de l'éprouvette l'état de contrainte change

et un état de déformation plane dans le sens orthoradial s'instaure causant la bifurcation de la fissure suivant des plans inclinés. Cette couronne formée autour de la zone centrale est constituée de plans inclinés, soit vers le bas soit vers le haut par rapport à la surface observée sur la fractographie, correspondants au plan minimisant l'énergie de propagation de fissure. La rupture en cup-cone est décrite sur la figure 4.11 sur laquelle des observations ont été réalisées à plusieurs endroits sur le faciès ainsi qu'à plusieurs grossissements.

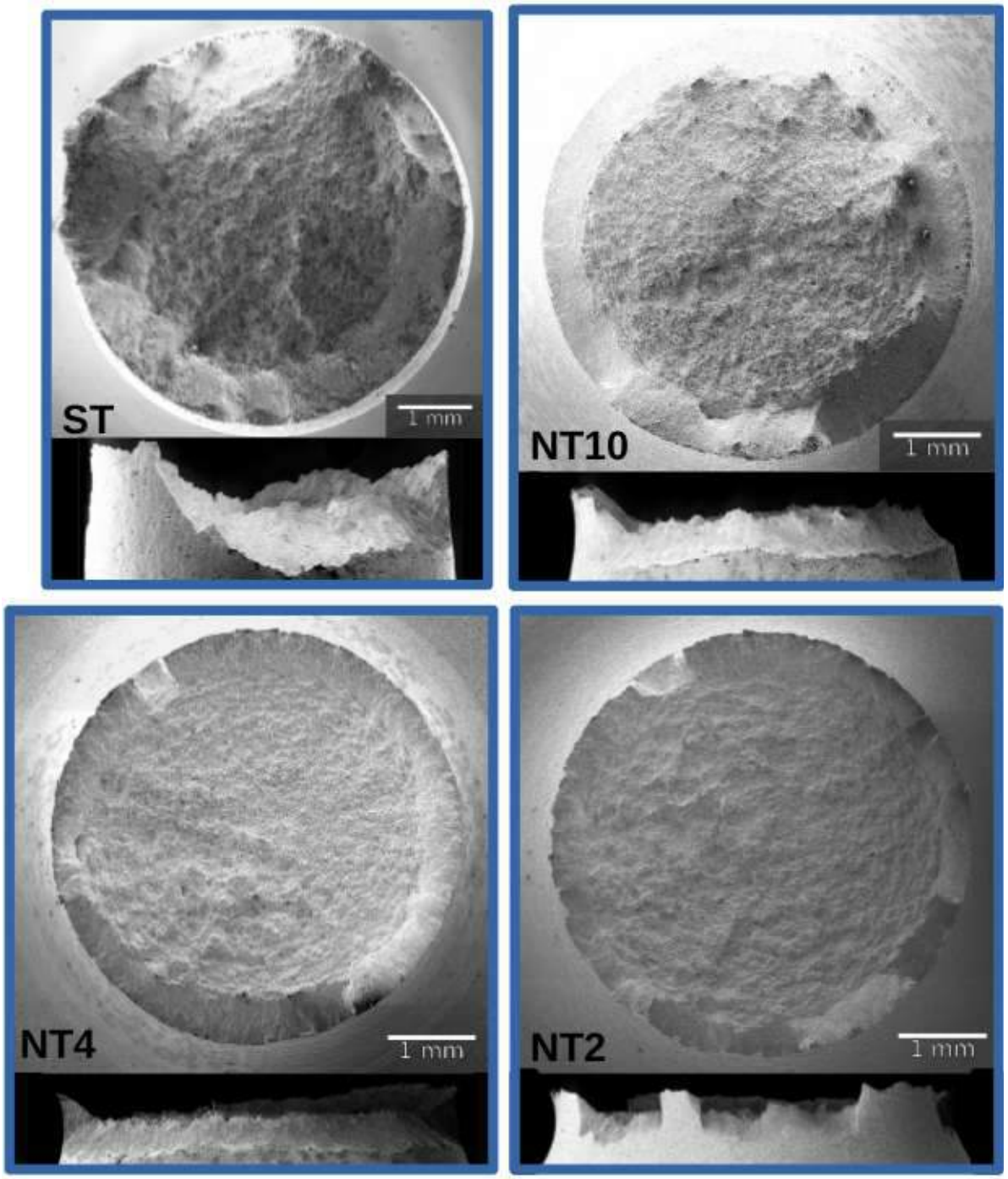


FIGURE 4.10 – Faciès de rupture obtenus par observations MEB sur les éprouvettes axi-symétriques (ST-NT10-NT4-NT2) sollicitées à 20°C.

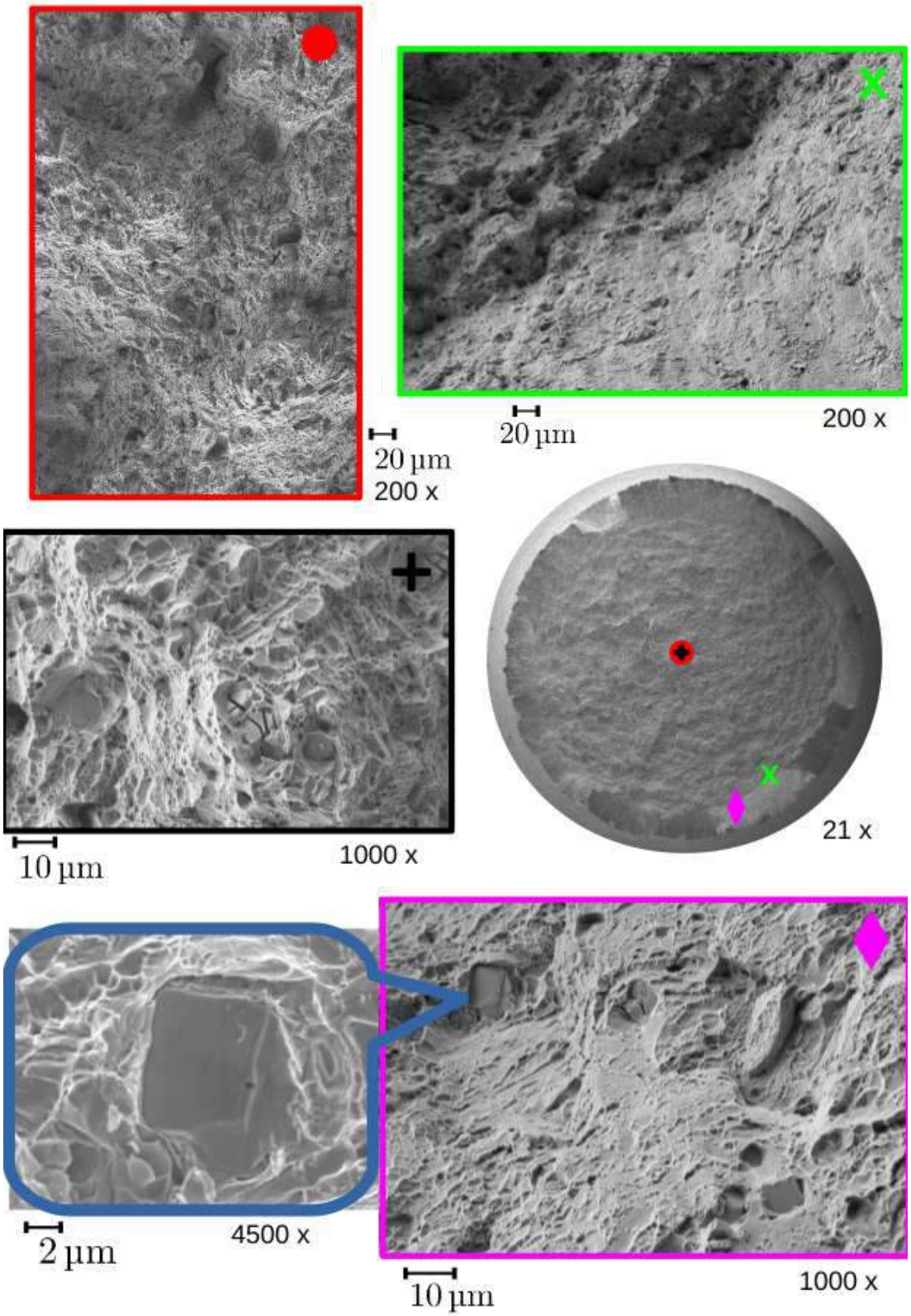


FIGURE 4.11 – Observation d'un faciès de rupture en cup-cone d'une éprouvette NT2 sollicitée à 20°C à différentes positions et à différents agrandissements. Le faciès circulaire comprend : un rond rouge qui renvoie à une observation microscopique (image encadrée en rouge) à l'intérieur de laquelle une croix en noir (image encadrée en noir) est un zoom de cette région ; une croix verte renvoie à une observation microscopique (image encadrée en vert) ; un losange violet qui renvoie à une observation microscopique (image encadrée en violet) dans laquelle un zoom en bleu (image encadrée en bleu) est effectué.

— L'éprouvette plate D0 montre un faciès de rupture similaire à ceux observés pour les éprouvettes axi-symétriques. On distingue une partie centrale rectangulaire plate autour de laquelle des plans inclinés cisaillés apparaissent. Ce faciès indique qu'une fissure s'est propagée du centre vers l'extérieur de l'éprouvette. L'éprouvette D0E montre un faciès légèrement différent. La zone centrale plate est largement réduite et n'est plus de forme rectangulaire. Le faciès indique un point d'amorçage de la rupture sur l'extrémité droite de l'éprouvette avant de propager vers la gauche. Les faciès de ces deux éprouvettes sont exposés sur la figure 4.12.

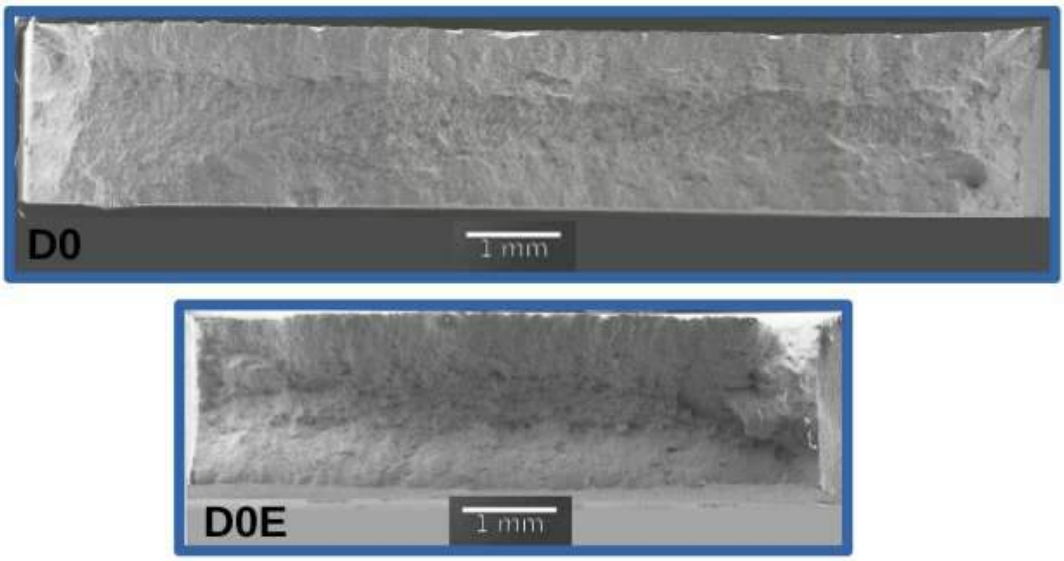


FIGURE 4.12 – Faciès de rupture obtenus par observations MEB sur les éprouvettes plates (D0 et D0E) sollicitées à 20°C.

— Les géométries en déformation plane (DP et DP6) indiquent une rupture très similaire à celle observée sur l'éprouvette D0. Une différence apparaît néanmoins sur la surface de la zone rectangulaire, largement plus grande pour l'éprouvette plane entaillée (DP6). Les faciès sont montrés sur la partie gauche de l'image 4.13.

— Pour la géométrie en croix sollicitée en équi-bitraction, D2F, l'éprouvette a rompu suivant un des deux plans orientés à 45°C par rapport aux axes de sollicitation, en adéquation avec les champs locaux obtenus par corrélation d'image de la figure 4.9. L'observation du faciès (figure 4.13) indique, comme pour les éprouvettes uniaxiales, une alternance de plans inclinés à la différence que la surface horizontale de propagation de fissure se réduit. En effet, il semblerait que ce plan soit réduit à une ligne au centre de l'éprouvette pour s'élargir vers les bords de l'éprouvette. Ceci s'explique par le fait que la zone centrale de l'éprouvette a une section extrêmement fine (1 mm).

— Enfin la dernière géométrie en croix testée, D3FX, a été sollicitée pour un rapport de vitesse de déplacement, $\kappa = -0.7$. Ainsi une traction est imposée suivant un axe de la machine tandis qu'une compression est imposée suivant le second axe. L'initiation de la rupture se produit suivant l'axe vertical de l'image 4.14. Les faciès sont complètement plats et cisaillés sur toute leur largeur.

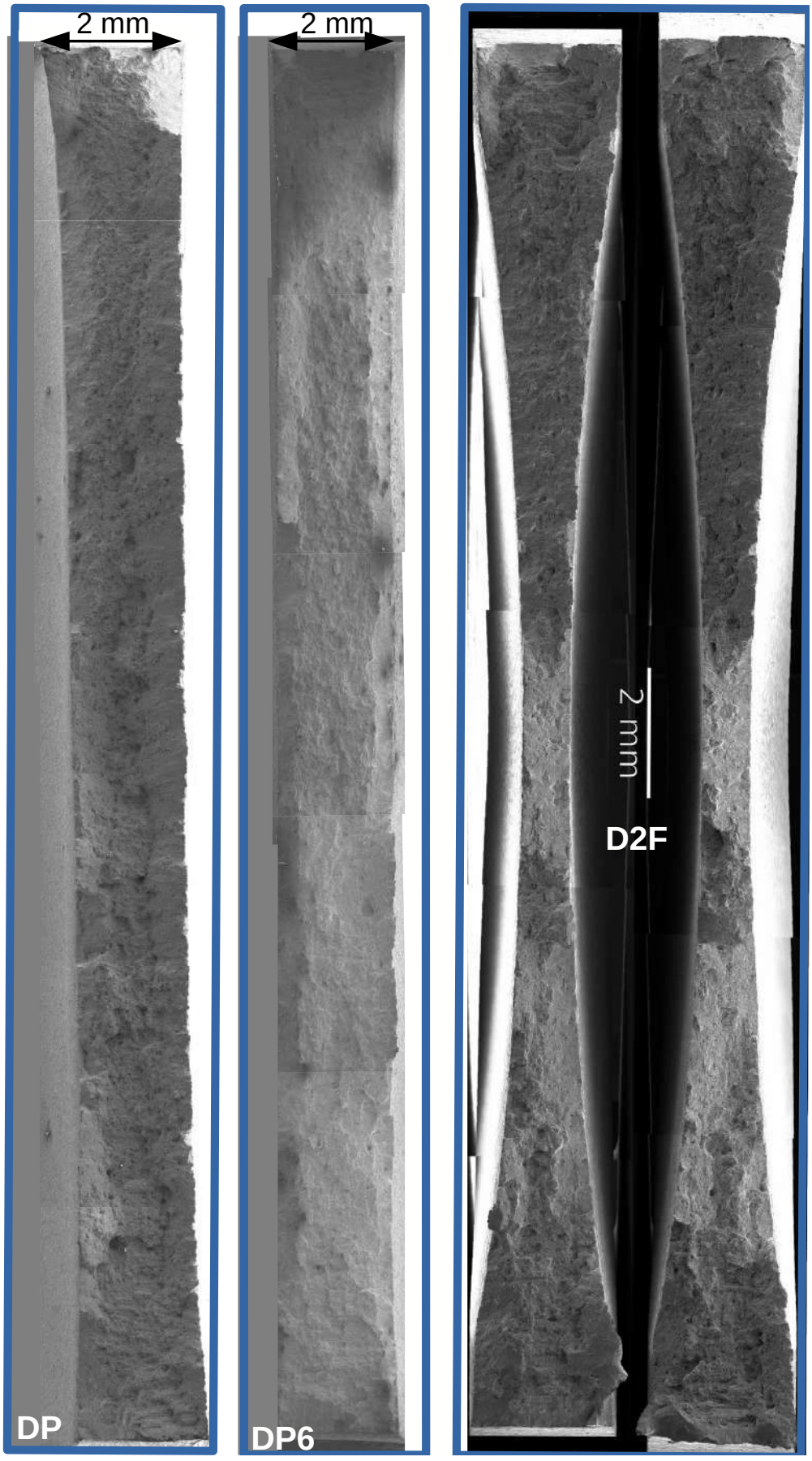


FIGURE 4.13 – Faciès de rupture obtenus par observations MEB sur les éprouvettes DP-DP6-D2F sollicitées à 20°C.

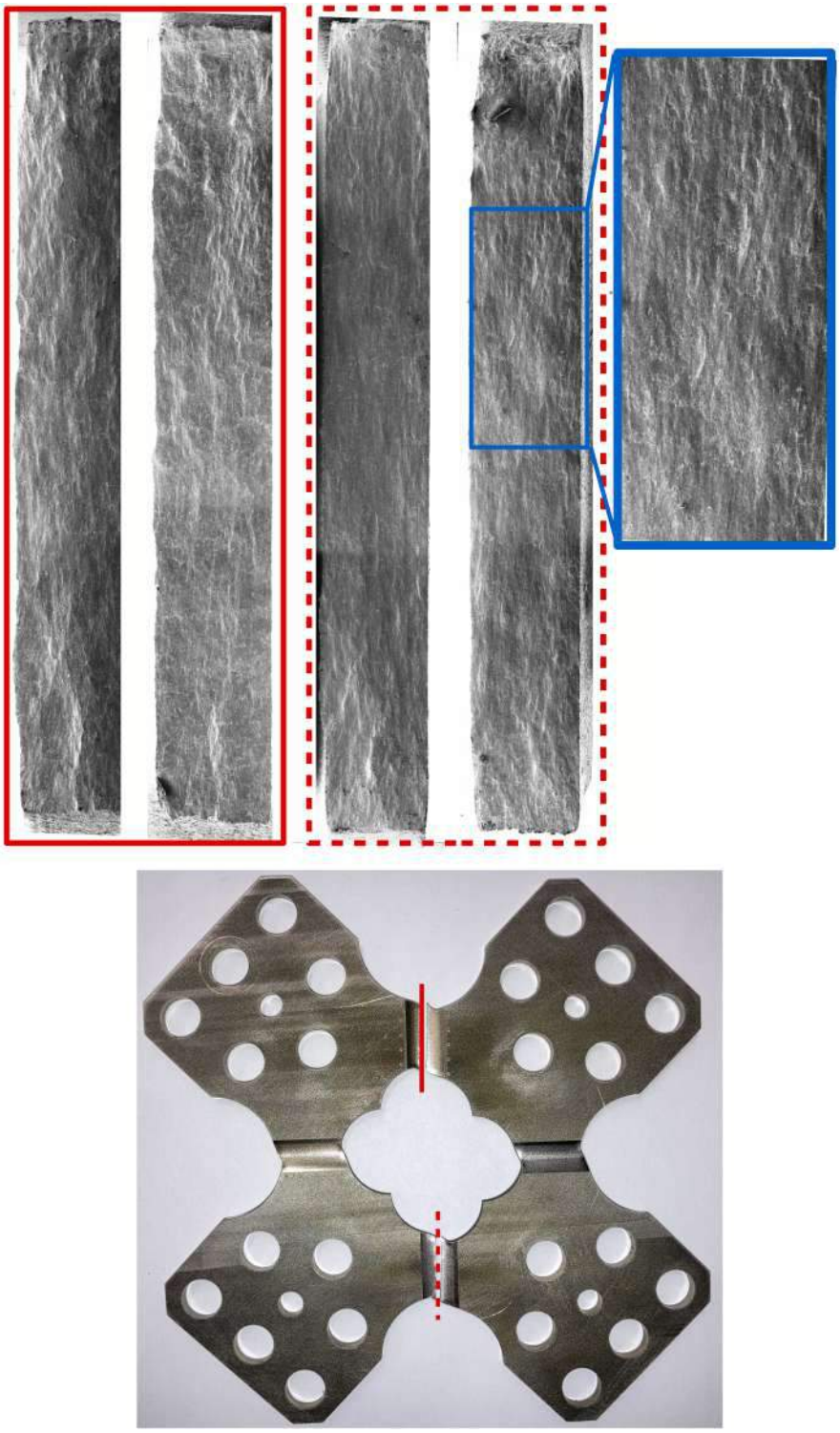
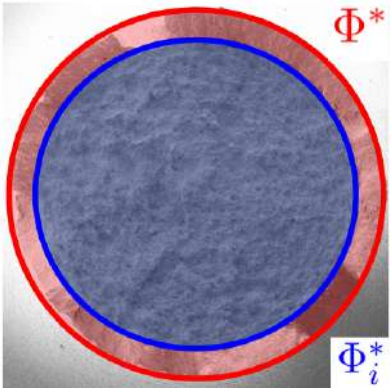


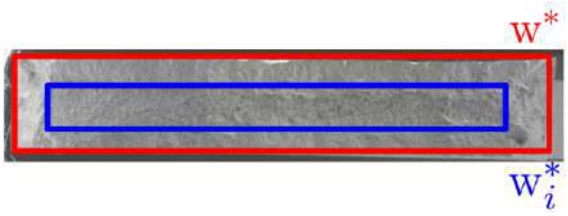
FIGURE 4.14 – Faciès de rupture obtenus par observations MEB sur l'éprouvette D3FX sollicitée à 20°C avec un rapport de vitesse de déplacement $\kappa = -0.7$. Le rectangle en trait plein correspond à l'observation des deux faces du trait plein représenté sur l'éprouvette et le rectangle en traits pointillés correspond à l'observation des deux faces du trait en pointillés représenté sur l'éprouvette. Enfin le rectangle bleu est un zoom d'un faciès.

Quantification des paramètres macroscopiques

Après avoir défini, comme le montrent les figures 4.15a et 4.15b, la surface de la zone plate Φ_i^* (éprouvette axi-symétriques) ou w*(éprouvette plates) et la surface extérieure Φ^* ou w_i^* à l'instant de la rupture, on peut déterminer le rapport de Φ_i^*/Φ^* ou w_i^*/ w^*.



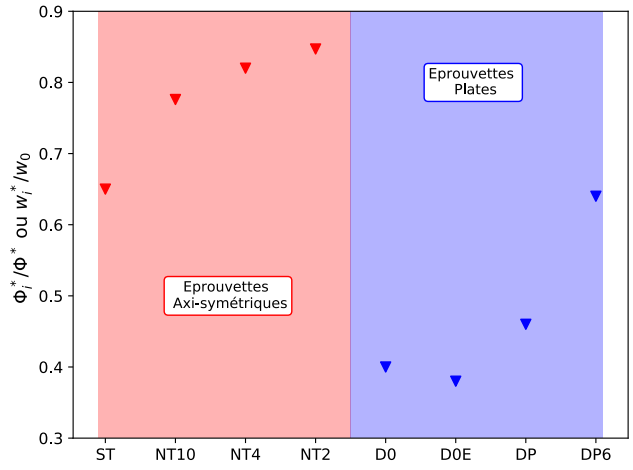
(a) Éprouvette axi-symétrique : Φ^* et Φ_i^*



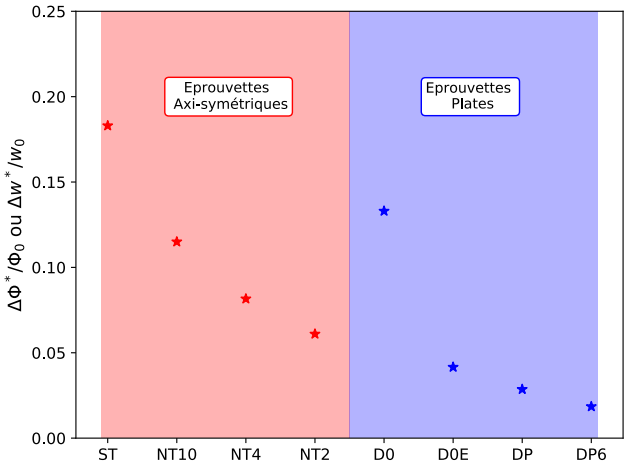
(b) Éprouvette plate : w^* et w_i^*

FIGURE 4.15 – Définition du plan horizontal et de la totalité de la surface de l'éprouvette à l'instant de la rupture.

Ce rapport, tracé sur la figure 4.16a qui traduit la surface que parcourt la fissure dans le plan horizontal, diffère en fonction des géométries sollicitées. Il varie de 65% à 85% pour les éprouvettes axi-symétriques (ST-NT), de 38% à 41% pour les éprouvettes plates (D0-D0E) et de 45% à 65% pour les éprouvettes planes (DP-DP6). Ainsi dans le cas de l'éprouvette NT2, la fissure parcourt 85% de la surface dans le plan horizontal perpendiculaire à la direction de chargement avant de bifurquer. Ainsi une forte triaxialité, caractéristique d'un endommagement par croissance de cavités, implique un faciès plat le plus étendu possible. Au contraire, une faible triaxialité se caractérise par une rupture en cisaillement impliquant alors des plans inclinés de localisation plus étendus.



(a) Rapports des diamètres mesurés à partir des faciès de rupture.



(b) Réduction diamétrale par rapport au diamètre initial à l'instant de la rupture.

FIGURE 4.16 – Domaine de propagation de la fissure dans la zone centrale et réduction diamétrale en fonction des géométries d'éprouvette de la base de données.

Par ailleurs, on remarque que la déformation transverse tracée sur la figure 4.16b à l'instant de rupture par rapport à l'instant initial décroit pour les géométries axi-symétriques lorsque l'entaille de l'éprouvette est davantage prononcée. Ce résultat est similaire pour les deux autres types de géométries,

plates et en déformation plane. On s'aperçoit de plus que ces dernières géométries, en déformation plane, admettent les plus faibles déformations transverses à rupture. Cet état local de sollicitation entraîne une rupture précoce du matériau et constitue une géométrie essentielle à considérer dans la mise en place du critère de rupture.

Aspects microscopiques

Les traces laissées par l'endommagement sur les faciès de rupture, les cupules, sont le fruit de la présence antérieure de cavités qui ont germé à partir d'inclusions et sont observées par des observations microscopiques au MEB. La figure 4.17 montre une cartographie réalisée sur le centre d'une éprouvette de déformation plane. On distingue majoritairement deux tailles de populations de cupules. Les plus grandes cupules sont interprétées comme étant les premières cupules apparaissant lors de la première phase d'endommagement suivie de cupules secondaires germinant dans un second temps autour de plus grosses cupules. Cette observation peut être mieux appréciée sur la figure 4.18. Concernant les éprouvettes axi-symétriques, il est intéressant de vérifier pour chaque géométrie entaillée si la taille de cupules au centre de l'éprouvette varie. La figure 4.19 expose, pour différents grossissements, la zone centrale de chaque éprouvette entaillée. Même si les différences n'apparaissent pas nettement, une tendance se dessine. La taille des cupules secondaires semble légèrement plus grande pour l'éprouvette présentant une triaxialité plus importante (NT2) que pour l'éprouvette à plus faible triaxialité (NT10). A titre de comparaison ce phénomène est clairement mis en évidence sur l'étude d'un acier de pipeline Tanguy et al. (2008).

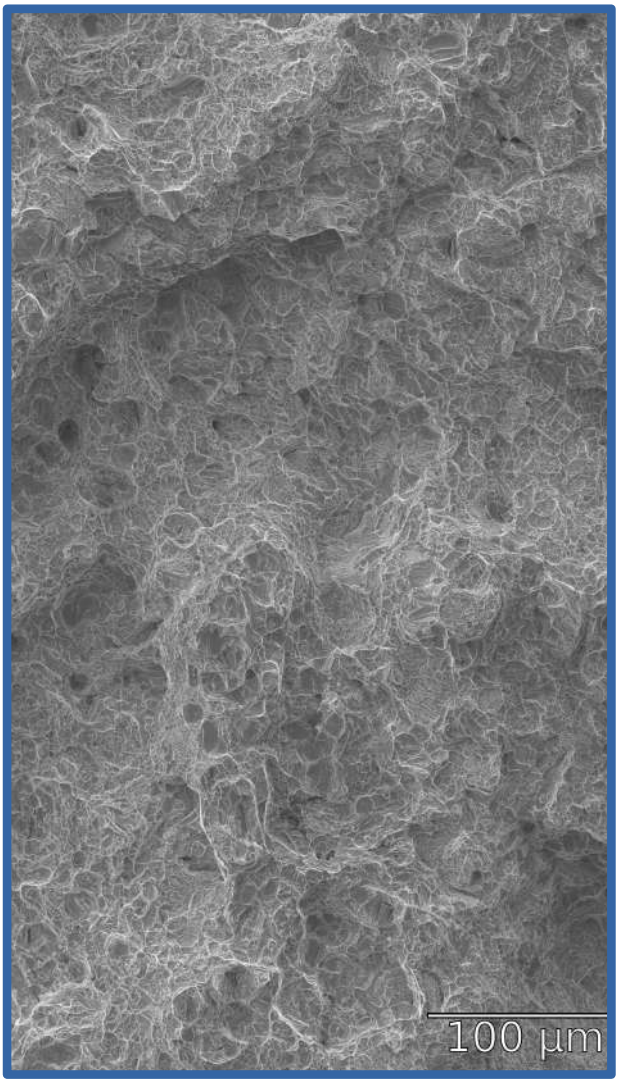


FIGURE 4.17 – Zoom sur le faciès de rupture obtenu par observations MEB sur l'éprouvette DP6 sollicitée à 20°C.

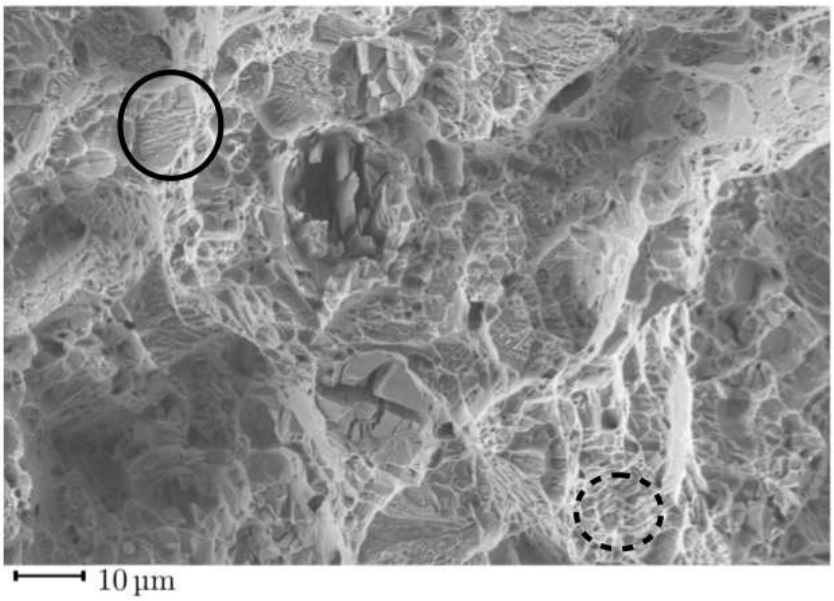


FIGURE 4.18 – Faciès de rupture de l'éprouvette DP6 sollicitées à 20°C. Observations de deux tailles de cupules avec au centre deux précipités complètement détruits. une grande cupule est entourée en trait plein et de petites cupules sont entourés en traits pointillés.

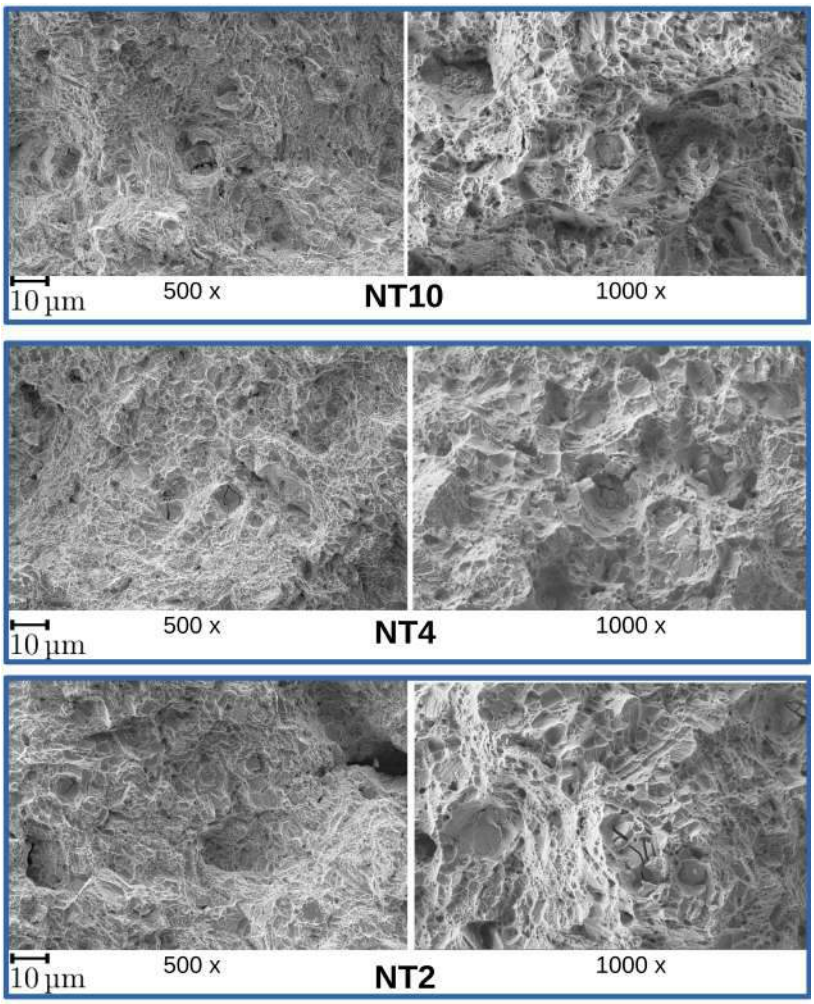
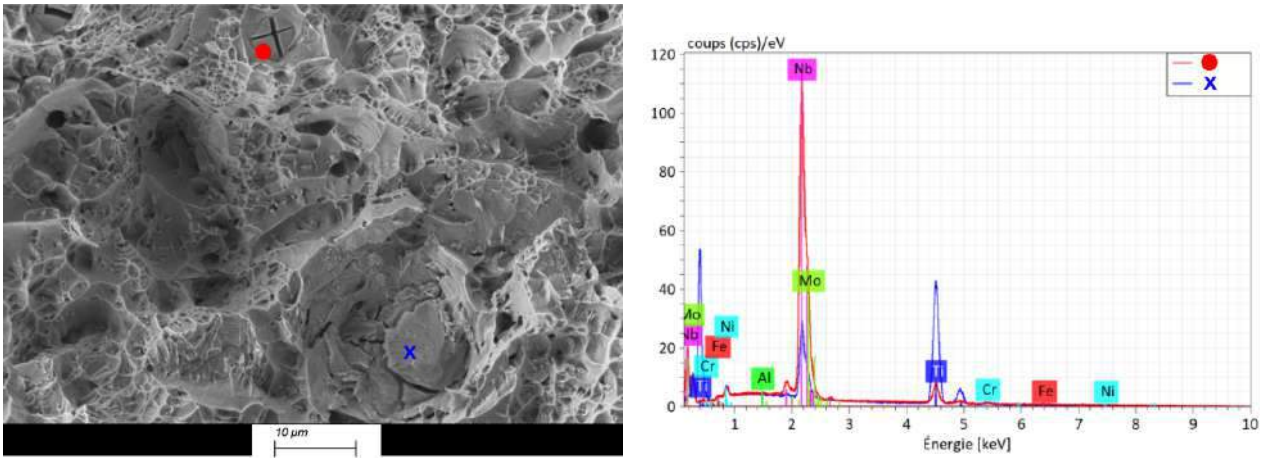


FIGURE 4.19 – Taille de cupules dans la zone centrale pour les éprouvettes axi-symétriques entaillées NT10-NT4-NT2.

Il est intéressant d'identifier clairement les différents précipités complètement rompus que l'on observe sur l'ensemble des clichés à fort grossissement. Des pointages chimiques via EDS ont été réalisés à plusieurs reprises (figure 4.20a). Deux familles de précipités sont identifiées, celle contenant majoritairement du Niobium, les carbures de Niobium, et celle contenant majoritairement du Titane, nitrures de Titane (voir figure 4.20b). Ces précipités, de l'ordre d'une dizaine de micromètres, sont distribués de manière aléatoire dans la matrice lors de la fabrication de l'alliage. Lors de la rupture, la surface extérieure de ces précipités reste en contact avec la matrice pour se rompre de l'intérieur. La composition chimique exacte de ces deux précipités est détaillée dans les tableaux 4.1 et 4.2.



(a) Observations microscopiques d'une région centrale.

(b) Analyse EDS de deux pointages.

FIGURE 4.20 – Observations et analyse chimique sur des carbures et nitrures complètement détruits.

Wt	Ni	Fe	Cr	**Nb**	Mo	Ti	Al	C
[%]	2.1	0.9	2.1	**74.4**	2.8	17.5	0.2	-

TABLE 4.1 – Composition atomique du pointage rouge, symbolisé par un cercle, effectué par EDS sur la figure 4.20a.

Wt	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	**Ti**	Al	C
[%]	2.7	1.0	1.3	11.3	0.3	**83.3**	-	-

TABLE 4.2 – Composition atomique du pointage bleu, symbolisé par une croix, effectué par EDS sur la figure 4.20a.

L'ensemble des informations obtenues oriente le choix du modèle de rupture. Les observations permettent d'identifier le schéma de rupture ductile par germination, croissance et coalescence de cavités suivies d'une propagation extrêmement rapide de la fissure sur un plan horizontal. Deux types de précipités, carbures et nitrures, sont retrouvés sur l'ensemble des faciès de rupture complètement rompus avec une taille importante en comparaison avec les cupules du voisinage. Aucune éprouvette sollicitée à température ambiante n'a montré de bande dans laquelle la déformation plastique se localise juste avant la rupture. La matière rompt de manière brutale quelle que soit la géométrie de l'éprouvette. Pour ces raisons un critère de rupture découplé de la loi de comportement est appliqué sur l'ensemble des éprouvettes précédemment décrites.

4.3 Proposition et validation du choix du modèle à 20°C

L'objet de cette partie est de construire un critère de rupture, retranscrit au travers d'une fonction d'endommagement, qui permette de prédire la rupture expérimentale de l'ensemble des éprouvettes de la base expérimentale. Ce critère doit ainsi *in fine* rendre compte de la rupture non seulement des éprouvettes testées sur une machine uniaxiale mais également des éprouvettes testées sur une machine biaxiale pour des taux de triaxialité et de paramètres de Lode différents.

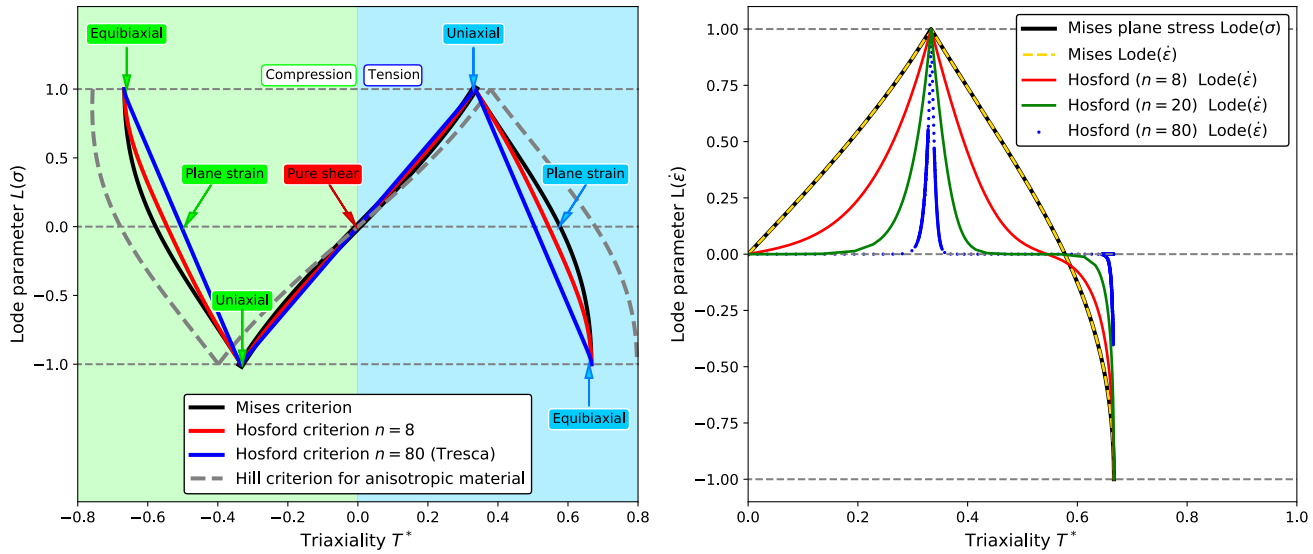
4.3.1 Choix du critère multiaxial

Plusieurs formes de critères, proposées dans la section 4.1.2, ont été décrites dans la littérature et ne permettent pas de répondre entièrement à la problématique de l'étude. Toutefois avant de définir plus précisément la forme de la fonction d'endommagement, W, il convient de montrer l'importance de la définition des variables qui interviennent dans cette fonction, la triaxialité et le paramètre de Lode. En effet, la plupart des modèles ne prend pas en compte l'influence du critère de plasticité sur la triaxialité et donc sur la cohérence de son évaluation. La figure 4.21a montre l'effet du critère de plasticité choisi sur l'état de sollicitation local en contrainte plane qui diffère en fonction de la contrainte effective associée au critère de plasticité choisi.

Cette illustration permet de définir une triaxialité modifiée, T^*, dépendant du critère de plasticité du matériau $\bar{\sigma}_{eq}$, à déterminer afin de calibrer de manière pertinente la fonction d'endommagement :

$$T^* = \frac{\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}}{3\bar{\sigma}_{eq}}, \quad \bar{\sigma}_{eq} = \left(\frac{1}{2}\left(|\sigma_I - \sigma_{II}|^n + |\sigma_{II} - \sigma_{III}|^n + |\sigma_{III} - \sigma_I|^n\right)\right)^{1/n} \tag{4.8}$$

Dans le cas de l'identification de la loi de comportement menée au chapitre précédent, le critère de plasticité décrivant le mieux le matériau étudié est celui d'Hosford avec un paramètre de puissance n égal à 8. Par ailleurs, la figure 4.21a montre que la réponse du matériau décrit par des critères isotropes (Mises-Hosford-Tresca) est identique, comme cela était attendu, pour les états locaux de traction, de cisaillement et de bi-traction. Ce résultat s'explique par le fait que la réponse de la surface de charge de ces trois critères est identique pour ces sollicitations spécifiques. Par contre, dans le cas d'un critère anisotrope identifié sur le matériau Zircaloy-4 (Le Saux et al., 2008) cette constatation n'est plus vraie.



(a) Valeur de la triaxialité modifiée, T^*, en fonction du critère de plasticité.

(b) Valeur du paramètre de Lode modifié, L^*, exprimé en vitesse de déformation plastique en fonction du critère de plasticité.

FIGURE 4.21 – Comparaison pour différents critères de plasticité de la réponse d'un matériau en contrainte plane avec une nouvelle définition de la triaxialité T^* et du paramètre de Lode L^* .

Le paramètre de Lode dans la modélisation de la rupture ductile est lié au fait que la localisation de la déformation et de l'endommagement est grandement favorisée dans le cas où une valeur propre de la déformation est nulle, correspondant au cas d'un état de déformation plane généralisé. L'ajout de ce paramètre dans la fonction d'endommagement permet de rendre compte des bandes de localisation très fines dans le matériau, en particulier si des modèles de plasticité sans dommage sont utilisés Rice (1976). Le paramètre de Lode, généralement défini en fonction du tenseur des contraintes (Bai et Wierzbicki, 2008) (voir chapitre 1), n'a de sens que si le matériau d'étude suit un critère de plasticité impliquant dans ce cas $L(\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}) = L^*(\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}_p)$. Cependant dans le cadre de l'utilisation d'autres critères de plasticité cette relation ne reste plus valable. Pour le démontrer, des simulations sur un élément de volume, $c2d8r$, faisant évoluer le rapport de déplacement imposé à l'élément ont été réalisées. Le cadre des contraintes planes est adopté en imposant un déplacement nul suivant une direction z, une traction suivant x et un chargement suivant y balayant de la compression à la traction. Afin d'avoir une bonne discrétisation de l'état de contrainte en fonction des critères de plasticité utilisés, 200 calculs éléments finis ont été réalisés. Ainsi l'on montre sur la figure 4.21b que si l'égalité $L(\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}) = L^*(\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}_p)$ est vérifiée pour Mises, elle ne l'est plus pour les autres critères de plasticité. Plus l'exposant du critère de plasticité d'Hosford tend vers ∞, plus l'état de sollicitation tend vers un état de déformation plane, avec deux pics de Dirac en traction et en bi-traction. Ces résultats s'expliquent par la surface de charge, de forme hexagonale, qui a toujours une composante du tenseur des déformations nulle. A noter que le tenseur de la vitesse de déformation plastique est obtenu à partir de la règle de normalité. L^* reste donc une fonction dépendante de l'état de contrainte. On définit par la suite, L^* de la manière suivante :

$$L^*(\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}_p) = -3\frac{\dot{p}_2}{\dot{p}_1 - \dot{p}_3} \tag{4.9}$$

où $\dot{p}_1 \geq \dot{p}_2 \geq \dot{p}_3$ sont les valeurs propres de la dérivée du tenseur de la déformation plastique par rapport au temps.

