HAL
open science

# Modélisation de la durée de vie de composants face au plasma dans les réacteurs à fusion thermonucléaire

Alan Durif

## To cite this version:

Alan Durif. Modélisation de la durée de vie de composants face au plasma dans les réacteurs à fusion thermonucléaire. Autre. Université de Lyon, 2019. Français. NNT : 2019LYSEE005 . tel-02510425

**HAL Id: tel-02510425**

**https://theses.hal.science/tel-02510425**

Submitted on 17 Mar 2020

**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.

N° d'ordre NNT : 2019LYSEE005

# Thèse de doctorat de l'Université de Lyon

Opérée conjointement

au sein de **l'Ecole Centrale de Lyon**

**et de l'École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne**

**École doctorale N° 488**

**Sciences Ingénierie Santé**

**Spécialité**

Mécanique et Ingénierie

Soutenue publiquement le 4 Décembre 2019, par :

**Alan DURIF**

# Modélisation de la durée de vie de composants face au plasma dans les réacteurs à fusion thermonucléaire

Devant le jury composé de :

| | | |
|---|---|---|
| MME. Brigitte Bacroix | Directrice de Recherche CNRS | Présidente |
| M. Carl Labergere | Professeur, Université de Technologie de Troyes | Rapporteur |
| M. Joseph Moysan | Professeur, Université d'Aix-Marseille | Rapporteur |
| M. Laurent Gallais | Professeur, Ecole Centrale de Marseille | Examinateur |
| M. Grégory De Temmerman | Docteur, ITER Organisation | Examinateur |
| MME. Marianne Richou | Docteur, Ingénieure-Chercheur CEA/IRFM | Co-encadrante de Thèse |
| M. Guillaume Kermouche | Professeur, Mines Saint-Etienne | Co-directeur de Thèse |
| M. Jean-Michel Bergheau | Professeur, Université de Lyon, ENISE | Directeur de Thèse |

# Remerciements

A mon encadrante CEA, Marianne Richou, pour m'avoir formé à ce domaine passionnant de recherche. Merci à toi de m'avoir supporté et accompagné tout au long de ces trois années. Merci pour ta disponibilité et tes précieux conseils. Enfin, merci pour ces souvenirs d'escape-game ou d'apéro que je garderai avec moi.

A mon directeur de Thèse, Jean-Michel Bergheau, pour ton implication dans la réalisation de ces travaux, pour ton soutien et ton expertise lors de la programmation de la routine RXMAT mais aussi pour ton précieux cours de mécanique des matériaux qui devenu un véritable livre de chevet. Merci également pour ta disponibilité et d'avoir pris le temps de me transmettre ton gout pour la modélisation numérique et certaines pizzéria de Saint-Etienne.

A mon co-directeur, Guillaume Kermouche pour ton accueil aux Mines de Saint-Etienne et tes conseils précieux qui m'ont permis d'avancer aussi bien dans les phases expérimentales que numériques de cette étude. Merci également pour ton implication et ton entrain sur d'autres projets réalisés en parallèle de ces travaux de thèse. Merci enfin de m'avoir transmis ton expérience en métallurgie et mécanique des matériaux.

Je n'oublie pas de remercier sincèrement Mathieu Lenci, Maryline Mondon et Séverine Girard du laboratoire Georges Friedel pour leur accueil aux Mines de Saint-Etienne et leur temps passé à la réalisation de tests expérimentaux. Merci encore à vous.

Je tiens également à remercier Philippe Magaud, chef du Service d'Ingénierie des Internes et Projets (SI2P), de m'avoir accueilli au sein du service à l'IRFM. Merci également pour ton appui concernant la construction de ce projet de thèse et la réalisation du projet REST.

Merci à Marc Missirlian, chef du groupe GCFP&M pour ton management, tes conseils et ton support tout au long de ces trois années sans oublier, ton engagement inégalé lors de parties de pétanque et de courses de karting épiques.

Je souhaite maintenant remercier l'ensemble des membres du groupe GCFP&M : Mehdi Firdaouss pour nos discussions d'astrophysiques, Hélène Roche pour tes magnifiques pâtisseries, Caroline Hernandez pour m'avoir rendu mon disque dur (!!☺!!) et Philippe Chapuis (maintenant retraité) pour ces sorties VTT.

J'aimerais adresser une mention particulière aux jeunes de ce groupes et à mes colocataires de bureau, Franklin Gallay « Gly », Jonathan Gérardin « la vosgie », Mathilde Diez, Elodie Bernard, pour leurs conseils, pour tous les bons moments que nous avons partagés et pour l'après-midi ski nautique que

nous n'aurons finalement jamais organisée. Merci également à Floriane Leblond arrivée en début d'année pour avoir supporter le temps de la rédaction du manuscrit le colocataire de bureau le moins bavard de l'institut.

J'aimerais également remercier Laurent Gallais de l'Institut Fresnel. Merci pour ton implication dans le cadre cette thèse. Merci pour ton accueil. Merci pour ta disponibilité et pour les heures passées devant la manip ChauColase à réaliser des recuits laser. Et enfin, merci Laurent d'avoir accepté d'être examinateur pour ce manuscrit. Tu n'es pas le seul a avoir passé du temps à réaliser des recuits laser, alors merci à toi aussi Marco Minissale du PIIM pour ton implication dans ce projet.

Je voudrais vivement remercier Brigite Bacroix pour avoir acceptée de présider mon jury de thèse. Mes remerciements vont également à Carl Labergere et Joseph Moysan pour avoir acceptés d'être rapporteurs.

Merci à Grégory de Temmerman de ITER Organisation pour m'avoir fait partager ton expérience dans le monde des composants face au plasma. Merci également à toi pour ton aide dans la recherche de perspectives post-doctorales et d'avoir accepter de participer en tant qu'examinateur à cette soutenance de thèse.

Aussi, j'aimerais adresser une attention toute particulière à mes parents qui sans eux, atteindre ce niveau d'étude n'aurait jamais pu être possible. Merci à mon père Jean-Noël et ma mère Marlène, à mon frère Bastien et à me sœur Amandine, pour leurs soutiens et encouragements inégalés depuis toutes ces années.

Enfin, je voudrais remercier et féliciter la personne la plus importante dans ma vie. Celle qui est devenue ma femme au cours de cette aventure doctorale. Merci Aurélie pour ton soutien sans commune mesure. Merci de m'avoir épaulé et encouragé toute au long de ces années. Bien que cette aventure doctorale se termine, je sais que je pourrai toujours compter sur toi dans des moments délicats. Et Merci, ma chérie, d'avoir acceptée de Re-relire ce manuscrit pour tordre le coup aux dernières fautes d'orthographe et améliorer sa compréhension. Je t'aime.

*« La reconnaissance est la mémoire du cœur ».*

*Hans Christian Andersen*

# Table des matières

**Introduction générale** **XV**

## I Contexte et objectif 1

**1 Les composants face au plasma dédiés aux divertors ITER et WEST et leur comportement sous hauts flux thermiques cycliques 3**

1.1 Chargements thermiques attendus dans la région du divertor . . . 4
1.1.1 La région divertor . . . 4
1.1.2 Les différentes familles de composants face au plasma (CFPs) . . . 5
1.1.3 Les sollicitations thermiques attendues . . . 6
1.2 Les matériaux constituant les CFPs . . . 7
1.2.1 Une brève histoire de matériaux . . . 7
1.2.2 Le tungstène comme matériau de couverture . . . 8
1.2.2.1 Tungstène allié . . . 9
1.2.2.2 Spécifications du tungstène répondant au cahier des charges ITER . . . 9
1.2.3 Le CuCrZr comme matériau de structure . . . 9
1.3 Les technologies utilisées . . . 10
1.4 Tenue thermomécanique des composants de type monobloc sous hauts flux thermiques . 11
1.4.1 Les installations de tests à hauts flux . . . 12
1.4.2 Résultats des campagnes expérimentales . . . 12
1.4.2.1 Tenue en fatigue thermique cyclique des composants à 10 MW/m² . . . 12
1.4.2.2 Fissuration du bloc de tungstène sous chargement thermique cyclique supérieur à 10 MW/m² . . . 13
1.4.3 Identification du processus d'endommagement du bloc de tungstène basée sur des observations post-mortem . . . 15
1.5 Conclusion du chapitre . . . 16

**2 Données thermomécaniques nécessaires pour l'estimation numérique de la durée de vie des composants face au plasma 17**

2.1 Propriétés thermomécaniques connues pour le tungstène et le tungstène recristallisé . . . 18
2.1.1 Comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sous chargement uniaxial monotone . . . 18
2.1.1.1 Essai uniaxial monotone de charge-décharge . . . 18
2.1.1.2 Comportements mécaniques monotone du tungstène et du tungstène recristallisé . . . 20
2.1.2 Comportement mécanique en fatigue du tungstène et du tungstène recristallisé . . 22

2.1.2.1 Effet de la recristallisation sur la tenue en fatigue du tungstène . . . . . 22
2.1.2.2 Comportement mécanique du tungstène en fatigue : écrouissage cinématique 22
2.2 Travaux numériques réalisés dans la littérature pour estimer la durée de vie des composants face au plasma . . . . . 25
2.3 Modélisation de la recristallisation du tungstène . . . . . 26
2.3.1 Évolution de la microstructure d'un matériau à l'échelle du grain de matière . . . 27
2.3.1.1 La restauration . . . . . 27
2.3.1.2 La recristallisation statique . . . . . 27
2.3.1.3 La recristallisation dynamique . . . . . 28
2.3.2 Le phénomène de recristallisation statique à l'échelle macroscopique . . . . . 28
2.3.2.1 Essai d'indentation (essai de dureté) . . . . . 29
2.3.2.2 Identification de la fraction recristallisée du tungstène à partir de mesures de dureté . . . . . 30
2.3.3 Modélisation des cinétiques de recristallisation connues du tungstène . . . . . 31
2.4 Conclusion du chapitre . . . . . 32

**II Caractérisation mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé en vue d'une implémentation dans un modèle éléments finis 37**

**3 Présentation des dispositifs expérimentaux 39**
3.1 Machine de compression uniaxiale . . . . . 40
3.2 Machine de dureté . . . . . 41
3.3 Moyens de chauffage . . . . . 42
3.3.1 Four de traitement thermique . . . . . 42
3.3.2 Laser de puissance ChauCoLase . . . . . 43
3.4 Dispositif de caractérisation de la microstructure par microscopie à balayage électronique 45
3.5 Conclusion du chapitre . . . . . 47

**4 Caractérisation du comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé 49**
4.1 Étude du comportement mécanique du tungstène sous chargement monotone . . . . . 50
4.1.1 Matériau et plan d'expérience . . . . . 50
4.1.2 Le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé . . . . . 52
4.1.2.1 Comportement mécanique observé pour le tungstène . . . . . 52
4.1.2.2 Comportement mécanique observé pour le tungstène recristallisé . . . . . 54
4.2 Identification des modèles mécaniques . . . . . 56
4.2.1 Identification des équations constitutives d'un modèle élasto-viscoplastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé . . . . . 57
4.2.2 Identification des équations constitutives d'un modèle élasto-plastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé . . . . . 60
4.3 Identification des paramètres liés aux modèles élasto-plastiques et élasto-viscoplastiques . 61
4.4 Étude analytique . . . . . 64
4.4.1 Solution analytique du modèle élasto-viscoplastique . . . . . 64
4.4.2 Validation analytique . . . . . 66

4.4.2.1 Validation des paramètres viscoplastiques obtenus pour le tungstène . . . 66
4.4.2.2 Validation des paramètres viscoplastiques obtenus pour le tungstène recristallisé . . . 66
4.5 Simulations thermomécaniques . . . 69
4.5.1 Modèle éléments finis . . . 69
4.5.1.1 Géométrie et modèle . . . 69
4.5.1.2 Propriétés thermomécaniques . . . 69
4.5.1.3 Cas d'étude et conditions limites . . . 70
4.5.2 Résultats numériques . . . 72
4.5.2.1 Réponse thermique . . . 72
4.5.2.2 Réponse mécanique . . . 72
4.5.2.3 Quantification de l'effet de la DBTT sur l'estimation de la durée de vie du composant . . . 75
4.6 Perspectives . . . 76
4.7 Conclusion du chapitre . . . 77

**5 Étude et modélisation du phénomène de recristallisation statique du tungstène 79**
5.1 Étude des cinétiques de recristallisation statique du tungstène . . . 80
5.1.1 Méthodes et matériaux . . . 80
5.1.1.1 Méthode conventionnelle . . . 81
5.1.1.2 Méthode inverse . . . 81
5.1.1.3 Matériaux étudiés . . . 84
5.1.2 Résultats expérimentaux . . . 86
5.1.2.1 Détermination de la dureté initiale (HVin) et de la dureté recristallisée (HVrx) . . . 86
5.1.2.2 Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode conventionnelle . . . 87
5.1.2.3 Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode inverse (Y0*RD) . . 89
5.1.3 Discussions . . . 90
5.1.3.1 Effet du procédé de fabrication sur les cinétiques de recristallisation au sein d'un même bloc . . . 92
5.1.3.2 Domaine de validité des lois d'Arrhenius estimées . . . 94
5.2 Caractérisation de la microstructure du tungstène par EBSD après exposition à hauts flux thermiques . . . 96
5.3 Modélisation de la recristallisation statique du tungstène . . . 98
5.3.1 La formulation intégrée du JMAK . . . 98
5.3.2 Validation numérique de la formulation intégrée du JMAK . . . 100
5.3.3 Analyse comparative des cinétiques de recristallisation statique du tungstène obtenues à hautes températures par méthode conventionnelle et méthode inverse . . . 100
5.3.4 Exemple d'application : Impact du procédé de fabrication sur l'évolution du gradient de fraction recristallisé au sein d'un bloc de tungstène . . . 101
5.3.5 Perspectives . . . 103
5.4 Conclusion du chapitre . . . 104

# III Modélisation de la durée de vie de composants face au plasma 107

**6 RXMAT : modèle numérique dédié à la modélisation de la durée de vie de composants face au plasma 109**

6.1 Principe du calcul de la méthode des éléments finis . . . 110

6.2 Présentation du modèle RXMAT . . . 111

6.2.1 Fonctionnement global de la routine RXMAT . . . 113

6.2.2 Discrétisation des équations constitutives du modèle mécanique élasto-viscoplastique du tungstène et du tungstène recristallisé . . . 117

6.3 Validation de RXMAT . . . 119

6.3.1 Validation du modèle RXMAT en contraintes imposées . . . 119

6.3.2 Validation du modèle RXMAT en déformations imposées . . . 120

6.4 Conclusion du chapitre . . . 123

**7 Exploitation du modèle développé RXMAT 125**

7.1 Géométrie et modèle . . . 126

7.1.1 Modèle éléments finis considéré . . . 126

7.1.2 Cas d'études et conditions limites . . . 126

7.2 Résultats numériques . . . 128

7.2.1 Influence du comportement élasto-viscoplastique sur $\Delta p$ (simulations EVP-REF et EVP-REFx) . . . 129

7.2.2 Influence de l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène sur $\Delta p$ au cours des cycles thermiques (simulation EVP-FULL) . . . 131

7.2.3 Discussions : Influence du gradient de fraction recristallisée sur l'incrément de déformation plastique généré au nœud considéré . . . 133

7.3 Estimation de la durée de vie du composant . . . 133

7.4 Perspectives . . . 136

7.5 Conclusion du chapitre . . . 136

**Conclusions et perspectives 141**

# Conclusion générale 141

# Annexe 147

**A Procédure de recristallisation des échantillons de tungstène pour la réalisation des essais de compression 147**

**B Méthode inverse 148**

**C Corrélation entre les fractions recristallisées (X) estimées par EBSD et par mesure de dureté 149**

**D Mesures de duretés réalisées pour les blocs M4 et M5 suivant le plan (Y0*RD) 152**

**E Mesures de duretés réalisées pour les blocs M4 et M5 suivant le plan (Y1*RD) 153**

**F Cinétiques de recristallisation obtenues (en supposant $\Delta T = 10s$) par la méthode inverse 154**

**G Loi d'Arrhenius obtenue pour $t_{X=0.57}$ sur la plage de température 1350°C -1800°C 155**

**H Caractérisation des cinétiques de recristallisation et de l'état initial de la microstructure du matériau A et du matériau B 156**

H.1 Dureté initiale (HVin) et dureté recristallisée (HVrx) des matériau A et B . . . . . 156

H.2 Cinétiques de recristallisation obtenues pour le matériau A et le matériau B . . . . . 156

H.2.1 Matériau A . . . . . 156

H.2.2 Matériau B . . . . . 158

H.3 Caractérisation de l'état initial de la microstructure des matériaux A et B . . . . . 159

H.3.1 État microstructural initial du matériau A . . . . . 159

H.3.2 État microstructural initial du matériau B . . . . . 159

**I Illustration graphique des gradients de fraction recristallisée modélisés 160**

**J Convention : utilisation de la notation de Voigt 161**

**K Variables d'état de la routine RXMAT 162**

**L Discrétisation des équations constitutives 163**

L.1 Discrétisation du modèle de comportement élasto-viscoplastique pour le tungstène . . . . 163

L.2 Discrétisation des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique pour le matériau partiellement recristallisé . . . . . 165

**M Étude de maillage pour la réalisation des simulations EVP-REF, EVP-REFx et EVP-FULL 168**

**Bibliographie 173**

# Table des figures


0.0.1 Production électrique mondiale [ENGIE, 2018] . . . . . XVI
0.0.2 Taux de réaction pour différentes réactions thermonucléaires [Futura-Science, ] . . . . XVI
0.0.3 La réaction thermonucléaire de fusion [source : J.Linke et al, PFMC-16, Zeughaus Neuss, 16.-19.05.2017] . . . . . .XVII
0.0.4 Le stellarator W7-X [T.Klinger, FuseNet PhD Event, ITER, 6-7 Nov. 2018] . . . . . XVIII
0.0.5 Tokamak [https ://en.wiktionary.org/wiki/tokamak] . . . . . XVIII
0.0.6 Intérieur machine du tokamak WEST . . . . . XIX
0.0.7 Tokamak ITER. [https ://www.iter.org] . . . . . XX

I.1.1.1 Vue en coupe d'une configuration magnétique typique du tokamak WEST [Missirlian et al., 2014] 5
I.1.1.2 Composants inertiels constituant le divertor du tokamak JET. [https ://www.euro-fusion.org] . . . . . 6
I.1.1.3 Concept de composants face au plasma activement refroidis . . . . . 6
I.1.3.1 Différentes technologies de composants face au plasma . . . . . 10
I.1.3.2 Composant monobloc destiné au divertor WEST et ITER. [Missirlian et al., 2014] . . 11
I.1.4.1 Fissuration du bloc de tungstène observée (1000 cycles à 10 MW/m² + 1000 cycles à 15 MW/m² + 500 cycles à 20 MW/m²) [Pintsuk et al., 2013] . . . . . 13
I.1.4.2 Contrôle optique de blocs de tungstène de différents composants testés 5000 cycles à 10 MW/m² (blocs non fissurés, a), 100 cycles à 20MW/m² (blocs fissurés, b), 300 cycles à 20MW/m² (blocs fissurés, c) et 1000 cycles à 20MW/m² (blocs fissurés, d) dans l'installation FE200 (a,b et c) et IDTF (d) [Gavila et al., 2015] . . . . . 14
I.1.4.3 Faciès de rupture observés sur un bloc de tungstène proche de la surface exposée au flux (a) et proche du tube de refroidissement (b) après 1000 cycles à 10 MW/m² et 15 MW/m² et 300 cycles à 20MW/m² [G.Pintsuk et al., 2015] . . . . . 15

I.2.1.1 Comportement élasto-plastique à écrouissage typique obtenu lors d'un test de charge-décharge en traction . . . . . 19
I.2.1.2 Sensibilité d'un matériau à la température ($T$) et à la vitesse de déformation mécanique ($\dot{\varepsilon}$) . . . . . 20
I.2.1.3 Schéma d'un comportement élastique parfaitement plastique . . . . . 20
I.2.1.4 Moyenne des limites d'élasticité (YS) estimées à 0.2% de déformation et des contraintes maximales (UTS) obtenues pour trois lots de matière à l'état recristallisé et non recristallisé suivant les directions TD (y-orientation) et RD (x-orientation) [Wirtz et al., 2017] 21
I.2.1.5 Lois de Manson-Coffin connues pour le tungstène et le tungstène recristallisé [Li and You, 2015] 23
I.2.1.6 Cinq niveaux de cycles stabilisés obtenus successivement en augmentant l'amplitude de déformation sur une éprouvette en inox 316 [Lemaitre and Chaboche, 2004] . . . . 23

I.2.1.7 Courbe de fatigue obtenue en traction-compression cyclique présentée pour le tungstène recristallisé à 800°C [Bahm, 2005] . . . 24
I.2.3.1 Processus de recristallisation statique . . . 28
I.2.3.2 Affinement de la microstructure d'un matériau suite au phénomène de recristallisation dynamique [Smagghe, 2017] . . . 29
I.2.3.3 Schémas représentatifs des différents types d'indenteurs existants et standardisés Source : [Tumbajoy Spinel, 2016] . . . 30
I.2.3.4 Cinétiques de recristallisation obtenues à 1250°C pour deux lots de tungstène (W67 et W90) répondant aux spécifications ITER et fournis par la société AT&M [Alfonso Lopez et al., 2015] 32

II.3.1.1 Dispositif expérimental de compression . . . 41
II.3.3.1 Four de traitement thermique . . . 42
II.3.3.2 Dispositif LASER . . . 44
II.3.4.1 Émission d'électrons en fonction de la profondeur d'interaction entre le faisceau électronique et la matière . . . 45
II.3.4.2 Principe acquisition de la méthode EBSD. Source : [Tumbajoy Spinel, 2016] . . . 46
II.3.4.3 Microscope à balayage electronique JEOL JBM-6500F . . . 47

II.4.1.1 Orientation de la microstructure au sein d'un bloc de tungstène . . . 51
II.4.1.2 Échantillon de tungstène obtenu après compression à 950°C et $6.10^{-2}$ $s^{-1}$ . . . 52
II.4.1.3 Lois de comportement obtenues en compression pour le tungstène . . . 53
II.4.1.4 Lois de comportement obtenues en compression pour le tungstène recristallisé . . . 55
II.4.2.1 Modèles rhéologiques simples . . . 56
II.4.2.2 Modèle rhéologique élasto-viscoplastique [Bergheau, 2018] . . . 60
II.4.3.1 Méthode d'identification des paramètres $Y_s$ et $E_T$ à partir des courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues expérimentalement . . . 61
II.4.3.2 Méthode d'identification des paramètres attachés à la loi viscoplastique de type Norton-Hoff . . . 63
II.4.4.1 Validation analytique des paramètres viscoplastiques identifiés pour le tungstène . . . 67
II.4.4.2 Validation analytique des paramètres viscoplastiques identifiés pour le tungstène recristallisé . . . 68
II.4.5.1 Modèle numérique utilisé . . . 70
II.4.5.2 Modèles thermomécaniques développés . . . 71
II.4.5.3 Gradient thermique obtenu à 20MW/m² . . . 72
II.4.5.4 Évolution de la température et de la déformation plastique équivalente au cours des 5 premières cycles de chargement thermiques obtenus au point B pour la simulation REF 73
II.4.5.5 Évolution de la température et de la déformation plastique équivalente au 5ème cycle (au point B) . . . 74

II.5.1.1 a) Modèle numérique développé pour la méthode inverse, b) Gradient de température obtenue au sein du bloc de tungstène, c) Mesure infrarouge réalisée durant la campagne de test [P.Languille, 2015] . . . 82
II.5.1.2 a) Évolution de la température au sein du bloc sur un cycle de chargement thermique, b) assignation de mesure de dureté à une température, c) mesure de dureté obtenues pour M4 et température assignée . . . 83
II.5.1.3 Échantillon de tungstène (5*4*4mm$^3$) . . . 85

II.5.1.4 Présentation de la maquette testée à haut flux . . . . . 85
II.5.1.5 Cinétiques obtenus pour le ***matériau de référence*** à 1600°C (a) et à 1800°C (b) par méthode conventionnelle (recuit laser) . . . . . 88
II.5.1.6 a) Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode inverse ($\Delta T = 5s$) b) loi d'Arrhenius correspondantes . . . . . 91
II.5.1.7 Cinétique obtenue à 1350°C à cœur et en surface des blocs M4 et M5 par méthode inverse et X mesuré pour l'échantillon 30 après un recuit de 1h à 1350°C . . . . . 92
II.5.1.8 Microstructure initiale obtenue sur la surface externe (Y0*TD) du bloc M5 . . . . . 93
II.5.1.9 Microstructure initiale obtenue sur la surface externe (Y1*TD) du bloc M5 . . . . . 93
II.5.1.10 Distribution des angles de désorientation au sein du bloc M5 . . . . . 94
II.5.1.11 Lois d'Arrhenius finalement obtenues par méthode conventionnelle entre 1348°C et 1800°C . . . . . 95
II.5.2.1 État de la microstructure du bloc M5 après 500 cycles thermique à 20MW/m² . . . . 96
II.5.2.2 État de la microstructure du bloc M4 après 300 cycles thermique à 20MW/m² . . . . 97
II.5.3.1 Présentation de la notion de temps fictif (t*) . . . . . 99
II.5.3.2 Évolution de la fraction recristallisée ($X$) après 500 cycles thermiques à 20MW/m² à partir des cinétiques obtenues par méthode inverse (section II.5.1.6 page 91) . . . . . 100
II.5.3.3 Comparaison des gradients de recristallisation obtenues à partir des données expérimentales issues de la méthode inverse et de la méthode conventionnelle . . . . . 102
II.5.3.4 Impact du procédé de fabrication sur le gradient de recristallisation entre le **matériau A** et le **matériau B** . . . . . 102
II.5.3.5 Maquette d'intérêt type pour la méthode inverse . . . . . 103

III.6.1.1 Principe de résolution par la méthode éléments finis avec intégration de la routine RXMAT . . . . . 112
III.6.1.2 Quelques méthodes de convergence de type Newton-Raphson [J-M.Bergheau, 2008] . . 113
III.6.2.1 Principe de fonctionnement de RXMAT . . . . . 114
III.6.2.2 Modèle rhéologique global . . . . . 115
III.6.2.3 Correction de la variable tensorielle d'écrouissage cinématique due à l'évolution de la fraction recristallisée . . . . . 118
III.6.3.1 Exercice de validation réalisé en contraintes imposées . . . . . 120
III.6.3.2 Comparaison entre les courbes de contrainte déformation (domaine plastique) calculées analytiquement et numériquement à partir de la routine RXMAT pour le tungstène . 121
III.6.3.3 Comparaison entre les courbes de contrainte déformation (domaine plastique) calculées analytiquement et numériquement à partir de la routine RXMAT pour le tungstène recristallisé . . . . . 122

III.7.1.1 Rappel du modèle utilisé dans le cadre de cette étude (modèle présenté Partie II section II.4.5.1 page 70) . . . . . 127
III.7.2.1 Déformation plastique équivalente cumulée ($p$) estimée pour la simulation **EVP-REFx** après 5 cycles thermiques à 20 MW/m² . . . . . 128
III.7.2.2 Incréments de déformation plastique équivalents ($\Delta p$) obtenus lors des 5 premiers cycles de sollicitation thermiques à 20MW/m² pour la simulation **EVP-REFx** . . . . . 129
III.7.2.3 Évolution de la déformation plastique équivalente cumulée ($p$) au cours d'un cycle stabilisé pour la simulation **EVP-REF** . . . . . 130

III.7.2.4 Évolution de la déformation plastique équivalente cumulée ($p$) au cours d'un cycle stabilisé pour la simulation **EVP-REFx** . . . . . 131
III.7.2.5 Évolution de la fraction recristallisée ($X$) du tungstène au cours des cycles thermiques (a) / Évolution de l'incrément de déformation plastique équivalent ($\Delta p$) au cours de 40 cycles thermiques à 20MW/m² (b) où $Xm$ désigne la fraction recristallisée moyenne sur le cycle considéré. . . . . 132
III.7.2.6 Isovaleurs des fractions recristallisées au voisinage du nœud considéré au 38ème cycle thermique . . . . . 133
III.7.3.1 Taux d'usage estimé au cours des cycles pour la simulation **EVP-FULL** . . . . . 134
III.7.3.2 Taux d'usage estimés au cours des cycles thermiques pour les simulations **EVP-FULL** (seuil X=20%) considérant deux DBTT différentes (350°C et 250°C) . . . . . 135

B.a Présentation de la méthode inverse . . . . . 148

C.a Cartographies EBSD réalisées sur 3 échantillons de tungstène . . . . . 150
C.b Corrélation EBSD vs mesure de dureté . . . . . 151

F.a Cinétiques de recristallisation obtenues en supposant $\Delta T = 10s$ . . . . . 154

G.a Loi d'Arrhenius obtenue pour $t_{X=0.57}$ sur la plage de température 1350°C -1800°C . . 155

H.a Cinétiques de recristallisation obtenues pour le ***matériau A*** . . . . . 157
H.b Lois d'Arrhenius associées aux cinétiques de recristallisation identifiées pour le ***matériau A*** de 1450°C à 1600°C . . . . . 157
H.c Cinétiques de recristallisation obtenues pour le ***matériau B*** . . . . . 158
H.d Lois d'Arrhenius associées aux cinétiques de recristallisation identifiées pour le ***matériau B*** de 1500°C à 1800°C . . . . . 158
H.a État initial de la microstructure du matériau A . . . . . 159
H.b État initial de la microstructure du matériau B . . . . . 159

I.a Gradients de fraction recristallisée modélisés à partir des données obtenues par méthode inverse et méthode conventionnelle (matériau de référence) sous chargements thermiques cycliques (10s ON /10s OFF) à 20 MW/m². . . . . 160

M.a Étude de sensibilité au maillage : calcul de de la déformation plastique cumulée (p) entre la surface et 2mm de profondeur après 5 cycles thermiques à 20 MW/m² . . . . 168
M.b Étude de sensibilité au maillage : calcul de la fraction recristallisée (X) entre la surface et 2mm de profondeur après 5 cycles thermiques à 20 MW/m² . . . . . 169

# Liste des tableaux


I.1.2.1 Avantages et inconvénients du tungstène (liste non exhaustive) [Pintsuk, 2012] . . . . 8

I.2.2.1 Module d'Young connus de 20°C à 1200°C pour le tungstène [Team, 2013] . . . . . 25
I.2.2.2 Coefficient de dilatation thermique moyen connu pour le tungstène [Team, 2013] . . . 25
I.2.2.3 Conductivité thermique connus de 20°C à 1200°C pour le tungstène [Team, 2013] . . . 26

II.4.1.1 Nombre d'essais réalisés en fonction de l'orientation de la microstructure au sein des échantillons . . . . . 51
II.4.3.2 Paramètres $E_T$ et $Y_s$ obtenus pour le tungstène et le tungstène recristallisé sur la plage de température 500°C et 1150°C . . . . . 62
II.4.3.3 Paramètres viscoplastiques K, n et $\sigma^y$ obtenus pour le tungstène et le tungstène recristallisé sur la plage de température 500°C et 1150°C . . . . . 64
II.4.5.4 Coefficients de convection obtenus à partir de [J. Schlosser, 1993] . . . . . 71
II.4.5.5 Incréments de déformation plastique équivalents ($\Delta\varepsilon^p$) obtenus au point B (figure II.4.5.2) lors du 5ème cycle thermique pour chaque simulation . . . . . 73
II.4.5.6 Estimation numérique de la durée de vie du composant postulant une DBTT à 500°C 75
II.4.5.7 Estimation numérique de la durée de vie du composant postulant une DBTT à 350°C 75

II.5.1.1 Temps équivalent considérés dans cette étude . . . . . 84
II.5.1.2 Synthèses des résultats obtenus par recuit laser (méthode conventionnelle) à 1600°C . 86
II.5.1.3 Synthèses des résultats obtenus par recuit laser (méthode conventionnelle) à 1800°C . 86
II.5.1.4 Paramètres du JMAK obtenus par méthode conventionnelle à 1600°C et 1800°C . . . 87
II.5.1.5 Temps nécessaire pour atteindre X=50% à partir des cinétiques obtenus à 1600°C et 1800°C par méthode conventionnelle (***matériau de référence***) . . . . . 89
II.5.1.6 Moyenne des duretés et fractions recristallisées (X) obtenues à partir du plan (Y0*RD) pour le bloc M4 et M5 . . . . . 89
II.5.1.7 Paramètres du JMAK identifiés pour les deux $t_{annealing}$ considérés ($\Delta T = 5s$ et $\Delta T = 10s$) . . . . . 90

III.7.1.1 Synthèse des simulations numériques réalisées avec la routine RXMAT . . . . . 128
III.7.2.2 Estimation numérique des $\Delta p$ obtenus pour les simulations **EVP-REF** et **EVP-REFx** après 5 cycles thermiques à 20 MW/m² et présentation des durées de vie associées postulant une DBTT à 350°C. Sont également rappelées, les valeurs obtenues pour les simulations REF, RXX_2 et RXX_4 (présentées tableau page 75). . . . . 129

D.a Synthèse des duretés obtenues pour M4 (Y0*RD) . . . . . 152
D.b Synthèse des duretés obtenues pour M5 (Y0*RD) . . . . . 152

E.a Synthèse des duretés obtenues pour M4 (Y1*RD) . . . . . 153

E.b Synthèse des duretés obtenues pour M5 (Y1*RD) . . . . . 153

K.a Synthèse des différentes variables d'état employées pour modéliser le comportement élasto-viscoplastique du tungstène en tenant compte du phénomène de recristallisation 162

# Introduction générale

Dans un but de développement économique, les grandes puissances mondiales que nous connaissons aujourd'hui n'ont cessé d'accroître, depuis la révolution industrielle, leur consommation en combustibles fossiles (pétrole, charbon, gaz). Sur le marché de l'énergie, les combustibles fossiles se sont largement imposés puisqu'ils offrent de nombreux avantages : haute capacité énergétique, flexibilité, prix peu élevés et facilité d'utilisation notamment. A titre d'exemple, ils représentent encore 60% de la production électrique mondiale (figure 0.0.1) [ENGIE, 2018]. Cependant, leur exploitation n'est pas sans conséquence sur notre planète. En effet, les moyens d'exploitations actuels de ces combustibles contribuent au réchauffement climatique, à la pollution plastique et à l'acidification des océans. De plus, la raréfaction de ces ressources, pousse l'Homme à prendre de plus en plus de risques pour leur extraction (fracturation de roches bitumineuses, exploitation de gisements enfouis à grande profondeur) vis-à-vis de l'environnement et/ou de la santé publique. Le contexte énergétique actuel impose donc le développement d'énergies alternatives, durables, sûres et respectueuses de notre environnement. Présentant de nombreux avantages, la réaction de fusion thermonucléaire pourrait incarner l'une de ces nouvelles sources d'énergie et jouer un rôle majeur dans le futur mix énergétique mondial.

Lors d'une réaction nucléaire, la masse totale des produits de la réaction est inférieure à celle des éléments initiaux. Cette différence de masse est alors libérée sous forme d'énergie. Dans le cadre d'une réaction de fusion cette énergie est libérée lors de la fusion de deux noyaux d'atomes légers. De cette manière, plusieurs réactions sont possibles et certaines d'entre elles sont plus favorables énergétiquement sur terre. La figure 0.0.2 montre que la réaction de fusion entre deux isotopes de l'hydrogène, le deutérium (D) et le tritium (T), est particulièrement intéressante. En effet, pour cette réaction, le taux de réaction (reactivity) est plus élevé que les autres réactions nucléaires à température équivalente. On remarque également que le taux de réaction atteint un maximum pour une température de l'ordre de quelques centaines de million de degrés.

Les produits de cette réaction (D-T) sont un neutron de 14.1 MeV et un atome d'Helium4 de 3.5 MeV (figure 0.0.3). Dans le cadre d'un réacteur électrogène, les 14.1 MeV pourraient servir à la production d'électricité tandis que l'énergie de l'atome d'Helium4 serait utilisée pour maintenir les conditions thermiques nécessaires au milieu réactionnel.

Pour fusionner, les deux noyaux d'atomes légers doivent vaincre la répulsion électrostatique. Pour cela, ces particules doivent se trouver dans un état d'agitation thermique suffisant ($>$100 keV) pour vaincre la barrière coulombienne. A ces températures, les électrons sont détachés du noyau, l'atome s'ionise, on parle alors de l'état plasma.

L'univers démontre depuis plus de 13.8 milliards d'années que la réaction de fusion fonctionne et qu'il

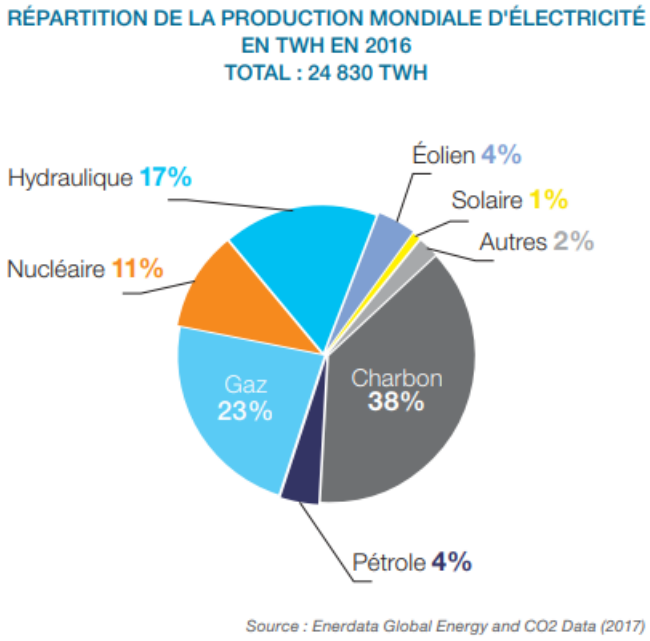



FIGURE 0.0.1 – Production électrique mondiale [ENGIE, 2018]

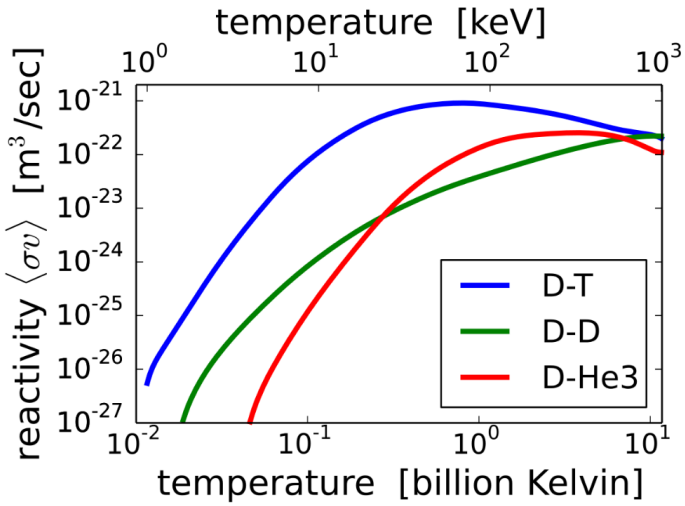



FIGURE 0.0.2 – Taux de réaction pour différentes réactions thermonucléaires [Futura-Science, ]

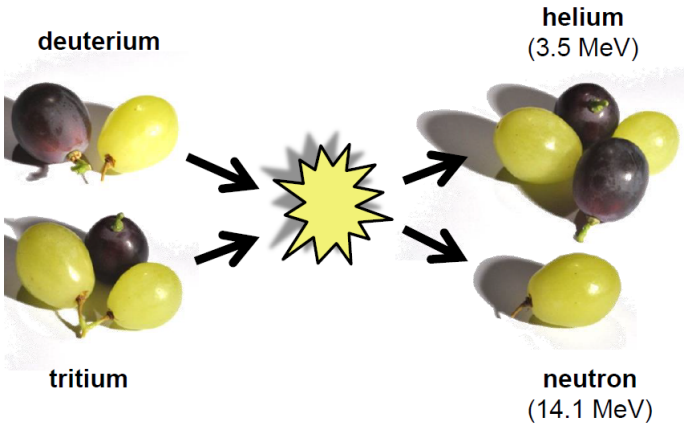



FIGURE 0.0.3 – La réaction thermonucléaire de fusion [source : J.Linke et al, PFMC-16, Zeughaus Neuss, 16.-19.05.2017]

est possible de produire de l'énergie à partir de celle-ci. Chaque étoile vivante ou morte au sein de notre univers fonctionne ou a fonctionné sur le principe de cette réaction. Sous l'effet de la gravitation, les étoiles atteignent en leur sein des niveaux de densité et de température suffisants pour enclencher la réaction de fusion. L'énergie libérée a pour conséquence d'exercer une force répulsive qui s'oppose à la force gravitationnelle. Cette stabilité, toute relative, entre rayonnement et gravitation, permet aux étoiles telles que notre soleil d'entretenir la réaction de fusion et de nous fournir en énergie.

Malheureusement, sur terre nous ne disposons pas de la même force gravitationnelle pour confiner le plasma. Deux autres méthodes de confinement font aujourd'hui l'objet d'études : **la fusion par confinement inertiel** et **la fusion par confinement magnétique.**

Le **confinement inertiel** cherche à faire fusionner sur des temps courts ($10^{-11}$s) une petite quantité de combustible D-T à partir de l'utilisation de lasers de puissance. L'impact synchronisé de différents faisceaux lasers sur une sphère de combustibles génère une onde de choc qui entraîne une compression des éléments D-T jusqu'au cœur de la sphère. La densité ainsi que la température au cœur de la sphère augmentent jusqu'à atteindre les conditions désirées pour la réaction de fusion. L'énergie libérée alimente un plasma présent en périphérie du combustible et conduit à la fusion totale de la sphère. **La fusion par confinement inertiel** est aujourd'hui privilégiée pour différentes applications militaires et sort donc du cadre de cette étude.

**La fusion par confinement magnétique** a quant à elle pour objectif d'opérer des plasmas de fusion de grands volumes (>1000 $m^3$) sur des temps longs dans le but de produire de l'électricité en « quasi-continu ». Le plasma est confiné dans une chambre à vide par de puissants champs magnétiques (entre 1 T et 10 T) générés par des bobines situées en périphérie. Dans le cadre de cette étude, nous traiterons uniquement des réacteurs de fusion par confinement magnétique.

Il existe plusieurs types de machines capables de confiner magnétiquement un plasma de fusion : le tokamak, le stellarator et le sphéromak. Chacune de ces machines confine le plasma dans une chambre à vide en forme de tore (pour le stellarator et le tokamak) ou de sphère (pour le sphéromak). Dans le but d'optimiser le temps de confinement des particules, le champ magnétique généré donne aux particules du plasma une trajectoire hélicoïdale autour des lignes de champs électromagnétiques. La nature de ce champ dépend du type de réacteur employé.

Pour un stellarator, le champ magnétique est obtenu grâce à une combinaison de bobines planes et de bobines dîtes hélicoïdales (3D). Le plus grand stellarator expérimental en cours d'exploitation à ce jour

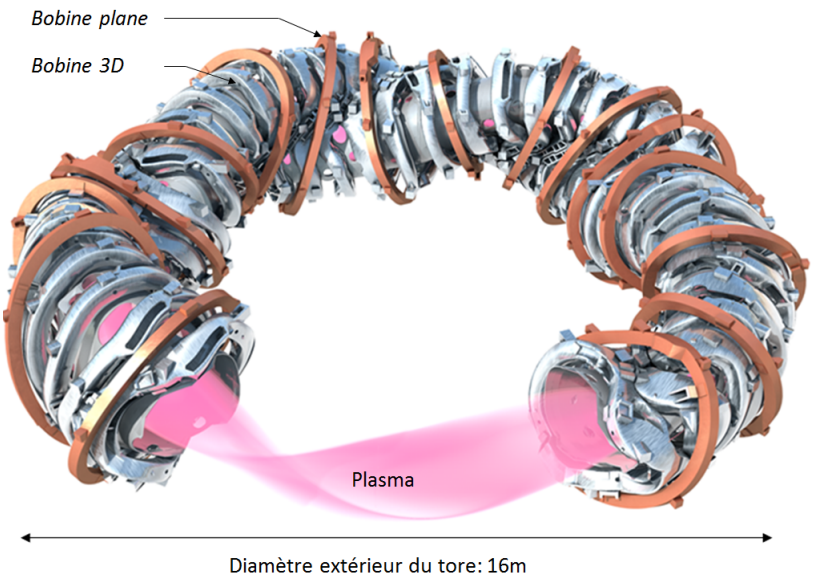



FIGURE 0.0.4 – Le stellarator W7-X [T.Klinger, FuseNet PhD Event, ITER, 6-7 Nov. 2018]

est le W7-X (Wendelstein 7-X, figure 0.0.4) en Allemagne [Pedersen et al., ].

