

TENUE MÉCANIQUE DES MATÉRIAUX ET DES STRUCTURES EN PRÉSENCE D'INSTABILITÉS ÉLASTO-VISCO-PLASTIQUES

DE LA PHYSIQUE DES ALLIAGES AU CALCUL DE STRUCTURE

Matthieu Maziere

Centre des Matériaux, Mines ParisTech, CNRS UMR 7633

La recherche en mécanique des matériaux est un domaine qui par sa nature et son histoire se retrouve souvent à des intersections entre des disciplines, entre des métiers, entre des outils et des méthodes. Elle couvre ainsi de larges thématiques allant de la connaissance physique des mécanismes de déformation des matériaux jusqu'au calcul intensif. Elle est abordée aussi bien par des chercheurs dans des instituts en sciences fondamentales que par des ingénieurs dans les grandes et petites entreprises industrielles. Enfin elle est traitée à l'aide d'outils allant du microscope électronique jusqu'au cluster de calcul. Entre ces extrêmes se trouvent des thématiques propres à la mécanique des matériaux dans lesquels les chercheurs apportent leurs contributions, et un objectif parmi d'autres : améliorer la prévision de la tenue mécanique des structures en proposant de meilleures descriptions mécaniques des matériaux employés.

Mes thématiques de recherche se situent au cœur de cet objectif, là où le chercheur en mécanique des matériaux tente de faire le lien entre connaissance théorique et application pratique. Pour cela il est nécessaire entre autres de :

- Caractériser le comportement mécanique des matériaux, et plus précisément dans mon cas des alliages métalliques. Ces derniers étant particulièrement sensibles à la température et vitesse à laquelle on les sollicite, on insiste sur l'influence de ces 2 paramètres clé.
- Prévoir les instabilités matérielles et structurelles pouvant mener à une ruine anticipée des structures.
- Développer des méthodes numériques permettant de prédire la rupture des composants, depuis l'éprouvette jusqu'à la pièce de service.
- Mettre en place les modèles numériques pour calculer sous chargements multiples (mécanique-thermique-environnement...) la tenue mécanique de pièces ou assemblages réels.

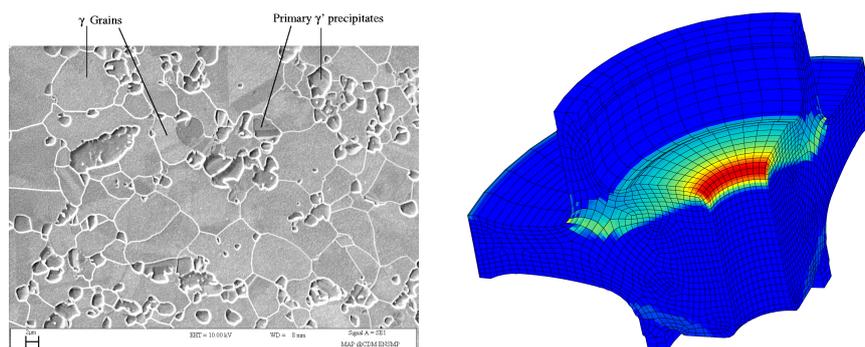


FIG. 1 – **Gauche** : Microstructure de l'alliage Udimet 720 utilisé pour la fabrication des disques de turbine d'hélicoptère (Thèse Matthieu Mazière). **Droite** : Carte de vitesse de déformation plastique d'une portion représentative de disque de turbomachine en Udimet 720 sous chargement centrifuge à 500°C. La localisation de la déformation est due au comportement atypique de l'alliage à cette température (effet Portevin - Le Chatelier)

1 Comportement mécanique des alliages métalliques à travers les températures et les vitesses de déformations

Dans le cadre de mes recherches, j'ai été amené à travailler sur un certain nombre d'alliages métalliques pour applications industrielles. Ces alliages très performants sont souvent sollicités au maximum de leurs capacités du point de vue du chargement mécanique et thermique. Il est donc en général indispensable de les caractériser jusqu'à la rupture et cela sur une large gamme de température. De plus pour un certain nombre d'entre eux, la température ainsi que la vitesse de déformation peuvent induire dans une certaine gamme des phénomènes de vieillissement par la déformation (bandes de Lüders et effet Portevin-Le Chatelier (PLC)), qui ont-eux même une influence marquée sur le comportement à la rupture.

La plupart des études présentées ci-dessous sont le fruit de collaborations actives avec des partenaires industriels, des équipes de recherche d'autres laboratoires en France, ou à l'étranger, ou des collaborations internes au centre des matériaux. Elle consistent en :

- des observations microscopiques du matériau avant et après sollicitation mécanique,
- une caractérisation expérimentale du comportement des alliages étudiés à l'aide d'essais mécaniques sur éprouvettes plus ou moins complexes,
- le choix d'un modèle de comportement cohérent avec les essais et observations effectués,
- une identification robuste et efficace des paramètres du modèle à l'aide d'études analytiques préalables du modèle.

Ces études sont présentées par type d'alliage en choisissant le métal de base comme dénominateur commun (Al, Fe, Ti, Ni,...).

1.1 Alliages d'aluminium, mousses d'aluminium, composites à matrice métallique

Dans la continuité de la thèse de Stéphanie Graff (CDM/2006), l'effet Portevin - Le Chatelier (PLC) dans un alliage d'aluminium AA5457 a été étudié lors d'une collaboration avec Hanno Dierke (Université de Braunschweig). De nombreux essais de traction à température ambiante ont été menés à Braunschweig pour couvrir de manière détaillée une large plage de vitesse de déformation ($1E - 6s^{-1}$ jusqu'à $1E - 3s^{-1}$). Un modèle de comportement capable de reproduire la sensibilité inverse à la vitesse observée, ainsi que les oscillations caractéristiques sur les courbes de tractions (cf. figure 2) a été identifié grâce aux études théorique présentées plus loin dans ce document. L'ensemble des résultats relatifs à cette étude sont détaillés dans [Mazière and Dierke, 2012].

Des travaux ont également été menés pour caractériser et simuler l'effet PLC dans des composites à matrice métallique (Al/AL₂O₃) et dans des mousses d'aluminium. Des oscillations sur les courbes de traction et des bandes de déformation dans les éprouvettes ont été observées par Andreas Mortensen et Rando Mueller à l'EPFL [Miserez and Mortensen, 2004]. Dans le cadre du stage de Master de Stephen Specht (CDM/Université Duisburg-Essen), ce comportement particulier pour de tels matériaux à été simulé en utilisant le même type de modèle que dans l'étude précédente, adapté à l'alliage d'aluminium concerné. Le résultat remarquable est que malgré la forte fraction volumique d'inclusions de céramique ($\sim 60\%$, cf. figure 2), les bandes de déformations arrivent à se propager autour des obstacles ainsi constitués. L'étude est actuellement

toujours en cours afin de quantifier l'influence de la fraction volumique et de la forme des inclusion sur l'apparition et le développement de cette instabilité. Le même type de travail a été démarré en parallèle sur des mousse d'aluminium dans lesquelles l'effet PLC a également été observé.

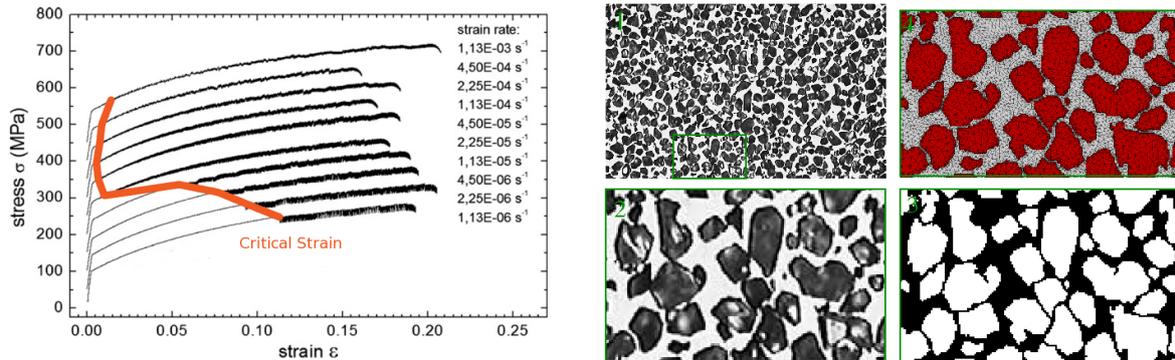


FIG. 2 – **Gauche** : Essais de traction pour différentes vitesses de déformation sur l'alliage d'aluminium AA5754 et détermination de la déformation critique d'apparition des instabilités (Col. Hanno Dierke). **Droite** : Génération de maillage à partir de microstructures du composite Al/Al₂O₃ (Col. Andreas Mortensen)

1.2 Aciers divers

Le comportement à la rupture des acier C-Mn pour les circuits secondaires des centrales nucléaires a été étudié dans le cadre d'une longue collaboration entre EDF, le laboratoire MMSMat de l'ECP (Clotilde Berdin, Claude Prioul) et le Centre des Matériaux. L'influence du vieillissement dynamique sur la rupture ductile autour de $250^{\circ}C$ a été étudié lors de la thèse de Huaidong Wang (CDM/ECP/EDF), et du stage de Carina Nisters (CDM/Université Duisburg-Essen) [Wang et al., 2010, Wang et al., 2011, Wang et al., 2012]. En parallèle l'influence du vieillissement statique sur la transition ductile/fragile a été étudié lors de la thèse d'Anthony Marais (CDM/EDF) [Marais et al., 2012]. Le comportement mécanique de ce matériau a ainsi été caractérisé et identifié entre $-150^{\circ}C$ et $350^{\circ}C$ à l'aide d'essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées. Enfin, pour caractériser le comportement à la rupture de ce matériau, de nombreux essais sur éprouvettes CT à chaud (entre $20^{\circ}C$ et $350^{\circ}C$, cf. figure 3) et sur éprouvettes Charpy à froid (entre $-150^{\circ}C$ et $20^{\circ}C$) ont été réalisés et analysés.