Il est donc proposé d'utiliser, comme Morgeneyer et Besson (2011); Defaisse et al. (2018); Zouari et al. (2021), une formulation additive pour la fonction d'endommagement tel que $W^*(T^*, L^*) = f(T^*) + g(L^*)$. Cette forme, purement phénoménologique, distingue l'endommagement lié la croissance de cavités au cours du trajet de chargement de l'endommagement accentué par la germination de cavités. La fonction d'endommagement proposée est construite de telle manière à tenir compte de chargements à la fois en traction et en bi-traction qui sont exposés dans le tableau 4.3 :

	ST	NT10	NT4	NT2	D0	D0E	DP	DP6	D2F
p	0.46	0.25	0.14	0.06	0.44	0.38	0.30	0.15	0.22
T^*	0.51	0.78	1.01	1.42	0.45	0.53	0.53	0.92	0.67
L^*	1.	1.	1.	1.	0.34	0.57	0.02	0.02	-1

TABLE 4.3 – Déformation plastique, triaxialité et paramètre de Lode évalués numériquement à l'endroit de rupture expérimentale.

La fonction d'endommagement proposée est de la forme suivante :

$$W^*(T^*, L^*) = \mathbf{A}\exp(\mathbf{B}\,T^*) + \mathbf{E}\left[\mathbf{C}\left(1 - |L^*|^{\mathbf{D}}\right) + (1-\mathbf{C})\left(1 - \text{sign}\,(L^*)|L^*|^{\mathbf{D}}\right)\right] + \mathbf{W}_0 \tag{4.10}$$

où $\mathbf{A}$, $\mathbf{B}$, $\mathbf{C}$, $\mathbf{D}$, $\mathbf{E}$ et $\mathbf{W}_0$ sont les paramètres du modèle à identifier et $\text{sign}\,(L^*) = -1$ lorsque $L^* < 0$ et $\text{sign}\,(L^*) = +1$ lorsque $L^* > 0$.

Le choix de ces termes est motivé de la manière suivante :

— cas où $L^* = 1$: $W^*(T^*, L^*) = \mathbf{A}\exp(\mathbf{B}\,T^*) + \mathbf{W}_0$. Ce terme, de type Rice et Tracey (1969), permet de retranscrire les essais axi-symétriques qui montrent une diminution de la déformation à rupture avec l'augmentation de la triaxialité même si les faciès ne montrent pas d'impact significatif de la triaxialité sur la croissance des cavités.

— cas où $L^* = 0$: $W^*(T^*, L^*) = \mathbf{A}\exp(\mathbf{B}\,T^*) + \mathbf{W}_0 + \mathbf{E}$. Ce nouveau terme, construit de manière à ne jouer un rôle que lorsque $L \neq \pm 1$, permet de retranscrire les essais en déformation plane qui montrent une diminution de la déformation à rupture par rapport aux essais en traction unixiale. L'ajout de ce terme permet par conséquent d'augmenter l'endommagement pour les états locaux en déformation plane.
— cas où $L^* = -1$: $W^*(T^*, L^*) = \mathbf{A}\exp(\mathbf{B}\,T^*) + \mathbf{W}_0 + 2\mathbf{E}(1 - \mathbf{C})$. L'ajout de ce dernier terme permet d'avoir une fonction d'endommagement valable pour les essais en bi-traction avec comme seul paramètre $\mathbf{E}$ à identifier.

Ces cas limites permettent de se rendre compte rapidement que la fonction d'endommagement est construite pour être plus dégradante pour les chargements en équi-bitraction, $L^* = -1$, que pour les chargements en traction unixiale $L^* = 1$. En effet, $2\mathbf{E}(1 - \mathbf{C}) > 0$.

Dans le cas d'un matériau dont l'endommagement serait plus important pour les chargements en $L^* = 1$ que pour $L^* = -1$, la nouvelle fonction proposée pourrait être la suivante. On trouve ainsi $L^* = -1 < L^* = 0 < L^* = 1$, soit respectivement $W^* = 0 < \mathbf{E} < 2\mathbf{E}(1 - \mathbf{C})$.

$$W^*(T^*, L^*) = \boldsymbol{A}\exp(\boldsymbol{B}\,T^*) + \boldsymbol{E}\left[\boldsymbol{C}\left(1 - |L^*|^{\boldsymbol{D}}\right) + (1 - \boldsymbol{C})\left(1+\text{sign}\,(L^*)|L^*|^{\boldsymbol{D}}\right)\right] + \boldsymbol{W}_0 \tag{4.11}$$

4.3.2 Identification des paramètres du critère

La méthode d'optimisation de Levenberg (1944) et Marquardt (1963), déjà utilisée pour identifier les paramètres de la loi de comportement, a été mise en oeuvre afin de trouver l'ensemble des paramètres décrits plus haut. Pour ce faire, les simulations éléments finis de chacune des géométries d'éprouvettes ont été manuellement arrêtées aux niveaux de déformation transverse à rupture expérimentale. L'optimisation des coefficients a ensuite été exécutée à partir du calcul par un post-processing. L'ensemble des éprouvettes a été optimisé en même temps et la fonction d'endommagement est intégrée sur la plage de la déformation plastique :

$$D^*(t) = \int_0^{p(t)} W^*(T, L)dp \tag{4.12}$$

L'objectif est d'obtenir une valeur de la fonction d'endommagement pour chaque éprouvette, i, à l'instant de rupture expérimental, égale à $D^* = 1$. On définit la fonction coût suivante à minimiser :

$$\xi = \sum_{i=1}^{N} [\max(D_i^*) - 1]^2 \tag{4.13}$$

où $\max(D^*) = 1$ correspond à la rupture de l'éprouvette.

Les paramètres obtenus par la méthode d'optimisation sont donnés dans le tableau 4.4. Compte tenu des déformations à rupture de chaque géométrie (voir figure 4.16b), on peut vérifier la cohérence des valeurs obtenues. En effet, la fonction W^* doit être plus endommageante dans le cas des éprouvettes en déformation plane (déformation à rupture transverse la plus faible), que pour l'éprouvette en bi-traction, que pour les éprouvettes en traction uniaxiale (déformation à rupture transverse la plus grande). Ceci amène à vérifier la relation suivante $\mathbf{E} \geq 2\mathbf{E}(1 - \mathbf{C}) \geq 0 \Rightarrow C > 1/2$.

Paramètres	A	B	C	D	E	W_0
Valeurs	0.38	2.61	0.67	0.50	1.70	1.09

TABLE 4.4 – Valeurs des paramètres résultant de l'identification de la fonction d'endommagement.

Une méthode d'optimisation séquencée a d'abord été réalisée permettant d'identifier en plusieurs temps l'ensemble des paramètres. Les paramètres $\mathbf{A}$, $\mathbf{B}$ et $\mathbf{W}_0$ sur les éprouvettes axi-symétriques, puis

E, pour les éprouvettes en déformation plane et enfin **D** et **C** pour les éprouvettes plates et biaxiale. Cette méthode a montré une bonne prédiction de la rupture pour les éprouvettes axi-symétriques mais une prédiction grandement surestimée pour les éprouvettes plates. Un second choix d'optimisation a donc été effectué.

L'optimisation a finalement été menée en une seule fois sur les paramètres, **A**, **B**, **E**, $\mathbf{W}_0$. Le paramètre **C** est d'abord fixé à 1 pour annuler le terme portant sur le chargement biaxial et le paramètre **D**, ne jouant un rôle que sur les éprouvettes plates D0 et D0E, est fixé à 0.5 dans le but d'augmenter la fonction d'endommagement pour ces éprouvettes. Par ailleurs, il peut être montré que la valeur de ce paramètre, **D**, combinée aux valeurs de **A** et **B**, permet de changer l'emplacement du maximum de D^*. Plus **D** est grand plus l'endommagement se décale légitimement vers le bord de l'extérieur de l'éprouvette axi-symétrique où le paramètre de Lode diminue. Ces paramètres sont grandement interdépendants en raison de la multitude de chargements à représenter. Un compromis entre les éprouvettes axi-symétriques et les éprouvettes plates a ainsi pu être obtenu. Enfin, le paramètre **C** est déterminé sans optimisation, directement sur l'éprouvette biaxiale en veillant à modifier **E** pour conserver une valeur constante **EC** du terme de déformation plane.

Une fois les paramètres identifiés, l'ensemble des calculs éléments finis sont relancés avec un critère d'arrêt. Ce critère est déclenché lorsque la valeur de la fonction d'endommagement, D^*, dans la zone d'intérêt de l'éprouvette est égale à 1. Le calcul de cet indicateur dans la simulation n'est réalisé qu'à partir de 70% de la déformation transverse à rupture expérimentale de l'éprouvette afin d'optimiser le temps de calcul. Les résultats sont synthétisés sur l'image 4.22 dans laquelle le résultat de la simulation jusqu'au critère d'arrêt ($D^* = 1$) est comparé avec le point correspondant à la rupture expérimentale pour chaque éprouvette sur la courbe contrainte vs. déformation transverse. Les résultats montrent que le modèle d'endommagement permet de bien représenter la rupture expérimentale de l'ensemble des éprouvettes. Toutefois on remarque que la rupture des éprouvettes en déformation plane est mieux prédite par le modèle que celle des éprouvettes axi-symétriques, légèrement surestimée. L'ajout du terme avec le sign (L^*) dans la fonction W^*, relatif au chargement biaxial, est important puisque sa prise en compte permet de prédire exactement la déformation longitudinale à rupture. En effet, si ce terme avait été négligé la déformation à rupture de l'éprouvette se serait produite au niveau de la flèche de couleur orange en pointillés sur la figure 4.22.

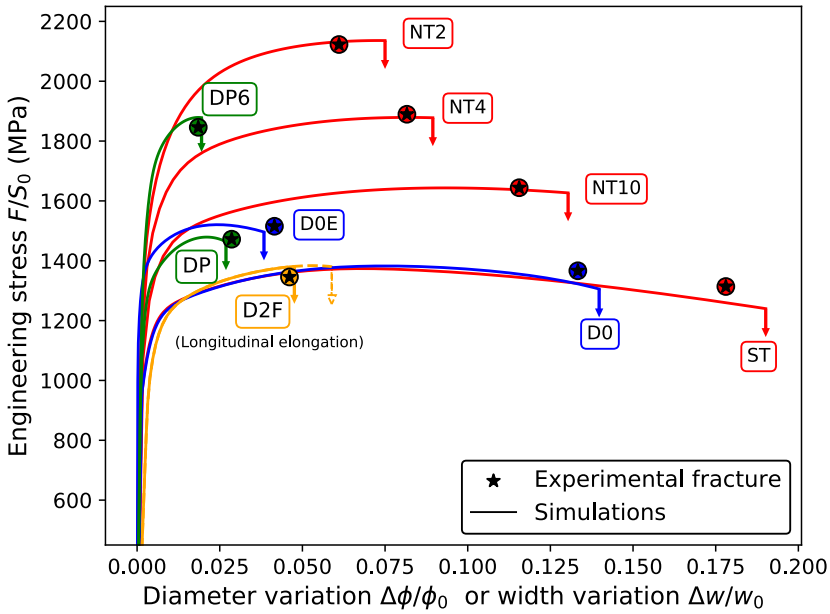


FIGURE 4.22 – Comparaison des courbes contrainte ingénieur - variation diamétrale ou variation d'épaisseur pour toutes les géométries de la base de données. Pour l'éprouvette D2F, la déformation longitudinale est tracée en abscisse. Les points de couleur noire avec une croix correspondent à la rupture expérimentale alors que les courbes lisses représentent le résultat de la simulation éléments finis menée jusqu'à ce que le critère de rupture, D^*, atteigne la valeur de 1. Cet instant est représenté par les flèches.

Une fois cette étape de calibration cruciale réalisée, il est important de comparer l'emplacement des amorces de rupture expérimentales au maximum d'indicateur d'endommagement. On propose ici de comparer les positions des points d'amorçages observés aux emplacements simulés sur les figures 4.23, 4.24 et 4.25.

— L'ensemble des éprouvettes axi-symétriques, ST et NT, présente un indicateur d'endommagement maximal au centre. En effet, pour ces éprouvettes, la géométrie développe une distribution de l'état de contrainte qui implique que le paramètre de Lode diminue très légèrement vers la surface de l'éprouvette. Ainsi l'endommagement généré par la germination de cavités ne doit pas excéder l'endommagement à cœur d'éprouvette piloté par la croissance de cavités. Pour ce type de sollicitation, et en accord avec les faciès de rupture, le terme dans la fonction d'endommagement portant sur la triaxialité doit l'emporter sur le terme de déformation plane. Ceci explique en partie la faible valeur de **D**.

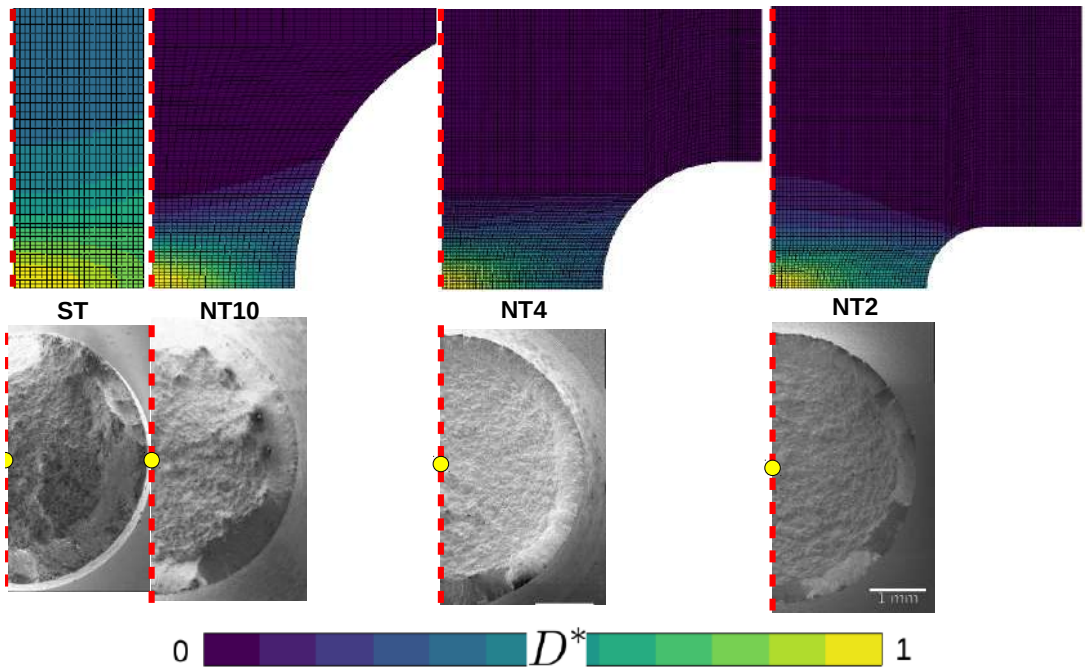


FIGURE 4.23 – Comparaison du champ d'endommagement au point d'amorce de la rupture de chaque géométrie observée au MEB : ST et NT

— L'éprouvette plate, D0, composée d'une zone utile homogène comme l'éprouvette axi-symétrique lisse, rompt pour une déformation transverse à rupture plus précoce contrairement à ce que l'on aurait pu supposer dans un premier temps. Le modèle permet toutefois, comme observé dans l'expérience, de prédire deux instants de rupture bien distincts suivant que l'éprouvette est plate ou cylindrique. En effet, la triaxialité est légèrement plus faible dans l'éprouvette plate car cette géométrie de fine épaisseur impose un état de sollicitation principalement unidirectionnel ($\sigma_I \gg \sigma_{II} > \sigma_{III}$) contrairement à l'éprouvette lisse axi-symétrique qui est localement sollicitée uniformément dans deux directions ($\sigma_I > \sigma_{II} \approx \sigma_{III}$). Ainsi la seule manière de retranscrire une déformation à rupture plus faible et avec un paramètre de Lode plus faible que pour les ST, est d'avoir un terme dans la fonction W^* le prenant en compte. Ce terme est piloté par le paramètre **D**. De cette manière le modèle peut distinguer l'éprouvette axi-symétrique lisse d'une l'éprouvette plate lisse.

— Pour l'éprouvette D0E, la triaxialité est maximale à environ trois-quart de la demi-largeur de l'éprouvette par rapport au centre contrairement au paramètre de Lode qui est minimal au centre. Dans ce cas, le point de rupture est lié à la compétition entre ces deux grandeurs. Toutefois le paramètre de Lode, plus élevé que pour l'éprouvette D0, joue un rôle moins important par rapport à la triaxialité. De ce fait, le point de rupture prédit par le modèle se situe vers l'entaille et est retrouvé expérimentalement. La zone où s'amorce la fissure est localisée vers l'entaille avant de se propager.

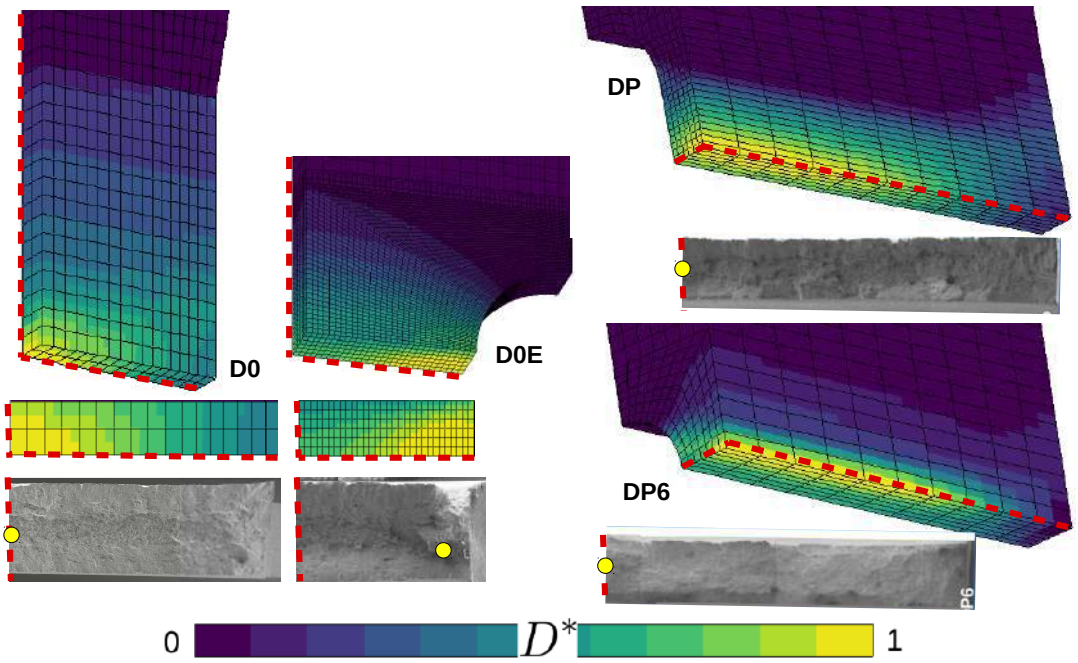


FIGURE 4.24 – Comparaison du champ d'endommagement au point d'amorce de la rupture de chaque géométrie observée au MEB : D0, D0E, DP et DP6

— Pour les éprouvettes en déformation plane, la triaxialité étant maximale au centre de l'éprouvette avec un paramètre de Lode nul au centre, ce cas de figure est le plus endommageant et implique obligatoirement une rupture au centre de l'éprouvette comme retrouvée sur les faciès.

— Enfin pour l'éprouvette biaxiale, qui présente une section minimale au centre de l'éprouvette, il est très probable que la rupture se localise à cet endroit. La triaxialité est maximale au centre pour un paramètre de Lode négatif, le paramètre **C** n'a plus qu'à être calibré. La fissure part du centre, dans un état de bi-traction pur, pour se propager en diagonale vers un état de déformation plane prononcé.

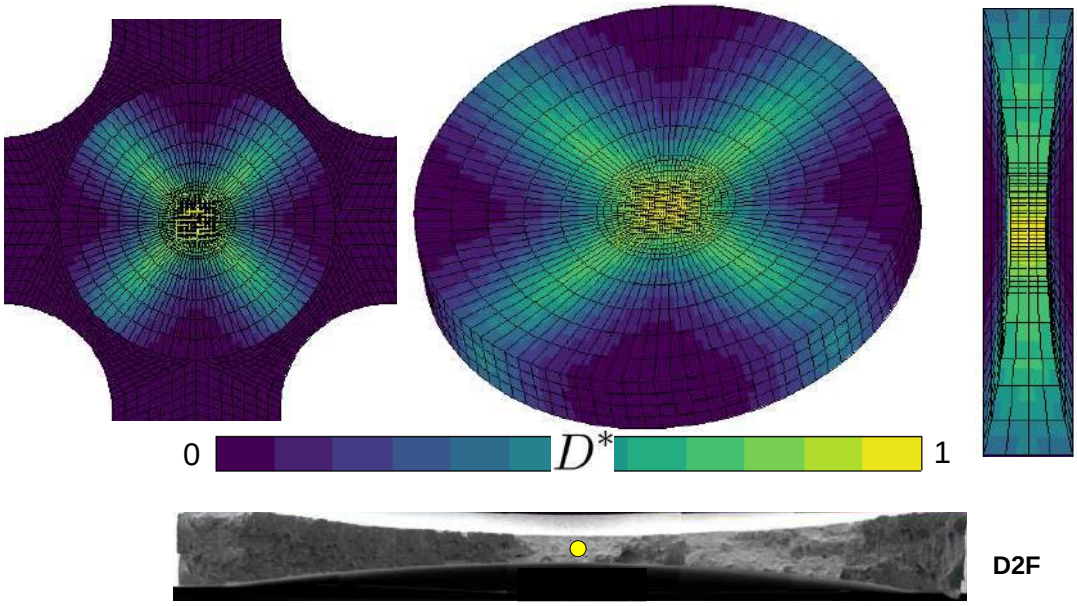


FIGURE 4.25 – Comparaison du champ d'endommagement au point d'amorce de la rupture de l'éprouvette D2F en équi-bitraction observée au MEB.

Plus quantitativement, il est désormais possible de reconstruire le trajet de chargement jusqu'au moment de la rupture de l'ensemble des éprouvettes. Plusieurs représentations de ces trajets sont établies en 2D sur la figure 4.26 dans le plan $L^* - T^*$, sur la figure 4.27a dans le plan $p - T^*$ et sur la figure 4.27b dans le plan p - L^* et dans l'espace 3D $p - T^* - L^*$ sur la figure 4.28. La rupture de chacune des éprouvettes est indiquée par des symboles associés aux types d'éprouvettes. Ces figures confirment le choix de géométries variées permettant de représenter une diversité d'états de sollicitation locaux en adéquation avec ceux rencontrés dans un disque.

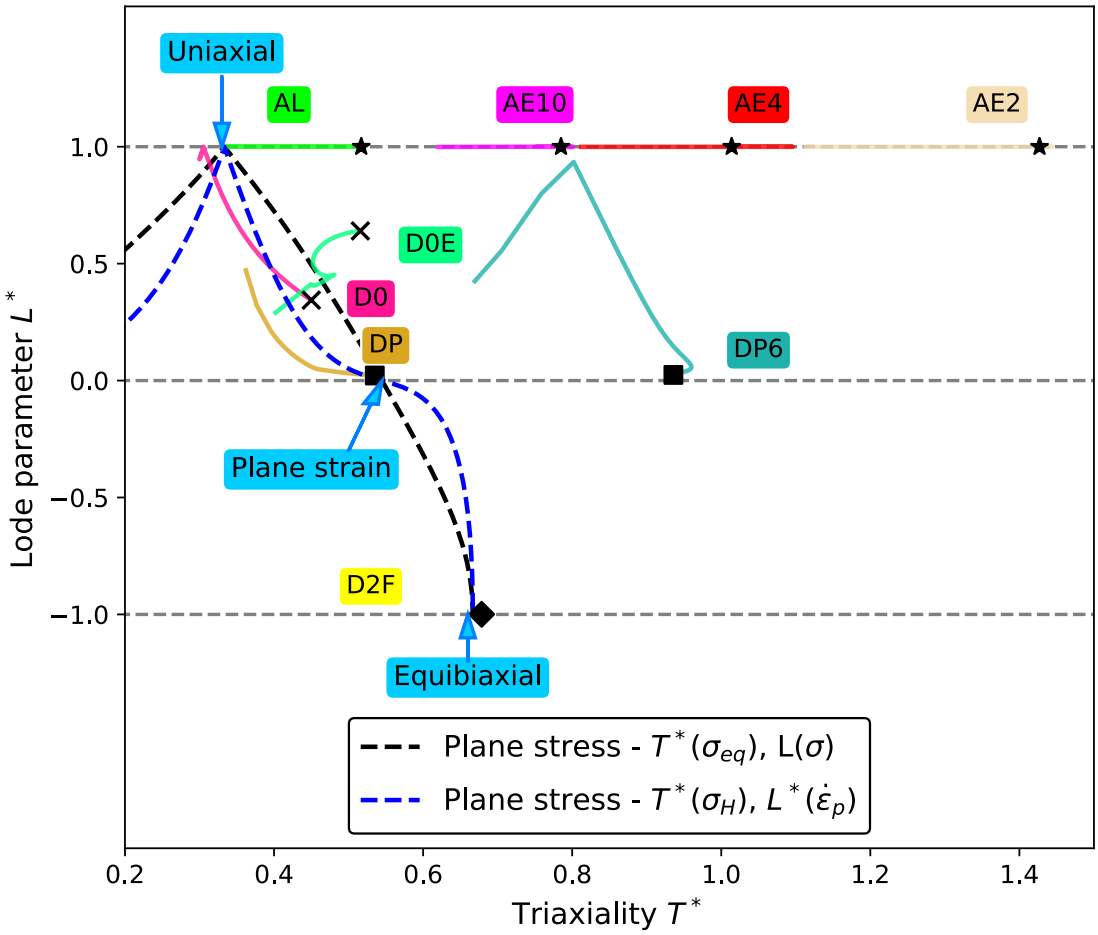
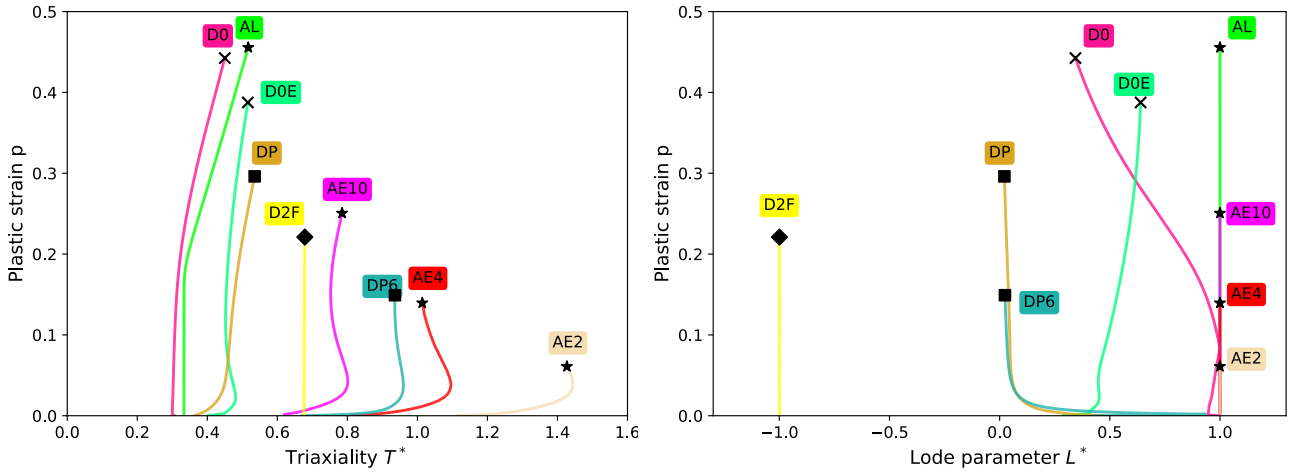


FIGURE 4.26 – Plan $L^* - T^*$ identifiée avec les trajets de chargements évalués au point d'amorçage pour chaque éprouvette jusqu'à la rupture simulée.

Ainsi le trajet de ces variables n'est pas monotone et évolue au cours du chargement justifiant ainsi l'emploi d'un modèle de rupture intégré sur la plasticité. Cette variation s'explique par le fait que la géométrie de l'éprouvette varie suffisamment au cours du chargement jusqu'à la rupture pour causer une redistribution de l'état de contrainte et modifier ainsi localement l'état de sollicitation. La surface de rupture 3D obtenue est non-symétrique par rapport au paramètre de Lode permettant de bien représenter la rupture d'éprouvette sollicitée dans un état de bi-traction. Cette nouveauté constitue un enjeu majeur pour permettre de mieux reproduire la rupture de points matériaux du disque qui subissent à la fois des contraintes tangentielles et radiales. Les triaxialités négatives n'ont cependant pas été explorées dans le critère ce qui s'explique simplement par le fait qu'aucun point matériel critique d'un disque en rotation ne subit une compression hors zones d'assemblage, généralement peu chargées.



(a) Plan p - T^* (b) Plan p - L^*

FIGURE 4.27 – Trajets de chargements pour chaque éprouvette évalués au point d'amorçage jusqu'à la rupture simulée.

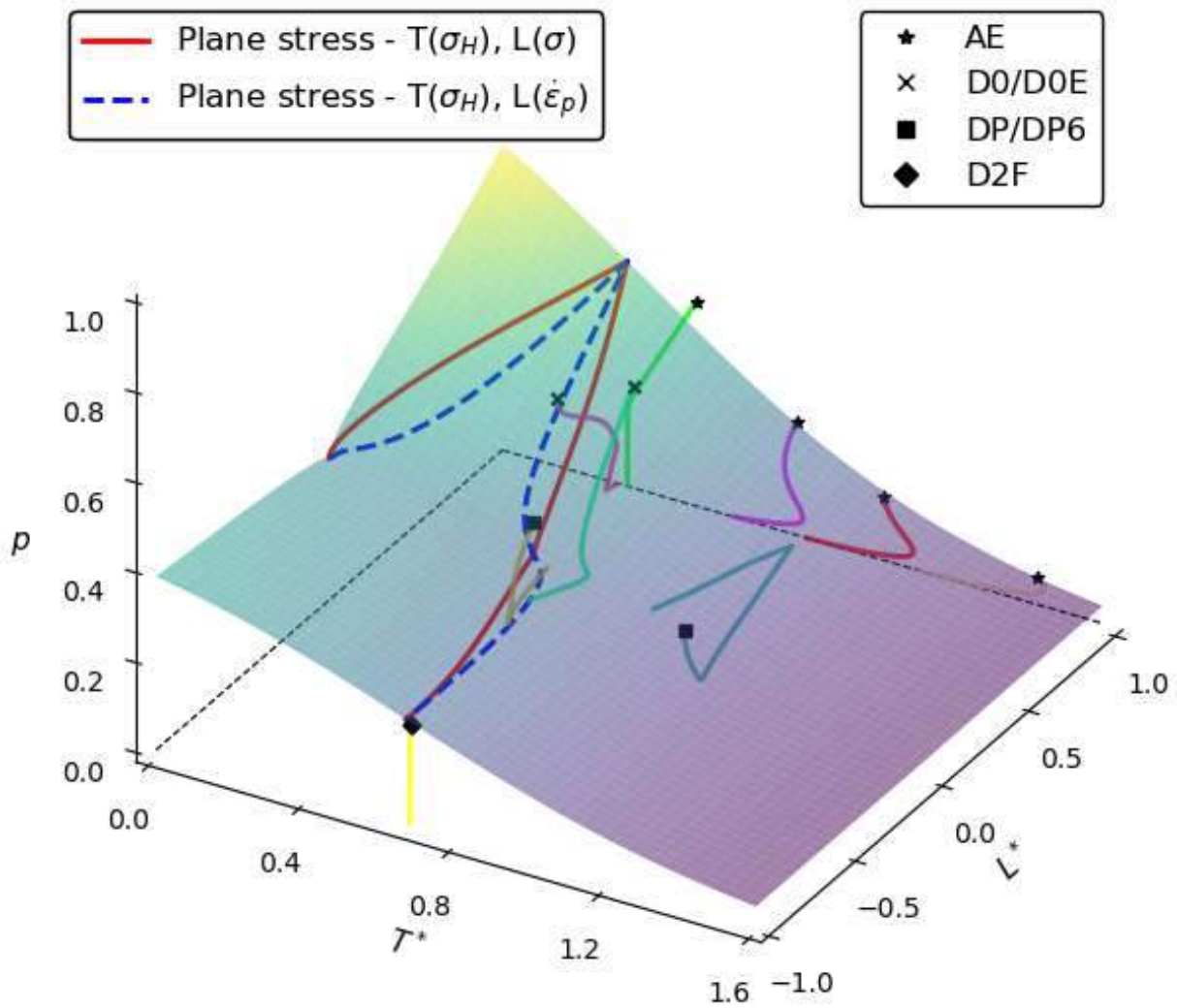


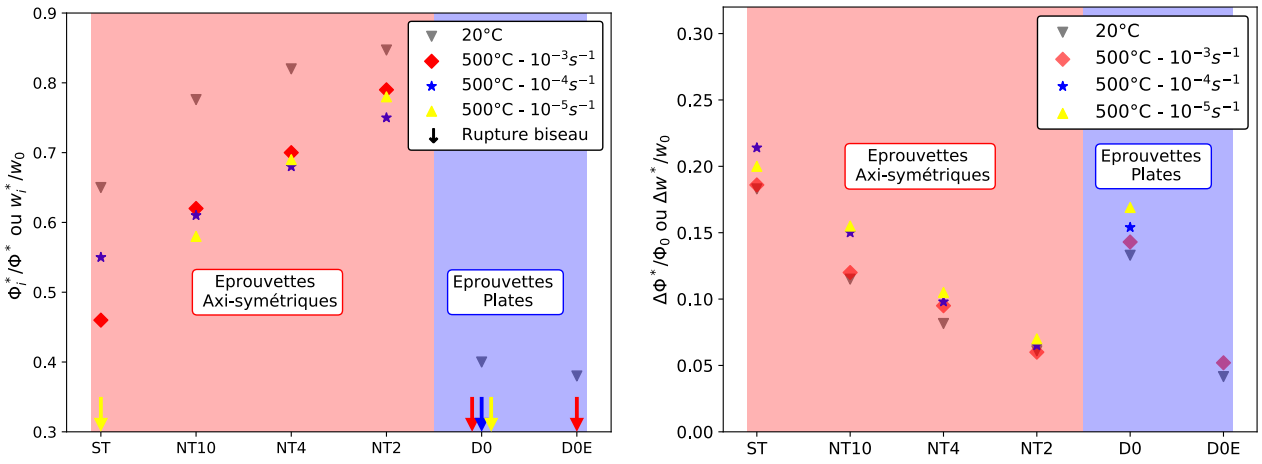
FIGURE 4.28 – Surface de rupture dans le repère (p, T^*, L^*) identifiée avec les trajets de chargements évalués au point d'amorçage pour chaque éprouvette jusqu'à la rupture simulée.

4.4 Étude de l'influence du PLC sur la rupture

Cette partie vise à mettre en évidence l'influence de l'effet Portevin-Le Chatelier sur la rupture ductile. La caractérisation expérimentale de l'IN718, décrite au chapitre 3, a permis de mettre en évidence la sensibilité inverse de la contrainte vis-à-vis de la vitesse de déformation en plus d'un abaissement des propriétés mécaniques à 500°C et de l'apparition d'oscillations importantes. La prise en compte de la rigidité machine sur le comportement a largement contribué à favoriser la bonne reproductibilité de la réponse mécanique du matériau.

4.4.1 Constatations expérimentales de l'effet PLC sur la rupture

La comparaison des essais menés à 500°C et à 20°C amène tout d'abord à formuler plusieurs observations. On retrouve pour la majorité des éprouvettes le même type de faciès en cup-cone que celui observé à température ambiante. En revanche, la sollicitation d'une éprouvette à température élevée induit une différence sur la dimension de la surface de propagation de la fissure. A iso-géométrie, la zone centrale horizontale est plus petite que pour les éprouvettes ayant rompu à 20°C et ce, quelle que soit la géométrie (figure 4.29a). La vitesse de déformation imposée à iso-géométrie ne semble pas ou très peu impacter la surface de propagation de la fissure. Les tendances commentées à 20°C sont retrouvées à 500°C pour les éprouvettes axi-symétriques entaillées. Concernant les déformations transverses au moment de la rupture, l'effet de la température rend le matériau légèrement plus ductile qu'à 20°C (figure 4.29b). Cependant cette observation est moins marquée pour les éprouvettes à hautes triaxialités. A iso-géométrie, une vitesse de déformation plus lente semble retarder l'instant de rupture même si cet écart reste relativement faible (12% d'écart relatif pour la géométrie D0 sur la déformation à rupture). Enfin, la différence majeure apparaît pour certaines géométries (AL, D0, D0E) sur le faciès de rupture (flèches sur la figure 4.29a). Ce dernier n'est plus de type cup-cone mais incliné, en forme de biseau. Ce type de faciès a déjà été observé dans la littérature (Wang et al., 2012). Il est intéressant de noter que seule la vitesse de déformation la plus faible implique une rupture en biseau sur l'éprouvette axi-symétrique lisse alors que pour l'éprouvette D0 toutes les vitesses de déformation impliquent une rupture en biseau. La figure 4.30 recense l'intégralité des faciès observés en fonction de la géométrie et de la vitesse de déformation imposée pendant l'essai.



(a) Rapports des diamètres mesurés à partir des faciès de rupture.

(b) Réduction diamétrale par rapport au diamètre initial à l'instant de la rupture.

FIGURE 4.29 – Comparaison des grandeurs expérimentales entre 20 et 500°C en fonction des géométries d'éprouvette et pour différentes vitesses de déformations imposées.

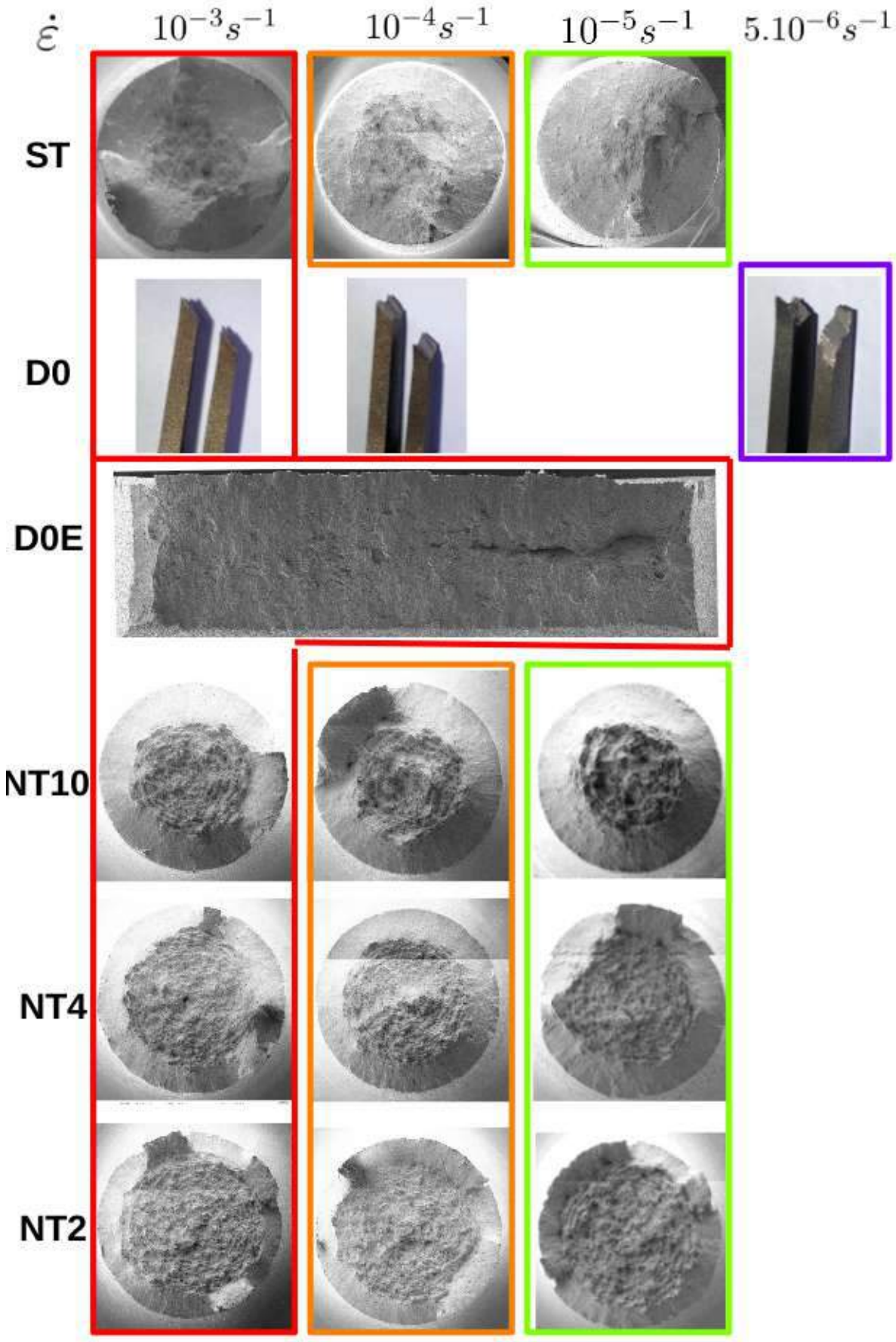


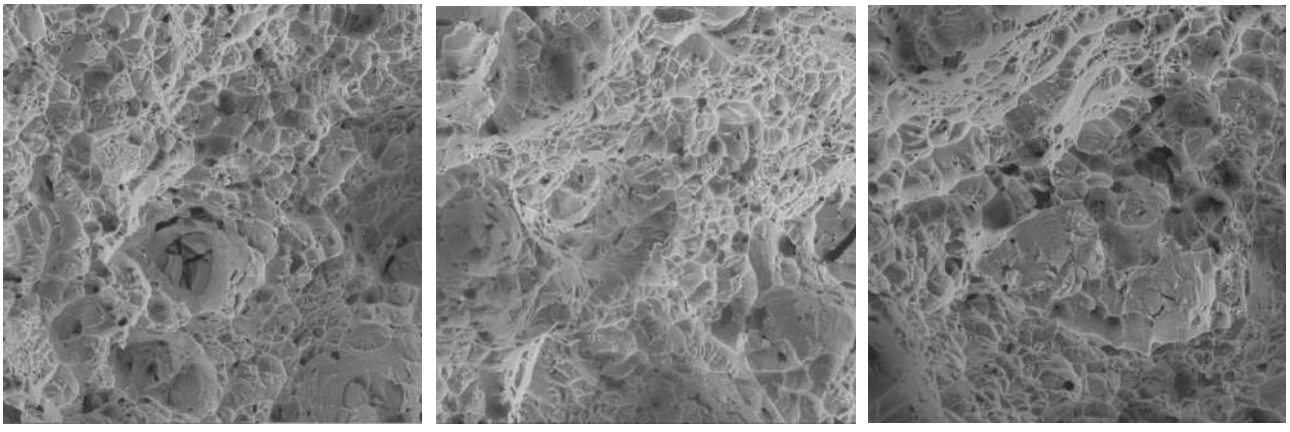
FIGURE 4.30 – Observation de faciès de rupture pour différentes géométries sollicitées à 500°C à différentes vitesses de déformation imposées.

Dans la littérature, l'influence du PLC sur la rupture ductile a été étudié au travers de plusieurs paramètres : le type d'alliage, la transition du mode de rupture et la localisation des sites d'initiation de la rupture.

Pour le fer, Srinivas et al. (2007) ont montré que les mécanismes de rupture ductile classiques sont influencés par des mécanismes de formation de cavités qui diffèrent en présence ou en l'absence d'un vieillissement dynamique. Pour des aciers martensites et en présence de vieillissement dynamique, Gupta et al. (2006) ont mis en évidence des zones plates avec des cupules moins profondes et plus allongées. En effet, ils avancent que l'apparition répétée de bandes de localisation affecte la taille de la zone plastique en pointe de fissure entravant ainsi la relaxation des contraintes locales. En conséquence, la propagation de fissure se fait de manière instable, par saut d'avancées résultant d'un manque de plastification en pointe de la fissure.

Belotteau (2009) a évoqué une interruption précoce de la croissance de cavités par la coalescence accélérée de cavités dans une bande de localisation. D'autres travaux, Fournier et al. (2001); Garat et al. (2008), sur l'IN718, portent sur l'étude de la transition du mode de rupture, intergranulaire ou transgranulaire, en fonction de la vitesse de déformation imposée et de la température. La transition du mode de rupture est bien nette : quelle que soit la vitesse de déformation imposée et en dessous de 500°C, la rupture est transgranulaire. Ce résultat est en accord avec les observations réalisées dans ce travail et qui sont résumées sur la figure 4.30. Toutefois l'étude menée par Ter-Ovanessian et al. (2008), modère ce résultat : la réduction de la teneur en carbone conduit à une diminution de la sensibilité à l'amorçage de fissures intergranulaires dans l'IN718. De plus en dessous d'une certaine teneur en carbone, l'alliage semble être insensible à l'amorçage de fissures intergranulaires assisté par l'oxydation. La rupture est transgranulaire et les interactions entre les éléments solutés sont suspectées de contribuer au processus d'initiation des fissures.