Pour un tokamak, le champ magnétique hélicoïdal résulte de la combinaison d'un champ magnétique toroïdal et poloïdal. Les composantes du champ magnétique hélicoïdal sont assurées à la fois par les bobines toroïdales et par un courant électrique (courant plasma) qui circule au sein du plasma (figure 0.0.5). Ce courant permet d'initier et d'entretenir le plasma au sein du réacteur. Celui-ci résulte d'une différence de potentiel électrique obtenu au sein du solénoïde central. Enfin, les bobines poloïdales permettent de limiter la dérive verticale du plasma au cours de l'opération.

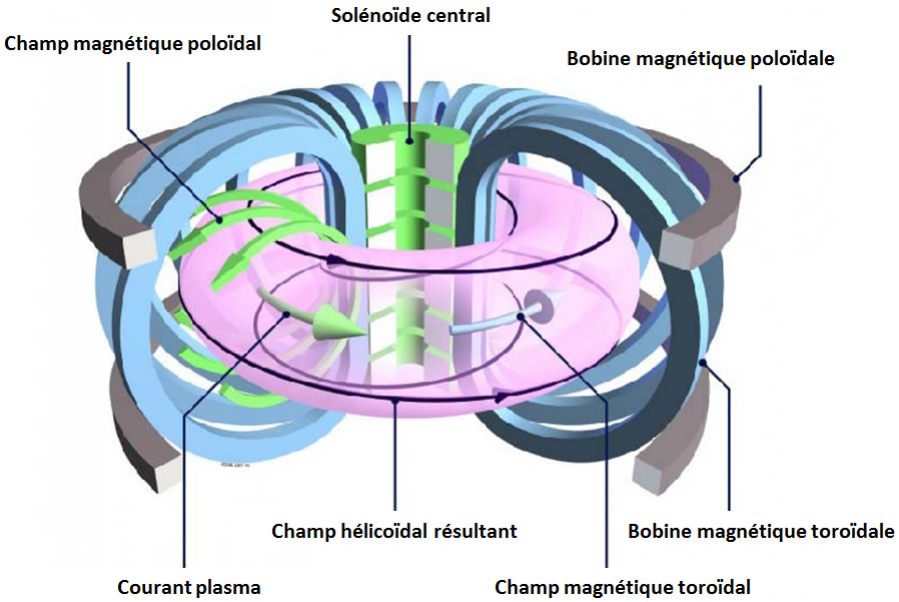



FIGURE 0.0.5 – Tokamak [https ://en.wiktionary.org/wiki/tokamak]

Plusieurs tokamak expérimentaux sont aujourd'hui en cours d'exploitation à travers le monde (liste non exhaustive) : JET (Join European Torus) en Grande-Bretagne, WEST ( tungsten (W) Experimental

Steady-state Tokamak) en France, ASDEX (Axially Symmetric Divertor EXperiment) en Allemagne, EAST (Experimental Advanced Superconducting Tokamak) en Chine. Ces machines expérimentales participent toutes au développement de réacteurs futurs et ont chacune leurs spécificités. Le JET est par exemple dédié à l'étude des plasmas délivrant une puissance de fusion importante (jusque 16 $MW^{th}$) sur des temps courts (<10 s) alors que d'autres tokamaks tels que WEST (figure 0.0.6) sont spécialisés dans le confinement de plasma de longue durée (>min).

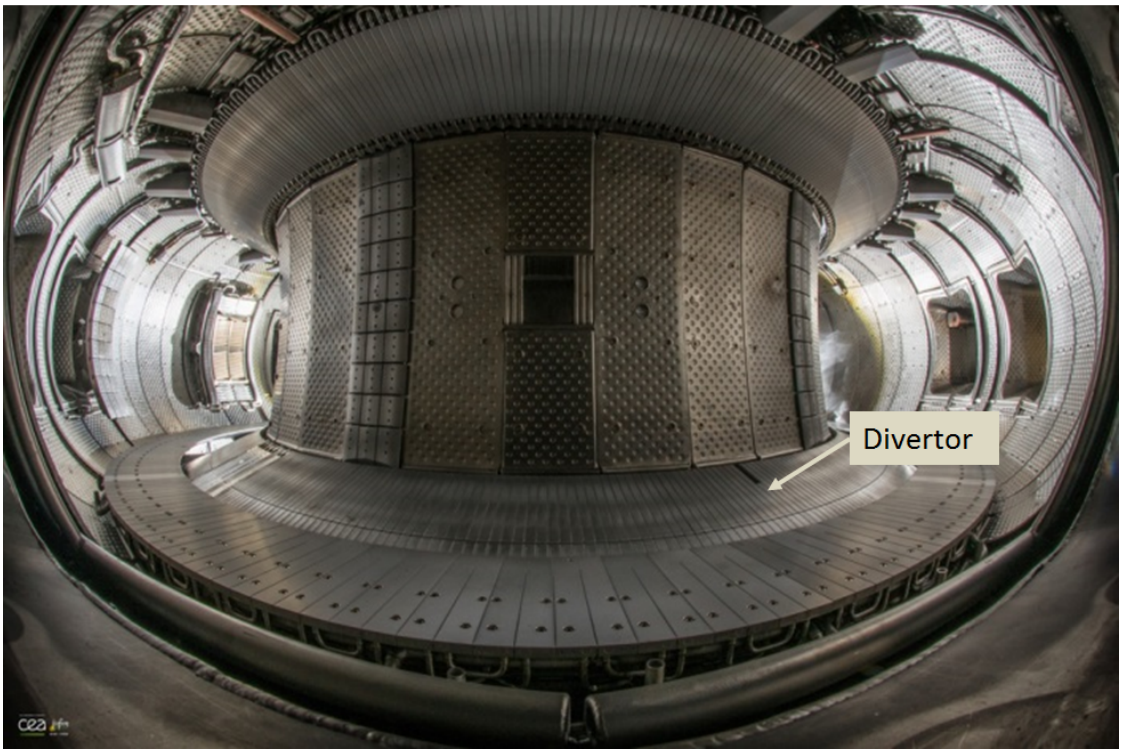



FIGURE 0.0.6 – Intérieur machine du tokamak WEST

L'exploitation de plasma de longue durée nécessite l'utilisation de technologies particulières au sein du tokamak telles que l'utilisation de bobines toroïdales supraconductrices ou encore le refroidissement actif des parois de la chambre à vide. Ces deux technologies permettent de prolonger l'opération du plasma en limitant l'échauffement des parties critiques de la machine. Équipé de ces technologies, le tokamak Tore Supra nouvellement reconfiguré (WEST) a ainsi pu opérer des plasmas de longue durée (>6 minutes) jusqu'en 2013. Aujourd'hui, cette machine expérimentale est dédiée au développement de scénarios plasma en environnement métallique (figure 0.0.6) et sert de banc de test pour le tokamak ITER [Grosman et al., 2013].

ITER est la prochaine grande étape technologique pour la fusion (figure 0.0.7 page XX). Ce projet aura pour principal objectif de démontrer la faisabilité scientifique d'un réacteur à fusion. Pour cela, le programme scientifique repose sur un scénario plasma de fusion D-T de 300 s ayant pour objectif de produire une puissance de fusion de 500 $MW^{th}$ pour un facteur d'amplification (Q) égal à 10. Le Tokamak ITER est en cours de construction à Cadarache (13), en France. Le premier plasma est prévu pour l'année 2025. Le succès de ce projet ouvrira la porte au développement de réacteurs pré-commerciaux tels que DEMO ( DEMOnstration power plant), qui devront lever les derniers verrous technologiques et démontrer la faisabilité économique des réacteurs électrogènes de fusion (prévu à l'horizon 2050).

Les réacteurs expérimentaux actuels tels que WEST travaillent sur des scénarios plasma représentatifs

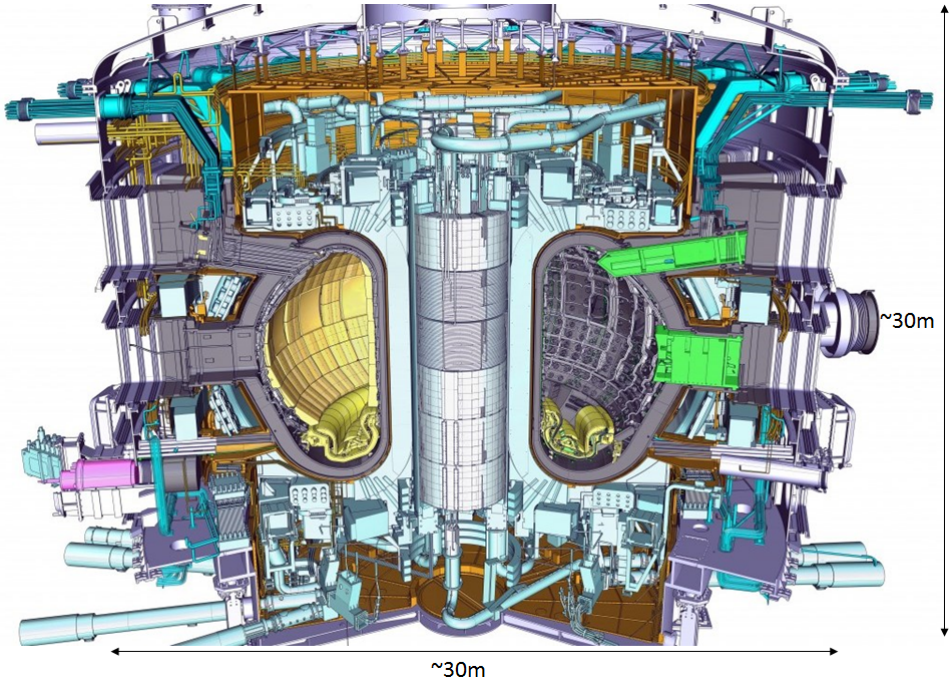



FIGURE 0.0.7 – Tokamak ITER. [https ://www.iter.org]

de ceux attendus au sein du tokamak ITER. A partir de ces expérimentations il est possible de préparer la future exploitation du tokamak ITER et de tester sous conditions représentatives divers éléments de la machine (diagnostics, composants internes,...) toujours dans le but d'optimiser leurs usages futur.

Bien que ces réacteurs soient de plus en plus performants, le confinement magnétique du plasma demeure imparfait. En effet, du fait de phénomènes de turbulences et de collisions entre particules, il se trouve que certaines particules s'échappent du cœur du plasma. A cause de la configuration magnétique (Cf Partie I chapitre 1), ces pertes énergétiques sont dirigées vers les parois internes du réacteur appelées composants face au plasma (CFPs) et en particulier dans la partie inférieure de la machine appelée divertor (figure 0.0.6).

Pour ITER, la surface des CFPs constituant le divertor peut alors être exposée à des flux de particules importants qui impliquent une température de surface des CFPs de l'ordre de 2000°C cycliquement maintenue pendant des temps allant de quelques millisecondes à quelques secondes [Team, 2009]. Afin de résister à ces sollicitations thermiques, les CFPs des divertors ITER et WEST sont refroidis. Ces CFPs sont constitués de tuiles de tungstène pur, utilisé comme matériau de couverture (matériau face au plasma), assemblées sur un tube en CuCrZr (matériau de structure) dans lequel un fluide de refroidissement (eau) circule. Dans la première partie de ce manuscrit, nous reviendrons plus particulièrement sur les différentes technologies de composants ainsi que sur les matériaux employés.

Ces CFPs doivent assurer l'intégrité mécanique des parois internes de la machine, l'extraction de la chaleur et doivent être compatibles avec les espèces chimiques en présence au sein du plasma pour ne pas compromettre son exploitation. Ainsi, critiques pour l'opération du plasma et l'intégrité du réacteur, ces CFPs représentent l'un des éléments majeurs du réacteur et sont de ce fait préalablement développés et testés expérimentalement avant leur intégration en environnement tokamak.

Plusieurs campagnes expérimentales à hauts flux ont été conduites afin de valider la technologie des CFPs destinés aux divertors ITER et WEST. Bien que cette technologie réponde au cahier des charges d'ITER,

il a été démontré que ces composants s'endommagent au cours de cycles thermiques. Ainsi, afin d'optimiser leur usage en environnement tokamak, il est nécessaire d'étudier le processus d'endommagement de ces composants et d'estimer leur durée de vie en fonction des chargements thermiques attendus. Différents modèles numériques ont ainsi été développés et ont permis d'identifier les phénomènes majeurs participant au processus d'endommagement de ces composants. Néanmoins, ils ne permettent pas de tenir compte du phénomène de recristallisation du tungstène, phénomène pourtant mis en lumière par la littérature, comme jouant un rôle majeur sur la durée de vie de ces composants. Afin d'améliorer la prédiction des outils numériques existants, ce sujet de thèse propose de développer un modèle numérique capable de tenir compte notamment de ce phénomène.

Pour cela, cette thèse s'articule autour de 3 grandes parties chacune découpées en plusieurs chapitres :

**Partie 1 : Contexte et objectif (partie bibliographique)**

**Chapitre** 1 : Ce chapitre permet de présenter les CFPs destinés aux divertors ITER et WEST. Nous verrons également les chargements thermiques attendus sur ces composants. A travers une étude bibliographique, nous étudierons aussi le processus d'endommagement de ces composants sous chargements thermiques cycliques. Pour cela, nous nous appuierons sur les observations post-mortem réalisées à la suite des campagnes expérimentales à hauts flux.

**Chapitre** 2 : Dans la perspectives d'une étude numérique, les enjeux principaux de ce chapitre sont de :

— Réaliser un état de l'art des données thermomécaniques connues notamment pour le tungstène. Nous verrons que cette étude révèle un manque de données important justifiant le besoin de réaliser une campagne expérimentale dédiée à l'étude du comportement mécanique de ce matériau (Cf chapitre 2 partie 2).

— Identifier un modèle phénoménologique capable de modéliser la recristallisation du tungstène. Le modèle identifié (modèle de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) nécessite l'utilisation de cinétiques de recristallisation comme données d'entrée. Nous verrons que l'étude bibliographique réalisée dans ce chapitre révèle un manque de données important justifiant le besoin de réaliser une campagne expérimentale dédiée à l'étude des cinétiques de recristallisation du tungstène (Cf chapitre 3 partie 2).

— Présenter les méthodes numériques développées dans la littérature pour estimer la durée de vie des composants afin d'envisager des pistes d'amélioration.

**Partie 2 : Caractérisation mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé en vue d'une implémentation dans un modèle éléments finis (partie expérimentale)**

**Chapitre** 1 : Dans ce chapitre les différents équipements expérimentaux employés dans cette étude sont présentés. Plus précisément, les dispositifs de tests expérimentaux, les dispositifs de recuits ainsi que les dispositifs de caractérisation de la microstructure des matériaux sont décrits.

**Chapitre** 2 : L'objectif de ce chapitre est d'étudier le comportement mécanique du tungstène. Pour cela, des essais mécaniques uniaxiaux sont réalisés sur du tungstène et du tungstène recristallisé. Les données obtenues permettront d'identifier pour la première fois le comportement élasto-viscoplastique d'un tungstène répondant au cahier des charges ITER. A la suite de cette observation, un modèle mécanique d'élasto-viscoplasticité est présenté et les paramètres associés à ce modèle sont identifiés à partir des données obtenues expérimentalement. Compte

tenu du fait que ce type de modèle n'est pas disponible au sein du logiciel éléments finis utilisé dans cette étude, les données matériaux recueillies sont également utilisées pour identifier les paramètres relatifs à un comportement élasto-plastique du tungstène. Basée sur ce modèle disponible au sein du logiciel éléments finis, une première étude numérique est réalisée afin de justifier le besoin de développer et d'implémenter un modèle mécanique plus complexe (modèle d'élasto-viscoplasticité) au sein du logiciel éléments finis.

**Chapitre** 3 : Ce chapitre est dédié à l'étude des cinétiques de recristallisation du tungstène et au développement d'un outil numérique qui vise à définir l'état microstructural (recristallisé, non recristallisé ou partiellement recristallisé) du tungstène lors de sollicitations thermiques cycliques. Le modèle phénoménologique de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) permet de décrire la cinétique de recristallisation d'un matériau lors d'un recuit isotherme. Or, en environnement tokamak, les composants sont sollicités cycliquement à hauts flux. L'évolution microstructurale n'a donc pas lieu à températures constante. Nous verrons dans ce chapitre, qu'il est possible d'adapter le modèle phénoménologique de JMAK à notre cas d'étude (cas anisotherme). Cet outil numérique sera alimenté par les cinétiques de recristallisation étudiées dans ce chapitre et obtenues pour plusieurs lots de tungstène (répondant au cahier des charges ITER).

**Partie 3 : Modélisation de la durée de vie de composants face au plasma (partie numérique)**

**Chapitre** 1 : Le logiciel éléments finis employé dans le cadre de cette étude ne dispose pas de modèle mécanique adapté. Ainsi, ce chapitre vise à développer et programmer un outil numérique capable de répondre aux besoins de cette étude. Cet outil doit tenir compte de l'évolution des propriétés élasto-viscoplastiques du tungstène en fonction de son état microstructural (recristallisé, non recristallisé ou partiellement recristallisé). Pour cela, les données expérimentales recueillies seront utilisées comme données d'entrée. Dans ce chapitre, l'articulation de la routine programmée est explicitée et les étapes de validation sont présentées.

**Chapitre** 2 : Ce chapitre s'intéresse finalement à l'exploitation du modèle mécanique. Plusieurs simulations sont réalisées. D'abord, deux premières simulations visent à démontrer l'apport de la prise en compte du comportement élasto-viscoplastique du tungstène pour l'estimation de la durée de vie. Puis, une dernière simulation est réalisée afin de démontrer la valeur ajoutée de la prise en compte de la recristallisation de ce matériau. Cette simulation révèle en effet l'influence de l'état microstructural du tungstène sur la réponse mécanique du composant.

# Première partie

## Contexte et objectif

Chapitre 1

# Les composants face au plasma dédiés aux divertors ITER et WEST et leur comportement sous hauts flux thermiques cycliques

## Sommaire


1.1 Chargements thermiques attendus dans la région du divertor . . . . . **4**
1.1.1 La région divertor . . . . . 4
1.1.2 Les différentes familles de composants face au plasma (CFPs) . . . . . 5
1.1.3 Les sollicitations thermiques attendues . . . . . 6
1.2 Les matériaux constituant les CFPs . . . . . **7**
1.2.1 Une brève histoire de matériaux . . . . . 7
1.2.2 Le tungstène comme matériau de couverture . . . . . 8
1.2.2.1 Tungstène allié . . . . . 9
1.2.2.2 Spécifications du tungstène répondant au cahier des charges ITER . 9
1.2.3 Le CuCrZr comme matériau de structure . . . . . 9
1.3 Les technologies utilisées . . . . . **10**
1.4 Tenue thermomécanique des composants de type monobloc sous hauts flux thermiques **11**
1.4.1 Les installations de tests à hauts flux . . . . . 12
1.4.2 Résultats des campagnes expérimentales . . . . . 12
1.4.2.1 Tenue en fatigue thermique cyclique des composants à 10 MW/m$^2$ . 12
1.4.2.2 Fissuration du bloc de tungstène sous chargement thermique cyclique supérieur à 10 MW/m$^2$ . . . . . 13
1.4.3 Identification du processus d'endommagement du bloc de tungstène basée sur des observations post-mortem . . . . . 15
1.5 Conclusion du chapitre . . . . . **16**

Ce chapitre a pour objectif de présenter les problématiques matériaux associées au confinement magnétique du plasma dans les tokamaks. Le principe de fonctionnement de ces machines est présenté dans l'introduction générale de ce manuscrit.

A cause de la configuration magnétique, les pertes énergétiques sont dirigées en particulier dans la partie inférieure de la machine appelée divertor. Nous verrons que les composants constituant le divertor sont les plus sollicités au sein de la chambre à vide. Nous présenterons les différentes familles de composants communément utilisés dans cette région ainsi que les chargements thermiques attendus sur ces derniers.

Nous verrons qu'après des sollicitations thermiques cycliques représentatives des chargements attendus des fissures sont observées au sein des composants.

Enfin, compte tenu de ces observations et des analyses post-mortem réalisées dans la littérature, il est également proposé dans ce chapitre d'identifier le processus d'endommagement de ces composants.

## 1.1 Chargements thermiques attendus dans la région du divertor

Nous avons vu dans l'introduction du manuscrit que les réacteurs à fusion thermonucléaire proposent de confiner magnétiquement le plasma afin d'obtenir les conditions favorables à la réaction de fusion. Si l'on s'intéresse plus précisément au confinement du plasma, deux régions bien distinctes peuvent être définies. On parle du plasma de bord et du plasma de cœur.

Dans le plasma de cœur, les particules suivent des lignes de champ magnétique fermées. Dans cette zone, on retrouve les conditions de température et de densité maximales, nécessaires à la réaction de fusion. Cependant, le confinement magnétique est imparfait et de fait certaines particules du plasma de cœur s'échappent vers le plasma de bord. Ces déplacements arrivent continuellement au sein du plasma, ils peuvent être le résultat de collisions entre particules, ou encore de phénomènes de turbulence. Les particules du plasma de bord se retrouvent alors dans une région où les lignes de champs sont ouvertes, induisant ainsi des flux thermiques élevés de plusieurs $MW/m^2$ sur les parois du tore.

Les composants formant la première enceinte matérielle rencontrée par le plasma sont appelés composants face au plasma (CFPs). Ces composants ont pour fonction principale **l'extraction de la chaleur.** Cette fonction doit permettre d'extraire en continu la puissance déposée sur ces composants en provenance du plasma. Pour se faire, ces composants doivent présenter **une durée de vie en fatigue** importante afin de **garantir l'intégrité mécanique** des parois internes du tore tout au long des cycles thermiques subis. Enfin, les matériaux employés doivent être **compatibles avec le plasma**. En d'autres termes, les particules arrachées des composants (phénomène d'érosion) ne doivent pas compromettre la bonne marche du plasma. Nous reviendrons sur ces fonctions (compatibilité, extraction de chaleur, durée de vie) section 1.2.

La configuration magnétique observée figure I.1.1.1 permet de maximiser le confinement du plasma tout en limitant le nombre de surfaces magnétiques ouvertes. Ainsi, les particules qui s'échappent du plasma sont « forcées » de suivre les lignes de champs magnétiques jusque dans la région du divertor (divertor bas en accord avec la figure).

### 1.1.1 La région divertor

Le divertor joue deux rôles principaux dans le maintien de la réaction de fusion. Il doit permettre d'extraire un flux de matière et un flux thermique. Après avoir cédé leur énergie au milieu réactionnel,

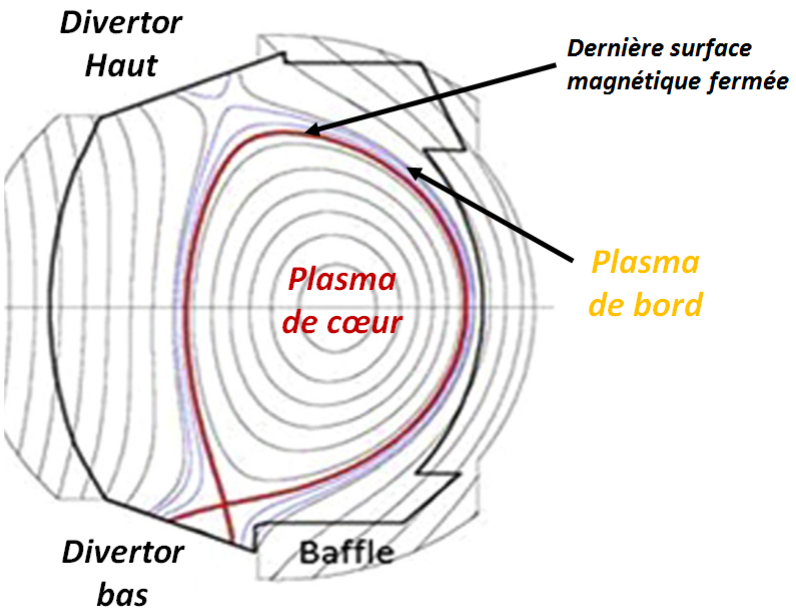



FIGURE I.1.1.1 – Vue en coupe d'une configuration magnétique typique du tokamak WEST [Missirlian et al., 2014]

les cendres de la réaction de fusion, que représentent les atomes d'Helium4, doivent être évacuées de la chambre à vide. Pour cela, un système de pompage en continu est actif dans la région du divertor [BONNAUD and RAX, 2015].

Pour l'extraction du flux thermique, des CFPs dédiés sont développés. Dans ce cadre, seront essentiellement présentés les CFPs dédiés à la région du divertor.

### 1.1.2 Les différentes familles de composants face au plasma (CFPs)

Différentes technologies de composants face au plasma ont été développées par le passé. Il en existe trois grandes familles : les composants inertiels, semi-inertiels et activement refroidis.

Les composants inertiels ne sont d'aucune manière refroidis au cours de l'opération et les composants semi-inertiels sont généralement en contact avec une base refroidie. Ces familles de composants, sont souvent privilégiées pour l'exploitation de réacteurs de fusion dont la spécificité est de réaliser des chocs plasma de courte durée (tokamak JET par exemple, figure I.1.1.2) [Mertens et al., 2013]. En effet, en cas de flux thermiques élevés, ces composants s'échauffent rapidement et par conséquent limitent l'opération du plasma [P. Ghendrih, 2015].

Ainsi, en cas d'exposition plasma de longue durée (>30 s), les composants activement refroidis sont privilégiés. Ces composants sont équipés d'un circuit actif de refroidissement par eau (figure I.1.1.3). On parle ici de composants activement refroidis car le fluide utilisé pour refroidir le composant est maintenu dans un régime d'ébullition nucléé. Ce régime permet de maximiser la capacité d'échange thermique de l'eau et ainsi favoriser l'extraction de chaleur [S.Nukiyama, 1934] . L'eau s'écoule à une vitesse de l'ordre de 10 m/s à travers les composants et ce à hautes températures (de 70 °C à 120 °C) et haute pression (>33 Bar).

Ces composants sont généralement constitués de plusieurs matériaux : matériau de couverture, matériau

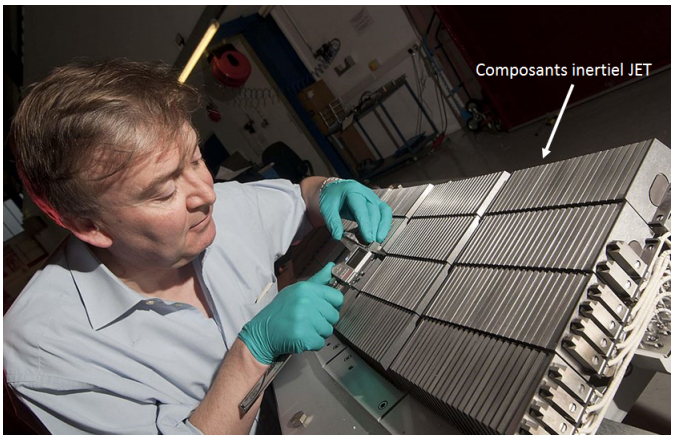



FIGURE I.1.1.2 – Composants inertiels constituant le divertor du tokamak JET. [https ://www.euro-fusion.org]

de structure et matériau de compliance (figure I.1.1.3). Le matériau de compliance assure la liaison entre le matériau de couverture et le matériau de structure. Ce dernier a pour fonction principale d'assurer l'extraction de la chaleur en continu et ainsi garantir l'intégrité mécanique du tube de refroidissement. Pour cela, des matériaux ductiles sont privilégiés. Le matériau de couverture en contact direct avec le plasma de bord doit résister à des chargements thermiques cycliques importants et également assurer la compatibilité avec les espèces chimiques en présence au sein du plasma.

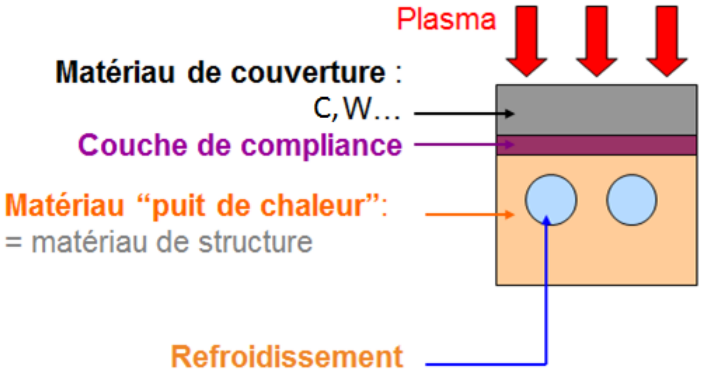



FIGURE I.1.1.3 – Concept de composants face au plasma activement refroidis

### 1.1.3 Les sollicitations thermiques attendues

Les CFPs du divertor sont les composants les plus sollicités thermiquement. Il doivent résister à des flux ionique, électronique, neutronique et également au rayonnement du plasma. Malgré un angle rasant des particules au contact des CFPs (composants face au plasma) du divertor (<3° [Missirlian et al., 2014]), l'intensité du flux thermique peut atteindre 10 MW/m² en régime stationnaire et des flux thermiques quasi transitoires d'environ 20 MW/m² peuvent également s'appliquer sur les composants du divertor ITER. Sont attendus dans ITER, **5000 cycles de chargement à 10 MW/m² plus 300 cycles de chargements à 20 MW/m²** [Pitts et al., 2013]. **Nous définirons tout au long de ce manuscrit un**

**cycle thermique comme 10 s de charge (exposition au flux thermique) et 10 s de refroidissement (10 s ON / 10 s OFF)**. Lors des campagnes de qualification expérimentales, ces chargements thermiques sont appliqués cycliquement afin d'évaluer la durée de vie des CFPs.

Aussi, des évènements énergétiques (ELMs : Edges localized modes) viennent s'ajouter lors d'un choc plasma en mode H aux chargements stationnaires et quasi-transitoires attendus. Le mode H constitue aujourd'hui le régime de turbulence de référence pour ITER. Ce régime vise à améliorer le confinement du plasma (mode H pour « High confinement ») afin d'atteindre les conditions nécessaires pour enclencher la réaction de fusion. Cependant, ce régime a pour conséquence de libérer spontanément et périodiquement des bouffées de plasma qui viennent solliciter les parois de la machine. L'intensité de ces ELMs, s'appliquant à une fréquence de l'ordre du Hertz, sur les composants est de l'ordre de 0.5 MJ/m$^2$ [Team, 2009, Hirai et al., 2013, Missirlian et al., 2014].

Enfin, en opération, il arrive que le confinement du plasma soit perdu en quelques millisecondes. On appelle ce phénomène une disruption. En cas de disruption, l'énergie du plasma va localement exposer les CFPs à des flux thermiques élevés de l'ordre de quelques GW/m$^2$ pendant quelques millisecondes. Nous ne traiterons pas des phénomènes de disruption et des chargements thermiques de type ELMs dans la suite du manuscrit [Team, 2009].

Afin de résister aux chargements stationnaires et transitoires attendus dans la région du divertor, certains matériaux sont privilégiés.

## 1.2 Les matériaux constituant les CFPs

Comme nous venons de le voir, les CFPs destinés aux divertors de WEST et ITER doivent être en capacité de résister à des flux thermiques importants en provenance du plasma afin de garantir l'intégrité mécanique du tore. Cependant, résister aux flux thermiques n'est pas la seule fonction qui incombe au CFPs.

Il leur est également demandé de résister à l'érosion chimique afin de limiter notamment la pollution du plasma. En effet, le plasma est sensible aux impuretés pouvant être présentes en son centre (plasma de cœur) [JETteam, 1992, Pütterich et al., 2010]. Sont qualifiés d'impuretés les atomes arrachés de la paroi interne du tore et transportés dans le plasma de cœur. Dans le cas où la concentration en impuretés devient trop importante, l'opération du plasma n'est plus possible. Ainsi, seront utilisés dans les réacteurs des matériaux compatibles avec l'exploitation d'un plasma.

### 1.2.1 Une brève histoire de matériaux

Historiquement, les éléments au numéro atomique faible étaient privilégiés comme matériau de couverture (figure I.1.1.3). Dans le cadre de composants activement refroidis, le carbone était particulièrement utilisé en liaison avec un matériau de structure généralement en alliage de cuivre (CuCrZr) afin de maximiser la capacité du composant à extraire la chaleur [Grosman et al., 2013]. Le carbone n'a pas de point de fusion. Ainsi, quelques soit l'intensité du flux de particules en provenance du plasma, le carbone évolue à l'état solide et permet ainsi de garantir une certaine intégrité mécanique des CFPs. De plus, de part le numéro atomique faible de ce matériau, le plasma peut être maintenu malgré un taux d'impuretés important (>50 %) [JETteam, 1992]. Ainsi, les réacteurs expérimentaux tels que Tore Supra ont fonctionné en environnement carbone pendant plusieurs années (de 1988 à 2013). Ce n'est qu'à la fin des années 2000 que le carbone a progressivement commencé à disparaitre au sein des tokamaks. A la suite d'une

campagne expérimentale D-T menée dans le tokamak JET, il a été démontré que le carbone réagissait avec les éléments légers du plasma (D-T). Ainsi, pour des raisons de radio-toxicité due aux problématiques de rétention du tritium, il a été décidé d'écarter l'utilisation du carbone pour le divertor ITER [JETteam, 1992].

Dès lors, la communauté de fusion s'est tournée vers l'exploitation de plasma confiné en environnement métallique. Les matériaux métalliques ont généralement une conductivité thermique importante et cette famille de matériau constitue un large portefeuille de candidats potentiels. Nous verrons dans la suite de cette section que de part ces nombreux avantages, le tungstène s'est imposé aujourd'hui comme matériau de couverture dans la région du divertor (figure I.1.1.3).

### 1.2.2 Le tungstène comme matériau de couverture

Le tungstène est aujourd'hui fortement privilégié pour le divertor ITER et demeure un candidat potentiel pour les réacteurs futurs.

Ce matériau réfractaire de structure cubique face centrée (BCC) possède des propriétés thermomécaniques avantageuses telles qu'un point de fusion élevé (~3400 °C) et une conductivité thermique importante (173 W/(m.K) à 20°C) [Team, 2013]. Il présente également d'autres avantages (faible érosion, faible dilatation thermique et faible rétention des isotopes de l'hydrogène [Pintsuk, 2012]) mais également de nombreux inconvénients (cf tableau I.1.2.1).

| Avantages | Inconvénients |
|---|---|
| Point de fusion élevé | Transmutation |
| Conductivité thermique importante | Numéro atomique élevé |
| Faible érosion | DBTT élevée |
| Faible dilatation thermique | Recristallisation |
| Faible rétention des isotopes de l'hydrogène | |

TABLE I.1.2.1 – Avantages et inconvénients du tungstène (liste non exhaustive) [Pintsuk, 2012]

Le tableau met notamment en évidence que le tungstène se transmute en Rhénium. Le Rhénium présente une demi-vie longue (>milliard d'années) et par conséquent induit des problématiques importantes concernant le retraitement de déchets radioactifs. Nous ne traiterons pas plus de cette problématique ni des problématiques liées à l'irradiation dans la suite de cette étude. Au sein du réacteur ITER, l'impact des neutrons sur les matériaux est estimé à 1 dpa par an [Biel et al., 2019]. Les contraintes liées à l'irradiation n'induisent de fait pas de conséquence majeure. Cependant, dans le cadre de réacteurs futurs, cette problématique liée à l'irradiation neutronique devra très certainement être rediscutée. En effet, pour un réacteur pré-commercial tel que DEMO, jusqu'à 3 dpa sont attendus après 2 an exploitation (à puissance maximale) ce qui pourrait conduire à une activation importante de ce matériau et à une dégradation de ces propriétés thermomécaniques [You et al., 2017].

Le tableau I.1.2.1 met également en évidence que le numéro atomique du tungstène (Z=74) est élevé ce qui par conséquent pose certains problèmes quant a l'utilisation de ce matériau au sein des réacteurs de fusion. En effet, comme nous l'avons explicité section 1.2, les impuretés ont des conséquences néfastes sur le bon fonctionnement du réacteur (notion de compatibilité plasma) [Pütterich et al., 2010].

De plus, à l'instar de nombreux métaux BCC, le tungstène a une Température de Transition Fragile Ductile (DBTT) élevée. Aujourd'hui encore, la DBTT du tungstène est mal identifiée. La DBTT définit la température en deçà de laquelle le matériau a un comportement mécanique fragile et n'accepte

par conséquent, aucune déformation plastique (déformation irréversible). Les différentes notes bibliographiques existantes situent la DBTT du tungstène ente 250°C et 600°C. Nous verrons dans ce manuscrit que soumis à des chargements thermiques représentatifs, la température en surface des composants varie cycliquement de 20°C à 2000°C. Ainsi, à chaque cycle thermique, la DBTT du matériau est franchie deux fois. Le tungstène est considéré comme un matériau fragile pour des températures inférieures à la DBTT. En raison de cette particularité, ce matériau ne peut pas être considéré comme matériau de structure. Tout comme le phénomène de recristallisation du tungstène, la DBTT dépend de la composition chimique du matériau et du procédé de fabrication employé. En travaillant par exemple sur l'ajout d'éléments d'alliages [Ren et al., 2018, Stephens, 1964], sur la taille des grains [Farrell et al., 1967], ou encore sur les procédés de mise en forme du matériau [Farre, J. et al., 1997], la DBTT ainsi que la stabilité microstructurale du tungstène peut évoluer. Le but étant d'améliorer la tenue en fatigue de ce matériau.

#### 1.2.2.1 Tungstène allié

Certains alliages à base de tungstène dopé au Rhénium, au Lanthane ou encore à l'Yttrium ont été étudiés par le passé afin de diminuer la DBTT et augmenter ainsi la ductilité de ce matériau [Kim et al., 2009, Wurster et al., 2010, Ren et al., 2018]. Cependant, bien que ces éléments d'alliages permettaient d'améliorer ces propriétés, d'autres problématiques (oxydes métalliques par exemples) ont finalement discrédité pour le moment ce type d'alliage pour une exploitation en environnement tokamak. De ce fait, les composants constituant les divertors ITER et WEST utilisent du tungstène pur (99,94%) comme matériau de couverture.

#### 1.2.2.2 Spécifications du tungstène répondant au cahier des charges ITER

Afin de limiter le risque de contamination du plasma par des espèces chimiques autres que le tungstène, le cahier des charges (CDC) ITER impose une concentration en impuretés (carbone, nickel, silicium, azote...) maximum égale à 0.01wt% au sein du tungstène utilisé comme matériau de couverture [Team, 2008].

Il est également important de noter que ce CDC impose **une orientation privilégiée de la microstructure du tungstène.** En effet, les grains de matière sont perpendiculaires à la surface exposée au flux thermique en provenance du plasma (figure figure I.1.3.1) [Hirai et al., 2015]. Cette spécification a pour objectif de limiter le risque de délamination du tungstène au cours de l'opération du réacteur en cas de fissuration du composant. Aucune spécification n'est cependant indiquée pour obtenir ce type de microstructure. Seules la taille des grains et la dureté sont spécifiées. La taille des grains doit être de taille 3 ou plus fin (norme ASTM E112) et la dureté minimale du matériau doit être de 410 $Hv_{30}$ (norme ASTM E92) [Panayotis et al., 2017b].

Pour répondre à ces spécifications, le tungstène est habituellement laminé ou forgé à partir de blocs frittés. Nous appellerons dans la suite de ce manuscrit RD, la direction de laminage, TD la direction transverse à la direction de laminage et ND la direction normale à la direction de laminage (figure I.1.3.1).

### 1.2.3 Le CuCrZr comme matériau de structure

Le matériau de structure (figure I.1.1.3) assure le bon fonctionnement de la machine en opération et doit garantir l'intégrité du tube de refroidissement. Pour cela, des matériaux ductiles sont privilégiés. Le CuCrZr est utilisé comme matériau du structure. Cet alliage de cuivre présente de meilleures propriétés mécaniques que le cuivre pur. Cependant, pour une application divertor, un troisième matériau est utilisé

dans le but d'accommoder le différentiel de dilatation thermique entre le tungstène ($4.5 \times 10^{-6}/°C$ à $20°C$) et l'alliage de cuivre ($16.7 \times 10^{-6}/°C$ à $20°C$) . Pour cela, une couche de compliance en cuivre doux (Cu-OFHC) est utilisée.

Le tungstène, le CuCrZr ainsi que le Cu-OFHC sont les matériaux constituant les CFPs destinés aux divertors ITER et WEST. L'objectif de la prochaine section est de présenter en détail les caractéristiques dimensionnelles des ces composants.

## 1.3 Les technologies utilisées

Comme l'indique la figure I.1.3.1, différentes technologies de composants activement refroidis existent. La technologie tuile plate a par exemple été étudiée et envisagée pour le divertor WEST.

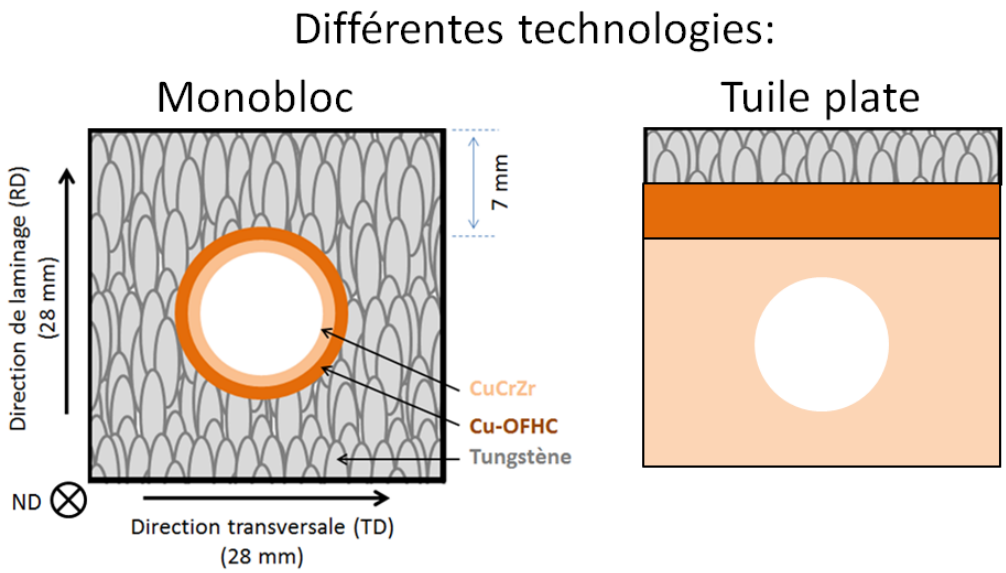



FIGURE I.1.3.1 – Différentes technologies de composants face au plasma

Les essais expérimentaux, ont permis de démontrer la capacité de cette technologie à résister à des flux thermiques importants pendant plusieurs centaines de cycles de sollicitation thermique sans dégradation évidente de la capacité du composant à extraire la chaleur. Cependant, une analyse métallographique post-mortem a révélé l'ouverture de fissures au sein de la tuile plate de tungstène et de la couche de compliance en Cu-OFHC après quelques centaines de cycles (10s on 10s off) à 10 MW/m$^2$ [Batal et al., 2019, Missirlian et al., 2018].