La comportement mécanique et la rupture des aciers TWIP ont été étudiés lors de la thèse de Julie Lorthios (CDM/Arcelor). Ces aciers combinent une excellente ductilité et une résistance mécanique élevée. L'influence du mode de chargement sur la rupture a été étudié à l'aide du large variété d'essais mécaniques sur des éprouvettes de formes différentes (traction simple et entaillées, cisaillement, déformation plane, bitraction,...). Une loi élasto-visco-plastique incluant un critère de plasticité anisotrope complexe (type Barlat) et tenant compte de la sensibilité inverse à la vitesse (modèle type KEMC, voir plus loin) a été retenue pour modéliser leur comportement. Puis un critère de rupture phénoménologique original a été proposé afin de prédire la ruine d'éprouvettes soumises à différents trajets de chargement radiaux (traction simple, traction plane, bi-traction, cisaillement,...). La méthode de prédiction de la rupture tient compte de la contrainte équivalente anisotrope, de la triaxialité des contraintes et d'un angle de Lode généralisé.

Dans le cadre de la thèse de Mouchine Kahziz (CDM/Arcelor), deux nuances d'acier sont considérées : un acier dual-phase (DP) et un acier ferrito-bainitique (FB). On cherche dans ces travaux à expliquer la perte de ductilité observées sur des éprouvettes découpées par rapport à des éprouvettes usinées (le matériau de base se présente sous forme de plaques fines $\sim 1\text{mm}$). Ce problème des bord découpés est particulièrement marqué dans le cas des aciers DP, moins pour les FB. Pour comprendre ce phénomène, des observations par laminographie ont été réalisées sur des éprouvettes des deux nuances contenant des trous poinçonnés (procédé similaire à la découpe) et usinés. L'objectif est de comprendre le mécanisme de rupture dans les 4 cas ainsi considérés pour expliquer la mauvaise ductilité des éprouvettes avec bord usiné en acier DP. En parallèle, ces observations permettent de quantifier localement l'état initial de l'endommagement pour être inclus dans le calcul des éprouvettes à l'aide d'un modèle d'endommagement couplé (type Gurson ou Danas).

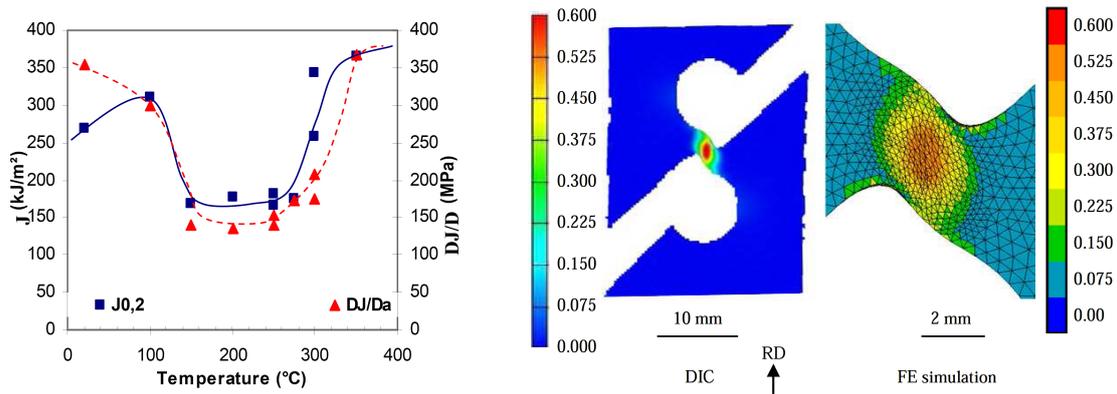


FIG. 3 – **Gauche** : Evolution de la résistance à la déchirure ductile en fonction de la température d'un acier au carbone – manganèse TU48C (Thèse Huaidong Wang). **Droite** : Mesure par corrélation d'images et simulation de la déformation dans une éprouvette de cisaillement entaillée (Thèse Julie Lorthios)

1.3 Superaliages mono et polycristallins

Dans le cadre de ma thèse sur l'éclatement des disques de turbomachines (CDM/Turbomeca/Snecma), deux supers-alliages à base de Nickel ont été étudiés : l'Inconel 718 et l'Udimet 720. Le second de ces deux matériaux a été caractérisé entre 20°C et 600°C à l'aide d'essais de traction et de fissuration, mais aussi par des observations microscopiques avancées notamment lors du stage de Fabien Bernachy (CDM, cf. figure 4). Le comportement atypique à haute température (sensibilité inverse à la vitesse et effet PLC) a été analysé, puis identifié à l'aide d'un modèle de type KEMC [Mazière et al., 2008]. Enfin le comportement à la rupture de ce matériaux a également été étudié. Un critère de rupture inspiré des critères de perte de stabilité ou d'unicité conventionnels (type [Considère, 1885, Hill, 1958, Nguyen, 1993]) a ainsi été proposé et validé [Mazière et al., 2009a, Mazière et al., 2009b].

Dans le cadre du stage de Quentin Pujol d'Andrebo (CDM/SNECMA) et d'une collaboration avec SNECMA et l'ONERA, le super-alliage à base de cobalt Haynes 188 (HA188) a été étudié. Des essais cycliques complexes (3 niveaux de chargement, trois vitesses de déformation

par niveau) ont été réalisés chez SNECMA moteur à 600°C (cf. figure 4). Ces essais ont révélé qu'à cette température, le matériau présente une sensibilité inverse à la vitesse prononcée. Un modèle adapté au vieillissement dynamique (type KEMC) a donc été utilisé pour mettre en évidence cette sensibilité inverse. Ce fut à notre connaissance la première utilisation de ce type de modèle pour des chargements cycliques. Une version du modèle sous sa forme la plus complète est présentée dans un article commun aux différents acteurs du projet [Chaboche et al., 2013].

Dans le cadre de la thèse de Prajwal Sabnis et d'une collaboration avec N.K. Arakere (Université of Florida), des travaux ont été menés sur un superalliage monocristallin à base de Nickel dénommé PWA1480. Les essais réalisés à l'Université de Florida sur des éprouvettes entaillées ont été comparés à des simulations réalisées au Centre des Matériaux. Les lignes de glissement observées expérimentalement sur la surface des éprouvettes ont ainsi pu être comparées de manière satisfaisante avec les systèmes de glissement activés lors des simulations [Sabnis et al., 2012].

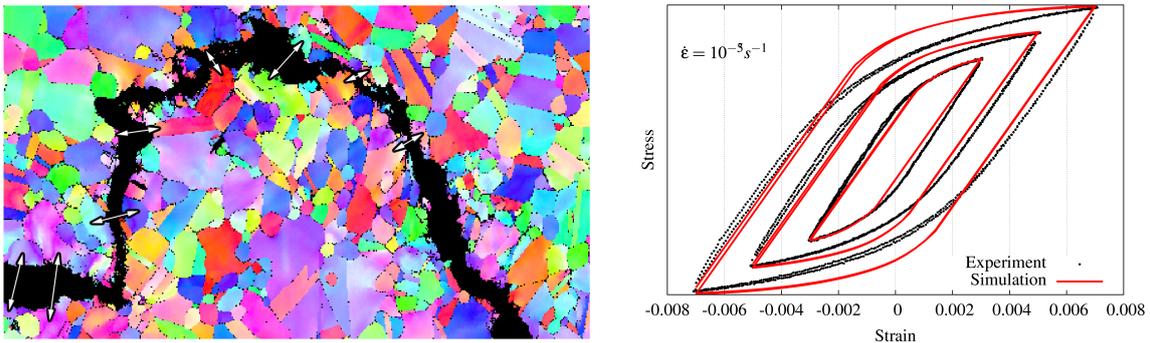


FIG. 4 – **Gauche** : Tracé par EBSD des orientations par rapport au plan [001] sur le trajet de fissuration dans une éprouvette CT en Udimet720 (Stage Fabien Bernachy). **Droite** : Courbes contrainte-déformation de l'alliage HA188 à 600°C pour un chargement multi-niveau multi-vitesses et modélisation correspondante (Stage Quentin Pujol d'Andrebo)

1.4 Autres alliages métalliques HCP et BCC

La rupture différée dans deux grades de Titane non alliés quasi- α est le sujet de l'ANR Fluti (CDM/LMS/ICMPE) dans laquelle s'inscrit la thèse d'Arina Marchenko (CDM). Le comportement à température ambiante de ces deux grades (T40 et T60) qui diffèrent par leur teneur en oxygène et en hydrogène a été étudié à l'aide d'essais de traction simple, cyclique, de relaxation, de fluage, et de fissuration. La caractérisation à une échelle plus fine a également été réalisée à l'aide d'essais mécaniques in-situ. En outre à l'aide de dispositifs de chargement/déchargement, la teneur en hydrogène a été modifiée afin de créer de nouveaux grades, et d'étudier l'influence de cette teneur sur le comportement et la rupture, notamment différée (essais de fluage sur éprouvettes de type CT). Dans la thèse de Guillaume Marion (CDM/GIFAS) qui fait partie du projet FALAFEL, on travaille par contre sur un alliage Ti-6Al-4V à microstructure complexe. L'influence du trajet de chargement thermique sur la composition en terme de phases du matériau est analysée et simulée à l'aide d'un modèle métallurgique abouti.