Les fractographies réalisées n'ont pas permis de distinguer de zones spécifiques qui auraient pu être induites par l'effet PLC. Les mécanismes de rupture à 500°C ne semblent pas être affectés par le PLC, mais la rupture semble accélérer, lors de l'apparition d'une bande de déformation, la coalescence finale des cavités formées, expliquant la déformation à rupture plus faible que celle attendue en général lorsqu'un matériau est sollicité à haute température. Pour les éprouvettes axi-symétriques entaillées (figure 4.31), la température ne semble pas non plus influer sur la taille des cupules en fonction de la triaxialité. Il a été vérifié que les précipités rompus sont identiques à ceux rompus à température ambiante.



(a) NT10 (700 x 700 μm) (b) NT4 (700 x 700 μm) (c) NT2 (700 x 700 μm)

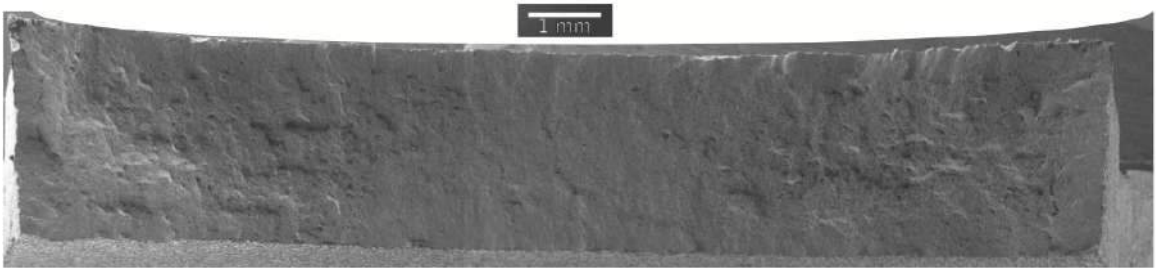
FIGURE 4.31 – Zoom au centre du faciès de rupture obtenus au MEB pour un grossissement x1000 sur les éprouvettes axi-symétriques entaillées.

4.4.2 Vers la dernière bande (Beckett, 1958)

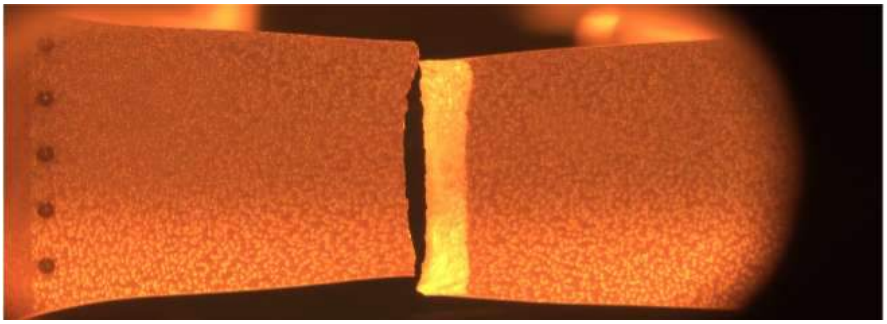
Même si le PLC ne semble pas changer le mode de rupture de celui observé à 20°C, la déformation à rupture semble partagée entre, d'une part, une plus grande ductilité du matériau à chaud, et, d'autre part, des bandes successives qui localisent fortement la déformation. Aucune éprouvette de la base d'essais n'a rompu à un point bas d'une oscillation sur la courbe macroscopique, mais à l'instant précédent une décharge de la cellule de force pour suivre la consigne en vitesse de déplacement imposée. Ceci implique qu'une *n-ième* bande allait très probablement apparaître mais a laissé cette fois-ci place à la propagation d'une fissure menant à la rupture de l'éprouvette. L'objectif consiste à analyser pour deux éprouvettes, D0 et D2F, sollicitées respectivement en traction et en bi-traction, l'apparition des bandes ainsi que les faciès obtenus à l'issue de l'essai.

D0 : sollicitation uniaxiale

L'intégralité des éprouvettes plates sollicitées à 500°C a rompu en biseau et ce quelle que soit la vitesse de déformation imposée. Le faciès obtenu suit un plan incliné d'environ 45° (valeur théorique négligeant l'aspect des grandes déformations) dans l'épaisseur de l'éprouvette (figure 4.32a).



(a) Faciès de rupture observé au MEB.



(b) Dernière image de l'essai lorsque l'éprouvette est rompue.

FIGURE 4.32 – Observations au moment de la rupture de l'éprouvette D0 sollicitée à 500°C à une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$.

La corrélation d'images (voir figure 4.33) permet d'observer l'évolution de la position et de la morphologie des bandes. Au cours de l'essai il est possible de distinguer 4 phases, t_1, t_2, t_3 et t_4 pour lesquelles trois temps successifs, a, b et c sont exposés. Après l'émergence d'un champ de plasticité uniforme sur la zone utile, temps t_1, l'apparition des bandes semble principalement se déclencher de part et d'autre des congés de l'éprouvette, aux extrémités de la zone utile. Dans un deuxième temps, t_2, la vitesse de déformation engendrée par les bandes augmente et leur intensité semble s'homogénéiser sur l'intégralité de la longueur de la bande. Toutefois l'épaisseur de la bande s'avère inchangée. Au cours de la troisième phase, t_3 pour les a, b, c, il apparaît assez nettement que l'un des bords de la bande se détache du congé pour apparaitre à l'endroit où l'éprouvette commence à strictionner. L'hétérogénéité du champ de plasticité à l'endroit de striction concentre la déformation plastique et entraîne un départ privilégié d'une bande dans cette zone. Enfin, aux derniers instants de l'essai, t_4, l'épaisseur de la bande s'élargit et l'intensité de la bande augmente de manière importante. Cette bande semble se centrer autour de la striction et une compétition a lieu entre la géométrie de l'éprouvette -réduction de section- et la bande inclinée. Par ailleurs la fréquence d'apparition des bandes est très régulière au

cours de l'essai et le temps mis entre la dernière bande et l'instant de rupture est très proche du temps nécessaire entre la formation de deux bandes successives. Toutefois la bande de localisation induite par le PLC ne correspond pas à la surface de rupture.

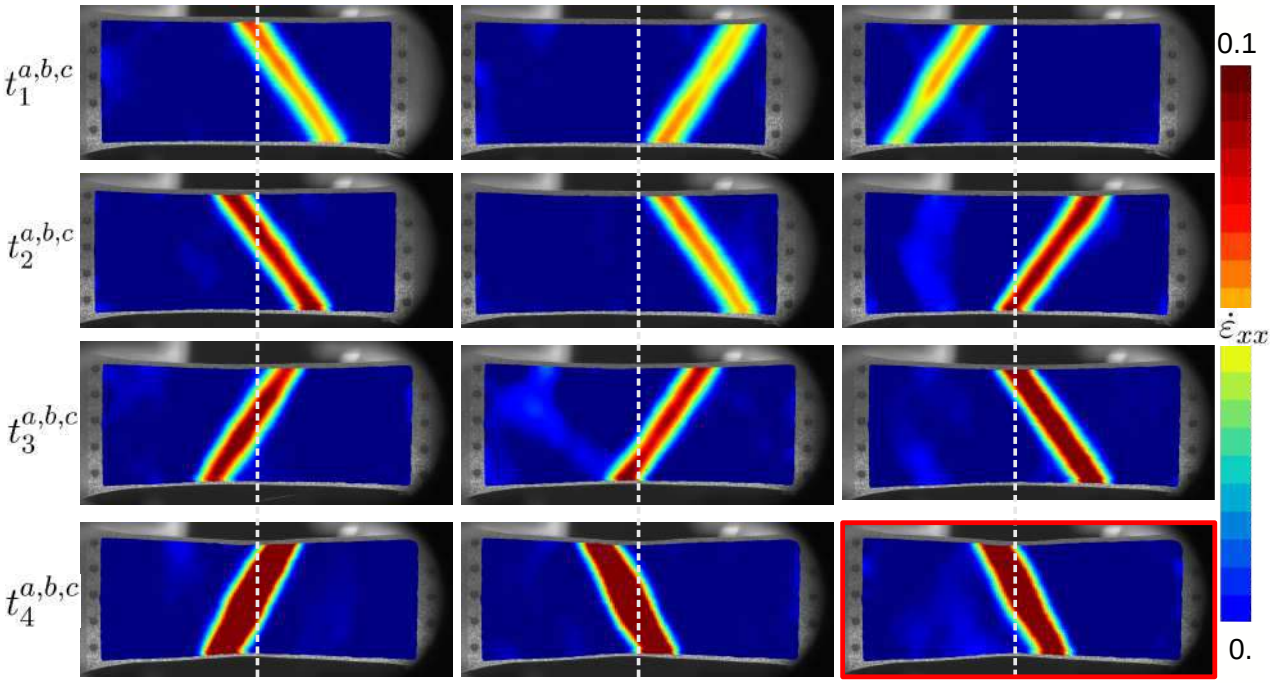
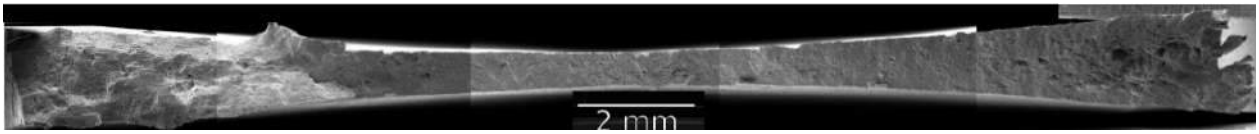


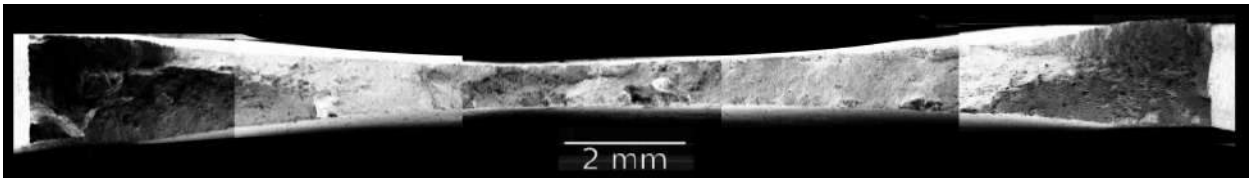
FIGURE 4.33 – Vitesse de déformation plastique suivant l'axe de traction sur l'éprouvette D0 à 500°C sollicitée à une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$. La dernière figure en bas à droite, encadrée en rouge, indique la dernière bande apparue dans l'éprouvette avant la rupture. Le trait en pointillés blanc indique la position de la striction de l'éprouvette déterminée au temps t_4.

D2F : sollicitation biaxiale

Deux éprouvettes en croix ont été sollicitées à 500°C en faisant varier le rapport de déplacement (κ) imposé entre les deux axes. La première a été sollicitée en équi-bitraction ($\kappa = 1$) et la seconde en biaxial avec une vitesse de déplacement deux fois plus grande que sur le second axe ($\kappa = 1/2$). Les faciès de rupture observés au MEB sont exposés ci-dessous sur les figures 4.34a et 4.35a :



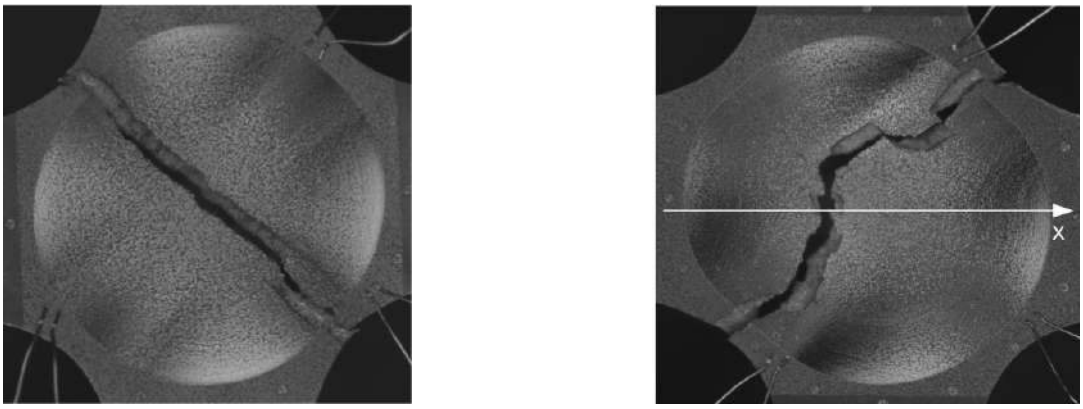
(a) Eprouvette biaxiale D2F - Chargement équi-biaxial - $\kappa = 1$.



(b) Eprouvette biaxiale D2F - Chargement biaxial - $\kappa = 1/2$.

FIGURE 4.34 – Observations du faciès de rupture de l'éprouvette D2F sollicitée à 500°C pour deux rapports de vitesses de déplacement imposées. La visualisation du faciès b) est complexe car la surface de rupture n'est absolument pas plane (voir figure 4.35a).

Le faciès de la figure 4.34a diffère de celui observé à 20°C. Le plan de rupture est incliné suivant un même plan quasiment sur l'intégralité de l'éprouvette sauf sur l'extrémité gauche de l'éprouvette (visible également sur la diagonale en bas à droite de l'image 4.35a). Ainsi la rupture s'apparente à celle de l'éprouvette précédente, D0, de type biseau. Dans le cadre d'un chargement $\kappa = 1/2$, le faciès est plus chaotique (figure 4.35b). La direction suivant x est sollicitée avec une vitesse de déplacement deux fois plus rapide. Il semblerait que la fissure se déclenche quasiment dans la zone centrale pour se propager d'abord sur une courte distance suivant l'axe y, axe perpendiculaire à l'axe de chargement le plus chargé, puis de bifurquer à $-135°$ et $+45°$, pour suivre à nouveau le chargement biaxial. Le faciès de rupture, plus difficile à interpréter, possède en son centre une ligne qui s'apparente à une fissure qui se propage avant de donner naissance dans la moitié centrale à une succession de plans inclinés et sur les bords, de part et d'autre de la zone centrale, à de nouveaux chemins de fissures. La figure 4.36 schématise cette interprétation.



(a) Eprouvette biaxiale D2F pour un rapport de déplacement imposé $\kappa = 1$.

(b) Eprouvette biaxiale D2F pour un rapport de déplacement imposé $\kappa = 1/2$.

FIGURE 4.35 – Observations au moment de la rupture de l'éprouvette D2F sollicitée à 500°C.

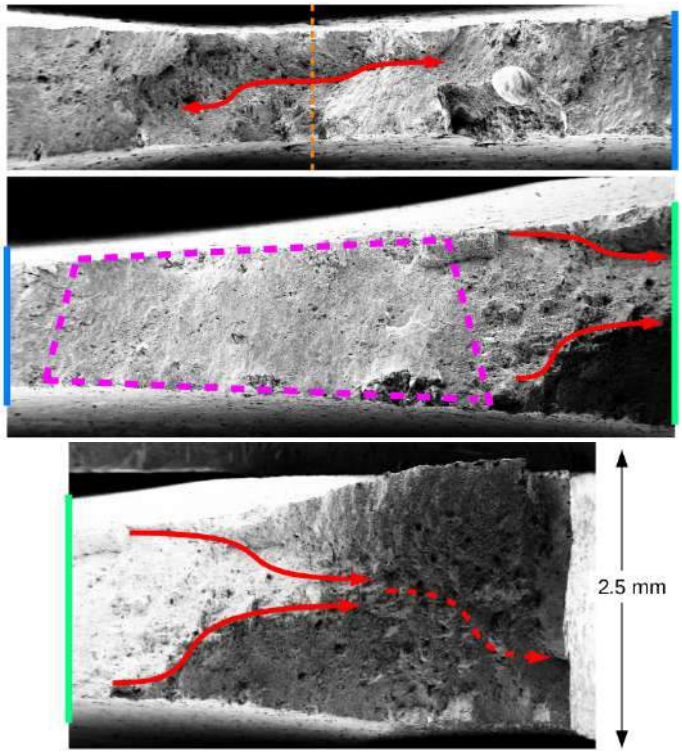


FIGURE 4.36 – Chemin potentiel de propagation de fissure de l'éprouvette D2F sollicitée à 500°C à un rapport $\kappa = 1/2$. De l'image du haut à celle du bas, on s'écarte du centre de l'éprouvette jusqu'au bord droit. Ce schéma se répète de l'autre côté du faciès. Les flèches de couleur rouge représentent le trajet potentiel de la fissure et l'encadré en pointillés de couleur violette représente un plan incliné.

Pour ces deux géométries, la corrélation d'images a révélé comme attendu l'apparition de nombreuses bandes de localisation pour les deux types de chargements. La morphologie observée des bandes diffère. En effet, dans le cas du chargement équi-biaxial (figure 4.37), ces bandes apparaissent soit simultanément en forme de **X** orienté à 45° par rapport aux directions de chargement (zone chargée plastiquement voir figure 4.9), soit seulement sur une des barres du **X**. Cette deuxième configuration semble s'établir progressivement au cours de l'essai. Bien que la zone centrale de l'éprouvette soit la plus chargée plastiquement, les bandes semblent se déclencher à partir des bords extérieurs pour revenir vers l'intérieur de la cuvette. Comme dans le cas de l'éprouvette D0, les dernières bandes s'élargissent et leur intensité augmente considérablement. L'éprouvette rompt suivant la même direction que la dernière bande qui se produit dans le matériau. La figure 4.38 montre le même champ pour le second chargement ($\kappa = 0.5$). Dans ce cas les bandes semblent plus courbées. Les conditions aux limites imposent naturellement un champ de vitesse de déformation hétérogène, les bandes ont tendance à apparaître de manière symétrique par rapport à l'axe se déformant le plus (x). Le faciès indique que la fissure n'a pas suivi un plan dominant mais a bifurqué à plusieurs reprises. Cette trajectoire semble être influencée en plus du chargement imposé par l'apparition de ces bandes courbées.

Deux zones de la région circulaire ont cependant été retirées de la corrélation d'images. Ces zones permettent de voir apparaitre naturellement sur la surface de l'éprouvette les bandes. Le lecteur pourra comparer la première image avec les dernières afin d'apprécier à l'œil nu ces bandes.

Bilan

Les essais menés en température ont montré que l'effet PLC engendre une déformation transverse à rupture quasiment équivalente à celle obtenue à 20°C. Ce résultat semble compenser une plus grande ductilité à chaud du matériau avec une rupture prématurée liée à l'apparition de bandes de localisation. La vitesse de déformation imposée à l'éprouvette ne semble pas jouer de rôle sur la déformation transverse à rupture. Un nouveau type de faciès a été observé sur les éprouvettes ST, D0 et D2F. Ce dernier, de forme inclinée, est caractéristique d'une rupture par instabilité du matériau. L'intervalle de temps entre l'apparition de deux bandes, régulier, correspond au temps qui s'écoule entre la formation de la dernière bande et l'instant de rupture. Il est très probable que le matériau rompe au déclenchement d'une bande. Enfin l'apparition de bandes dans un état d'équi-traction ($\kappa = 1$) ou bitraction ($\kappa = 0.5$) a été finement caractérisée. Le matériau subit d'importants sauts de déformation quelles que soient sa géométrie et la sollicitation à laquelle il est soumis.

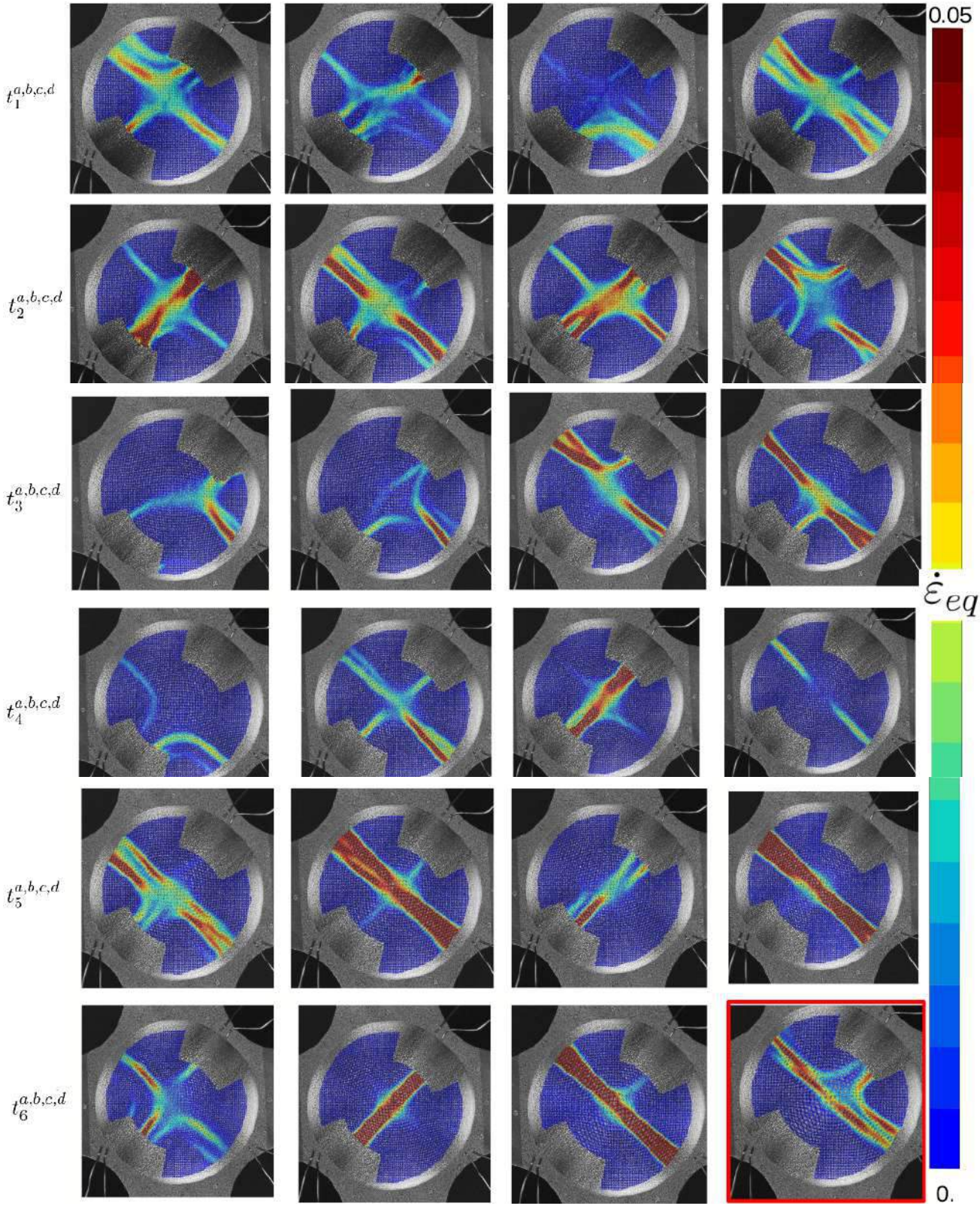


FIGURE 4.37 – Vitesse de la déformation plastique équivalente à plusieurs instants de l'éprouvette D2F sollicitée en équi-bitraction ($\kappa = 1$) à 500°C pour une vitesse de déplacement de 0.003 mm.s^{-1}. Le carré encadré en couleur rouge indique la dernière bande que voit l'éprouvette avant la rupture.

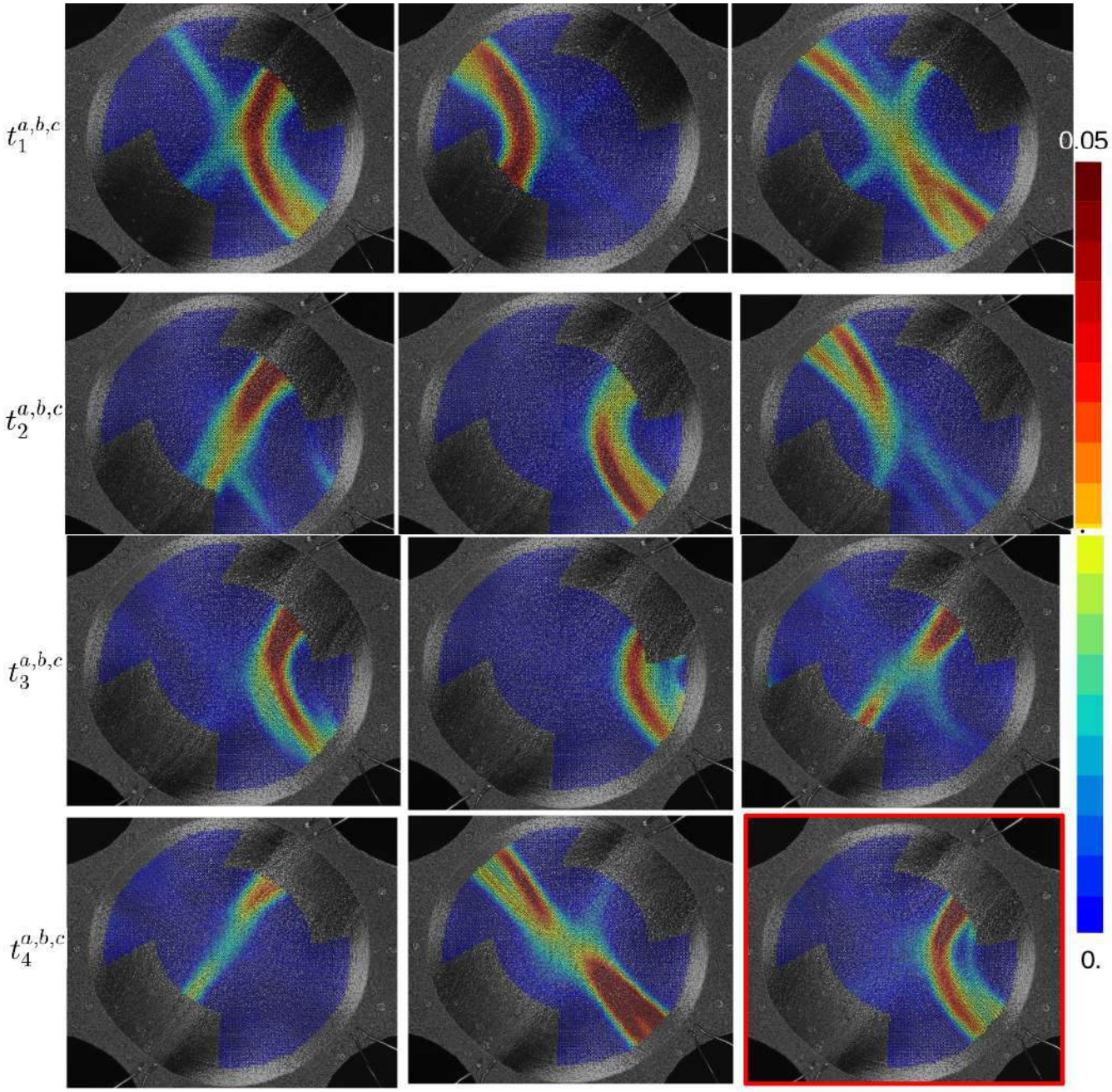


FIGURE 4.38 – Vitesse de la déformation plastique équivalente à plusieurs instants de l'éprouvette D2F sollicitée en bitraction ($\kappa = 0.5$) à 500°C pour une vitesse de déplacement suivant un axe de 0.003 mm.s^{-1} et suivant l'autre axe de 0.0015 mm.s^{-1}. Le carré encadré en couleur rouge indique la dernière bande que voit l'éprouvette avant la rupture.

4.4.3 Influence du comportement sur l'évolution du trajet de chargement

Il a été montré dans le chapitre 3 l'importance de la prise en compte de la rigidité machine dans les calculs par éléments finis afin d'avoir une réponse mécanique cohérente avec les résultats expérimentaux. Cet ajout permet une bonne représentation de la morphologie des serrations sur la courbe macroscopique. De ce fait, il est intéressant de comparer le trajet de chargement au point d'amorce des éprouvettes axi-symétriques entaillées sur des calculs 3D pour les trois cas suivants (figure 4.39) :

— *Simulation - Without Spring*, simulations réalisées avec la seule loi de comportement McCormick.
— *Simulation - Spring*, simulations réalisées avec la loi de comportement McCormick et un ressort représentatif de la rigidité machine.
— *Simulation - Stabilized*, simulations réalisées avec une solution PLC stabilisée. Cette nouvelle loi sera détaillée dans le dernier chapitre.

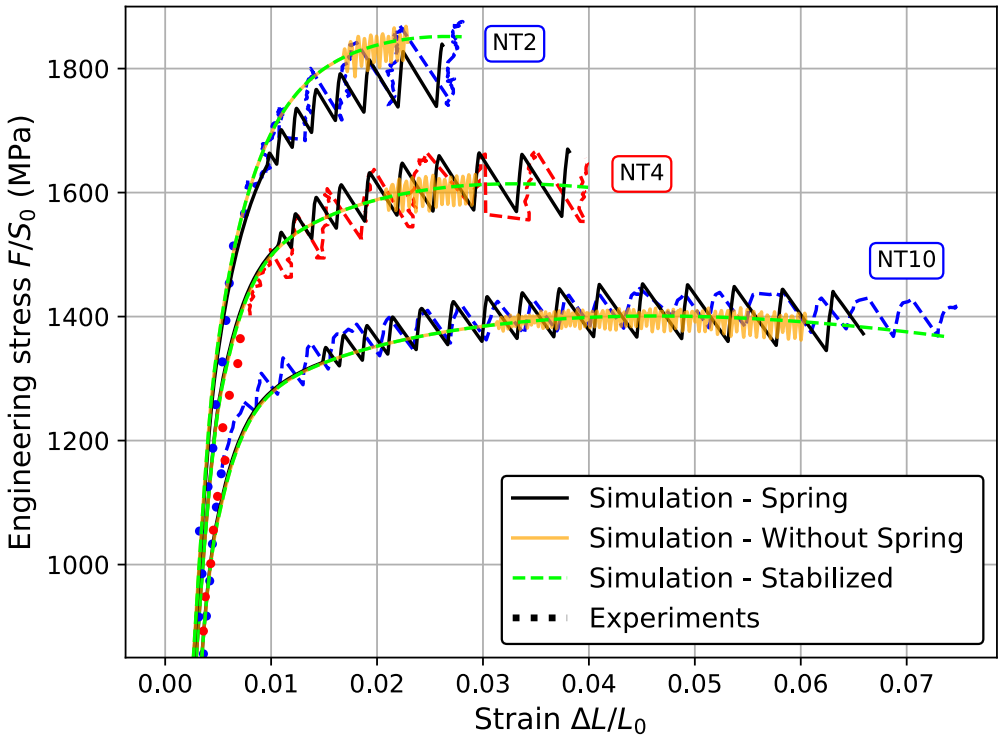


FIGURE 4.39 – Comparaison de calculs éléments finis PLC 3D. En trait noir, simulations réalisées avec la loi de comportement McCormick et un ressort, en trait orange, simulations réalisées avec la seule loi de comportement McCormick, et en vert, simulations réalisées avec une solution PLC stabilisée.

Comme le montre la figure 4.39, les calculs sans ressort n'ont pas pu être réalisés jusqu'au même niveau que la rupture expérimentale en raison d'un temps de calcul considérable (30 jours en moyenne sur 12 processeurs avec des fichiers de 1 To). Par contre les calculs avec ressort et avec la réponse stabilisée du PLC ont pu être menés jusqu'à la rupture expérimentale. De la même manière qu'à 20°C, les trajets de chargement ont été tracés en se plaçant au centre de l'éprouvette (lieu de la rupture expérimentale pour les éprouvettes axi-symétriques). La comparaison de ces trois calculs permet de mettre en lumière l'influence, d'une part, des conditions aux limites sur le calcul par élément finis (prise en compte de la rigidité machine) et, d'autre part, de la présence ou non (modèle stabilisé) de bandes de localisation dans l'éprouvette. L'évolution des variables T^* dans le plan (p, T^*) et L^* dans le plan (p, L^*) est tracée sur les figures 4.40 et 4.41. Ces résultats appellent plusieurs commentaires :

— l'apparition d'une bande engendre une diminution temporaire importante de la triaxialité au sein de l'éprouvette quelle que soit la géométrie entaillée.
— l'utilisation d'une machine raide (modélisation sans ressort) avec l'apparition de PLC dans le matériau entraine des taux de triaxialités dans l'éprouvette plus importants ainsi qu'une fréquence d'apparition de bandes plus élevée.

— à iso-déformation plastique, le décrochement de triaxialité est d'autant plus important que l'éprouvette est entaillée. De plus, dans le cas de la modélisation avec ressort (courbe noire), la triaxialité de l'éprouvette AE2 oscille entre son état de sollicitation local primaire (courbe verte AE2) et l'état de sollicitation de l'éprouvette AE4 (courbe verte AE4). Il en est de même pour l'éprouvette AE4 qui se rapproche de l'éprouvette AE10.
— dans le cas de l'éprouvette AE10, bien que la déformation macroscopique de l'éprouvette ne soit pas identique dans le cas de la modélisation sans et avec ressort (courbes en noire et en orange sur la figure 4.39), la déformation locale est pourtant la même (croix et étoile de l'AE10 sur la figure 4.40). Ceci signifie qu'en présence de PLC, une éprouvette se déforme plus localement lorsqu'elle est sollicitée avec une machine rigide. Par conséquent, il très probable que la déformation à rupture de l'éprouvette soit dépendante de la rigidité de la machine.
— les serrations induites par le PLC amènent le paramètre de Lode à varier également. D'une valeur initiale de 1, celle-ci décroît pour se rapprocher de la déformation plane, sollicitation critique pour le matériau, lorsqu'une bande se propage. Ce résultat peut expliquer la rupture plus précoce de l'éprouvette dans le domaine PLC face à une plus grande ductilité du matériau à chaud.
— la figure 4.42 montre l'évolution de la réduction diamétrale en fonction de la déformation plastique à l'endroit de rupture pour le calcul stabilisé et avec ressort menés jusqu'à la rupture. Ainsi, le calcul stabilisé n'est pas équivalent au calcul avec ressort en terme de plasticité à l'instant de rupture. Le calcul stabilisé surestime la déformation plastique à rupture.

L'ensemble de ces résultats présente un caractère innovant.

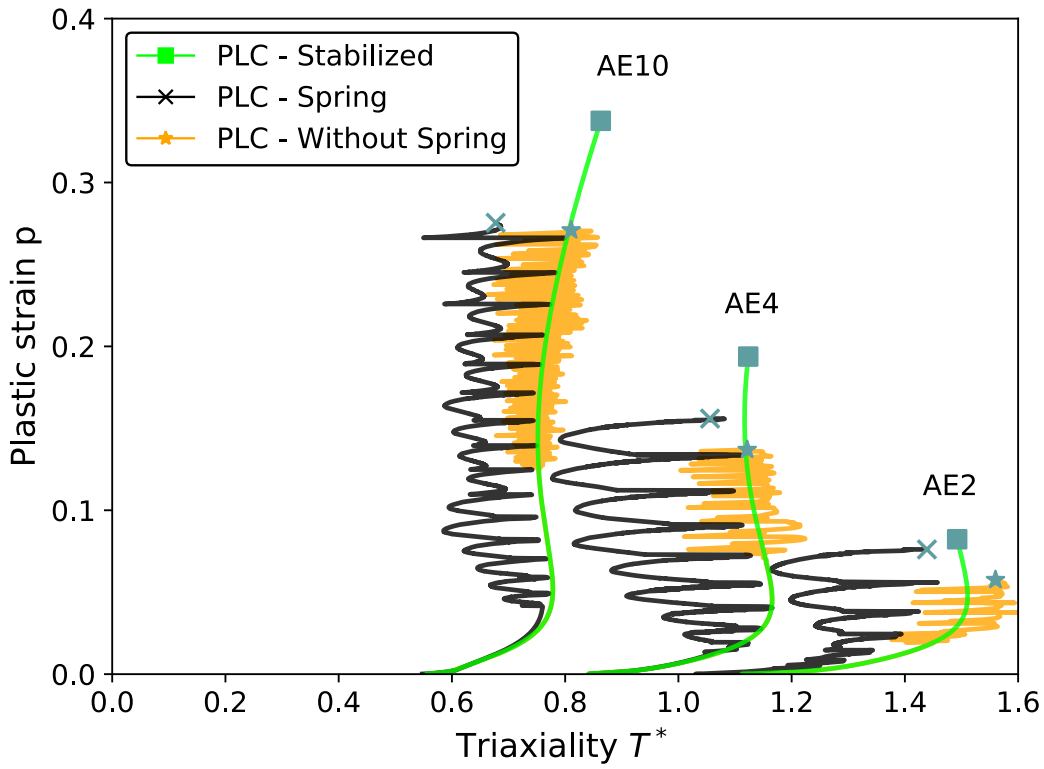


FIGURE 4.40 – Comparaison du trajet de chargement dans le plan (T^*, p) pour les éprouvettes axisymétriques en fonction des trois types de simulations. Modèle PLC stabilisé représenté par la courbe en vert, modèle PLC sans ressort représenté par la courbe en orange et modèle avec ressort représenté par la courbe en noir. Les symboles indiquent le dernier pas de temps du calcul.

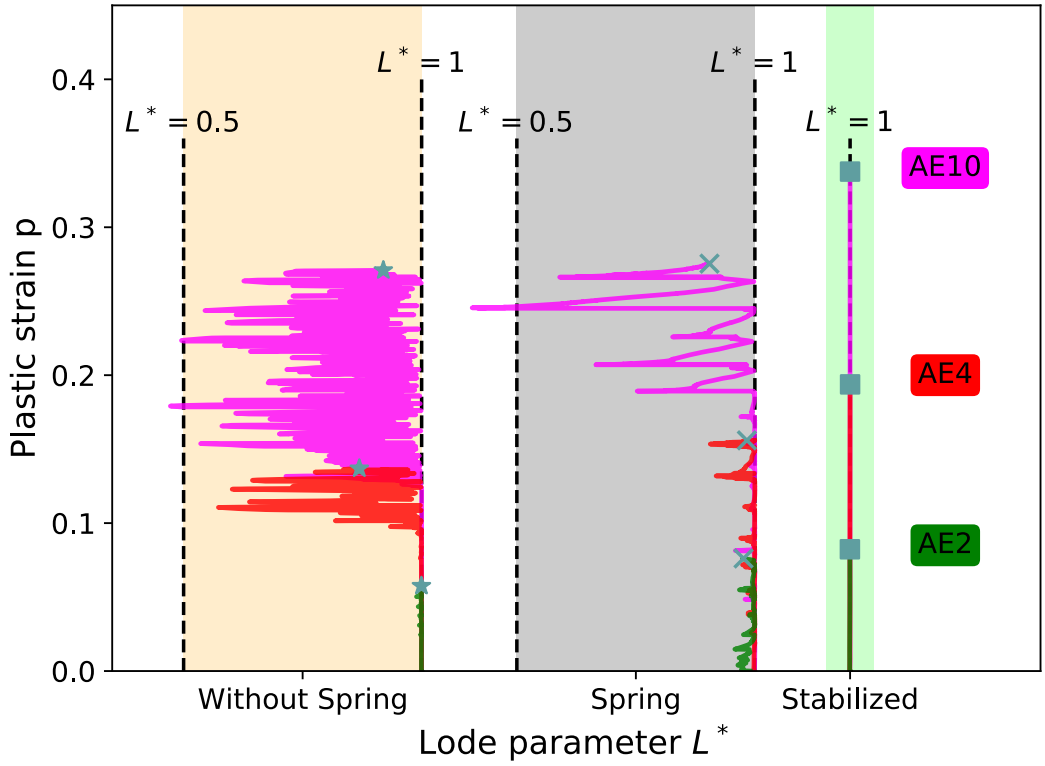
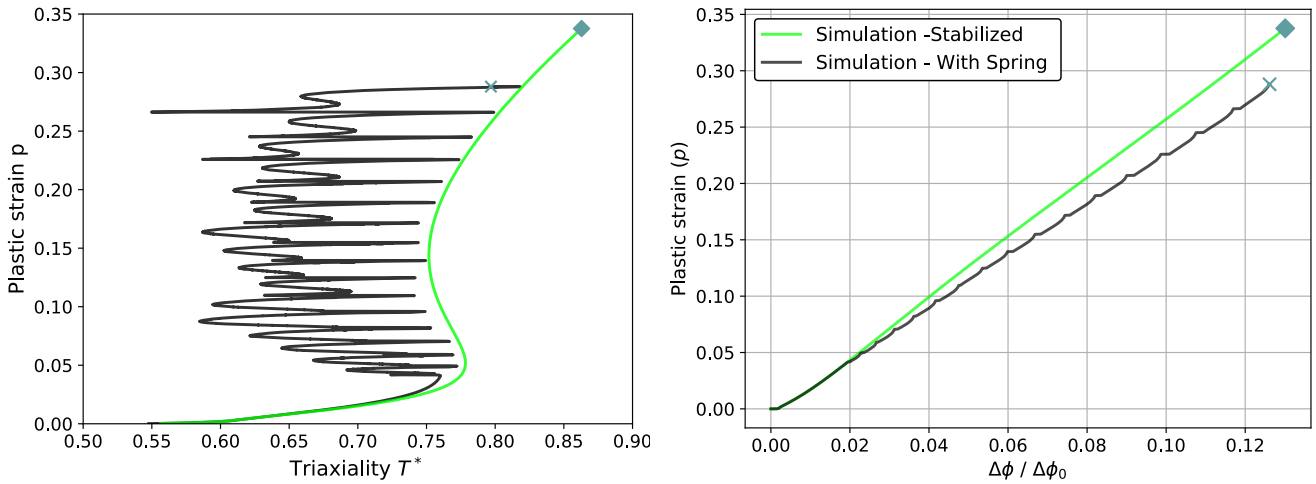


FIGURE 4.41 – Comparaison du trajet de chargement dans le plan (L^*, p) pour les éprouvettes axisymétriques en fonction des trois types de simulations. Modèle PLC sans ressort à gauche, modèle PLC avec ressort au milieu et modèle PLC stabilisé à droite. Les symboles indiquent le dernier pas de temps du calcul à l'instant de la rupture expérimentale.



(a) Plan (p, T^*) - NT10

(b) Déformation plastique vs. réduction diamétrale - NT10

FIGURE 4.42 – Comparaison de la déformation plastique en fonction de la triaxialité ainsi que la déformation plastique en fonction de la réduction diamétrale au point de rupture entre le modèle stabilisé et le modèle PLC avec ressort pour l'éprouvette NT10. Les symboles (losanges et croix) indiquent le dernier pas de temps du calcul et correspondent à la rupture expérimentale.

Enfin le critère de rupture identifié à 20°C a été appliqué à l'éprouvette NT10 sur le calcul PLC stabilisé et sur le calcul PLC avec ressort (figure 4.43). On retrouve, comme attendu, deux évolutions différentes de la fonction d'endommagement avec deux cinétiques distinctes –après apparition de bandes dans le calcul avec ressort– jusqu'à la réduction diamétrale à rupture. Toutefois on remarque que le critère de rupture à 20°C prédit extrêmement bien la rupture pour la simulation de l'effet PLC avec ressort. Il est ainsi montré que l'effet PLC n'impacte pas le point matériel de la rupture mais engendre un effet plutôt à l'échelle de la structure. En effet, même si la ductilité macroscopique est légèrement plus importante à 500°C qu'à 20°, l'effet PLC implique une déformation plastique à l'instant de rupture équivalente à celle de 20°C. A l'inverse, le modèle stabilisé prédit une déformation transverse à rupture surestimée. Ainsi l'apparition de bandes, impactant la triaxialité et le paramètre de Lode et bouleversant l'état de sollicitation local, provoque une cinétique d'endommagement plus faible et donc un champ d'endommagement probablement plus diffus. La courbe noire présente des marches horizontales indiquant que l'endommagement reste constant alors que la réduction de diamètre augmente. Finalement, ce résultat, contre intuitif, semble indiquer que l'effet PLC a un effet plutôt bénéfique sur le matériau retardant la localisation d'une bande de déformation fatale au matériau. Il est ainsi possible d'expliquer pourquoi le matériau est légèrement plus ductile lorsque la vitesse de déformation imposée est lente. La redistribution du champ d'endommagement est d'autant plus importante que l'amplitude des bandes est grande.

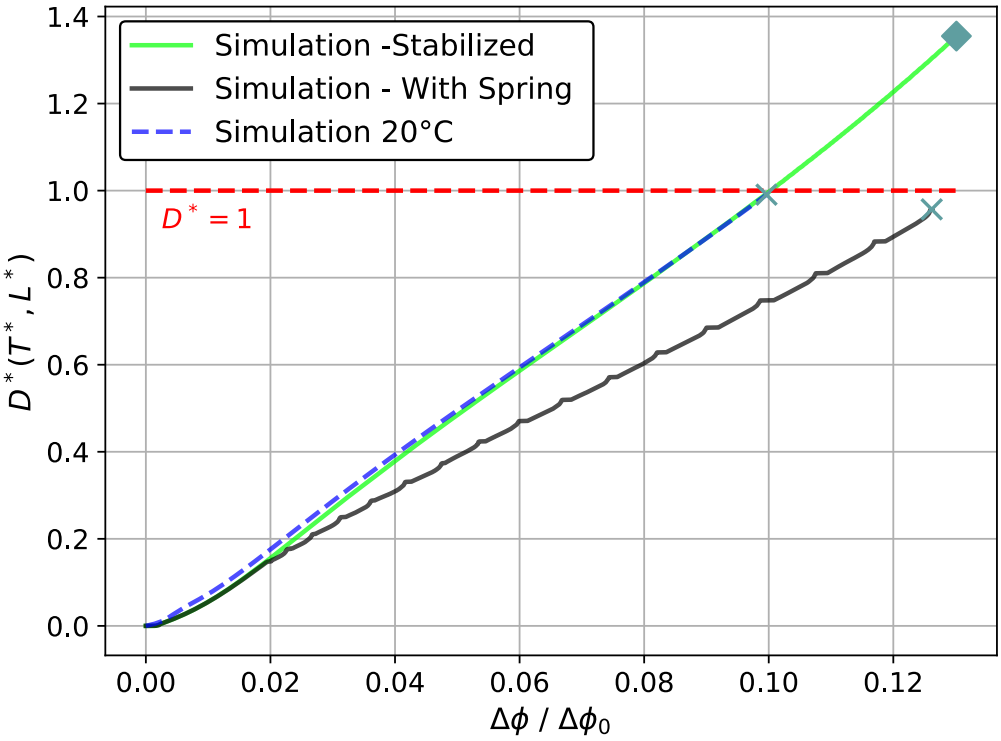


FIGURE 4.43 – Application du critère de rupture trouvé à 20°C sur les modèles 3D stabilisé et avec ressort jusqu'à la rupture expérimentale. La courbe en bleu, obtenue à 20°C, est tracée à titre de référence.