Une autre technologie permet notamment de résister à des flux thermiques supérieurs à 10 MW/m$^2$. Il s'agit de la technologie monobloc. Cette technologie est envisagée pour le divertor d'ITER et est de fait, testée au sein du tokamak WEST. Les monoblocs sont constitués d'un bloc de tungstène pur (répondant au CDC ITER) de dimension 28*28*12 mm$^3$(RD*TD*ND, figure I.1.3.1), d'un tube de refroidissement en CuCrZr de diamètre intérieur 12 mm et extérieur de 15 mm et enfin d'une couche de compliance en Cu-OFHC d'une épaisseur de 1 mm (figure I.1.3.2).

Après une étape de laminage ou de forgeage, un alésage est réalisé dans chaque bloc de tungstène afin d'accueillir le tube de refroidissement. La couche de compliance en Cu-OFHC est coulée au sein de l'alésage puis, par compression isostatique à chaud ou par brasage, le tube de CuCrZr est assemblé aux

blocs.

Plus de 16.000 blocs de tungstène constitueront le divertor du tokamak WEST (figure I.1.3.2).

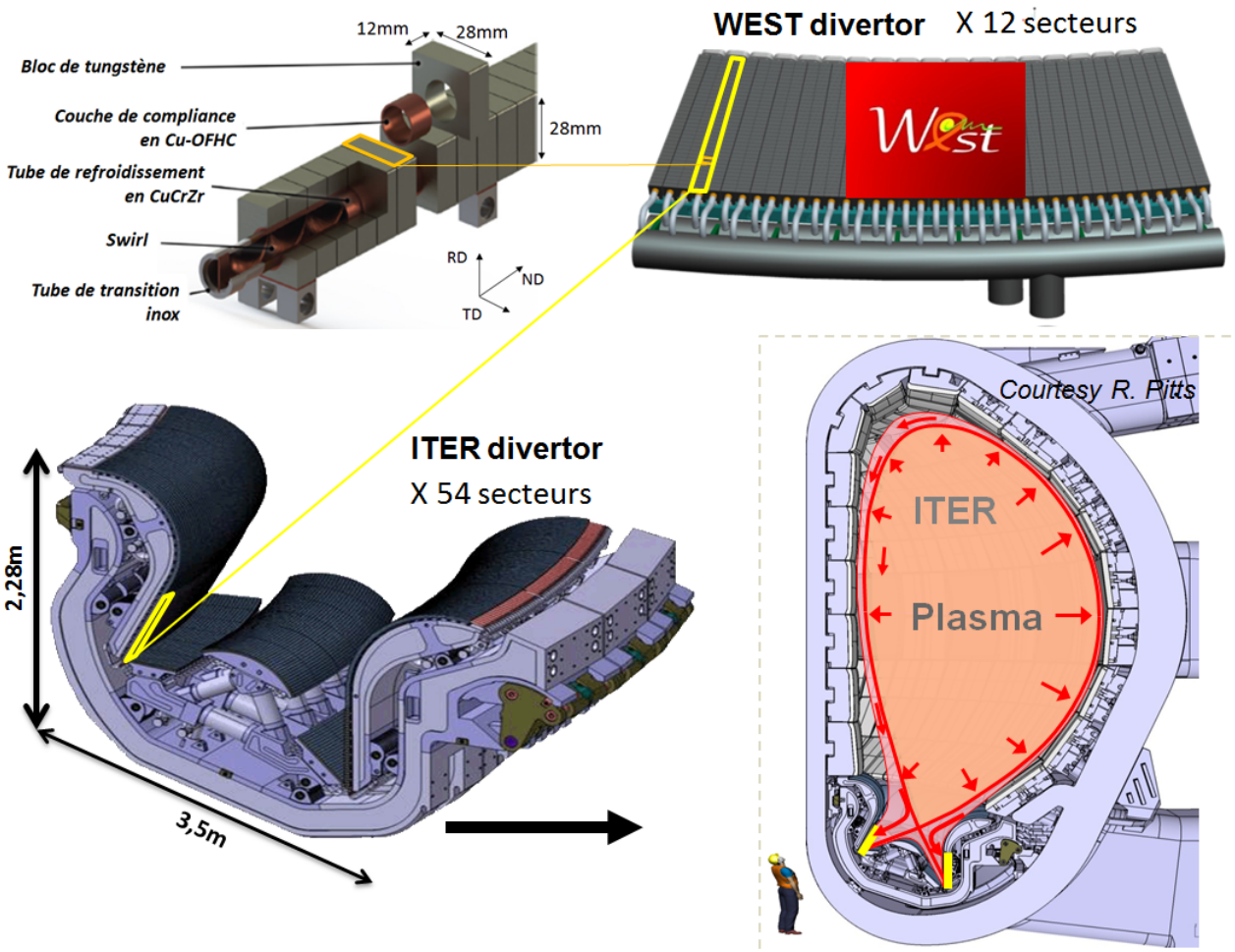



FIGURE I.1.3.2 – Composant monobloc destiné au divertor WEST et ITER. [Missirlian et al., 2014]

La technologie monobloc a été développée par l'expérience. Ainsi, avant d'envisager l'utilisation de ces composants en environnement tokamak, plusieurs campagnes expérimentales à hauts flux ont été réalisées. La tenue thermomécanique en fatigue de cette technologie est présentée dans la section suivante (section1.4).

## 1.4 Tenue thermomécanique des composants de type monobloc sous hauts flux thermiques

Dans le but de développer et valider la technologie monobloc, plusieurs campagnes expérimentales à hauts flux (HHF) ont été menées depuis environ l'année 2008. Pour cela, plusieurs dizaines de composants ont été produits et testés sous hauts flux thermiques cycliques dans des dispositifs expérimentaux dédiés.

### 1.4.1 Les installations de tests à hauts flux

Lors de ces essais cycliques, les composants sont sollicités à hauts flux pendant 10 s. Entre chaque phase de sollicitation thermique, une étape de refroidissement de 10 s est appliquée. Pour rappel, un cycle de chargement thermique représente 20 s. **Un cycle thermique est défini comme 10 s ON /10 s OFF**.

Dans le cadre de ces différentes campagnes de tests, plusieurs installations ont été utilisées pour solliciter les composants à haut flux telles que l'installation IDTF (Russie), FE200 (France) ou encore Judith II (Allemagne). Pour ces trois installations, les composants sont sollicités par un canon à électrons. D'autres installation permettent de solliciter ces composants à des flux de neutres ou encore à un plasma (D). Afin d'être testés dans des conditions représentatives, les composants sont activement refroidis au cours des essais [Bobin-Vastra et al., 2005, Kuznetsov et al., 2014, Majerus et al., 2005]. Les caractéristiques techniques de chaque installation diffèrent telles que la tension d'accélération des particules ou encore la température de l'eau de refroidissement notamment. D'après [Panayotis et al., 2017b], ces différences pourraient avoir une influence sur la tenue thermomécanique du composant en fatigue thermique.

Ainsi, avant d'interpréter les résultats obtenus durant ces campagnes expérimentales, il est important de noter que ces derniers dépendent des paramètres des tests : condition de convection, intensité de chargement, nombre de cycles appliqués mais aussi de la géométrie du composant, du procédé de fabrication du tungstène et du procédé d'assemblage du composant. De plus, l'intensité du chargement peut varier de 10 % d'un cycle thermique à l'autre au sein d'une même campagne de test [P.Languille, 2015].

De fait le but ici n'est pas de comparer deux expériences mais de donner une expertise qualitative sur la tenue thermomécanique de ces composants pour chaque intensité de chargement thermique étudiée : 10 MW/m², 15 MW/m² et 20 MW/m².

### 1.4.2 Résultats des campagnes expérimentales

**Soumis à 10 MW/m², la température maximale atteinte par les composants (sur la surface des blocs de tungstène exposées aux flux) est de l'ordre de 1000°C** tandis que **pour un chargement thermique de 20 MW/m², la température du bloc de tungstène peut atteindre en surface 2000°C**. Cette estimation de température est réalisée à partir de nombreuses études numériques [Hirai et al., 2015, Panayotis et al., 2017a, Li and You, 2015, Nogami et al., 2017] et expérimentales [P.Languille, 2015].

Nous nous appuyons sur plusieurs références bibliographiques : [Gavila et al., 2011, Gavila et al., 2015, Pintsuk et al., 2013, Riccardi et al., 2011, Visca et al., 2011, Ezato et al., 2015, Hirai et al., 2015, G.Pintsuk et al., 2015]. Ces articles permettent d'étudier le comportement en fatigue thermique d'une grande variété de composants de type monobloc pour des chargements thermiques stationnaires compris entre 10MW/m² et 20MW/m².

#### 1.4.2.1 Tenue en fatigue thermique cyclique des composants à 10 MW/m²

Il est observé que quelque soit la géométrie des monoblocs, le procédé de fabrication du tungstène, le procédé d'assemblage, les conditions de convection appliquées, ainsi que la nature du chargement thermique (neutron, neutres, etc), aucun endommagement n'a été observé à 10 MW/m² sur les composants testés jusqu'à 5000 cycles thermiques (figure I.1.4.2,a).

#### 1.4.2.2 Fissuration du bloc de tungstène sous chargement thermique cyclique supérieur à 10 MW/m²

Concernant les campagnes expérimentales réalisées pour des chargements thermiques supérieurs à 10 MW/m², un endommagement du composant est observé. En effet, une fissuration longitudinale est mise en évidence au centre du bloc de tungstène pour des chargements thermiques de 15 MW/m² et 20 MW/m². La figure I.1.4.1 montre une coupe longitudinale (plan RD*TD) d'un monobloc tungstène fissuré après avoir subit 1000 cycles thermiques à 10 MW/m², 1000 cycles thermiques à 15 MW/m² et 300 cycles à 20 MW/m².

Aucune information ne permet de statuer précisément sur l'apparition de cette fissure au cours des cycles de sollicitation thermique. En effet, au cours de ces campagnes d'essais, plusieurs centaines de cycles ont été réalisés et les observations n'ont été rapportées qu'une fois l'ensemble des sollicitations effectuées. Les études post-mortem réalisées par [Pintsuk et al., 2013] révèlent que cette fissure se propage de la surface exposée aux flux vers le tube de refroidissement.

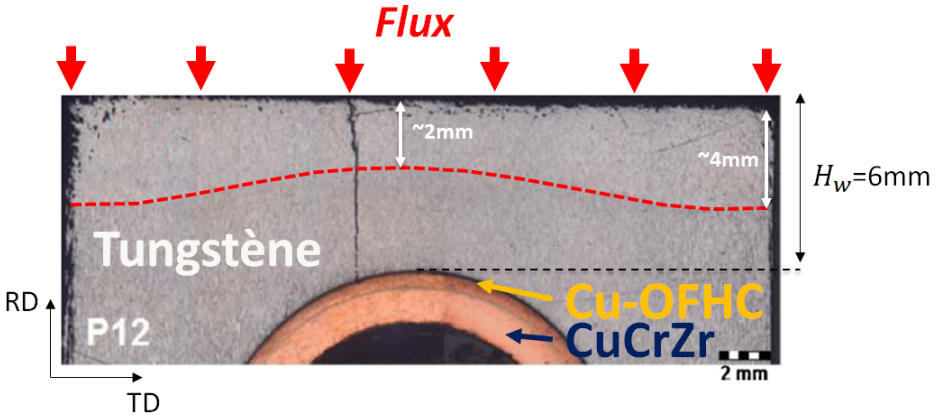



FIGURE I.1.4.1 – Fissuration du bloc de tungstène observée (1000 cycles à 10 MW/m² + 1000 cycles à 15 MW/m² + 500 cycles à 20 MW/m²) [Pintsuk et al., 2013]

La figure I.1.4.2 démontre la fissuration de composants exposés à 100, 300 et 1000 cycles thermiques à 20 MW/m². On observe une fissuration des blocs sur ces composants après quelques dizaines de cycles (100 cycles) à 20 MW/m² (figure I.1.4.2,b). On remarque également que la largeur de la fissure semble augmenter avec le nombre de cycles (figure I.1.4.2, c et d).

Il est important de noter que malgré la fissuration du bloc de tungstène observée dans la littérature après quelques dizaines de cycles thermiques (jusque quelques centaines de cycles) à 20MW/m², ces composants respectent le cahier des charges d'ITER. Pour rappel, la fonction principale de ces composants est d'extraire la chaleur. ITER demande à ce que ces composants soient toujours en capacité d'extraire la chaleur après 5000 cycles à 10MW/m² + 300 cycles thermiques à 20MW/m². Or, bien que la fissuration du bloc ait été observée dans certains cas avant 300 cycles à 20MW/m², cette fissuration du bloc semble ne pas affecter la capacité du composant à extraire la chaleur [Gavila et al., 2011, P.Languille, 2015].

Néanmoins, la fissuration du bloc pose des problématiques d'intégrité mécanique des parois internes de la machine et pourrait limiter l'opération du plasma au sein du tokamak. **Afin d'optimiser l'usage des composants en environnement tokamak, il est proposé dans le cadre de cette thèse de prédire numériquement leur durée de vie. Le temps nécessaire à l'apparition de cette fissure correspondra dans le cadre de cette étude à la durée de vie du composant**. Il est ainsi choisi d'identifier d'abord le processus d'endommagement du bloc.

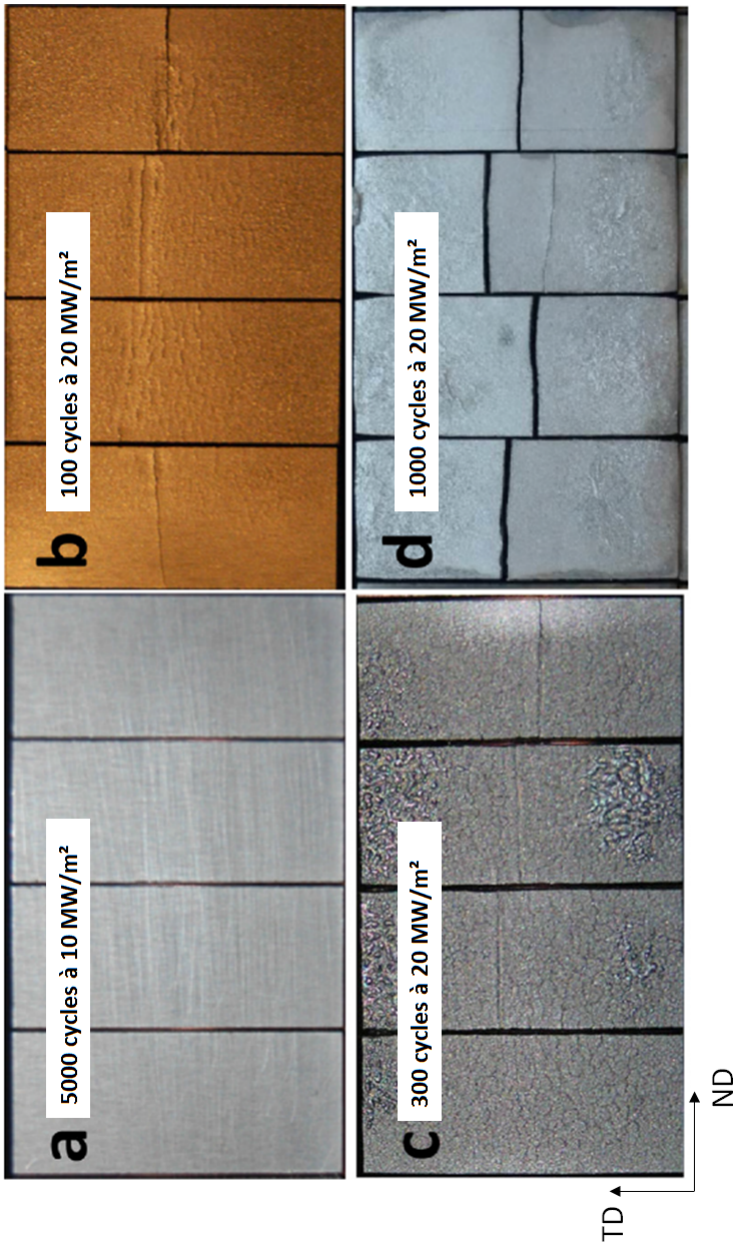



FIGURE I.1.4.2 – Contrôle optique de blocs de tungstène de différents composants testés 5000 cycles à 10 MW/m² (blocs non fissurés, a), 100 cycles à 20MW/m² (blocs fissurés, b), 300 cycles à 20MW/m² (blocs fissurés, c) et 1000 cycles à 20MW/m² (blocs fissurés, d) dans l'installation FE200 (a,b et c) et IDTF (d) [Gavila et al., 2015]

### 1.4.3 Identification du processus d'endommagement du bloc de tungstène basée sur des observations post-mortem

Afin d'identifier l'origine de la fissuration du bloc, nous nous intéressons ici aux analyses post-mortem réalisées sur plusieurs composants fissurés après exposition à des cycles thermiques à 20MW/m².

Ces analyses mettent en évidence une évolution de la microstructure du tungstène en proche surface du bloc (surface exposée aux flux). En effet, ces analyses montrent une **recristallisation du matériau** jusqu'à 2 mm au centre du bloc et 4 mm au bord du bloc (figure I.1.4.1 page 13) [Nogami et al., 2017, Pintsuk, 2012, Pintsuk et al., 2013].

Les faciès de rupture présentés par [Pintsuk et al., 2013] et [Panayotis et al., 2017b] démontrent également **une rupture ductile du matériau en proche surface et une rupture fragile en profondeur,** proche du tube de refroidissement (figure I.1.4.3).

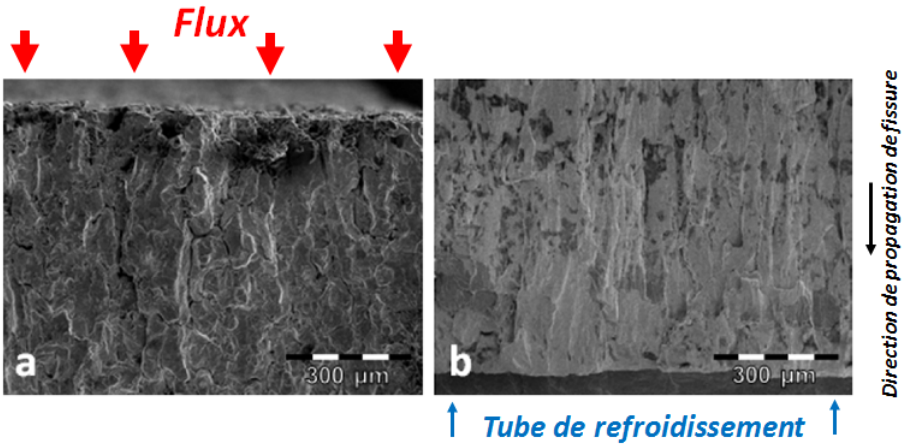



FIGURE I.1.4.3 – Faciès de rupture observés sur un bloc de tungstène proche de la surface exposée au flux (a) et proche du tube de refroidissement (b) après 1000 cycles à 10 MW/m² et 15 MW/m² et 300 cycles à 20MW/m² [G.Pintsuk et al., 2015]

La rupture ductile du matériau indique une accumulation de la déformation plastique (déformation irréversible) au sein du bloc et laisse ainsi présager que **l'endommagement du bloc est gouverné par la plasticité**.

Nous nous attacherons donc dans la suite de ce manuscrit à identifier les phénomènes favorisant la déformation plastique du tungstène. Nous porterons un intérêt particulier au phénomène de recristallisation de ce matériau et aux outils numériques existants qui proposent de prédire **le temps nécessaire à l'apparition d'une fissure** au sein du bloc de tungstène.

**A retenir :**
- Sont attendus dans ITER 5000 cycles de chargement à $10MW/m^2$ plus 300 cycles de chargements à $20MW/m^2$
- Soumis à $10MW/m^2$, la température maximale atteinte par les composants est de l'ordre de 1000°C
- Pour un chargement thermique de $20MW/m^2$, la température du bloc de tungstène peut atteindre en surface prés de 2000°C
- Une fissuration du bloc de tungstène est observée après quelques dizaines de cycles thermiques à $20MW/m^2$.
- L'objectif de cette thèse est de prédire numériquement la durée de vie des composants face au plasma destinés aux divertors WEST et ITER. Le temps nécessaire à l'apparition de cette fissure correspond dans le cadre de cette étude à la durée de vie du composant.
- Une recristallisation du bloc de tungstène en proche surface face aux flux est observée jusqu'à 2 mm au centre du bloc.
- L'endommagement du bloc est gouverné par la plasticité.

## 1.5 Conclusion du chapitre

Dans ce premier chapitre, nous avons fait le choix de nous intéresser particulièrement aux composants monoblocs activement refroidis dédiés à la région du divertor des machines ITER et WEST, composants les plus sollicités au sein de la chambre à vide lors de l'opération plasma. L'intérêt de ce chapitre était dans un premier temps de présenter ces composants (caractéristiques dimensionnelles et matériaux constituants). Puis de dresser un état de l'art des données acquises expérimentalement concernant leur tenue thermomécanique sous hauts flux thermiques. Cette étude bibliographique a révélé que ces composants s'endommagent au cours des cycles thermiques. Une fissure longitudinale apparaît au sein du bloc de tungstène après quelques dizaines de cycles thermiques (jusque quelques centaines de cycles) à 20 MW/m². A partir des études post-mortem des faciès de rupture de différents blocs de tungstène, une rupture ductile en proche surface et fragile en profondeur a également été mise en évidence. La nature ductile de cette fissuration qui se propage de la surface chargée vers le tube de refroidissement révèle que le processus d'endommagement du bloc est gouverné par la plasticité. Il a également été observé que la partie supérieure du bloc de tungstène recristallise au cours des cycles. Malgré cet endommagement, il est important de rappeler que ces composants respectent tout de même le cahier des charges d'ITER, la fissuration ne semblant pas affecter la fonction principale du bloc : l'extraction de chaleur. Néanmoins, le tungstène pouvant se désolidariser du matériau de structure, cette fissuration pose des problématiques d'intégrité mécanique des parois internes de la machine et pourrait limiter l'opération du plasma au sein du tokamak. Il est par conséquent proposé dans le cadre de cette thèse de prédire numériquement la durée de vie de ces composants dans le but d'optimiser leur usage en environnement tokamak. Le prochain chapitre s'intéressera donc à étudier les outils numériques existants qui proposent de prédire la rupture ductile de ces composants. A cette occasion les données thermomécaniques connues du tungstène ayant permis de développer ces outils seront également présentées.

Chapitre 2

# Données thermomécaniques nécessaires pour l'estimation numérique de la durée de vie des composants face au plasma

## Sommaire


2.1 Propriétés thermomécaniques connues pour le tungstène et le tungstène recristallisé . **18**

2.1.1 Comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sous chargement uniaxial monotone . . . . . 18

2.1.1.1 Essai uniaxial monotone de charge-décharge . . . . . 18

2.1.1.2 Comportements mécaniques monotone du tungstène et du tungstène recristallisé . . . . . 20

2.1.2 Comportement mécanique en fatigue du tungstène et du tungstène recristallisé 22

2.1.2.1 Effet de la recristallisation sur la tenue en fatigue du tungstène . . 22

2.1.2.2 Comportement mécanique du tungstène en fatigue : écrouissage cinématique . . . . . 22

2.2 Travaux numériques réalisés dans la littérature pour estimer la durée de vie des composants face au plasma . . . . . **25**

2.3 Modélisation de la recristallisation du tungstène . . . . . **26**

2.3.1 Évolution de la microstructure d'un matériau à l'échelle du grain de matière . 27

2.3.1.1 La restauration . . . . . 27

2.3.1.2 La recristallisation statique . . . . . 27

2.3.1.3 La recristallisation dynamique . . . . . 28

2.3.2 Le phénomène de recristallisation statique à l'échelle macroscopique . . . . . 28

2.3.2.1 Essai d'indentation (essai de dureté) . . . . . 29

2.3.2.2 Identification de la fraction recristallisée du tungstène à partir de mesures de dureté . . . . . 30

2.3.3 Modélisation des cinétiques de recristallisation connues du tungstène . . . . . 31

2.4 Conclusion du chapitre . . . . . **32**

Les outils numériques de calcul de durée de vie des CFPs sont alimentés par les données thermomécaniques connues pour le tungstène ainsi que pour le tungstène recristallisé. Nous verrons à travers ces premières études numériques que le phénomène de recristallisation joue un rôle important dans le processus d'endommagement du bloc. Ainsi, nous débuterons ce chapitre par la réalisation d'une étude bibliographique visant à présenter le comportement mécanique connu pour le tungstène et le tungstène recristallisé. Dans un deuxième temps, la méthodologie développée par Li et al pour estimer la durée de vie des composants est notamment présentée. Nous verrons que l'outil numérique développé dans ses travaux permet une première estimation de la durée de vie de ces composants et également de mieux comprendre la fissuration du bloc de tungstène.

A partir de cette première expertise numérique, les perspectives d'évolution d'un outil d'estimation de durée de vie sont finalement annoncées à l'issue de ce chapitre.

## 2.1 Propriétés thermomécaniques connues pour le tungstène et le tungstène recristallisé

L'objectif de cette section est de présenter le comportement mécanique connu pour le tungstène à l'état initial et recristallisé. Le comportement mécanique d'un matériau est généralement étudié via la réalisation de différents types d'essais mécaniques. Sont d'abord présentés dans cette section, le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé répondant aux cahier des charges ITER et issus d'essais mécaniques de charge-décharge. Puis, dans un deuxième temps, nous verrons le comportement en fatigue du tungstène et du tungstène recristallisé.

### 2.1.1 Comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sous chargement uniaxial monotone

Dans cette section nous commencerons par présenter succinctement le principe de l'essai uniaxial de charge-décharge. Puis, à travers une étude bibliographique, le comportement mécanique connu pour le tungstène et le tungstène recristallisé est présenté.

#### 2.1.1.1 Essai uniaxial monotone de charge-décharge

La mécanique des matériaux (ou mécanique des solides) cherche à identifier les modèles de comportement mécanique des matériaux à partir d'essais expérimentaux. Les courbes obtenues lors de ces tests lient un état de contrainte ($\sigma$) à un état de déformation ($\varepsilon$), on parle également de courbe $\sigma - \varepsilon$, figure I.2.1.1. L'essai uniaxial de charge-décharge permet à partir de l'utilisation d'éprouvettes de test normalisées (plates ou cylindriques), d'étudier la réponse mécanique d'un matériau soumis à un effort $F$ en fonction d'un allongement $\Delta l$. A partir de ces deux grandeurs, il est possible de définir la contrainte vraie $\sigma$ et la déformation vraie $\varepsilon$ telle que :

$$\sigma = \frac{F}{S} \tag{I.2.1.1}$$

$$\varepsilon = ln(1 + \frac{\Delta l}{l_0}) \tag{I.2.1.2}$$

Ou :
-$S$ désigne la section vraie de l'éprouvette au cours du test. Cette section est corrigée à chaque instant de l'essai. En effet, dans le cas de déformation importante obtenue au cours d'un test de charge-décharge, la section de l'éprouvette diminue avec son allongement. Il convient donc de corriger cette section tout au long de l'essai.
- $\varepsilon$ désigne la déformation vraie aussi appelée déformation logarithmique

Au terme de cet essai, il est ainsi possible après décharge de l'éprouvette, d'identifier le comportement mécanique du matériau étudié (élastique, hyperélastique, élasto-plastique,...[Bergheau, 2018]).

Dans le cas de matériau métallique, le comportement peut généralement être décomposé en deux grands domaines : le domaine d'élasticité, entre A et Ys), et le domaine de plasticité, de YS à la rupture de l'éprouvette C (figure I.2.1.1). On parle de comportement élasto-plastique.

Au sein du domaine d'élasticité, l'énergie emmagasinée lors du test est totalement restituée lors de la décharge. On parle de déformation élastique ($\varepsilon^e$). A l'inverse, dans le domaine de plasticité, la déformation est irréversible. Une partie de l'énergie apportée au système est alors dissipée au cours de la déformation de l'éprouvette, on parle de déformation plastique ($\varepsilon^p$).

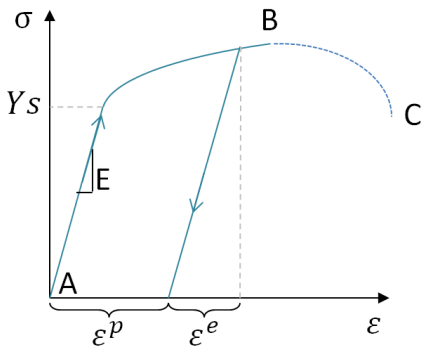



FIGURE I.2.1.1 – Comportement élasto-plastique à écrouissage typique obtenu lors d'un test de charge-décharge en traction

Dans le cas d'un essai de charge-décharge en traction, il est possible d'étudier le module de Young du matériau (E, figure I.2.1.1) ainsi que le phénomène de striction de l'éprouvette (B-C). Ce type de test mécanique peut également être réalisé en compression. Dans ce cas, les phénomènes propres à l'essai de traction tels que la striction ne peuvent pas être étudiés.

A partir de l'essai charge-décharge, il est également possible de caractériser la sensibilité d'un matériau à la température ou encore à la vitesse de déformation. Pour cela, des essais peuvent être réalisés sur une large plage de température et à différentes vitesses de déformation (figure I.2.1.2) [Montheillet and Desrayaud, 2009]. La température a pour effet de dégrader les propriétés mécaniques d'un matériau telles que le module Young ou encore la limite d'élasticité [Team, 2013].

Pour un matériau sensible à la vitesse de déformation, on parle de comportement viscoplastique ou de comportement visqueux. Généralement, cette notion de viscosité a des conséquences importantes sur la limite d'élasticité ou encore sur la ductilité d'un matériau [Zhu et al., 2016]. On observe typiquement dans la littérature que la ductilité d'un matériau diminue avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Aussi, un matériau est d'autant plus sensible à la vitesse de déformation que sa température est élevée.

Finalement, l'essai uniaxial de charge-décharge représente sans doute l'essai de référence pour étudier le

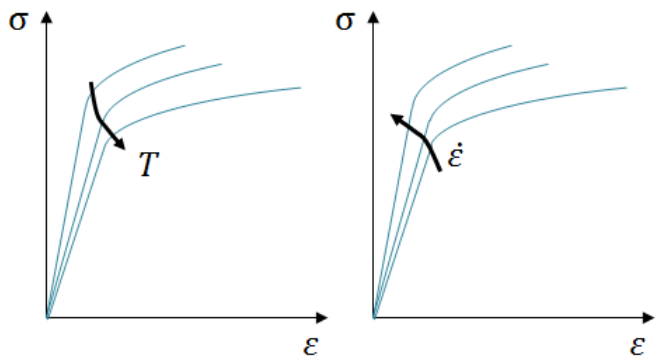



FIGURE I.2.1.2 – Sensibilité d'un matériau à la température ($T$) et à la vitesse de déformation mécanique ($\dot{\varepsilon}$)

comportement mécanique d'un matériau sous chargement monotone. Dans la suite de cette section, les comportements mécaniques connus du tungstène et du tungstène recristallisé sont présentés.

#### 2.1.1.2 Comportements mécaniques monotone du tungstène et du tungstène recristallisé

De récentes références bibliographiques présentent les limites d'élasticité ($Ys$) à 800°C de différents lots de tungstène (respectant le cahier des charges ITER). Les lots de matière sont issus de fournisseurs ou procédés de fabrication différents [Panayotis et al., 2017b, Wirtz et al., 2017]. Ces résultats ont été obtenus lors d'essais de traction. Ces tests mécaniques ont été réalisés suivant deux directions : la direction de laminage (RD) et la direction transverse (TD) (figure I.1.3.1).

Les résultats obtenus par Wirtz et al révèlent notamment un comportement ductile, élastique parfaitement plastique du tungstène (figure I.2.1.3).

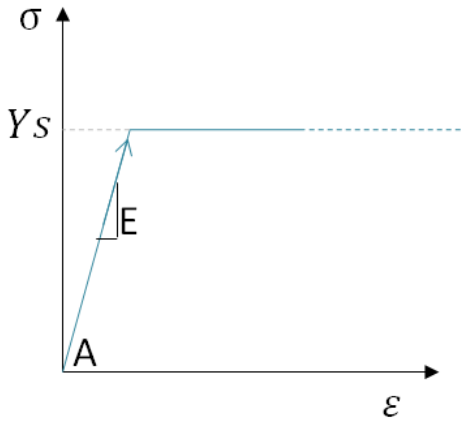



FIGURE I.2.1.3 – Schéma d'un comportement élastique parfaitement plastique

En effet, la limite d'élasticité obtenue pour chaque lot de matière (P1, P2 et P5) est proche de la contrainte maximale atteinte lors du test (UTS, figure I.2.1.4). Dans le cadre de ses travaux, la limite d'élasticité (estimée par convention à 0,2% de déformation) se situe ente 394 MPa et 579 MPa suivant la direction TD et 394 MPa et 543 MPa suivant la direction RD pour les trois lots de matière testés (figure I.2.1.4) [Wirtz et al., 2017]. Cette observation révèle une anisotropie légère.

Dans le cadre de cette étude, Wirtz et al, ont également réalisé une campagne d'essais sur des éprouvettes

de matière recristallisée (1800°C pendant 1h) suivant les directions RD et TD à 800°C. Les résultats obtenus révèlent un comportement ductile élasto-plastique du tungstène avec un écrouissage important. Cet article ne donne pas plus d'indication concernant le comportement plastique du matériau.

Pour l'ensemble des matériaux testés, la limite d'élasticité (estimée à 0,2% de déformation) se situe ente 106 MPa et 147 MPa suivant la direction TD et 108 MPa et 143 MPa suivant la direction RD ( figure I.2.1.4) [Wirtz et al., 2017]. Cette observation révèle un comportement isotrope de chaque lot de matière testé après recristallisation.

Ces travaux mettent aussi en évidence l'impact du processus de recristallisation sur le comportement mécanique du tungstène. En effet, la limite d'élasticité de chaque lot est en moyenne 4 fois moins élevée après recristallisation.

Tungstène

| (RD) x-orientation | $\varepsilon_t$ (%) | $\varepsilon_u$ (%) | UTS (MPa) | $YS_{p0.2}$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| P1 | 17.35 (0.20) | 0.60 (0.17) | 397 (2) | 394 (4) |
| P2 | 14.01 (1.31) | 0.50 (0.13) | 551 (5) | 543 (8) |
| P5 | 24.25 (3.67) | 0.31 (0.10) | 448 (10) | 446 (9) |

| (TD) y-orientation | $\varepsilon_t$ (%) | $\varepsilon_u$ (%) | UTS (MPa) | $YS_{p0.2}$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| P1 | 12.56 (0.73) | 0.57 (0.10) | 439 (7) | 428 (7) |
| P2 | 10.17 (1.31) | 0.39 (0.09) | 582 (8) | 579 (4) |
| P5 | 22.26 (0.67) | 0.71 (0.20) | 403 (1) | 394 (6) |

Tungstène recristallisé

| (RD) x-orientation | $\varepsilon_t$ (%) | $\varepsilon_u$ (%) | UTS (MPa) | $YS_{p0.2}$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| P1 | 56.11 (1.89) | 31.64 (0.94) | 230 (1) | 108 (3) |
| P2 | 58.00 (1.40) | 31.85 (1.45) | 276 (2) | 143 (3) |
| P5 | 70.33 (0.84) | 38.36 (3.38) | 225 (9) | 110 (5) |

| (TD) y-orientation | $\varepsilon_t$ (%) | $\varepsilon_u$ (%) | UTS (MPa) | $YS_{p0.2}$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| P1 | 62.22 | 32.54 | 223 | 106 |
| P2 | 53.38 (0.98) | 33.11 (2.83) | 267 (3) | 147 (12) |
| P5 | 48.00 (1.90) | 24.38 (0.75) | 225 (1) | 117 (3) |

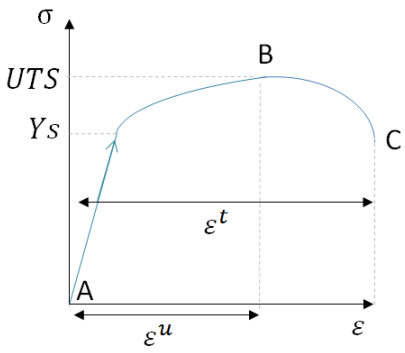



FIGURE I.2.1.4 – Moyenne des limites d'élasticité (YS) estimées à 0.2% de déformation et des contraintes maximales (UTS) obtenues pour trois lots de matière à l'état recristallisé et non recristallisé suivant les directions TD (y-orientation) et RD (x-orientation) [Wirtz et al., 2017]

Pour finir, il est important de noter que ces données sont obtenues pour une seule température (800°C) de test et une vitesse de déformation ($10^{-4}s^{-1}$). Ainsi, **dans le cadre de cette thèse, il est envisagé de réaliser des essais de type charge-décharge visant à étudier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sur la plage de température représentative de l'utilisation de ce matériau au sein du tokamak ITER (20°C-2000°C) et à des vitesses de déformations d'intérêts.**

Compte tenu de l'utilisation du tungstène en environnement tokamak, nous nous intéressons également au comportement en fatigue de ce matériau.

### 2.1.2 Comportement mécanique en fatigue du tungstène et du tungstène recristallisé

Lorsqu'un matériau est soumis à des sollicitations cycliques (thermiques et/ou mécaniques) son état de contrainte et de déformation évoluent continuellement au cours du temps. Ces déformations, locales, peuvent dans certains cas entraîner des fissures qui vont peu à peu se propager dans la matière jusqu'à conduire à la rupture totale du composant.

Il est possible d'aboutir à un état de ruine du matériau en appliquant sur celui-ci des contraintes inférieures à la limite d'élasticité lorsque celles-ci sont répétées un grand nombre de fois. On distingue :

- La fatigue à grand nombre de cycles, caractérisée par la présence de déformations élastiques. Dans ces cas de chargement, les durées de vie atteintes sont supérieures à $10^6$ cycles.
- La fatigue oligocyclique (LCF) appelée en anglais « Low Cycle Fatigue » caractérisée par la présence de déformations plastiques. Les durées de vie atteintes sont inférieures à $10^4$ cycles.

Dans le cadre de cette thèse, nous nous intéressons particulièrement à la fatigue oligocyclique car les résultats expérimentaux observés lors des campagnes à hauts flux (présentés section 1.4 page 11) révèlent une fissuration du bloc de tungstène après seulement quelques dizaines voire quelques centaines de cycles à 20 MW/m².

Une fois encore, peu de données sont actuellement disponibles dans la littérature. Bien qu'elles ne soient pas représentatives d'un matériau répondant au cahier des charges ITER, les lois de Manson-Coffin connues en fatigue pour le tungstène et le tungstène recristallisé représentent l'essentiel des données disponibles dans la littérature.

#### 2.1.2.1 Effet de la recristallisation sur la tenue en fatigue du tungstène

Des lois de type Manson-Coffin sont connues pour le tungstène à 20°C et 815°C et pour le tungstène recristallisé à 815°C (figure I.2.1.5). Ces lois permettent de lier un incrément de déformation plastique ($\Delta\varepsilon^p$) à un nombre de cycles avant rupture ($N_f$). Bien que ces lois n'aient pas été obtenues à partir d'un matériau respectant le cahier de charges demandé par ITER, ces données expérimentales sont utilisées dans cette étude.

On remarque à partir de ces données expérimentales que pour un même incrément de déformation plastique, le tungstène recristallisé présente un nombre de cycles avant rupture moins important que le tungstène entre 0 et $3.10^4$ cycles. De plus, ces lois mettent en évidence, l'effet de la température sur la résistance en fatigue du matériau. En effet, on remarque que pour un même $N_f$ (par exemple $10^2$ cycles), le tungstène testé à 815°C peut subir des incréments de déformation jusque $3.10^0$% contre $6.10^{-2}$% pour le matériau testé à 20°C. D'autres essais réalisés au cours de cette campagne de tests , ont permis de révéler que ces lois ne sont pas sensibles à la température entre 815°C et 1232°C [Team, 2008].

Ces lois permettent de prédire la durée de vie de ce matériau en fonction d'une déformation plastique. Néanmoins, il est impossible d'identifier le comportement mécanique en fatigue du tungstène à partir de ces données. Pour cela, nous nous intéressons dans la suite de cette section à la seule courbe $\sigma - \varepsilon$ obtenue lors d'un essai cyclique en traction-compression pour du tungstène recristallisé respectant le cahier des charges ITER.

#### 2.1.2.2 Comportement mécanique du tungstène en fatigue : écrouissage cinématique

Les essais cycliques sont la plupart du temps réalisés en traction-compression. Dans ce cas, une machine d'essai de type charge-décharge peut être adaptée afin de solliciter alternativement une éprouvette

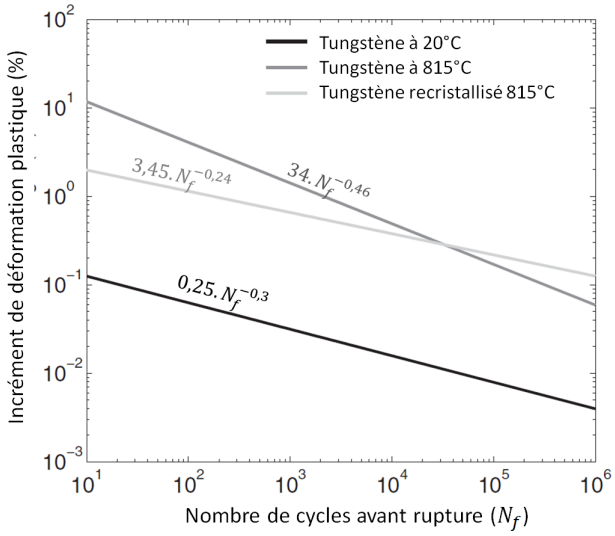



FIGURE I.2.1.5 – Lois de Manson-Coffin connues pour le tungstène et le tungstène recristallisé [Li and You, 2015]

en traction puis en compression. Cet essai peut être répété un grand nombre de fois afin d'étudier le comportement mécanique en fatigue du matériau.

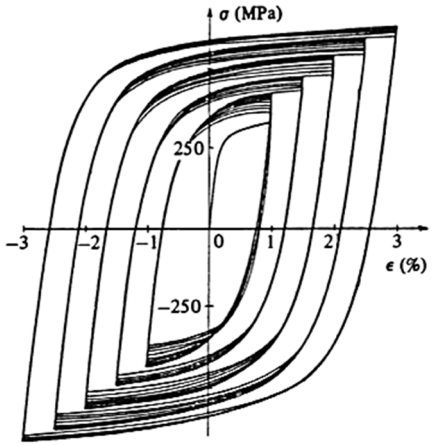



FIGURE I.2.1.6 – Cinq niveaux de cycles stabilisés obtenus successivement en augmentant l'amplitude de déformation sur une éprouvette en inox 316 [Lemaitre and Chaboche, 2004]

La contrainte mécanique enregistrée en fonction de la déformation de l'éprouvette à chaque instant du test (dans le cas d'un essai réalisé en déformation imposée) permet d'observer des cycles (boucles) qui évoluent ou se stabilisent au cours du temps (figure I.2.1.6). Ces cycles sont utilisés pour étudier le comportement en fatigue du matériau. Plusieurs effets ou phénomènes sont observables à partir de ces tests tels que l'effet de Bauschinger, ou le phénomène de durcissement ou d'adoucissement cyclique. Aussi, d'autres phénomènes tel que l'accommodation ou l'adaptation peuvent être mis en évidence (dans le cas d'une déformation moyenne nulle au cours de l'essai) [Lemaitre and Chaboche, 2004].

Ces essais peuvent enfin être employés pour caractériser la nature de l'écrouissage du matériau testé. Cet écrouissage définit le comportement plastique du matériau et peut être de nature isotrope ou cinématique

(ou mixte).

Dans le cas d'un écrouissage isotrope, le domaine d'élasticité dessiné à chaque cycle se déforme. Dans le cas d'un essai réalisé en déformation imposée, l'amplitude de contrainte mesurée entre la contrainte minimale obtenue lors de la phase de compression et maximale obtenue lors de la phase de traction augmente.