Le comportement mécanique du Tantale pur est étudié dans la thèse de Damien Colas (CDM/CEA). Des essais à température ambiante et à faible vitesse de déformation montrent une forte sensibilité à la vitesse du matériau, mais également un large pic de contrainte sur les

courbes force déplacement. Ce pic de contrainte peut s'accompagner de la propagation d'une bande de type Lüders lors de certaines expériences (cf. figure 5). Un modèle de type KEMC adapté à la simulation de ce type de phénomène a donc été identifié afin de simuler la propagation d'une telle bande. Le lien entre ce large pic de contrainte et le comportement cyclique atypique pour de faibles niveaux de déformation a également été analysé expérimentalement et numériquement [Colas et al., 2012].

Des essais de fluage sur du Zirconium α à 200°C ont montré un phénomène encore trop peu connu appelé arrêt ou bifurcation de fluage. En effet au delà d'une certaine consigne de contrainte nominale, les éprouvettes fluent en suivant les trois stade classiques (primaire, secondaire, tertiaire). Par contre à quelque MPa près on peut avoir un arrêt du fluage lors de la fin du primaire. Les phénomènes de vieillissement dynamique semblent avoir un lien avec ce phénomène particulier. Dans le cadre d'un travail en commun avec Jean-Loup Strudel (CDM), un modèle type KEMC a été identifié pour simuler cet effet. La valeur de la contrainte de bifurcation est utilisée pour évaluer certains paramètres du modèle. Le résultat est présenté figure 5 avec la valeur de la contrainte en fonction de la déformation et de la vitesse de déformation. On comprend le mécanisme d'arrêt de fluage en suivant les courbes de niveaux correspondant à différentes altitudes de contrainte.

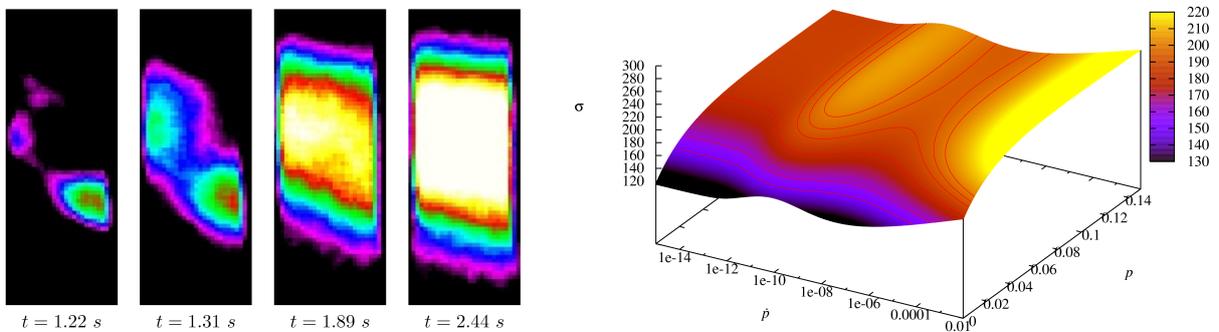


FIG. 5 – **Gauche** : Mesure du champ de température par caméra thermique lors d'un essai de traction sur du Tantale pur à température ambiante. L'élévation localisée de la température correspond à la propagation d'une bande de type Lüders (Thèse Damien Colas). **Droite** : Valeur de la contrainte en traction en fonction de la déformation et de la vitesse de déformation pour un modèle de type KEMC identifié sur du Zirconium α à 200°C (Col. Jean-Loup Strudel)

2 Modèles analytiques et numériques pour la prévision des instabilités viscoplastiques

Les modèles de type KEMC ont été évoqués plusieurs fois dans la partie précédente. Le sigle de ce modèle correspond au nom de ses auteurs à savoir Kubin, Estrin, et MacCormick [Kubin and Estrin, 1985, MacCormick, 1989] et constitue à l’heure actuelle la classe de modèle prédominante pour simuler le comportement mécanique des alliages en présence de sensibilité inverse à la vitesse, de bandes de Lüders, ou d’effet Portevin - Le Chatelier. L’étude de ce modèle constitue le cœur de mes activités de recherche au sens où c’est sur ce point que j’ai pu apporter les développements les plus significatifs et utiles pour la communauté. On peut classer ces développements en trois parties :

- Ecriture, implémentation numérique, et utilisation du modèle KEMC et d’extensions nouvelles
- Analyse de stabilité des modèles de type KEMC dans le but de permettre l’identification de ces modèles
- Régularisation spatiale et temporelle de ces modèles qui mènent naturellement à une forte dépendance au maillage lors de calculs par éléments finis et à des divergences numériques

2.1 Modèles de comportement pour le vieillissement statique et dynamique

Le modèle KEMC sous sa forme la plus classique consiste à ajouter à un modèle élasto-viscoplastique standard de type Chaboche (avec un écrouissage isotrope et une loi de viscosité type Norton) un surécrouissage de vieillissement R_a caractérisant la surcontrainte liée à l’ancrage des dislocations mobiles par les atomes en solution [Mazière et al., 2008]. Ce surécrouissage dépend de la déformation plastique cumulée p (plus il y a de dislocations, plus il y a d’ancrage) et d’une variable interne t_a appelée temps de vieillissement. La cinétique d’évolution de ce temps de vieillissement est définie par une loi de saturation écrite sous forme implicite mettant en jeu la vitesse de déformation plastique cumulée \dot{p} (représentant l’activité plastique). Ainsi en présence d’activité plastique (\dot{p} grand), le temps d’attente t_a et par conséquent la surcontrainte de vieillissement R_a sont ramenés à 0 (désancrage des dislocations). Au contraire en l’absence d’activité plastique (\dot{p} petit), le temps d’attente t_a et la surcontrainte de vieillissement R_a peuvent augmenter vers leur valeur de saturation (ancrage des dislocations). Ce modèle simple permet à partir d’une seule variable interne supplémentaire de simuler efficacement la sensibilité inverse à la vitesse de déformation (cf. figure 6), et pour des calculs par éléments finis sur éprouvettes l’effet Portevin - Le Chatelier. En effet la forme instable du système d’équations, couplée à la loi d’équilibre ($\text{div}(\sigma) = 0$) mène pour une déformation critique donnée à l’apparition d’oscillations sur la courbe contrainte/déformation, et à la propagation de bandes de localisation de la vitesse de déformation dans l’éprouvette (désancrage dans les bandes, ancrage ailleurs, cf. figure 6). Par ailleurs si l’on donne à la variable t_a une valeur initiale non nulle (ce qui équivaut à faire vieillir le matériau avant l’essai), on peut simuler de manière très satisfaisante les phénomènes dus au vieillissement statique (pic de contrainte et plateau de Lüders), et cela avec le même modèle et les mêmes paramètres que pour le vieillissement dynamique. Ce modèle sous sa forme originelle a été implémenté dans le code calcul par éléments finis Zset, identifié puis utilisé sur différents types d’éprouvettes (2D/3D, avec et sans entaille,...) dans les thèses de Matthieu Mazière, Julie Lorthios, et Huaidong Wang [Mazière et al., 2010a, Mazière et al., 2010b, Wang et al., 2011], pour simuler effets PLC et Lüders.

Dans le cadre des thèses de Huaidong Wang et d'Anthony Marais, ainsi que lors du stage de Carina Nisters, le modèle KEMC a été identifié puis utilisé sur une large plage de température pour un acier C-Mn. Les paramètres ont dans un premier temps été identifiés température par température, afin de dégager des tendances quant à leur évolution avec cette dernière. Puis des fonctions explicites (linéaire ou type loi d'Arrhenius) ont été définies pour certains paramètres afin de générer un modèle unique pouvant s'appliquer quelle que soit la vitesse et la température. Dans le cas de [Wang et al., 2012], cette approche a permis de correctement prévoir les frontières du domaine d'instabilités dans le plan vitesse/température. Dans le cas de [Marais et al., 2012], cela a permis d'interpoler le comportement mécanique pour des températures non testées expérimentalement.