4.4.4 Application du critère de rupture identifié à 20°C sur les essais à 500°C.

Compte tenu des observations réalisées sur la rupture de l'IN718 à 500°C ainsi que l'utilisation pratique et rapide du modèle stabilisé du PLC qui sera détaillé dans le dernier chapitre, les trajets de chargement jusqu'à la rupture expérimentale peuvent être déterminés pour les éprouvettes axisymétriques et biaxiales. La figure 4.44 montre la surface de rupture obtenue à 20°C sur laquelle se superposent les trajets de chargements des essais réalisés à chaud. Comme attendu le point de rupture de chaque éprouvette sollicitée à chaud se retrouve au-dessus de la surface établie à 20°C du fait d'une déformation à rupture légèrement plus grande. Compte tenu du résultat majeur exposé en figure 4.43, il est proposé ici de conserver la surface de rupture établie à 20°C puisque celle-ci est conservative par rapport aux résultats à haute température (la rupture ne se produit pas plus tôt pour les essais à chaud). Ce choix est également corroboré par le fait que la variation de la vitesse de déformation ne joue pas un rôle significatif sur la rupture des éprouvettes. Néanmoins il est intéressant de remarquer que les histoires de trajet de chargement ne sont pas identiques en terme de triaxialité et plus spécifiquement pour les éprouvettes NT4 et NT2. Ceci pourrait s'expliquer par le fait que la loi d'écrouissage à 500°C à un taux d'écrouissage légèrement plus faible impliquant une triaxialité des contraintes plus grande. Par ailleurs, l'essai sur l'éprouvette biaxiale pour un rapport de vitesse de déplacement imposé $\kappa = 1/2$ (symbolisée par un losange rouge) a un trajet particulier. L'état initial de l'éprouvette est d'abord proche de la déformation plane avant de rejoindre un état de bi-traction. Le point de rupture pour ce chargement est situé légèrement au-dessus de la surface de rupture.

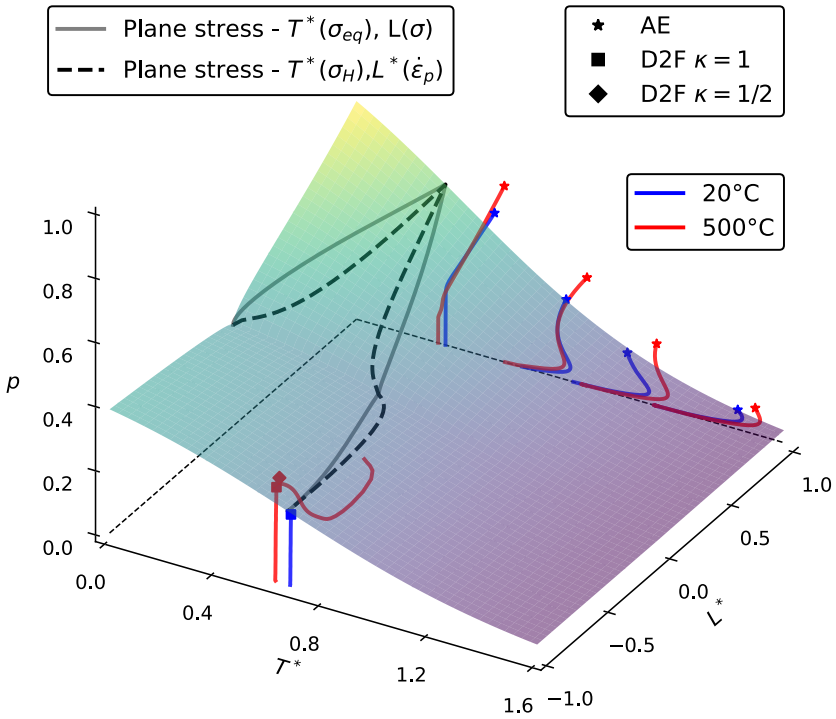


FIGURE 4.44 – Surface de rupture dans le repère (p, T^*, L^*) obtenue à 20°C et sur laquelle figurent les trajets de chargement des éprouvettes à 20°C et à 500°C.

Dans le cas où la surface de rupture serait déterminée pour les essais à haute température, une stratégie peut être proposée. Celle-ci consisterait à l'utilisation rapide du modèle de comportement stabilisé, évitant ainsi des calculs numériques très coûteux sur toute la base expérimentale, sur lequel un recalage des paramètres du modèle d'endommagement pourrait être effectué à partir d'une seule simulation incluant le PLC. D'après la figure 4.43, il est facile d'imaginer à première vue qu'un abaissement de 20% des coefficients du modèle de rupture permettrait ce recalage.

4.5 Conclusion

La recherche d'un modèle permettant de décrire la rupture du matériau IN718 dans tous les états de sollicitation a été réalisée en s'appuyant sur des modèles déjà existants. Le choix s'est porté sur un modèle de rupture découplé du modèle de comportement, auquel un terme spécifique lié aux états relatifs à la bi-traction a été ajouté. Ainsi les paramètres de triaxialité et de Lode ont été exprimés en adéquation avec le critère de plasticité du matériau, à savoir une triaxialité dans laquelle intervient la contrainte équivalente d'Hosford et un paramètre de Lode défini en fonction de la vitesse de la déformation plastique. Les observations de faciès de rupture, indispensables pour valider le critère de rupture et réalisées en microscopie à balayage électronique, ont corroboré les résultats obtenus avec le critère de rupture choisi à 20°C. A haute température, les éprouvettes ont montré des différences sur le faciès de rupture –rupture en biseau– pour les géométries AE, D0, D0E, D2F. L'observation de bandes de localisation sur les essais uniaxiaux et biaxiaux a révélé des formes complexes de bandes dépendant aussi du chargement imposé.

La modélisation de la rupture, dans laquelle intervient une relation simple entre les états de contrainte et déformation, a ainsi permis d'obtenir une surface unique qui inclut tous les points de rupture de l'intégralité des géométries de la campagne expérimentale à 20°C. Ceci renforce la fiabilité de ce critère de rupture pour rendre compte d'états critiques d'un disque en rotation qui subit à la fois des contraintes tangentielle et radiale.

D'autre part, étonnamment, les résultats montrent que la déformation à rupture des éprouvettes à 500°C est très similaire à celle obtenue à température ambiante quelle que soit la vitesse de déformation imposée. Il semble que l'effet du PLC soit contrebalancé par une augmentation de la ductilité à chaud du matériau. Ce résultat, pas évident *a priori*, permettrait de réduire le besoin d'essais à haute température puisque le critère trouvé à température ambiante est conservatif. Cette conclusion suggère, dans le cas du matériau étudié, la possibilité pour une application industriel de réduire les essais à haute température résultant en un gain de temps et une diminution des coûts. La validation par l'expérience reste toutefois indispensable.

Par ailleurs, l'effet des conditions aux limites et la prise en compte ou non de bandes dans le calcul éléments finis jouent un rôle important sur le trajet de chargement jusqu'à rupture. Lors de l'apparition d'une serration, la triaxialité et le paramètre de Lode diminuent fortement pour atteindre temporairement un état local d'une géométrie moins entaillée et pour se rapprocher d'un état de déformation plane. L'utilisation du modèle PLC stabilisé a montré une surestimation de la déformation à rupture. Toutefois le critère de rupture peut être rapidement calibré à travers ce modèle stabilisé sur une simulation unique incluant le comportement PLC total. Ceci permettrait un gain de temps important.

Enfin, l'effet du PLC, semble finalement avoir un effet bénéfique sur le matériau d'étude redistribuant le champ d'endommagement sur la structure et retardant l'apparition d'une bande de localisation fatale au matériau.

Résumé

Ce chapitre expose en détail la démarche d'identification d'un critère de rupture local et multiaxial reposant sur les expériences menées sur l'intégralité des géométries testées. La forme de la fonction d'endommagement est choisie en fonction de la déformation transverse jusqu'à rupture et une surface de rupture est obtenue à température ambiante. La fiabilité du critère s'appuie sur la prédiction de l'endroit de rupture qui est en très bon accord avec les observations des faciès obtenus expérimentalement. A haute température, la prise en compte de la rigidité machine en plus de l'effet du PLC joue un rôle important sur l'histoire du trajet de chargement. Une plus faible triaxialité et une diminution du paramètre de Lode sont détectées au passage d'une bande. Les simulations montrent que la cinétique d'endommagement est plus faible qu'à température ambiante induisant un champ d'endommagement probablement plus diffus et une déformation transverse à rupture plus grande. L'effet du PLC semble finalement avoir un effet bénéfique sur le matériau d'étude redistribuant le champ d'endommagement sur la structure et retardant l'apparition d'une bande de localisation fatale au matériau.

Abstract

This chapter details the identification of a local multiaxial fracture criterion based on the experiments conducted on all the tested geometries. The shape of the damage function is chosen according to the transverse deformation until fracture and a fracture surface is obtained at room temperature. The reliability of the criterion is based on the prediction of the fracture location which is in very good agreement with the observations of the obtained fractagraphies. At high temperatures, the incorporation of the testing machine stiffness in addition to the effect of the PLC plays an important role in the loading path history. A lower triaxiality and a decrease of the Lode parameter are detected at the passing of a band. The simulations show that the damage kinetics at high temperatures is weaker than at room temperature inducing potentially a more diffuse damage field and a larger transverse strain at failure. The effect of the PLC seems to have a beneficial effect on the studied material redistributing the damage field on the structure and delaying the appearance of a localization band lethal to the material.

Chapitre 5

Application à un disque de turbine

Le dernier chapitre de ce manuscrit propose enfin d'appliquer au disque de turbine, pièce réelle subissant un chargement thermo-mécanique extrême, les résultats obtenus dans les chapitres précédents. D'abord, il vise à poser le cadre des milieux continus qui permet, par une approche purement analytique, de déterminer les champs mécaniques élastoplastiques de contrainte, de déformation et de déplacement subis par un disque idéalisé lorsqu'il est sollicité. Cette étape constitue à l'ordre zéro la première phase de dimensionnement des disques. On étudie ensuite, d'une part, le choix du critère de plasticité par calculs éléments finis sur une géométrie de disque en 2D et, d'autre part, le comportement PLC sur un disque 3D afin de voir apparaître des bandes de localisation et de mieux comprendre leur propagation. Enfin, le critère de rupture local est appliqué sur deux géométries de disques et les prévisions sont confrontées à deux autres critères déjà existants. Ce chapitre expose l'aboutissement de ces travaux et leur application industrielle concrète sur le disque.

The last chapter of this manuscript proposes to apply the results obtained in the previous chapters to the turbine disk which undergoes extreme thermo-mechanical loading. First, it aims to establish the continuum mechanical framework which allows, by a purely analytical approach, to determine the elastoplastic mechanical fields of stress, strain, and displacement undergone by a simplified disk when it is rotating. This step constitutes the first stage of the dimensioning of the disks. Then, the choice of the plasticity criterion by finite element calculations on a 2D disk geometry is studied, as well as the PLC behavior on a 3D disk in order to see localization bands appear and to better understand their propagation. Finally, the local fracture criterion is applied on two disc geometries in order to be compared with two other existing criteria. This chapter presents the outcome of this work and its concrete industrial application to the disk.

Plan du chapitre

5.1 Dimensionnement d'un disque alésé : solutions analytiques 129
5.2 Influence du critère de plasticité à 20°C 136
5.3 Modèle de comportement à 500°C dépendant du temps 139
5.4 Comparaisons de plusieurs critères de rupture 146
5.5 Conclusion 150

5.1 Dimensionnement d'un disque alésé : solutions analytiques

Dans le but de de mieux comprendre l'état des champs mécaniques d'un disque en rotation, cette section propose d'en donner les expressions analytiques en utilisant la mécanique des milieux continus. Celle-ci vise à introduire, à travers un cadre simplifié, les états de contrainte explicites et de déformation que subit le disque soumis à des efforts centrifuges. La résolution du problème est scindée en trois parties. La première étape consiste, après avoir établi le cadre et les hypothèses de résolution, à trouver les champs mécaniques que subit un disque dans le domaine élastique. La deuxième phase étend ces champs au domaine élastoplastique parfait. Enfin, un cas d'étude concret est traité dans le but de comparer l'ensemble des expressions analytiques obtenues à des simulations éléments finis. Il est choisi de ne présenter ici que les solutions analytiques valables dans le cadre d'un disque alésé.

Les moteurs d'hélicoptères présentent deux spécificités par rapport à ceux des avions : leur taille est plus petite et leur vitesses de rotations, plus élevée. Il existe deux familles de disques : (i) les disques alésés qui possèdent un trou concentrique permettant le passage d'un arbre ii) les disques non alésés qui sont situés en tête ou fin d'assemblage et ne possède pas de trou central.

5.1.1 Cadre et hypothèses de résolution

Plusieurs hypothèses simplificatrices sont émises pour la résolution de ce problème mécanique. La première concerne la géométrie du disque qui est considérée axi-symétrique d'axe $\underline{\boldsymbol{e}}_z$ avec une section rectangulaire dans le plan (r,z) de rayon intérieur r_i et de rayon extérieur r_e (figure 5.1). La deuxième ne prend pas en compte la variation d'épaisseur d'un disque réel. La troisième suppose que le disque est libre d'effort en $r = r_i$ (pas de jeu entre l'arbre et le disque) et en $r = r_e$ (dans le cas où les aubes sont négligées). Une vitesse angulaire constante, ω, autour de l'axe $\underline{\boldsymbol{e}}_z$ est imposée. Enfin le cadre de résolution est restreint au contexte des petites perturbations (HPP) et au cas des contraintes planes ($\sigma_{zz} = 0$) valable pour un disque suffisamment mince. Enfin le matériau est considéré comme isotrope (Forest et al., 2015).

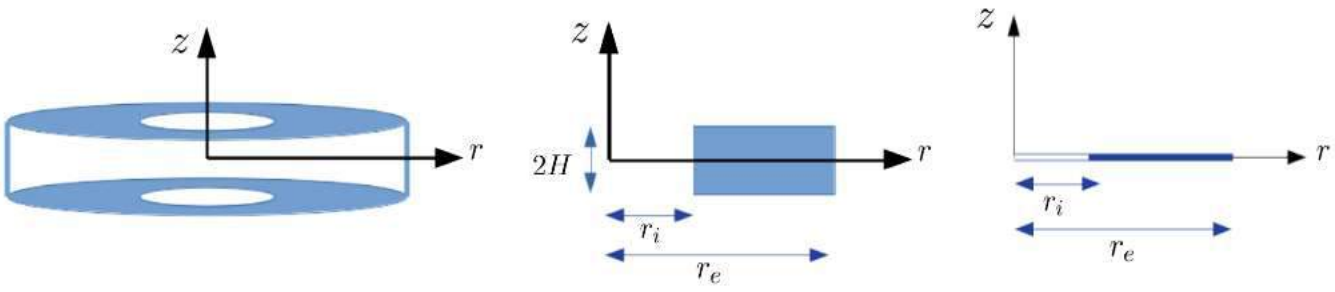


FIGURE 5.1 – Schéma d'un disque alésé après les hypothèses simplificatrices pour la résolution analytique.

5.1.2 Mise en données du problème

Ce problème consiste à déterminer les composantes des champs de contraintes, de déformations et de déplacements dans le système de coordonnées cylindriques (r, θ, z) attaché au disque animé d'une vitesse rotation ω. L'équation d'équilibre qui régit l'équilibre statique du disque s'écrit :

$$\text{div } \underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}} + \rho \underline{\boldsymbol{f}} = 0 \tag{5.1}$$

où $\rho \underline{f}$ représente les efforts volumiques induits par la vitesse de rotation du disque égaux à :

$$\rho \underline{\boldsymbol{f}} = \rho \omega^2 r \, \underline{\boldsymbol{e}}_r \tag{5.2}$$

Forme du tenseur des contraintes en élasticité

Compte-tenu du cadre de résolution, on cherche l'état de contraintes dans le disque sous la forme :

$$\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_{rr}(r) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{\theta\theta}(r) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \tag{5.3}$$

La géométrie du disque étant supposée axi-symétrique et d'épaisseur nulle (voir figure 5.1), les composantes cherchées ne dépendent pas des variables θ et z.

Suivant $\underline{\boldsymbol{e}}_r$, l'équation d'équilibre (eq. 5.1) est réécrite de la manière suivante :

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}}{r} + \rho\omega^2 r = 0 \tag{5.4}$$

L'intégration des équations d'équilibre et de compatibilité amène à la forme suivante des contraintes :

$$\begin{cases} \sigma_{rr} = -\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8}(3+\nu) + \dfrac{A}{r^2} + B \\ \sigma_{\theta\theta} = -\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8}(1+3\nu) - \dfrac{A}{r^2} + B \end{cases} \tag{5.5}$$

Les champs de déformations peuvent ensuite être déduits à partir des relations d'élasticité suivantes :

$$\begin{cases} \varepsilon_{rr} = \dfrac{\sigma_{rr}}{E} - \nu\dfrac{\sigma_{\theta\theta}}{E} \\ \varepsilon_{\theta\theta} = \dfrac{\sigma_{\theta\theta}}{E} - \nu\dfrac{\sigma_{rr}}{E} \\ \varepsilon_{zz} = -\dfrac{\nu}{E}(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta}) \end{cases} \tag{5.6}$$

Forme du tenseur des contraintes en plasticité

Le critère de plasticité utilisé est celui de Tresca (Hosford $n = 80$) pour simplifier la résolution :

$$f(\tilde{\sigma}) = max(\sigma_i - \sigma_j) - \sigma_0 \leq 0 \tag{5.7}$$

La relation d'ordre des contraintes est la suivante :

$$\sigma_{zz} = 0 \leq \sigma_{rr} \leq \sigma_{\theta\theta} \tag{5.8}$$

Ce qui implique que le domaine de plasticité est défini lorsque le critère suivant est atteint :

$$f(\tilde{\sigma}) = \sigma_{\theta\theta} - \sigma_0 = 0 \tag{5.9}$$

L'intégration des équations d'équilibre (équation 5.1) et de compatibilité conduit à la forme suivante des contraintes :

$$\begin{cases} \sigma_{rr} = \left(\sigma_0 - \dfrac{\rho\omega^2 r^2}{3}\right) + \dfrac{C}{r} \\ \sigma_{\theta\theta} = \sigma_0 \end{cases} \tag{5.10}$$

5.1.3 Résolution sur un disque alésé

Expressions valables dans le domaine élastique

Les constantes A et B du système d'équations 5.5 sont déterminées par les conditions limites de bords libres : $\sigma_{rr}(r = r_i) = \sigma_{rr}(r = r_e) = 0$. Les champs mécaniques que subit le disque peuvent alors être déduits en fonction des données du problème :

— Champ de contraintes :

$$\begin{cases} \sigma_{rr}^e = -\dfrac{\rho\omega^2}{r^2}\left(\dfrac{3+\nu}{8}\right)(r^2-r_i^2)(r^2-r_e^2) \\ \sigma_{\theta\theta}^e = \dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8}\left((3+\nu)\left(\dfrac{r_i^2 r_e^2}{r^4}+\dfrac{r_i^2+r_e^2}{r^2}\right)-(1+3\nu)\right) \end{cases} \tag{5.11}$$

— Champ de déformations :

$$\begin{cases} \varepsilon_{rr}^e = \dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8E}\left(3(\nu^2-1)+(3+\nu)\left((1-\nu)\dfrac{r_i^2+r_e^2}{r^2}-(1+\nu)\dfrac{r_i^2 r_e^2}{r^4}\right)\right) \\ \varepsilon_{\theta\theta}^e = \dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8E}\left((\nu^2-1)+(3+\nu)\left((1-\nu)\dfrac{r_i^2+r_e^2}{r^2}+(1+\nu)\dfrac{r_i^2 r_e^2}{r^4}\right)\right) \\ \varepsilon_{zz}^e = \dfrac{\nu}{E}\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{4}\left(2(1+\nu)-(3+\nu)\dfrac{r_i^2+r_e^2}{r^2}\right) \end{cases} \tag{5.12}$$

— Champ de déplacements :

$$\begin{cases} u_r^e = r\varepsilon_{\theta\theta} = \dfrac{\rho\omega^2 r^3}{8E}\left((\nu^2-1)+(3+\nu)\left((1-\nu)\dfrac{r_i^2+r_e^2}{r^2}+(1+\nu)\dfrac{r_i^2 r_e^2}{r^4}\right)\right) \\ u_\theta^e = \alpha r \\ u_z = \dfrac{\nu}{E}\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{4}z\left(2(1+\nu)-(3+\nu)\dfrac{r_i^2+r_e^2}{r^2}\right) \end{cases} \tag{5.13}$$

La vitesse d'apparition de la plasticité dans le disque de rotation peut être calculée en utilisant le critère de Tresca. La contrainte tangentielle étant maximale en $r = r_i$, cette vitesse est donnée par la condition $\sigma_{\theta\theta}(r = r_i) = \sigma_0$.

$$\omega_e^2 = \frac{4\sigma_0}{\rho_{disque}\left(r_i^2(1-\nu)+r_e^2(3+\nu)\right)} \tag{5.14}$$

Expressions valables dans le domaine plastique

La constante C du système d'équation 5.10 est déterminée par la condition de bord libre $\sigma_{rr}(r = r_i) = 0$. Le champ de contraintes est alors donné par :

$$\begin{cases} \sigma_{rr} = \sigma_0\left(1-\dfrac{r_i}{r}\right)-\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{3}\left(1-\left(\dfrac{r_i}{r}\right)^3\right) \\ \sigma_{\theta\theta} = \sigma_0 \end{cases} \tag{5.15}$$

Les composantes de déformations plastiques sont données par la loi d'écoulement plastique ainsi que par la direction qui respecte la loi de normalité pour le critère de Tresca. La frontière du domaine élastique est donnée par l'équation :

$$f(\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}) = \sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz} - \sigma_0 = 0 \tag{5.16}$$

La loi de normalité implique que l'écoulement plastique se fait selon :

$$\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p = \dot{p}\frac{\partial f}{\partial \sigma} = \dot{p}\begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} \tag{5.17}$$

Le champ de déformation radial est donné par :

$$\varepsilon_{rr} = \varepsilon_{rr}^e + \varepsilon_{rr}^p = \frac{\sigma_{rr}}{E} - \frac{\nu\sigma_{\theta\theta}}{E} \tag{5.18}$$

Donc :

$$\varepsilon_{rr} = \frac{1}{E}\left(\sigma_0(1-\nu-\frac{r_i}{r}) - \frac{\rho\omega r^2}{3}(1-\left(\frac{r_i}{r}\right)^3\right) = \frac{du_r}{dr} \tag{5.19}$$

Le déplacement radial s'obtient par intégration et est donné à une constante près :

$$u_r = \frac{1-\nu}{E}\sigma_0 r - \frac{\sigma_0 r_i}{E}\log\frac{r}{r_e} - \frac{\rho\omega^2}{3E}\left(\frac{r^3}{3} - r_i^3 log\frac{r}{r_e}\right) + \frac{D}{E} \tag{5.20}$$

Le champ de déformation tangentiel s'écrit de la manière suivante :

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \varepsilon^e_{\theta\theta} + \varepsilon^p_{\theta\theta} \Rightarrow \varepsilon^p_{\theta\theta} = \frac{u}{r} - \frac{\sigma_{\theta\theta}}{E} + \frac{\nu\sigma_{rr}}{E} \tag{5.21}$$

D'où :

$$\varepsilon^p_{\theta\theta} = \frac{1}{E}\left(\frac{r_i}{r}(\log\frac{r}{r_e}+\nu)(\frac{\rho\omega^2 r_i^2}{3}-\sigma_0) - \frac{\rho\omega^2 r^2}{9}(1+3\nu) + \frac{D}{E}\right) \tag{5.22}$$

En utilisant la condition à l'interface du domaine plastique en $r = a$, on a $\varepsilon^p_{\theta\theta}(r=a) = 0$. Par conséquent :

$$D = -r_i(\log\frac{a}{r_e}+\nu)(\frac{\rho\omega^2 r_i^2}{3}-\sigma_0) + \frac{\rho\omega^2 a^3}{9}(1+3\nu) \tag{5.23}$$

Finalement on trouve un champ de déformation tangentiel positif en accord avec la loi de normalité :

$$\varepsilon^p_{\theta\theta} = \frac{1}{E}\left(\frac{r_i}{r}\log\frac{r}{a}(\frac{\rho\omega^2 r_i^2}{3}-\sigma_0) - \frac{\rho\omega^2 r^2}{9}(1+3\nu)(1-\left(\frac{a}{r}\right)^3)\right) \geq 0 \tag{5.24}$$

Enfin le champ de déformation suivant $\underline{\boldsymbol{z}}$ est donné par :

$$\varepsilon_{zz} = \varepsilon^e_{zz} + \varepsilon^p_{zz} = -\frac{\nu}{E}(\sigma_{rr}+\sigma_{\theta\theta}) - \varepsilon^p_{\theta\theta} \tag{5.25}$$

Le champ de déplacement suivant $\underline{\boldsymbol{z}}$ est déterminé par :

$$\varepsilon_{zz} = -\frac{1}{E}\left(\nu\sigma_0(2-\frac{r_i}{r}) + (\frac{\rho\omega^2 r_i^2}{3}-\sigma_0)\frac{r}{r_i}\log\frac{r}{a} - \frac{\rho\omega^2 r^2}{9}\left(3\nu(1-\left(\frac{r_i}{r}\right)^3) + (1+3\nu)(1-\left(\frac{a}{r}\right)^3)\right)\right) \tag{5.26}$$

D'où

$$u_z = \int \varepsilon_{zz} dz \tag{5.27}$$

De la même manière que la vitesse d'entrée dans le domaine plastique, la vitesse de chargement limite peut être déterminée. Cette vitesse correspond au moment où la zone plastique s'étend sur l'ensemble du disque. La solution doit alors vérifier la condition limite $\sigma_{rr}(r=r_e) = 0$. Ainsi la vitesse d'éclatement, ω^2_∞ est calculée grâce à la relation :

$$\omega^2_\infty = \frac{3\sigma_0}{\rho_{disque}\left(r_e^2 + r_i r_e + r_i^2\right)} \tag{5.28}$$

Détermination du front de plasticité

L'expression régissant l'évolution de la position du front plastique a peut également être déterminée. Pour cela, il suffit d'écrire trois conditions aux limites : i) bord libre en $r = r_e$ (équation 5.29), ii) continuité du champ de contrainte radial élastique et plastique en $r = a$ (équation 5.30) et iii) continuité du champ de contrainte tangentiel élastique et plastique en $r = a$ (équation 5.31).

$$\sigma_{rr}(r=r_e) = 0 = -\frac{\rho\omega^2 r_e^2}{8}(3+\nu) + \frac{A}{r_e^2} + B \tag{5.29}$$

$$\sigma_{rr}(r=a) = \sigma_0(1-\frac{r_i}{a}) - \frac{\rho\omega^2 a^2}{3}(1-\left(\frac{r_i}{a}\right)^3) = -\frac{\rho\omega^2 a^2}{8}(3+\nu) + \frac{A}{a^2} + B \tag{5.30}$$

$$\sigma_{\theta\theta}(r=a)=\sigma_0=-\frac{1+3\nu}{8}+B-\frac{A}{a^2} \tag{5.31}$$

Le système d'équations à deux inconnues à résoudre est le suivant :

$$\begin{cases} \dfrac{A}{r_e^2}+B=\dfrac{\rho\omega^2 r_e^2}{8}(3+\nu) \\ \dfrac{A}{a^2}+B=\dfrac{\rho\omega^2 a^2}{3}\left(\dfrac{1+3\nu}{8}+\left(\dfrac{r_i}{a}\right)^3\right)+\sigma_0(1-\dfrac{r_i}{a}) \\ -\dfrac{A}{a^2}+B=\sigma_0+\dfrac{1+3\nu}{8}\rho\omega^2 a^2 \end{cases} \tag{5.32}$$

En combinant les équations, l'expression des constantes A et B est donnée par :

$$\begin{cases} A=-\dfrac{\sigma_0}{2}ar_i+\dfrac{\rho\omega^2 a^4}{6}\left(-\dfrac{1+3\nu}{4}+\left(\dfrac{r_i}{a}\right)^3\right) \\ B=\sigma_0(1-\dfrac{r_i}{2a})+\dfrac{\rho\omega^2 a^2}{6}\left(\dfrac{1+3\nu}{2}+\left(\dfrac{r_i}{a}\right)^3\right) \end{cases} \tag{5.33}$$

Ainsi l'équation polynomiale (eq. 5.34) traduit l'évolution de la position du front de plasticité.

$$a^5\frac{\rho\omega^2}{3r_e^2}\frac{1+3\nu}{4}-a^3\frac{\rho\omega^2}{6}(1+3\nu)-a^2\frac{r_i}{r_e^2}(\frac{\rho\omega^2 r_i^2}{3}-\sigma_0)+a(\frac{\rho\omega^2 r_e^2}{4}(3+\nu)-2\sigma_0)+\sigma_0 r_i-\frac{\rho\omega^2}{3}r_i^3=0 \tag{5.34}$$

Cette équation d'ordre 5, admettant 5 racines imaginaires et réelles, peut être résolue sur Python pour un jeu de paramètres donnés. Les racines imaginaires et réelles négatives sont éliminées de l'analyse. En effet, a représentant l'emplacement du front de plasticité, la solution compatible doit être une distance positive comprise entre $r_i \leq \mathrm{a} \leq r_e$. Lorsque $a=r_i$ le disque rentre dans le domaine plastique alors que quand $a=r_e$ le disque atteint sa vitesse d'éclatement théorique.

Résumé des expressions analytiques valables dans le cas élastoplastique

Les expressions des champs mécaniques valables dans le cadre élastoplastique peuvent finalement être déduites grâce aux constantes A, B, et D trouvées précédemment.

Champ de contrainte radiale :

$$\sigma_{rr}\begin{cases} \sigma_{rr}^p=\sigma_0\left(1-\dfrac{r_i}{r}\right)-\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{3}\left(1-\left(\dfrac{r_i}{r}\right)^3\right) & \text{pour } r_i\leq r\leq a \\ \sigma_{rr}^e=-\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8}(3+\nu)+\dfrac{A}{r^2}+B & \text{pour } a\leq r\leq r_e \end{cases} \tag{5.35}$$

Champ de contrainte tangentielle :

$$\sigma_{\theta\theta}\begin{cases} \sigma_{\theta\theta}^p=\sigma_0 & \text{pour } r_i\leq r\leq a \\ \sigma_{\theta\theta}^e=-\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8}(1+3\nu)-\dfrac{A}{r^2}+B & \text{pour } a\leq r\leq r_e \end{cases} \tag{5.36}$$

Champ de déformation radiale :

$$\varepsilon_{rr}\begin{cases} \varepsilon_{rr}^p=0 & \text{pour } r_i\leq r\leq a \\ \varepsilon_{rr}^e=\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{8E}\left(3(\nu^2-1)+(3+\nu)\left((1-\nu)\dfrac{r_i^2+r_e^2}{r^2}-(1+\nu)\dfrac{r_i^2 r_e^2}{r^4}\right)\right) & \text{pour } a\leq r\leq r_e \end{cases} \tag{5.37}$$

Champ de déformation tangentielle :

$$\varepsilon_{\theta\theta}\begin{cases} \varepsilon_{\theta\theta}^p=\dfrac{1}{E}\left(\dfrac{r_i}{r}log\dfrac{r}{a}(\dfrac{\rho\omega^2 r_i^2}{3}-\sigma_0)-\dfrac{\rho\omega^2 r^2}{9}(1+3\nu)(1-\left(\dfrac{a}{r}\right)^3)\right) & \text{pour } r_i\leq r\leq a \\ \varepsilon_{\theta\theta}^e=\dfrac{{\sigma_{\theta\theta}}^e}{E}-\nu\dfrac{{\sigma_{rr}}^e}{E} & \text{pour } a\leq r\leq r_e \end{cases} \tag{5.38}$$

Champ de déplacement radial :

$$u_r \begin{cases} u_r^p = u_r = \dfrac{1-\nu}{E}\sigma_0 r - \dfrac{\sigma_0 r_i}{E} log\dfrac{r}{r_e} - \dfrac{\rho\omega^2}{3E}\left(\dfrac{r^3}{3} - r_i^3 log\dfrac{r}{r_e}\right) + \dfrac{D}{E} & \text{pour } r_i \leq r \leq a \\ u_r^e = \dfrac{1}{E}\left(\dfrac{\rho\omega^2 r^3}{8}(\nu^2-1) - \dfrac{A}{r}(1+\nu) + Br(1-\nu)\right) & \text{pour } a \leq r \leq r_e \end{cases} \tag{5.39}$$

5.1.4 Cas d'étude : application avec des données matériau et sur une géométrie

Des données géométriques et matérielles représentatives d'un disque de turbine d'hélicoptère (tableau 5.1) sont prises pour comparer les résultats obtenus analytiquement à ceux obtenus numériquement par simulations éléments finis.

r_i (mm)	r_e (mm)	ρ_{disque} (kg.mm^{-3})	E (MPa)	ν	σ_0 (MPa)
5	50	8.08e-9	205 000	0.3	1000

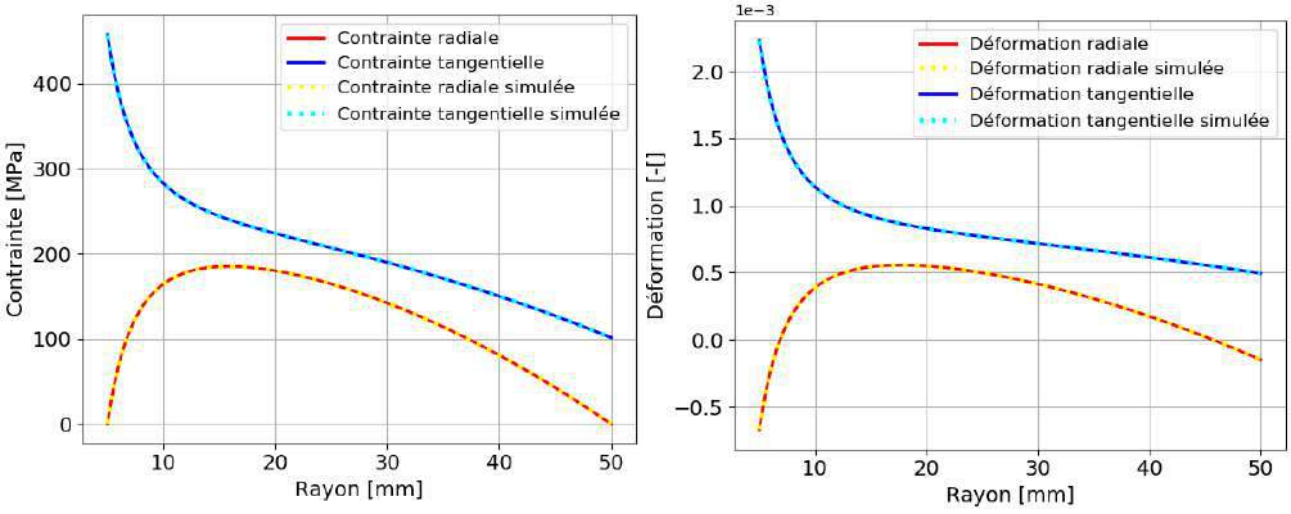
TABLE 5.1 – Données géométriques et matérielles pour le cas d'étude représentative d'un disque.

Ainsi en remplaçant ces valeurs dans les équations 5.14 et 5.28, la vitesse d'entrée dans le domaine plastique et la vitesse d'éclatement peuvent être calculées :

	Disque
Vitesse du domaine élastique (tr/min)	$\omega_e < 73\,893$
Vitesse de chargement limite (tr/min)	$\omega_\infty = 110\,457$

TABLE 5.2 – Calcul des vitesses analytiques d'entrée dans le domaine plastique et d'éclatement d'un disque pour le cas d'étude proposé.

Les champs obtenus par la résolution du problème analytique sont comparés, pour une vitesse $\omega = 50000$ tr.min^{-1} correspondant au domaine élastique, aux résultats issus d'une simulation éléments finis réalisée sur Zebulon. Les figures 5.2 et 5.3 montrent une superposition parfaite des réponses :



(a) Contraintes radiale et tangentielle

(b) Déformations radiale et tangentielle

FIGURE 5.2 – Comparaison des résultats obtenus via les expressions analytiques et la simulation éléments finis du disque.

L'équation polynomiale (eq. 5.34) régissant l'évolution de la position du front plastique pour un chargement est tracée sur la figure 5.4 entre la vitesse d'entrée dans le domaine de plasticité et la vitesse d'éclatement du disque.

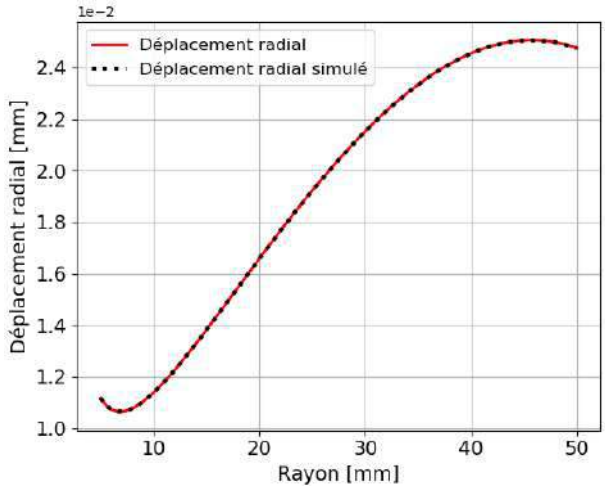


FIGURE 5.3 – Comparaison du déplacement radial calculé et simulé le long du rayon du disque.

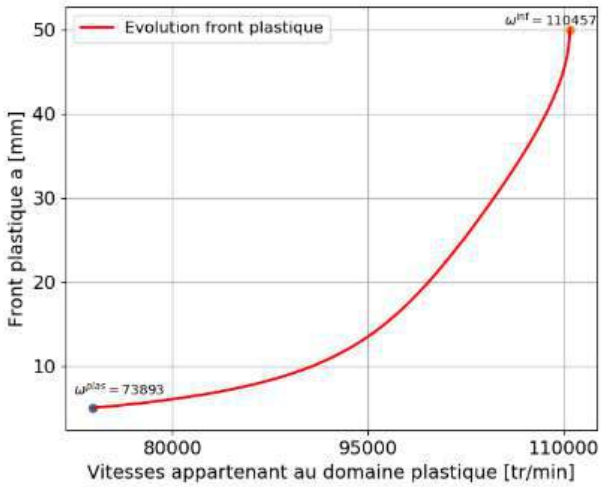
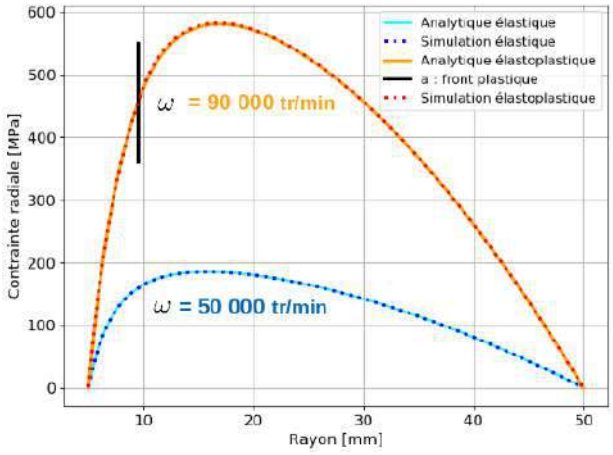
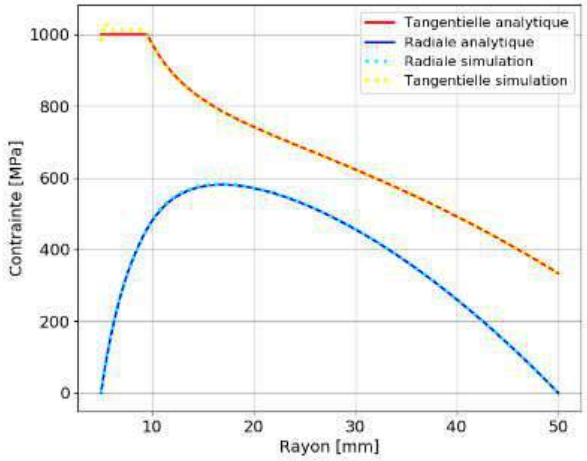


FIGURE 5.4 – Évolution du front plastique en fonction de la vitesse de rotation.

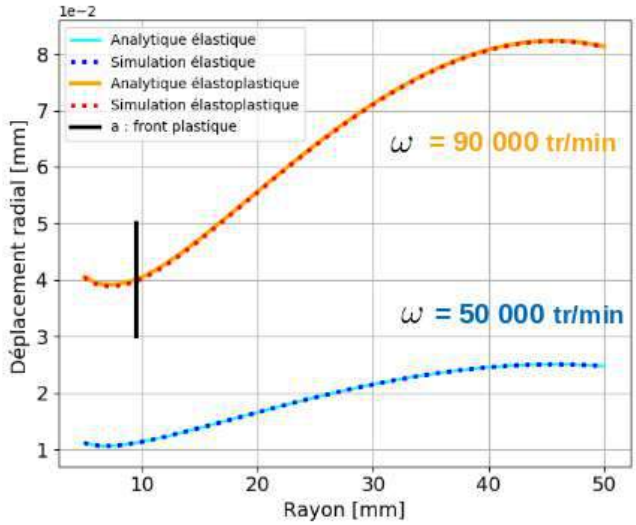
Enfin, les champs mécaniques analytiques sont tracés pour une vitesse de rotation $\omega = 90000$ tr.min^{-1}, vitesse pour laquelle une partie du disque rentre dans le domaine plastique. Les résultats obtenus sont comparés aux simulations sur la figure 5.5 et le front plastique en trait noir est positionné :



(a) Contraintes élastoplastiques radiale et tangentielle



(b) Déformations élastoplastiques radiale et tangentielle



(c) Déplacements élastoplastiques radiale et tangentielle

FIGURE 5.5 – Comparaison élastoplastique des résultats obtenus via les expressions analytiques et via la simulation par éléments finis du disque.

La superposition parfaite des résultats issus de cette analyse théorique avec ceux obtenus par la simulation par éléments finis permet de mieux comprendre et notamment d'évaluer l'ordre de grandeur des vitesses de déformation et des vitesses d'éclatement. Cet exercice a également été poursuivi pour un disque non alésé et en prenant en compte les aubes sur le disque (en $r = r_e$). L'ensemble des solutions analytiques trouvées corroborent les résultats numériques.

5.2 Influence du critère de plasticité à 20°C

Une loi de comportement à 20°C a été identifiée au chapitre 3. Cependant, ce modèle de comportement dépend fortement du critère de plasticité choisi. L'objectif de cette section est de montrer avec un modèle de comportement indépendant du temps l'influence de ce critère de plasticité sur le gonflement du disque. Cette étude est menée sur un disque alésé modélisé dans des conditions axi-symétriques. Trois critères de plasticité sont testés : von Mises, Hosford ($n = 8$) et Hosford ($n = 80$) équivalent à Tresca. Le maillage utilisé est exposé en haut à droite de la figure 5.6. La modélisation inclut le disque ainsi qu'une bride sur laquelle les conditions aux limites sont imposées. Le chargement imposé est une vitesse de rotation. La prise en compte de la bride dans la modélisation permet de se rapprocher des conditions limites subies par un disque réel et par conséquent des états locaux de sollicitation. Le calcul éléments finis est effectué jusqu'à la divergence –charge limite– en négligeant les effets d'inertie. Le champ de plasticité, tracé au dernier pas de temps de chaque calcul sur la figure 5.6, montre des différences en fonction du critère de plasticité utilisé. Par exemple la zone centrale, zone dans l'épaisseur du disque et en dessous de la bride, admet une déformation plastique plus faible avec le critère de type Tresca. De plus le maximum de déformation plastique à l'instant de la divergence du calcul (figures 5.6 et 5.7), représenté par les triangles gris, bien que se situant en bord d'alésage pour les trois critères, a une position différente sur l'épaisseur du disque.