Dans le cas d'un écrouissage cinématique, le domaine d'élasticité mesuré à chaque cycle ne se déforme pas. Cependant, un déplacement du centre du domaine est observé [Lemaitre and Chaboche, 2004].

A partir de cette identification, un modèle de comportement mécanique peut être défini.

La figure I.2.1.7 (a) présente une courbe de contrainte-déformation du tungstène recristallisé obtenue lors d'un essai cyclique en traction-compression [Bahm, 2005]. Cette courbe met en évidence un écrouissage important de ce matériau à 800°C. La nature de cet écrouissage est davantage cinématique qu'isotrope. La figure I.2.1.7 (b) montre que les cycles de déformation se stabilisent après environ 8000 répétitions (accomodation) et révèle également un adoucissement cyclique du matériau (diminution de la contrainte maximale atteinte en traction et compression).

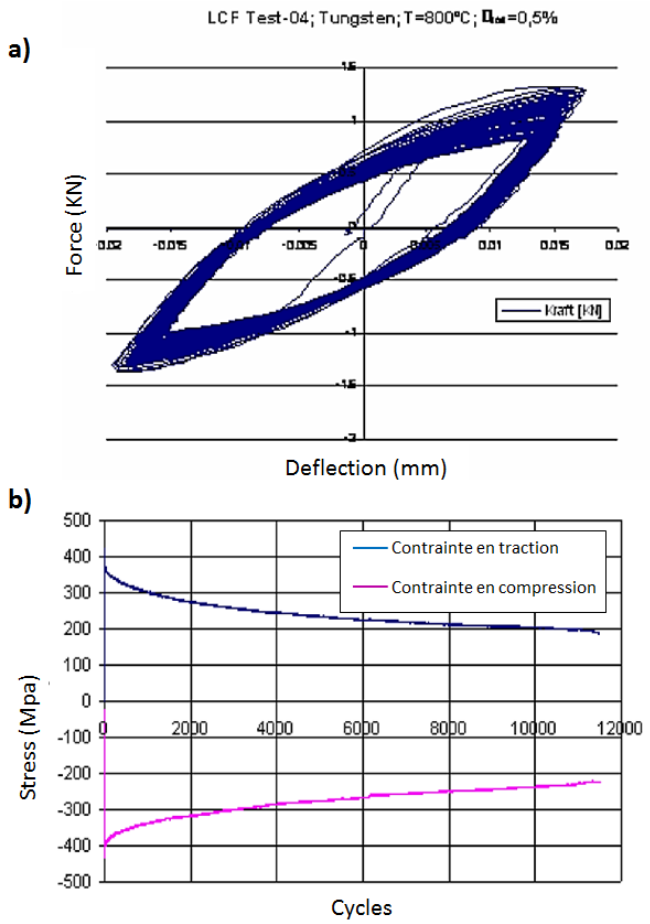



FIGURE I.2.1.7 – Courbe de fatigue obtenue en traction-compression cyclique présentée pour le tungstène recristallisé à 800°C [Bahm, 2005]

Nous avons vu dans cette section que le phénomène de recristallisation joue un rôle important dans la dégradation des propriétés mécaniques du tungstène. En effet, les essais réalisés en traction monotone sur du tungstène répondant aux spécifications ITER montrent une diminution importante de la limite

d'élasticité après recristallisation du matériau. De plus, les lois de Manson-Coffin révèlent qu'une fois recristallisé, la résistance en fatigue (oligocyclique) du tungstène est plus faible que pour le matériau initial. Enfin, la courbe cyclique connue en traction-compression met en évidence un écrouissage de nature cinématique pour le tungstène recristallisé.

Afin d'évaluer plus précisément l'impact du phénomène de recristallisation du tungstène sur la durée de vie du composant, plusieurs simulations numériques, basées sur l'exploitation des données expérimentales disponibles, ont été réalisées.

## 2.2 Travaux numériques réalisés dans la littérature pour estimer la durée de vie des composants face au plasma

Plusieurs études bibliographiques cherchent à estimer numériquement les champs de contraintes et de déformations au sein du composant afin de mieux comprendre le processus d'endommagement du bloc de tungstène [Nogami et al., 2017, Hirai et al., 2016].

Les travaux de Li et al [Li and You, 2015] visent à estimer l'incrément de déformation plastique équivalent ($\Delta\varepsilon^p$) au sein du bloc tungstène obtenu à chaque cycle thermique afin d'estimer la durée de vie du composant à partir de l'utilisation des lois de Manson-Coffin (présentées figure I.2.1.5). La déformation plastique équivalente est définie au sens du critère de von Mises [Lemaitre and Chaboche, 2004].

Pour cette étude, des simulations thermomécaniques ont été réalisées à partir de modèles numériques représentatifs d'un CFPs de type monobloc sollicité cycliquement à 20 MW/m². Les comportements mécaniques du tungstène et du tungstène recristallisé sont postulés comme isotropes et élastiques parfaitement plastiques (figure I.2.1.3). Les différentes propriétés mécaniques employées dans le cadre de cette étude numérique sont issues du document [Team, 2013]. Ce document synthétise les propriétés thermomécaniques du tungstène telles que : le module d'Young (tableau I.2.2.1), la conductivité thermique (tableau I.2.2.3) ou encore les coefficients de dilatation thermique (tableau I.2.2.2) sur une large plage de température (minimum de 20°C à 1200°C). Ce document présente également les limites d'élasticité (YS, figure I.2.1.1 page 19) du tungstène (à l'état initial et recristallisé). Bien que ce document ne se réfère pas à des données matériaux obtenues pour un lot de tungstène répondant au cahier des charges ITER, ces données sont considérées par Li et al comme représentatives et sont ainsi utilisées comme données d'entrée dans ces travaux numériques.

| Température (°C) | 20°C | 400°C | 800°C | 1200°C | 1500°C |
|---|---|---|---|---|---|
| Module d'Young (GPa) | 398 | 393 | 379 | 356 | 333 |

TABLE I.2.2.1 – Module d'Young connus de 20°C à 1200°C pour le tungstène [Team, 2013]

| Température (°C) | 20°C | 400°C | 800°C | 1200°C | 1500°C |
|---|---|---|---|---|---|
| coefficient de dilatation thermique (x$10^{-6}$ $C^{-1}$) | 4,5 | 4,53 | 4,815 | 4,98 | 5,13 |

TABLE I.2.2.2 – Coefficient de dilatation thermique moyen connu pour le tungstène [Team, 2013]

Les résultats obtenus mettent en évidence une accumulation de la déformation plastique équivalente en surface au centre du bloc de tungstène au cours des cycles thermiques. Ce résultat concorde avec la position de la fissure observée au centre du bloc après exposition à hauts flux.

| Température (°C) | 20°C | 400°C | 800°C | 1200°C | 1500°C |
|---|---|---|---|---|---|
| Conductivité thermique (W/mm.C) | 0.173 | 0.14 | 0.118 | 0.105 | 0.101 |

TABLE I.2.2.3 – Conductivité thermique connus de 20°C à 1200°C pour le tungstène [Team, 2013]

Ces travaux mettent également en évidence, l'impact de la recristallisation du tungstène sur $\Delta\varepsilon^p$. En effet, en modélisant une couche de matériau recristallisé sur la partie supérieure du modèle numérique, Li et al obtiennent un $\Delta\varepsilon^p$ de 0,325% contre 0,087% si aucune recristallisation du bloc n'est postulée.

Basé sur l'exploitation des $\Delta\varepsilon^p$ obtenus, Li et al proposent d'estimer la durée de vie du composant en supposant la DBTT du matériau égale à 800°C. A partir de l'utilisation des lois de Manson-Coffin (figure I.2.1.5), ce paramètre (DBTT) intervient dans le calcul de la durée de vie. Il est considéré dans cette étude que les données connues en fatigue oligocyclique à 20°C sont pertinentes pour estimer la durée de vie du matériau en-dessous de la DBTT et que les données connues en fatigue oligocyclique à 815°C sont pertinentes au delà de la DBTT. De cette manière, la fraction de $\Delta\varepsilon^p$ générée au-dessus de la DBTT est utilisée pour estimer le nombre de cycles avant rupture (N2) avec les lois de type Manson-Coffin correspondantes au matériau étudié (recristallisé ou non) connues à 815°C et la fraction de $\Delta\varepsilon^p$ générée en dessous de la DBTT est utilisée pour estimer le nombre de cycles avant rupture (N1) avec la loi Manson-coffin connue à 20°C. Ainsi, comme présenté par Li et al [Li and You, 2015], il est possible de remonter au nombre final de cycles avant rupture (Nf) à partir de la relation suivante :

$$\frac{1}{Nf} = \frac{1}{N1} + \frac{1}{N2} \tag{I.2.2.1}$$

En mettant notamment en évidence une accumulation de la déformation plastique en surface du bloc de tungstène, les résultats numériques obtenus par Li et al aident à mieux comprendre le processus d'endommagement de ces composants. Cependant, ces travaux ne permettent pas de lier un $\Delta\varepsilon^p$ à un tungstène dans un état partiellement recristallisé et de déterminer le $\Delta\varepsilon^p$ résultant de la recristallisation progressive du bloc. De plus, le comportement supposé élastique parfaitement plastique du tungstène recristallisé ne correspond pas aux observations expérimentales présentées section 2.1.1.2 et les données matériaux utilisées ne sont pas représentatives d'un matériau répondant aux spécifications ITER.

Ainsi, dans le cadre de cette thèse, il est proposé de repartir de l'étude de Li et al et d'alimenter ce modèle numérique par des données matériaux représentatives et d'étudier le $\Delta\varepsilon^p$ engendré. Pour cela, des essais mécaniques sont réalisés sur du tungstène et du tungstène recristallisé à différentes températures et vitesses de déformation. Enfin, dans le but de lier un $\Delta\varepsilon^p$ résultant de la recristallisation progressive du bloc, il est proposé dans la dernière partie de ce chapitre d'étudier plus précisément le phénomène de recristallisation à travers une étude bibliographique.

## 2.3 Modélisation de la recristallisation du tungstène

Dans cette ultime section, nous nous attachons dans un premier temps à définir le phénomène de recristallisation à l'échelle de la microstructure. En accord avec la nature du processus de recristallisation du tungstène, sont proposés les outils et méthodes permettant de mesurer et modéliser la recristallisation d'un matériau.

Nous verrons que la dureté mécanique peut être utilisée pour suivre à l'échelle macroscopique, l'évolution de la microstructure d'un matériau au cours d'un recuit en température. Nous verrons également qu'à

partir de ces mesures de dureté, il est possible d'identifier les cinétiques de recristallisation d'un matériau en utilisant le modèle phénoménologique du JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov). Ce modèle permet de décrire les cinétiques de recristallisation d'un matériau en fonction d'un temps de maintien en température. Les cinétiques connues de la littérature seront présentées dans ce chapitre.

### 2.3.1 Évolution de la microstructure d'un matériau à l'échelle du grain de matière

Lors d'étapes de mise en forme d'un matériau (laminage, forgeage), la quasi totalité de l'énergie apportée au matériau est libérée sous forme de chaleur. Cependant, une partie de cette énergie est stockée au sein même de sa microstructure sous forme de dislocations [F.J.Humphreys and M.Hatherly, 2004]. C'est cette énergie stockée qui fournit la force motrice pour engager, entre autre, le phénomène de recristallisation. Dans la suite de cette étude, nous définirons une dislocation comme un défaut dans l'organisation au niveau atomique de la maille (structure cristalline) d'un cristal.

#### 2.3.1.1 La restauration

Lorsque la température est suffisante (lors d'une étape de recuit par exemple), une partie des dislocations peut devenir mobile. Cela peut conduire à un réarrangement ou à une annihilation d'une partie des dislocations au sein du matériau. C'est ce que l'on appelle le phénomène de restauration. Au cours de la phase de restauration, la densité de dislocation au sein du matériau diminue. Si l'énergie thermique apportée n'est pas suffisante pour permettre une accumulation des dislocations aux joints de grains et ainsi conduire à la germination d'un premier cristal recristallisé, la microstructure du matériau peut alors atteindre un nouvel état d'équilibre.

**On parle de restauration statique lorsque l'énergie apportée au système pour restaurer est de nature strictement thermique et de restauration dynamique lorsque la restauration du matériau s'opère simultanément au cours d'un chargement thermomécanique plastifiant (conduisant à une déformation plastique du matériau au cours de la restauration).**

Il est important de noter que ce phénomène est en compétition avec le phénomène de recristallisation. La restauration conduit à une diminution de la densité de dislocation et par conséquent de l'énergie stockée au sein du matériau ce qui affecte la phase de recristallisation et notamment le processus de germination des grains.

#### 2.3.1.2 La recristallisation statique

La recristallisation statique d'un matériau s'opère sous l'action de la température au sein d'un matériau suffisamment écroui (~10% [Petković et al., 1975]) pour permettre la germination de grains recristallisés (grains vierges de dislocation). Ces germes se forment au niveau des joints de grains ou des sous-joints de grains (figure I.2.3.1 page suivante b). Le temps nécessaire à la germination d'un premier cristal recristallisé, caractéristique du réarrangement des dislocations en sous-structure, est appelé temps d'incubation (baptisé *tinc* dans la suite de cette étude) [F.J.Humphreys and M.Hatherly, 2004]. A cause de la différence de densité de dislocation entre les grains de matière initiaux et les nouveaux germes, ces nouveaux cristaux vont progressivement remplacer les grains initiaux. Finalement, la microstructure du matériau recristallisé est composée exclusivement de nouveau grains recristallisés vierges de dislocation (figure I.2.3.1 page suivante,c).

A priori, en environnement tokamak, les CFPs sont uniquement contraints thermiquement. Néanmoins, soumis à un chargement plastifiant à température, ce n'est plus le même phénomène de recristallisation qui s'opère. On parle alors de recristallisation dynamique.

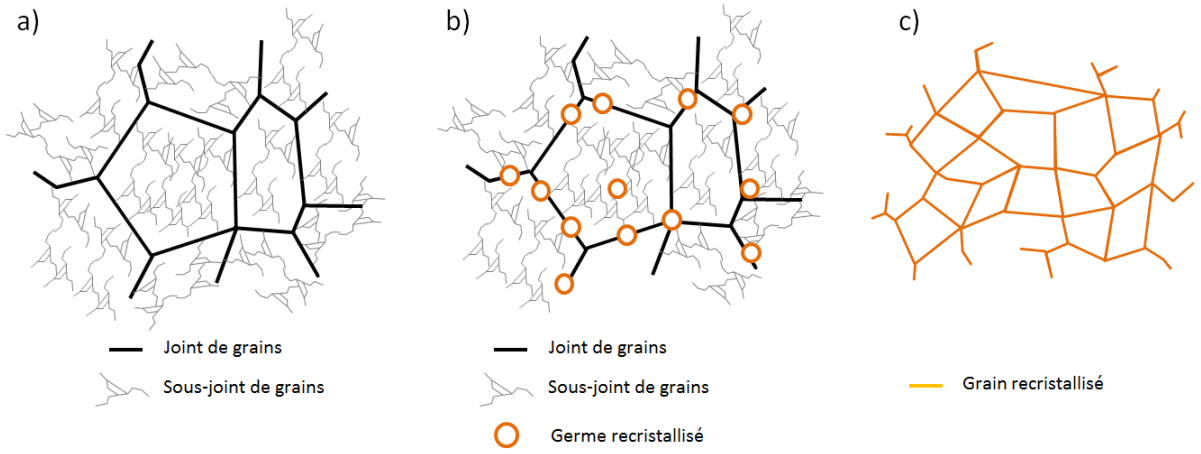



FIGURE I.2.3.1 – Processus de recristallisation statique

#### 2.3.1.3 La recristallisation dynamique

La recristallisation dynamique d'un matériau s'opère sous l'action combinée de la température et d'un chargement mécanique plastifiant [Fabrège, 2000]. L'énergie thermique et mécanique alors apportée au système permet la germination et la croissance de grains recristallisés vierges de dislocation (figure I.2.3.2, c). Cependant, à l'inverse du processus de recristallisation statique, ces nouveaux germes vont s'écrouir à leur tour en raison de l'énergie mécanique apportée au système favorisant ainsi la germination d'une seconde génération de cristaux. Tant que l'énergie apportée au système est suffisante, cette boucle de germination, de croissance et d'écrouissage de grains s'opère.

Le phénomène de recristallisation dynamique conduit à un état d'écrouissage hétérogène au sein du matériau et peut engendrer un raffinement (diminution de la taille de grain, figure I.2.3.2 (e)) ou à un grossissement de la microstructure.

Ce phénomène peut par exemple être identifié à partir des courbes de contrainte-déformation obtenues lors d'un essai uniaxial. Comme le montre la figure I.2.3.2 le matériau présente une phase d'adoucissement (diminution de la contrainte maximale atteinte) pendant le phénomène de recristallisation dynamique.

Comme nous venons de le voir, le phénomène de recristallisation statique s'opère sur des matériaux écrouis sollicités en température. Cette situation est à priori représentative d'un composant sollicité en environnement tokamak. Par conséquent, nous nous intéresserons particulièrement au phénomène de recristallisation statique et à sa caractérisation à l'échelle macroscopique dans la suite de cette étude.

### 2.3.2 Le phénomène de recristallisation statique à l'échelle macroscopique

L'étude post-mortem réalisée par Pintsuk et al met en évidence une dégradation de la dureté de ce matériau à cause du phénomène de recristallisation [Pintsuk et al., 2013]. En effet, les mesures de dureté réalisées en profondeur du bloc (loin de la surface exposée aux flux) estiment la dureté initiale du tungstène à environ $400 - 440 H_v$ contre $364^{+/-14} H_v$ en proche surface. Par conséquent, il est proposé d'étudier le phénomène de recristallisation du tungstène à partir de la réalisation d'essais de dureté.

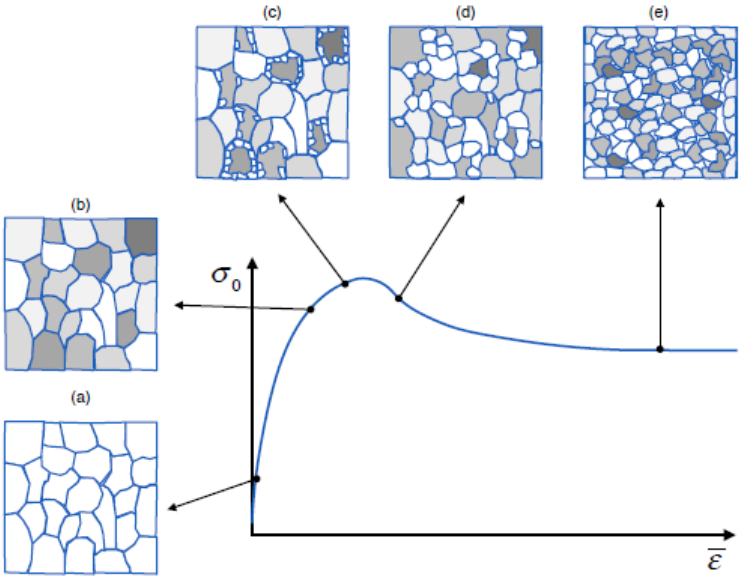



FIGURE I.2.3.2 – Affinement de la microstructure d'un matériau suite au phénomène de recristallisation dynamique [Smagghe, 2017]

Dans un premier temps, le principe de cet essai est présenté puis nous verrons qu'à partir de cette grandeur mécanique (dureté), le modèle du JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) est communément utilisé dans la littérature pour modéliser l'évolution microstructurale d'un matériau [Baral et al., 2018, F.J.Humphreys and M.Hatherly, 2004].

#### 2.3.2.1 Essai d'indentation (essai de dureté)

Cet essai mécanique permet de caractériser la dureté d'un matériau en enfonçant un indenteur à la surface d'une pièce. Cet essai présente de nombreux avantages. En effet, ce test ne nécessite pas d'éprouvette dédiée et peut être réalisé à différentes échelles allant de l'échelle nanométrique à l'échelle millimétrique [Maciejak and Aubert, 2007, Baral et al., 2018].

La dureté du matériau ($H$) est estimée à partir de l'effort $F$ appliqué pendant l'essai et de la caractéristique de l'empreinte (l'aire projetée, $A_p$) laissée par l'indenteur. La dureté du matériau correspond donc à une mesure de pression (pression moyenne) exercée sur la pièce ($P_m$) telle que [Tumbajoy Spinel, 2016] :

$$H = P_m = \frac{F}{A_p} \tag{I.2.3.1}$$

Plusieurs formes et tailles d'indenteur existent et sont employées en fonction de l'application (figure I.2.3.3 page suivante).

Dans le cadre de matériaux métalliques, l'indenteur Vickers est couramment utilisé. De forme pyramidale (pyramide à base carré avec un angle au sommet ($\alpha$) égal à 136°), cet indenteur permet de définir la dureté (dureté Vickers noté $H_v$) d'un matériau telle que [ISO :6507-1 :2018, 1 01] :

$$H_v = \frac{2F.sin(\frac{\alpha}{2})}{g.d^2} \tag{I.2.3.2}$$

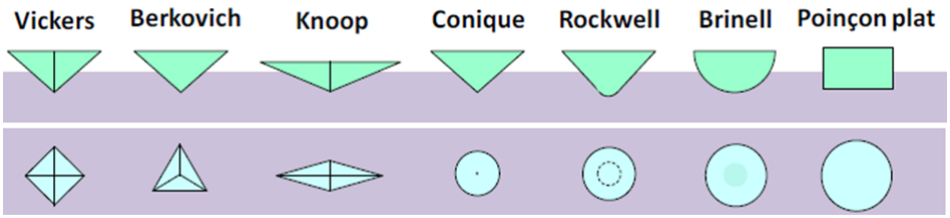



FIGURE I.2.3.3 – Schémas représentatifs des différents types d'indenteurs existants et standardisés Source : [Tumbajoy Spinel, 2016]

| |
|---|
| Où : |
| -$g$ désigne l'accélération de la pesanteur terrestre |
| - $d$ désigne la moyenne des diagonales de l'empreinte de dureté laissée sur la pièce par l'indenteur |

Ces essais peuvent par exemple être utilisés pour suivre la dégradation de la dureté d'un matériau au cours de recuits thermiques ou encore pour étudier son comportement mécanique [Dao et al., 2001, Jayaraman et al., 1998, Tumbajoy Spinel, 2016, Baral et al., 2018]. Ainsi, dans la suite de cette section, nous nous intéresserons à la définition d'une grandeur relative à l'évolution de la dureté pour suivre la recristallisation du matériau.

#### 2.3.2.2 Identification de la fraction recristallisée du tungstène à partir de mesures de dureté

La section 2.3.1.2 décrit le phénomène de recristallisation statique comme un phénomène thermoactivé. Il est également mis en évidence que la recristallisation du matériau est fonction du temps de maintien en température. A l'échelle macroscopique, il est possible de définir $X$, la fraction recristallisée d'un matériau. Une méthode communément utilisée dans la littérature permet d'estimer $X$ à partir de mesures de dureté (équation I.2.3.3) [F.J.Humphreys and M.Hatherly, 2004] :

$$X = \frac{HV_{in} - HV}{HV_{in} - HV_{rx}} \tag{I.2.3.3}$$

| |
|---|
| Où : |
| -$HV_{in}$ désigne la dureté du matériau initial |
| -$HV_{rx}$ désigne la dureté du matériau recristallisé |
| -$HV$ désigne la dureté mesurée du matériau partiellement recristallisé |

Afin d'étudier le phénomène de recristallisation statique du tungstène, Alfonso et al , se sont intéressés à suivre la dégradation de la dureté du tungstène en fonction d'un temps de maintien en température. Pour cela, des recuits successifs ont été réalisés à partir d'échantillons de tungstène sur une plage de température allant de 1150°C à 1350°C pour deux lots de tungstène répondant aux spécifications ITER [Alfonso et al., 2014, Alfonso et al., 2015].

Ces tests expérimentaux ont permis de décrire à partir de l'équation I.2.3.3, l'évolution de $X$ en fonction d'un temps de maintien en température pour chaque température étudiée. Dans ces travaux, Alfonso et al, se sont finalement attachés a donner une expression mathématique de cette évolution à travers l'utilisation du modèle phénoménologique de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK).

### 2.3.3 Modélisation des cinétiques de recristallisation connues du tungstène

Le modèle phénoménologique du JMAK permet de modéliser l'évolution de $X$ en fonction d'un temps de maintien en température (équation I.2.3.4) [F.J.Humphreys and M.Hatherly, 2004]. On parle alors de cinétiques de recristallisation d'un matériau. La cinétique de recristallisation est obtenue à partir de l'estimation de trois paramètres ($b$, $n$ et $tinc$) tels que :

$$X(t) = 1 - \exp(-b^n(t - t_{inc})^n) \tag{I.2.3.4}$$

Où :
-$b$ et $n$ désignent deux paramètres thermo-dépendants
-$t_{inc}$ désigne le temps d'incubation du matériau introduit section 2.3.1.2. Ce paramètre est également thermo-dépendant et correspond au temps nécessaire à la germination du premier cristal recristallisé. Ainsi $t_{inc}$ se traduit mathématiquement par :

$$t < t_{inc} \rightarrow X = 0$$

$$t > t_{inc} \rightarrow 0 < X \leq 1$$

Seules les cinétiques de recristallisation obtenues par Alfonso et al sont actuellement connues pour le tungstène répondant aux spécifications ITER. Ces cinétiques ont été étudiées à partir de deux lots de matière dont la seule différence correspond au taux de corroyage. Ce taux définit le rapport entre la section de la pièce avant l'étape de déformation et la section de la pièce après l'étape de déformation (laminage, forgeage,...).

Dans le cadre de ces travaux, Alfonso et al ont mis en évidence l'impact du procédé de fabrication sur les cinétiques de recristallisation du matériau. En effet, comme le montre la figure I.2.3.4, le temps nécessaire pour atteindre $X = 100\%$ est de 20h pour le lot de tungstène corroyé à 90% (W90) et 120h pour le lot de tungstène corroyé à 67% (W67).

Sur la plage de température étudiée (1150°C à 1350°C), Alfonso et al ont également donné une évolution de chaque paramètres du JMAK ($b$, $n$ et $tinc$) en fonction de la température. Ses résultats mettent en évidence que le paramètre $n$ est indépendant de la température et du lot de tungstène étudié (égale à environ 1,1). Pour ce qui est des paramètres $b$ et $tinc$, leur dépendance à la température est présenté sous forme de lois d'Arrhenius [Alfonso Lopez et al., 2015].

Bien que ces travaux offrent des résultats intéressants, cette section révèle que peu de données sont actuellement disponibles dans la littérature. En effet, bien que les cinétiques de recristallisation obtenues par Alfonso et al démontrent une dépendance importante à la température, ces cinétiques ont été obtenues sur une plage de température limitée (1150°C à 1350°C) au regard de celle que subissent les composants en environnement tokamak.

Ainsi, dans le cadre de cette thèse, une campagne de test est envisagée afin de compléter les données sur la plage de température adéquate (1150°C-1800°C). Nous verrons également que cette étude est réalisée sur d'autres lots de matière issus de fournisseurs ou de procédés de fabrication différents.

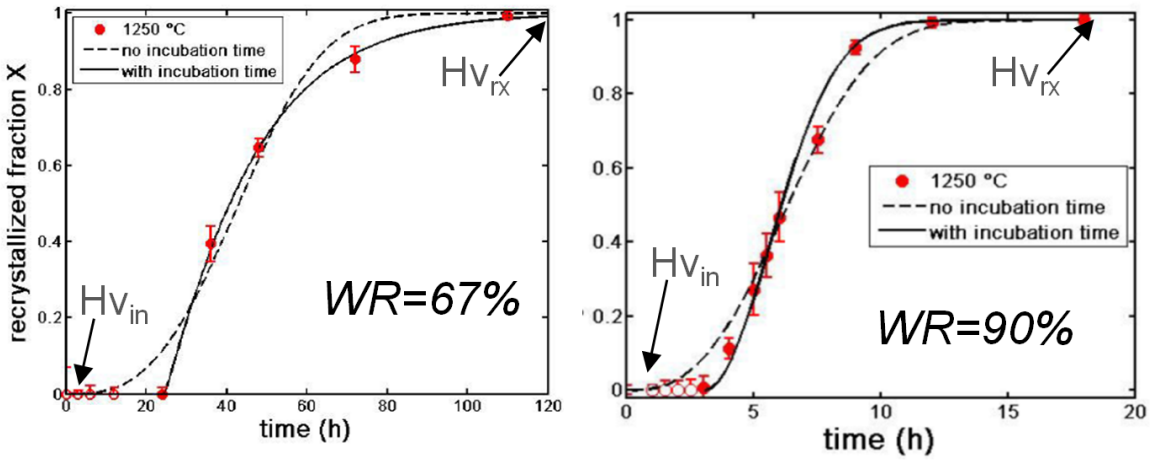



FIGURE I.2.3.4 – Cinétiques de recristallisation obtenues à 1250°C pour deux lots de tungstène (W67 et W90) répondant aux spécifications ITER et fournis par la société AT&M [Alfonso Lopez et al., 2015]

**A retenir :**
- Le phénomène de recristallisation joue un rôle important dans la dégradation des propriétés mécaniques du tungstène.
- Le tungstène présente un comportement élastique parfaitement plastique pour une température supérieure à la DBTT.
- Le tungstène recristallisé présente un comportement élasto-plastique à écrouissage cinématique pour une température supérieure à la DBTT.
- Une campagne d'essais de type charge-décharge visant à étudier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sur la plage de températures représentative de l'utilisation de ce matériau au sein du tokamak ITER (20°C-2000°C) et à des vitesses de déformations d'intérêts sera réalisée dans le cadre de cette thèse.
- Une méthodologie a été développée par Li et al pour estimer la durée de vie des composants à partir de l'incrément de déformation plastique équivalent.
- Bien que la DBTT ait été identifiée comme jouant un rôle dans l'estimation de la durée de vie du composant, aucune étude expérimentale ne sera réalisée dans le cadre de cette thèse.
- Une étude expérimentale visant à étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène à hautes températures (>1350°C) à partir de mesures de dureté sera réalisée dans le cadre de cette thèse.

## 2.4 Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, un bilan des comportements mécaniques connus pour le tungstène et le tungstène recristallisé a été présenté. Les lois de Manson-Coffin mettent en évidence qu'à faible nombre de cycles ($< 10^4$) la résistance en fatigue du tungstène recristallisé est plus faible que celle du tungstène. Dans le même temps, et malgré le manque de données disponibles dans la littérature, il a également été mis en évidence que la recristallisation de ce matériau a pour conséquence de dégrader la limite d'élasticité initiale du matériau et favorise ainsi la déformation plastique au cours des cycles thermiques. La connaissance de l'état microstructural du matériau est donc primordiale. Une campagne expérimentale a été menée dans le cadre de cette thèse pour caractériser à partir de mesures de dureté les cinétiques de recristallisation

de ce matériau.

Ce chapitre présentait également les travaux de Li et al qui visent à estimer numériquement la durée de vie des composants à partir de l'incrément de déformation plastique équivalent calculé à chaque cycle thermique. Par manque de données disponibles, les simulations numériques réalisées prennent comme données d'entrée des propriétés mécaniques non représentatives du tungstène et du tungstène recristallisé répondant au cahier des charges d'ITER. Par conséquent, il est proposé dans la suite de cette étude, de réaliser une campagne de tests afin d'étudier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sur une large plage de températures et de vitesses de déformation.

Enfin, il est également proposé dans cette thèse de tenir compte de l'état microstructural du tungstène pour l'estimation de l'incrément de déformation plastique équivalent à chaque cycle thermique.

# Conclusion de la partie

Dans cette partie, nous avons fait le choix de nous intéresser particulièrement aux composants face au plasma activement refroidis de type monobloc destinés au divertor ITER et WEST, composants les plus sollicités thermiquement au sein de la chambre à vide du réacteur. Ces composants sont constitués d'un bloc de tungstène pur utilisé comme matériau de couverture, d'un tube de refroidissement en CuCrZr dans lequel circule de l'eau pressurisée à haute température et d'une couche de compliance en Cu-OFHC servant à accommoder les dilations thermiques différentielles entre le tungstène et le CuCrZr.

Dans cette partie, la tenue thermomécanique de ces composants a été étudiée à partir d'une étude bibliographique. Bien que cette technologie réponde au cahier des charges ITER, il est mis en évidence que ces composants s'endommagent au cours de cycles thermiques pour des intensités de chargement supérieures à 10MW/m$^2$. En effet, une fissure longitudinale au sein du bloc de tungstène est observée après quelques dizaines de cycles thermiques (jusque quelques centaines de cycles) à 20MW/m$^2$. Bien que cette fissuration ne semble pas affecter la capacité du composant à extraire la chaleur, elle pose néanmoins des problématiques d'intégrité mécanique des parois internes de la machine. Par conséquent, il est proposé dans le cadre de cette thèse de prédire numériquement l'apparition de cette fissure afin d'optimiser l'usage de ces composants en environnement tokamak.

Le processus d'endommagement du composant conduit à une rupture ductile du bloc de tungstène de la surface exposée aux flux vers le tube de refroidissement laissant envisager que l'endommagement du composant est gouverné par la plasticité.

Lors d'analyses métallographiques post-mortem, une recristallisation du tungstène a été mis en évidence sur les premiers millimètres sous la surface du bloc de tungstène ayant été soumise au flux thermique. Comme le montre les données thermomécaniques disponibles, ce phénomène de recristallisation a un impact important sur la résistance en fatigue du matériau et sur sa limite d'élasticité.

Dans le chapitre 2, les travaux numériques réalisés par Li et al ont également été présentés. Dans le cadre de ces travaux, une méthodologie ayant pour objectif d'estimer numériquement la durée de vie du composant a été développée. Cette méthode repose sur le calcul de l'incrément de déformation plastique équivalent obtenu au sein du bloc de tungstène après chaque cycle de sollicitation thermique. Il est proposé dans la suite de ce manuscrit, de réutiliser la méthodologie de Li et al en alimentant le modèle numérique par des données thermomécaniques représentatives du tungstène et du tungstène recristallisé. Pour cela, les comportements mécaniques du tungstène et du tungstène recristallisé seront étudiés sur une large plage de température et pour différentes vitesses de déformation.

Les travaux numérique de Li et al, mettent également en évidence que la DBTT joue un rôle important dans l'estimation de la durée de vie des composants. Néanmoins, dans le cadre de cette étude nous faisons le choix de ne pas étudier précisément la DBTT du tungstène.

Enfin, dans le but d'améliorer la prédiction de cet outil numérique, il est également proposé de suivre l'évolution de l'incrément de déformation plastique équivalent en fonction de l'état microstructural du matériau. Pour cela, une seconde campagne expérimentale sera réalisée afin de connaître les cinétiques de recristallisation du tungstène à hautes températures ($>$1350°C).

Les campagnes expérimentales proposées ici nécessitent l'utilisation de plusieurs équipements. Par conséquent, dans la seconde partie de ce manuscrit, un premier chapitre est dédié à la présentation des différents dispositifs expérimentaux. Puis, un second chapitre sera consacré à l'étude du comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé. Enfin, le dernier chapitre de cette partie aura pour objectif d'étudier les cinétiques de recristallisation de ce matériau et de proposer un premier outil numérique

capable de modéliser l'évolution de la fraction recristallisée au cours des cycles thermiques.

# Deuxième partie

## Caractérisation mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé en vue d'une implémentation dans un modèle éléments finis

Chapitre 3

# Présentation des dispositifs expérimentaux

## Sommaire


3.1 Machine de compression uniaxiale . . . . . **40**

3.2 Machine de dureté . . . . . **41**

3.3 Moyens de chauffage . . . . . **42**

3.3.1 Four de traitement thermique . . . . . 42

3.3.2 Laser de puissance ChauCoLase . . . . . 43

3.4 Dispositif de caractérisation de la microstructure par microscopie à balayage électronique **45**

3.5 Conclusion du chapitre . . . . . **47**

Dans la première partie de ce manuscrit, un besoin de combler certains manques de données expérimentales a été exprimé. Il est notamment envisagé d'étudier le comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé et également d'étudier les cinétiques de recristallisation de ce matériau. Pour cela, plusieurs campagnes expérimentales ont été réalisées dans le cadre de ma thèse. Ce chapitre s'intéresse aux différents dispositifs expérimentaux utilisés dans le cadre de ces études. Seront présentés ici, les principes de base de chaque expérience ainsi que leurs caractéristiques techniques.

La première partie de ce chapitre s'attache à présenter le dispositif de test uniaxial de compression qui est employé pour caractériser le comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé.

Dans une seconde partie, seront présentés les dispositifs utilisés pour étudier les cinétiques de recristallisation de ce matériau.

## 3.1 Machine de compression uniaxiale

L'essai uniaxial de compression a un intérêt important dans l'étude des procédés de fabrication. Le chemin de déformation imposé à l'éprouvette lors du test est proche de ceux obtenus en forgeage (ou en laminage dans le cadre de la compression plane). L'essai de compression est de fait, un moyen adapté pour étudier le comportement mécanique d'un matériau et particulièrement pour caractériser le comportement plastique d'un matériau. Cet essai fait référence à l'essai uniaxial de charge-décharge présenté Partie I section 2.1.1.1.

L'une des difficultés concernant la mise en œuvre d'un tel essai réside dans le contrôle de la vitesse de déformation de l'échantillon au cours du test. Pour cela, il s'agit de limiter le frottement entre l'échantillon et les tas (parties de la machine en contact direct avec l'échantillon) lors de l'essai. En effet, en l'absence de frottement, la vitesse de déformation de l'échantillon est uniforme et permet ainsi de garantir un état de contrainte homogène au sein de l'éprouvette. Afin de limiter la friction, des films lubrifiants à base de nitrure de bore ou de graphite peuvent être utilisés [Montheillet and Desrayaud, 2009].

Dans le cadre de cette étude, les essais de compression ont été réalisés sur une machine hydraulique Schenk (figure II.3.1.1) [Montheillet and Desrayaud, 2009]. Le dispositif de test est équipé d'un système de chauffage infrarouge (température maximale 1200°C) et d'une enceinte étanche pour effectuer les essais sous atmosphère. L'enceinte est montée (avant la mise en température) sur la machine afin de réaliser un balayage d'argon tout au long de l'essai. Les tas de compression utilisés sont en TZM (Tungstène-zircon-molybdène). Le dispositif d'essai est asservi de façon à compenser les dilatations thermiques lors de la montée en température. La température est contrôlée par deux thermocouples en position fixe sur la ligne d'essai, en sous surface dans les tas, à proximité de chacune des faces de l'éprouvette. Les éprouvettes sont lubrifiées avec du graphite et du nitrure de bore, de façon à limiter le frottement des faces en contact avec les tas de la machine. Les échantillons sont découpés par électroerosion dans des blocs de tungstène brut d'une dimension de 28*28*12 (RD*TD*ND) $mm^3$ en forme cylindrique (9*6 $mm^3$, figure II.3.1.1). La taille des éprouvettes a été déterminée en prenant soin de conserver un volume de matière représentatif.

Lors de l'essai, la montée en température est effectuée avec une vitesse de 100°C/min jusqu'à la température T-100°C, 25°C/min jusqu'à T-25°C et 10°C/min jusqu'à T, la température de consigne. Concernant la mesure de déplacement, elle est effectuée par LVDT (Linear Variable Differential Transformer) entre la traverse et le bâti. Par ailleurs, la vitesse de déformation constante est obtenue par programmation d'un déplacement exponentiel (décroissant), en faisant l'hypothèse d'un volume constant et d'une déformation homogène de l'échantillon lors de l'essai. Les essais sont réalisés à vitesse de déformation imposée

et constante jusqu'à atteindre un taux de déformation de 50%. En fin d'essai, l'échantillon est trempé à l'eau.

Les courbes contrainte-déformation obtenues grâce à ce dispositif seront employées afin d'étudier le comportement plastique du matériau uniquement. Les données employées pour décrire le comportement élastique du lot de tungstène étudié seront issues du document [Team, 2013].

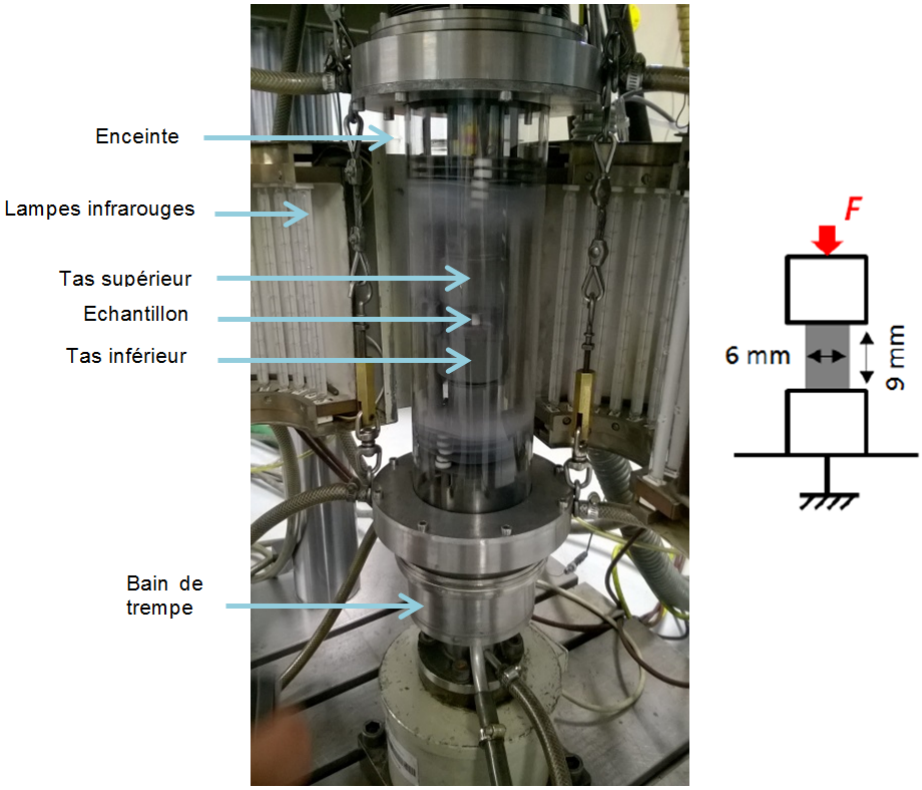



FIGURE II.3.1.1 – Dispositif expérimental de compression

Les courbes contrainte-déformation obtenues seront directement exprimées en fonction de $\sigma$, la contrainte vraie et $\varepsilon$, la déformation vraie (Partie II section 4.1). Cependant, avant de nous intéresser aux résultats de cette campagne de tests, les équipements expérimentaux utilisés dans le but de caractériser les cinétiques de recristallisation du matériau sont présentés dans la suite de ce chapitre.

## 3.2 Machine de dureté

L'étude bibliographique réalisée Partie I de ce manuscrit démontre qu'il est possible de suivre l'évolution de la microstructure d'un matériau à l'échelle macroscopique (échelle d'intérêt pour cette étude) à partir de mesures de dureté.

Pour cette étude un indenteur Vickers (millimétrique) a été utilisé. Cet indenteur est monté sur une machine Mitutoyo AVK-CO capable d'appliquer des efforts allant de 5 kg à 50 kg.

Dans le but de pouvoir comparer directement les mesures réalisées avec plusieurs points de références bibliographiques, les essais ont été réalisés en appliquant une charge de 10 kg maintenue pendant 10 s [Alfonso et al., 2014].

FIGURE II.3.3.1 – Four de traitement thermique

Ces essais de dureté sont effectués avant ou après recuit des échantillons afin de caractériser l'état microstructural du matériau. Pour cela, ces recuits nécessitent l'utilisation de moyens de chauffage dédiés.

## 3.3 Moyens de chauffage

Différents moyens de chauffage sont utilisés dans le cadre de cette thèse pour étudier le processus de recristallisation du tungstène.