Dans le modèle KEMC classique, l'écrouissage isotrope est décrit à l'aide d'une fonction $R(p)$ dépendant de la déformation plastique cumulée (type loi d'Hollomon ou de Voce). Depuis les thèses d'Anthony Marais et de Damien Colas consacrées au vieillissement statique, le modèle que nous utilisons est écrit en ajoutant une variable interne supplémentaire à savoir la densité de dislocations [Marais et al., 2012]. L'écrouissage est alors décrit par une loi de type Kocks-Mecking (mais d'un point de vue macroscopique). La densité de dislocations suit une loi d'évolution qui somme un terme de création et un terme d'annihilation de ces dislocations (restauration dynamique). Cette modification permet de faire jouer le vieillissement sur le seuil de plasticité (comme précédemment) mais aussi directement sur la forme de l'écrouissage en impactant les coefficients présents devant les termes de création et d'annihilation, et ainsi de découpler le vieillissement statique et dynamique. Enfin, ce type de modèle permet d'ajouter un terme de restauration statique (second terme d'annihilation) indispensable pour simuler correctement certains essais à faible vitesse de déformation plastique (fluage et relaxation).

Dans la littérature l'effet PLC est observé de manière quasi-exclusive lors d'essais de traction monotone sur éprouvettes lisses. Cependant certaines observations sur du Tantale ou des super-alliages montrent que ce phénomène se produit également sous chargement cyclique et dans certains cas après un grand nombre de cycles. Dans le stage de Quentin Pujol d'Andrebo, le modèle KEMC a été adapté à la simulation de tel essais cycliques en ajoutant dans le modèle un certain nombre de termes d'écrouissage cinématique. Le modèle a été identifié afin de correctement reproduire la sensibilité inverse observée lors des changements de vitesse, tout en décrivant le plus précisément possible les boucles cycliques [Chaboche et al., 2013].

Parmi les dernières observations de phénomènes atypiques liés au vieillissement, on peut trouver des comportements qui ne peuvent être reproduits avec un modèle à l'échelle macroscopique. L'anisotropie de comportement observé dans les Titanes non alliés au voisinage de la limite élastique (plateau de Lüders en sens travers mais pas en sens long sur une tôle laminée) incite à adapter le modèle KEMC à l'échelle de la plasticité cristalline (Thèse Arina Marchenko). Cette version du modèle consiste à ajouter un terme de surécrouissage (similaire à celui de l'échelle macro) par familles de système de glissement. Ce travail a été réalisé pour un matériau cubique centré (tantale pur, thèse Damien Colas, [Colas et al., 2012]) et pour un matériau hexagonal compact (titane non allié, thèse Arina Marchenko). Dans ces deux travaux, on a ainsi pu apprécier la propagation de bandes de Lüders à travers des agrégats polycristallins, et déterminer l'influence de l'orientation de ces grains sur la propagation des bandes.

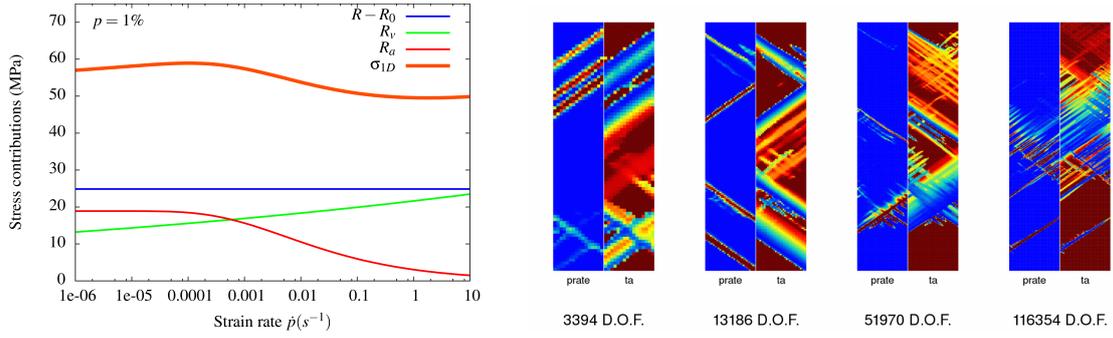


FIG. 6 – **Gauche** : Evolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation pour le modèle KEMC. On remarque que la sensibilité inverse sur une plage donnée est due à la combinaison des différentes contributions (écrouissage isotrope classique, viscosité type Norton ou autre, surécrouissage dû au vieillissement). **Droite** : Observation des bandes de vitesse de déformation plastique et du temps de vieillissement correspondant pour des plaques en traction avec différentes tailles d'élément.

2.2 Analyse de stabilité des modèles type KEMC - Identification

Un des problèmes majeurs avec les modèles de type KEMC est le fait qu'on observe une réponse différente entre les courbes déformation/contrainte calculées sur un point matériel et sur une éprouvette complète même lisse, ce qui n'est généralement pas le cas pour les modèles élasto-visco-plastique plus classiques (du moins jusqu'à la striction). Ceci est principalement dû à la propagation des bandes de déformation qui induisent cette divergence entre comportement local (loi de comportement) et global (réponse de la structure éprouvette). Or l'identification se fait par comparaison avec des résultats expérimentaux sur éprouvettes. Jusqu'à récemment, l'identification de tels modèles nécessitait donc de simuler des plaques ou cylindres en entiers, voir des géométries d'éprouvettes complètes, exactement comme lorsque l'on souhaite prendre en compte des expérience sur éprouvettes entaillées dans l'identification. Ce problème a été résolu pour le cas du vieillissement statique dans la thèse d'Anthony Marais [Marais et al., 2012] pour un acier C-Mn. Une méthode d'identification originale a été proposée avec l'avantage de ne nécessiter des calculs que sur un point matériel (gain de temps très appréciable). Pour cela il a été démontré entre autres que le niveau du plateau de Lüders observé lors des simulations sur éprouvettes peut être déterminé à partir de la loi de comportement locale à l'aide d'une loi des aires de type Maxwell. En effet la dissipation plastique locale doit rester cohérente avec celle mesurée à l'échelle de toute l'éprouvette. Cette méthode a ensuite été appliquée au cas du tantale dans la thèse de Damien Colas [Colas et al., 2012].

Dans le cas du vieillissement dynamique et de l'effet PLC, la difficulté est de tenir compte de la déformation critique pour laquelle les oscillations commencent. Cette déformation varie avec la vitesse de déformation (forme en U, cf. figure 7) mais est inobservable lors des simulations sur un point matériel (l'effet inverse de vitesse est par contre lui bien présent). La plupart des auteurs ayant écrit sur les modèles de type KEMC ont toujours considéré que la déformation critique peut être obtenue analytiquement à partir du modèle en effectuant une analyse de perturbation linéaire du système d'équations. Cette analyse se termine par une recherche des valeurs propres de la matrice de passage entre les variables perturbées ($\delta p, \delta t_a$) et la perturbation de leurs vitesses ($\delta \dot{p}, \delta \dot{t}_a$) [Mazière et al., 2008]. Dans le cas du modèle KEMC classique cette matrice est de taille 2×2 et la recherche des valeurs propres s'effectue donc très facilement. La majorité des auteurs ont ensuite fait une erreur en considérant que le modèle devient instable et que

les oscillations démarrent lorsqu’une valeur propre a sa partie réelle qui devient positive (ce qui correspond à une évolution oscillante divergente de la perturbation). Or le fait est que les équations du modèle (et notamment la loi de viscosité) sont écrites de telle façon que la déformation plastique cumulée p ne puisse décroître. La forme de la perturbation n’est donc pas admissible et le critère pertinent est en réalité qu’une valeur propre au moins doit devenir réelle et positive (perturbation exponentielle divergente). Ce résultat analytique fort a été testé sur de nombreux jeux de paramètre du modèle avec toujours le même succès comme détaillé dans deux articles de référence sur le sujet [Mazière et al., 2010a, Mazière and Dierke, 2012]. Ce critère donne ainsi la possibilité de prévoir pour un jeu d’équations et de paramètres, et en fonction de la vitesse de déformation, l’évolution de la déformation critique qui sera ensuite observée lors des simulations sur éprouvettes. Une méthode d’identification du modèle KEMC tenant compte des déformations critiques, et ne nécessitant que des simulations sur point matériel a ainsi pu être développée puis validée lors d’une collaboration avec Hanno Dierke [Mazière and Dierke, 2012] sur un aluminium AA5457, et dans les aciers TWIP lors de la thèse de Julie Lorthios. Enfin dans le cadre du stage de Quentin Pujol d’Andrebo, le critère de stabilité a été étendu au cas des modèles élasto-viscoplastique avec écrouissage cinématique.