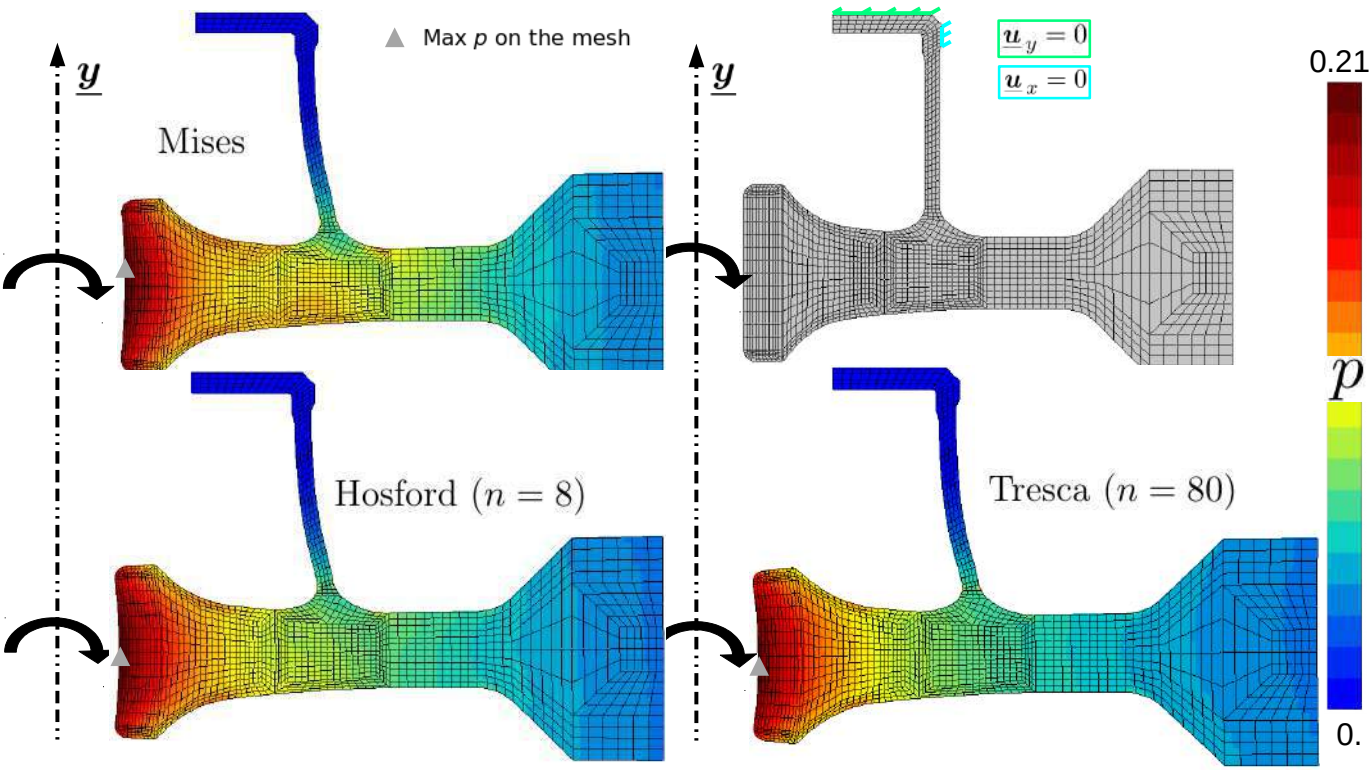


FIGURE 5.6 – Comparaison du champ de plasticité en fonction du critère de plasticité (Mises, Hosford et Tresca) tracé à la divergence du calcul éléments finis. Le maillage et les aux conditions limites du calcul sont montrés sur la figure en haut à droite et le triangle gris sur chaque calcul éléments finis représente l'endroit où le maximum de déformation plastique sur le disque est constaté.

La courbe globale de la vitesse de rotation en fonction de la déformation du nœud à l'extrémité droite du maillage est tracée pour chaque critère (figure 5.7). Le calcul utilisant un critère de plasticité

de Mises, est le calcul pour lequel la divergence (symbolisée par des triangles gris) se produit pour la vitesse de rotation la plus grande. Ainsi les vitesses de rotations obtenues pour les deux autres calculs sont adimensionnées par rapport à celle obtenue dans le cas de Mises. La divergence est induite par le fait que le disque atteint sa charge limite correspondant à la perte de stabilité de la structure (Mazière et al., 2009). La figure 5.7 révèle qu'à une vitesse de rotation imposée (annotée par des croix), le critère de Tresca engendre une déformation plus importante que dans le cadre du critère de von Mises (pointillés horizontaux). Par conséquent, une vitesse de rotation plus importante est requise (pointillés verticaux) avec le critère de Mises pour obtenir une déformation identique à celle de Tresca (losanges gris).

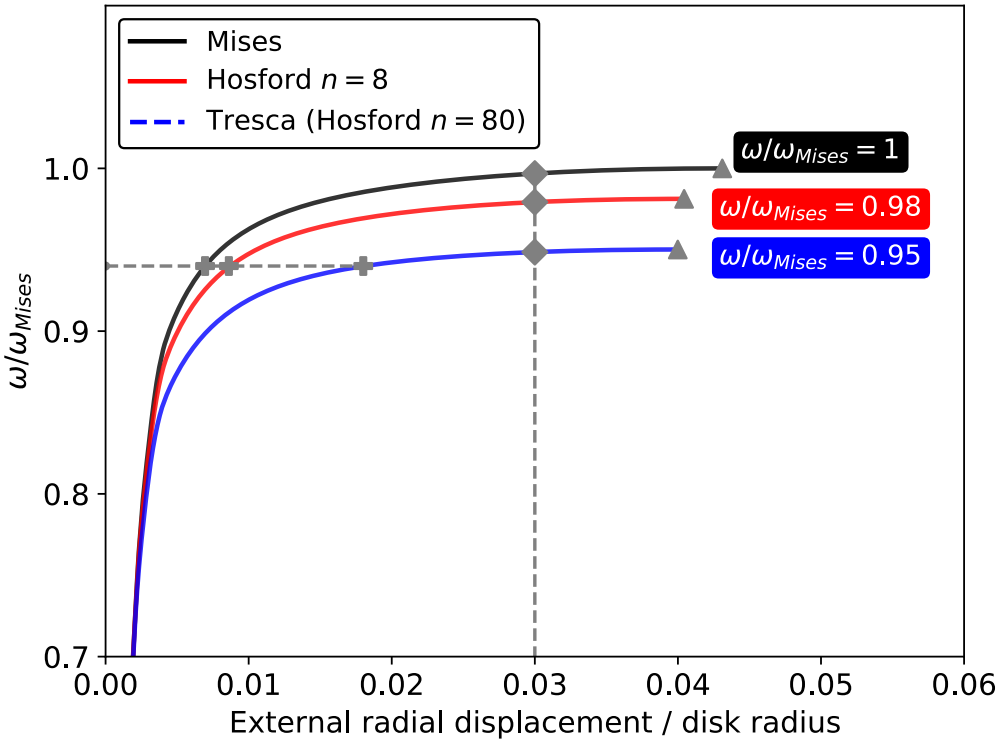
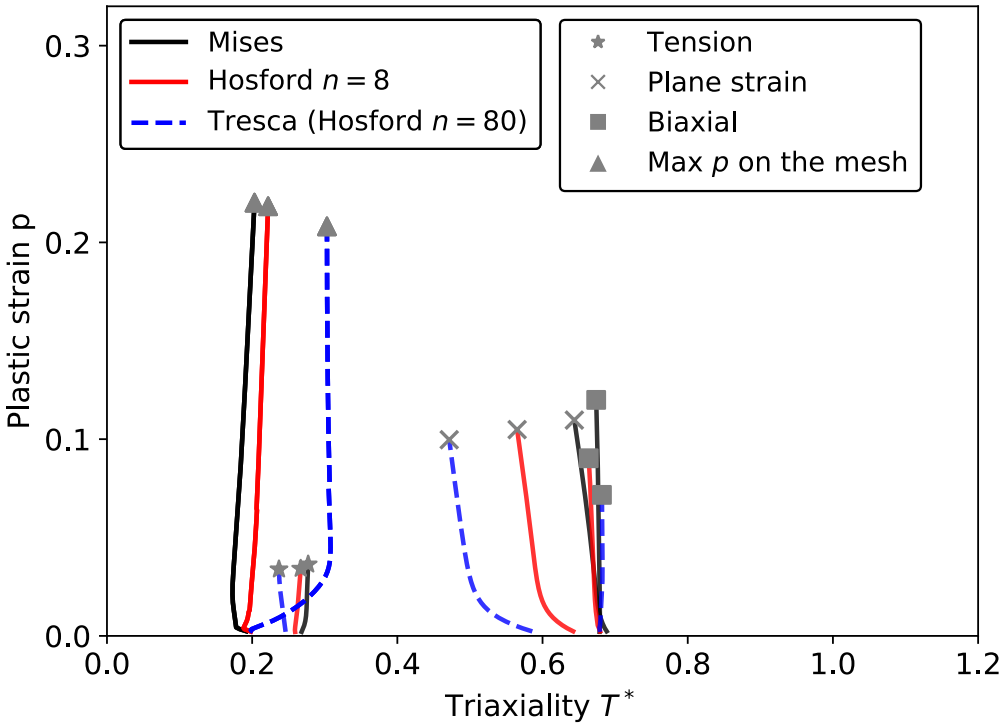


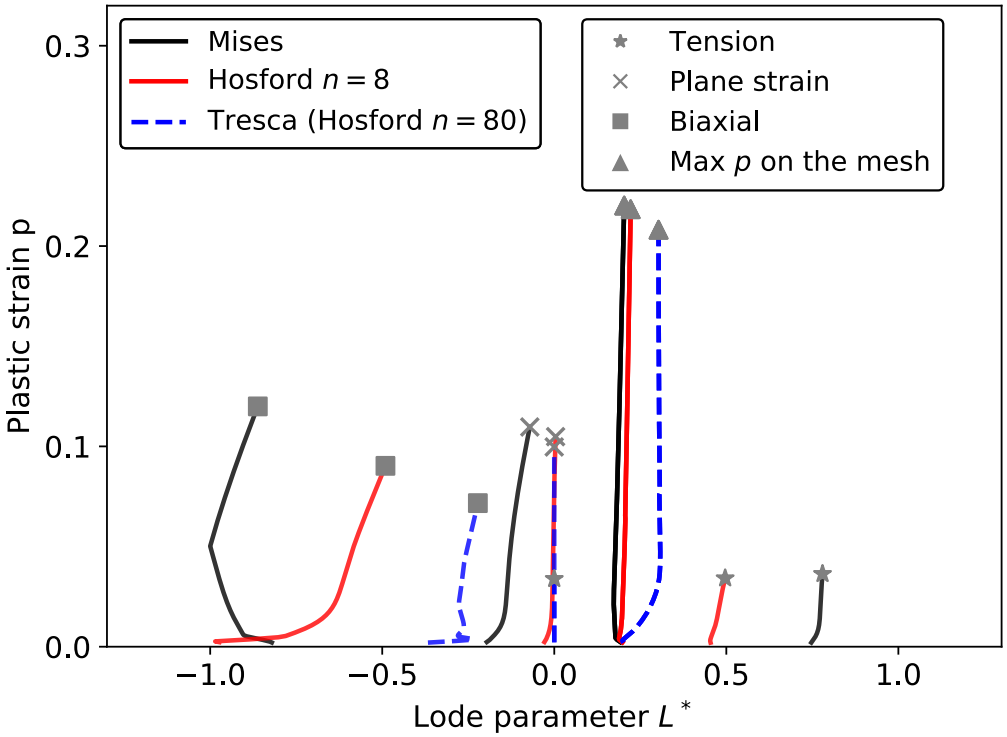
FIGURE 5.7 – Comparaison de la vitesse de rotation du disque en fonction de la déformation du noeud extérieur. Les triangles en gris correspondent à l'instant de divergence du calcul éléments finis, les losanges en gris sont tracés à iso-déformation et les croix en gris à iso-vitesse de vitesse de rotation.

Des trajets de chargements dans les plans (p - T^*) et (p - L^*) sont tracés pour différents endroits du disque subissant des sollicitations différentes (traction, déformation plane et bi-traction) ainsi que pour le point matériel présentant la déformation plastique la plus importante. Les résultats de la figure 5.8 montrent que les trajets de chargement vus par les points du disque diffèrent en fonction de l'utilisation du critère de plasticité. Les explications données au chapitre précédent sur la définition du paramètre de Lode en vitesse des déformations plastiques permettent d'expliquer que les trajets de chargements sont beaucoup plus resserrés dans le cas de Tresca (les états de solliciations tendent vers la déformation plane, $L^* = 0$).

Ainsi même sur un calcul 2D axi-symétrique, où figure seulement la variation d'épaisseur du disque et où est négligée la présence de trou ou de brochage pour la fixation de pales, le critère de plasticité joue un rôle fondamental à la fois sur la vitesse de rotation à l'instant de l'instabilité géométrique mais aussi sur les trajets de chargement perçus par le disque en rotation.



(a) Plan p - T^*



(b) Plan p - L^*

FIGURE 5.8 – Trajets de chargement pour différents critères de plasticité et pour différents états de sollicitation sur un disque axi-symétrique alésé.

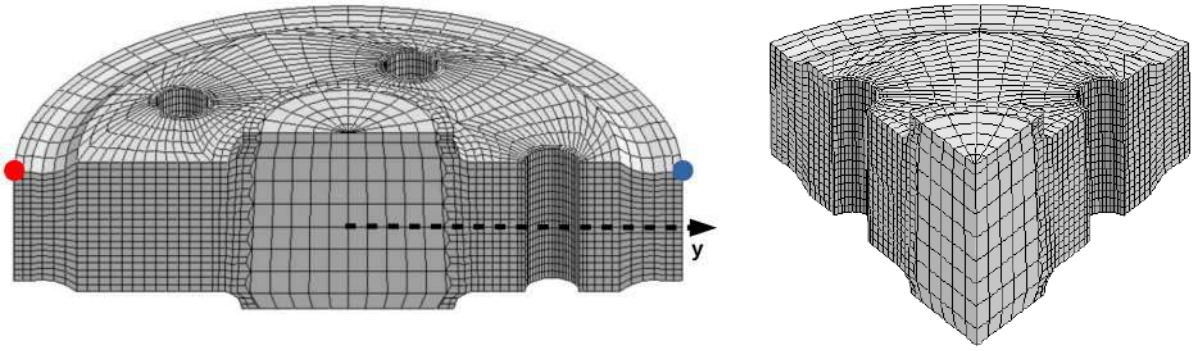
5.3 Modèle de comportement à 500°C dépendant du temps

Une loi de comportement PLC à 500°C a été identifiée au chapitre 3. L'objectif double de la présente démarche est d'utiliser cette loi pour rendre compte de l'apparition et la propagation d'instabilités dans un disque de turbine 3D avec une géométrie réelle. Puis de présenter un modèle stabilisé de l'effet PLC dans l'intérêt industriel de pouvoir réduire considérablement le temps de calcul.

5.3.1 Modèle PLC sur un disque 3D non alésé

L'objectif final étant de prédire les instabilités apparaissant dans un disque de turbine en rotation, une application du comportement viscoplastique du chapitre 3, est réalisée sur une structure réaliste.

La simulation est effectuée sur un disque de turbine représentatif avec de légères simplifications géométriques. Une asymétrie entre les côtés supérieur et inférieur (suivant l'axe des y) est introduite et cinq trous sont ajoutés. La simulation 3D est effectuée sur l'ensemble du disque en raison de l'apparition de bandes non symétriques observée lors des essais uniaxiaux. Un compromis a été adopté pour mailler la structure. Un maillage grossier a été utilisé pour décrire la zone centrale qui est peu chargée, alors qu'un maillage plus fin a été réalisé pour décrire les zones de perçages. Ainsi ce maillage permet d'avoir un raffinement suffisant sans avoir un nombre trop important de mailles (40 500 éléments, 177414 nœuds). Les éléments de maillage utilisés sont des éléments quadratiques à vingt ou quinze nœuds à intégration réduite (c3d20r et c3d15r). Des vues en coupe du maillage sont présentées sur les figures 5.9a et 5.9b. Le calcul est contrôlé par l'application d'un chargement centrifuge. Ce chargement est mis à jour et dépend de la configuration actuelle plutôt que de la configuration initiale pour déterminer la nouvelle distance r à l'axe de rotation ainsi que la direction de la force centrifuge. L'algorithme de Newton-Raphson plutôt que la méthode de la longueur d'arc (où le temps est autorisé à diminuer) est utilisé dans ce travail en raison du comportement viscoplastique du matériau qui permet de surmonter le passage de la charge limite.



(a) Vue en coupe médiane du maillage du disque.

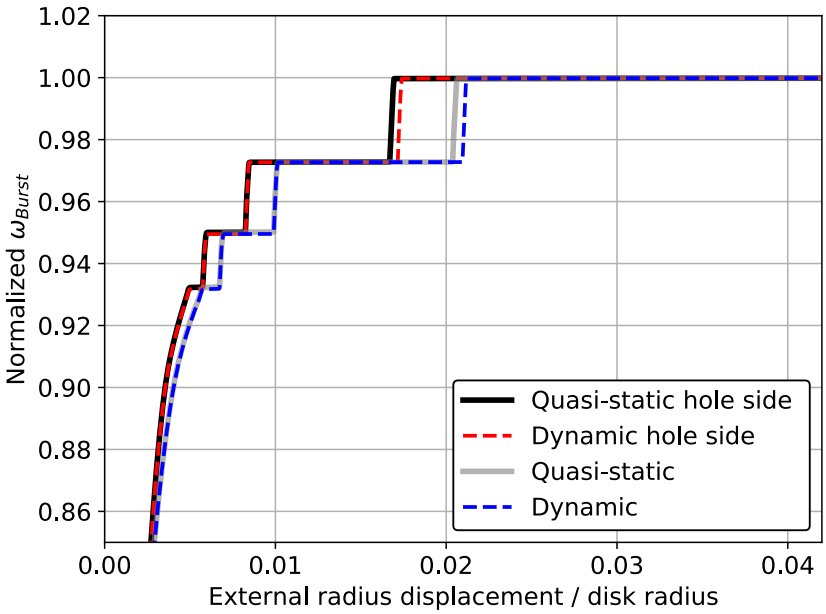
(b) Vue en coupe d'un cinquième du maillage du disque.

FIGURE 5.9 – Vue en coupe du maillage 3D d'un disque de turbine représentatif.

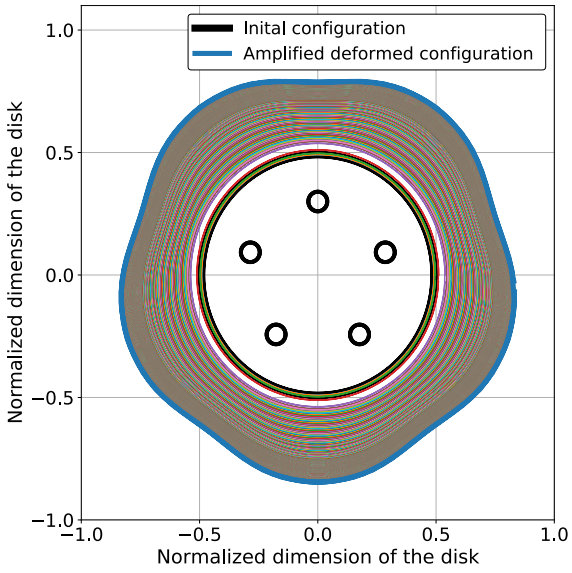
Dans la plupart des simulations par éléments finis de disques en rotation, les termes inertiels s'ajoutant à la force centrifuge de l'équation d'équilibre sont négligés, en supposant que les taux de déformation sont généralement faibles pendant la majeure partie du trajet de chargement. Cependant, lorsque le taux de rotation atteint sa valeur limite, les accélérations de déformation peuvent devenir significatifs. Afin d'estimer l'impact des termes inertiels, deux simulations sont effectuées : i) calcul statique implicite et ii) calcul en dynamique implicite. La vitesse de rotation normalisée en fonction du déplacement radial normalisé au bord du disque est représenté sur la figure 5.10a.

Pour chaque simulation, deux courbes de déplacements normalisés au bord du disque sont tracées : i) le déplacement du point rouge de la figure 5.9a correspondant à un côté sans trou dans la partie gauche de la section médiane ii) le déplacement du point bleu de la figure 5.9a correspondant à un côté avec un trou dans la partie droite de la section médiane. On observe sur la figure 5.10a que la morphologie de la réponse simulée du disque est très similaire à celle obtenue dans la section 3.5.4 en raison du type chargement en force imposée.

Quatre marches sont à distinguer sur la courbe avec une augmentation substantielle de sauts de déformation (de 0.4% à 2.9%). De plus, la prise en compte des effets inertiels dans la simulation semble très négligeable sur la réponse du comportement macroscopique du disque. Cependant une légère différence apparaît pour la dernière marche de la courbe où l'ajout de ces termes retarde l'apparition des instabilités. D'autre part, comme la section médiane du disque sans trou est plus massive qu'une section médiane contenant un trou, son extrémité se déforme de manière plus importante. Le disque se déforme en forme d'étoile arrondie comme on peut l'observer sur la figure 5.10b sur laquelle est tracée l'évolution du déplacement des nœuds extérieurs de l'éprouvette entre les configurations initiale et déformées. De plus, on remarque que les sauts de déformation (longueur des marches sur la courbe) sont plus élevés pour le côté sans trou de la figure 5.10a.



(a)



(b)

FIGURE 5.10 – a) Courbe d'équilibre simulée du disque de turbine pour les calculs statiques et les calculs dynamiques. La vitesse de rotation normalisée imposée en fonction de la déformation d'un point au bord du disque est tracée. Pour chaque simulation le déplacement du nœud du côté du trou (point bleu sur la figure 5.9a) et celui du nœud de l'autre côté (point rouge sur la figure 5.9a) sont représentés. b) Déplacement des noeuds extérieurs au cours du chargement par rapport à la configuration initiale.

L'apparition des instabilités et la façon dont elles se propagent à différents moments de la simulation sont exposées sur la figure 5.13 avec la position correspondante (cercles rouges ou bleus) sur la courbe d'équilibre global de la figure 5.11. En raison de la géométrie, le champ de déformation plastique du disque (figure 5.12) est hétérogène. La déformation plastique est concentrée autour des trous, perpendiculairement à l'axe tangent du fait que les contraintes tangentielles sont plus élevées que les contraintes radiales, et également de manière circulaire autour de la partie centrale du disque. En conséquence, la vitesse de déformation plastique est également hétérogène aux mêmes endroits. Cette vitesse de déformation plastique augmente de façon drastique en formant plusieurs bandes massives dans un second temps, au moment où un plateau est atteint sur la courbe globale. Pendant le plateau, le taux de déformation plastique continue d'augmenter pour être entièrement redistribué en formant une "bande" unique sur l'ensemble du disque. Pendant cette phase, le disque est instable et subit de grands sauts de déformation jusqu'à ce que le phénomène se répète dynamiquement ou que la divergence de la simulation se produise. Pendant cette phase horizontale, la convergence de la simulation est très difficile (incrément de temps très petit autour de $10^{-6}s$) augmentant considérablement le nombre d'incréments (selon la longueur du plateau de 200 à plus de 2000 incréments sont calculés). Tant que la capacité plastique ultime du matériau n'est pas atteinte, une phase ascendante (phase verticale) est observée sur la courbe. La déformation plastique reste constante, ce qui rend le nombre d'incréments dans la simulation très faible (environ 5 incréments). En outre, on peut remarquer que le champ de vitesse de déformation plastique semble être symétrique pendant les trois premières étapes et devient non symétrique pour la dernière étape sur la figure 5.13 aux temps 22 et 23 par exemple. Comme la simulation est effectuée sur toute la structure avec l'utilisation du modèle McCormick, le coût de calcul et le stockage (450 Go) d'un tel modèle éléments finis nécessitent du temps (40 jours) et une grande capacité de calcul (12 processeurs).

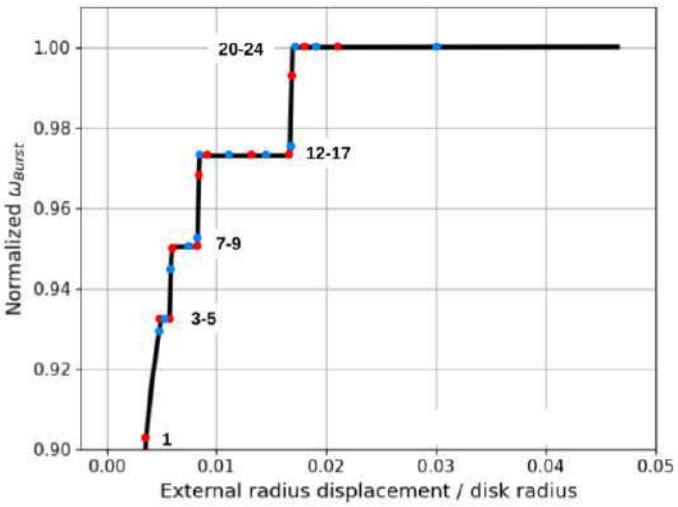


FIGURE 5.11 – Courbe d'équilibre simulée du disque de turbine pour le calcul statique avec les numéros associés aux instants de la figure 5.13.

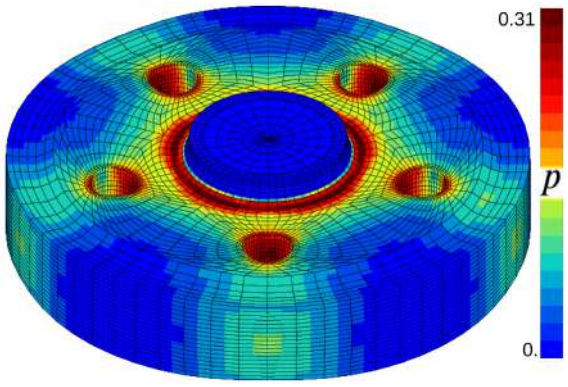


FIGURE 5.12 – Champs de déformation plastique au dernier incrément du calcul.

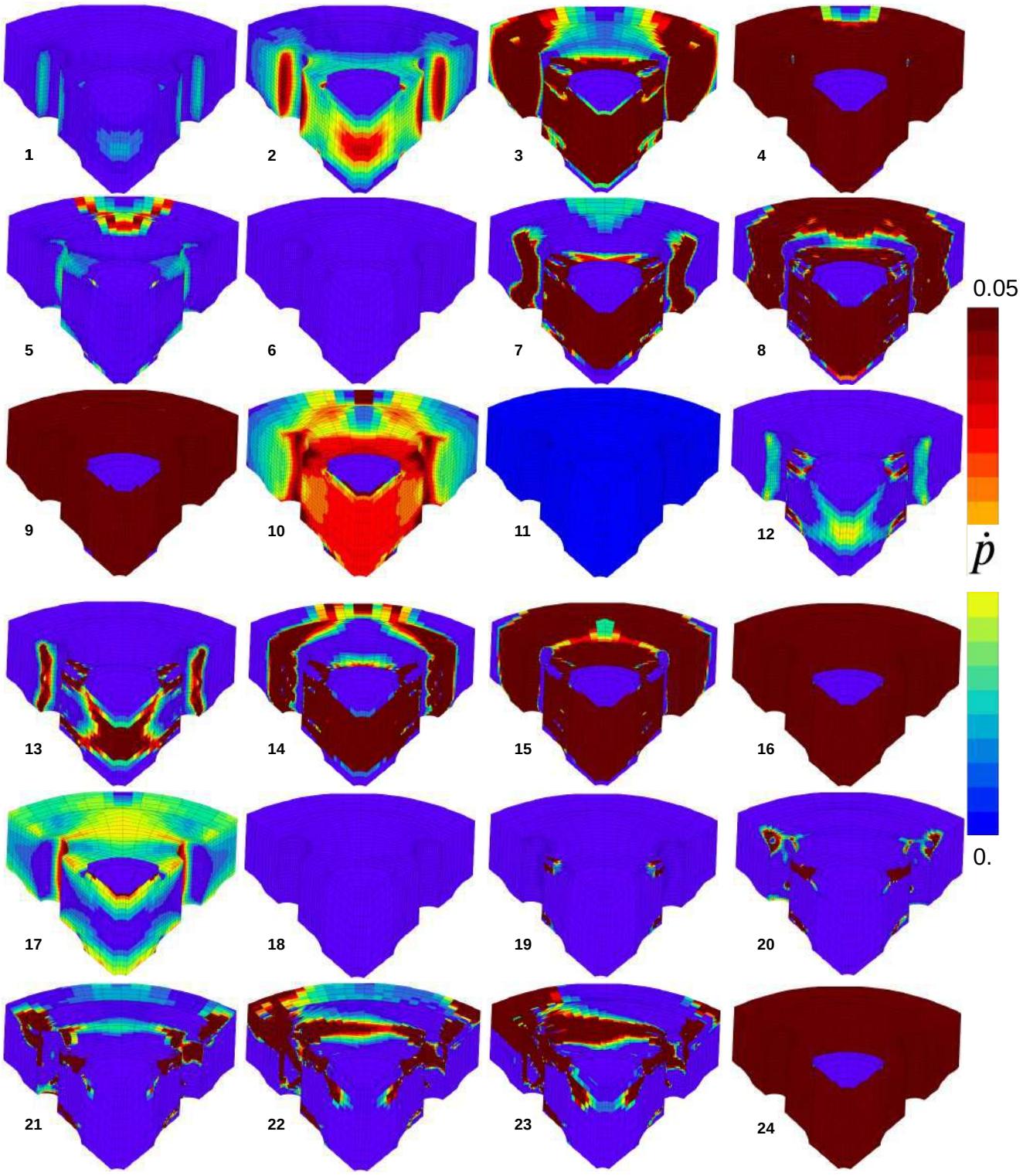


FIGURE 5.13 – Champ simulé de la vitesse de déformation plastique à plusieurs instants selon la figure 5.11 sur un cinquième du disque.

5.3.2 Modèle PLC stabilisé et application sur un disque non-alésé

Cette section décrit l'originalité du modèle PLC dit *stabilisé*. L'objectif est de pouvoir retranscrire à travers la loi de comportement la sensibilité négative à la vitesse de déformation (caractéristique du PLC) sans toutefois voir apparaître, dans le calcul, des bandes de localisation. Ce modèle a ainsi la particularité de réduire considérablement le temps de calcul qui devient similaire à celui d'une simulation élastoplastique classique.

Compte tenu de l'analyse de bifurcation menée au chapitre 3, le critère de déclenchement des instabilités qui a été considéré est celui de type exponentiel, noté S_{EGC}. On rappelle que ce critère se déclenche lorsque les valeurs propres de la matrice de transfert $\mathbf{M}$, liant la perturbation des variables internes à leur taux, a des valeurs propres réelles ($\Delta(\mathbf{M}) > 0$) et positives ($\text{trace}\,(\mathbf{M}) > 0$). Cependant il est important de rappeler qu'un second critère appelé oscillatoire, S_{OGC}, obtenu avec la même analyse, est défini et se déclenche plus tôt que le critère dit exponentiel lorsque $\text{trace}\,(\mathbf{M}) > 0$. Ce dernier impose que la partie réelle des valeurs propres complexes soit positive.

Les expressions de ces deux critères sont résumées par les équations suivantes. Le caractère instable induit par le PLC se déclenche théoriquement dans la simulation lorsque ces équations s'annulent :

$$S_{EGC} = S + \omega\theta + 2\sqrt{\omega\Theta S_i} = 0 \tag{5.40}$$

$$S_{OGC} = S + \omega\Theta = 0 \tag{5.41}$$

avec $\begin{cases} S &= S_i + S_a \\ S_i &= \dot{p}\frac{dR_v}{d\dot{p}} \\ S_a &= -t_a\frac{\partial R_a}{\partial t_a} \\ \Theta &= \frac{dR}{dp} + \frac{\partial R_a}{\partial p} \end{cases}$ et avec ω l'incrément de déformation plastique transportée dans la bande.

Ainsi pour annuler complètement l'apparition des instabilités dans le calcul par éléments finis, on choisit de stabiliser l'incrément de déformation plastique dans la bande, ω, sur le critère se déclenchant le plus tôt, à savoir le critère oscillatoire, S_{OGC}. On définit par rapport à l'équation 5.41 un nouveau paramètre $\omega_s (\neq \omega)$ dont la valeur stabilisée évite le déclenchement de bandes :

$$\omega_s = k\left(-\frac{S_i + S_a}{\Theta} - \omega\right) + \omega \tag{5.42}$$

On remarque que lorsque que $k = 0$, le paramètre ω est identique au modèle PLC classique et lorsque que $k = 1$ la valeur de ω est stabilisé et le modèle ne tient pas compte de l'apparition de bandes de localisation dans le calcul :

$$\begin{cases} k &= 0 \quad \Rightarrow \omega_s &= \omega \\ k &= 1 \quad \Rightarrow \omega_s &= -\frac{S_i+S_a}{\Theta} \end{cases}$$

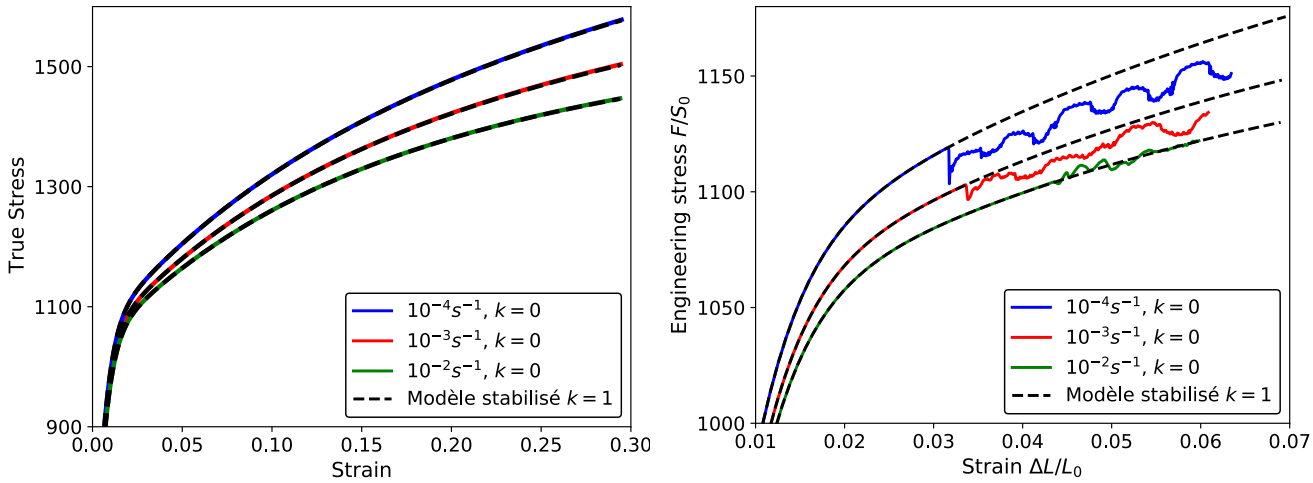
Ainsi cette modification a été implémentée dans le code éléments finis Zebulon en rajoutant dans le fichier matériau la commande ***stabilization* par défaut initialisée à zéro pour avoir le modèle PLC complet. Plusieurs modifications sont faites notamment sur la loi d'évolution du temps de vieillissement, $\dot{t_a}$, ainsi que les jacobiennes qui en découlent.

$$\dot{t_a}^s = \frac{w - t_a\dot{p}}{w_s} \quad \text{au lieu de} \quad \dot{t_a} = 1 - \frac{t_a}{w}\dot{p} \tag{5.43}$$

L'équation obtenue dans le cadre de l'utilisation du critère oscillatoire (eq. 5.42) a aussi été déterminée dans le cas du critère exponentiel par rapport à l'équation 5.40 mais n'est pas utilisée dans le modèle stabilisé :

$$\omega_s = k \left\{ \left((S_i - S_a)\Theta \pm \sqrt{-S_i S_a} \right) \frac{1}{\Theta^2} - \omega \right\} + \omega \tag{5.44}$$

Deux vérifications ont été réalisées après l'implémentation du modèle. D'abord au niveau de l'élément de volume. La figure 5.14 montre une comparaison de la réponse mécanique d'un élément de volume sollicité en traction pour les deux modèles. Ce type de modélisation ne pouvant, par définition, pas présenter de bandes, il a été vérifié que la réponse du modèle stabilisé induit la même réponse que le modèle complet. Par ailleurs on remarque que comme souhaité, la sensibilité inverse à la vitesse est bien prise en compte par le modèle stabilisé. La seconde vérification a été réalisée sur des plaques 3D pour plusieurs vitesses de sollicitation imposées. De la même manière que pour les calculs sur éléments de volume, la sensibilité inverse est bien retranscrite. De plus les réponses mécaniques obtenues pour le modèle stabilisé ($k = 1$) n'admettent pas d'oscillations. On constate que pour la vitesse rapide (courbe de couleur verte), la réponse stabilisée se situe au milieu des oscillations, contrairement à une vitesse de déformation imposée plus lente (courbe de couleur bleue) où les oscillations sont en dessous de la courbe stabilisée après l'apparition d'instabilités. Par ailleurs, le temps de CPU pour chaque calculs éléments finis est comparé pour les deux modèles dans le cas de l'élément de volume (tableau 5.3) et dans le cas de la plaque 3D (tableau 5.4). Un gain important est constaté sur les calculs 3D stabilisés. En effet, les pas de temps sont réguliers et ne subissent pas de diminution importante lors de la propagation de bandes.



(a) Calculs sur éléments de volume

(b) Calculs sur plaque 3D

FIGURE 5.14 – Comparaison de la réponse stabilisée ($k = 1$) du modèle à la réponse du modèle PLC ($k = 0$).

Vitesse de déformation imposée	$10^{-2}s^{-1}$	$10^{-3}s^{-1}$	$10^{-4}s^{-1}$
Modèle non stabilisé $k = 0$	1.03	1.11	1.21
Modèle stabilisé $k = 1$	1.02	1.11	1.20

TABLE 5.3 – Comparaison du temps CPU (s) (temps de calcul sur un processeur) mis entre le modèle non stabilisé et le modèle stabilisé pour la réalisation des calculs éléments finis sur élément de volume.

Vitesse de déformation imposée	$10^{-2}s^{-1}$	$10^{-3}s^{-1}$	$10^{-4}s^{-1}$
Modèle non stabilisé $k = 0$	315	581	735
Modèle stabilisé $k = 1$	39	42	48

TABLE 5.4 – Comparaison du temps CPU (s) (temps de calcul sur un processeur) mis entre le modèle non stabilisé et le modèle stabilisé pour la réalisation des calculs éléments finis sur des plaques 3D.

Enfin, le modèle stabilisé est appliqué sur le même disque que celui sur lequel le calcul avec la loi de comportement PLC a été réalisé en section 5.3.1. Le résultat du calcul est montré en figure 5.15. La vitesse de rotation est normalisée par la plus grande vitesse atteinte entre ces deux calculs. Celle-ci correspond à la vitesse du modèle PLC complet. Comme attendu, les marches horizontales disparaissent pour laisser place à une courbe lisse avec le calcul stabilisé. Les marches induites par le PLC oscillent autour du modèle stabilisé impliquant que la dernière bande soit au dessus du modèle stabilisé. Le résultat du modèle stabilisé est cohérent avec les résultat du modèle PLC complet dans la mesure où la vitesse maximale est située entre les deux derniers plateaux du calcul complet. Il est ainsi constaté que la simulation stabilisée permet d'avoir une marge de sécurité sur la vitesse d'éclatement. Enfin, bien que le calcul stabilisé soit réalisé sur l'intégralité du disque 3D, celui-ci est plus de cinquante fois plus rapide. Toutefois, la prise en compte des symétries géométriques et la non-présence de bandes de localisation, permettraient de se ramener à ne représenter qu'un dizième du disque, réduisant le temps de calcul d'un facteur 10 supplémentaire.

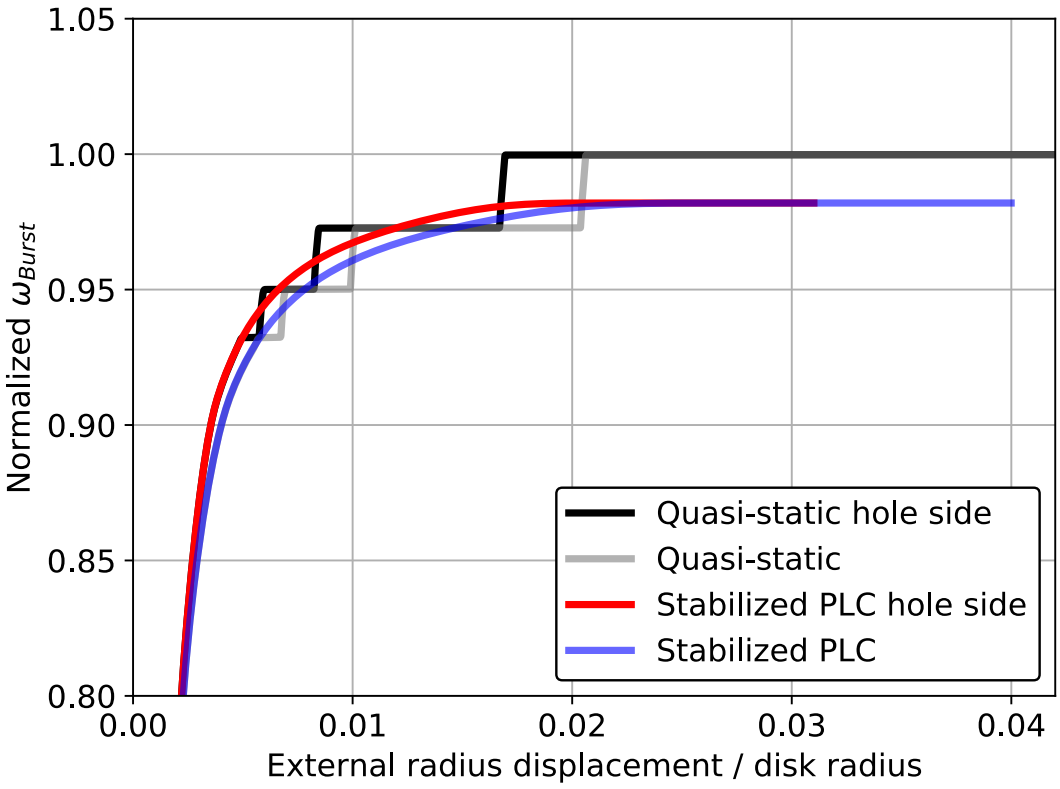


FIGURE 5.15 – Comparaison du modèle PLC ($k = 0$) au modèle stabilisé ($k = 1$).

5.4 Comparaisons de plusieurs critères de rupture

Cette partie vise à comparer trois critères de rupture, le premier sur la contrainte moyenne, le second sur la stabilité de Hill et enfin le dernier sur le critère local développé dans ces travaux. Ces critères sont comparés avec la loi de comportement trouvée à 20°C. Les deux premiers critères sont d'abord décrits avant d'être comparés sur un calcul 3D d'un dixième de disque.

5.4.1 Critère sur la contrainte moyenne : approche globale

Le dimensionnement des disques de turbines et la détermination de la vitesse limite reposent aujourd'hui sur l'évaluation de la contrainte tangentielle, σ_t, moyennée sur une section, comme le montre la figure 5.16. Cette méthode porte sur la moyenne d'un scalaire à l'échelle de la structure et est par la suite appelée approche globale. Ce critère n'est pas explicité dans les moindres détails à cause de la confidentialité industrie puisqu'il est actuellement utilisé chez SafranHE (Mazière et al., 2009).

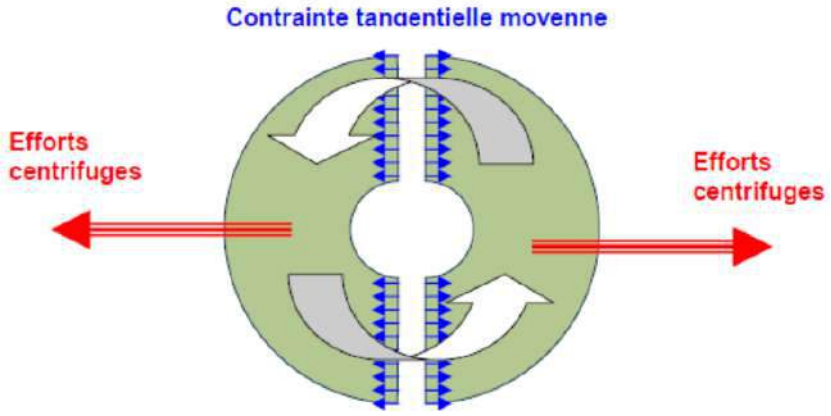


FIGURE 5.16 – Détermination de la contrainte tangentielle moyenne.

Cette méthode repose sur la détermination de la section du disque pour laquelle la contrainte tangentielle est maximale. Enfin, cette valeur est comparée à une grandeur caractéristique du matériau qui est quant à elle, obtenue lors d'essais expérimentaux sur des éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale. **Dans le cadre de la comparaison des trois critères, la limite d'élasticité, R_{p02}, ainsi que la limite à rupture, R_m, identifiées dans le chapitre comportement, sont choisies comme grandeurs caractéristiques.**

Cette méthode globale, conservative (puisqu'à l'échelle de la structure, il est considéré qu'un disque éclate bien en amont de sa charge limite), présente plusieurs facteurs limitants pour déterminer précisément la vitesse d'éclatement d'un disque : (i) d'une part, parce que celle-ci consiste à négliger quasi-totalement la capacité qu'une structure a à se déformer plastiquement (ii) d'autre part, parce qu'un point matériel qui présente une zone à concentration de contraintes et qui, par conséquent pourrait être à l'origine d'un point d'amorce du disque, est noyé sur une surface où les écart-types de contraintes sont importants.