### 3.3.1 Four de traitement thermique

Les fours de traitement thermique sont couramment utilisés dans l'industrie pour donner à la pièce fabriquée, ou en cours de fabrication, les propriétés mécaniques recherchées. En effet, ces fours ont la capacité d'atteindre des températures importantes en garantissant une température homogène de la pièce tout au long du processus de recuit en particulier lors des étapes de chauffe et de refroidissement.

Dans le cadre de cette étude, un four de traitement thermique tubulaire horizontal à balayage d'Argon est utilisé pour recristalliser des échantillons de tungstène (figure II.3.3.1).

Le débit d'Argon est régulé en amont par une jauge, et contrôlé en aval. Les échantillons sont maintenus sous vide (tirés d'une atmosphère argon) au sein d'une ampoule en silice tout au long du test afin d'éviter tout risque d'oxydation (figure II.3.3.1). La température est régulée à l'aide d'un thermocouple situé à proximité du tube du four. Un second thermocouple est utilisé pour mesurer la température au contact du support. L'écart entre les deux températures est inférieur à 10°C.

Ce moyen de chauffage permet de réaliser des recuits jusque 1350°C avec des rampes de chauffage de l'ordre de 5°C/min.

Compte tenu des données bibliographiques disponibles dans la littérature concernant les cinétiques de recristallisation connues du tungstène, il est envisagé dans le cadre de cette thèse d'étudier les cinétiques de recristallisation de ce matériau au delà de 1350°C (température maximale étudiée par Alfonso et al). Pour cela, un second moyen de chauffage basé sur l'utilisation d'un laser de puissance est employé.

### 3.3.2 Laser de puissance ChauCoLase

Dans ses travaux, Alfonso et al [Alfonso et al., 2014] montrent que les cinétiques de recristallisation sont d'autant plus rapides que la température de recuit est élevée. De fait, il est nécessaire d'utiliser un dispositif de chauffage capable d'appliquer des cinétiques de chauffe rapides (>100°C/s). Pour cela, une installation laser disponible à l'Institut Fresnel est utilisée dans le cadre de cette thèse (figure II.3.3.2).

Ce dispositif baptisé ChauCoLase pour Chauffage Contrôlé par Laser fait partie d'une plate-forme expérimentale développée pour effectuer des essais de recuit sur des matériaux nucléaires (type UO2) pour des applications en fission jusqu'à de hautes températures (3300°K) [Vidal et al., 2019]. Cette expérience est basée sur l'utilisation d'un laser à fibre de 1,5 kW. Celui-ci est utilisé pour solliciter thermiquement un échantillon disposé dans une enceinte à paroi activement refroidie et à atmosphère contrôlée (vide, azote ou argon) [M.Minissalle, 2020].

Afin de surveiller et de contrôler la température de l'échantillon, différents diagnostics sont utilisés sur cette plateforme expérimentale :

- Un pyromètre bichromatique à 2 canaux (1.4µm et 1.64 µm) fonctionnant sur la plage de température 1300-3000°C pour mesurer la température de surface de l'échantillon ;
- Un pyromètre monochromatique fonctionnant sur plage la température 600-3500°C pour mesurer la température de surface de l'échantillon. Ce pyromètre à la particularité d'avoir une bande spectrale de 1.27 µm. A cette longueur d'onde l'émissivité du tungstène est indépendante de la température [Y. S. Touloukian, 1970].
- Une caméra thermique utilisée comme diagnostic complémentaire pour contrôler l'homogénéité de la température ;
- Des thermocouples de types C et K pour les phases d'étalonnage.

Enfin, la température de l'échantillon est régulée par une boucle fermée de type PID, le signal d'entrée étant la température fournie par le pyromètre et/ou le thermocouple, et la sortie étant la puissance laser.

Lors de recuits laser dédiés, l'échantillon est positionné au centre de la chambre équipée de 8 hublots optiques latéraux, 1 hublot supérieur et 4 passages dédiés aux connexions électriques et hydrauliques.

Au cours de cette thèse, plusieurs recuits seront réalisés sur des échantillons de tungstène d'une dimension de 4*4*5 (RD*TD*ND, figure II.4.1.1) $mm^3$. La taille des éprouvettes a été déterminée en prenant soin de conserver un volume de matière représentatif. Lors de ces recuits, les échantillons sont sollicités sur une seule face.

La taille des échantillons ainsi que les moyens de mesure utilisés (pyromètres bichromatiques) impliquent une incertitude quant à l'estimation de la température de recuit de l'échantillon. Afin de quantifier cette incertitude, des simulations numériques ont été effectuées [M.Minissalle, 2020]. Les résultats soulignent que le gradient thermique généré au sein de l'échantillon est inférieur à 28 °K pour une sollicitation thermique générant une température de surface de ~1600 °K et inférieur à 50°K pour une sollicitation thermique générant une température de surface de ~1800 °K. Concernant la mesure bichromatique, réalisée sur la face sollicitée par le laser, on suppose une incertitude conservatrice de 50°C à 1800 °C [M.Minissalle, 2020]. Cette erreur sur la mesure de température est liée à l'erreur sur le ratio d'émissivité obtenu par mesure bichromatique. Ainsi, nous supposerons dans la suite de cette étude une incertitude de +/-25 °C sur la température de recuit de l'échantillon.

Enfin, lors de ces tests, les échantillons sont d'abord chauffés à 1200 °C pendant 4 minutes afin d'enlever les oxydes présents en surface puis la température de test est atteinte en 10 s (figure II.3.3.2).

L'état initial de la microstructure du matériau joue un rôle important sur ses cinétiques de recristallisation

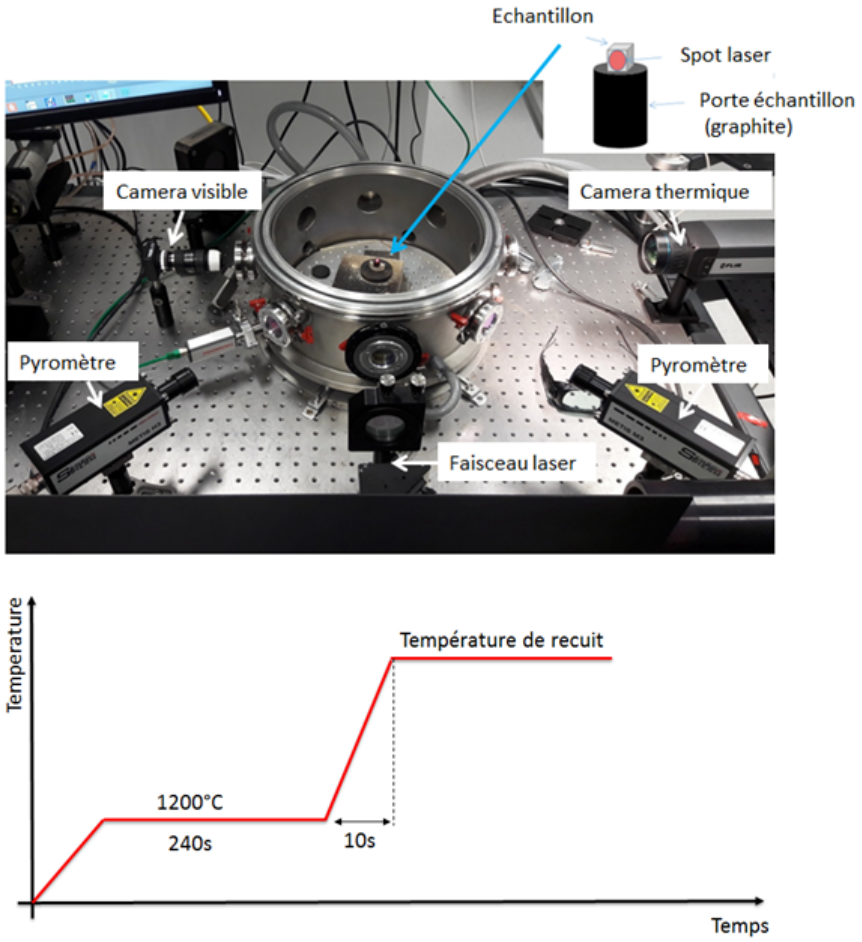



FIGURE II.3.3.2 – Dispositif LASER

(figure I.2.3.4). Il est donc proposé ici de caractériser l'état de microstructure à l'échelle des grains des différents matériaux étudiés dans le cadre de cette thèse. Pour cela, des analyses EBSD (Electron BackScatter Diffraction) sont réalisées.

## 3.4 Dispositif de caractérisation de la microstructure par microscopie à balayage électronique

Les analyses EBSD appartiennent au domaine de la microscopie électronique à balayage. On parle de balayage électronique car le faisceau d'électrons généré au sein du microscope (Microscope Électronique à Balayage, MEB) parcourt la surface étudiée d'un échantillon de matière. Le faisceau d'électrons est produit à partir d'une source de tungstène et permet essentiellement d'étudier des échantillons métalliques.

La tension, le courant, ainsi que la distance de travail permettent d'optimiser la qualité (contraste, résolution, luminosité) des cartographies obtenues. Au cours de ce type d'analyse, l'échantillon de matière étudié est maintenu dans une chambre à vide. Au sein de cette chambre, plusieurs capteurs permettent de détecter les interactions électroniques entre l'échantillon et le faisceau.

L'interaction du faisceau électronique avec la matière peut conduire à l'émission de différents types d'électrons (secondaires, rétro-diffusés ou d'Auger) ou de rayons X. Le type d'électrons émis par l'échantillon est en rapport avec la profondeur d'interaction du faisceau électronique (figureII.3.4.1) [BAUDIN, 2010, Vernon-Parry, 2000].

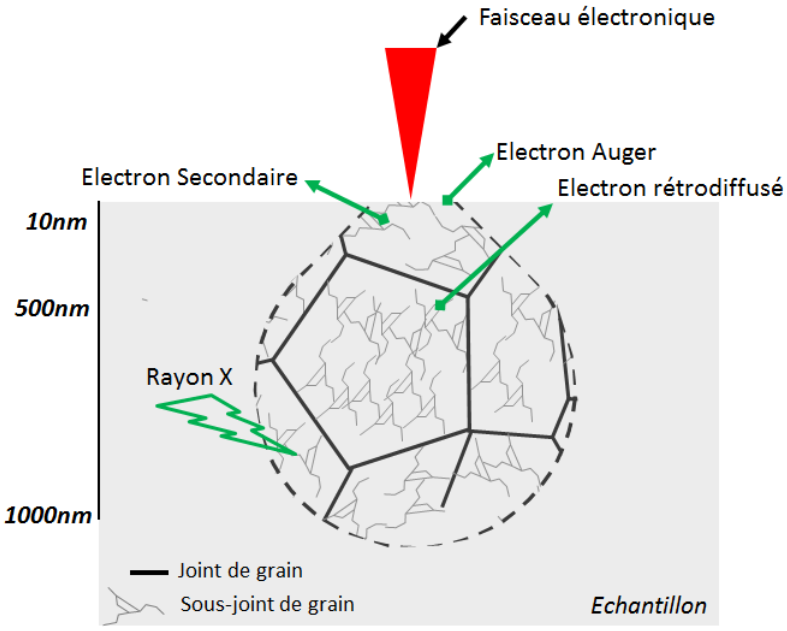



FIGURE II.3.4.1 – Émission d'électrons en fonction de la profondeur d'interaction entre le faisceau électronique et la matière

Dans le cadre de cette étude, nous nous intéressons particulièrement aux électrons rétrodiffusés. Comme le montre la figure II.3.4.1, les électrons rétrodiffusés sont générés en profondeur de l'échantillon jusque 500 nm et sont de fait porteurs d'informations concernant l'orientation cristalline des grains composants le matériau étudié. La méthode de caractérisation microstrucurale, EBSD, propose d'exploiter les diagrammes de diffraction obtenus pour caractériser la microstructure du matériau à une échelle inférieure

au micromètre. Ces diagrammes de diffraction sont observés au sein du MEB par une caméra CCD qui enregistre les bandes de Kikuchi qui se forment sur un écran fluorescent. Ces bandes sont le résultat du phénomène de diffraction de Bragg [Humphreys, 2001]. Elles sont ensuite exploitées par le logiciel d'acquisition pour en déduire l'orientation cristalline (et de fait les désorientations définissant un sous-joint de grains ou un joint de grains) ou encore la phase métallurgique de la matière (figure II.3.4.2) [Ruste, 2013]. Nous ne rentrerons pas dans le détail du dépouillement de ces bandes par le logiciel (Cf [Tumbajoy Spinel, 2016]).

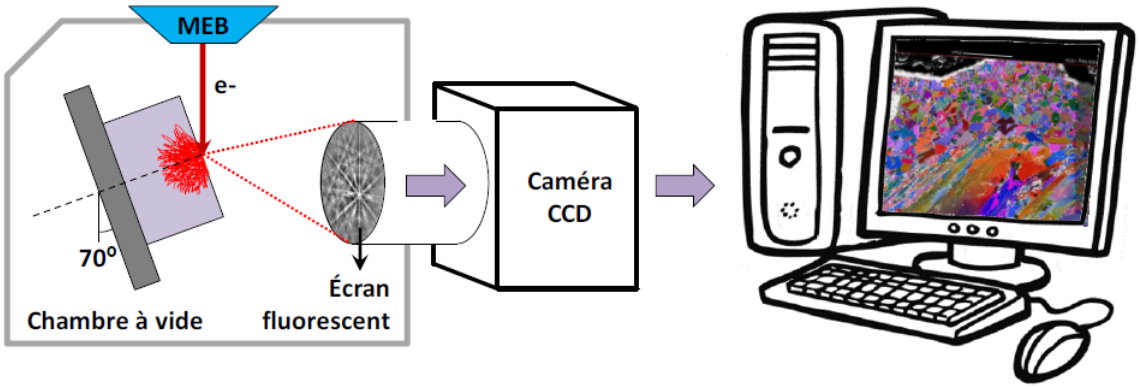



FIGURE II.3.4.2 – Principe acquisition de la méthode EBSD. Source : [Tumbajoy Spinel, 2016]

L'objectif de cette étude est de cartographier les joints de grains ainsi que les sous joints de grains du matériau étudié. Comme classiquement défini dans la littérature, **nous définirons un sous-joint de grains lorsque la désorientation du pixel observé est comprise entre 2° et 15°. Au delà de 15°, nous définirons un joint de grains** [Alfonso et al., 2014, Montheillet, 2009].

Les analyses EBSD sont réalisées au sein du microscope JEOL JSM-6500F disponible au sein du laboratoire Georges Friedel à Saint-Etienne (figure II.3.4.3). Le pas d'indexation sera compris entre 0.5 µm et 1 µm fonction des cartographies EBSD réalisées dans le cadre de cette étude.

Afin de faciliter l'indexation lors de l'acquisition des données, une étape de préparation des échantillons est nécessaire. Les échantillons sont d'abord polis manuellement avec du papier SiC (à partir de 250 inch jusque 1000 inch) puis un polissage électrolytique est réalisé afin d'obtenir un état de surface quasi poli-miroir de l'échantillon.

**A retenir :**
- Les essais mécaniques destinés à l'étude du comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sont réalisés en compression.
- Le four de traitement thermique permet des recuits jusque 1350°C
- L'installation ChauCoLase est destinée à l'étude des cinétiques de recristallisation du tungstène, particulièrement adapté pour des températures au delà de 1350°C.
- Pour la réalisation des cartographies EBSD, un sous-joint de grains est définit entre 2° et 15° de désorientation. Au delà de 15°, nous considèrerons un joint de grains.

FIGURE II.3.4.3 – Microscope à balayage electronique JEOL JBM-6500F

## 3.5 Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, l'ensemble des dispositifs expérimentaux utilisés pour étudier le comportement mécanique ainsi que les cinétiques de recristallisation du tungstène ont été présentés. L'estimation des barres d'erreurs sur la mesure de température par recuit laser est également donnée.

Les deux prochains chapitres ont pour objectif de présenter les campagnes d'essais réalisées ainsi que les résultats obtenus. Nous nous intéressons dans un premier temps à étudier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé à partir de la réalisation d'essais de compression.

Chapitre 4

# Caractérisation du comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé

## Sommaire


4.1 Étude du comportement mécanique du tungstène sous chargement monotone . . . . **50**
4.1.1 Matériau et plan d'expérience . . . . . 50
4.1.2 Le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé . . . 52
4.1.2.1 Comportement mécanique observé pour le tungstène . . . . . 52
4.1.2.2 Comportement mécanique observé pour le tungstène recristallisé . . 54
4.2 Identification des modèles mécaniques . . . . . **56**
4.2.1 Identification des équations constitutives d'un modèle élasto-viscoplastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé . . . . . 57
4.2.2 Identification des équations constitutives d'un modèle élasto-plastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé . . . . . 60
4.3 Identification des paramètres liés aux modèles élasto-plastiques et élasto-viscoplastiques . . . . . **61**
4.4 Étude analytique . . . . . **64**
4.4.1 Solution analytique du modèle élasto-viscoplastique . . . . . 64
4.4.2 Validation analytique . . . . . 66
4.4.2.1 Validation des paramètres viscoplastiques obtenus pour le tungstène 66
4.4.2.2 Validation des paramètres viscoplastiques obtenus pour le tungstène recristallisé . . . . . 66
4.5 Simulations thermomécaniques . . . . . **69**
4.5.1 Modèle éléments finis . . . . . 69
4.5.1.1 Géométrie et modèle . . . . . 69
4.5.1.2 Propriétés thermomécaniques . . . . . 69
4.5.1.3 Cas d'étude et conditions limites . . . . . 70
4.5.2 Résultats numériques . . . . . 72
4.5.2.1 Réponse thermique . . . . . 72
4.5.2.2 Réponse mécanique . . . . . 72
4.5.2.3 Quantification de l'effet de la DBTT sur l'estimation de la durée de vie du composant . . . . . 75
4.6 Perspectives . . . . . **76**
4.7 Conclusion du chapitre . . . . . **77**

L'étude bibliographique a mis en lumière un manque de données dans la littérature concernant le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé.

Ainsi, dans la première partie de ce chapitre, nous nous attacherons à étudier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sur une plage de températures et à des vitesses de déformation d'intérêt.

Dans un deuxième temps, les courbes contrainte-déformation ($\sigma - \varepsilon$) collectées permettront d'identifier un modèle de comportement mécanique. Nous verrons que le tungstène et le tungstène recristallisé présentent un comportement élasto-viscoplastique. Les différents paramètres attachés au modèle d'élasto-viscoplasticité identifié seront alors déterminés.

Enfin, une première approche numérique sera présentée. Nous verrons que le logiciel éléments finis utilisé dans cette étude, n'intègre pas de modèle d'élasto-viscoplasticité adapté. Ainsi, les courbes $\sigma - \varepsilon$ recueillies seront également utilisées pour identifier les paramètres relatifs à un comportement élasto-plastique du tungstène. Basée sur ce modèle mécanique, une première étude numérique sera réalisée afin de justifier le besoin de développer et d'implémenter un modèle mécanique plus réaliste (modèle d'élasto-viscoplasticité) au sein du logiciel éléments finis.

## 4.1 Étude du comportement mécanique du tungstène sous chargement monotone

L'objectif de cette section est d'identifier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé à hautes températures. Pour cela, une campagne d'essais mécaniques est réalisée. Dans un premier temps, le matériau ainsi que le plan d'expérience prévu pour cette étude seront présentés. Puis à partir des courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues, le comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé seront identifiés.

### 4.1.1 Matériau et plan d'expérience

Le cahier des charges fourni par ITER pour la fabrication des CFPs du divertor exige que la microstructure du tungstène soit orientée de sorte qu'en cas de fissuration du bloc, la fissure se propage en direction du tube de refroidissement (figure II.4.1.1)[Hirai et al., 2016]. Comme déjà évoqué, ce type de microstructure est obtenue par forgeage ou laminage. L'état microstructural étant intimement lié aux chemins thermomécaniques induits par ces procédés, les propriétés mécaniques des alliages de tungstène peuvent être très différentes selon la gamme de fabrication du matériau, à composition chimique équivalente et ainsi induire par exemple une anisotropie mécanique, une sensibilité à la vitesse de déformation ou encore favoriser la recristallisation.

Ainsi, dans ce chapitre nous nous intéresserons à identifier le comportement mécanique d'un grade de tungstène fourni par la société Advance Technology & Materials (AT&M) répondant au cahier des charges d'ITER. Cette société fournit la totalité des CFPs du divertor du tokamak WEST et reste aujourd'hui encore un potentiel fournisseur dans la course pour la fabrication du divertor d'ITER.

Ici, le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé sont obtenus à partir d'essais de compression. Le dispositif expérimental utilisé a été présenté Partie II section 3.1.

Au total, dans le cadre de cette étude, 28 échantillons ont été découpés puis testés (tableau II.4.1.1).

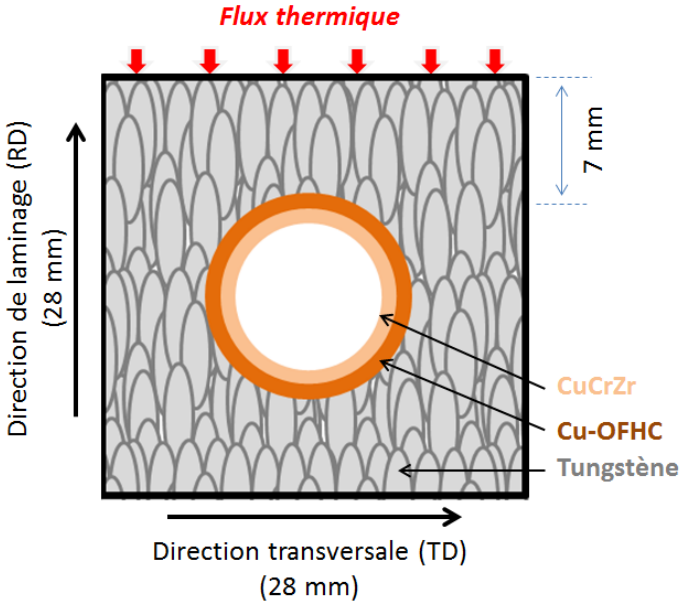



FIGURE II.4.1.1 – Orientation de la microstructure au sein d'un bloc de tungstène

| | Direction de laminage (RD) | Direction transverse (TD) |
|---|---|---|
| Tungstène | 4 (uniquement à $6.10^{-3}$ $s^{-1}$) | 12 |
| Tungstène recristallisé | 0 | 12 |

TABLE II.4.1.1 – Nombre d'essais réalisés en fonction de l'orientation de la microstructure au sein des échantillons

Parmi les 28 échantillons, 24 ont été découpés dans la direction transversale (TD, figure II.4.1.1) et 4 ont été découpés dans la direction parallèle à la direction de laminage (RD, figure II.4.1.1) du bloc afin d'évaluer l'anisotropie mécanique du matériau initial.

Dans cette étude, nous nous intéresserons particulièrement au comportement mécanique obtenu suivant la direction transverse (TD). En effet, à partir de l'étude bibliographique réalisée partie I, nous avons mis en évidence que des efforts (perpendiculaires à la direction de propagation de la fissure, TD) sont responsables de l'ouverture de la fissure dans le bloc de tungstène. Pour le matériau recristallisé, compte tenu des résultats obtenus dans la littérature, nous faisons l'hypothèse d'un matériau isotrope après recristallisation (Cf Partie I section 2.1.1.2 page 20) [Alfonso et al., 2014, Wirtz et al., 2017]. Parmi les 24 échantillons découpés suivant la direction TD, la moitié a été recuite au four 15 heures à 1350°C. La procédure de recristallisation des échantillons est présentée annexe A.

Les tests de compression ont été effectués à 500 °C, 750 °C, 900 °C et 1150 °C. Pour une même température, les essais ont été réalisés à différentes vitesses de déformation. Les vitesses de déformation ont été choisies en approximant la vitesse de déformation thermique attendue ($\dot{\varepsilon}^{th}$) en environnement tokamak (eq II.4.1.1) :

$$\dot{\varepsilon}^{th} = \frac{(T_s - T_0) \times \alpha(T_s)}{\Delta t} \tag{II.4.1.1}$$

Avec :
- $T_0$ la température initiale du tungstène avant choc plasma (T0 = 120°C) [Li and You, 2015]
- $T_s$ la température de surface du bloc
- $\alpha$ le coefficient de dilatation thermique du tungstène à 1400°C (5,08.10$^{-6}$K$^{-1}$) [Team, 2013].

Les travaux numériques réalisés par T.Hirai et al [Hirai et al., 2015], montrent que soumis à un chargement thermique de 20 MW/m², la température de surface du bloc de tungstène peut atteindre ~1400 °C en ~1,1 s ($\Delta t = 1.1s$). Ainsi, la vitesse de déformation d'origine thermique attendue est estimée autour de 6.10$^{-3}$s$^{-1}$ à partir de l'équation II.4.1.1. Aussi, justifiées par les chargements thermiques de type transitoires rapides (ELMs, introduit Partie I section 1.1.3 page 6) attendus dans ITER des essais sont également réalisés à 6.10$^{-2}$ s$^{-1}$et 6.10$^{-1}$ s$^{-1}$ [Du et al., 2015, Team, 2009].

Les 28 essais prévus au plan d'expérience ont été réalisés avec succès. Le détail des résultats obtenus est présenté dans le prochain paragraphe de cette section.

### 4.1.2 Le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé

Nous nous intéressons ici à identifier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé. L'identification des différents paramètres mécaniques tels que la limite d'élasticité seront présentés dans la prochaine section de ce chapitre.

La figure II.4.1.2 illustre un échantillon de tungstène au sortir de l'essai de compression. Nous pouvons observer un léger cisaillement de l'échantillon lors de l'essai, qui provient probablement de l'anisotropie du matériau (microstructure orientée dans la direction du laminage, figure II.4.1.1). Ce phénomène sera négligé pour le dépouillement des résultats.

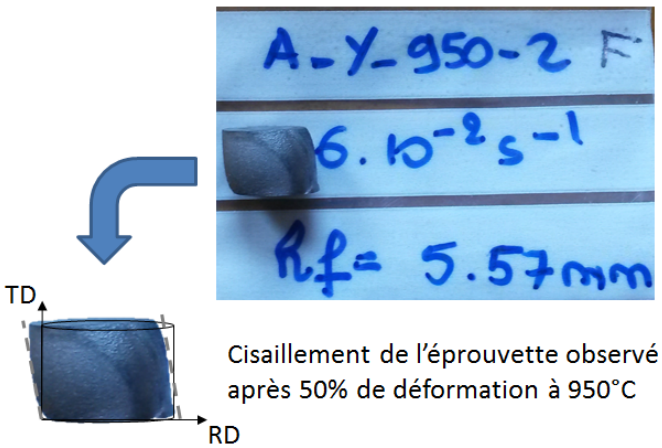



FIGURE II.4.1.2 – Échantillon de tungstène obtenu après compression à 950°C et 6.10$^{-2}$ s$^{-1}$

#### 4.1.2.1 Comportement mécanique observé pour le tungstène

La figure II.4.1.3 présente les courbes $\sigma - \varepsilon$ du tungstène sur la plage de température étudiée (500°C / 1150°C) et ce pour chaque vitesse de déformation.

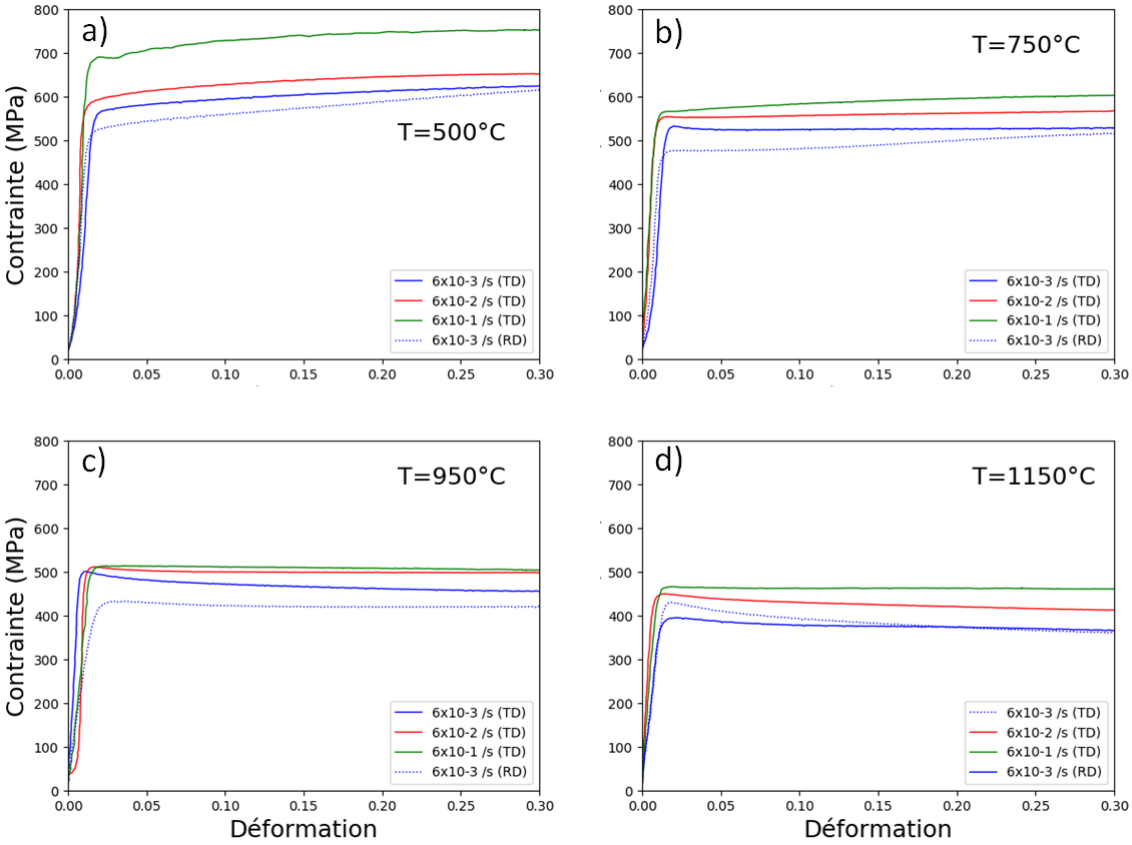



FIGURE II.4.1.3 – Lois de comportement obtenues en compression pour le tungstène

Ces courbes révèlent un comportement ductile du tungstène de 500°C à 1150°C. Cette première observation nous renseigne sur la température de transition ductile fragile (DBTT) de ce matériau. Celle-ci se trouve, de fait, en-deçà de 500°C. Cette observation est en accord avec plusieurs points de références bibliographiques qui indiquent une DBTT proche de 350°C [Farre, J. et al., 1997, Reiser et al., 2013].

De plus, la figure II.4.1.3 révèle une saturation du durcissement (écrouissage quasi-nul) du tungstène sur la plage de température étudiée. Cela est illustré par un plateau de contraintes dans le domaine plastique. Ainsi, dans le cadre de cette étude, le **comportement mécanique du tungstène sera défini comme élasto-viscoplastique**. En effet, en plus d'une sensibilité à la température (température élevée, contrainte maximale atteinte faible), la figure II.4.1.3 met en lumière une sensibilité de ce matériau à la vitesse de déformation. Pour une même température on constate également que la contrainte maximale atteinte augmente avec la vitesse de sollicitation mécanique.

Le phénomène d'adoucissement (diminution de la contrainte) est observé à partir de 900°C et est exacerbé à plus hautes températures (figureII.4.1.3 page précédente, c et d). Ceci peut être imputé à un phénomène de recristallisation dynamique, introduit dans la partie bibliographique de ce manuscrit. Ce phénomène ne sera pas pris en compte par la suite. En effet, comme déjà évoqué, au regard des sollicitations essentiellement thermiques au sein du tokamak, la nature du phénomène de recristallisation du tungstène est considérée comme statique.

Enfin, la figure II.4.1.3 met en évidence une légère anisotropie du tungstène. En effet, on remarque que pour une température de 500°C et une vitesse de $6.10^{-3}$ $s^{-1}$, un écart de ~7% sur la contrainte maximale obtenue après 10% de déformation est observable entre les échantillons testés selon les directions RD et TD (figure II.4.1.3 page précédente, a).

#### 4.1.2.2 Comportement mécanique observé pour le tungstène recristallisé

La figure II.4.1.4 présente les courbes $\sigma - \varepsilon$ du tungstène recristallisé obtenues à 500°C, 750°C, 950°C et 1150°C et ce pour chaque vitesse de déformation. Les courbes révèlent un comportement ductile du tungstène recristallisé sur la plage de température étudiée. Comme pour le tungstène non recristallisé, cette première observation indique une DBTT inférieure à 500°C.

La figure II.4.1.4 (a, b, c et d) révèle que le tungstène recristallisé présente un écrouissage important. On remarque aussi que le matériau s'écrouit jusqu'à atteindre une contrainte maximale équivalente au matériau initial après ~30% de déformation (saturation du durcissement).

La figure II.4.1.4 révèle une sensibilité du matériau à la vitesse de déformation. La figure II.4.1.4 (d) montre par exemple une différence de l'ordre de 65 MPa entre un matériau sollicité à $6.10^{-3}$ $s^{-1}$ et $6.10^{-1}$ $s^{-1}$ après 30% de déformation. Ainsi, dans le cadre de cette étude, **le comportement mécanique du tungstène recristallisé sera défini comme élasto-viscoplastique à écrouissage** bien que le domaine d'élasticité soit très restreint pour ce matériau.

Les courbes $\sigma - \varepsilon$ mesurées lors de cette campagne de tests ont permis d'identifier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé. Un écrouissage important a en particulier été mis en lumière alors qu'il était postulé jusqu'à présent que ces deux matériaux pouvaient être modélisés par un comportement élastique parfaitement plastique [Li and You, 2015]. Nous avons également pu observer une sensibilité significative à la vitesse de déformation de ces deux matériaux et d'identifier un comportement élasto-viscoplastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé.

Dans la perspective d'une prise en compte de ce comportement mécanique dans les futures études numériques, l'objectif de la prochaine section est d'identifier un modèle de comportement mécanique adapté

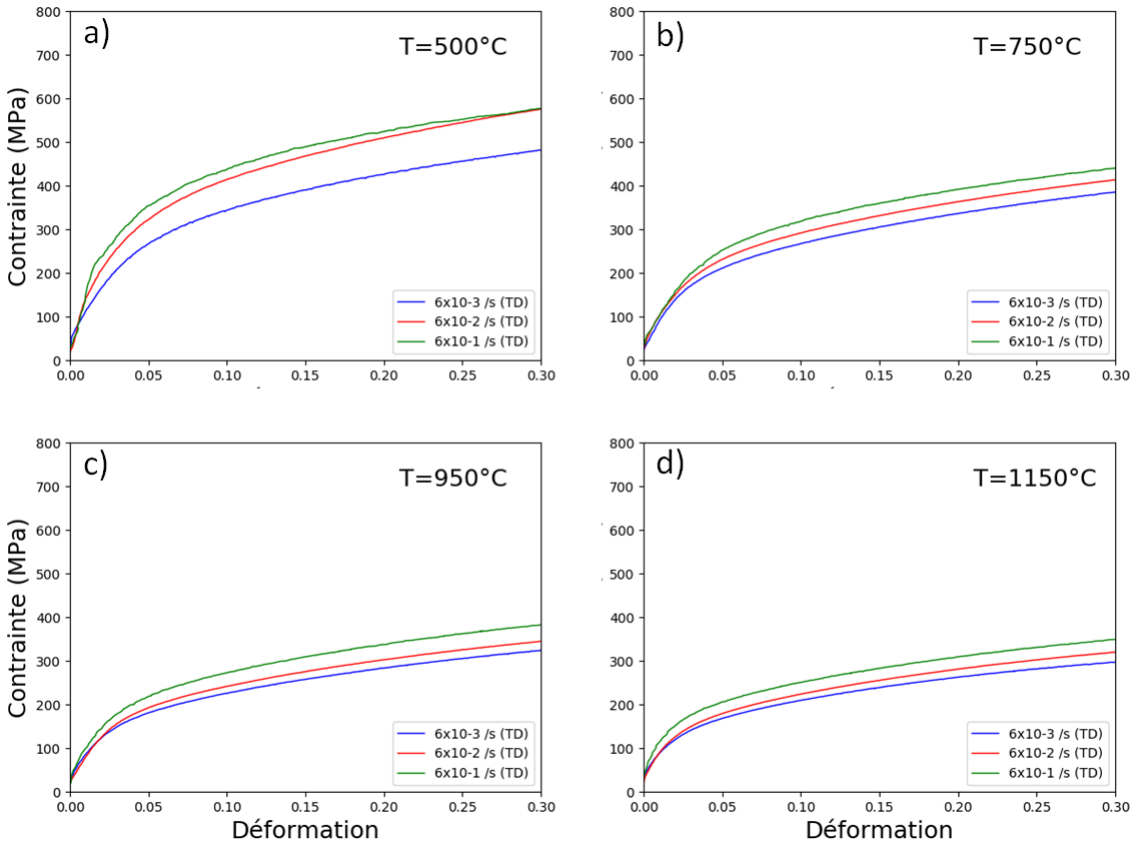



FIGURE II.4.1.4 – Lois de comportement obtenues en compression pour le tungstène recristallisé

pour ces deux matériaux.

## 4.2 Identification des modèles mécaniques

Les modèles développés dans le cadre de la mécanique des solides donnent une relation directe entre un état de contrainte ($\sigma$) et un état de déformation ($\varepsilon$) au sein d'un matériau. Ils permettent de modéliser des comportements mécaniques parfois complexes (hyperélasticité, viscoplastcité) à partir de variables internes représentatives de divers phénomènes matériaux (écrouissage, recristallisation,...). Ces variables internes (variables d'état) s'articulent autour d'un ensemble d'équations dites équations constitutives.

La construction de ces modèles est basée sur l'utilisation de schémas rhéologiques simples. On retrouve principalement trois schémas de base dans la domaine de la mécanique des matériaux : le ressort, l'amortisseur et le patin (figure II.4.2.1) [Lemaitre and Chaboche, 2004]. Le ressort est par exemple communément utilisé pour décrire le comportement élastique d'un matériau (trajet A-YS figure I.2.1.1).

A partir de ces schémas, il est ainsi possible de construire les lois de comportement d'un matériau identifiées à partir de courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues expérimentalement. Enfin, il est possible d'étendre leur utilisation à des cas multiaxiaux en veillant à respecter les principes de la thermodynamique [Lemaitre and Chaboche, 2004].

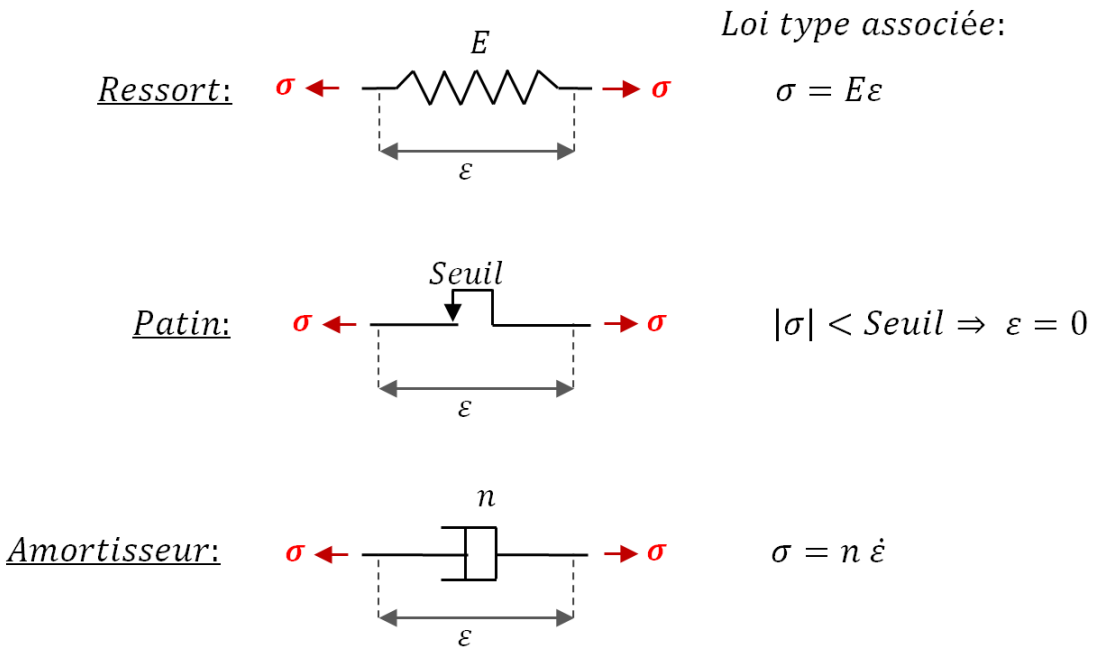



FIGURE II.4.2.1 – Modèles rhéologiques simples

Ainsi, basée sur les courbes $\sigma - \varepsilon$ présentées dans la section précédente, il est proposé dans cette section d'identifier un modèle de comportement élasto-viscoplastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé. Pour cela, les équations constitutives de ce modèle seront présentées et les paramètres relatifs à ces équations seront également identifiés.

Nous verrons que le logiciel éléments finis utilisé dans cette étude (ANSYS) ne dispose pas de modèle élasto-viscoplastique adapté. **Nous faisons le choix de travailler avec ce logiciel puisque ANSYS est considéré comme le logiciel de référence pour ITER**. Néanmoins, il est possible de programmer un modèle de comportement mécanique au sein de ce logiciel. Afin d'évaluer la nécessité

de programmer un tel modèle, une première étude numérique basée sur la prise en compte d'un comportement élasto-plastique du tungstène et du tungstène recristallisé sera réalisée en fin de chapitre. Par conséquent dans cette section, nous nous attacherons également à identifier les paramètres matériaux relatifs à un comportement élasto-plastique du tungstène et du tungstène recristallisé.

Dans la suite de cette section, les variables tensorielles seront exposées en caractère **gras**.

### 4.2.1 Identification des équations constitutives d'un modèle élasto-viscoplastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé

Les courbes $\sigma - \varepsilon$ présentées pour le tungstène, figure II.4.1.3, et pour le tungstène recristallisé, figure II.4.1.4, sont utilisées pour identifier le modèle mécanique le plus adapté à notre étude. Les paramètres de la loi de Hooke (équation II.4.2.1) classiquement utilisée dans la littérature pour décrire le comportement élastique d'un matériau seront identifiés à partir des données disponibles dans [Team, 2013].

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon^e} = \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon^e}).\boldsymbol{I} + 2\mu\boldsymbol{\varepsilon^e} \tag{II.4.2.1}$$

Où :
- $\boldsymbol{C}$ désigne la matrice des raideurs élastiques (tenseur d'ordre 4 en 3D)
- $\lambda$ et $\mu$ les coefficients de Lamé
- $\boldsymbol{I}$ désigne la matrice identité (tenseur d'ordre 2 en 3D)
- $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ désigne le tenseur des déformations élastiques (tenseur d'ordre 2 en 3D) tel que :

$$\boldsymbol{\varepsilon^{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon^{th}} = \boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{II.4.2.2}$$

- $\boldsymbol{\varepsilon}^{tot}$ désigne le tenseur des déformations totales (tenseur d'ordre 2 en 3D)
- $\boldsymbol{\varepsilon}$ désigne le tenseur des déformations mécaniques totales (tenseur d'ordre 2 en 3D)
- $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ désigne le tenseur des déformations élastiques (tenseur d'ordre 2 en 3D)
- $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ désigne le tenseur des déformations plastiques (tenseur d'ordre 2 en 3D)
- $\boldsymbol{\varepsilon}^{th}$ désigne le tenseur des déformations thermiques (tenseur d'ordre 2 en 3D) défini équation II.4.1.1

Nous considérons un modèle mécanique unifié, définissant une seule déformation inélastique (déformation plastique et viscoplastique) [Bergheau, 2018]. **Dans la suite de cette étude nous ferons volontairement un abus de langage et ne parlerons plus que de déformation plastique.**

Les courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues pour le tungstène et le tungstène recristallisé révèlent une sensibilité du matériau à la vitesse de déformation. Ce caractère visqueux du tungstène nous pousse ainsi à introduire la notion de viscoplasticité au sein du modèle de comportement mécanique. Ainsi, nous ferons le choix d'utiliser une loi viscoplastique de type Norton-Hoff. L'expression uniaxiale de cette loi est présentée équation II.4.2.3. Ce type de loi est couramment utilisé dans la littérature pour simuler la mise en forme de matériaux métalliques à hautes températures [Bergheau, 2014]. Cette loi permet ainsi de tenir compte du comportement visqueux d'un matériau :

$$\dot{p} = |\dot{\varepsilon}^p| =< \frac{f(\sigma, \chi, R)}{K} >^n \tag{II.4.2.3}$$

Où :
- $K$ et $n$ sont deux paramètres viscoplastiques
- $f$ désigne le critère de plasticité. Tant que $f < 0$ la réponse du matériau est élastique.
- $\boldsymbol{\chi}$ désigne la variable d'écrouissage cinématique du matériau (tenseur d'ordre 2 en 3D)
- $R$ désigne la variable d'écrouissage isotrope du matériau
- $\boldsymbol{\sigma}$ désigne le tenseur des contraintes (tenseur d'ordre 2 en 3D)
-$\dot{p}$ désigne le taux de déformation plastique cumulée tel que :

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} \tag{II.4.2.4}$$

Dans le cas uniaxial, le critère de plasticité, $f(\sigma, \chi, R)$ définit communément la surface seuil du domaine d'élasticité (domaine convexe dans l'espace des contraintes)[Bergheau, 2018].