Une des préoccupations des laboratoires de recherche industrielle travaillant avec les matériaux présentés jusqu’ici est de pouvoir tenir compte le cas échéant de la sensibilité inverse à la vitesse de déformation, sans pénaliser les temps de calculs par la description détaillée des instabilités et propagation de bandes. Malheureusement comme nous l’avons décrit ci-dessus, le modèle KEMC étant naturellement instable les 2 phénomènes semblent intrinsèquement liés. Par ailleurs la propagation des bandes induit localement des surcontraintes qui font qu’une éprouvette même lisse voit localement des champs mécaniques légèrement différents de ceux vu par un point matériel. Le stage Quentin Pujol d’Andrebo, fruit d’une collaboration avec Arnaud Longuet (SNECMA), Jean-Louis Chaboche et Anaïs Gaubert (ONERA), a permis de rechercher des méthodes de stabilisation temporelle permettant d’éliminer de manière systématique les oscillations lors de calcul sur structures (et donc éprouvettes) sans perdre la sensibilité inverse à la vitesse de déformation nécessaire a une bonne description de l’état de contrainte. Une méthode de stabilisation basée sur une légère modification de la loi d’évolution de la variable t_a a permis de répondre à ce besoin. Cette méthode permet un gain conséquent en termes de temps de calcul en ne faisant au final qu’une erreur relative sur les champs mécaniques liée à la non propagation de bandes (\dot{p} est en fait très différent mais p ou σ le sont beaucoup moins). Il faut noter que cette méthode est particulièrement satisfaisante d’un point de vue industriel mais que d’un point de vue recherche académique l’utilisation de la loi KEMC dans sa forme originelle (non stabilisée) sera toujours préférable.

2.3 Méthodes numériques d’intégration et de régularisation

Les modèles de type KEMC, de par leur nature instable, sont particulièrement difficiles à implémenter correctement dans un code de calcul par élément finis. En effet lors du passage d’une bande de déformation au niveau d’un point d’intégration (ou point de Gauss), les variables internes que sont p et t_a subissent de très fortes variations sur une période très courte. L’intégration locale du comportement (détermination de $\delta\sigma$, δp , et δt_a à partir de $\delta\varepsilon$) est donc particulièrement difficile au niveau des bandes alors qu’elle est évidente ailleurs (décharge ou recharge élastique). Les méthodes d’intégration implicite de type θ -méthode sont en général bien adaptées à l’intégration des lois de comportement élastoviscoplastique car elles permettent d’intégrer sur des pas de

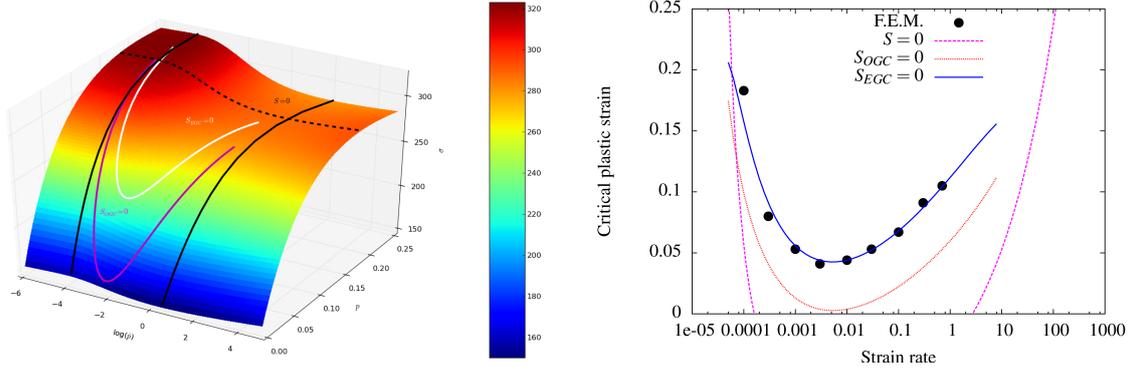


FIG. 7 – **Gauche** : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation et de la vitesse de déformation pour un aluminium AA2024. Le domaine de sensibilité négative est délimité par les traits noirs (S). Le critère de stabilité présent dans la plupart des articles de la littérature est en violet (S_{OGC}), celui défendu dans nos travaux est en blanc (S_{EGCG}). **Droite** : Comparaison entre les 3 critères décrits dans le texte précédent et les résultats des simulations pas éléments finis. On observe que le critère S_{EGCG} est celui qui permet de prédire correctement l'apparition des oscillations lors des calculs par éléments finis sur des plaques en traction.

temps conséquents et fournissent une matrice tangente cohérente avec le schéma d'intégration global (ce qui permet en théorie une convergence quadratique de ce dernier). Cependant elle peuvent diverger en cas de fortes variations des variables internes comme pour le modèle KEMC. L'utilisation d'une méthode explicite de type Euler ou Runge-Kutta permet de s'affranchir de ce risque de divergence mais l'intégration est beaucoup plus longue et la matrice tangente n'est pas calculée (on utilise alors la matrice d'élasticité ce qui ralentit considérablement l'intégration globale). Dans le cadre de ma thèse nous avons développé une méthode originale d'intégration combinant les avantages de ces deux approches [Mazière et al., 2010a]. A chaque pas de temps et à chaque point d'intégration, l'intégration locale est effectuée en utilisant une méthode implicite. Si on observe une divergence de cette intégration au niveau de certains points, on passe au niveau de ces points (et uniquement pour ceux là) à une intégration explicite à sous pas de temps automatique (dans les méthodes classiques on aurait divisé le pas de temps global et donc réintégré tous les points). Une fois l'intégration réussie sur l'ensemble des points de Gauss on utilise la solution calculée et l'algorithme implicite afin de calculer la matrice tangente sur l'ensemble des points. Grâce à cette méthode originale on évite de devoir diminuer de manière drastique le pas de temps du calcul pour seulement quelques points où l'intégration est difficile. Cette méthode est désormais utilisée dans l'ensemble des calculs effectués avec le modèle KEMC, mais aussi pour un grand nombre de calculs réalisés avec d'autres comportements complexes dans le code de calcul Zset.

Les localisations sous forme de bandes de déformations observées lors des calculs par éléments finis réalisés avec certains types de modèles (modèles KEMC, modèles plastique adoucissant, modèle d'endommagement couplés,...) sont généralement accompagnées d'une perte d'ellipticité du problème mécanique. Or cette perte d'ellipticité est souvent accompagnée d'une forte sensibilité des résultats au maillage employé (taille mais aussi orientation des éléments). Cette sensibilité peut mener à des calculs donnant des résultats absurdes comme on peut le voir par exemple dans la thèse d'Anthony Marais avec la propagation de bandes de Lüders dans des éléments orientés à 54.73° [Marais et al., 2012]. Afin de s'affranchir de cette dépendance au maillage, une méthode de régularisation a été développée en collaboration avec Samuel Forest (CDM). Un modèle de type micromorphe a été implémenté dans le code de calcul Zset et testé sur des modèles plastiques adoucissants et sur le modèle KEMC. Il a été ainsi possible de mener des

calculs de propagation de bandes de Lüders indépendantes du maillage (cf. figure 8). Le front de bande est alors diffus, d'une taille liée au paramètre dimensionnel introduit dans le modèle micromorphe et aux paramètres d'écroutissage du modèle. Afin de pouvoir faire le lien entre cette taille de front et les paramètres (toujours dans le but d'identifier les paramètres uniquement par calcul sur point matériel), une solution analytique de propagation d'une bande de Lüders pour un modèle avec régularisation a été calculée (cf. figure 8). En prenant un modèle élasto-plastique simple (bilinéaire adoucissant puis durcissant), on montre tout d'abord que le niveau du plateau vérifie une loi des aires de type Maxwell. On peut aussi calculer la taille du front de bande en fonction du paramètre dimensionnel du modèle micromorphe et de les pentes de l'écroutissage bilinéaire, ce qui permet d'identifier ces paramètres par comparaison avec des mesures de tailles de front expérimentale réalisées par corrélation d'images [Marais et al., 2012].

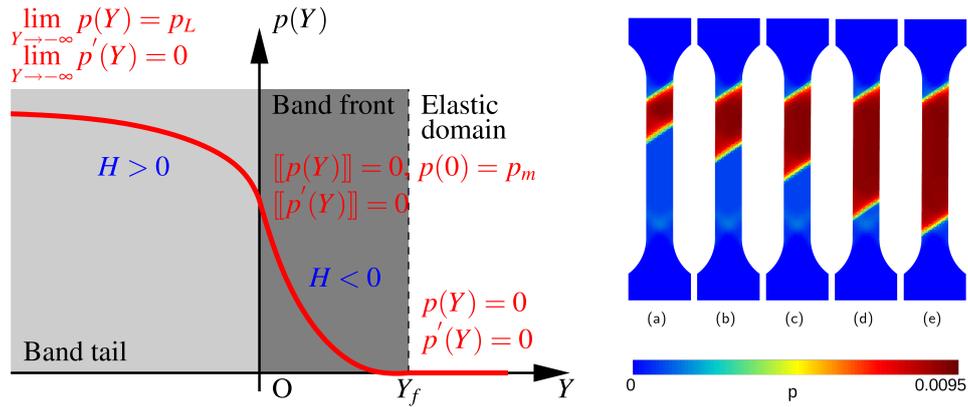


FIG. 8 – **Gauche** : Solution analytique de propagation d'une bande de Lüders dans un milieu infini pour un modèle élastoplastique bilinéaire. La déformation plastique dans le front de bande suit une loi en cosinus qui vient se connecter avec une évolution en cosinus hyperbolique à l'arrière de celle-ci. **Droite** : Propagation d'une bande de Lüders dans une éprouvette avec des éléments orientés à 54.73° avec une loi de type KEMC régularisée. Grâce au modèle micromorphe le front de bande est diffus et la propagation régulière, contrairement au cas non régularisé