5.4.2 Critère de stabilité de Hill : approche instabilité géométrique

L'écriture incrémentale de la formulation du problème mécanique permet d'introduire le critère de stabilité (Hill, 1958; Petryk, 1993; Tvergaard, 1993; Nguyen, 2000), appelé Second Order Work (*sow*) sous l'hypothèse HPP. Celui-ci définit que l'équilibre est stable tant que l'inégalité suivante est respectée pour un chargement donné :

$$sow = \int_{\Omega_0} (\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}} : \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}) \mathrm{dv} > 0 \tag{5.45}$$

avec

$$\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}} = \frac{d\underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}}{dt} \ et \ \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}} = \frac{d\underset{\sim}{\boldsymbol{\varepsilon}}}{dt} \tag{5.46}$$

Ce critère est généralisé avec la formulation en grandes déformations avec $\underset{\sim}{\boldsymbol{S}}$, le tenseur des contraintes de Piola-Kirchoff 1 (PK1) et $\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}$, le tenseur gradient de la déformation :

$$SOW = \int_{\Omega_0} (\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{S}}} : \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}}) \mathrm{dV}_0 > 0 \tag{5.47}$$

Enfin dans le cadre d'un disque en rotation, la force centrifuge d'un point de la structure dépend du rayon r dans la configuration actuelle. L'effet spin-softening doit être pris en compte dans l'analyse de la stabilité. Ainsi lorsque le chargement en vitesse de rotation imposée au disque annule l'équation 5.48, un point limite est atteint et la solution devient instable et non unique. A l'échelle de la structure, le Modified Second Order ($MSOW$) est défini par :

$$MSOW = \int_{\Omega_0} (\dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{S}}} : \dot{\underset{\sim}{\boldsymbol{F}}} - \rho ||V \wedge \omega||^2) \mathrm{dV}_0 > 0 \tag{5.48}$$

5.4.3 Critère local

Le chapitre 4 a montré l'existence d'une surface de rupture dans le repère 3D dépendant de la déformation plastique, de la triaxialité exprimée en fonction de la contrainte équivalente d'Hosford et du paramètre de Lode exprimé en fonction de la vitesse du tenseur des déformations plastiques (p, T^* L^*). Cette surface de rupture basée sur une approche expérimentale permet de retranscrire à travers une fonction d'endommagement les trajets de chargements représentatifs d'états de sollicitation locaux variés. Cette dernière s'appuie également sur de nombreuses observations permettant de comprendre les modes de rupture mis en jeu pour mieux les représenter dans le modèle.

5.4.4 Comparaison des critères de rupture sur deux géométries de disque

Pour réaliser cette comparaison, deux géométries de disque 3D, non-alésée et alésée, sont choisies. Une méthode de longueur d'arc est utilisée (Riks, 1979), afin d'éviter la divergence numérique près du point limite et de la surmonter. Une vitesse de rotation est imposée et un calcul statique est réalisé avec le comportement indépendant du temps identifié à 20°C. Enfin la vitesse de rotation est normalisée par le maximum de la vitesse atteinte pendant la simulation en fonction du déplacement extérieur du disque rapporté à sa position initiale.

Les résultats de la première géométrie sont exposés sur les figures 5.17 et 5.19. La première figure montre le déclenchement des critères de rupture du disque en fonction de l'approche. La première approche, basée sur une comparaison des contraintes tangentielles au R_{p02}, est le critère qui se déclenche le plus tôt. Puis après une augmentation relative de la vitesse de rotation de 25%, la première approche basée cette fois-ci sur la comparaison du R_m est atteinte. Le critère de Hill reposant sur l'instabilité géométrique est atteint pour le maximum de la vitesse de rotation imposée comme attendu. Enfin, on remarque que le critère de rupture basé sur l'approche locale survient pour une augmentation relative par rapport au critère de rupture global, R_m, de 32%. Ce dernier se déclenche, dans le cas de cette géométrie, avant l'instabilité géométrique de la structure. Ainsi dans le cadre de ce disque, le critère local montre une augmentation de la prédiction de la vitesse d'éclatement du disque de 71% par rapport à celle du critère global sur le R_{p02} et une diminution de la prédiction de la vitesse d'éclatement du disque de 0.3 % par rapport au critère de Hill. Le champ d'endommagement du disque donné par le critère local sur la figure 5.19a permet de détecter la localisation de l'amorçage d'une fissure. Celle-ci se situe en surface du disque pour un état de sollicitation local de déformation plane. La zone du perçage, bien qu'étant la zone la plus chargée plastiquement, n'est ici pas critique à l'amorçage. Enfin, une image reconstituée de ce disque à géométrie similaire et sollicité sur un banc d'essai est exposée sur la figure 5.19b. Celle-ci montre une rupture circulaire autour de la zone centrale sur laquelle des bifurcations radiales de fissures apparaissent. L'analyse en post-essai, après avoir retrouvé et reconstitué les débris du disque (étape complexe), ne permet pas d'établir l'historique des trajets de fissures ainsi que l'amorçage. Le critère local donne une possibilité complètement envisageable au regard de cette reconstruction de l'amorçage de la fissure.

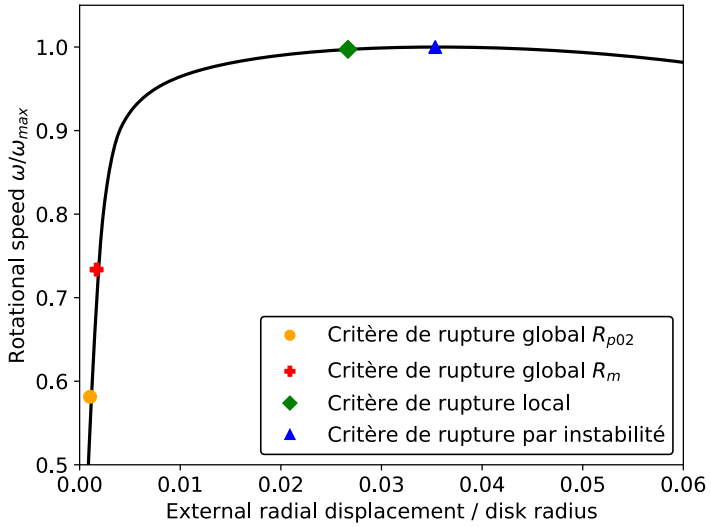


FIGURE 5.17 – Comparaison des trois critères.

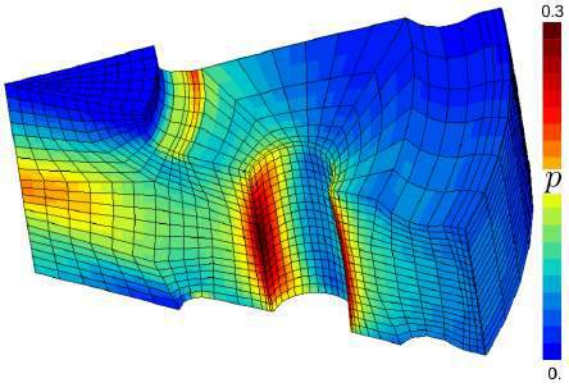
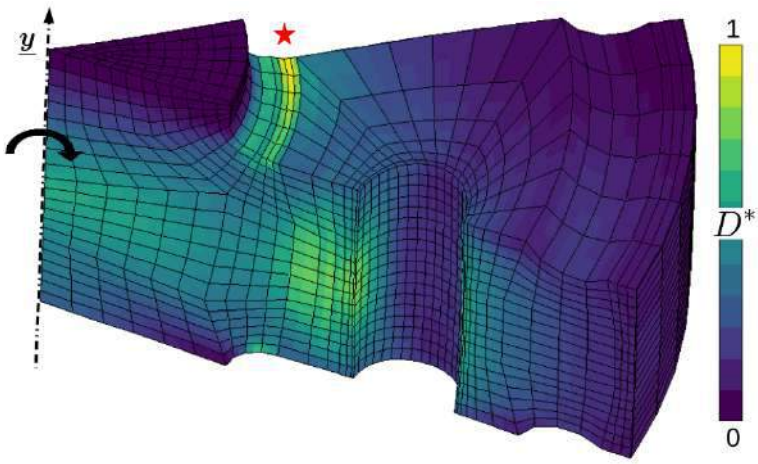
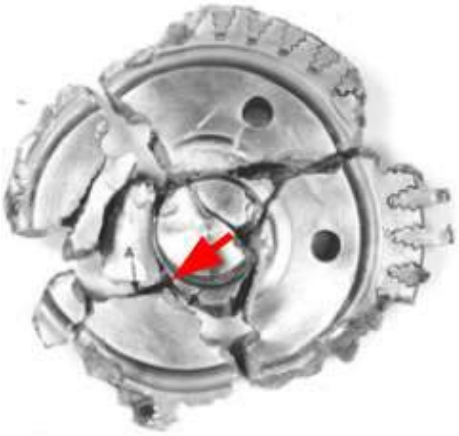


FIGURE 5.18 – Champs de plasticité sur le disque à l'instant du losange vert.



(a) Champ d'endommagement pour le disque



(b) Reconstitution du disque après éclatement.

FIGURE 5.19 – Comparaison du champ d'endommagement obtenu par le critère local et de la reconstitution du disque réel lors d'un essai d'éclatement.

L'application de ces trois critères a également été effectuée sur une géométrie de disque alésé. Dans le cas de cette géométrie, il est intéressant de remarquer que le critère de l'approche globale ne se déclenche pas. En effet, jusqu'à la charge limite de la structure, les contraintes tangentielles sont inférieures à la limite d'élasticité R_{p02}. Par contre, de la même manière que la première géométrie, le critère de stabilité de Hill se déclenche au maximum de vitesse de rotation et une diminution de la vitesse d'éclatement de 0.35% est prédite pour le critère de rupture local (figure 5.20). Pour cette géométrie le champ de déformation plastique est maximal dans la zone où s'allume le critère de rupture local (figure 5.21). L'état local de sollicitation est la déformation plane avec une triaxialité élevée. Cet état local est très similaire à celui rencontré dans l'éprouvette DP6.

L'étude de ces deux géométries permet de montrer, dans un cas que le critère de rupture basé sur une approche globale est conservatif et, dans un second cas, qu'il ne permet pas de prédire la rupture. La seconde géométrie montre la limitation de l'utilisation de l'approche globale dans la prédiction d'éclatement des disques en fonction des modes de ruine de la structure. On a montré que l'utilisation du critère local, développé dans ces travaux et basé sur des états de sollicitations locaux, pouvait

permettre une augmentation non négligeable de la prévision de la vitesse d'éclatement du disque (par rapport au critère global sur la première géométrie). Compte tenu des géométries étudiées, cet indicateur local semble se déclencher avant le critère de stabilité de Hill.

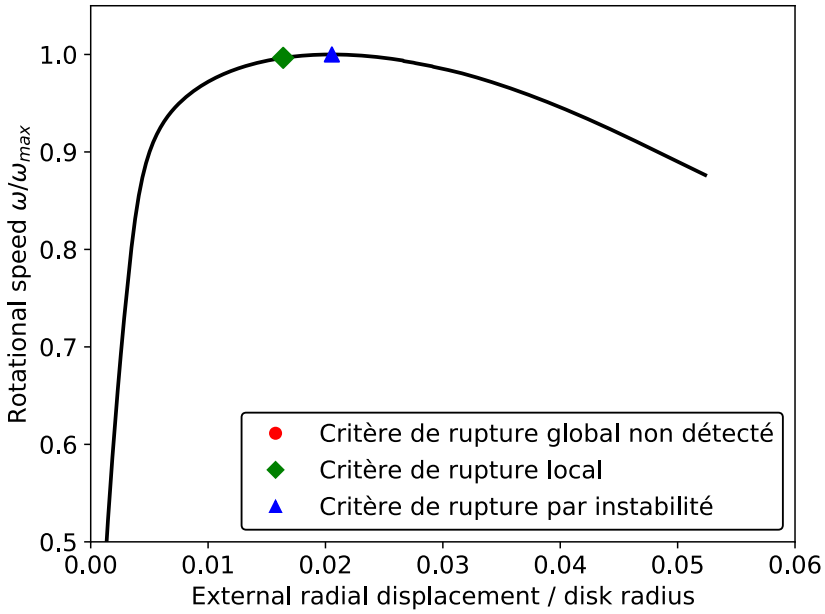


FIGURE 5.20 – Comparaison des trois critères de rupture pour la seconde géométrie de disque.

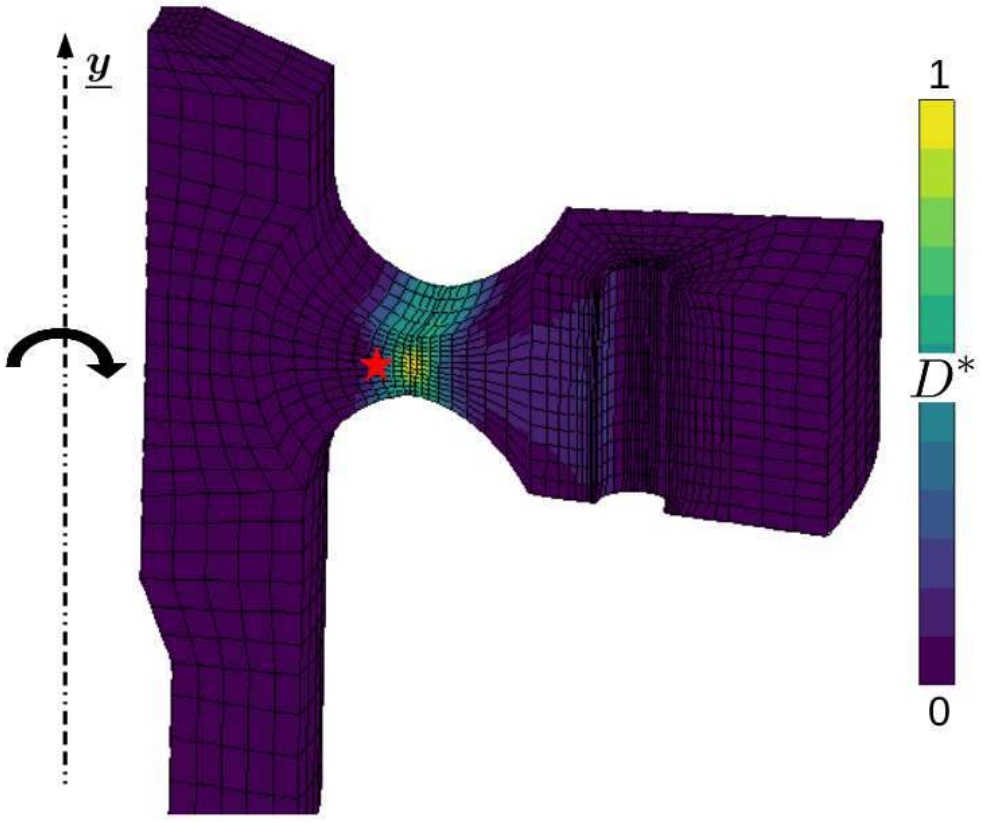


FIGURE 5.21 – Champ d'endommagement du critère de rupture local pour la seconde géométrie de disque.

5.5 Conclusion

Ce chapitre présente des applications sur des géométries de disques de la loi de comportement à 20°C et à 500°C identifiée à partir d'une campagne expérimentale menée sur éprouvettes. Dans un premier temps on a montré l'importance du choix du modèle de comportement pour représenter l'alliage dans le calcul éléments finis d'un disque. A iso-géométrie, l'utilisation d'un critère de plasticité de Tresca, implique une divergence du calcul plus rapide expliquée par le fait qu'à iso-vitesse de rotation la déformation induite dans le disque est plus importante. Ceci a une conséquence directe sur les histoires de trajets de chargement du disque.

A 500°C, le modèle PLC a été appliqué sur un disque entier en 3D. Le résultat montre des bandes de localisation de déformation non-symétriques se propageant à travers le disque. Ces simulations permettent d'identifier clairement les zones d'initiation de ces instabilités comme étant les régions proches des trous dans le disque. Localement, le disque subit des augmentations significatives de rayon. Par ailleurs, les termes inertiels dans la formulation mécanique n'affectent pas significativement les amplitudes des marches sur la courbe globale et donc sur l'apparition des bandes.

Un nouveau modèle, appelé PLC stabilisé, est décrit pour ne prendre en compte que l'effet inverse à la vitesse. Ce modèle a été validé avant d'être appliqué sur le disque et a permis une réduction très importante du temps de calcul.

Enfin, trois critères de rupture ont été comparés : le critère global, le critère de stabilité et le critère local développé dans ces travaux. On a montré que l'utilisation du premier critère, basé sur la contrainte tangentielle moyenne n'est pas suffisant en plus d'être très dépendant de la géométrie. La seconde géométrie a été spécifiquement choisie pour illustrer la limitation de ce critère. Le second critère, indépendant du matériau, se base sur une rupture par instabilité géométrique. Ce critère nécessite la mise en place de simulations en longueur d'arc pour être sûr de dépasser l'instabilité. Enfin, le dernier critère, basé sur une approche d'états locaux permet, en fonction des histoires de triaxialité et de paramètre de Lode, peut prédire la rupture quelle que soit la géométrie. Ce dernier présente l'avantage supplémentaire de localiser l'endroit d'amorce de la fissure.

Résumé

Ce chapitre propose l'application sur le disque de turbine de la loi de comportement et du critère de rupture local et multiaxial identifiés dans les chapitres précédents. Un calcul sur un disque 3D non alésé est effectué en intégrant la loi de comportement qui prend en compte l'effet PLC et a montré l'apparition de bandes de localisations non-symétriques qui se propagent à travers le disque. Les régions proches des zones de perçage dans le disque sont des zones initiatrices de ces instabilités. L'ajout des termes inertiels en plus de la force centrifuge dans la formulation du problème n'a pas d'impact ni sur le déclenchement des instabilités ni sur la vitesse d'éclatement du disque. Trois critères de rupture basés pour le premier sur une méthode globale, pour le second sur la stabilité de la structure et pour le dernier sur une approche locale multiaxiale sont comparés. Il est montré que ce dernier critère est indépendant de la géométrie de la structure. Il permet de connaître l'endroit critique du disque amenant à son éclatement et, en comparaison de l'approche globale, de prédire des valeurs de vitesses d'éclatement du disque plus élevées.

Abstract

This chapter proposes the application, on the turbine disk, of the behavior law, and the local and multiaxial fracture criterion identified in the previous chapters. A calculation on a reamed 3D disk performed by integrating the behavior law that takes into account the PLC effect shows non-symmetric bands propagating through the disk. The regions close to the hole zones in the disk are the initiating zones of these instabilities. The integration of inertial terms, in addition to the centrifugal force, in the formulation of the problem has no impact neither on the initiation of instabilities nor on the rotation speed at burst of the disk. Three fracture criteria, based for the first on a global method, for the second on the stability of the structure, and for the third on a local multiaxial approach, are compared. It is shown that the last criterion is independent of the geometry of the structure. It allows to identify the critical point of the disk leading to its burst and, in comparison with the global approach, to predict higher values of fracture rotation speed of the disk.

Chapitre 6

Conclusion et Perpectives

La prédiction de la vitesse d'éclatement des disques de turbine est fondamentale dans le processus d'obtention de la certification légale des moteurs. Dans ce contexte, l'objectif général de ce travail repose sur l'établissement d'une méthodologie d'identification d'un critère de rupture appliqué sur un super-alliage base nickel, IN718, utilisé aujourd'hui dans la conception des moteurs d'hélicoptères du groupe Safran. Ce processus d'identification nécessite de connaître les facteurs importants qui vont déterminer le comportement et le mode de rupture du matériau.

Nous avons donc inclus dans le cahier des charges une étude originale comprenant un panel de géométries sollicitées à la fois avec un chargement uniaxial et biaxial, à deux températures caractéristiques et en fonction de la vitesse de déformation imposée. Ainsi une centaine d'essais réalisée dans la campagne expérimentale a été nécessaire pour préciser les particularités thermo-mécaniques de l'IN718. Cette étape chronophage comporte la mise en place de l'instrumentation, le temps de l'essai lui même dont la durée a pu excéder 12h, ainsi que le traitement des données brutes. Il s'est par ailleurs rapidement avéré nécessaire de développer une nouvelle méthode expérimentale pour évaluer avec précision, à l'aide d'un marquage par gravure laser d'un motif sur une éprouvette, les champs locaux de déplacement de l'éprouvette. Celle-ci a ensuite suscité un intérêt important au sein du laboratoire mais également dans des laboratoires extérieurs. Cette technique par gravure laser, rapide à mettre en place, précise, répétable et applicable sur un grand nombre de matériaux peut être adaptée aussi bien aux structures qu'aux mini-éprouvettes sans limitation de géométrie autre que la taille du dispositif de gravure laser. Elle a fait l'objet d'un dépôt d'un brevet intitulé *Technique de suivi par gravure laser pour une mesure de champ de déplacement*. Cette campagne expérimentale s'est révélée fondamentale pour non seulement établir les particularités mécaniques du matériau d'étude mais surtout pour construire un socle de connaissances complet nécessaire pour élaborer les modèles de comportement et de rupture.

Les éprouvettes prélevées sur un barreau forgé en IN718 ont présenté à température ambiante un comportement élastoplastique isotrope, une déformation à rupture anisotrope et une légère viscosité à effet durcissant. A 500°C, l'IN718 a montré une sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation avec l'apparition d'instabilités matérielles caractéristiques de l'effet Portevin-Le Chatelier. Ce super-alliage à base de nickel a montré une très bonne tenue mécanique et présente très peu d'endommagement. Cependant, même si un grand nombre d'essais a été réalisé dans ce travail, il serait souhaitable de les compléter, d'une part, par des expériences à des températures intermédiaires et, d'autre part, par des études systématiques de répétabilité. Toutefois, il est intéressant et étonnant de remarquer que les instabilités qui se produisent, sur une même éprouvette à iso-température et vitesse de déformation égale, se sont révélées reproductibles.

Le matériau suit, une loi de comportement isotrope d'Hosford avec une viscosité choisie de type hyperbolique à température ambiante, et, à 500°C, une loi supplémentaire viscoplastique de type McCormick. Dans les deux cas, l'identification de ces deux lois repose sur la déformation longitudinale mesurée jusqu'à striction et sur la contraction diamétrale jusqu'à rupture. Il apparaît clairement que le matériau ne répond pas au critère de plasticité de von Mises généralement utilisé dans le contexte industriel.

Les résultats mettent en évidence que la morphologie des bandes dépend à la fois de la géométrie et de la rigidité machine. Dans tous les cas, l'amplitude de la vitesse de déformation calculée via la corrélation d'images ainsi que l'épaisseur de la bande augmentent au cours du chargement jusqu'à la rupture. Il a été confirmé que la période et les amplitudes des serrations augmentent lorsque la vitesse de déplacement imposée est plus faible. La rigidité machine, déjà connue pour avoir un impact sur la morphologie des bandes, a été introduite avec succès dans la modélisation. Celle-ci a permis de réduire le nombre d'oscillations sur la courbe diminuant considérablement le temps de calcul et surtout d'obtenir une représentation plus précise des résultats expérimentaux. La prise en compte de ce paramètre s'avère donc fondamentale.

Le critère de rupture local à 20°C a d'abord été mis en place sur l'ensemble des éprouvettes sollicitées uniaxialement et biaxialement, pour prédire l'instant et l'endroit de la rupture. Ce critère a été choisi découplé du modèle de comportement en raison du faible adoucissement du matériau et a pu être construit en fonction du paramètre de triaxialité et du paramètre de Lode. Le développement d'un critère de rupture multiaxial et local offre un triple avantage. Il présente un caractère universel qui permet de s'affranchir de la géométrie implicitement incluse, grâce à l'emploi d'invariants, appropriés dans le critère et donc de pouvoir l'appliquer à n'importe quelle géométrie de disque. Il permet de mettre en lumière, lors de la phase de dimensionnement pour répondre au cahier des charges, les zones fragilisantes du disque qui peuvent dans un second temps être renforcées, et au contraire d'enlever de la matière pour réduire la masse du disque dans les zones peu chargées. Enfin, il permet de prédire des vitesses d'éclatement supérieures à celles obtenues classiquement par une approche globale.

L'observation et la modélisation des effets PLC qui se produisent à la température de 500°C pour toute la plage de vitesse de déformation imposée dans le cadre de cette étude, constituent une réelle avancée. Les résultats essentiels sont les suivants. Tout d'abord la déformation à rupture obtenue pour l'ensemble des éprouvettes est très similaire et légèrement supérieure à celle obtenue à température ambiante. L'introduction dans la simulation du critère de rupture obtenu à 20°C dans les conditions représentatives d'essais (incluant la rigidité machine et modèle PLC) permet de décrire la rupture à 500°C. La modélisation a permis de montrer que l'apparition de bandes de localisation engendre une fluctuation importante de la triaxialité et du paramètre de Lode traduisant une cinétique d'endommagement plus faible qu'à température ambiante. Ce résultat important et surprenant démontre que l'effet PLC engendre une redistribution du champ d'endommagement au passage d'une bande retardant l'apparition d'une bande de localisation fatale au matériau.

Cependant malgré leur intérêt, les calculs PLC même s'ils sont utilisables en bureau des méthodes, ils paraissent peu adaptés en conception. C'est pourquoi il a été développé une loi de comportement PLC stabilisée permettant de réduire drastiquement le temps de calcul. De plus, l'utilisation de cette loi permet de rester conservatif par rapport à la vitesse maximale atteinte par un disque lors du calcul éléments finis.

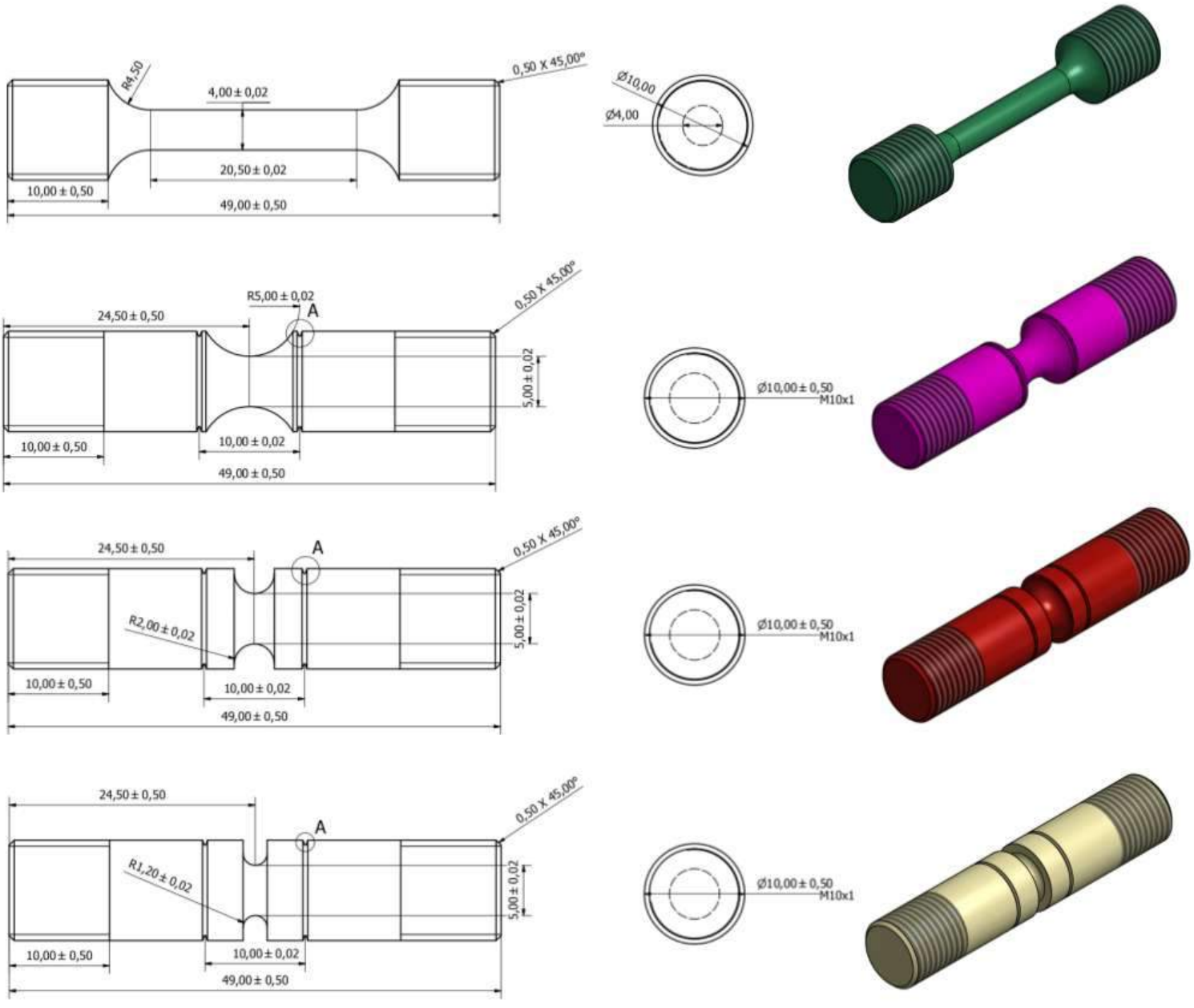
Au regard de l'ensemble de ce travail de thèse, un protocole réduit pour caractériser un nouveau matériau similaire à l'IN718 est préconisé à l'usage industriel. Il regroupe les étapes suivantes. A température ambiante, il conviendrait d'effectuer trois essais indispensables pour établir une loi de comportement fiable : un essai de traction sur éprouvette lisse, un essai de traction sur éprouvette en déformation plane entaillée et un enfin un essai sur une géométrie en croix chargée biaxialement. A haute température, dans le cas où apparaissent des instabilités, il conviendrait de réaliser deux essais sur éprouvette lisse pour établir une loi de comportement prenant en compte l'effet inverse à la vitesse de déformation. La détermination du critère de rupture s'appuierait ensuite sur l'identification des paramètres de la fonction d'endommagement à température ambiante. A plus haute température, ce critère resterait valide dans le cas où la déformation à rupture est quasi-équivalente à celle obtenue à température ambiante. Si celle-ci diffère, l'utilisation du modèle stabilisé permettrait de recaler les paramètres du critère de rupture.

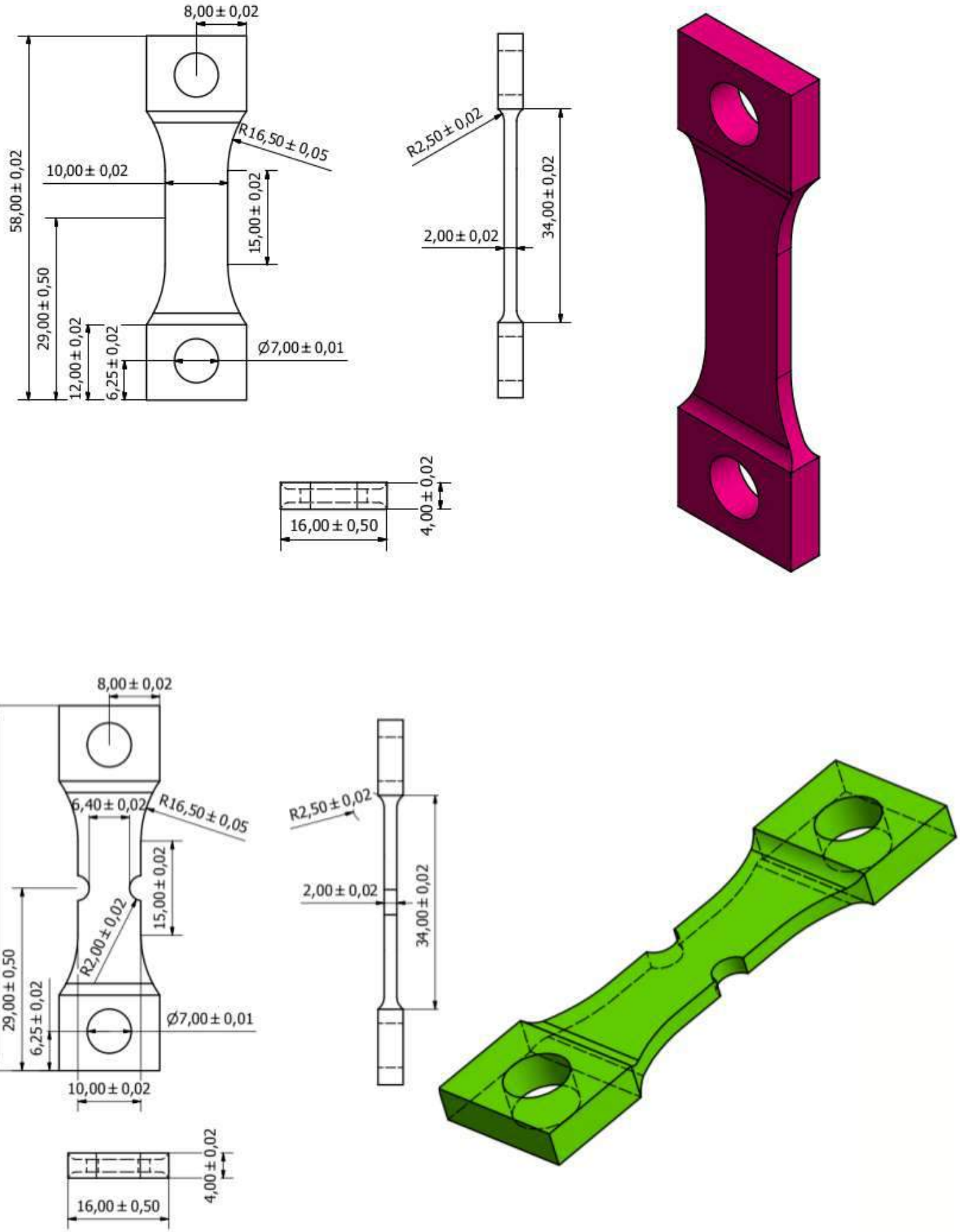
Le protocole réduit mis en place, il serait possible d'obtenir assez rapidement une surface de rupture caractéristique d'un matériau, et de l'appliquer sur la base de données des disques de Safran HE. La vitesse prédite par le modèle pourrait être ensuite comparée à la vitesse d'éclatement obtenue lors d'essais réels au puits pour permettre de valider définitivement cette approche.

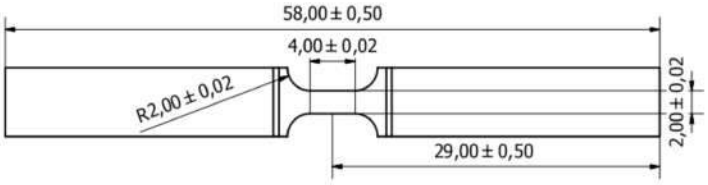
Dans le cadre de ces travaux sur IN718, un recalage des résultats obtenus sur le barre forgée au disque de turbine devrait être entrepris. Lors de cette étape il serait particulièrement intéressant de prendre en compte d'autres caractéristiques mécaniques du matériau. L'anisotropie de rupture, constatée expérimentalement, pourrait être intégrée dans le modèle de rupture. Par ailleurs, le gradient de température existant au sein du disque lors de son fonctionnement dans le moteur, nécessiterait de mettre en place une loi de comportement ainsi qu'un critère de rupture valables sur une large plage de température. Les températures cibles suggérées sont 350°C et 650°C. Enfin, un critère de plasticité à écrouissage cinématique pourrait faire l'objet d'une analyse comparative avec le critère de plasticité à écrouissage isotrope afin d'étudier leur impact sur le gonflement du disque.

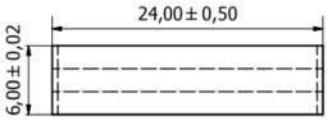
Enfin ces travaux de recherche pourraient permettre de proposer en amont des critères supplémentaires d'acceptabilité de lots de matière avant l'étape d'usinage et de production des disques. Ces derniers, compte tenu du critère de rupture proposé, pourraient être basés sur la combinaison de la réalisation d'un essai de traction lisse et d'un essai sur une éprouvette en déformation plane sur lesquelles la limite d'élasticité et la déformation transverse à rupture seraient mesurées. Par ailleurs, il serait intéressant d'évaluer l'effet des incertitudes du critère de rupture local sur la précision de la vitesse de rotation à éclatement prédite. En effet, les marges de conception pour l'éclatement des disques en survitesse doivent couvrir les variabilités et les incertitudes sur le critère de rupture local obtenu à partir des éprouvettes.

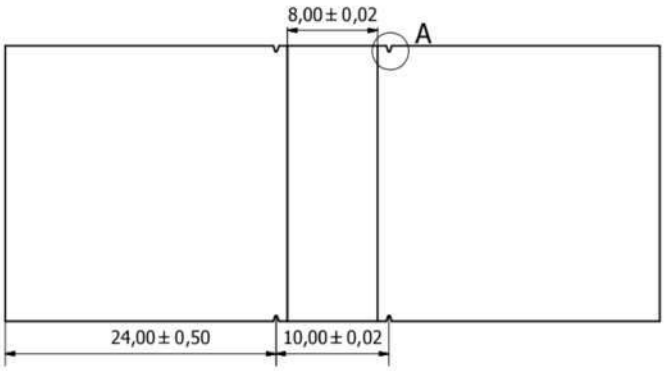
Annexe A : Plans des éprouvettes

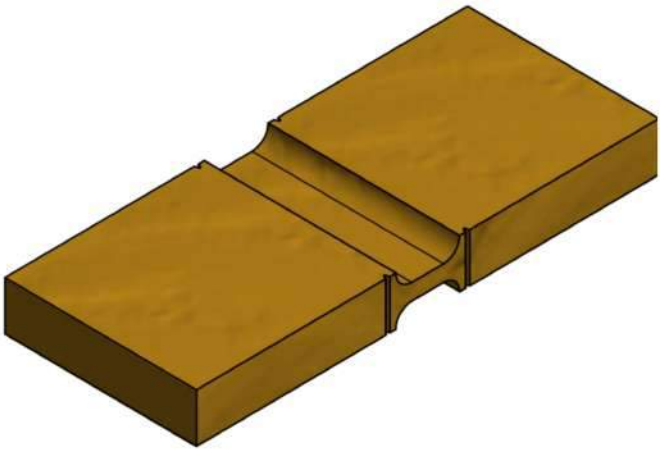


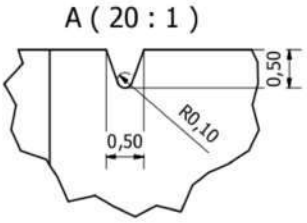

8,00 ± 0,02
58,00 ± 0,02
10,00 ± 0,02
R16,50 ± 0,05
15,00 ± 0,02
29,00 ± 0,50
12,00 ± 0,02
6,25 ± 0,02
Ø7,00 ± 0,01
R2,50 ± 0,02
2,00 ± 0,02
34,00 ± 0,02
16,00 ± 0,50
4,00 ± 0,02
8,00 ± 0,02
6,40 ± 0,02
R16,50 ± 0,05
58,00 ± 0,50
15,00 ± 0,02
R2,00 ± 0,02
29,00 ± 0,50
6,25 ± 0,02
Ø7,00 ± 0,01
10,00 ± 0,02
R2,50 ± 0,02
2,00 ± 0,02
34,00 ± 0,02
16,00 ± 0,50
4,00 ± 0,02