Le critère de von Mises est communément utilisé dans la littérature pour les matériaux métalliques [Lemaitre and Chaboche, 2004]. Son expression est fonction de la contrainte équivalente de von Mises définie tel que :

$$J(\sigma) = \sqrt{\frac{3}{2}\mathbf{S} : \mathbf{S}} \tag{II.4.2.5}$$

Où :
-$J(.)$ désigne l'invariant de von Mises
- $\boldsymbol{\sigma}$ désigne le tenseur des contraintes
-$\boldsymbol{S}$ désigne la partie déviatorique du tenseur des contraintes défini annexe L

Les courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues pour le tungstène recristallisé révèlent un écrouissage important de ce matériau de 500°C à 1150°C (figure II.4.1.4). Dans la suite de cette étude, nous ferons l'hypothèse d'un écrouissage purement cinématique. Cette hypothèse repose sur des résultats expérimentaux obtenus en traction-compression cyclique sur du tungstène recristallisé à 800°C (figure I.2.1.7,a [Bahm, 2005]). Ainsi, dans le cas multiaxial, en présence d'écrouissage cinématique, le critère de plasticité prend la forme :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y \tag{II.4.2.6}$$

Où :
-$J(.)$ désigne l'invariant de von Mises
- $\boldsymbol{\sigma}$ désigne le tenseur des contraintes
- $\boldsymbol{\chi}$ désigne la variable d'écrouissage cinématique du matériau (tenseur d'ordre 2 en 3D)
- $\sigma^y$ la contrainte seuil du matériau étudié

La variable tensorielle associée à l'écrouissage cinématique ($\boldsymbol{\chi}$) du tungstène (car calcul cyclique) a pour objectif de modéliser un déplacement du centre du domaine d'élasticité dans le repère des contraintes en prenant compte du comportement plastique du matériau observé grâce aux courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues [Bergheau, 2018].

Concernant le tungstène recristallisé, les courbes $\sigma - \varepsilon$ révèlent un écrouissage important et non linéaire. L'introduction d'une variable tensorielle cinématique de type Armstrong-Frederick pourrait être envisagée [Lemaitre and Chaboche, 2004]. Cependant, au regard des incréments de déformation plastique

équivalent attendus (<0.325% par cycle thermiques [Li and You, 2015]) nous considèrerons un écrouissage cinématique linéaire de type Prager pour le tungstène recristallisé (équation II.4.2.7) tel que :

$$\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3} H \boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{II.4.2.7}$$

Où :
- $\chi$ désigne la variable tensorielle d'écrouissage cinématique
- $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ la déformation plastique
- $H$ défini en fonction du module d'Young ($E$) et du module tangent ($E_T$) obtenus à partir des courbes $\sigma - \varepsilon$ tel que :

$$H = \frac{E E_T}{E - E_T} \tag{II.4.2.8}$$

Nous faisons le choix de décrire le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé à partir des mêmes équations constitutives. Dans ce cas, en accord avec le plateau de contrainte observé pour le tungstène dans le domaine plastique (figure II.4.1.3), le paramètre $E_T$ (qui sera identifié à partir de ces courbes $\sigma - \varepsilon$ doit être petit devant $E$ de sorte que $H \to 0$).

Ainsi, l'introduction de la variable tensorielle cinématique dans la loi viscoplastique de type Norton-Hoff permet d'obtenir finalement les équations constitutives du modèle mécanique développé pour ces deux matériaux :

Synthèse des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique proposé pour le tungstène et le tungstène recristallisé :

$$\begin{gathered}
\boldsymbol{\epsilon^{tot}} - \boldsymbol{\epsilon^{th}} = \boldsymbol{\epsilon} = \boldsymbol{\epsilon}^e + \boldsymbol{\epsilon^p} \\
\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon^e} = \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon^e}).\boldsymbol{I} + 2\mu \boldsymbol{\varepsilon^e} \\
f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y \\
\dot{p} = |\dot{\varepsilon}^p| = < \frac{J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y}{K} >^n \\
\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3} H \boldsymbol{\varepsilon^p}
\end{gathered} \tag{II.4.2.9}$$

Avec :
$H \approx 0$ pour le tungstène et $H \neq 0$ pour le tungstène recristallisé

Équation constitutive complémentaire : Loi de normalité
Dans la littérature, la règle de normalité généralisée considère que $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ est normal à la surface seuil du domaine d'élasticité ($f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = 0$) [Lemaitre and Chaboche, 2004]. Dans cette étude, nous nous appuierons sur [Lemaitre and Chaboche, 2004] afin de définir $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ comme :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi}}{J(\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi})} \tag{II.4.2.10}$$

Avec :
$S$ le déviateur des contraintes défini annexe L.

Le modèle rhéologique relatif aux équations constitutives développées est présenté figure II.4.2.2.

Pour rappel, l'objectif de cette étude est de prédire numériquement la durée de vie des composants face au plasma en tenant compte du comportement mécanique représentatif du tungstène et du tungstène

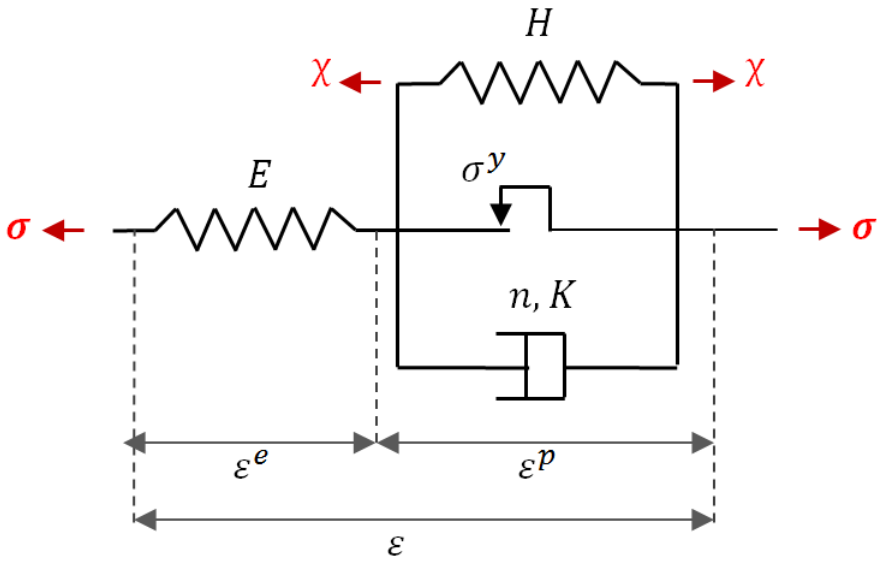



FIGURE II.4.2.2 – Modèle rhéologique élasto-viscoplastique [Bergheau, 2018]

recristallisé. Le logiciel ANSYS ne dispose pas d'un modèle élasto-viscoplastique tel que présenté dans cette section. Cette observation conduit à envisager le développement et la programmation d'un modèle dédié à notre étude au sein d'ANSYS. L'intégration numérique d'un modèle de comportement mécanique au sein d'un logiciel éléments finis requiert un travail conséquent, ainsi, afin de montrer la nécessité de programmer ce modèle, il est dans un premier temps proposé de réaliser une étude numérique basée sur la modélisation d'un comportement élasto-plastique du tungstène et du tungstène recristallisé. Pour cela, un modèle mécanique élasto-plastique disponible au sein du logiciel ANSYS sera employé.

### 4.2.2 Identification des équations constitutives d'un modèle élasto-plastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé

Dans le cadre de cette étude numérique, les hypothèses émises précédemment sont conservées (matériau isotrope et écrouissage cinématique linéaire). De fait, les équations constitutives présentées pour le modèle élasto-viscoplastique peuvent être considérées à l'exception de la loi d'écoulement viscoplastique. On considère alors les équations constitutives suivantes :

Synthèse des équations constitutives du modèle élasto-plastique à écrouissage cinématique linéaire proposées pour le tungstène et le tungstène recristallisé :

$$\begin{gathered} \boldsymbol{\epsilon}^{tot} - \boldsymbol{\epsilon}^{th} = \boldsymbol{\epsilon} = \boldsymbol{\epsilon}^{e} + \boldsymbol{\epsilon}^{p} \\ \boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon} = \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon}^{e}).\boldsymbol{I} + 2\mu\boldsymbol{\varepsilon}^{e} \\ f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - Y_s \\ \boldsymbol{\chi} = \tfrac{2}{3} H \boldsymbol{\varepsilon}^{p} \end{gathered} \tag{II.4.2.11}$$

Où :
-$Y_s$ désigne la limite d'élasticité du matériau considéré qui est à déterminer à partir des courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues

Ces équations constitutives correspondent à un modèle élasto-plastique intégré au sein d'ANSYS [ANSYS, 2017].

Sur la base des équations constitutives présentées, il est maintenant proposé d'identifier les paramètres relatifs au modèle élastoplastique ( $Y_s$ et $E_T$) et élasto-viscoplastique ( $K$, $n$, $\sigma^y$ et $E_T$), $E_T$ étant commun au deux modèles.

## 4.3 Identification des paramètres liés aux modèles élasto-plastiques et élasto-viscoplastiques

Dans cette section sont identifiés les paramètres relatifs aux modèles mécaniques précédemment présentés :

— $K$, $n$, $\sigma^y$ et $E_T$ relatifs au modèle de comportement élasto-viscoplastique

— $E_T$ (commun aux deux modèles) et $Y_s$ relatifs au modèle élasto-plastique.

Dans un premier temps, nous nous attachons à estimer les paramètres $Y_s$ et $E_T$. Ces paramètres sont estimés directement à partir des courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues expérimentalement. Dans un deuxième temps, nous nous appuyons sur une méthode d'identification couramment utilisée dans la littérature pour estimer les paramètres relatifs au modèle élasto-viscoplastique.

Le paramètre $E_T$ (module tangent) représente le coefficient directeur de la partie plastique des courbes obtenues. Comme explicité équation II.4.2.8 et équation II.4.2.7, $E_T$ participe à l'estimation de la variable tensorielle cinématique ($\boldsymbol{\chi}$). Communément, $E_T$ est approché entre la limite d'élasticité du matériau ($Y_s$) estimée à 0,2 % et une valeur de contrainte choisie à un certain niveau de déformation. Dans le cadre de cette étude, il est décidé que $E_T$ soit approché entre $Y_s$ et $\sigma_{\varepsilon^p=2\%}$ qui correspond à la valeur de contrainte mesurée lors de l'essai à 2% de déformation plastique (figure II.4.3.1). Ce choix (2%) est justifié à partir de l'estimation de l'incrément de déformation thermique attendu lors d'un cycle thermique représentatif (10 s ON/10 s OFF) à 20 MW/m² (en prenant $\Delta T = 4000°C$ correspondant à la variation de température attendue sur un cycles de 10 s ON/10 s OFF à 20 MW/m² dans l'équation II.4.1.1 ).

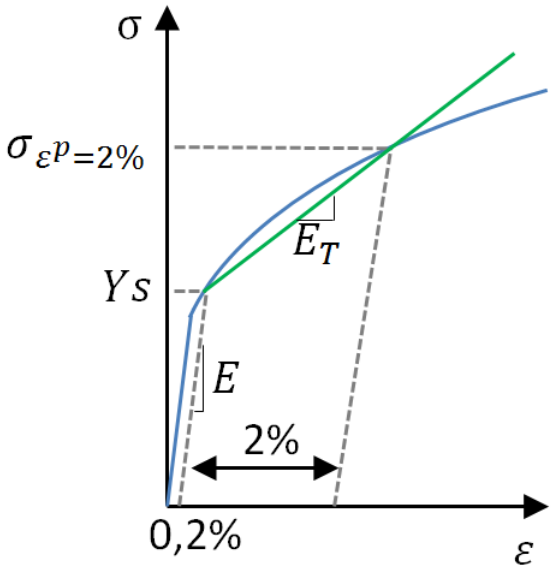



FIGURE II.4.3.1 – Méthode d'identification des paramètres $Y_s$ et $E_T$ à partir des courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues expérimentalement

Les modules tangents obtenus pour le tungstène et le tungstène recristallisé sont présentés tableau II.4.3.2. A cause de l'adoucissement observé (phénomène de recristallisation dynamique) du tungstène sollicité à 900°C et 1150°C, seuls les modules tangents estimés à 500°C et 750°C sont présentés. Pour le tungstène, nous faisons l'hypothèse que le module tangent est indépendant de la température et de la vitesse de déformation. Nous prendrons alors $E_T$ comme étant égal à la moyenne des modules tangents obtenus à 500°C et 750°C soit 0.85 GPa.

| $E_{T(2\%)}$ (GPa) | Tungstène | | | |
|---|---|---|---|---|
| Température | 500°C | 750°C | 950°C | 1150°C |
| $6.10^{-1}$ $s^{-1}$ | 0.77 | 0.75 | - | - |
| $6.10^{-2}$ $s^{-1}$ | 1.52 | 0.55 | - | - |
| $6.10^{-3}$ $s^{-1}$ | 0.94 | - | - | - |
| Moyenne | 0.85 | | - | - |

| $Y_{s(0.2\%)}$ (MPa) | Tungstène | | | |
|---|---|---|---|---|
| Température | 500°C | 750°C | 950°C | 1150°C |
| $6.10^{-1}$ $s^{-1}$ | 678 | 555 | 501 | 459 |
| $6.10^{-2}$ $s^{-1}$ | 570 | 544 | 506 | 443 |
| $6.10^{-3}$ $s^{-1}$ | 559 | 529 | 498 | 426 |

| $E_{T(2\%)}$ (GPa) | Tungstène recristallisé | | | |
|---|---|---|---|---|
| Température | 500°C | 750°C | 950°C | 1150°C |
| $6.10^{-1}$ $s^{-1}$ | 9.12 | 5.28 | 5.18 | 4.59 |
| $6.10^{-2}$ $s^{-1}$ | 8.44 | 5.20 | 4.66 | 4.12 |
| $6.10^{-3}$ $s^{-1}$ | 5.35 | 5.23 | 4.12 | 3.55 |
| Moyenne | 7.64 | 5.24 | 4.65 | 4.09 |

| $Y_{s(0.2\%)}$ (MPa) | Tungstène recristallisé | | | |
|---|---|---|---|---|
| Température | 500°C | 750°C | 950°C | 1150°C |
| $6.10^{-1}$ $s^{-1}$ | 46 | 59 | 50 | 58 |
| $6.10^{-2}$ $s^{-1}$ | 37 | 48 | 35 | 43 |
| $6.10^{-3}$ $s^{-1}$ | 61 | 39 | 41 | 49 |

TABLE II.4.3.2 – Paramètres $E_T$ et $Y_s$ obtenus pour le tungstène et le tungstène recristallisé sur la plage de température 500°C et 1150°C

On remarque les $Y_s$ obtenues à 750°C sont représentatives de celles obtenues à partir d'un grade de tungstène équivalent (respectant le cahier des charges ITER) par Wirtz et al à 800°C et $10^{-4}$ $s^{-1}$(figure I.2.1.4). En effet, on observe que le comportement du tungstène est symétrique en traction et compression. Les limites d'élasticité estimées à 0.2% de déformation montrent une différence de 9% (579 MPa à 800°C et $10^{-4}$ $s^{-1}$ contre 529 MPa obtenue à 750°C et $6.10^{-3}$ $s^{-1}$) pour un matériau issu du même fournisseur. Ces observations mettent en évidence que les données mécaniques obtenues en compression sont représentatives de celles obtenues en traction.

Les paramètres $E_T$ et $YS$ étant identifiés, nous nous intéressons maintenant à estimer les paramètres relatifs au modèle élasto-viscoplastique. Pour identifier les paramètres $K$ et $n$, la loi de Norton-Hoff (équation II.4.2.3 page 57) doit être écrite sous la forme suivante :

$$ln(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi} - \sigma^y) = \frac{1}{n} ln(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}}) + ln(K) \tag{II.4.3.1}$$

Dans un cas uniaxial, on obtient à partir de cette écriture (équation II.4.3.1), une droite affine donc les coefficients sont les paramètres $\frac{1}{n}$ et $ln(K)$ (figure II.4.3.2). Ainsi, à partir des courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues, cette

méthode d'identification permet de donner une estimation des paramètres viscoplastiques du tungstène et du tungstène recristallisé pour chaque température étudiée et ce pour chaque vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}^p$). Habituellement, le paramètre $\sigma^y$ qui représente la contrainte seuil du matériau (dépendent de la température) est identifié à partir d'essais de relaxation [Saint-Antonin, 1997]. Ici, ne disposant pas de tels essais, nous déterminons $\sigma^y$ en maximisant le coefficient de détermination, $R^2$, estimé pour chaque droite (droite ID, figure II.4.3.2) et ce pour chaque température [Kermouche, 2005].

Afin d'appliquer cette méthode d'identification plusieurs hypothèses doivent être émises. Compte tenu d'une faible évolution du paramètre $E_T$ en fonction de la vitesse de déformation, nous considérons ce paramètre comme dépendant exclusivement de la température. Le module tangent considéré pour le tungstène recristallisé pour chaque température est égale à la moyenne des $E_T$ estimés (tableau II.4.3.2). Pour rappel, nous considérons un $E_T$ constant pour le tungstène sur la plage de température 500°C-750°C. Le phénomène de recristallisation dynamique observé figure II.4.1.3 pour le tungstène n'a pas permis d'estimer les paramètres viscoplastiques de la loi de Norton-Hoff au delà de 750°C. Ainsi, seuls les paramètres identifiés à 500°C et 750°C sont présentés pour ce matériau.

Les jeux de paramètres ($\sigma^y$, $K$, et $n$) obtenus à partir de cette méthode d'identification, relatifs à chaque matériau sont présentés dans le tableau II.4.3.3.

Une fois $\sigma^y$, $K$, et $n$ estimés pour chaque température, une approximation linéaire de ces paramètres est réalisée afin de décrire leur évolution sur la plage de température étudiée. Finalement, les lois d'évolution de chaque paramètre obtenues par cette méthode sont également présentées tableau II.4.3.3.

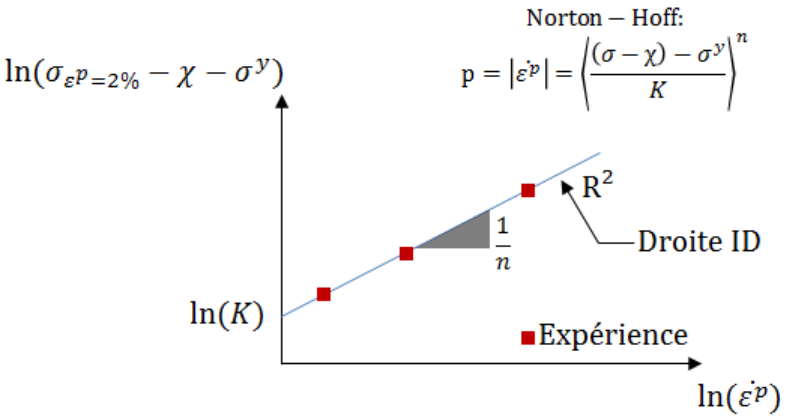



FIGURE II.4.3.2 – Méthode d'identification des paramètres attachés à la loi viscoplastique de type Norton-Hoff

L'évolution des différents paramètres de viscoplasticité ($n$, $K$ et $\sigma^y$) doit être monotone avec l'augmentation de la température [Lemaitre and Chaboche, 2004]. On observe tableau II.4.3.3 que les estimations des paramètres $K$ et $n$ du tungstène recristallisé ne suivent pas cette tendance. Dans le futur, d'autres essais (de relaxation ou de compression) pourraient ainsi être réalisés afin de mieux estimer ces paramètres. Aussi, en vue d'une utilisation numérique de ces données matériaux, il est important de noter que ces paramètres doivent être strictement positifs sur la plage de température étudiée. Ainsi, les données obtenues pour le tungstène et le tungstène recristallisé ne seront pas extrapolées.

Les courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues ont ainsi permis pour la première fois de mettre en évidence le comportement viscoplastique de ce matériau. Les paramètres relatifs à un modèle d'élasto-viscoplasticité ont été identifiés. Il s'agit maintenant de valider analytiquement ces jeux de paramètres. C'est l'objet de l'étude

| Tungstène | | | | |
|---|---|---|---|---|
| Température | 500°C | 750°C | 950°C | 1150°C |
| Seuil $\sigma^y$, (Pa) | $552.10^6$ | $524.10^6$ | - | - |
| K | $166{,}91.10^6$ | $352{,}87.10^5$ | - | - |
| n | 1.75 | 2.63 | - | - |
| $\sigma^y = -112000 \times T + 608.10^6$<br>$K = -526518,72 \times T + 430.10^6$<br>$n = 0.0035 \times T - 0.027$ | | | | |

| Tungstène recristallisé | | | | |
|---|---|---|---|---|
| Température | 500°C | 750°C | 950°C | 1150°C |
| Seuil $\sigma^y$, (Pa) | $60.10^6$ | $40.10^6$ | $30.10^6$ | $30.10^6$ |
| K | $130{,}52.10^6$ | $79{,}72.10^6$ | $71{,}12.10^6$ | $84{,}99.10^6$ |
| n | 3,83 | 10,78 | 9,50 | 8,72 |
| $\sigma^y = -4743,94 \times T + 7,97.10^6$ , $R^2 = 0.87$<br>$K = -71003,7 \times T + 151052482,8$ , $R^2 = 0.55$<br>$n = 0.0067 \times T + 2.58$, $R^2 = 0.38$ | | | | |

TABLE II.4.3.3 – Paramètres viscoplastiques K, n et $\sigma^y$ obtenus pour le tungstène et le tungstène recristallisé sur la plage de température 500°C et 1150°C

analytique présentée dans le prochain paragraphe.

## 4.4 Étude analytique

La méthode d'identification employée pour estimer les paramètres viscoplastiques $K$, $n$ et $\sigma^y$ a nécessité d'émettre plusieurs hypothèses en particulier concernant l'évolution du paramètre $E_T$ en fonction de la température. La validation analytique réalisée dans cette section a pour objectif de vérifier que ces hypothèses ne sont pas trop restrictives et de mettre en évidence que les paramètres identifiés permettent de restituer les courbes expérimentales. Dans un premier temps, la solution analytique du modèle élasto-viscoplatique est présentée puis à partir de cette solution, une étape de validation des paramètres est réalisée.

### 4.4.1 Solution analytique du modèle élasto-viscoplastique

Le modèle élasto-viscoplastique présenté précédemment admet une solution analytique. Le raisonnement mathématique permettant d'aboutir à cette solution est présenté ci-après.

Rappels mathématiques :
- Un vecteur $\{a\}$ est dit colinéaire au vecteur $\{b\}$ si il existe un scalaire $c$ tel que $\{a\} = c\{b\}$ ou $\{b\} = c\{a\}$

On définit **un chargement proportionnel** de sorte qu'en un point donné, l'état de contrainte garde une direction constante au cours du temps. On écrit alors :

$$\boldsymbol{\sigma} = f(t) \cdot \boldsymbol{D} \tag{II.4.4.1}$$

Où :
-$f(t)$ désigne une fonction continue monotone à valeur réelle supposée croissante décrivant l'évolution des contraintes de sorte qu'à chaque instant $f(t) \geqslant 0$ et avec$f(0) = 0$
-$\boldsymbol{D}$ désigne une direction (constante au cours du temps) du tenseur des contraintes.
$\boldsymbol{D}$ et $f(t)$ sont choisies de sorte que :

$$J(\boldsymbol{D}) = \sqrt{\frac{3}{2}\boldsymbol{D}'_{ij}\boldsymbol{D}'_{ij}} = 1 \tag{II.4.4.2}$$

Avec $\boldsymbol{D}'$ le déviateur de $\boldsymbol{D}$ tel que :

$$\boldsymbol{S} = f(t) \cdot \boldsymbol{D}' \tag{II.4.4.3}$$

Pour rappel :

$$J(\sigma) = \sqrt{\frac{3}{2}\mathbf{S} : \mathbf{S}} \qquad II.4.2.5$$

Ainsi, à partir des définitions données pour $\boldsymbol{D}$ et $f(t)$, on peut noter que : $J(\sigma) = f(t)$.

A partir des équations constitutives du modèle d'élasto-viscoplasticité on rappelle que :

$$\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3}H\boldsymbol{\varepsilon^p} \qquad II.4.2.7$$

et que :

$$\dot{\varepsilon}^p = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi}}{J(\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi})} \qquad II.4.2.10$$

A partir des ces deux équations et de l'équation II.4.4.3, on montre alors que $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ est solution d'une équation différentielle qui peut s'écrire :

$$\dot{\varepsilon}^p + g(t)\boldsymbol{\varepsilon^p} = h(t)\boldsymbol{D}' \tag{II.4.4.4}$$

Où :
-$g(t) = \frac{\dot{p}H}{J(\boldsymbol{S}-\boldsymbol{\chi})}$ et $h(t) = \frac{3}{2}\frac{\dot{p}}{J(\boldsymbol{S}-\boldsymbol{\chi})}f(t)$.
Compte tenu du fait que l'équation II.4.4.4 n'est valable qu'à un instant où la plasticité a débuté (nous noterons cette instant $t_0$), la condition initiale associée à l'équation II.4.4.4 est alors :

$$\boldsymbol{\varepsilon^p}(t_0) = 0 \tag{II.4.4.5}$$

En intégrant l'équation II.4.4.4 avec la condition initiale (équation II.4.4.5 ), on remarque que $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ est colinéaire à $\boldsymbol{D}'$. Cette observation est également valable pour $\boldsymbol{\chi}$et $\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi}$. Il vient alors :

$$\dot{\varepsilon^p} = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi}}{J(\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi})} = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{D}'}{J(\boldsymbol{D}')} = \frac{3}{2}\dot{p}\boldsymbol{D}' \tag{II.4.4.6}$$

L'intégration de cette équation donne immédiatement :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^p = \frac{3}{2} p \boldsymbol{D}' \tag{II.4.4.7}$$

Ainsi, avec l'équation II.4.2.5 et l'équation II.4.4.3 on peut écrire :

$$J(\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi}) = \left[\frac{3}{2}(\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi})(\boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi})\right]^{\frac{1}{2}} = (f(t) - Hp)\sqrt{\frac{3}{2}\mathbf{D}' : \mathbf{D}'} = f(t) - Hp \tag{II.4.4.8}$$

En repartant de la loi d'écoulement du modèle élasto-viscoplastique :

$$\dot{p} = < \frac{J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y}{K} >^n \tag{II.4.4.9}$$

Il vient :

$$J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) = K\dot{p}^{\frac{1}{n}} + \sigma^y \tag{II.4.4.10}$$

Qui avec l'équation II.4.4.8 donne la solution analytique du modèle élasto-viscoplastique :

$$J(\sigma) = K\dot{p}^{\frac{1}{n}} + Hp + \sigma^y \tag{II.4.4.11}$$

Ou pour rappel :
-$J(\boldsymbol{\sigma})$ désigne la contrainte équivalent de von Mises.
-$K$, $H$, $n$ et $\sigma^y$ désignent les paramètres du modèle élasto-viscoplastique
- $p$ désigne la déformation plastique équivalente cumulée

### 4.4.2 Validation analytique

A partir de la solution analytique présentée, il est proposé de valider les paramètres viscoplastiques du tungstène et le tungstène recristallisé présentés tableau II.4.3.3 en comparant les courbes expérimentales obtenues avec la réponse analytique du modèle mécanique.

#### 4.4.2.1 Validation des paramètres viscoplastiques obtenus pour le tungstène

Pour rappel, les essais expérimentaux réalisés ont permis d'identifier les paramètres viscoplastiques du tungstène à 500°C et 750°C. Sur la figure II.4.4.1 est comparé, la contrainte mécanique mesurée expérimentalement avec la contrainte mécanique estimée analytiquement pour le tungstène à différentes températures et vitesses de déformation en fonction de la déformation plastique.

La figure II.4.4.1 met en évidence un résultat cohérent entre la mesure expérimentale et le calcul analytique. On observe en effet, que sur les plages de températures et de vitesses de déformation étudiées, les paramètres viscoplastiques estimés permettent de restituer les courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues.

#### 4.4.2.2 Validation des paramètres viscoplastiques obtenus pour le tungstène recristallisé

Pour le tungstène recristallisé, la figure II.4.4.1 met en évidence un résultat cohérent entre la mesure expérimentale et le calcul analytique. On observe en effet que sur les températures et les vitesses de

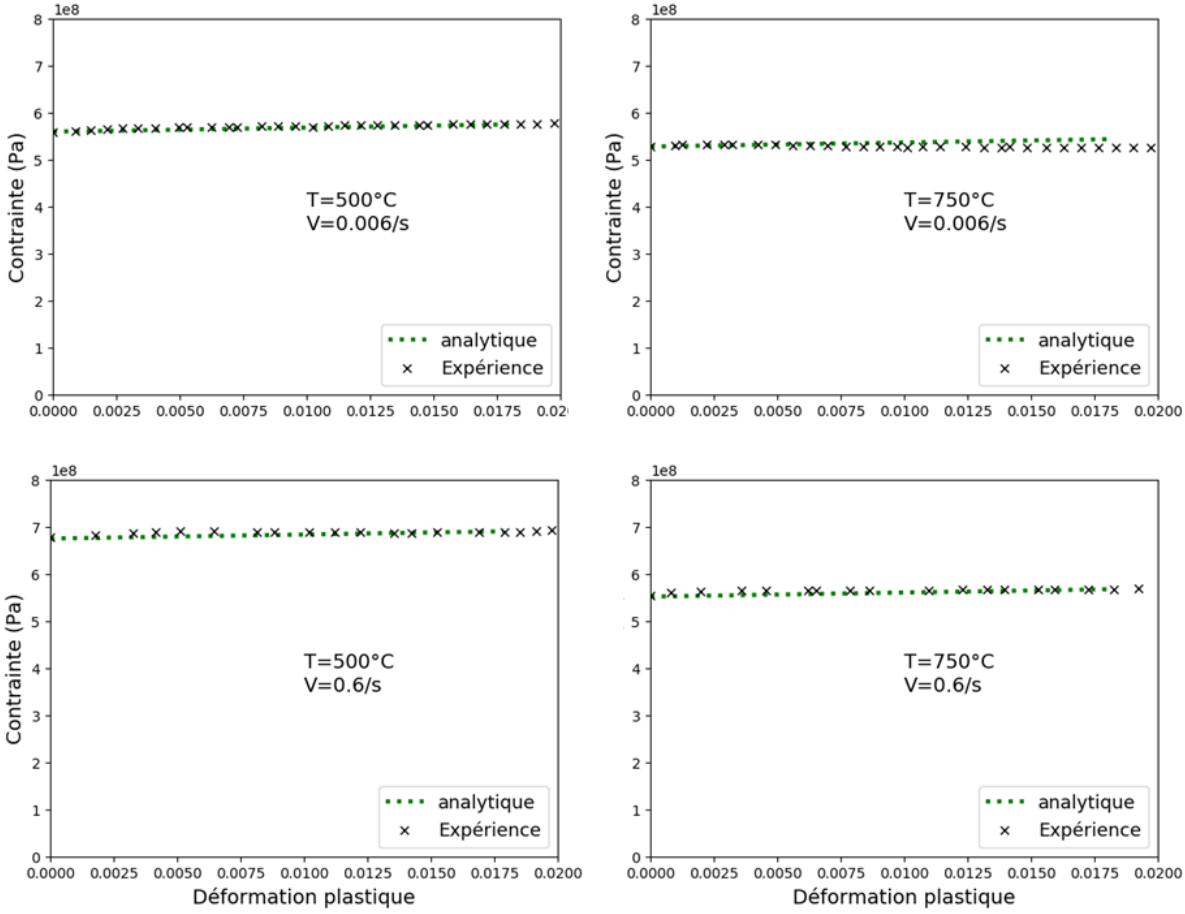



FIGURE II.4.4.1 – Validation analytique des paramètres viscoplastiques identifiés pour le tungstène

déformation étudiées, les paramètres viscoplastiques estimés permettent de restituer les courbes $\sigma - \varepsilon$ obtenues expérimentalement.

On observe néanmoins un décalage entre la courbe expérimentale obtenue à 500°C et 0.6/s de déformation et la réponse du modèle analytique pour une déformation plastique nulle. Pour cet essai, le coefficient directeur de la pente dans le régime plastique n'est pas constante contrairement aux autres essais. Il a été décidé d'ajuster le paramètre $E_T$ de sorte que la réponse analytique du modèle suive la courbe expérimentale obtenue entre 1% et 2% de déformation plastique (figure II.4.4.1). Compte tenu de cette correction, l'évolution du paramètre $E_T$ en fonction de la température est donnée ci-dessous :

$$E_T(Pa) = -2947462,7 \times T + 74,63.10^8 \tag{II.4.4.12}$$

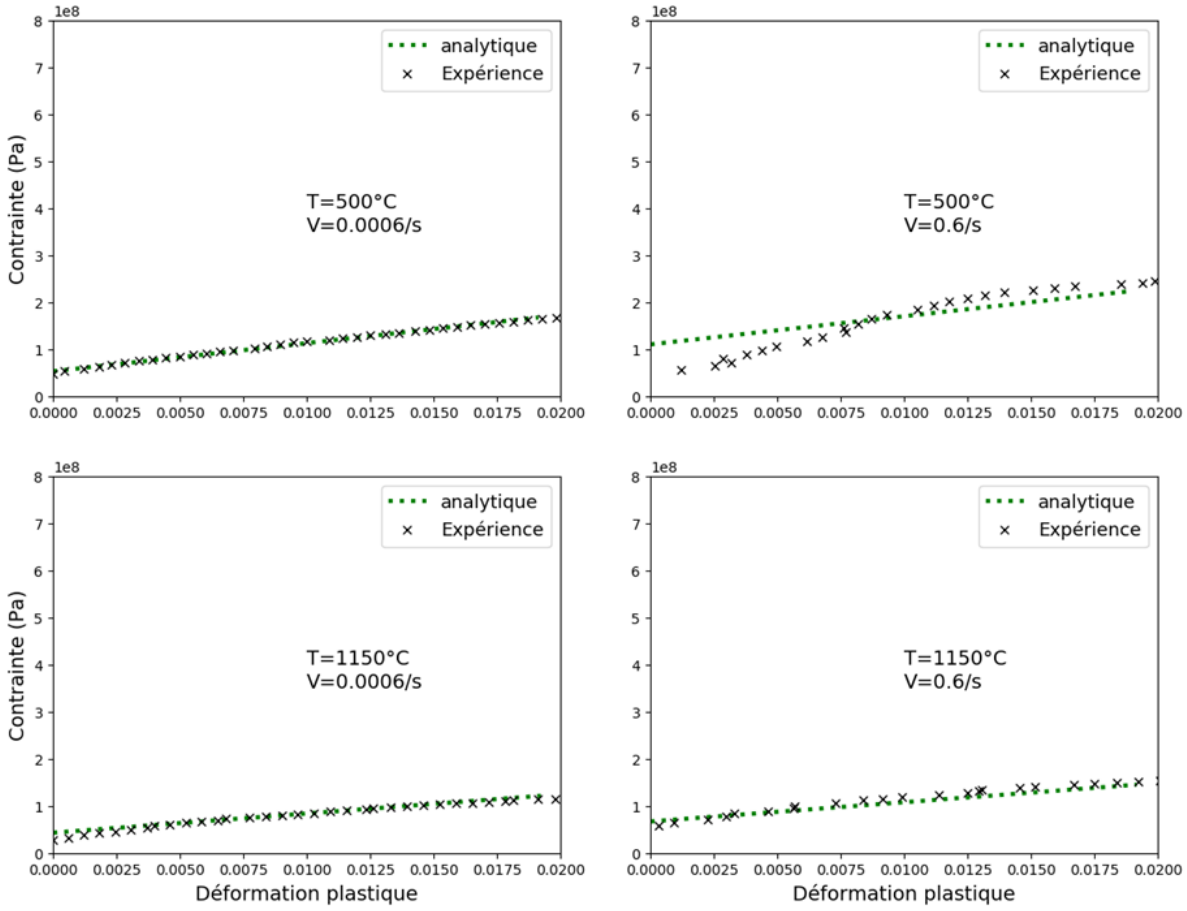



FIGURE II.4.4.2 – Validation analytique des paramètres viscoplastiques identifiés pour le tungstène recristallisé

Les paramètres relatifs à un modèle d'élasto-viscoplasticité ont été identifiés et validés analytiquement. Ces travaux permettent ainsi d'envisager l'étude de l'impact du comportement viscoplastique et du phénomène de recristallisation du tungstène sur la durée de vie des CFPs destinés aux divertors WEST et ITER.

Comme évoqué section 4.2.1 de ce chapitre, ne disposant pas d'un modèle viscoplastique de type Nortonhoff au sein du logiciel ANSYS, il est décidé de réaliser une première étude numérique élasto-plastique. Cette étude préliminaire aura pour objectif d'identifier si le caractère viscoplastique joue un rôle majeur

sur la durée de vie du composant.

## 4.5 Simulations thermomécaniques

L'étude bibliographique réalisée partie I de ce manuscrit a révélé que le phénomène de recristallisation du tungstène joue un rôle majeur sur la durée de vie des CFPs et a ainsi justifié l'étude du comportement thermomécanique de ce matériau à l'état recristallisé et non recristallisé [Panayotis et al., 2017a, Li and You, 2015].

L'étude numérique de Li et al a en particulier souligné que la dégradation des propriétés mécaniques induite par la recristallisation du tungstène entraine une augmentation de l'incrément de déformation plastique équivalent par cycle thermique ($\Delta\varepsilon^p$). Cette étude est basée sur l'utilisation de données matériaux incomplètes obtenues sur un grade de tungstène non représentatif au regard du cahier des charges demandé par ITER. Aussi, ne connaissant pas le comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé, cette étude numérique est basée sur des hypothèses fortes et postule un comportement élastique parfaitement plastique de ces deux matériaux.

L'objectif de l'étude numérique présentée ici est de mettre en évidence l'influence des propriétés mécaniques nouvellement acquises sur le tungstène et le tungstène recristallisé et ce pour différentes vitesses de déformation. Pour cela, il est proposé de reprendre le modèle numérique développé par Li et al et de comparer les $\Delta\varepsilon^p$ ainsi que les durées de vie finalement obtenues. Aussi, nous profiterons de cette étude pour évaluer l'impact de la DBTT sur la durée de vie du composant.

### 4.5.1 Modèle éléments finis

#### 4.5.1.1 Géométrie et modèle

Il est proposé ici de reprendre le modèle numérique développée par Li et al. Ce modèle numérique présenté figure II.4.5.1 est représentatif d'un monobloc de type ITER. Grâce à l'utilisation de 2 plans de symétrie, seulement un quart du bloc de tungstène est modélisé. Les dimensions sont identiques à celles présentées dans l'article de Li et al [Li and You, 2015] ($28 \times 14 \times 6 \ \ mm^3$). La distance minimum entre la surface du bloc et le tube de refroidissement est de 6.5 mm. Le tube en CuCrZr a un diamètre intérieur de 12 mm et un diamètre extérieur de 15 mm. La couche de compliance en cuivre doux (Cu-OFHC) est modélisée avec une épaisseur de 1 mm. Le modèle est réalisé sur le logiciel ANSYS 17.2.

#### 4.5.1.2 Propriétés thermomécaniques

Comme pour Li et al, le comportement viscoplastique du matériau est négligé.

Nous considérons un écrouissage cinématique linéaire dans cette étude (Cf Partie II section 4.2.1). Ainsi, nous utiliserons le modèle bilinéaire à écrouissage cinématique d'ANSYS pour modéliser le comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé [ANSYS, 2017]. Concernant le tungstène, nous faisons l'hypothèse d'un matériau isotrope, élastoplastique. Pour ce qui est du tungstène recristallisé, les propriétés mécaniques prises en compte sont présentées tableau II.4.3.2).

Le module de Young, le coefficient de conductivité thermique ainsi que le coefficient de dilatation thermique utilisés dans cette étude sont ceux présentés pour le tungstène et le tungstène recristallisé Partie

I tableaux I.2.2.1, I.2.2.3 et I.2.2.2 ([Team, 2013]). De plus, les propriétés mécaniques utilisées pour Cu-OFHC et CuCrZr sont extraites des courbes $\sigma - \varepsilon$ présentées dans [Team, 2013]. Les contraintes ainsi que les déformations générées au sein du Cu-OFHC et du CuCrZr ne sont pas étudiées.

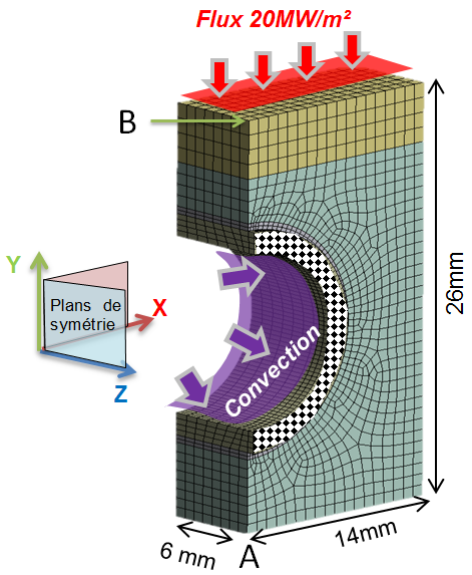



FIGURE II.4.5.1 – Modèle numérique utilisé

#### 4.5.1.3 Cas d'étude et conditions limites

Dans cette section, plusieurs simulations sont effectuées (figure II.4.5.2). Pour rappel, les propriétés élasto-plastiques présentées tableau II.4.3.2 sont utilisées dans ces simulations en considérant $E_T$ égal à 0 pour le tungstène non recristallisé.