3 Prédiction de la rupture à l'aide de simulations par éléments finis

La plupart des études à caractère industriel auxquelles nous avons pu participer, s'intéresse non seulement à caractériser correctement le comportement des matériaux étudiés mais aussi à anticiper la rupture d'éprouvettes plus ou moins conventionnelles dans le but d'améliorer la prévision de la durée de vie des composants réels. Les types de rupture auxquels nous avons été confrontés peuvent être séparés entre :

- Rupture sous chargement monotone, transition fragile/ductile, modèle d'endommagement couplés et non couplés
- Rupture sous chargement de fatigue, propagation de fissure et durée de vie

3.1 Rupture fragile et ductile sous chargement monotone

Dans le cadre de la thèse d'Anthony Marais, l'influence du vieillissement statique sur la transition fragile/ductile a été étudiée. En effet une fragilisation (décalage de la transition vers des températures plus élevées) de l'acier C-Mn a été observée lorsque l'on pré-écrouit le matériau (5% de déformation), et une autre fragilisation lorsque l'on rajoute un traitement de vieillissement (30 minutes à 250°C). Ce phénomène a été validé durant la thèse à l'aide d'essais de type Charpy sur une large plage de température. La déformation des éprouvettes a été simulée pour les différents matériaux considérés (brut, écroui, écroui-vieilli) comme on peut le voir sur la figure 9. Le modèle de prédiction de rupture fragile de Beremin a été identifié sur une température et un matériau (brut à -20°C), puis utilisé pour toutes les autres températures et matériaux. On retrouve alors bien le décalage de transition pour les matériaux écroui et écroui-vieilli et les courbes de transition sont en accord avec celle tracée expérimentalement. Cette étude a donc permis d'expliquer l'influence de la variation du comportement mécanique au cours du temps sur la fragilisation du matériau et d'anticiper une perte de ductilité de certains composants en service.

Au-delà de la température ambiante, les aciers étudiés dans nos travaux subissent une rupture de type ductile qu'il faut prévoir soit à l'aide de critères découplés (application de post-traitement sur un calcul élastoplastique), soit en utilisant directement dans les simulations un modèle d'endommagement couplé de type Gurson. Les prévisions découplées ont pour certaines études été basées sur des critères existant dans la littérature comme les critères de stabilité et d'unicité de Hill/Nguyen (Thèse Matthieu Mazière, [Mazière et al., 2009b]), ou le critère de Rice et Tracey (Thèse Huaidong Wang, stage Carina Nisters, [Wang et al., 2010, Wang et al., 2012]). Dans ce dernier cas le critère a été utilisé pour expliquer la perte de ductilité observée dans la plage de température où le vieillissement dynamique est présent (cf. figure 9). Pour cela, la taille de cavité critique R_c a été identifiée à partir d'essais et simulations sur éprouvettes à température ambiante, puis utilisé pour les autres températures. Par ailleurs, dans le cadre de la thèse de Julie Lorthios, les critères existants ne donnant pas satisfaction, un critère de rupture original phénoménologique a été développé pour correctement prendre en compte l'influence de la triaxialité des contraintes et de l'angle de Lode sur la rupture des aciers TWIP.

Dans le cadre du projet ANR LOTERIE (Collaboration LMS), un modèle d'endommagement couplé pour la rupture ductile proposé par Kostas Danas (LMS) a été implémenté

dans le code élément fini Zset. Ce modèle est une évolution des modèles de type GTN (Gurson/Tvergaard/Needleman) qui permet de tenir compte de la forme ellipsoïdale et de l'orientation des porosités. Ce modèle est ensuite appliqué à la rupture des bords découpés en Acier DP et FB étudiés dans la thèse de Mouchine Kahziz. Grâce à des observations par laminographie, la forme, l'orientation, et la distribution des porosités est déterminée au voisinage des bords découpés. Puis ces données initiales sont utilisées pour initialiser les variables internes du modèle de Danas et simuler la rupture d'éprouvettes à bord découpés.

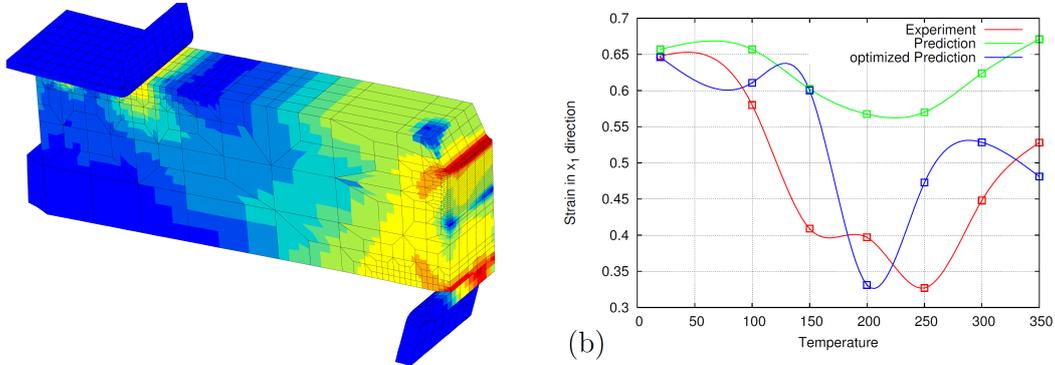


FIG. 9 – **Gauche** : Simulation 3D d'un essai Charpy pour la prévision de la rupture fragile à l'aide du modèle de Beremin. **Droite** : Evolution de la déformation à la rupture d'éprouvettes entaillées en fonction de la température. Valeur expérimentale et prévision numérique en utilisant le modèle de Rice et Tracey et deux identifications différentes du comportement matériaux (tenant compte de la déformation de striction ou non)

3.2 Propagation de fissures en fatigue

Un certain nombre de composants utilisés dans l'industrie (aéronautique notamment) sont soumis au cours de leur service à des phénomènes de fissuration. Le coût de ces composants et la précocité avec laquelle certaines fissures apparaissent fait que les partenaires industriels de nos laboratoire se posent la question de savoir si l'on peut vivre avec ces fissures et jusqu'où peut on utiliser les composants avant que les fissures n'atteignent une taille critique. Pour cette raison, la prévision numérique de la propagation de fissures dans des éprouvettes et pièces réelles en fatigue est un sujet d'avenir où s'affrontent un certain nombre de méthodes numériques. On peut ainsi utiliser entre autres une propagation utilisant les éléments finis étendus (type XFEM), des méthodes de remaillage, ou 2 autres méthodes sur lesquelles nous avons travaillé : la propagation à l'aide de zones cohésives, et celle utilisant un modèle d'endommagement non-local.

Dans le cadre de mon séjour Post-Doctoral au Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM Berlin), j'ai collaboré avec Bernard Fedelich sur la propagation par zone cohésive de fissures de fatigue dans les alliages métalliques. Nous avons ainsi développé une zone cohésive originale permettant de simuler la propagation par émoussissement plastique en pointe de fissure, sans avoir besoin de mailler très précisément le fond de celle-ci (cf. figure 10). Les temps de calcul ainsi gagnés par rapport à une méthode de type remaillage ont ainsi permis de simuler un grand nombre de cycles [Mazière and Fedelich, 2010]. Dans le cadre du stage de Master de Bärbel Zeise, cette méthode a été utilisée pour simuler l'impact d'un cycle de surcharge sur

le ralentissement de la propagation. Les résultats obtenus ont été comparés avec succès avec les mesures expérimentales effectuées par Borrego [Borrego et al., 2005] dans un alliage d'aluminium. L'inconvénient majeur de cette méthode réside dans le fait que le chemin de propagation doit être défini à priori lors de l'insertion des zones cohésives dans le maillage.

Dans le cadre de la thèse de Prajwal Sabnis une méthode de propagation utilisant un couplage fort entre plasticité cristalline et endommagement régularisé a permis de modéliser les phénomènes de bifurcation et de branchement des fissures sans donner de chemin à priori à la fissure comme pour la méthode précédente. Ce modèle a été identifié pour un super-alliage monocristallin à base de Nickel. Différents types d'éprouvettes ont été testées numériquement afin de faire varier les conditions de chargement : éprouvettes CT, fissuration en Mode II et rupture en fluage. Le modèle possède l'avantage de prédire uniquement à partir d'un comportement matériau à la fois la direction et la vitesse de la propagation des fissure en fatigue.