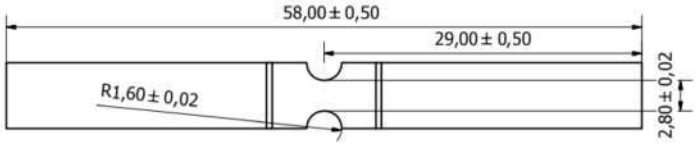

58,00 ± 0,50
4,00 ± 0,02
R2,00 ± 0,02
2,00 ± 0,02
29,00 ± 0,50

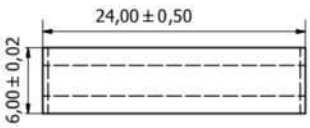

24,00 ± 0,50
6,00 ± 0,02

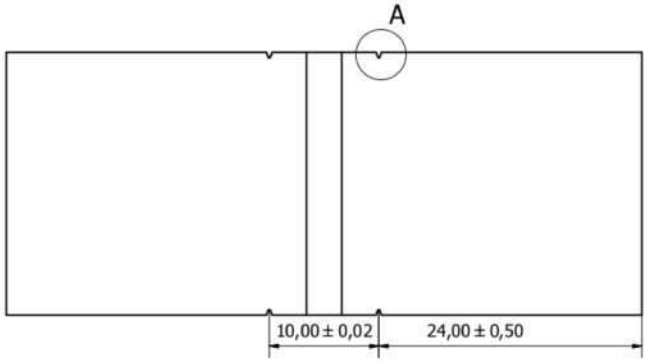

8,00 ± 0,02
A
24,00 ± 0,50
10,00 ± 0,02

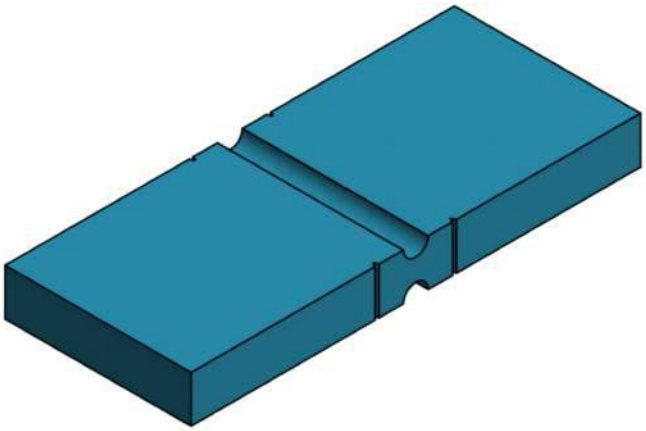


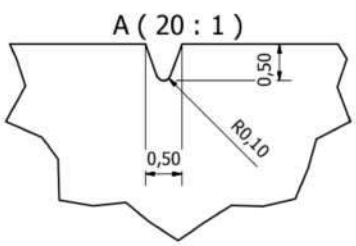

A (20 : 1)
0,50
R0,10
0,50

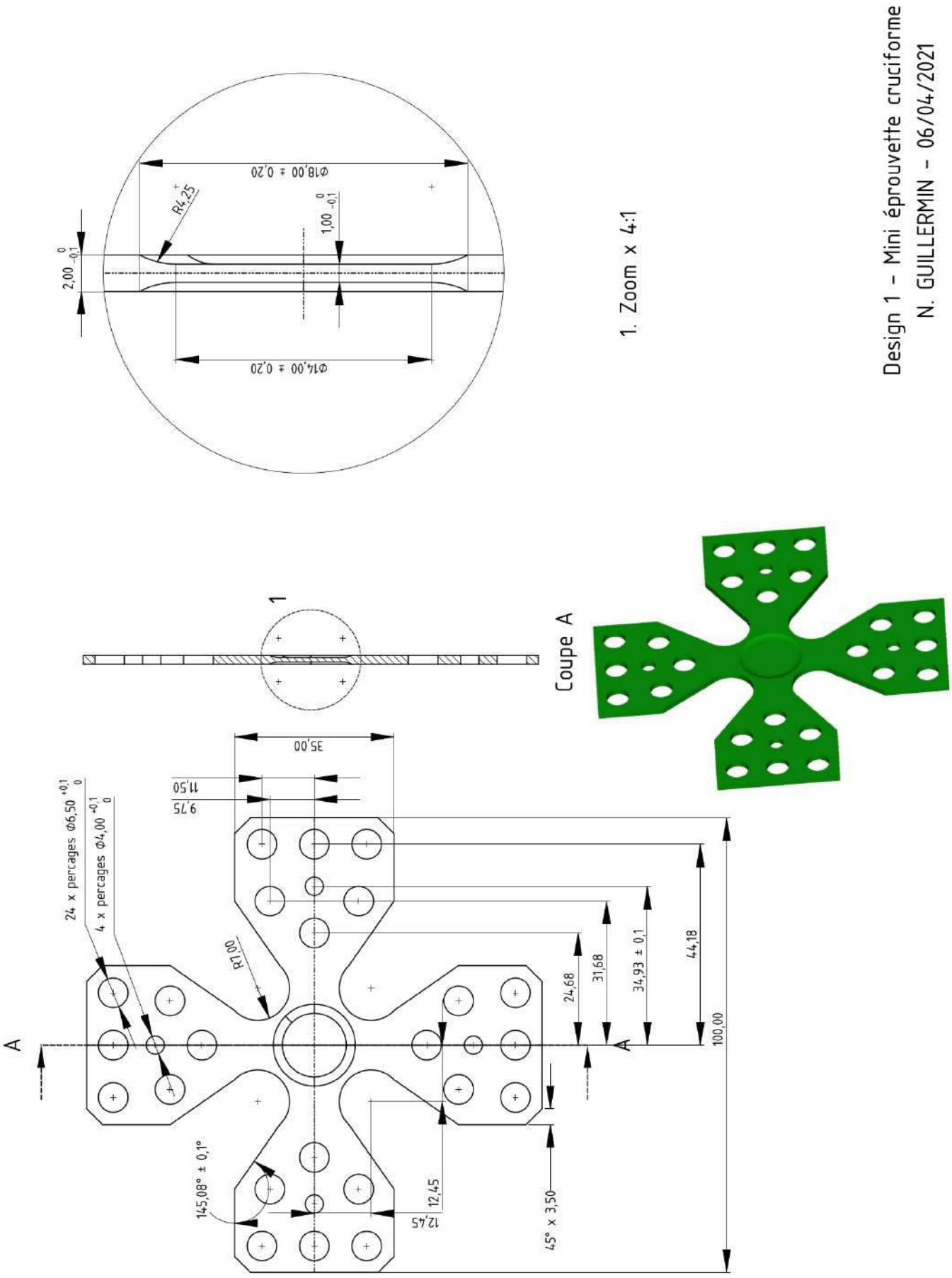

58,00 ± 0,50
29,00 ± 0,50
R1,60 ± 0,02
2,80 ± 0,02

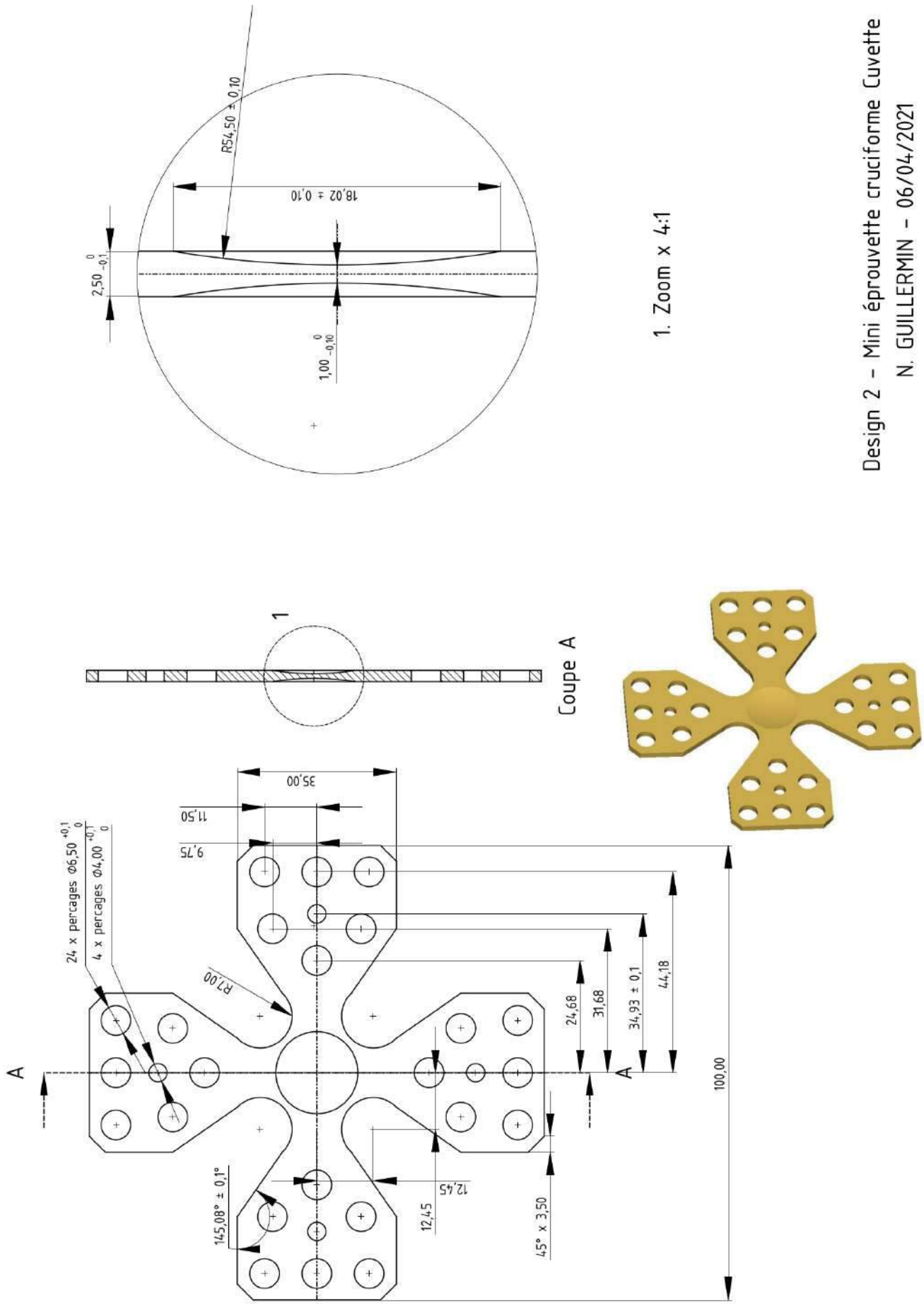

24,00 ± 0,50
6,00 ± 0,02

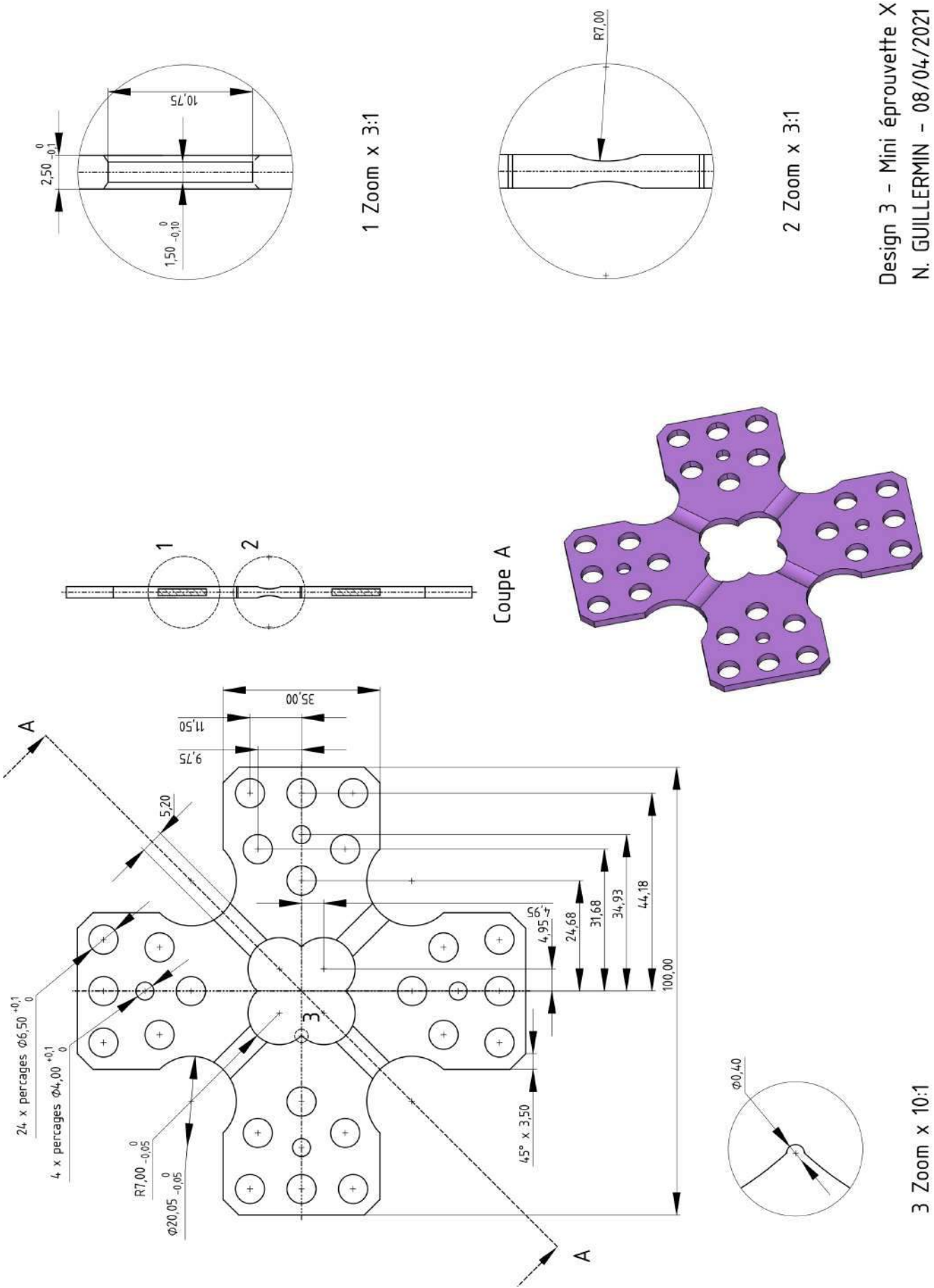

A
10,00 ± 0,02
24,00 ± 0,50



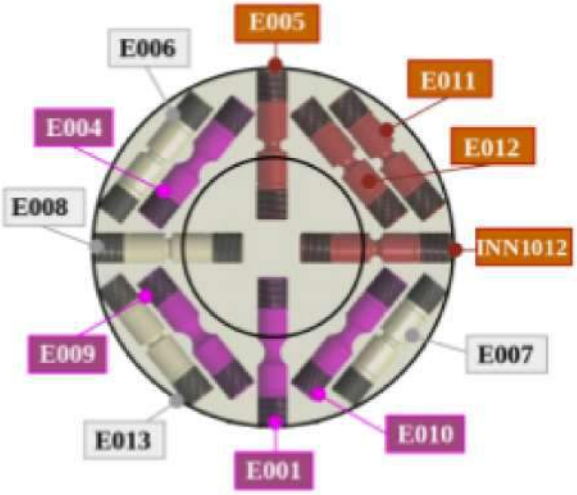

A (20 : 1)
0,50
R0,10
0,50

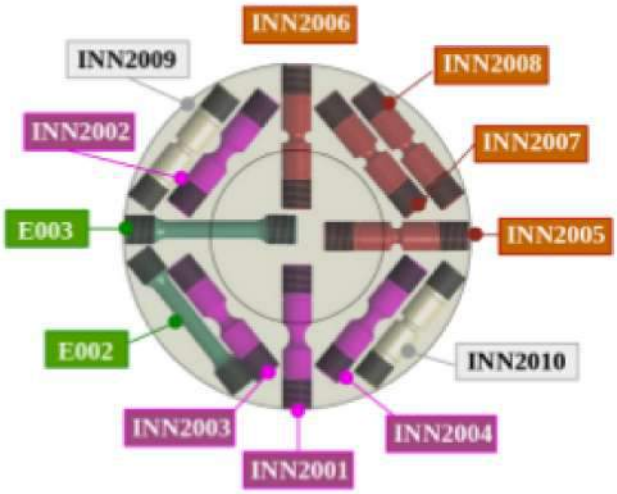

Design 1 – Mini éprouvette cruciforme
N. GUILLERMIN – 06/04/2021
1. Zoom x 4:1
Coupe A
24 x percages Φ6,50
4 x percages Φ4,00
R1,00
R4,25
35,00
11,50
9,75
24,68
31,68
34,93 ± 0,1
44,18
100,00
12,45
145,08° ± 0,1°
45° x 3,50
2,00
1,00

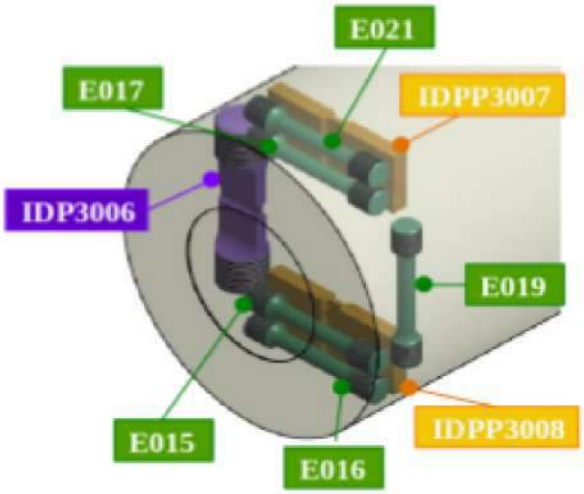

Design 2 – Mini éprouvette cruciforme Cuvette
N. GUILLERMIN – 06/04/2021
1. Zoom x 4:1
R54,50 ± 0,10
18,02 ± 0,10
2,50 0 -0,1
1,00 0 -0,10
Coupe A
35,00
11,50
9,75
24 x percages Φ6,50 +0,1 0
4 x percages Φ4,00 +0,1 0
R7,00
24,68
31,68
34,93 ± 0,1
44,18
100,00
145,08° ± 0,1°
12,45
12,45
45° x 3,50
A
A

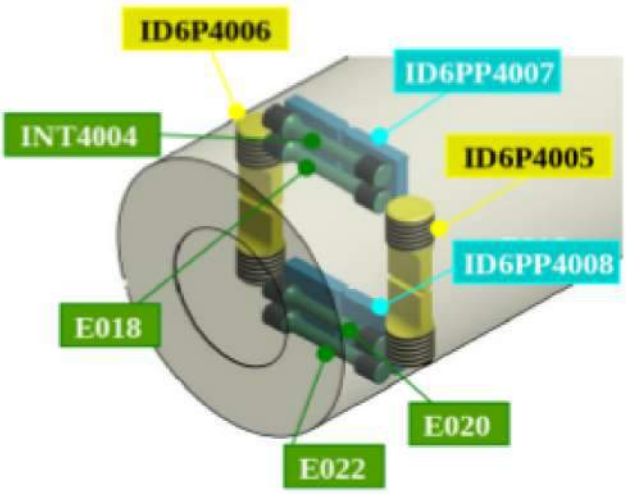

Design 3 – Mini éprouvette X
N. GUILLERMIN – 08/04/2021
1 Zoom x 3:1
2 Zoom x 3:1
3 Zoom x 10:1
Coupe A
10,75
2,50 0 -0,1
1,50 0 -0,10
R7,00
35,00
11,50
9,75
5,20
4,95
24,68
31,68
34,93
44,18
100,00
45° x 3,50
24 x percages Φ6,50 +0,1 0
4 x percages Φ4,00 +0,1 0
R7,00 0 -0,05
Φ20,05 0 -0,05
Φ0,40
A
1
2
3

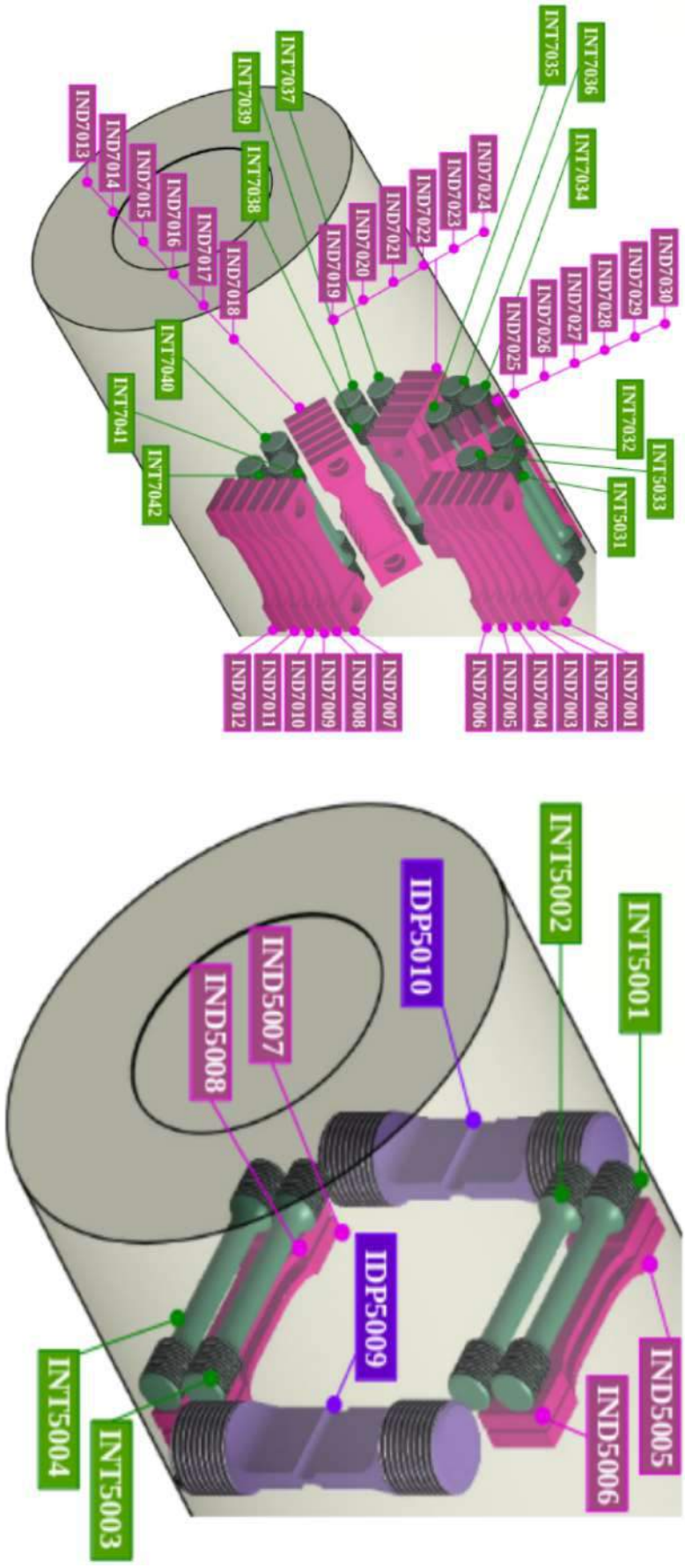
Annexe B : Plans de prélèvements

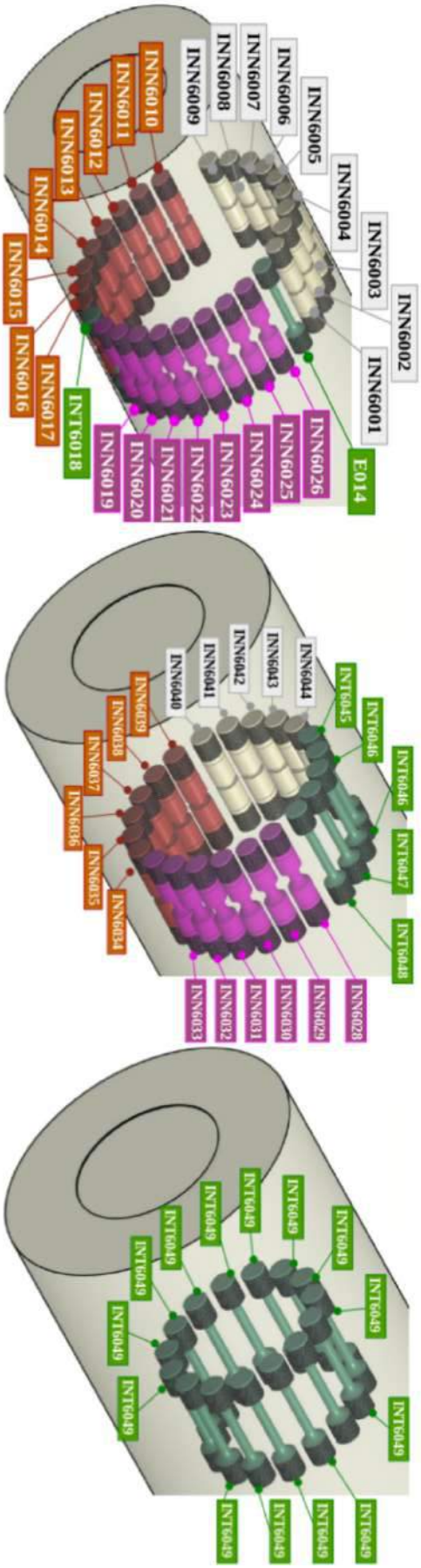









INT7035
INT7036
INT7037
INT7039
INT7034
INT7038
IND7013
IND7014
IND7015
IND7016
IND7017
IND7018
IND7024
IND7023
IND7022
IND7021
IND7020
IND7019
IND7030
IND7029
IND7028
IND7027
IND7026
IND7025
INT7040
INT7041
INT7042
INT7032
INT5033
INT5031
IND7012
IND7011
IND7010
IND7009
IND7008
IND7007
IND7006
IND7005
IND7004
IND7003
IND7002
IND7001
INT5002
INT5001
IDP5010
IND5007
IND5008
IDP5009
INT5004
INT5003
IND5005
IND5006


INN6009
INN6008
INN6007
INN6006
INN6005
INN6004
INN6003
INN6002
INN6001
E014
INN6010
INN6011
INN6012
INN6013
INN6014
INN6015
INN6016
INN6017
INT6018
INN6019
INN6020
INN6021
INN6022
INN6023
INN6024
INN6025
INN6026
INN6040
INN6041
INN6042
INN6043
INN6044
INT6045
INT6046
INT6046
INT6047
INT6048
INN6039
INN6038
INN6037
INN6036
INN6035
INN6034
INN6033
INN6032
INN6031
INN6030
INN6029
INN6028
INT6049

Annexe C : Éprouvettes testées

Phase 1

Essais à l'ambiante 20 °C

Axisymétriques LISSES (AL)	Dir. P	Zone de P	$L_0[mm]$	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ $[mm.s^-1]$	Num. essai	Mesures [1]
~~I718_ST_P20_T_INT2011-M135E_E002~~	T	M45	30.0	5.0	10e-3	E002	**
I718_ST_P20_R_INT2012-P180_E003	R	P180	30.0	5.98	10e-3	E003	**
I718_ST_P20_L_INT6027-E_E014	L	E	22.0	4.0	10e-3	E014	**
~~I718_ST_P20_T_INT3001-CD_E015~~	T	CD	30.0	6.0	10e-3	E015	**
I718_ST_P20_T_INT3002-EG_E016	T	ED	30.0	6.0	10e-3	E016	**
I718_ST_P20_T_INT3003-CG_E017	T	CG	30.0	6.0	10e-3	E017	**
I718_ST_P20_T_INT4003-CG_E018	T	CG	30.0	6.0	10e-5	E018	**
Sous-total axisymétriques lisses						**7**	

Axisymétriques ENTAILLEES (AE)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ[mm]	$\dot{\varepsilon}$ $[mm.s^-1]$	Num. essai	Mesures [1]
NT10							
~~I718_NT10_P20_R_INN1001-M90_E001~~	R	M90	25.0	-	10e-3	E001	
I718_NT10_P20_T_INN1002-P135C_E004	T	P45	8.65	5.03	10e-3	E004	**
NT4							
I718_NT4_P20_R_INN1003-P90_E005	R	P-90	25.0	5.05	10e-3	E005	**
I718_NT4_P20_T_INN1010-P45C_E012	T	P135C	9.89	5.01	10e-3	E012	**
NT2							
I718_NT2_P20_T_INN1004-P135E_E006	T	P45E	25.42	5.02	10e-3	E006	**
I718_NT2_P20_T_INN1005-M45E_E007	T	M135E	25.42	5.01	10e-3	E007	**
I718_NT2_P20_R_INN1006-P180_E008	R	P180	8.97	5.06	10e-3	E008	**
~~I718_NT2_P20_T_INN1011-M135E_E013~~	T	M135E	-	-	-	E013	
Sous-total axisymétriques entaillées						**8**	

Essais en température 500 °C

Axisymétriques LISSES (AL)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ $[mm.s^-1]$	Num. essai	Mesures [1]
I718_ST_P500_T_INT3004-H_E019	T	ED	30.0	6.03	10e-3	E019	**
I718_ST_P500_T_INT4001-CD_E020	T	CD	30.0	5.9835	10e-3	E020	**
I718_ST_P500_T_INT3005-ED_E021	T	EG	30.0	5.9680	10e-4	E021	**
I718_ST_P500_T_INT4002-ED_E022	T	ED	30.0	6.0015	10e-5	E022	**
Sous-total axisymétriques lisses						**4**	

Axisymétriques ENTAILLEES (AE)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ[mm]	$\dot{\varepsilon}$ $[s^-1]$	Num. essai	Mesures [1]
NT10							
I718_NT10_P500_T_INN1007-M135C_E009	T	P45C	10.01	5.028	10e-3	E009	**
I718_NT10_P500_T_INN1008-M45C_E010	T	M135C	10.02	5.018	10e-3	E010	**
NT4							
I718_NT4_P500_T_INN1009-P45E_E011	T	P135E	9.66	5.041	10e-3	E011	**
Sous-total axisymétriques entaillées						**3**	

[1] Classification des moyens de mesures:

*	Extensomètre (mécanique/vidéo)
**	Extensomètre (mécanique/vidéo) + Suivi de contour
***	Extensomètres (mécanique/vidéo) + Suivi de contour + Corrélation d'images

Phase 2

Essais ambiante 20 °C

Axisymétriques LISSES (AL)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
I718_ST_P20_L_INT6018_E040	L	Extérieure	22.	3.9760	10e-3	E040	**
Sous-total axisymétriques lisses						**1**	

Axisymétriques ENTAILLEES (AE)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
NT10							
I718_NT10_P20_L_INN6023_E038	L	Extérieure	9.98	5.01	10e-3	E038	**
NT4							
I718_NT4_P20_L_INN6012_E037	L	Extérieure	9.860	4.9965	10e-3	E037	**
NT2							
I718_NT2_P20_L_INN6007_E036	L	Extérieure	9.921	5.01	10e-3	E036	**
Sous-total axisymétriques entaillées						**3**	

Déformation PLANE (DP)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ [mm]	h [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
DP								
I718_DP_P20_T_INDP3008_E048	T	-	10.032	2.438	4.7	10e-3	E048	*
DP6								
I718_DP6_P20_T_INDP4008_E049	T	-	10.031	3.525	3.2	10e-3	E049	*
Sous-total déformation plane							**2**	

Essais HT 500 °C

Axisymétriques ENTAILLEES (AE)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
NT10							
I718_NT10_P500_L_INN6019_E023	L	Extérieure	10.085	5.006	10e-3	E023	***
I718_NT10_P500_L_INN6020_E030	L	Extérieure	10.127	4.971	10e-4	E030	***
I718_NT10_P500_L_INN6021_E032	L	Extérieure	10.059	4.994	10e-5	E032	***
I718_NT10_P500_L_INN6022_E033	L	Extérieure	10.1	5.009	10e-2	E033	***
I718_NT10_P500_L_INN6025_E041	L	Extérieure	9.909	5.012	10e-3	E041	**
I718_NT10_P500_L_INN6024_E044	L	Extérieure	10.032	5.009	10e-4	E044	**
I718_NT10_P500_R_INN2001-M90_E045	R	M90	10.043	5.017	10e-3	E045	**
I718_NT10_P500_T_INN2002-P135C_E047	T	P135C	10.015	5.03	10e-3	E047	**
I718_NT10_P500_T_INN2003-M135C_E053	T	M135C	10.079	5.028	10e-5	E053	**
I718_NT10_P500_L_INN6026_E060	L	Extérieure	9.874	5.103	10e-1	E060	*
NT4							
I718_NT4_P500_L_INN6010_E024	L	Extérieure	9.915	5.022	10e-3	E024	**
I718_NT4_P500_L_INN6011_E028	L	Extérieure	9.872	4.987	10e-4	E028	***
I718_NT4_P500_L_INN6013_E031	L	Extérieure	9.861	4.988	10e-5	E031	***
I718_NT4_P500_L_INN6014_E034	L	Extérieure	9.960	5.030	10e-2	E034	***
I718_NT4_P500_L_INN6016_E042	L	Extérieure	9.937	4.999	10e-3	E042	**
I718_NT4_P500_L_INN6017_E043	L	Extérieure	9.898	5.001	10e-4	E043	**
I718_NT4_P500_R_INN2005-P0_E046	R	P0	10.012	5.039	10e-3	E046	**
I718_NT4_P500_T_INN2008-P45E_E050	T	P45E	10.161	5.012	10e-3	E050	**
I718_NT4_P500_T_INN2007-P45C_E054	T	P45C	10.175	5.0185	10e-5	E054	**
I718_NT4_P500_L_INN6015_E059	L	Extérieure	10.114	4.9935	10e-1	E059	**
NT2							
I718_NT2_P500_L_INN6001_E025	L	Extérieure	9.915	5.050	10e-3	E025	**
I718_NT2_P500_L_INN6002_E026	L	Extérieure	10.011	5.020	10e-3	E026	**
I718_NT2_P500_L_INN6003_E027	L	Extérieure	10.030	5.050	10e-4	E027	**
I718_NT2_P500_L_INN6004_E029	L	Extérieure	9.807	5.020	5.10e-5	E029	**
I718_NT2_P500_L_INN6005_E035	L	Extérieure	10.112	5.050	10e-2	E035	**
I718_NT2_P500_L_INN6006_E039	L	Extérieure	10.083	5.05	2,5.10e-5	E039	**
I718_NT2_P500_T_INN2010-M45E_E051	T	M45E	9.966	5.0055	10e-3	E051	**
I718_NT2_P500_T_INN2009-P135E_E056	T	P135E	10.146	5.0055	10e-5	E056	**
I718_NT2_P500_L_INN6008_E057	L	Extérieure	10.117	5.0455	10e-5	E057	**
I718_NT2_P500_L_INN6009_E058	L	Extérieure	10.068	5.015	10e-1	E058	**
Sous-total axisymétriques entaillées							**30**

Eprouvettes Plates (D0)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	e [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
I718_D0_P500_L_IND7001_E052	L	-	15.	2.0	10e-3	E052	**
I718_D0_P500_L_IND7002_E061	L	-	15.	2.0	10e-3	E061	***
Sous-total éprouvettes plates						**2**	

Phase 3

Essais ambiante 20 °C

Éprouvettes Plates (D0)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
~~I718_D0_P20_L_IND7003_E062~~	L	Extérieure	15.	2.0	10e-3	E062	**
I718_D0_P20_L_IND7004_E063	L	Extérieure	15.	2.0	10e-3	E063	**
I718_D0_P20_L_IND5005_E064	T	-	15.	2.0	10e-3	E064	**
I718_D0_P20_L_IND7017_E073	L	-	15.	2.0	10e-3	E073	**
I718_D0_P20_T_IND5006_E076	T	-	15.	2.0	10e-3	E076	**
Sous-total éprouvettes plates						**5**	

Éprouvettes Plates (D0) à iso-section	Dir. P	Type	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
I718_D0_P20_L_IND7007_E071	L	Entaillée	3.6	2.0	10e-3	E071	***
I718_D0_P20_L_IND7011_E072	L	Plate	15.	2.0	10e-3	E072	***
I718_D0_P20_L_IND7012_E074	L	Plate	15.	2.0	10e-3	E073	**
I718_D0_P20_L_IND7008_E075	L	Entaillée	3.6	2.0	10e-3	E075	**
Sous-total éprouvettes plates						**4**	

Essais ambiante 500 °C

Éprouvettes Plates (D0)	Dir. P	Zone de P	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
~~I718_D0_P500_L_IND7005_E065~~	L	Extérieure	15.	2.0	10e-3	E065	***
I718_D0_P500_L_IND7006_E066	L	Extérieure	15.	2.0	10e-2	E066	***
I718_D0_P500_L_IND7013_E067	L	Extérieure	15.	2.0	10e-3	E067	***
I718_D0_P500_L_IND7014_E068	L	Extérieure	15.	2.0	10e-4	E068	***
I718_D0_P500_L_IND7015_E069	L	Extérieure	15.	2.0	5.10e-6	E069	***
I718_D0_P500_L_IND7016_E070	L	Extérieure	15.	2.0	10e-1	E070	***
I718_D0_P500_T_IND7019_E077	L	Extérieur	15.	2.0	10e-3	E077	*** F
Sous-total éprouvettes plates						**7**	

Éprouvettes Plates (D0) à iso-section	Dir. P	Type	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
I718_D0_P500_L_IND7018_E078	L	Plate	15	2.0	10e-3	E078	***
I718_D0_P500_L_IND7009_E079	L	Entaillée	3.6	2.0	10e-3	E079	***
Sous-total éprouvettes plates						**2**	

Éprouvettes Lisses (ST)	Dir. P	Type	L_0 [mm]	ϕ [mm]	$\dot{\varepsilon}$ [s^-1]	Num. essai	Mesures [1]
I718_ST_P500_L_INT6045_E080	L	-	20.5	4.02	10e-3	E080	**
Sous-total éprouvettes plates						**1**	

[1] Classification des moyens de mesures:

*	Extensomètre (mécanique/vidéo)
**	Extensomètre (mécanique/vidéo) + Suivi de contour
***	Extensomètres (mécanique/vidéo) + Suivi de contour + Corrélation d'images

Phase 4

Essais ambiante 20 °C

Éprouvettes Biaxiales	Dir. P	Rapport déplacement	v_1 [mm.sec^{-1}]	v_2 [mm.sec^{-1}]	Num. essai	Mesures [1]
I718_D2F_P20_R_D2F9001_E082	R	$\kappa = 1$	.003	.003	E082	***
I718_D2F_P20_R_D2F1001_E083	R	$\kappa = 0.5$	.003	.0015	E083	***
I718_D3FX_P20_R_D3FX1101_E084	R	$\kappa = -0.75$	.003	-.00225	E084	***
I718_D3FX_P20_R_D3FX1201_E085	R	$\kappa = -1$	.003	-.003	E085	***
I718_D3FX_P20_R_D3FX1301_E086	R	$\kappa = -0.7$	.003	-.0021	E086	***
Sous-total éprouvettes biaxiales						**5**

Essais ambiante 500 °C

Éprouvettes Biaxiales	Dir. P	Rapport déplacement	v_1 [mm.sec^{-1}]	v_2 [mm.sec^{-1}]	Num. essai	Mesures [1]
I718_D1F_P500_R_D1F8001_E081	R	$\kappa = 1$	.003	.003	E081	***
I718_D2F_P500_R_D2F14001_E087	R	$\kappa = 1.$	.003.	.003	E087	***
I718_D2F_P500_R_D2F1501_E088	R	$\kappa = 0.5$	.003	.0015	E088	***
Sous-total éprouvettes biaxiales						**3**

[1] Classification des moyens de mesures:

*	Extensomètre (mécanique/vidéo)
**	Extensomètre (mécanique/vidéo) + Suivi de contour
***	Extensomètres (mécanique/vidéo) + Suivi de contour + Corrélation d'images

Annexe D : Déclaration d'invention

Déclaration d'invention
Technique de suivi par gravure laser pour une mesure du déplacement

N. Guillermin – A. Köster

Le déplacement global que subit une éprouvette au cours d'une sollicitation mécanique est le plus souvent mesuré par un extensomètre placé au contact de l'éprouvette durant de l'essai. Cependant la striction d'une éprouvette lisse peut se produire n'importe où dans la zone utile puisque la déformation y est homogène. Ainsi pour éviter de ne voir apparaître la striction sur les pointes de l'extensomètre ou en dehors de la zone de mesure, une méthode par marquage peut être utilisée. Cette méthode consiste à « dessiner » soit quelques points (pour un suivi du déplacement global) soit une multitude de points (pour un suivi du champ local du déplacement) par l'utilisation d'un feutre ou d'une peinture.
On propose ici de présenter une méthode de marquage par gravure laser qui présente plusieurs avantages qui seront détaillés ici.

Problématique
Traditionnellement, les marquages permettant le suivi de déplacement sont réalisés soit à l'aide d'encre (feutre, jet d'encre, …) soit au moyen de peinture de couleur généralement très contrastantes. Ces méthodes de suivi par marquage réalisées par lithographie présentent le désavantage majeur de ne pas avoir une bonne tenue lorsque le matériau subit de grandes déformations et/ou lorsque celui-ci est soumis à des températures élevées, pire encore en présence de gradient de température. La conséquence est alors un écaillage de la peinture rendant impossible toute mesure de déplacement.

La présente invention propose une technique de suivi robuste par gravure laser pour une mesure de déplacement globale et locale à température ambiante et à haute température.

Solution apportée
On propose la démarche de réalisation ainsi que les différents paramètres qui ont été pris en compte.

Les paramètres du laser sur lesquels nous avons joués sont la puissance du faisceau, son intensité, sa vitesse et sa durée. L'objectif a été de trouver les paramètres optimaux pour obtenir un contraste suffisant du motif à graver sans pour autant endommager l'état de surface du matériau. Plusieurs itérations ont été réalisées et des observations de granulométries ont été effectuées pour confirmer le choix des paramètres propres au matériau d'étude. Ce point a pu être vérifié lorsque la rupture des éprouvettes avait lieu entre deux marqueurs gravés.

Dans le cadre d'un suivi global, des points hachurés sont gravés sur la surface a une distance paramétrable par l'utilisateur, ce qui permet de connaître précisément le L_0 pour remonter à la déformation de la zone utile. Il est aussi possible de graver plus de deux points pour constituer autant d'extensomètres virtuels que souhaité. En effectuant un dépouillement en temps réel durant l'essai, cette gravure présente aussi l'avantage de connaître très en amont dans l'essai, l'endroit où se produira la striction et donc la rupture de l'éprouvette, perceptible à l'œil nu uniquement au moment où elle se produit et parfois imperceptible avec l'extensomètre.

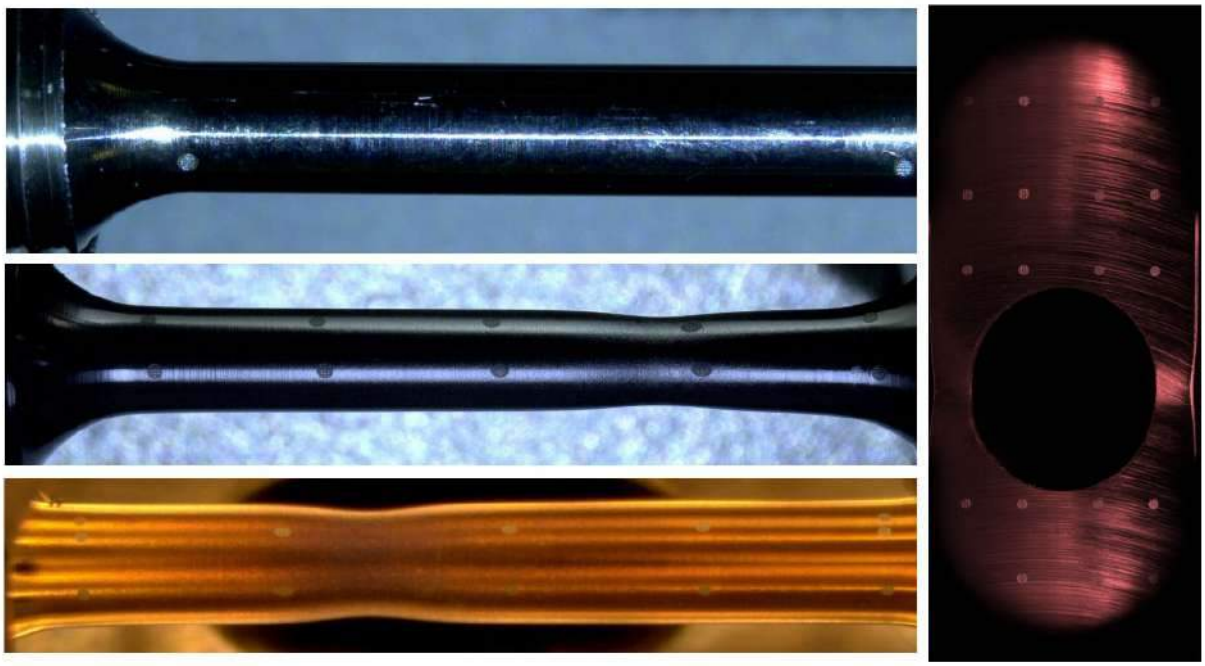
Dans le cadre d'un suivi local, la méthode précédente est généralisée en gravant une multitude de plus petits points de taille et de position aléatoires, l'équivalent d'un mouchetis, mais reproductible d'une éprouvette à l'autre. Pour ce faire, un script python a été développé permettant de générer une image de dimension *N x M* pixels avec un tirage de points de taille (homogène ou hétérogène) et de position (aléatoire ou régulière) définies par l'utilisateur. Cette image est ensuite reproduite par la machine laser sur la surface de l'échantillon. Cette méthode présente l'avantage de paramétrer intégralement le type de mouchetis souhaité en fonction des applications.

L'intérêt premier de cette méthode est d'avoir un motif qui ne se dégradera pas lors de l'essai contrairement à un mouchetis réalisé avec des encres ou de la peinture. En effet, une bonne tenue à chaud a été constatée et le contraste est amplifié avec l'apparition de l'oxydation. De plus, lorsque le motif donne des résultats satisfaisants lors de la corrélation d'image, celui-ci peut être réutilisé à l'identique alors que celui réalisé à la main est unique et parfois inutilisable. Enfin cette méthode s'avère en plus d'être précise, rapide d'exécution : pas plus de quelques secondes pour graver cinq points et environ 4 min pour graver un mouchetis sur la surface entière d'une éprouvette d'essai mécanique.

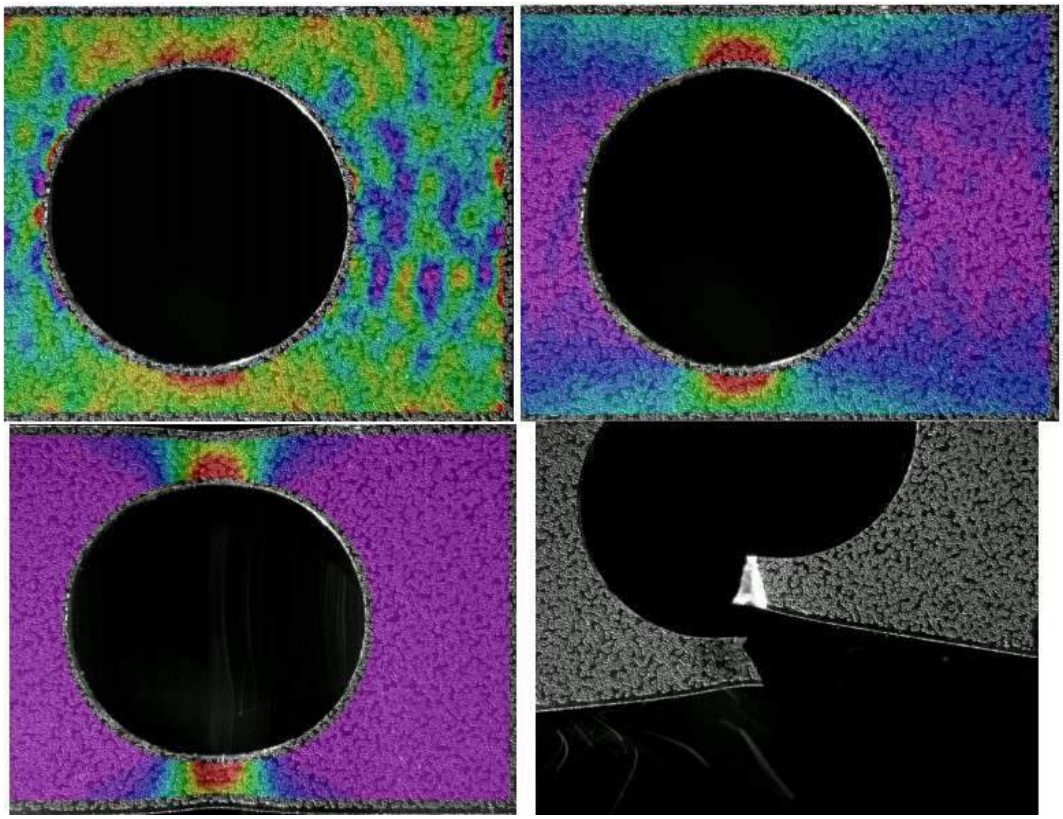
Exemples de réalisation

On propose de montrer les différentes applications et résultats obtenus avec l'utilisation d'un marquage laser. Ces applications ont été réalisées sur des géométries d'éprouvettes variées ainsi que pour des températures de 20°C à 650 °C. Les résultats sur champs locaux ont été post-traités à l'aide de Vic2D.

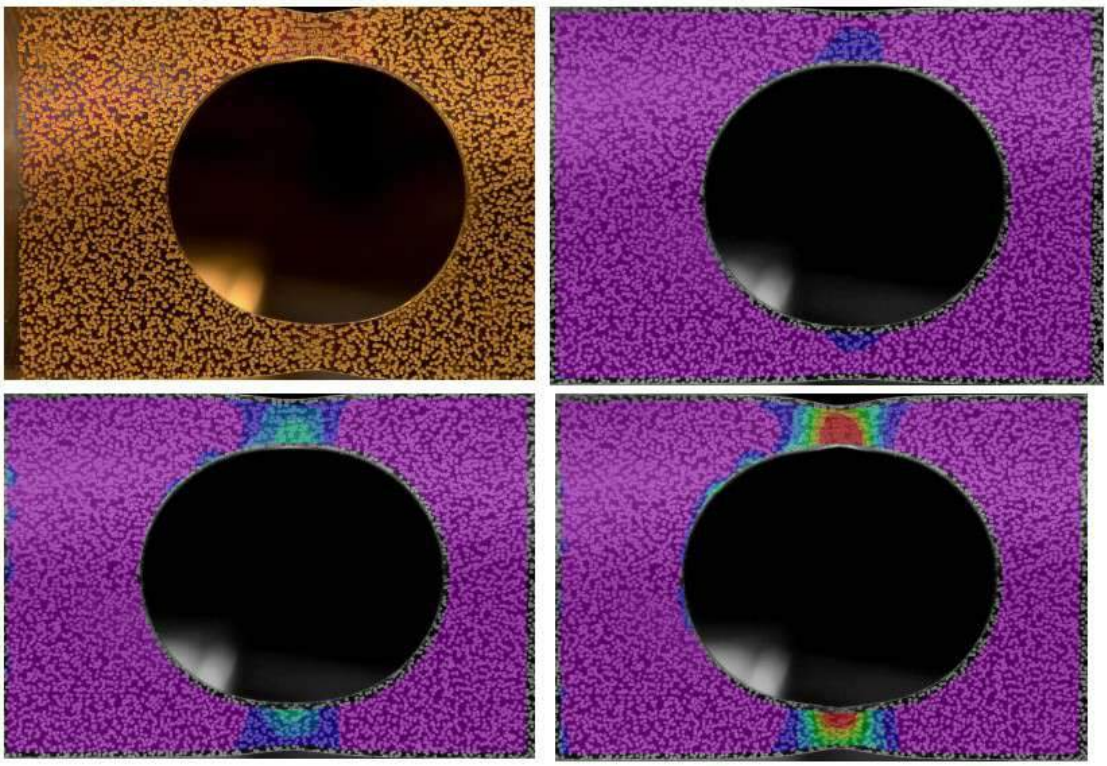
- Éprouvettes axisymétriques lisses sollicitées à **20 °C** (images en partie haute), à **500 °C** (image en bas) en traction pour un suivi global du champ de déplacement. Éprouvette plate trouée sollicitée à **500 °C** (image de droite).