1. La simulation de référence (REF, figure II.4.5.2) suppose un bloc de tungstène non recristallisé ayant pour propriétés mécaniques celles obtenues expérimentalement à $6\times10^{-3}\text{s}^{-1}$.
2. Une seconde simulation vise à étudier l'effet de la vitesse de déformation (SR, figure II.4.5.2). Cette simulation suppose un bloc de tungstène non recristallisé ayant pour propriétés mécaniques celles obtenues expérimentalement à $6\times10^{-1}$ $\text{s}^{-1}$.
3. Une troisième simulation vise à étudier l'impact de la recristallisation du tungstène (RXX_2, figure II.4.5.2). Cette simulation suppose une épaisseur de tungstène recristallisé de 2 mm sur la partie supérieure du bloc (épaisseur représentative de celle observée dans la littérature au centre du bloc après 300 cycles de thermique à 20 MW/m² [G.Pintsuk et al., 2015]). Ce modèle tient compte des propriétés mécaniques obtenues expérimentalement à $6\times10^{-3}$ $\text{s}^{-1}$ pour le tungstène et le tungstène recristallisé.
4. Une quatrième simulation vise à étudier l'effet de l'épaisseur de tungstène recristallisé (RXX_4, figure II.4.5.2). Cette simulation suppose une épaisseur de 4 mm de tungstène recristallisé sur la partie supérieure du modèle et tient compte des propriétés mécaniques obtenues expérimentalement à $6\times10^{-3}$ $\text{s}^{-1}$ pour le tungstène et le tungstène recristallisé. L'épaisseur conservative de 4 mm est choisie car elle est représentative de celle observée sur le bord du bloc après 300 cycles thermiques à 20 MW/m² [G.Pintsuk et al., 2015].

5. Une dernière simulation vise à étudier l'effet de la recristallisation du tungstène combiné à l'effet de la vitesse de déformation (SR+RXX_4, figure II.4.5.2). Cette simulation suppose une épaisseur de 4 mm de tungstène recristallisé sur la partie supérieure du modèle et tient compte des propriétés mécaniques obtenues expérimentalement à $6\times10^{-1}$ $s^{-1}$ pour le tungstène et pour le tungstène recristallisé.

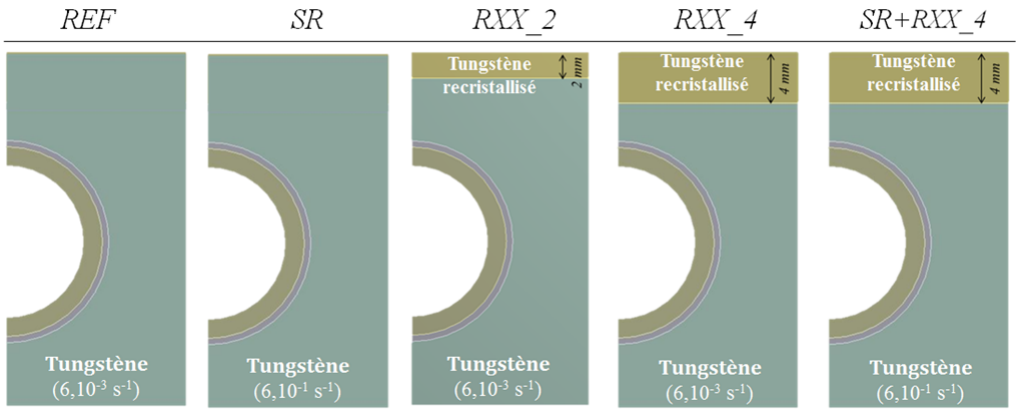



FIGURE II.4.5.2 – Modèles thermomécaniques développés

Les conditions limites utilisées dans le cadre de ces simulations sont identiques à celles appliquées par M. Li et al [Li and You, 2015]. Un flux thermique homogène de 20 MW/m² est appliqué sur la surface supérieure du bloc. Une condition limite de convection est appliquée sur la surface interne du tube en CuCrZr pour simuler le refroidissement du composant. Pour cela, la routine de Schlosser et al [J. Schlosser, 1993] est utilisée pour calculer les coefficients de transfert thermique en tenant compte des conditions représentatives suivantes : pression 3.3 MPa, température 120 °C et vitesse d'écoulement de l'eau 12 m/s. Les coefficients calculés sont présentés tableau II.4.5.4 et sont représentatifs de ceux utilisés par M. Li et al.

| Température (°C) | 50 | 100 | 150 | 200 | 250 | 290 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Coefficient de convection (kW/m².°C) | 98.6 | 108.2 | 115.0 | 120.0 | 124.2 | 207.1 |

TABLE II.4.5.4 – Coefficients de convection obtenus à partir de [J. Schlosser, 1993]

Comme pour le modèle de M. Li et al, les déplacements des nœuds attachés à la surface du tube de refroidissement ne sont autorisés que dans la direction axiale du tube (surface avec motif en damier, figure II.4.5.1). Aussi, il est nécessaire de contraindre mécaniquement le bloc de tungstène. Pour cela, il a été choisi de fixer le bloc au point A (déplacement et rotation nul dans toutes les directions). Cette condition limite a été utilisée pour chaque simulation et est identique à celle utilisée par Li et al.

Cependant, il est important de noter que dans des conditions réalistes, la surface inférieure du bloc de tungstène est soit mécaniquement contrainte, soit totalement libre. À l'avenir, les simulations pourraient alors être réalisées en fixant l'ensemble de la surface inférieure du bloc de tungstène. De cette manière, une étude conservative serait réalisée en raison d'une augmentation des contraintes au sein du bloc.

Enfin, la température de référence de déformation thermique nulle est définie comme Li et al à 450°C et correspond à la dernière étape de recuit réalisée lors de l'assemblage du composant [Li and You, 2015].

## 4.5.2 Résultats numériques

### 4.5.2.1 Réponse thermique

Comme observé dans la littérature, un chargement thermique de 20 MW/m² induit un gradient de température important au sein du bloc de tungstène. La température de surface du bloc atteint ~2200°C et ~460°C à l'interface tungstène/Cu-OFHC (figure II.4.5.3). On peut également noter que la température au point B est de l'ordre de 1800°C.

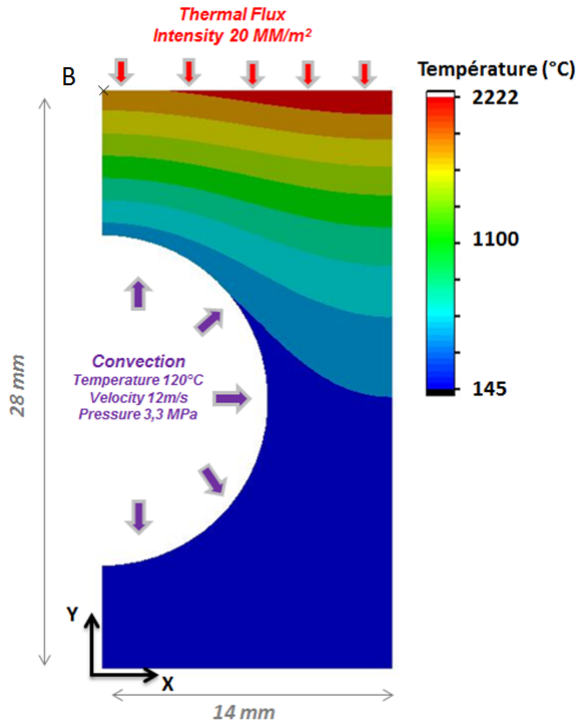



FIGURE II.4.5.3 – Gradient thermique obtenu à 20MW/m²

### 4.5.2.2 Réponse mécanique

En accord avec la littérature, on s'attend à ce que la déformation plastique soit maximum au centre du bloc. En effet, à cette position le gradient de température est le plus important (point B, figure II.4.5.3). Lors des campagnes expérimentales, c'est dans cette région que la fissuration du bloc est observée [Gavila et al., 2011, Hirai et al., 2015, Riccardi et al., 2011, G.Pintsuk et al., 2015].

On remarque figure II.4.5.4, que l'incrément de déformation plastique équivalent est stabilisé après seulement quelques cycles de chargement thermique. En effet, on observe qu'à partir du 4ème cycle thermique, la réponse mécanique du tungstène devient stable. Cette stabilisation est également valable pour les autres simulations. Par conséquent, les résultats mécaniques présentés dans cette section seront ceux obtenus au 5$^{\text{ème}}$ cycle de chargement.

L'incrément de déformation plastique équivalent ($\Delta\varepsilon^p$) est estimé pour chaque simulation. Nous définissons ici, $\Delta\varepsilon^p$ correspondant à la moitié de l'incrément de déformation plastique générée au cours du 5ème cycle thermique [Li and You, 2015]. Pour les différentes simulations réalisées, $\Delta\varepsilon^p$ est présenté tableau II.4.5.5.

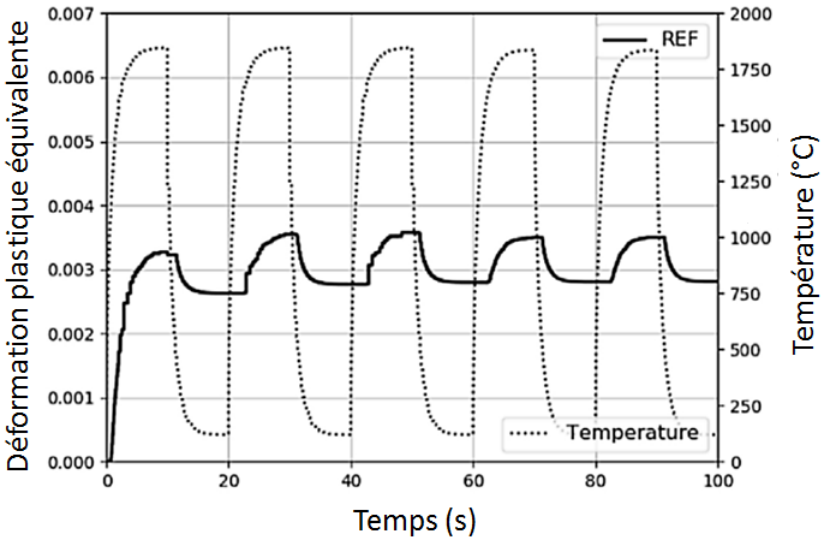



FIGURE II.4.5.4 – Évolution de la température et de la déformation plastique équivalente au cours des 5 premières cycles de chargement thermiques obtenus au point B pour la simulation REF

| | REF | SR | RXX_2 | RXX_4 | SR+RXX_4 |
|---|---|---|---|---|---|
| Vitesse de déformation ($s^{-1}$) | $6\times10^{-3}$ | $6\times10^{-1}$ | $6\times10^{-3}$ | $6\times10^{-3}$ | $6\times10^{-1}$ |
| $\Delta\varepsilon^p$ (%) | 0.069 | 0.020 | 0.506 | 0.585 | 0.587 |

TABLE II.4.5.5 – Incréments de déformation plastique équivalents ($\Delta\varepsilon^p$) obtenus au point B (figure II.4.5.2) lors du 5ème cycle thermique pour chaque simulation

Le tableau II.4.5.5 met en évidence l'impact du phénomène de recristallisation du tungstène sur $\Delta\varepsilon^p$. On peut aussi noter l'effet de l'épaisseur de la couche de tungstène recristallisé. En effet, $\Delta\varepsilon^p$ obtenu pour la simulation REF est environ sept fois inférieur à celui obtenu pour la simulation RXX_2 et environ huit fois inférieur à celui obtenu pour la simulation RXX_4.

Le tableau II.4.5.5 met aussi en lumière l'impact de la vitesse de déformation sur $\Delta\varepsilon^p$. En effet, $\Delta\varepsilon^p$ est égal à 0,069% pour la simulation REF et à 0,020% pour la simulation SR.

A l'inverse, le tableau II.4.5.5 révèlent un effet marginal de la vitesse de déformation sur l'estimation de $\Delta\varepsilon^p$ pour le tungstène recristallisé (0,585% pour RXX_4 et 0,587% pour SR + RXX_4) qu'il conviendra d'analyser par l'utilisation de lois de comportement adaptées.

De plus, on peut noter que l'utilisation des propriétés élasto-plastiques représentatives d'un matériau répondant au cahier des charges ITER est importante. En effet, en comparant le $\Delta\varepsilon^p$ obtenu pour la simulation RXX_4 avec celui obtenu par Li et al [Li and You, 2015] pour une simulation équivalente, (le seul changement concerne les propriétés élasto-plastiques du tungstène et du tungstène recristallisé) on observe que $\Delta\varepsilon^p$ est deux fois plus important dans notre cas (0,325% pour Li et al contre 0,585% pour RXX_4).

La figure II.4.5.5 montre l'évolution de la déformation plastique au cours du 5ème cycle thermique et ce pour chaque simulation. Pour les simulations RXX_2, RXX_4 et SR+RXX_4, la figure II.4.5.4 montre que lors des phases transitoires de chauffe et de refroidissement, une fraction de $\Delta\varepsilon^p$ est générée quand la température du matériau est inférieure à la DBTT. Cette même figure met aussi en évidence que le tungstène recristallisé se déforme plastiquement tout au long du cycle thermique et que l'amplitude des déformations plastiques est équivalente entre la phase de chauffe et la phase de refroidissement.

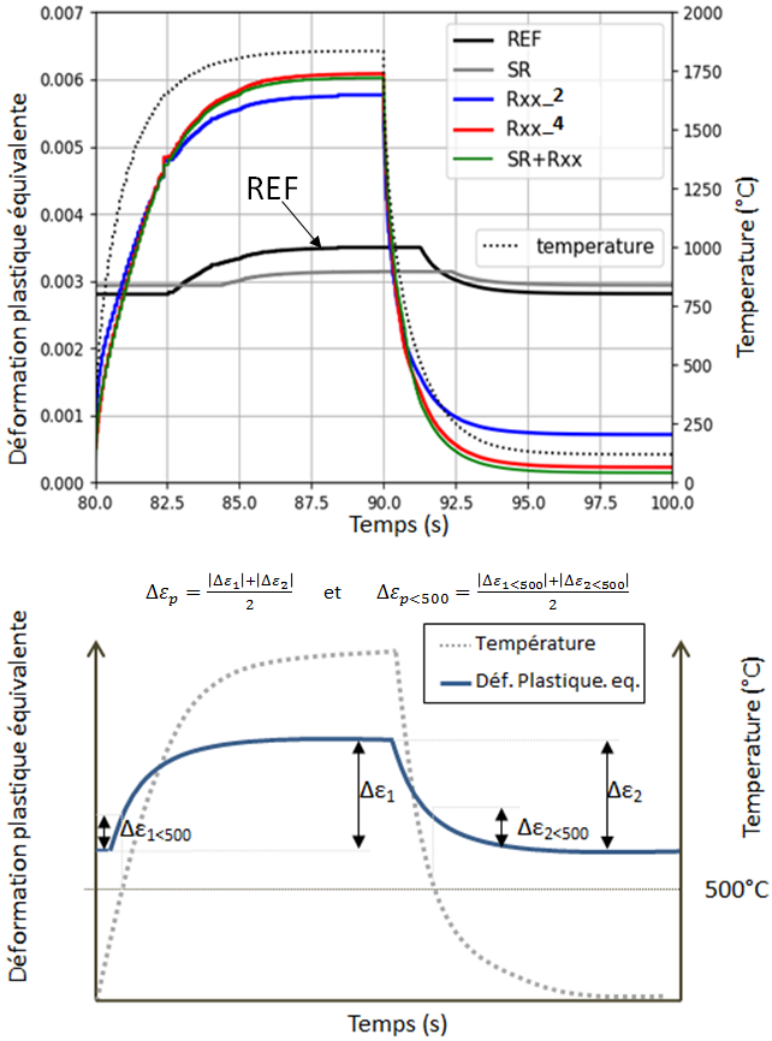



FIGURE II.4.5.5 – Évolution de la température et de la déformation plastique équivalente au 5ème cycle (au point B)

En revanche aucune déformation plastique n'est mise en évidence en deçà de 500°C durant la phase de chauffe pour les simulations REF et SR. La phase de refroidissement avant 500 °C a clairement un plus fort impact sur le processus d'endommagement du bloc.

La figure II.4.5.5 révèle aussi un retard concernant l'évolution de la déformation plastique pour ces deux simulations (REF et SR). En effet, on observe pour ces deux simulations que la déformation plastique équivalente commence à évoluer après 2,5s pour REF et 4s pour SR après le début du cycle thermique. Ces retards sont représentatifs du temps nécessaire pour atteindre la limite d'élasticité du tungstène et met en évidence l'avantage d'une limite d'élasticité élevée sur l'évolution de la déformation plastique équivalente au cours du cycle thermique. Nous verrons dans la section suivante que ces retards ont un impact sur l'estimation de la durée de vie du composant.

#### 4.5.2.3 Quantification de l'effet de la DBTT sur l'estimation de la durée de vie du composant

Dans le but d'optimiser l'utilisation des composants face au plasma dans les réacteurs thermonucléaires, nous cherchons dans cette section à donner une estimation de la durée de vie des CFPs à partir des incréments de déformation plastique équivalents ($\Delta\varepsilon^p$) obtenus précédemment (tableau II.4.5.5).

Pour cela, nous utilisons la méthode développée par Li et al (présentée Partie I de ce manuscrit page 25). Pour rappel, cette méthode permet de donner une estimation de la durée de vie du composant à partir de l'utilisation des lois de Manson-Coffin disponibles dans la littérature (figure I.2.1.5)[Team, 2013] en tenant compte de la DBTT.

Afin d'étudier l'impact de la DBTT sur l'estimation de la durée de vie du composant, sont considérées ici deux possibilités de DBTT : 350°C et 500°C.

| | REF | SR | RXX_2 | RRX_4 | SR+RXX_4 |
|---|---|---|---|---|---|
| $\Delta\varepsilon^p_{<500}\%$ | 47 | 49 | 15 | 14 | 15 |
| $N_{1<500}$ | 884 | 44200 | 52 | 36 | 29 |
| $N_{2>500}$ | 2816300 | 44635400 | 5892 | 3130 | 3227 |
| $N_{F500}$ | 884 | 44150 | 52 | 36 | 29 |

TABLE II.4.5.6 – Estimation numérique de la durée de vie du composant postulant une DBTT à 500°C

| | REF | SR | RXX_2 | RRX_4 | SR+RXX_4 |
|---|---|---|---|---|---|
| $\Delta\varepsilon^p_{<350}\%$ | 26 | 49 | 8 | 8 | 8 |
| $N_{1<350}$ | 5835 | 44197 | 430 | 289 | 224 |
| $N_{2>350}$ | 1388500 | 44635400 | 4227 | 2289 | 2315 |
| $N_{F350}$ | 5811 | 44150 | 390 | 256 | 204 |

TABLE II.4.5.7 – Estimation numérique de la durée de vie du composant postulant une DBTT à 350°C

Les tableaux II.4.5.6 et II.4.5.7 présentent les durées de vie obtenues pour chaque simulation. Tout d'abord on observe que quelle que soit la DBTT du matériau, la recristallisation réduit considérablement la durée de vie des composants (95%). Aussi, on observe que l'épaisseur de la couche de tungstène recristallisée joue un rôle important sur la durée de vie du bloc.

En comparant les résultats obtenus tableaux II.4.5.6 et II.4.5.7, on observe un effet de la DBTT sur la durée de vie des composants. En effet, pour la simulation RXX_2, la durée de vie des composants est réduite passant de 390 à 52 cycles. En accord avec différentes références bibliographiques, la DBTT est aujourd'hui estimée aux alentours de 350°C pour le tungstène [Reiser et al., 2013, Farre, J. et al., 1997].

Cependant, ces différentes études n'ont pas été réalisées sur un type de tungstène répondant au cahier des charges ITER. Par conséquent, une étude approfondie visant à étudier la DBTT s'avère nécessaire.

Les campagnes expérimentales à hauts flux conduites ces 15 dernières années (et présentées partie I) ont révélé une fissuration du bloc de tungstène après quelques dizaines (jusque quelques centaines) de cycles thermiques à 20MW/m². Bien que le modèle numérique utilisé dans ce chapitre ne corresponde pas exactement en terme de géométrie, propriétés de convection, chargement thermique, aux divers cas expérimentaux [Riccardi et al., 2011, Gavila et al., 2011, Hirai et al., 2015, G.Pintsuk et al., 2015], le nombre de cycles avant rupture ($Nf$) obtenus pour chaque simulation est comparé.

La durée de vie estimée pour chacune des simulations est cohérente avec les observations expérimentales. Cependant, les corrélations doivent s'arrêter à ce niveau car, comme évoqué, de nombreuses incertitudes sur les conditions de tests existent (homogénéité du dépôt de flux, valeur du flux déposé, nuance de tungstène et propriétés thermo-mécaniques associées, variation de la géométrie dans les tolérances demandées).

## 4.6 Perspectives

Les courbes $\sigma-\varepsilon$ obtenues lors de la campagne de tests ont permis d'identifier le comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé. Un écrouissage important a en particulier été mis en lumière alors qu'il était postulé jusqu'à présent que ces deux matériaux pouvaient être modélisés par un comportement élastique parfaitement plastique [Li and You, 2015]. Nous avons également pu observer une sensibilité significative à la vitesse de déformation de ces deux matériaux et d'identifier un comportement élasto-viscoplastique pour le tungstène et le tungstène recristallisé.

Néanmoins, il est important de rappeler que le comportement mécanique du tungstène a été étudié entre 500°C et 1150°C. Or, la plage de température d'intérêts pour ITER s'étend de ~120°C à ~2000°C. Ainsi, à basse température (<500°C), il sera nécessaire de réaliser des essais mécaniques afin d'identifier précisément la DBTT de ces matériaux. A plus hautes températures, il serait aussi préconisé de réaliser des essais mécaniques complémentaires (essais unixial et/ou de relaxation). Aussi, nous devons garder à l'esprit que les CFPs sont soumis à des flux thermiques cycliques. La réalisation d'essais mécaniques cycliques de type traction/compression permettrait ainsi de mieux comprendre le comportement en fatigue de ces matériaux.

Dans ce chapitre, une étude numérique préliminaire a également été réalisée pour mettre en évidence l'effet du phénomène de recristallisation du tungstène, de la DBTT ainsi que la vitesse de déformation sur la durée de vie des composants face au plasma destinés au divertor ITER et WEST. Les simulations ont été effectuées en supposant (ou non) une couche de tungstène recristallisée sur la partie supérieure du bloc et en utilisant les propriétés mécaniques obtenues pour différentes vitesses de déformation ($6 \times 10^{-3}$ s$^{-1}$ et $6 \times 10^{-1}$ s$^{-1}$). En accord avec Li et al [Li and You, 2015], l'état microstructural du matériau (recristallisé ou non recristallisé) joue un rôle majeur sur l'incrément de déformation plastique équivalent. Il est également démontré que épaississeur de matière recristallisée en proche surface du bloc a un impact sur l'incrément de déformation plastique équivalent. On remarque aussi une influence importante de la DBTT sur la durée de vie du composant. En ce qui concerne l'effet de la vitesse de déformation, plus l'incrément de déformation plastique équivalent est faible, plus l'influence de la vitesse de déformation semble élevée.

On propose de développer un outil numérique capable de tenir compte de l'état microstructural du tungstène et ainsi prendre en compte l'évolution progressive des propriétés mécaniques élasto-viscoplastiques du tungstène et du tungstène recristallisé. Pour cela, le modèle de viscoplasticité de type Norton-Hoff

présenté dans ce chapitre doit être implémenté au sein du logiciel ANSYS et le phénomène de recristallisation du tungstène doit être étudié plus précisément afin d'obtenir les cinétiques de recristallisation de ce matériau.

**A retenir :**
- Un comportement mécanique élasto-viscoplastique est identité pour le tungstène.
- Un comportement mécanique élasto-viscoplastique avec écrouissage est identifié pour le tungstène recristallisé.
- Les équations constitutives d'un modèle mécanique élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique sont identifiées pour le tungstène et le tungstène recristallisé.
- Les paramètres relatifs à ces équations ont été estimés à partir des courbes contrainte-déformation recueillies expérimentalement.
- Les jeux de paramètres élasto-viscoplastiques ont été validés analytiquement.
- Les premiers résultats numériques obtenus démontrent le besoin de développer un modèle modèle mécanique dédié capable de tenir compte de l'état microstructural du tungstène et ainsi prendre en compte l'évolution progressive des propriétés mécaniques élasto-viscoplastiques du tungstène et du tungstène recristallisé.

## 4.7 Conclusion du chapitre

A travers ce chapitre, nous avons dans un premier temps étudié expérimentalement le comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé pour des conditions de températures et de vitesses de déformations d'intérêts. Cette campagne de tests a révélé un comportement élasto-viscoplastique du tungstène et un comportement élasto-viscoplastique à écrouissage du tungstène recristallisé.

A partir des connaissances acquises un modèle élasto-viscoplastique a été identifié. Les équations constitutives du modèle d'élasto-viscoplasticité ont été explicitées et sont basées sur l'utilisation d'une loi d'écoulement de type Norton-Hoff avec un écrouissage cinématique linéaire. Les paramètres relatifs aux équations constitutives ont aussi été identifiés et ce directement à partir des courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement. Jusqu'à lors, les comportements thermomécaniques du tungstène et du tungstène recristallisé étaient considérés comme élastique parfaitement plastique.

Ne disposant pas d'un modèle élasto-viscoplastique de type Norton-hoff au sein du logiciel ANSYS, il a été décidé de réaliser une première étude numérique élasto-plastique (bilinéaire) à écrouissage cinématique en se basant sur l'application de la méthode développée par Li et al. Cette méthode repose sur l'estimation de l'incrément de déformation plastique équivalent au sein du bloc et sur l'utilisation des lois de Manson-Coffin pour estimer à la durée de vie du composant. Cette première étude numérique a démontré que la prise en compte du comportement thermomécanique représentatif du tungstène et du tungstène recristallisé a un impact significatif sur l'incrément de déformation plastique équivalent. Cette étude a aussi mis en évidence l'impact de l'épaisseur de tungstène recristallisée sur l'incrément de déformation plastique équivalent. Les simulations révèlent également que la DBTT joue un rôle majeur sur l'estimation de la durée de vie des composants et démontre que la vitesse de déformation a un effet de second ordre pour le tungstène recristallisé.

Ces observations montrent qu'à l'avenir, des estimations plus précises pourraient être réalisées en utilisant un modèle mécanique dédié capable de tenir compte de l'état microstructural du tungstène et de prendre en compte l'évolution du comportement élasto-viscoplastique de ce matériau au cours du temps. Pour

cela, il est envisagé d'intégrer un modèle élasto-viscoplastique de type Northon-Hoff au logiciel ANSYS. Ce modèle devra tenir compte des cinétiques de recristallisation du tungstène qui, au regard de l'étude bibliographique doivent être étudiées.

Chapitre 5

# Étude et modélisation du phénomène de recristallisation statique du tungstène

## Sommaire


5.1 Étude des cinétiques de recristallisation statique du tungstène . . . . . **80**

5.1.1 Méthodes et matériaux . . . . . 80

5.1.1.1 Méthode conventionnelle . . . . . 81

5.1.1.2 Méthode inverse . . . . . 81

5.1.1.3 Matériaux étudiés . . . . . 84

5.1.2 Résultats expérimentaux . . . . . 86

5.1.2.1 Détermination de la dureté initiale (HVin) et de la dureté recristallisée (HVrx) . . . . . 86

5.1.2.2 Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode conventionnelle 87

5.1.2.3 Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode inverse (Y0*RD) 89

5.1.3 Discussions . . . . . 90

5.1.3.1 Effet du procédé de fabrication sur les cinétiques de recristallisation au sein d'un même bloc . . . . . 92

5.1.3.2 Domaine de validité des lois d'Arrhenius estimées . . . . . 94

5.2 Caractérisation de la microstructure du tungstène par EBSD après exposition à hauts flux thermiques . . . . . **96**

5.3 Modélisation de la recristallisation statique du tungstène . . . . . **98**

5.3.1 La formulation intégrée du JMAK . . . . . 98

5.3.2 Validation numérique de la formulation intégrée du JMAK . . . . . 100

5.3.3 Analyse comparative des cinétiques de recristallisation statique du tungstène obtenues à hautes températures par méthode conventionnelle et méthode inverse100

5.3.4 Exemple d'application : Impact du procédé de fabrication sur l'évolution du gradient de fraction recristallisé au sein d'un bloc de tungstène . . . . . 101

5.3.5 Perspectives . . . . . 103

5.4 Conclusion du chapitre . . . . . **104**

Les récentes études bibliographiques [Li and You, 2015] et expérimentales réalisées dans le cadre de cette thèse ont révélé que le phénomène de recristallisation du tungstène impacte majoritairement le processus d'endommagement du composant.

Dans le but d'estimer plus précisément l'incrément de déformation plastique équivalent généré à chaque cycle thermique, les simulations thermomécaniques doivent tenir compte du comportement élasto-viscoplastique du tungstène en fonction de son état recristallisé, non recristallisé ou partiellement recristallisé.

Pour rappel, nous faisons le choix de nous placer à l'échelle macroscopique (échelle du composant). Ainsi, nous étudierons et modéliserons l'évolution microstructural du tungstène à cette échelle à travers l'utilisation du modèle phénoménologique de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) présenté dans la partie bibliographique de ce manuscrit (Partie I section 2.3.3). Ce modèle décrit la cinétique de recristallisation d'un matériau et permet ainsi d'estimer la fraction recristallisée ($X$) du tungstène en fonction d'un temps de maintien en température.

A ce jour, les cinétiques de recristallisation du tungstène sont connues uniquement pour deux lots de matière fournis par la société AT&M et ce sur une plage de température limitée (1150°C et 1350°C) [Alfonso et al., 2014]. Par conséquent, nous nous intéressons dans ce chapitre à étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène à hautes températures (au delà de 1350°C).

Nous profiterons également de cette étude pour caractériser l'état initial de la microstructure des matériaux étudiés. En effet, comme l'ont montré Alfonso et al [Alfonso et al., 2014], l'état initial de la microstructure du matériau joue un rôle majeur sur les cinétiques de recristallisation. Ainsi, en parallèle de l'étude des cinétiques de recristallisation, nous nous attacherons à caractériser l'état initial de la microstructure des matériaux étudiés par la réalisation d'essais du dureté et d'analyses EBSD.

Dans l'ultime partie de ce chapitre, une étude numérique préliminaire vise à modéliser l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène au cours de cycles thermiques représentatifs. Il est important de rappeler que le modèle du JMAK est initialement adapté aux études isothermes. Nous avons pu constater qu'au sein de réacteurs thermonucléaires tels que WEST ou ITER, les CFPs évoluent à des températures entre 20°C et 2000°C cycliquement maintenues pendant plusieurs secondes. L'évolution microstructurale n'a donc pas lieu à température constante au cours de la vie du composant. Par conséquent, dans la perspective d'une approche numérique anisotherme, le modèle du JMAK ne convient pas. Néanmoins, nous verrons que ce modèle peut être adapté pour des applications anisothermes représentatives de notre cas d'étude et permettra pour la première fois de modéliser l'évolution de la fraction recristallisée du bloc de tungstène sur plusieurs centaines de cycles thermiques.

## 5.1 Étude des cinétiques de recristallisation statique du tungstène

Nous nous intéressons dans cette section à étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène à hautes températures.

### 5.1.1 Méthodes et matériaux

En accord avec les résultats expérimentaux de Alfonso et al, les cinétiques de recristallisation dépendent fortement de la température ce qui laisse envisager que les cinétiques de chauffage d'un four de traitement thermique ne sont pas suffisantes pour étudier les cinétiques de recristallisation statique de ce matériau.

En effet, la microstructure de l'échantillon en cours de recuit pourrait commencer à évoluer avant même d'avoir atteint la température cible du recuit. Cela pourrait conduire à un dépouillement difficile des résultats puisque l'évolution de la microstructure ne serait pas effectuée à température constante. Ainsi, afin d'étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène à partir de la **méthode conventionnelle** des recuits isothermes (méthode utilisée par Alfonso et al), un dispositif de chauffage adapté sera utilisé. Nous reviendrons dans cette section sur la **méthode conventionnelle** des recuits isothermes.

Néanmoins, bien que cette méthode soit particulièrement adaptée pour étudier les cinétiques de recristallisation statique d'un matériau, elle nécessite de nombreux recuits et échantillons pour étudier ces cinétiques sur une large plage de température. De nombreux lots de tungstène (issus de différents procédés de fabrication) sont également envisageables pour le divertor ITER. Comme présenté dans la partie bibliographique de ce manuscrit, les cinétiques de recristallisation statique d'un matériau dépendent essentiellement de la température et du procédé de fabrication employé. L'étude des cinétiques de recristallisation statique de ces différents lots de tungstène nécessiterait potentiellement de réaliser une quantité importante d'échantillons et étapes de recuit. Afin de remédier à ce problème, une méthode dédiée, baptisée **méthode inverse,** est spécialement développée au cours de cette thèse pour étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène. Nous nous attacherons ainsi dans cette section à présenter la **méthode conventionnelle** ainsi que la **méthode inverse**.

Enfin, les différents lots de tungstène étudiés sont présentés.

#### 5.1.1.1 Méthode conventionnelle

Comme présenté dans la partie bibliographique de ce manuscrit, les cinétiques de recristallisation statique d'un matériau sont habituellement identifiées à partir de recuits isothermes successifs. A la suite de ces recuits, des mesures de dureté sont réalisées afin de suivre la dégradation des propriétés mécaniques (dureté) du matériau en fonction du temps de recuit. Chaque valeur de dureté obtenue pour des températures de recuits d'intérêts est ensuite convertie en fraction recristallisée ($X$) à partir de l'équation I.2.3.3 et est utilisée pour définir les cinétiques de recristallisation à travers l'estimation (par la méthode des moindres carrés) des paramètres relatifs au modèle de JMAK ($b$, $n$ et $tinc$ présentés Partie I section 2.3.3).

Cette **méthode conventionnelle** nécessite un dispositif de chauffage et une quantité importante d'échantillons. Environ 10 échantillons par température sont nécessaires pour définir précisément la cinétique d'un matériau. D'après [Alfonso et al., 2014, Wirtz et al., 2017], les cinétiques de recristallisation du tungstène évoluent rapidement avec la température. Alfonso et al démontrent par exemple que pour un lot de tungstène, le matériau est recristallisé à 50% après environ 1400h de recuit à 1150°C contre environ 4h à 1350°C.

Afin d'étudier les cinétiques de recristallisation de ce matériau à hautes températures, une rampe de chauffage rapide des échantillons est nécessaire. Pour cela, la plateforme de test ChauCoLase (présentée Partie II section 3.3.2) est utilisée [M.Minissalle, 2020].

#### 5.1.1.2 Méthode inverse

**Méthodologie** –

La **méthode inverse** est basée sur l'utilisation d'une maquette de CFPs existante, déjà testée à hauts flux. L'intérêt de cette méthode est de limiter le nombre de recuits pour étudier les cinétiques de recristallisation d'un matériau sur une large plage de température en revalorisant des maquettes inutilisées.

Pour cela, cette méthode vise à tirer profit du gradient de température généré au sein des blocs de tungstène sollicités sous des flux thermiques pouvant être de l'ordre de 20 MW/m². Le gradient thermique ainsi que le temps équivalent de recuit ($t_{annealing}$) des blocs étudiés sont estimés par modélisation éléments finis. A partir de ces estimations, les positions des mesures de duretés sont déterminées pour obtenir les cinétiques de recristallisation requises. Puis, des mesures de dureté sont ensuite réalisées et sont converties en fractions recristallisées.

En réalisant cette étude sur plusieurs blocs exposés à un nombre de cycles thermiques différent et par conséquent à un temps de recuit équivalent différent, il est possible de suivre l'évolution de la dureté du matériau et ainsi définir les cinétiques de recristallisation. Afin d'estimer les paramètres du JMAK pour chaque cinétique, la méthode des moindres carrés est employée.

Nous verrons dans la suite de ce chapitre que cette première étude des cinétiques de recristallisation du tungstène par analyse inverse repose sur l'analyse de deux monoblocs (blocs de tungstène). Sur la base des deux blocs étudiés, nous verrons que la méthode des moindres carrés ne permet pas nécessairement de garantir l'unicité de la solution. Pour cela, une étape d'optimisation est effectuée. Cette optimisation consiste à forcer les paramètres estimés à suivre une loi d'Arrhenius. Nous reviendrons sur le détail de cette optimisation section 5.1.2.3. Une synthèse de la méthode inverse est présentée annexe B.

**Modèle numérique** –

Comme cela vient d'être explicité, la méthode inverse repose sur la modélisation éléments finis. Le modèle thermique présenté figure II.5.1.1 est représentatif des blocs de tungstène constituant la maquette de composant étudiée dans le cadre de cette étude. Une description détaillée de cette maquette est présentée paragraphe 5.1.1.3. Grâce à l'utilisation de deux plans de symétrie, seulement un quart de bloc est modélisé (figure II.5.1.4 (a)). Les conductivités thermiques utilisées ici sont celles présentées pour le tungstène, le Cu-OFHC et le CuCrZr dans [Li and You, 2015]. Dans cette étude, un flux de 20 MW/m² est appliqué sur la surface supérieure du modèle et une routine CEA [J. Schlosser, 1993] est utilisé pour calculer les coefficients de transfert de chaleur représentatifs en fonction des conditions de convection appliquées lors de l'expérience (T°= 22°C, V=10 m/s et P=2,25 MPa).

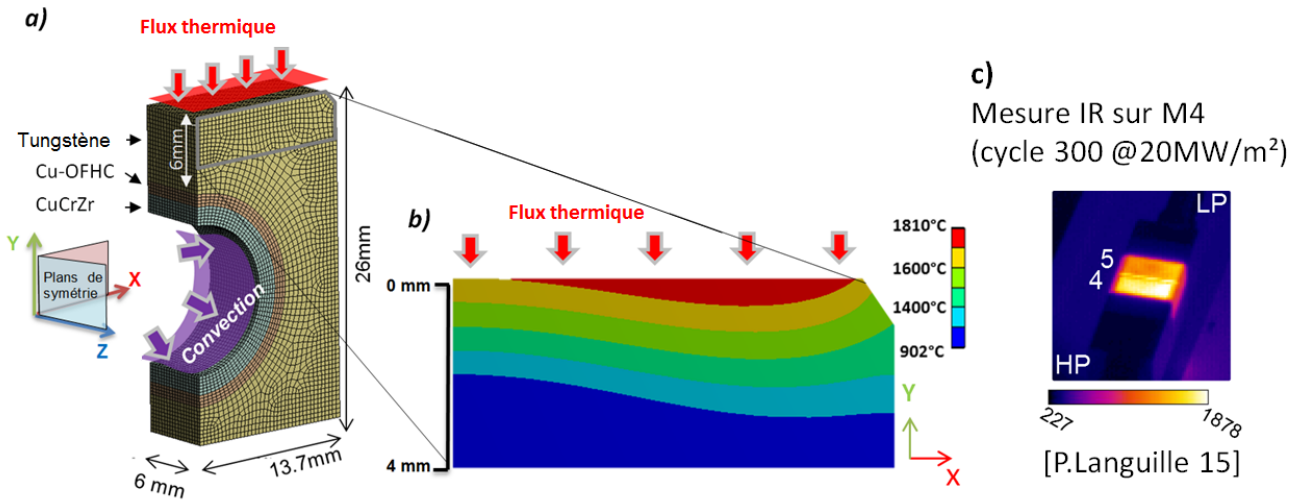



FIGURE II.5.1.1 – a) Modèle numérique développé pour la méthode inverse, b) Gradient de température obtenue au sein du bloc de tungstène, c) Mesure infrarouge réalisée durant la campagne de test [P.Languille, 2015]

Soumis à un chargement thermique de 20 MW/m², la figure II.5.1.1 (b) met en évidence un fort gradient thermique au sein du bloc de tungstène (~1800°C en surface contre ~900°C à 4 mm de profondeur). Afin de valider ce résultat numérique, la température de surface maximale obtenue numériquement (1810°C) est comparée aux données infrarouge recueillies au cours de la campagne expérimentale [P.Languille, 2015]. On observe figure II.5.1.1 (b et c), une erreur inférieure à 5% (1810°C contre 1878°C) sur l'estimation de la température maximale atteinte en surface entre le modèle numérique et la mesure expérimentale réalisée au cours du 300$^{\text{ème}}$ cycle thermique. Évidement, cette observation est qualitative (mauvaise estimation de l'émissivité, paramètres hydrauliques et flux de chaleur pouvant varier de 10%...) et l'ensemble des mesures infrarouge réalisées ne permet pas de garantir la répétabilité de ce gradient à chaque cycle de chargement. Toutefois, ce gradient thermique obtenu numériquement sera considéré comme représentatif et sera utilisé pour identifier les cinétiques de recristallisation du tungstène dans la suite de cette étude.

$$t_{annealing} = N_{cycle} \times \Delta t \tag{II.5.1.1}$$

Le modèle de JMAK permet de donner l'évolution de $X$ en fonction d'un temps de recuit. Ainsi, un temps de recuit équivalent ($t_{annealing}$, équation II.5.1.1) doit être estimé pour chaque bloc étudié. $t_{annealing}$ est déterminé en considérant la réponse thermique du composant soumis à hauts flux. La figure II.5.1.2 (a) montre l'évolution de la température (sur un cycle thermique) à deux positions différentes au sein d'un bloc de tungstène. On observe que le régime stationnaire (palier de température) est établi après ~5 secondes de chauffe. Par conséquent, une étude conservative sera réalisée en supposant $\Delta T = 5s$ (dans l'équation II.5.1.1). Cependant, considérer $\Delta T = 5s$ dans cette étude implique que la phase de chauffage (de 0 à 5 secondes) ne joue pas de rôle dans le processus de recristallisation du matériau.

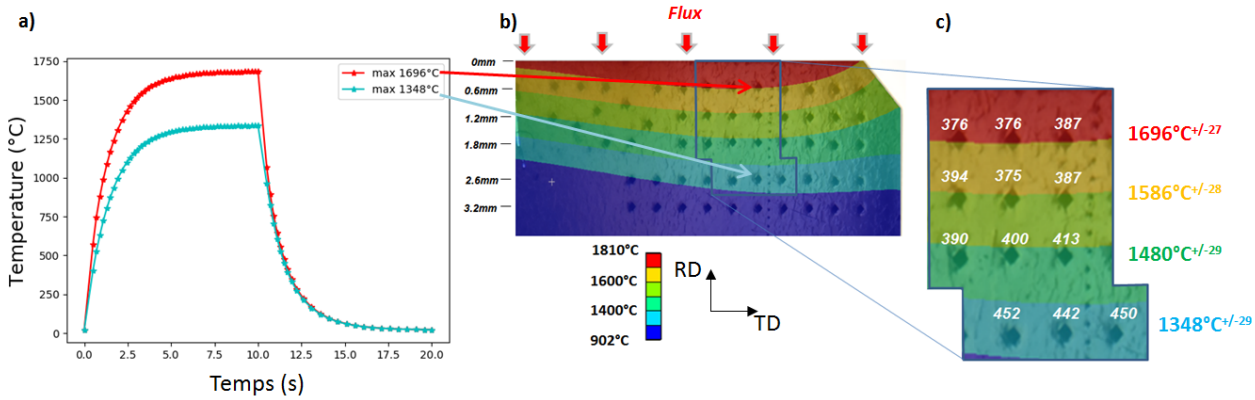



FIGURE II.5.1.2 – a) Évolution de la température au sein du bloc sur un cycle de chargement thermique, b) assignation de mesure de dureté à une température, c) mesure de dureté obtenues pour M4 et température assignée

Pour évaluer l'impact de cette hypothèse, nous étudierons les cinétiques de recristallisation du tungstène en utilisant deux $t_{annealing}$ différents par bloc (tableau II.5.1.1) avec $\Delta T = 5s$ (étude conservatrice) et $\Delta T = 10s$, en supposant que toute la phase de chauffe joue un rôle dans le processus de recristallisation du bloc.

Les empreintes de dureté réalisées sont distantes les unes des autres d'environ 600µm suivant la direction RD et d'environ 700µm suivant la direction TD (figure II.5.1.2 (b)). Chaque indentation mesure environ 200µm de diagonale ce qui par conséquent induit un gradient de température thermique (vertical et horizontal). A partir de l'estimation numérique obtenue, le gradient vertical est estimé à 50°C. Par

conséquent, la température attribuée à chaque indentation est donnée avec une incertitude minimum de ± 25°C. Afin de limiter le gradient thermique horizontal, il est décidé de moyenner les duretés obtenues uniquement sur trois indentations consécutives (zoom présenté figure (II.5.1.2) (c) page 83) par température étudiée. La variation de température horizontale maximale estimée numériquement varie de ± 4°C à 2600µm de profondeur et de ± 2°C à 600µm de profondeur. Ainsi, l'incertitude maximale concernant l'estimation de la température est de ± 29°C.

| | M4 (300 cycles) | M5(500 cycles) |
|---|---|---|
| $\Delta T = 5s$ | 1500s | 2500s |
| $\Delta T = 10s$ | 3000s | 5000s |

TABLE II.5.1.1 – Temps équivalent considérés dans cette étude

#### 5.1.1.3 Matériaux étudiés

Dans le cadre de cette étude, 4 lots de matières (tungstène répondant au cahier des charges ITER) sont étudiés. Les cinétiques de 3 des 4 lots de matière sont étudiés par méthode conventionnelle. Ces matériaux sont fournis sous forme de plaque.