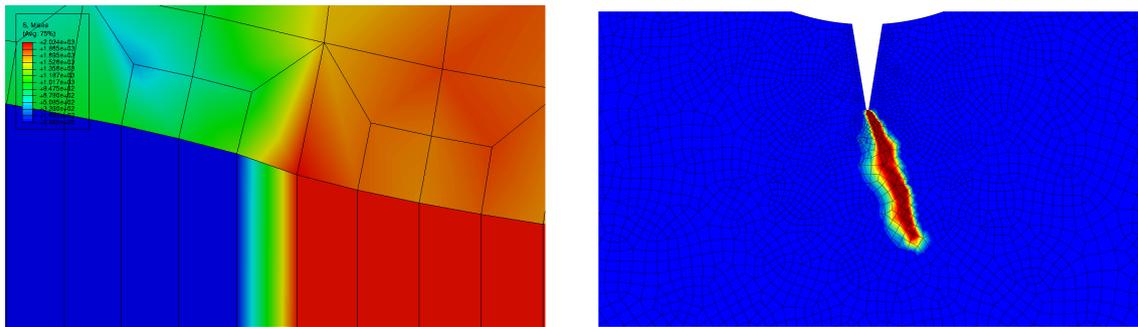


FIG. 10 – **Gauche** : Propagation de fissure par émoussissement plastique en utilisant une zone cohésive entourée par des éléments standards avec comportement élastoplastique. **Droite** : Propagation de fissure par un modèle d'endommagement régularisé dans une alliage monocristallin

4 Tenue mécanique et ruine des pièces et structures sous chargements complexes

Les comportements mécaniques des matériaux étudiés correctement décrits (y compris au niveau instabilité et rupture), il est possible d'appliquer les modèles et méthodes développés sur des cas réels proposés par nos partenaires industriels. En raison des chargements complexes et variés qui sont appliqués sur les pièces en service, il n'est pas forcément simple de réaliser de tel calculs, et certains développements analytiques ou numériques sont souvent nécessaires pour garantir la robustesse et la validité des résultats obtenus.

4.1 Calcul de structures aéronautiques et spatiales

Lors du dimensionnement des turbomachines, les motoristes sont tenus par la réglementation de démontrer l'intégrité des pièces tournantes (disques et compresseurs) par un essai de surviesse : la pièce ne doit pas éclater sous l'effet du chargement mécanique et thermique avant la vitesse imposée par la réglementation. Cette exigence permet de garantir une marge de sécurité d'au moins 20 % entre la vitesse d'éclatement et les conditions normales de fonctionnement. La réglementation permet par ailleurs de démontrer la vitesse d'éclatement par expérience et calcul à la température ambiante et d'extrapoler ensuite cette vitesse à la température de fonctionnement à partir des propriétés matériau. Durant ma thèse nous avons défini deux méthodes de prédiction de la vitesse limite d'un disque en rotation soumis à un chargement centrifuge. Pour les comportements élasto-plastiques une méthode de type calcul par longueur d'arc permet d'aller au delà de la vitesse limite y compris pour un chargement en vitesse (méthode utilisée habituellement pour simuler par exemple le flambage pour lequel la charge diminue au moment de l'instabilité). Une prédiction correcte des vitesses obtenues expérimentalement par essais d'éclatement chez notre partenaire Turbomeca a pu être obtenue en portant une attention toute particulière au choix de la bonne surface de plasticité (plutôt Tresca que von Mises pour ce matériau) [Mazière et al., 2009a, Mazière et al., 2009b]. Par ailleurs, dans le cas des matériaux élasto-viscoplastique, la méthode par longueur d'arc ne pouvant plus s'appliquer (car le temps dans le calcul ne coïncide plus avec le temps réel), une méthode basée sur un calcul en dynamique implicite a été développée. Cette dernière permet de prolonger le calcul au delà de la vitesse limite, les effets inertiels prenant le pas sur les effets statiques pour continuer à déformer la structure (cf. figure 11). Dans les deux méthodes la vitesse limite a en outre été déterminée à l'aide du critère de stabilité de Hill révisité dans le cadre des chargements centrifuges. Il a été montré à cette occasion l'importance du terme de "Spin-Softening" (augmentation de l'effort centrifuge avec la déformation radiale) lors du calcul mais aussi dans l'expression du critère de perte de stabilité.

Dans le cadre du stage post-doctoral de Sana Frikha, on calcule sous chargement mécanique et thermique la résistance à la rupture d'un fond sandwich de réservoir spatial séparant les compartiments contenant de l'hydrogène liquide (à 20K) et de l'oxygène liquide (à 80K). Ce fond sandwich est constitué d'une couche de mousse au comportement mécanique asymétrique (traction-compression) et anisotrope entourée par deux plaques d'aluminium. Lors de cette collaboration avec EuroCryospace et le CNES, un calcul thermo-mécanique est réalisé pour déterminer les contraintes dans la structure sandwich et évaluer le risque de rupture lors du chargement en hydrogène ou oxygène liquide.

Enfin dans le cadre de la thèse de Guillaume Marion sur la modélisation des procédés de fabrication additive, on étudie la construction de murs (cf. figure 11) en alliage à base de Titane

Ti-6Al-4V par le procédé DMD (Direct Metal Deposition). En effectuant certaines hypothèses on peut découpler les problèmes thermique, métallurgique, et mécanique qui sont ainsi traités de manière séquentielle. On peut alors calculer l'ensemble des données importantes pour les partenaires du projet à savoir : la déformée de la pièce en fin de construction, l'état des contraintes résiduelles, l'état métallurgique en terme de phase dans la pièce (α , β , ...).

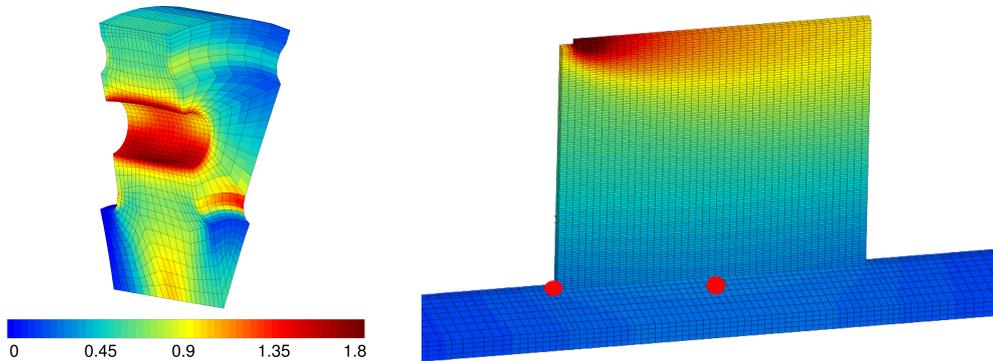


FIG. 11 – **Gauche** : Déformation plastique cumulée dans une portion représentative d'un disque de turbomachine d'hélicoptère sous chargement centrifuge (la déformation est normée par rapport à la déformation à la rupture en traction). **Droite** : Distribution de température lors de la construction d'un mur par procédé DMD (Direct Metal Deposition)

4.2 Calcul de structures pour l'énergie

Le combustible des réacteurs à eau pressurisée (REP) est constitué d'assemblages comportant des crayons constitués d'une gaine en alliage de zirconium dans laquelle sont empilées les pastilles d'oxyde d'uranium (UO₂, MOX). L'APRP (Accident par Perte de Réfrigérant Primaire) correspond à une dépressurisation brutale du circuit primaire du réacteur due à une « grosse brèche » sur une de ses branches. Il conduit à un assèchement du cœur qui augmentera la température locale autour des gaines jusqu'à 800 – 1200°C. Les gaines subissent ensuite une trempe lors du renoyage du cœur par les injecteurs de sécurité prévus à cet effet. Pour caractériser la ductilité résiduelle de la gaine après APRP, il est nécessaire de disposer d'essais de structure simples à mettre en œuvre. Dans l'essai EDC (expansion due to compression), une pastille cylindrique est mise dans le tube à étudier, on comprime la pastille dans la direction axiale avec 2 pistons. La pastille élargit radialement sous l'effet de la compression et pousse la gaine (cf. figure 12). La gaine gonfle au milieu et il se développe alors de fortes contraintes circonférentielles qui entraînent l'apparition de fissures axiales si le chargement est suffisant. Cet essai a été simulé lors du stage de Stage Mi He (CDM/EDF). La complexité de cette étude a été de coupler de nombreux contacts entre les trois pièces en présence (piston, pastille, gaine), la présence de zones cohésives permettant de propager des fissures dans cette dernière, et l'utilisation d'une méthode par longueur d'arc (pour simuler un chargement en effort imposé). L'étude a permis d'évaluer l'impact des propriétés matériaux (elles-mêmes fonctions de la gravité de l'APRP) sur la fragilité de la gaine et la charge à la rupture de cette dernière lors des essais EDC.

Dans le cadre d'une collaboration avec l'ANDRA sur l'enfouissement en site profond des déchets radioactifs, des calculs de structure complexe couplant plasticité, instabilité et corrosion ont été

réalisés. Les déchets sont enfouis dans des colis contenus dans des surconteneurs, eux-même insérés dans un chemisage en acier venant renforcer l'alvéole creusée dans de l'argilite. L'objectif général de l'étude a consisté à décrire le comportement mécanique à long terme du chemisage, et notamment son mode de ruine progressif, et les modalités de chargement mécanique du colis de stockage. Il s'agissait de déterminer l'évolution de la déformation élasto-plastique du chemisage sous les effets conjoints du chargement appliqué par le massif (avec ou sans pression de fluide interne) et de la perte d'épaisseur par corrosion généralisée et en lien avec le vide chemisage/surconteneur disponible. Nous avons aussi estimé le risque de flambement radial du chemisage et le cas échéant décrit les modes de flambement activés ainsi que le comportement post-flambement comme présenté sur la figure 12.