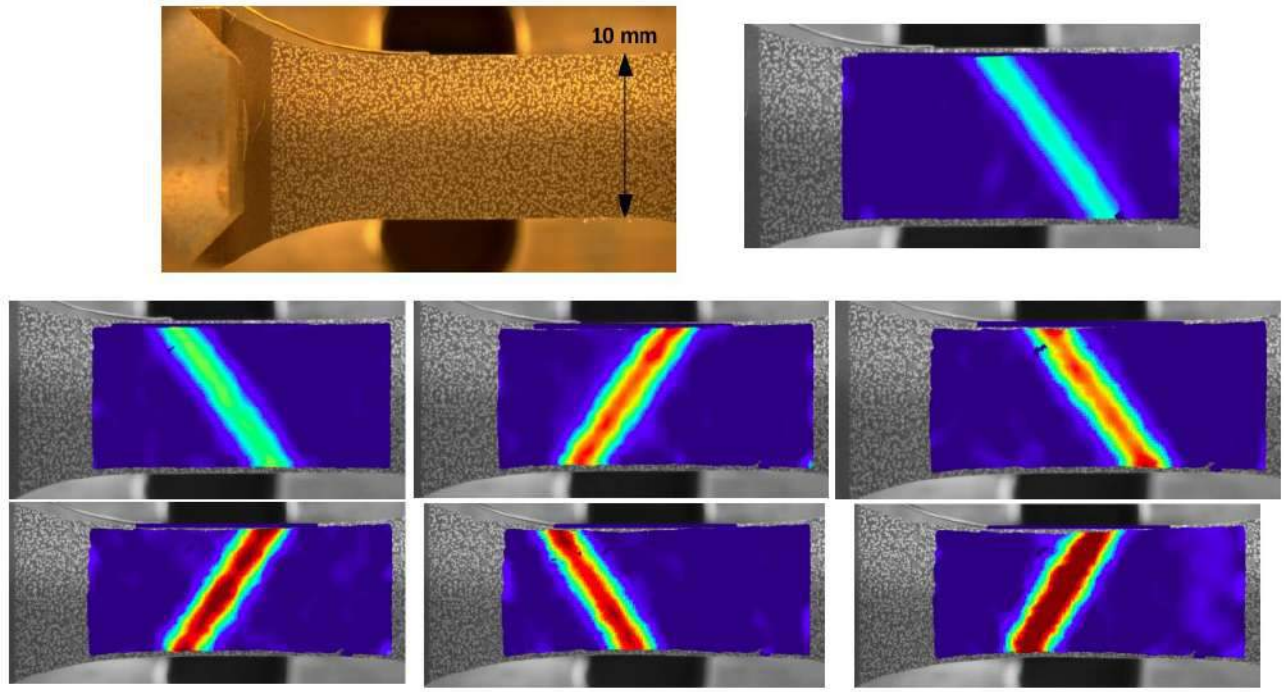
- Éprouvette plate trouée sollicitée en traction à **20 °C** pour un suivi local du champ de déformation suivant l'axe de sollicitation.



- Éprouvette plate trouée sollicitée en traction à **650 °C** pour un suivi local du champ de déformation suivant l'axe de sollicitation.



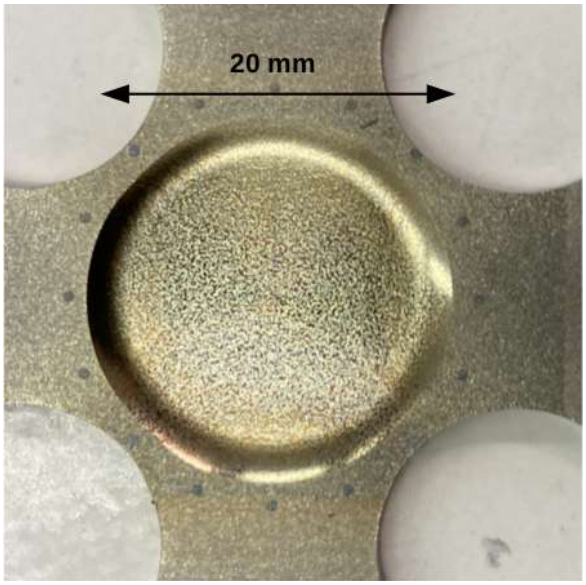
- Éprouvette plate sollicitée à **500 °C** en traction avec l'apparition de bandes de déformation (effet Portevin-Le-Chatelier) pour un suivi local de la vitesse de déformation.

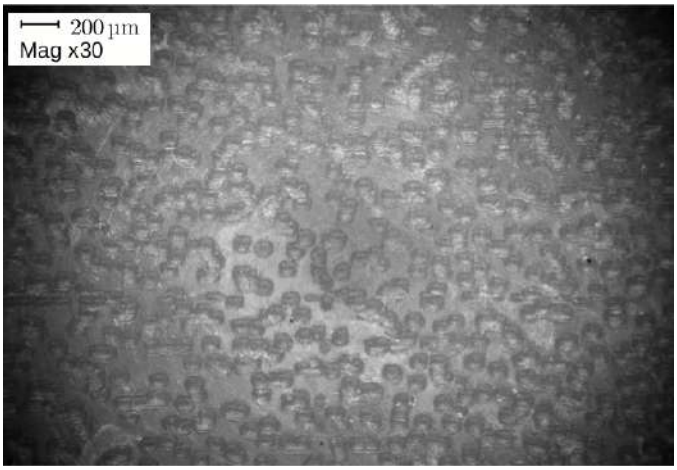


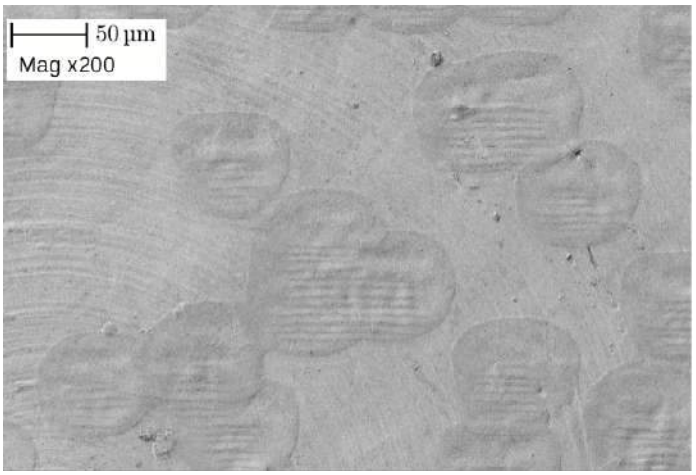
Conclusions

Cette méthode de suivi de déplacement ne nécessite pas d'extensomètre de contact et donc de phase d'étalonnage. Ce suivi peut être réalisé quelles que soient les conditions d'essais en portant une attention particulière pour révéler un contraste suffisant entre l'éprouvette et les points gravés favorisant le dépouillement de l'essai. Cette technique par gravure laser est rapide à mettre en place, précise, répétable et applicable sur un grand nombre de matériaux aussi bien métalliques que polymères, et elle s'adapte aussi bien aux structures qu'aux mini-éprouvettes sans limitation de géométrie autre que la taille du dispositif de gravure laser.

Annexe E : Observations au MEB du mouchetis gravé







Bibliographie

M. Abecassis, A. Koster, V. Esin, V. Chiaruttini et V. Maurel : Crack growth behavior in dissimilar welded Ti based alloys under biaxial fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, 118, 2019. URL https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.09.013.

M. Algarni, Y. Bai et Y. Choi : A study of Inconel 718 dependency on stress triaxiality and Lode angle in plastic deformation and ductile fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 147, 2015. URL https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.08.007.

H. Amokhtar, P. Vacher et S. Boudrahem : Kinematics fields and spatial activity of Portevin-Le Chatelier bands using the digital image correlation method. *Acta Materialia*, 54:4365–4371, 2006.

Aubert et Duval : URL https://www.aubertduval.com/fr/nuances/.

S. Azadian, L. Wei et R. Warren : Delta phase precipitation in Inconel 718. *Materials Characterization*, 2004. URL https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.07.004.

Y. Bai et T. Wierzbicki : A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *International Journal of Plasticity*, 24:1071–1096, 2008. URL https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.004.

Y. Bai et T. Wierzbicki : Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture. *International Journal of Fracture*, 161, 2010. URL https://doi.org/10.1007/s10704-009-9422-8.

Y. Bao et T. Wierzbicki : On the cut-off value of negative triaxiality for fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 72, 2005. URL https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2004.07.011.

G. Barbier : Fatigue biaxiale à grand nombre de cycles : étude expérimentale et modèle d'endommagement à deux échelles probaliste. *PhD thesis, Ecole Normale Superieure de Cachan - ENS Cachan*, 2009.

F. Barlat, J. Brem, J. Yoon, K. Chung, R. Dick, D. Lege, F. Pourboghrat, S.-H. Choi et E. Chu : Plane stress yield function for aluminum alloy sheets-part 1 : theory. *International Journal of Plasticity*, 19:1297–1319, 2003. URL https://doi.org/10.1016/S0749-6419(02)00019-0.

S. Beckett : Vers la dernière bande. 1958.

J. Belotteau : *Comportement et rupture d'un acier au C-Mn en présence de vieillissement sous déformation*. Thèse de doctorat, 2009. URL https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01081269.

A. Benallal, T. Berstad, T. Borvik, A. Clausen et S. Hopperstad : Dynamic strain aging and related instabilities : experimental, theoretical and numerical aspects. *European Journal of Mechanics A/solids*, 25:397–424, 2006.

A. Benallal, T. Berstad, T. Borvik, O. Hopperstad, I. Koutiri et R. Nogueira : An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin-Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*, 24:1916–1945, 2008. URL https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.008.

A. Benzerga, J.-B. Leblond, A. Needleman et V. Tvergaard : Ductile failure modeling. 201 (1):29–80, 2016. URL https://doi.org/10.1007/s10704-016-0142-6.

J. Besson : Continuum models of ductile fracture : a review. 19:3–52, 2010. URL https://doi.org/10.1177/1056789509103482.

J. Besson, G. Cailletaud, J.-L. Chaboche, S. Forest et M. Blétry : *Non–Linear Mechanics of Materials*. Solid Mechanics and Its Applications 167. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009. ISBN 978-90-481-3355-0, 433 p.

J. Besson et R. Foerch : Large scale object–oriented finite element code design. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 142:165–187, 1997.

J. Besson, D. Steglich et W. Brocks : Modeling of crack growth in round bars and plane strain specimens. *International Journal of Solids and Structures*, 38:8259–8284, 2001. URL https://doi.org/10.1016/S0020-7683(01)00167-6.

S. Bodner : The mechanics of repeated discontinuous yielding of metals. *Materials Science and Engineering*, 2:213–223, 1967. URL https://doi.org/10.1016/0025-5416(67)90061-4.

T. Bohlke, G. Bondar, Y. Estrin et M. Lebyodkin : Geometrically non-linear modeling of the Portevin-Le Chatelier effect. *Computational Materials Science*, 44:1076–1088, 2009.

P. Bouchard, F. Bay et Y. Chastel : Numerical modelling of crack propagation : automatic remeshing and comparison of different criteria. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 192:3887–3908, 2003. URL https://doi.org/10.1016/S0045-7825(03)00391-8.

P. Bouchard, L. Bourgeon et S. Fayolle : An enhanced Lemaitre model formulation for materials processing damage computation. *International Journal of Material Forming*, 4:299–315, 2011. URL https://doi.org/10.1007/s12289-010-0996-5.

P. W. Bridgman : *Studies in large plastic flow and fracture with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure*. McGraw-Hill, 1952. URL https://doi.org/10.4159/harvard.9780674731349.

M. Brünig, O. Chyra, D. Albrecht, L. Driemeier et M. Alves : A ductile damage criterion at various stress triaxialities. *International Journal of Plasticity*, 2008. URL https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.12.001.

M. Brünig, S. Gerke et S. Koirala : Biaxial Experiments and Numerical Analysis on Stress-State-Dependent Damage and Failure Behavior of the Anisotropic Aluminum Alloy EN AW-2017A. *Metals*, 11, 2021. URL https://www.mdpi.com/2075-4701/11/8/1214.

Y. Cai, C. Tian, G. Zhang, G. Han, S. Yang, S. Fu, C. Cui et Q. Zhang : Influence of γ' precipitates on the critical strain and localized deformation of serrated flow in Ni-based superalloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 690:707–715, 2017.

T. S. Cao : *Modeling ductile damage for complex loading paths*. Thèse de doctorat, 2013. URL https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00957315/document.

J. L. Chaboche, A. Gaubert, P. Kanouté, A. Longuet, F. Azzouz et M. Mazière : Viscoplastic constitutive equations of combustion chamber materials including cyclic hardening and dynamic strain aging. *International Journal of Plasticity*, 46:1–22, 2013.

J. Chaboche : Anisotropic creep damage in the framework of continuum damage mechanics. *Nuclear Engineering and Design*, 79:309–319, 1984. URL https://doi.org/10.1016/0029-5493(84)90046-3.

S. Chandrakanth et P. Pandey : A new ductile damage evolution model. *International Journal Fracture Fracture Mechanics*, 60, 1993. URL https://doi.org/10.1007/BF00034747.

V. Chaves, G. Beretta, J. Balbin et A. Navarro : Fatigue life and crack growth direction in 7075-T6 aluminium alloy specimens with a circular hole under biaxial loading. *International Journal of Fatigue*, 125:222–236, 2019. URL https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.03.031.

X. Chen, D. Jin et K. S. Kim : Fatigue life prediction of type 304 stainless steel under sequential biaxial loading. *International Journal of Fatigue*, 28, 2006. URL https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.05.003.

S. Chocron, B. Erice et C. E. Anderson : A new plasticity and failure model for ballistic application. *International Journal of Impact Engineering*, 38:755–764, 2011. URL https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2011.03.006.

J. M. Choung et S. R. Cho : Study on true stress correction from tensile tests. *Journal of Mechanical Science and Technology volume*, 2008. URL https://doi.org/10.1007/s12206-008-0302-3.

A. Clausen, T. Borvik, O. Hopperstad et A. Benallal : Flow and fracture characteristics of aluminium alloy AA5083-H116 as function of strain rate, temperature and triaxiality. *Materials Science and Engineering*, 364:260–272, 2004.

A. Cottrell : *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, vol. 36. University Press, Oxford, 1953b.

L. Cuddy et W. Leslie : Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron. *Acta Metallurgica*, 20(10):1157–1167, 1972.

C. Cui, Y. Gu, Y. Yuan et H. Harada : Dynamic strain aging in a new Ni-Co base superalloy. *Scripta Materialia*, 64:502–505, 2011. URL https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.11.025.

C. Defaisse, M. Mazière, L. Marcin et J. Besson : Ductile fracture of an ultra-high strength steel under low to moderate stress triaxiality. *Engineering Fracture Mechanics*, 194:301–318, 2018. URL https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.12.035.

C. Defaisse : *Étude de la rupture ductile d'un acier à très haute résistance pour des applications aéronautiques*. Thèse de doctorat, Paris Sciences et Lettres (ComUE), 2018.

R. Devarapalli, E. Marin, J. Cormier, C. Le Gall, J. Franchet et M. Jouiad : Microstructure Evolution during Thermal Aging of Inconel 718. *The Minerals, Metals & Materials Society*, p. 11–18, 2016.

L. Driemeier, M. Brunig, G. Micheli et M. Alves : Experiments on stress-triaxiality dependence of material behavior of aluminum alloys. *Mech Mater*, 2010. URL https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.11.012.

N. R. Dudova, R. O. Kaibyshev et V. A. Valitov : Manifestation of the Portevin-Le Chatelier effect in the Kh20N80 alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 105, 2008.

M. Dunand et D. Mohr : On the predictive capabilities of the shear modified gurson and the modified Mohr-Coulomb fracture models over a wide range of stress triaxialities and lode angles. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 59:1374–1394, 2011.

M. Dunand et D. Mohr : Effect of lode parameter on plastic flow localization after proportional loading at low stress triaxialities. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2014. URL https://doi.org/10.1016/j.jmps.2014.01.008.

H. L. Eiselstein : Metallurgy of a Columbium-Hardened Nickel-Chromium-Iron Alloy. *Advances in the Technology of Stainless Steels and Related Alloys*, 1965.

R. A. Engelen, R. Geers et R. A. Baaijens : Nonlocal implicit gradient-enhanced elasto-plasticity for the modelling of softening behaviour. *International Journal of Plasticity*, 19:403–433, 2003. URL https://doi.org/10.1016/S0749-6419(01)00042-0.

B. Erice et F. Galvez : A coupled elastoplastic-damage constitutive model with Lode angle dependent failure criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 51:93–110, 2014. URL https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2013.09.015.

S. Fayolle : *Modélisation numérique de la mise en forme et de la tenue mécanique des assemblages par déformation plastique : application au rivetage auto-poinçonneur*. Thèse de doctorat, 2008. URL https://pastel.archives-ouvertes.fr/file/index/docid/361169/filename/These_Sebastien_Fayolle.pdf.

S. Feld-Payet, V. Chiaruttini, J. Besson et F. Feyel : A new marching ridges algorithm for crack path tracking in regularized media. *International Journal of Solids and Structures*, 71:57–69, 2015. URL https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2015.04.043.

S. Forest, M. Amestoy, G. Damamme, S. Kruch, V. Maurel et M. Mazière : Mécanique des milieux continus. 2015.

L. Fournier, D. Delafosse et T. Magnin : Oxidation induced intergranular cracking and Portevin-Le Chatelier effect in nickel base superalloy 718. *Materials Science and Engineering : A*, 316:166–173, 2001.

M. Gao et R. Wei : Grain boundary γ'' precipitation and niobium segregation in Inconel 718. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995.

X. Gao, G. Zhang et C. Roe : A study on the effect of the stress state on ductile fracture. *Int J Damage Mech*, 2010. URL https://doi.org/10.1177/1056789509101917.

V. Garat, J.-M. Cloue, D. Poquillon et E. Andrieu : Influence of Portevin-Le Chatelier effect on rupture mode of alloy 718 specimens. *Journal of Nuclear Materials*, 375:95–101, 2008.

S. Gerke, M. Zistl et M. Brünig : Experiments and numerical simulation of damage and fracture of the X0-specimen under non-proportional loading paths. *Engineering Fracture Mechanics*, 2020. URL https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106795.

S. Graff, S. Forest, J.-L. Strudel, C. Prioul, P. Pilvin et J.-L. Béchade : Strain localization phenomena associated with static and dynamic strain ageing in notched specimens : experiments and finite element simulations. *Materials Science and Engineering A*, 387–389:181–185, 2004.

S. Graff, S. Forest, J.-L. Strudel, C. Prioul, P. Pilvin et J.-L. Béchade : Finite element simulations of dynamic strain ageing effects at V–notches and crack tips. *Scripta Materialia*, 52:1181–1186, 2005.

M. Gromada, G. Mishuris et A. Ochsner : Stress Distribution in the Sample Neck during the Tensile Testing. *Applied Sciences and Technology*, 2011. URL https://doi.org/10.1007/978-3-642-22134-7_2.

G. Gu et D. Mohr : Anisotropic Hosford-Coulomb fracture initiation model : Theory and application. *Engineering Fracture Mechanics*, 147:480–497, 2015.

C. Gupta, J. Chakravartty, S. Wadekar et B. S. : Fracture behaviour in the dynamic strain ageing regime of a martensitic steel. *Scripta Materialia*, 55:1091–1094, 2006.

A. L. Gurson : Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth : Part I-Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99:2–15, 1977. URL https://doi.org/10.1115/1.3443401.

P. Hahner : On the physics of the Portevin-Le Châtelier effect part 1 : The statistics of dynamic strain ageing. *Materials Science and Engineering : A*, 207:208–215, 1996.

M. Hajidehi et S. Stupkiewicz : Gradient-enhanced model and its micromorphic regularization for simulation of Lüders-like bands in shape memory alloys. *International Journal of Solids and Structures*, 135:208 – 218, 2018.

C. Hale, W. Rollings et M. Weaver : Activation energy calculations for discontinuous yielding in Inconel 718SPF. *Materials Science and Engineering : A*, 300:153–164, 2001.

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

J. Hancock et A. Mackenzie : On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 24:147–160, 1976. URL https://doi.org/10.1016/0022-5096(76)90024-7.

Z. Haoa, F. Ji, Y. Fan et N. Zhang : Failure feature and characterization of material of shear band in cutting Inconel718. *Journal of Manufacturing Processes*, 45, 2019. URL https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.06.016.

R. Hill : A general theory of uniqueness and stability in elastic-plastic solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 6:236–249, 1958.

A. Hor : *Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement*. Theses, Arts et Métiers ParisTech, 2011.

W. Hosford : *Fundamentals of engineering plasticity*. Cambridge University Press, 2013.

W. F. Hosford : A Generalized Isotropic Yield Criterion. *J. Appl. Mech*, 1972. URL https://doi.org/10.1115/1.3422732.

E. L. Huskins, B. Cao et K. T. Ramesh : Strengthening mechanisms in an Al–Mg alloy. *Materials Science and Engineering*, 2010. URL https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.056.

A. K. Jena et M. C. Chaturvedi : The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys. *Journal of Materials Science*, 1984.

L. Jiabin, G. Dominique et L. Lionel : Effect of temperature and strain rate on the plastic anisotropic behavior characterized by a single biaxial tensile test. *Procedia Manufacturing*, 2020. URL https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.04.346.

G. R. Johnson et W. H. Cook : Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21:31–48, 1985. URL https://doi.org/10.1016/0013-7944(85)90052-9.

M. Kamaya et M. Kawakubo : A procedure for determining the true stress–strain curve over a large range of strains using digital image correlation and finite element analysis. *Mechanics of Materials*, 2011. URL https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2011.02.007.

A. S. Khan et B. Farrokh : Thermomechanical response of nylon 101 under uniaxial and multiaxial loadings : Part i, Experimental results over wide ranges of temperatures and strain rates. *International Journal of Plasticity*, 22, 2006. URL https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2005.10.001.

J. H. Kim, A. Serpantié, F. Barlat, F. Pierron et M.-G. Lee : Characterization of the post-necking strain hardening behavior using the virtual fields method. *International Journal of Solids and Structures*, 2013. URL https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2013.07.018.

H. Kleemola et A. Ranta-Eskola : Comparison of the strain-hardening parameters of sheet metals in uniaxial and biaxial tension. *Metallurgical Transactions A*, 7, 1976. URL https://doi.org/10.1007/BF02643973.

L. Kubin et Y. Estrin : Dynamic strain ageing and the mechanical response of alloys. *Journal de Physique III*, p. 929–943, 1991.

D. Kulawinski, S. Ackermann, A. Seupel, T. Lippmann, S. Henkel, M. Kuna, A. Weidner et H. Biermann : Deformation and strain hardening behavior of powder metallurgical TRIP steel under quasi-static biaxial-planar loading. *Materials Science and Engineering : A*, 642, 2015. URL https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.083.

A. Lall, S. Sarkar, R. Ding, P. Bowen et A. Rabiei : Performance of Alloy 709 under creep-fatigue at various dwell times. *Materials Science and Engineering : A*, 761, 2019.

C. Landron : *Ductile damage characterization in Dual-Phase steels using X-ray tomography.* Theses, L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2011.

M. Le Saux, J. Besson, S. Carassou, C. Poussard et X. Averty : A model to describe the anisotropic viscoplastic mechanical behavior of fresh and irradiated zircaloy-4 fuel claddings under ria loading conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 378, 2008.

M. Lebyodkin, Y. Bréchet, Y. Estrin et L. Kubin : Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin–Le Chatelier effect. *Acta Materialia*, 44:4531–4541, 1996.

S. Lee, C. Takushima, J. Hamada et N. Nakada : Macroscopic and microscopic characterizations of Portevin-Le Chatelier effect in austenitic stainless steel using high-temperature digital image correlation analysis. *Acta Materialia*, 205:734–754, 2021. URL https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116560.

J. Lemaitre : Local approach of fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 25:523–537, 1986. URL https://doi.org/10.1016/0013-7944(86)90021-4.

J. Lemaitre et R. Desmorat : *Engineering Damage Mechanics : Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures*, vol. 4. 2005. URL https://www.springer.com/gp/book/9783540215035.

K. Levenberg : A method for the solution of certain problems in least squares. *Quart.Appl. Math.*, 2:164–168, 1944.

J. Liedmann, S. Gerke, F.-J. Barthold et M. Brünig : Shape optimization of the X0-specimen : theory, numerical simulation and experimental verification. *Computational Mechanics*, 2020. URL https://doi.org/10.1007/s00466-020-01900-7.

M. Luo, M. Dunand et D. Mohr : Experiments and modeling of anisotropic aluminum extrusions under multi-axial loading - part II : Ductile fracture. *International Journal of Plasticity*, 19:36–58, 2012. URL https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2011.11.001.

P. MacCormick : Numerical simulation of the portevin-le chatelier effect. *Strength of Metals and Alloys*, 36:409–414, 1989. URL https://doi.org/10.1016/B978-0-08-034804-9.50061-9.

E. Maire, O. Bouaziz, M. Di Michiel et C. Verdu : Initiation and growth of damage in a dual-phase steel observed by X-ray microtomography. *Acta Materialia*, 56:4954–4964, 2008.

G. Majzoobi, F. Fariba, M. Pipelzadeh et S. Hardy : A new approach for the correction of stress–strain curves after necking in metals. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 55, 2015. URL https://doi.org/10.1177/0309324714555384.

A. Marchenko, M. Mazière, S. Forest et J. L. Strudel : Crystal plasticity simulation of strain aging phenomena in α-titanium at room temperature. *International Journal of Plasticity*, 85:1–33, 2016.

D. Marquardt : An algorithm for least-squares estimation of nonlinear parameters. *J. Appl.Math.*, 11:431–441, 1963.

M. Mashayekhi, N. Torabian et M. Poursina : Continuum damage mechanics analysis of strip tearing in a tandem cold rolling process. *Simulation Modelling Practice and Theory*, 19:612–625, 2011.

M. Mazière et P. Q. Andrebo : Portevin-Le Chatelier effect under cyclic loading : experimental and numerical investigations. *Philosophical Magazine*, 95:3257–3277, 2015.

M. Mazière, J. Besson, S. Forest, B. Tanguy, H. Chalons et F. Vogel : Overspeed burst of elastoviscoplastic rotating disks : Part II - Burst of a superalloy turbine disk. *European Journal of Mechanics*, 28:428–432, 2009.

M. Mazière, J. Besson, S. Forest, B. Tanguy, H. Chalons et F. Vogel : Numerical aspects in the finite element simulation of the portevin-le chatelier effect. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 199:734–754, 2010.

M. Mazière, J. Besson, S. Forest, B. Tanguy, H. Chalons et F. Vogel : Numerical aspects in the finite element simulation of the Portevin-Le Chatelier effect. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 199:734–754, 2010. URL https://doi.org/10.1016/j.cma.2009.11.004.

M. Mazière et H. Dierke : Investigations on the Portevin Le Chatelier critical strain in an aluminum alloy. *Computational Materials Science*, 52:68–72, 2012.

M. Mazière, C. Luis, A. Marais, S. Forest et M. Gaspérini : Experimental and numerical analysis of the Lüders phenomenon in simple shear. *International Journal of Solids and Structures*, 106–107:305–314, 2017.

M. Mazière : *Burst of turboengine disks*. Theses, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007. URL https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-00230172.

M. Mazière, J. Besson, S. Forest, B. Tanguy, H. Chalons et F. Vogel : Overspeed burst of elastoviscoplastic rotating disks–part i : Analytical and numerical stability analyses. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 28(1):36–44, 2009.

S. D. Mesarovic : Dynamic strain aging and plastic instabilities. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43:671–700, 1995.

M. Miller, S. Babu et M. Burke : Comparison of the phase compositions in Alloy 718 measured by atom probe tomography and predicted by thermodynamic calculations. *Materials Science and Engineering*, 2002.

G. Mirone : A new model for the elastoplastic characterization and the stress–strain determination on the necking section of a tensile specimen. *International Journal of Solids and Structures*, 2004. URL https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2004.02.011.

H. Misak, V. Perel, V. Sabelkin et S. Mall : Crack growth behavior of 7075-T6 under biaxial tension-tension fatigue. *International Journal of Fatigue*, 55:158–165, 2013. URL https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.06.003.

V. Mises : Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, 1913. URL http://eudml.org/doc/58894.

D. Mohr et S. J. Marcadet : Micromechanically-motivated phenomenological Hosford-Coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low stress triaxialities. *International Journal of Solids and Structures*, 67-68:1374–1394, 2015.

T. Morgeneyer et J. Besson : Flat to slant ductile fracture transition : Tomography examination and simulations using shear-controlled void nucleation. *Scripta Materialia*, 65:1002–1005, 2011. URL https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.09.004.

K. Nahshon et J. Hutchinson : Modification of the Gurson Model for shear failure. *European Journal of Mechanics Solids*, 27:1–17, 2008. URL https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2007.08.002.

D. P. Naragani, J. Park, P. Kenesei et S. D. : Void coalescence and ductile failure in IN718 investigated via high-energy synchrotron X-ray tomography and diffraction. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 145, 2020.

Q.-S. Nguyen : Stabilité et mécanique non linéaire. *Revue Française de Génie Civil*, 4(1):149–149, 2000.

K. Nielsen et V. Tvergaard : Effect of a shear modified Gurson model on damage development in a fsw tensile specimen. *International Journal of Solids and Structures*, 46:587–601, 2009. URL https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2008.09.011.

P. Noell, J. Carroll et B. B. : The mechanisms of ductile rupture. *Acta Materialia*, 161:83–98, 2018.

R. W. Ogden : Elastic and Pseudo-Elastic Instability and Bifurcation. *Springer Vienna*, 2000. URL http://dx.doi.org/10.1007/978-3-7091-2562-5_4.

J. Papasidero, V. Doquet et D. Mohr : Ductile fracture of aluminum 2024-T351 under proportional and non-proportional multi-axial loading : Bao-Wierzbicki results revisited. *International Journal of Solids and Structures*, 69–70:459–474, 2015. URL https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2015.05.006.

T. Pardoen, D. Dumont, A. Deschamps et Y. Bréchet : Grain boundary versus transgranular ductile failure. 51(4):637–665, 2003. URL https://doi.org/10.1016/S0022-5096(02)00102-3.

D. Paulonis et J. Schirra : Alloy 718 at Pratt & Whitney- Historical Perspective And Future Challenges. *The Minerals, Metals & Materials Society*, 2001.

R. Peerlings, M. Geers, R. de Borst et W. Brekelmans : A critical comparison of nonlocal and gradient-enhanced softening continua. *International Journal of Solids and Structures*, 38:7723–7746, 2001. URL https://doi.org/10.1016/S0020-7683(01)00087-7.

H. Petryk : Theory of bifurcation and instability in time-independent plasticity. *Springer*, p. 95–152, 1993.

S. Ponnelle, B. Brethes et A. Pineau : High temperature fatigue crack growth rate in Inconel 718 : Dwell effect annihilations. *European Structural Integrity Society*, 29:257–266, 2002.

K. Prasad, R. Sarkar, P. Ghosal et V. Kumar : Tensile deformation behaviour of forged disc of IN 718 superalloy at 650°c. *Materials & Design*, 31:4502–4507, 2010.

K. Prasad et V. K. Varma : Serrated flow behavior in a near alpha titanium alloy IMI 834. *Materials Science and Engineering*, 486:158–166, 2008.

W. Ramberg et W.-R. Osgood : Desciption of stress-strain curves by three parameters. *Rapport technique NACA-TN-902, NASA*, 1943. URL http://www.apesolutions.com/spd/public/NACA-TN902.pdf.

N. Ranc, W. Du, I. Ranc et D. Wagner : Experimental studies of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities in carbon-manganese steels by infrared pyrometry. *Materials Science and Engineering*, 663:166–173, 2016.

N. Ranc et D. Wagner : Some aspects of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry. *Materials Science and Engineering*, 394:87–95, 2005.

N. Ranc et D. Wagner : Experimental study by pyrometry of Portevin-Le Chatelier plastic instabilities-Type A to type B transition. *Materials Science and Engineering : A*, 474:188–196, 2008.

W. Rekik, O. Ancelet et C. Gardin : Identification of the Gradient of Mechanical Properties in Electron Beam Welded Joints of Thick Al6061-T6 Plate. *Pressure Vessels and Piping Conference*, 5, 2016. URL https://doi.org/10.1115/PVP2016-63451.

S. Ren, M. Mazière, S. Forest, T. F. Morgeneyer et G. Rousselier : A constitutive model accounting for strain ageing effects on work-hardening. Application to a C–Mn steel. *Comptes Rendus Mécanique*, 345:908–921, 2017.

S. Ren, T. Morgeneyer, M. Mazière, S. Forest et G. Rousselier : Effect of Luders and Portevin-Le Chatelier localization bands on plasticity and fracture of notched steel specimens studied by DIC and FE simulations. *International Journal of Plasticity*, 136, 2021.

B. Reyne : *Caractérisation, modélisation et simulation numérique des instabilités plastiques dans les alliages Al-Mg*. Thèse de doctorat, 2019. URL https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-02437346.

J. Rice : The localization of plastic deformation. *Theory Applied Mechanical*, p. 207–220, 1976.

J. Rice et D. Tracey : On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17:201–217, 1969. URL https://doi.org/10.1016/0022-5096(69)90033-7.

E. Riks : An incremental approach to the solution of snapping and buckling problems. *International Journal of Solids and Structures*, 59:529–551, 1979.

G. Rosa et G. Mirone : Stress–strain and ductile fracture characterization of an x100 anisotropic steel : Experiments and modelling. *Engineering Fracture Mechanics*, 102, 2013. URL https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2013.02.027.

G. Rosa, G.Mirone et A.Risitano : Effect of stress triaxiality corrected plastic flow on ductile damage evolution in the framework of continuum damage mechanics. *Engineering Fracture Mechanics*, 68, 2001. URL https://doi.org/10.1016/S0013-7944(00)00109-0.

C. Roth et D. Mohr : Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories. *International Journal of Plasticity*, 2016. URL https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.08.004.

G. P. Sabol et R. Stickler : Microstructure of Nickel Based Superalloys. *Journal of Materials Science*, 1969. URL https://doi.org/10.1002/pssb.19690350102.

E. Siebel et S. Schwaigerer : *On the mechanics of the tensile test (en allemand)*. 1948.

C. T. Sims, N. S. Stoloff et W. C. Hagel : *Superalloys II*. Wiley, 1947.

R.-H. Song, E. P. Busso et D.-F. Li : Experimental and numerical investigations of dynamic strain ageing behaviour in solid solution treated inconel 718 superalloy. *Engineering Computations*, 2020. URL https://doi.org/10.1108/EC-01-2020-0006.

M. Srinivas, S. Kamat et P. Rama Rao : Influence of dynamic strain ageing on mixed mode i/iii fracture toughness of armco iron. *Materials Science and Engineering : A*, 443:132–141, 2007.

N. Srinivasan, R. Velmurugan, R. Kumar, S. K. Singh et B. Pant : Deformation behavior of commercially pure (CP) titanium under equi-biaxial tension. *Materials Science and Engineering : A*, 674, 2016. URL https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.018.

J. Strudel : Dislocations et déformation plastique. *Ecole d'ete d'Yravals*, p. 199, 1979.

B. Swaminathan, W. Abuzaid, H. Sehitoglu et J. Lambros : Investigation using digital image correlation of Portevin-Le Chatelier Effect in Hastelloy X under thermo-mechanical loading. *International Journal of Plasticity*, 64:177–192, 2015. URL https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.09.001.

W. H. Tai : Plastic damage and ductile fracture in mild steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 37:853–880, 1990. URL https://doi.org/10.1016/0013-7944(90)90084-T.

B. Tanguy, T. Luu, G. Perrin, A. Pineau et J. Besson : Plastic and damage behaviour of a high strength X100 pipeline steel : Experiments and modelling. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85:322–335, 2008.

C. Tekoglu, J. Hutchinson et P. T. : On localization and void coalescence as a precursor to ductile fracture. *Philos Trans A Math Phys Eng Science*, 2015. URL https://pubmed.ncbi.nlm.nih.gov/25713452/.

B. Ter-Ovanessian, J. Deleume, J. M. Cloué et E. Andrieu : Influence of interstitials content on the sensitivity of alloy 718 to oxidation assisted intergranular fracture. *Materials Science Forum*, 595:951–958, 2008.

N. Thomas, S. Basu et A. Benzerga : On fracture loci of ductile materials under non-proportional loading. *International Journal of Mechanical Sciences*, p. 135–151, 2016.

M. Trabelsi, A. Köster et V. Maurel : Etude de la propagation et de la bifurcation de fissures de fatigue en plasticité généralisée. *Colloque MECAMAT Fatigue des Structures et des Matériaux*, 2017. URL https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01708353.

H. Tresca : *Mémoire sur l'écoulement des corps solides*. Imprimerie impériale, 1869.

V. Tvergaard : Tensile instabilities at large strains. *Springer*, p. 251–291, 1993.

V. Tvergaard et A. Needleman : Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta metallurgica*, 99:157–169, 1984.

D. Uribe-Suarez, P. O. Bouchard, M. Delbo et D. Pino-Munoz : Numerical modeling of crack propagation with dynamic insertion of cohesive elements. *Engineering Fracture Mechanics*, 227, 2020. URL https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2020.106918.

P. Valerio, M. Gao et R. Wei : Environmental enhancement of creep crack growth in Inconel 718 by oxygen and water vapor. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1994.

A. Van den Beukel : Theory of the effect of dynamic strain aging on mechanical properties. *Physica Status Solidi*, 30:197–206, 1975.

A. Van den Beukel : *On the mechanism of serrated yielding and dynamic strain ageing*, vol. 28. Acta Metallurgica, 1980.

E. Voce : The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *J Inst Metals*, 1948.

H. Wang, C. Berdin, M. Mazière, S. Forest, C. Prioul, A. Parrot et P. Le-Delliou : Experimental and numerical study of dynamic strain ageing and its relation to ductile fracture of a C-Mn steel. *Materials Science and Engineering*, 547:19–31, 2012.

H. Wang : *Comportement mécanique et rupture des aciers au C-Mn en présence de vieillissement dynamique*. Thèse de doctorat, 2011. URL https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00704515.

A. Weck et D. Wilkinson : Experimental investigation of void coalescence in metallic sheets containing laser drilled holes. *Acta Materialia*, 56:1774–1784, 2008. URL https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.12.035.

R. Xiao, X.-X. Li, L.-H. Lang, Y.-K. Chen et Y.-F. Yang : Biaxial tensile testing of cruciform slim superalloy at elevated temperatures. *Materials and Design*, 94, 2016. URL https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.045.

R. Xiao, X.-X. Li, L.-H. Lang, Q. Song et K.-N. Liu : Forming limit in thermal cruciform biaxial tensile testing of titanium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 240, 2017. URL https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.10.016.

L. Xue et T. Wierzbicki : Ductile fracture initiation and propagation modeling using damage plasticity theory. *Engineering Fracture Mechanics*, 75:3276–3293, 2008. URL https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.08.012.

H. Yamada, T. Kami, R. Mori, T. Kudo et M. Okada : Strain Rate Dependence of Material Strength in AA5xxx Series Aluminum Alloys and Evaluation of Their Constitutive Equation. *Metals*, 2008. URL https://doi.org/10.3390/met8080576.

S. Yamasaki, T. Miike, M. Mitsuhara, H. Nakashima, R. Akiyoshi, T. Nakamura et S. Kimura : Quantitative analysis of the Portevin-Le Chatelier effect by combining digital image correlation and dead-weight-type tensile test. *Materials Science and Engineering*, 816:213–223, 2021. URL https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141277.

C. Zener et J.-H. Hollomon : Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *Journal of Applied Physics*, 1944. URL https://doi.org/10.1063/1.1707363.

H. Zhang, S. Zhang, M. Cheng et Z. Li : Deformation characteristics of δ phase in the delta-processed Inconel 718 alloy. *Materials Characterization*, 61:49–53, 2010. URL https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.10.003.

S. Zhang, P. MacCormick et Y. Estrin : The morphology of Portevin-Le Chatelier bands : finite element simulation for Al-Mg-S. *Acta Materialia*, 49:1087–1094, 2001.

S. Zhang, H. Y. Zhang et M. Cheng : Tensile deformation and fracture characteristics of delta-processed Inconel 718 alloy at elevated temperature. *Materials Science and Engineering : A*, p. 6253–6258, 2011.

X. Zhang, R. Dong, Y. Zhao1, D. Liu, L. Yang1and et H. Hou : Serrated flow behaviors in a Ni-based superalloy. *Material Research Express*, 8, 2021.

Z. L. Zhang, M. Hauge, J. Ødegard et C. Thaulow : Determining material true stress–strain curve from tensile specimens with rectangular cross-section. *International Journal of Solids and Structures*, 1999. URL https://doi.org/10.1016/S0020-7683(98)00153-X.

A. Zouari, M. Bono, D. Boulch, T. Jolu, J. Crépin et J. Besson : The effect of strain biaxiality on the fracture of zirconium alloy fuel cladding. *Journal of Nuclear Materials*, 554:153070, 2021.

Zset : URL http://www.zset-software.com/products/zebulon/.

RÉSUMÉ

Lors du développement de turbomachines aéronautiques, les motoristes doivent prouver par certification l'intégrité des pièces tournantes. Ainsi, la réglementation impose que la vitesse d'éclatement du disque de turbine soit supérieure d'au moins 20% à sa vitesse d'utilisation. L'objectif général de la thèse vise donc à prédire plus justement la vitesse d'éclatement d'un disque de turbine en Inconel718, un super-alliage à base de nickel. La première étape nécessite de connaître en amont avec précision la réponse du matériau lors de plusieurs types de chargements thermomécaniques et s'inscrit donc dans une réflexion globale d'optimisation de la géométrie du disque, de la réduction de marges de dimensionnement et de la réduction de coûts de fabrication. Plusieurs géométries d'éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale et en traction biaxiale ont été développées et testées à deux températures, 20°C et 500°C pour représenter tous les états de sollicitation locaux rencontrés par le disque au cours de son utilisation. Une technique par marquage laser, ayant fait l'objet d'un dépôt de brevet, a été mise au point pour visualiser le champ de déplacement global et local en permettant une meilleure tenue du motif et une plus grande résolution. Une loi de comportement viscoplastique isotrope a pu être finement établie par une méthode inverse en prenant en compte les essais mécaniques obtenus sur l'ensemble des géométries. Parmi plusieurs critères de plasticité, celui d'Hosford a été adopté auquel a été ajouté le modèle de McCormick pour tenir compte des instabilités de type Portevin-Le Chatelier apparaissant à haute température. De plus, la prise en compte de la rigidité machine dans la modélisation permet une meilleure concordance avec les résultats expérimentaux et réduit notablement les temps de calculs. Un critère de rupture local, multiaxial et découplé du modèle de comportement a été construit. Celui-ci, purement phénoménologique, repose sur la contrainte équivalente d'Hosford et le paramètre de Lode en vitesse de déformation plastique et a la particularité de rendre compte d'états de sollicitation en bi-traction. Une surface de rupture à température ambiante a été obtenue permettant la prédiction de vitesses d'éclatement supérieures à celles obtenues classiquement par une approche globale. A haute température, l'effet PLC engendre une redistribution du champ d'endommagement au passage d'une bande retardant l'apparition d'une bande de localisation fatale au matériau. La surface de rupture à haute température s'avère identique à celle obtenue à température ambiante. Enfin l'ensemble de ces résultats conduit à une préconisation de protocole d'identification du critère de rupture applicable dans le milieu industriel. Ce travail pourrait ainsi contribuer à affiner, voire à optimiser, les paramètres géométriques du disque en fonction de critères souhaités tels que l'endroit de rupture et/ou la vitesse admissible d'éclatement tout en ayant une meilleure maîtrise des marges de dimensionnement et des coûts de développement.

MOTS CLÉS

Super-alliage base nickel, vieillissement dynamique, critère de rupture multiaxial et local, éclatement de disque de turbine, bande de localisation, effet Portevin-Le Chatelier.

ABSTRACT

When developing aeronautical turbomachinery, engine manufacturers must prove the integrity of rotating parts by certification. The regulations require that the bursting speed of the turbine disk be at least 20% higher than its operating speed. The general objective of this thesis is to predict more accurately the bursting speed of a turbine disk made of Inconel718, a nickel-based superalloy. The first step requires precise knowledge of the material's response to several types of thermomechanical loading and is, therefore, part of a global reflection on the optimization of the geometry of the disc, the reduction of the dimensioning margins, and the reduction of the manufacturing costs. Several geometries of specimens stressed in uniaxial and biaxial tension were developed and tested at both room and high temperatures (20°C and 500°C respectively) to represent all the local solicitation states encountered by the disc in service conditions. A patent-pending laser marking technique was developed to visualize the global and local displacement fields allowing for better pattern resistance and higher resolution. An isotropic viscoplastic behavior law could be finely established by an inverse method taking into account the mechanical tests obtained on all the geometries. Among several plasticity criteria, Hosford's criterion was adopted to which was added McCormick's model to take into account the Portevin-Le Chatelier instabilities appearing at high temperature. Moreover, the incorporation of the testing machine stiffness in the model allows for a better consistency with the experimental results and significantly reduces the calculation time. A fracture criterion has been established. It is local, multiaxial, and decoupled from the behavior model. This purely phenomenological criterion is based on the Hosford triaxiality and the Lode parameter in plastic strain rate and has the particularity to account for biaxial stress states. A fracture surface at room temperature has been obtained allowing for the prediction of bursting speeds higher than those conventionally obtained by a global approach. At high temperatures, the PLC effect generates a redistribution of the damage field at the passing of a band delaying the appearance of a localization band lethal to the material. The fracture surface at high temperature is identical to that obtained at room temperature.

Finally, all these results lead to a recommendation of a protocol for the identification of the rupture criterion applicable in the industrial field. This work could thus contribute to refining, even to optimizing, the geometrical parameters of the disc according to desired criteria such as the location of rupture and/or the admissible speed of bursting while having better control of the margins of dimensioning and the development costs.

KEYWORDS

Nickel base superalloy, dynamic strain aging, multiaxial and local fracture criterion, disc burst, strain localization bands, Potevin-Le Chatelier effect.