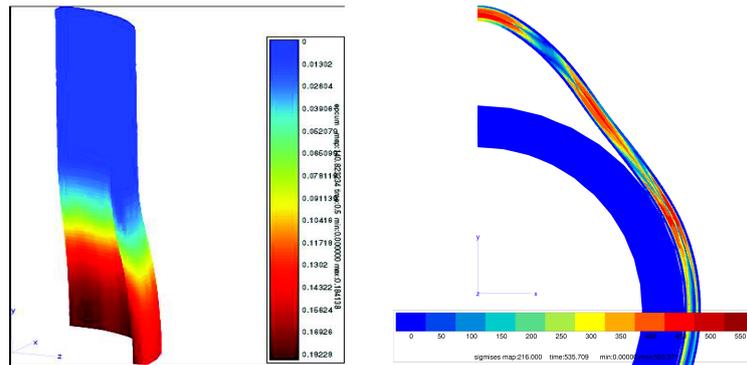


FIG. 12 – **Gauche** : Déformation plastique équivalente dans une gaine de crayon combustible en Zirconium lors d'un essai EDC (Expansion due to compression). **Droite** : Contrainte de von Mises dans une alvéole de chemisage HA pour l'enfouissement des déchets radioactifs

5 Résultats majeurs et perspectives

Durant mes presque dix années de recherche en tant que doctorant, en post-doctorant, chercheur, ou encadrant, j'ai travaillé sur un certain nombre de matériaux, de modèles analytiques, et de méthodes numériques. Si je devais retenir quelques résultats majeurs parmi tous les travaux auxquels j'ai pu participer, telle serait la liste :

- Expression du critère de stabilité de Hill dans le cas des chargements centrifuges avec mise en évidence d'un terme lié au "Spin-Softening" (thèse Matthieu Mazière).
- Méthode d'intégration locale mixte implicite/explicite pour les comportements élastovisco-plastique à forte variations de variables internes (thèse Matthieu Mazière).
- Critère correct de prédiction des instabilités de type Portevin - Le Chatelier lors de l'utilisation du modèle KEMC dans des calculs par éléments finis (thèse puis travaux Matthieu Mazière).
- Zone cohésive originale pour la simulation de la propagation de fissure de fatigue par émoussement plastique pouvant prendre en compte les effet de sur- et sous-charge (post-doctorat Matthieu Mazière).
- Critère de rupture phénoménologique à 3 invariants pour la rupture des aciers TWIP (thèse Julie Lorthios).
- Solution analytique de la propagation d'une bande de Lüders dans un milieu infini pour un comportement élasto-plastique régularisé (thèse Anthony Marais).

Enfin, puisque pour la plupart des sujets présentés dans ce document il reste énormément à faire pour mieux comprendre les alliages métalliques, mieux modéliser leur comportement mécanique, et mieux les utiliser dans les calculs de structures, voici quelques perspectives pour les années à venir :

- **vers plus de physique** : une meilleure compréhension des mécanismes de déformation des alliages passe par des observations plus fines des phénomènes physiques qui mènent à ces déformations. Pour mieux comprendre il va falloir de manière systématique refaire tous les essais mécaniques effectués jusqu'ici dans les microscopes et tomographes : des heures de travail mais aussi énormément d'informations nouvelles et passionnantes en perspective.
- **vers plus de numérique** : le développement du matériel informatique et des méthodes en dur (multithreading par exemple) ont permis d'effectuer des calculs inimaginables il y a quelques années. Cependant certains de nos modèles instables sont naturellement divergents et faciliter la convergence des calculs ou ils sont employés est l'un des grands challenges pour demain.
- **vers plus de mécanique** : la mécanique c'est certes la mécanique des matériaux, mais aussi la mécanique des fluides, la dynamique, la mécanique du solide, la thermodynamique, la mécanique quantique,... : autant de domaines et de nombreux chercheurs avec qui partager nos compétences et de qui apprendre pour résoudre des problèmes qu'il serait impossible de résoudre seul.

6 Références

- [Borrego et al., 2005] Borrego, L., Costa, J., and Ferreira, J. (2005). Fatigue crack growth in thin aluminium alloy sheets under loading sequences with periodic overloads. *Thin-Walled Structures*, 43(5) :772–788.
- [Chaboche et al., 2013] Chaboche, J.-L., Gaubert, A., Kanouté, P., Longuet, A., Azzouz, F., and Mazière, M. (2013). Viscoplastic constitutive equations of combustion chamber materials including cyclic hardening and dynamic strain aging. *International Journal of Plasticity*, 46 :1 – 22.
- [Colas et al., 2012] Colas, D., Finot, E., Flouriot, S., Forest, S., Mazière, M., and Paris, T. (2012). Multi-scale approach of strain ageing in polycrystalline tantalum. pages 4175–4194.
- [Considère, 1885] Considère, A. (1885). *Annales des ponts et chaussées*, chapter L’emploi du fer et de l’acier dans les constructions, pages 574–775. ENSPC.
- [Hill, 1958] Hill, R. (1958). A general theory of uniqueness and stability in elastic-plastic solids. *J. Mech. Phys. Solids*, 6 :236–249.
- [Kubin and Estrin, 1985] Kubin, L. and Estrin, Y. (1985). The Portevin le Chatelier effect in deformation with constant stress rate. *Acta Mater*, 33 :397–407.
- [MacCormick, 1989] MacCormick, P. (1989). Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing. *Acta Mater*, 36 :3061–3067.
- [Marais et al., 2012] Marais, A., Mazière, M., Forest, S., Parrot, A., and Le Delliou, P. (2012). Identification of a strain-aging model accounting for Lüders behavior in a c-mn steel. *Philosophical Magazine*, 92(28-30) :3589–3617.
- [Mazière et al., 2008] Mazière, M., Besson, J., Forest, S., Tanguy, B., Chalons, H., and Vogel, F. (2008). Numerical modelling of the Portevin-Le Chatelier effect. *European Journal of Computational Mechanics*, 17 :761–772.
- [Mazière et al., 2009a] Mazière, M., Besson, J., Forest, S., Tanguy, B., Chalons, H., and Vogel, F. (2009a). Overspeed burst of elastoviscoplastic rotating disks - part i : Analytical and numerical stability analyses. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 28(1) :36–44.
- [Mazière et al., 2009b] Mazière, M., Besson, J., Forest, S., Tanguy, B., Chalons, H., and Vogel, F. (2009b). Overspeed burst of elastoviscoplastic rotating disks : Part ii - burst of a superalloy turbine disk. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 28(3) :428–432.
- [Mazière et al., 2010a] Mazière, M., Besson, J., Forest, S., Tanguy, B., Chalons, H., and Vogel, F. (2010a). Numerical aspects in the finite element simulation of the Portevin-Le Chatelier effect. *Comp. Meth. Appl. Mech. Engng*, 199 :734–754.
- [Mazière and Dierke, 2012] Mazière, M. and Dierke, H. (2012). Investigations on the portevin le chatelier critical strain in an aluminum alloy. *Computational Materials Science*, 52(1) :68 – 72.
- [Mazière and Fedelich, 2010] Mazière, M. and Fedelich, B. (2010). Simulation of fatigue crack growth by crack tip plastic blunting using cohesive zone elements. volume 2, pages 2055–2064.
- [Mazière et al., 2010b] Mazière, M., Forest, S., Besson, J., Wang, H., and Berdin, C. (2010b). Numerical simulation of the portevin - le chatelier effect in various material and at different scales. *Materials Science Forum*, 638-642 :2670–2675.

- [Miserez and Mortensen, 2004] Miserez, A. and Mortensen, A. (2004). Fracture of aluminium reinforced with densely packed ceramic particles : influence of matrix hardening. *Acta Mater*, 52 :5331–5345.
- [Nguyen, 1993] Nguyen, Q. (1993). Bifurcations and stability of time-independant standard dissipative systems. In *Bifurcation and stability of dissipative systems, CISM course*, pages 45–94. Springer-Verlag, Wien.
- [Sabnis et al., 2012] Sabnis, P., Mazière, M., Forest, S., Arakere, N., and Ebrahimi, F. (2012). Effect of secondary orientation on notch-tip plasticity in superalloy single crystals. *International Journal of Plasticity*, 28(1) :102–123.
- [Wang et al., 2010] Wang, H., Berdin, C., Mazière, M., Forest, S., Prioul, C., and Parrot, A. (2010). Influence of dynamic strain ageing on ductile fracture of a C-Mn steel.
- [Wang et al., 2012] Wang, H., Berdin, C., Mazière, M., Forest, S., Prioul, C., Parrot, A., and Le-Delliou, P. (2012). Experimental and numerical study of dynamic strain ageing and its relation to ductile fracture of a c-mn steel. *Materials Science and Engineering A*, 547 :19–31.
- [Wang et al., 2011] Wang, H. D., Berdin, C., Mazière, M., Forest, S., Prioul, C., Parrot, A., and Le-Delliou, P. (2011). Portevin-Le Chatelier (PLC) instabilities and slant fracture in C-Mn steel round tensile specimens. *Scripta Materiala*, 64 :430–433.