Le 4ème lot est quant à lui étudié par méthode inverse est correspond aux blocs de tungstène constituant une maquette de composant déjà testée à hauts flux.

**Plaque de tungstène brute** –

Le premier matériau étudié ici, appartient au même lot de matière ayant servi à l'étude du comportement thermomécanique du tungstène et du tungstène recristallisé au chapitre précédent. Nous appelons ce matériau : ***matériau de référence***.

Pour des raisons de confidentialité, les origines des deux autres matériaux étudiés ne seront pas explicitées. Ainsi, nous les appellerons dans la suite de cette étude : ***matériau A*** et ***matériau B***. De plus, ne correspondant pas au grade de tungstène testé en compression, les résultats obtenus pour ces deux matériaux (cinétiques de recristallisation et cartographie EBSD de la microstructure initiale) sont présentés en annexe H.

Pour chaque lot de tungstène étudié (***matériau de référence, matériau A*** et ***matériau B***), les échantillons sont découpés par électroérosion au cœur d'un bloc de matière de dimensions $RD \times TD \times 12mm^3$ en forme rectangulaire de $5^{+/-0.1} \times 4^{+/-0.1} \times 4^{+/-0.1} mm^3$.

La figure II.5.1.3 correspond aux échantillons découpés pour le ***matériau de référence***. Comme le montre cette figure, les échantillons sont extraits à cœur du bloc de matière (**échantillon Int.**). Alfonso et al ont montré que la dureté obtenue sur des échantillons à cœur était différente de celle obtenue en surface et ce avant et après la recristallisation du matériau. Afin de vérifier cette observation, des essais de dureté sont réalisés sur d'autres échantillons extraits en surface d'une plaque équivalente appartenant au même lot de matière. Dans la suite de cette étude, ces échantillons seront abusivement appelés **échantillon Ext.**

**Blocs de la maquette testés à hauts flux** –

En préparation du divertor activement refroidi du tokamak WEST (PHASE 2), deux maquettes ont été fabriquées.

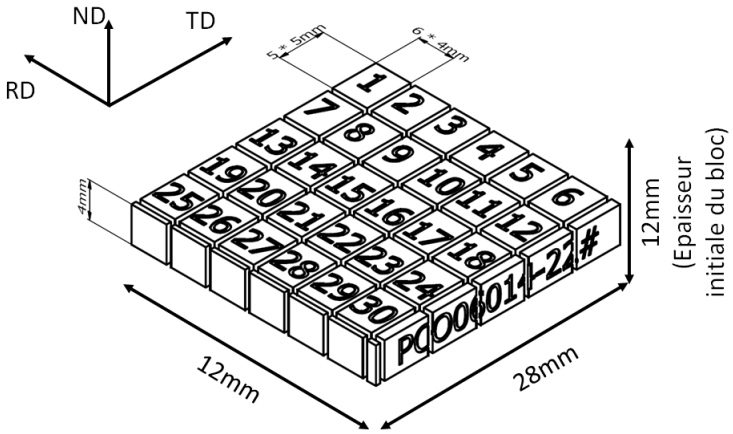



FIGURE II.5.1.3 – Échantillon de tungstène (5*4*4mm$^3$)

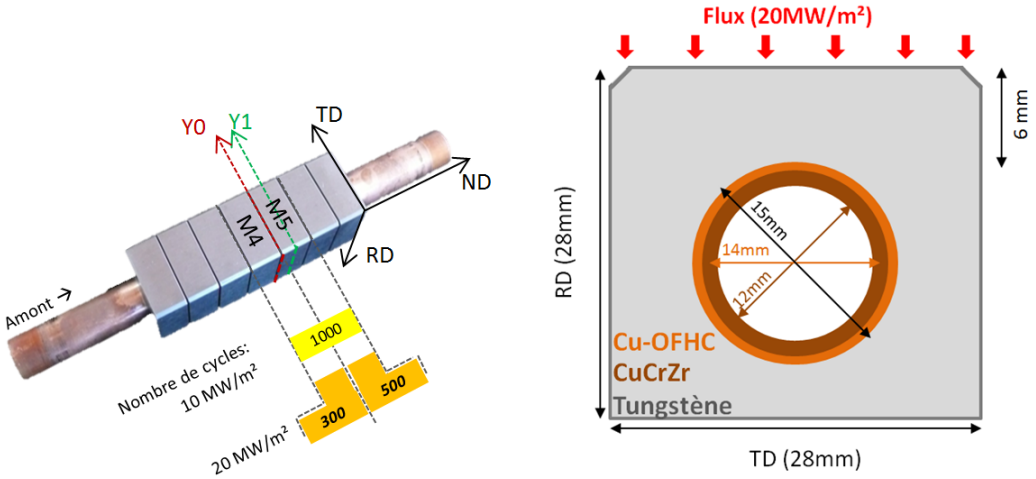



FIGURE II.5.1.4 – Présentation de la maquette testée à haut flux

Ces maquettes sont composées de 7 blocs de tungstène fournis par la société AT&M. Ces blocs ont été assemblés sur une couche intermédiaire en Cu-OFHC (1mm) déposée sur un tube en alliage de cuivre (CuCrZr) utilisé comme matériau de structure [P.Languille, 2015]. La dimension des blocs de tungstène est de 27,4 mm (largeur) * 26 mm (hauteur) * 12mm (profondeur). L'épaisseur minimale de tungstène entre la surface du bloc exposé au flux et la couche de compliance (en Cu-OFHC) est de 6 mm. Le diamètre intérieur du tube est de 12 mm, tandis que le diamètre extérieur du tube est de 15 mm (figure II.5.1.4). Ces maquettes ont été exposées à un faisceau d'électrons dans l'installation JUDITH 1 à Forschungszentrum Julich (Allemagne). Deux des sept blocs de tungstène (M4 et M5) de la maquette sont étudiés ici. Ces deux blocs ont été soumis à des flux thermiques cycliques (10s ON / 10s OFF) :

— 1000 cycles à 10 MW/m² suivis de 300 cycles à 20MW/m² pour M4

— 1000 cycles à 10 MW/m² suivis de 500 cycles à 20 MW/m² pour M5.

Dans le cadre de cette étude, nous ne tiendrons pas compte de la campagne de chargement thermique réalisée à 10 MW/m² (10 000s au total). En effet, les études bibliographiques conduites par le passé, révèlent qu'à 10 MW/m², la température maximale atteinte par le bloc de tungstène est de l'ordre de 1000°C ce qui par conséquent ne permet pas d'engager le processus de recristallisation du tungstène

[Alfonso et al., 2014, Li and You, 2015].

### 5.1.2 Résultats expérimentaux

Dans cette section sont présentées les cinétiques de recristallisation du ***matériau de référence,*** du ***matériau A*** et du ***matériau B*** par méthode conventionnelle, ainsi que les cinétiques de recristallisation obtenues pour le tungstène constituant les blocs M4 et M5 par méthode inverse. Du fait que les cinétiques de recristallisation sont identifiées à partir de mesures de dureté, nous nous attachons d'abord à présenter la dureté initiale (HVin) et recristallisée (HVrx) de chaque matériau.

#### 5.1.2.1 Détermination de la dureté initiale (HVin) et de la dureté recristallisée (HVrx)

Afin d'estimer la fraction recristallisée d'un matériau à partir d'essais de dureté, nous avons vu dans la partie bibliographique qu'il est nécessaire de connaitre HVin et HVrx (équation I.2.3.3) pour chaque matériau.

Dans ce paragraphe, HVin et HVrx sont présentés pour le ***matériau de référence*** et pour le tungstène constituant les blocs M4 et M5. Les données relatives aux ***matériau A*** et du ***matériau B*** sont explicitées annexe H.

**HVin et HVrx du *matériau de référence*** –

Concernant HVin, 10 mesures de dureté sont effectuées sur un échantillon de tungstène avant recuit (dans le plan RD/TD figure II.5.1.3). La dureté moyenne mesurée est égale à 444±7 $Hv_{10}$.

Les tableaux II.5.1.2 et II.5.1.3 indiquent les valeurs moyenne de dureté ainsi que les écarts types associés obtenus pour chaque échantillon recuit à 1600°C et à 1800°C. Les duretés présentées sont moyennées sur 10 indentations. Selon le tableau II.5.1.3, sur l'ensemble des chargements effectués, la dureté minimum mesurée est de 366±8$Hv_{10}$. Néanmoins, compte tenue du faible écart type obtenu pour une température de 1800°C et 373s, nous considérons la valeur de dureté relevée pour ce recuit (368±4$Hv_{10}$) comme la valeur de dureté du matériau recristallisé. Dans ce cas, les fractions recristallisées ($X$) affichées dans les tableaux II.5.1.2 et II.5.1.3 sont calculées en prenant HVin fixé à 444±7$Hv_{10}$ et HVrx fixé à 368±4$Hv_{10}$.

| Température de recuit | $1600°C^{\pm 25}$ | | | |
|---|---|---|---|---|
| Numéro d'échantillon | 28 | 4 | 7 | 9 |
| Temps de recuit (s) | 296 | 518 | 1038 | 2670 |
| Dureté moyenne ($Hv_{10}$) | 426 | 412 | 383 | 366 |
| Barres d'erreur | 14 | 14 | 10 | 8 |
| X (%) | $23^{\pm 19}$ | $42^{\pm 19}$ | $81^{\pm 14}$ | $100^{\pm 7}$ |

TABLE II.5.1.2 – Synthèses des résultats obtenus par recuit laser (méthode conventionnelle) à 1600°C

| Température de recuit | $1800°C^{\pm 25}$ | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Numéro d'échantillon | 10 | 11 | 20 | 21 | 23 | 27 | 14 |
| Temps de recuit (s) | 20 | 40 | 62 | 130 | 224 | 373 | 600 |
| Dureté moyenne ($Hv_{10}$) | 403 | 381 | 376 | 371 | 374 | 368 | 370 |
| Barres d'erreur | 15 | 10 | 7 | 8 | 7 | 4 | 7 |
| X (%) | $54^{\pm 20}$ | $83^{\pm 13}$ | $90^{\pm 9}$ | $96^{\pm 11}$ | $93^{\pm 9}$ | $100^{\pm 5}$ | $98^{\pm 9}$ |

TABLE II.5.1.3 – Synthèses des résultats obtenus par recuit laser (méthode conventionnelle) à 1800°C

**HVin et HVrx du tungstène constituant les blocs de la maquette testée sous hauts flux thermiques** –

Afin d'estimer HVin pour le tungstène utilisé pour la conception de la maquette, des mesures de dureté sont effectuées sur la partie inférieure du bloc M4 (suivant le plan Y0/TD). La dureté moyenne obtenue (HVin) est de 455±5 $HV_{10}$.

Concernant HVrx, le tableau II.5.1.6 met en évidence qu'en proche surface du bloc (surface exposée à hauts flux) la dureté moyenne mesurée est de 380±6 $HV_{10}$. Nous verrons que des EBSD présentées section II.5.2.2 mettent en évidence qu'à cette position du bloc le matériau est totalement recristallisé.

On remarque également que HVin et HVrx obtenus pour le bloc M4 sont équivalents aux HVin et HVrx mesurés pour un **échantillon Ext.** En effet, basée sur la réalisation de 20 empreintes de dureté, la dureté moyenne (HVin) obtenue pour ces échantillons est de 458±2 $HV_{10}$. Après un recuit de 96h à 1250°C sur un **échantillon Ext** (présenté section 5.1.1.1 page 81 de 9 * 12 * 3mm$^3$), HVrx mesuré est de 378±2 $HV_{10}$.

Par conséquent, compte tenu des duretés HVin et HVrx équivalentes, nous admettons dans la suite de cette étude que les lots de tungstène étudiés ici ***(matériau de référence*** et tungstène de la maquette) sont équivalents. Ainsi, nous considérons HVin égal à 458±2 $HV_{10}$ et HVrx égal à 378±2 $HV_{10}$ pour le tungstène constituant les bloc de la maquette suivant le plan Y0/TD.

On remarque grâce à ces premiers essais de dureté que les matériaux étudiés présentent une différence de dureté d'environ 10 $HV_{10}$ entre la dureté mesurée en surface extérieure (**échantillon Ext.**) et à cœur de la matière (**échantillon Int**). Nous nous intéresserons plus précisément à cette différence de dureté et à l'influence qu'elle pourrait avoir sur les cinétiques de recristallisation des matériaux dans la section 5.1.3.1.

#### 5.1.2.2 Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode conventionnelle

Afin de négliger l'influence de la rampe de chauffe du laser sur les cinétiques étudiées, aucun recuit n'a été effectué en dessous de 20 secondes ($2 \times 10s$, ce qui correspond à deux fois le temps nécessaire pour atteindre la température de consigne du recuit, figure II.3.3.2 page 44).

| | b | tinc (s) |
|---|---|---|
| 1600°C | 0.0016 | 124 |
| 1800°C | 0.0427 | 2.16 |
| $ln(\frac{1}{b}) = 4.729 \times \frac{10000}{T} - 23.12$ | | |
| $ln(t_{inc}) = 5.831 \times \frac{10000}{T} - 31.63$ | | |

TABLE II.5.1.4 – Paramètres du JMAK obtenus par méthode conventionnelle à 1600°C et 1800°C

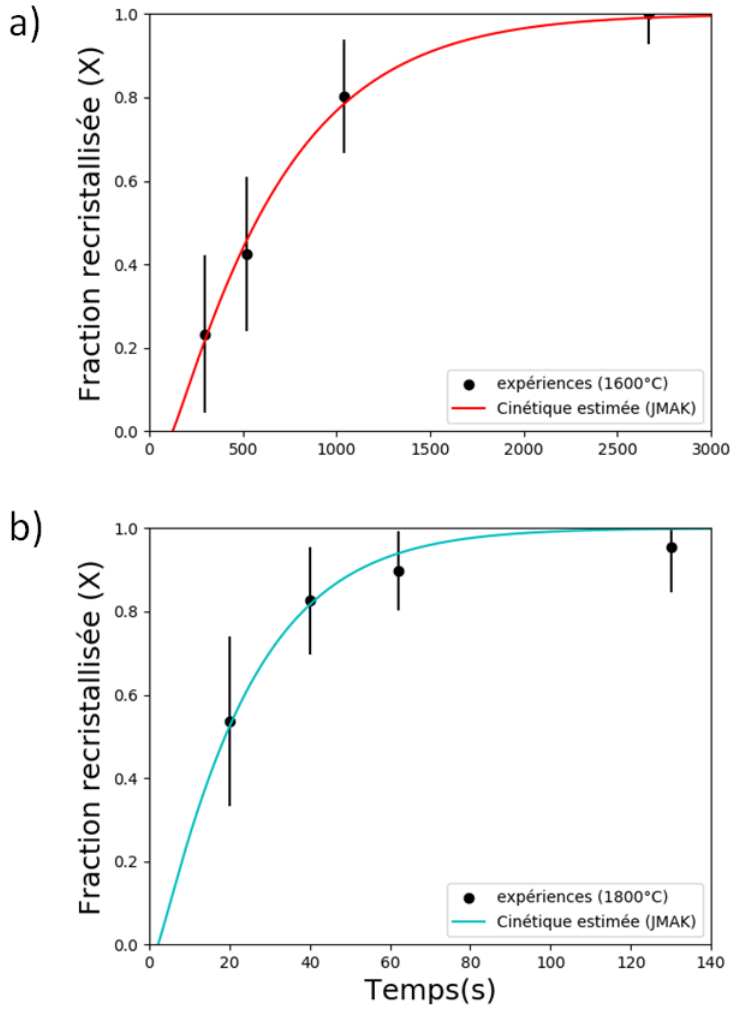



FIGURE II.5.1.5 – Cinétiques obtenus pour le ***matériau de référence*** à 1600°C (a) et à 1800°C (b) par méthode conventionnelle (recuit laser)

Les tableaux II.5.1.2 et II.5.1.3 présentent les valeurs moyennes de dureté ainsi que les écarts types associés obtenus pour chaque échantillon recuit à 1600°C et à 1800°C pour le ***matériau de référence***.

On remarque que les écarts types associés aux mesures de dureté sont importants pour des valeurs de dureté comprises entre HVin et HVrx. Cela indique que la microstructure du matériau est hétérogène à cause de la recristallisation partielle de l'échantillon. Afin de s'assurer de la représentativité des $X$ associés aux mesures de dureté moyennées (sur 10 mesures), une étude EBSD a été réalisée (annexe C) et met en évidence que la statistique des mesures de dureté est nécessaire pour estimer un $X$ représentatif.

Les $X$ obtenus sont utilisés pour estimer les paramètres du JMAK ($b$ et $t_{inc}$) pour chaque température étudiée à partir de la méthode des moindres carrés (ici le paramètre $n$ est fixé à 1,098 en accord avec [Alfonso et al., 2014]).

Dans ce paragraphe, seules les cinétiques de recristallisation obtenues à 1600°C et 1800°C pour le ***matériau de référence*** sont présentées (figure II.5.1.5). Les cinétiques relatives au ***matériau A*** et au ***matériau B*** sont données annexe H.

Les paramètres du JMAK associés aux cinétiques obtenues pour le ***matériau de référence*** ($b$ et $t_{inc}$) sont donnés tableau II.5.1.4. On observe que le temps d'incubation du matériau est négligeable à haute

température (2.16s à 1800°C). Aussi, les cinétiques obtenues montrent que le matériau recristallise en environ 3000s à 1600°C et environ 130s à 1800°C. Afin de mettre en évidence l'effet de la température sur les cinétiques obtenues, le tableau II.5.1.5 indique le temps nécessaire pour atteindre $X = 50\%$ ($t_{X=50\%}(s)$) pour les deux cinétiques étudiées.

Les cinétiques obtenues pour le matériau ***matériau A*** et le ***matériau B*** sont également sensibles à la température (annexe H).. Néanmoins, on peut remarquer le ***matériau B*** présente une résistance à la recristallisation comparé au ***matériau A***. En effet, pour un même température (1600°C) le temps nécessaire pour atteindre $X = 50\%$ est de l'ordre de 550s pour le matériau B et ~250s pour le matériau A. Si l'on considère que la composition chimique des matériaux étudiés ici est équivalente (car matériaux purs) on peut constater comme Alfonso et al que le procédé de fabrication joue un rôle non négligeable sur les cinétiques de recristallisation. Nous nous intéresserons à évaluer l'impact que pourrait avoir ce phénomène de résistance sur l'évolution de la microstructure au sein d'un bloc dans la dernière section de ce chapitre. Avant cela, nous nous attachons à identifier, par méthode inverse, les cinétiques de recristallisation du tungstène constituant la maquette des M4 et M5.

| | 1600°C | 1800°C |
|---|---|---|
| $t_{X=50\%}(s)$ | 572 | 19 |

TABLE II.5.1.5 – Temps nécessaire pour atteindre X=50% à partir des cinétiques obtenus à 1600°C et 1800°C par méthode conventionnelle (***matériau de référence***)

#### 5.1.2.3 Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode inverse (Y0*RD)

La figure II.5.1.2 (b) montre l'ensemble des indentations réalisées sur la surface externe du bloc M4 (Y0*RD figure II.5.1.4) et le zoom présenté figure II.5.1.2 (c) révèle les valeurs de dureté obtenues pour les indentations d'intérêt.

| | T(°C) | $1348^{\pm 29}$ | $1480^{\pm 29}$ | $1586^{\pm 28}$ | $1696^{\pm 27}$ |
|---|---|---|---|---|---|
| 500 cycles | $Hv_{10}$ | $425^{\pm 8}$ | $399^{\pm 3}$ | - | - |
| (20 MW/m²) | X (%) | $41^{\pm 10}$ | $73^{\pm 4}$ | - | 100 |
| 300 cycles | $Hv_{10}$ | $448^{\pm 5}$ | $401^{\pm 12}$ | $385^{\pm 10}$ | $380^{\pm 6}$ |
| (20 MW/m²) | X (%) | $13^{\pm 7}$ | $71^{\pm 14}$ | $91^{\pm 12}$ | $98^{\pm 8}$ |

TABLE II.5.1.6 – Moyenne des duretés et fractions recristallisées (X) obtenues à partir du plan (Y0*RD) pour le bloc M4 et M5

On observe à partir des données présentées figure II.5.1.2 (c), que la dureté du bloc augmente avec la profondeur. Des mesures similaires sont effectuées sur le bloc M5. Les valeurs de dureté moyennes obtenues pour les blocs M4 et M5 sont présentées dans le tableau II.5.1.6. L'ensemble des mesures de dureté réalisées sur les blocs M4 et M5 suivant le plan Y0*RD (figure II.5.1.4) sont présentées annexe D.

En raison d'une détérioration importante du bloc M5, aucune indentation n'a été effectuée pour les positions relatives aux températures de recuit égales à 1586°C et 1696°C (voir figure II.5.1.2).

Chaque valeur de dureté obtenue pour les blocs M4 et M5 est convertie en $X$ (tableau II.5.1.6).

Pour les températures de recuit estimées à 1586°C et à 1696°C, un seul point de la cinétique est fourni correspondant au temps de recuit représentatif du bloc M4. Afin de fournir un autre point et ainsi aider à la détermination de ces cinétiques, une hypothèse est émise. Dans tous les cas, les X relatifs au bloc M5 (500 cycles) sont supérieurs à ceux obtenus pour le bloc M4 (soumis à 300 cycles thermiques) pour une même température de recuit. Ainsi, à 1696°C, X est fixé à 100% pour M5.

$\Delta T = 5s$

| | b | tinc (s) |
|---|---|---|
| $1348^{\pm 29}$ | 0.000403 | 1103s |
| $1480^{\pm 29}$ | 0.000886 | 404 |
| $1586^{\pm 28}$ | 0.00152 | 204 |
| $1696^{\pm 27}$ | 0.00247 | 110 |
| $ln(1/b_{\Delta t=5s}) = 1.19 \times \frac{10000}{T} - 1.019$ | | |
| $ln(tinc_{\Delta t=5s}) = 1.51 \times \frac{10000}{T} - 4.23$ | | |

$\Delta T = 10s$

| | b | tinc (s) |
|---|---|---|
| $1348^{\pm 29}$ | 0.000201 | 2206 |
| $1480^{\pm 29}$ | 0.000443 | 810 |
| $1586^{\pm 28}$ | 0.00076 | 409 |
| $1696^{\pm 27}$ | 0.00123 | 220 |
| $ln(1/b_{\Delta t=10s}) = 1.19 \times \frac{10000}{T} - 0.323$ | | |
| $ln(tinc_{\Delta t=10s}) = 1.51 \times \frac{10000}{T} - 3.53$ | | |

TABLE II.5.1.7 – Paramètres du JMAK identifiés pour les deux $t_{annealing}$ considérés ($\Delta T = 5s$ et $\Delta T = 10s$)

Sur la base des deux blocs étudiés (M4 et M5) pour ajuster les cinétiques de recristallisation, seuls les paramètres du JMAK estimés à 1348°C$^{\pm 29}$ sont directement issus de la méthode des moindres carrés (unicité de la solution). Afin d'estimer les paramètres du JMAK à plus hautes températures (tableau II.5.1.7) une étape d'optimisation est effectuée. Comme le montre la figure II.5.1.6, les $X$ obtenus pour les températures supérieures à 1348°C sont élevés et à cause d'un nombre de $X$ limité (2 par température), il est impossible de garantir l'unicité de la solution par la méthode des moindres carrés.

A partir de l'estimation des paramètres $b$ et $t_{inc}$ du JMAK à 1348°C (solution unique), cette étape d'optimisation propose de tester toutes les solutions possibles du paramètre $tinc$ à 1696°C. Par conséquent, pour chaque tinc estimé à 1696°C, une loi d'Arrhenius est obtenue pour ce paramètre (entre 1348°C et 1696°C). Connaissant ainsi (à partir de la loi d'Arrhenius) le $t_{inc}$ pour chaque température étudiée, il est possible de contraindre la méthode des moindres carrés et ainsi donner une estimation du paramètre $b$ pour l'ensemble des cinétiques étudiées. Enfin, parmi toute les lois d'Arrhenius obtenues pour $b$, celle qui possède le coefficient de détermination $R^2$ le plus élevé est retenue. Cette optimisation est réalisée sur Python.

Les cinétiques de recristallisation obtenues (en supposant $\Delta T = 5s$) ainsi que les lois d'Arrhenius associées sont présentées figure II.5.1.6. Comme l'impose la méthode d'optimisation, le coefficient de détermination ($R^2$) est égal à 0.999 pour les deux lois d'Arrhenius.

Les cinétiques de recristallisation obtenues (en supposant $\Delta T = 10s$) sont présentées annexe F page 154 et les lois d'Arrhenius associées sont présentées (tableau II.5.1.6 page précédente). Là encore comme l'impose la méthode d'optimisation, le coefficient de détermination ($R^2$) est égal à 0.999 pour les deux lois d'Arrhenius.

### 5.1.3 Discussions

Suite aux résultats obtenus dans la précédente section, sont discutés ici : l'hétérogénéité de dureté observée entre la surface externe et le cœur des plaques brutes de matière et également du domaine de validité des lois d'Arrhenius obtenues par la méthode conventionnelle pour les différents matériaux étudiés.

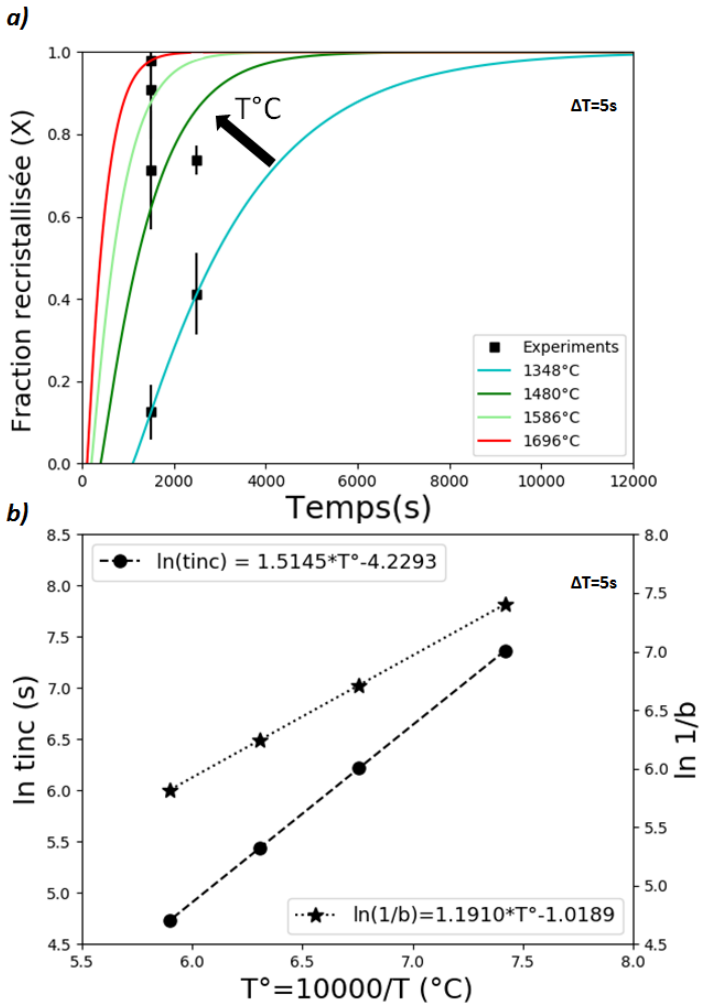



FIGURE II.5.1.6 – a) Cinétiques de recristallisation obtenues par méthode inverse ($\Delta T = 5s$) b) loi d'Arrhenius correspondantes

#### 5.1.3.1 Effet du procédé de fabrication sur les cinétiques de recristallisation au sein d'un même bloc

L'impact de l'hétérogénéité de dureté mesurée ( ~10Hv$_{10}$) entre les **échantillons Int** et les **échantillons Ext** est étudié dans ce paragraphe.

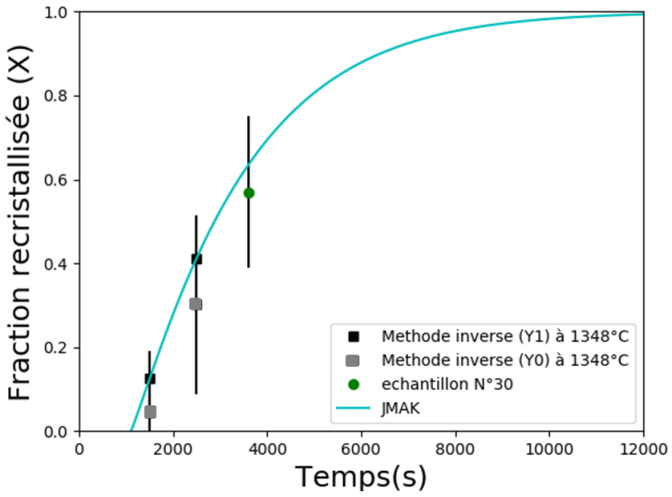



FIGURE II.5.1.7 – Cinétique obtenue à 1350°C à cœur et en surface des blocs M4 et M5 par méthode inverse et X mesuré pour l'échantillon 30 après un recuit de 1h à 1350°C

Afin de mettre en évidence l'impact de cette hétérogénéité sur le processus de recristallisation du bloc, il est proposé ici d'étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène à cœur (Y1*RD) des blocs M4 et M5 par méthode inverse.

Pour cela, la méthode présentée section 5.1.1.2 est reprise. L'ensemble des mesures de dureté réalisées sont présentées annexe E. Pour rappel, les cinétiques obtenues au delà de 1348°C sont issues d'une optimisation de la méthode des moindres carrés. Ainsi nous nous attacherons à comparer uniquement les $X$ obtenus à 1348°C suivant Y0*RD et Y1*RD considérant $\Delta T = 5s$ (figure II.5.1.7).

Cette figure révèle que cette hétérogénéité de dureté ne joue pas un rôle significatif sur la cinétique de recristallisation du matériau. En effet, les barres d'erreur relatives aux mesures de dureté réalisées se confondent. Ainsi, dans la suite de cette étude, nous ferons l'hypothèse que le processus de recristallisation est homogène sur l'épaisseur du bloc.

Bien que cet effet soit négligeable, une analyse EBSD est réalisée afin de quantifier cette hétérogénéité de dureté entre le cœur et la surface des blocs de matière. Les cartographies sont effectuées à l'aide du microscope JEOL JSM-6500F (présenté sectionII.3.4.3). Les analyses EBSD effectuées ici visent à étudier les joints de grains (désorientation >15°) ainsi que les sous-joints de grains (désorientation comprise entre 2° et 15°) du matériau. Pour rappel, sur les cartes EBSD suivantes, les sous-joints de grains apparaissent en rouge et les joints de grain en noir.

En accord avec la figure II.5.1.4, une première cartographie est réalisée dans le plan Y0*RD (figure II.5.1.8) et une seconde est réalisée dans le plan Y1*RD (figure II.5.1.9). Ces cartes EBSD sont effectuées sur la partie inférieure du bloc M5 ; partie non exposée aux flux et par conséquent non impactée par la recristallisation.

On observe sur les deux cartographies des grains allongés représentatifs d'un matériau laminé (> 200 µm), avec une forte densité de sous-joint de grains. De plus on remarque, que la microstructure du matériau

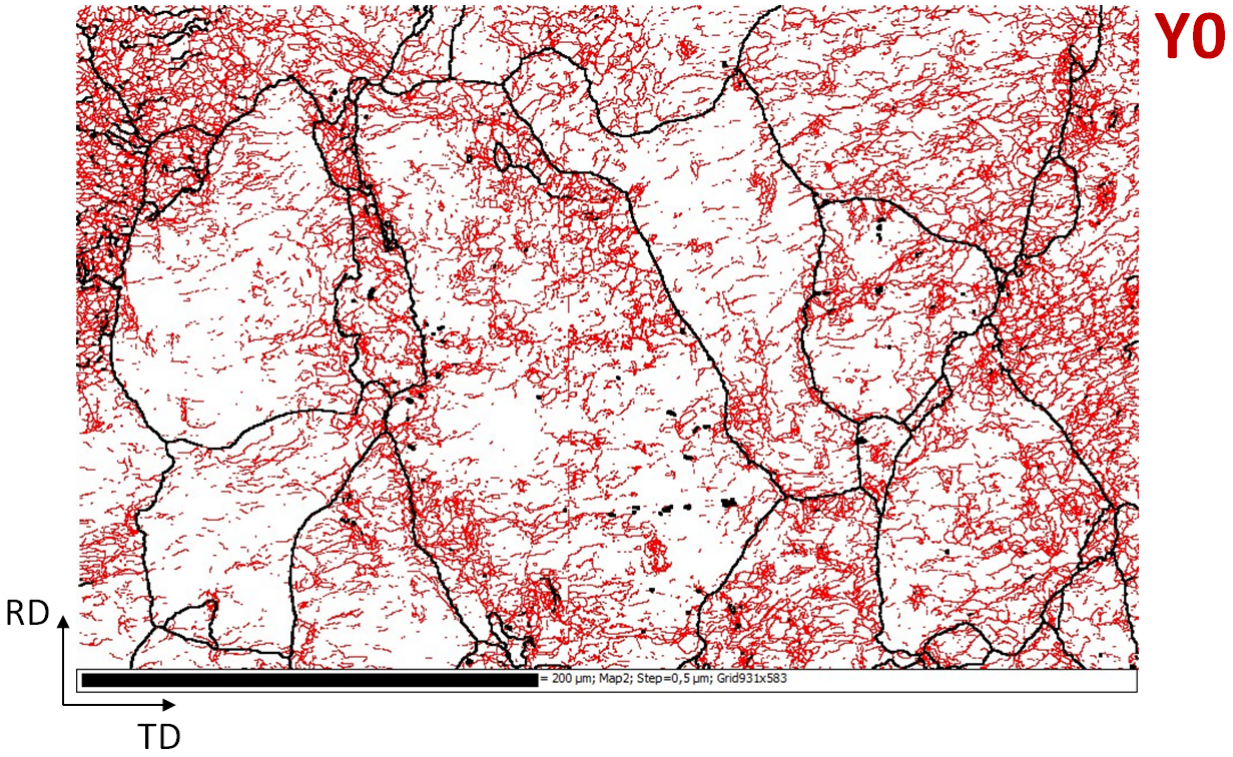



FIGURE II.5.1.8 – Microstructure initiale obtenue sur la surface externe (Y0*TD) du bloc M5

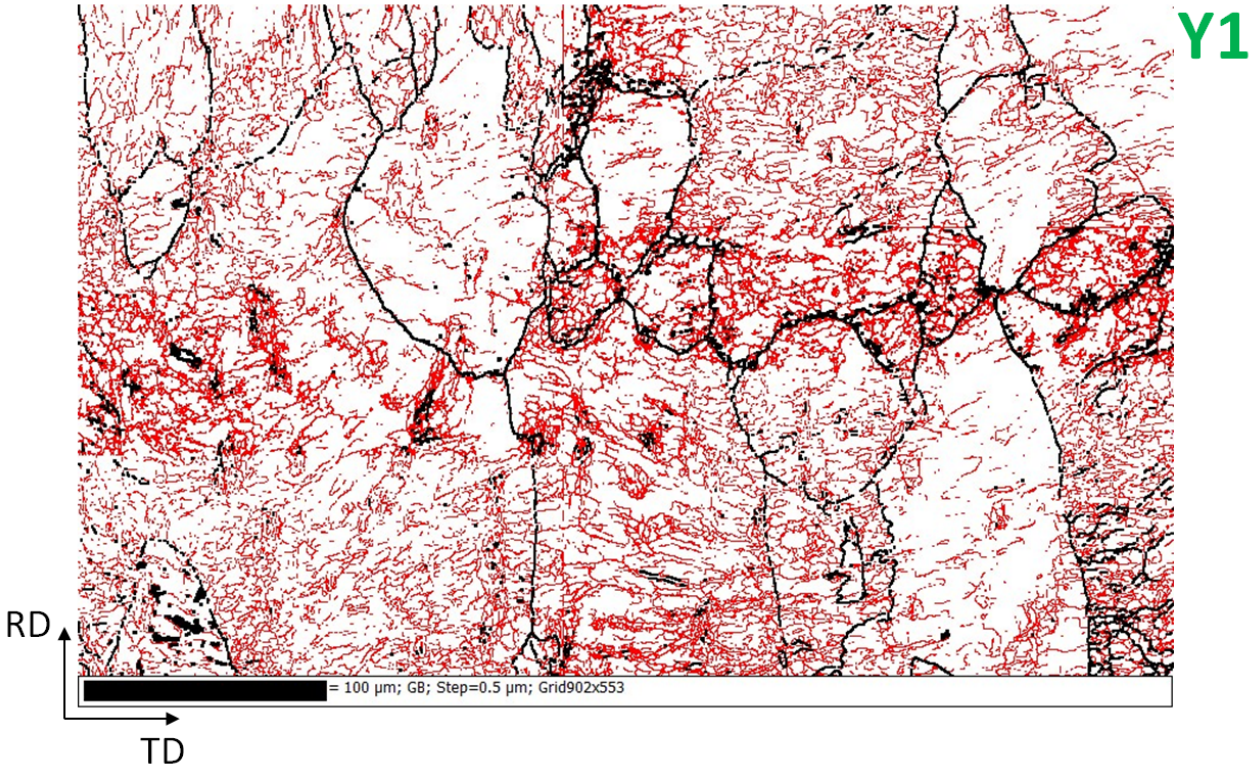



FIGURE II.5.1.9 – Microstructure initiale obtenue sur la surface externe (Y1*TD) du bloc M5

est hétérogène. Certains grains sont plus sous-structurés que d'autres et révèlent que le matériau stocke plus d'énergie sur des fibres spécifiques de désorientation cristalline. Cette observation est cohérente avec les observations de Alfonso et al [Alfonso et al., 2014].

La figure II.5.1.10 montre la distribution des angles de désorientations entre 2° et 60°. Cet histogramme est obtenu à partir des cartes EBSD présentées. Il révèle une forte sous-structure du matériau entre 2° et 15° et met en évidence une distribution uniforme de la désorientation des grains avec une valeur maximale obtenue autour de 30°. A partir de cet histogramme, on observe également que la fraction de désorientation totale obtenue entre 2° et 15° est plus importante à l'extérieur du bloc (Y0*RD) (90%) qu'à l'intérieur (Y1*RD) (86%). Cette observation quantitative (4%) révèle que le bloc de tungstène est légèrement plus déformé en surface [Montheillet, 2009]. Cette information est cohérente avec les mesures de dureté obtenues section 5.1.3.1 (dureté plus élevée en surface). Néanmoins, en rapportant cette information à la figure II.5.1.7, on peut conclure que 4% n'est pas suffisant pour avoir un impact significatif sur les cinétiques de recristallisation du matériau.

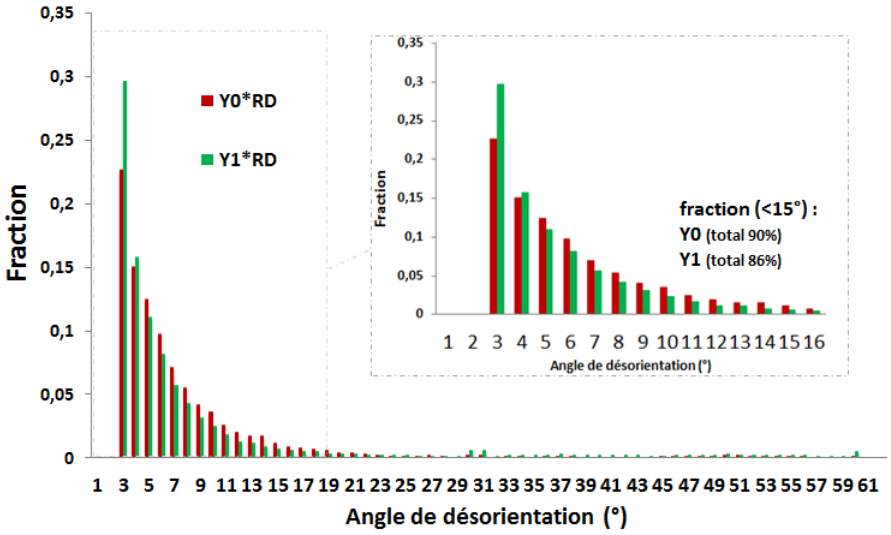



FIGURE II.5.1.10 – Distribution des angles de désorientation au sein du bloc M5

#### 5.1.3.2 Domaine de validité des lois d'Arrhenius estimées

Alfonso et al montrent dans leur étude, que les paramètres du JMAK suivent une loi d'Arrhenius [Alfonso et al., 2014]. Cependant, afin de prévenir d'une éventuelle évolution du mécanisme de recristallisation du tungstène au delà de 1800°C à cause la disparition de la phase d'incubation , il est décidé ici de ne pas extrapoler les lois d'Arrhenius obtenues par méthode conventionnelle pour le matériau de référence ***matériau de référence*** (tableau II.5.1.4), pour le ***matériau A*** et ***B*** (présentées annexe H) et par méthode inverse.

Cependant, les lois d'Arrhenius estimées pour le ***matériau de référence*** sont obtenues à partir de seulement deux cinétiques étudiées à 1600°C et 1800°C. Compte tenu du fait que ces lois sont obtenues à partir de seulement 2 points, il est légitime de se questionner concernant leur extrapolation à plus basses températures.

Afin de s'assurer d'une extrapolation, un recuit de 1h à 1350°C est réalisé sur un échantillon (N°30) issu du bloc présenté figure II.5.1.3. 10 mesures de dureté sont réalisées suivant le plan RD*TD. La moyenne

des duretés obtenues est de 401 $^{\pm\ 18}$Hv$_{10}$ ce qui par conversion renvoie un X=57%. En considérant les cinétiques obtenues à 1600°C et 1800°C, il est possible de vérifier si $t_{X=57\%}$(le temps nécessaire pour atteindre 57% de recristallisation) suit une loi d'Arrhenius de 1348°C à 1800°C. Le résultat obtenu est présenté annexe G et renvoie à un coefficient de détermination R² de 0.89.

Nous avons vu section 5.1.2.3 que les cinétiques de recristallisation du ***matériau de référence*** et du matériau constituant la maquette M2-2 peuvent être directement comparées puisqu'il s'agit de lots de tungstène équivalents. En positionnant la fraction recristallisée obtenue après 1h de recuit à 1348°C on observe, figure II.5.1.7, une bonne corrélation entre la cinétique obtenue (à 1348°C) par méthode inverse (en considérant $\Delta T = 5s$) et ce point de recuit (échantillon N°30). Aussi, on remarque que le $t_{annealing}$ réaliste se situe aux alentours de 5s. Par conséquent, nous considérons que cette cinétique obtenue à 1348°C peut être utilisée pour extrapoler les lois d'Arrhenius obtenues entre 1600°C et 1800°C jusqu'à 1348°C.

Afin d'extrapoler les lois d'Arrhenius obtenues par méthode conventionnelle jusqu'à 1348°C les paramètres du JMAK obtenus par méthode inverse (à 1348°C) sont considérés ici. La figure II.5.1.11 présente les lois d'Arrhenius finalement obtenues. Les coefficients de détermination relatifs sont équivalents à celui estimé annexe G. Dans la perspective d'une utilisation numérique de ces données, nous considèrerons ces lois Arrhenius pour la méthode conventionnelle.

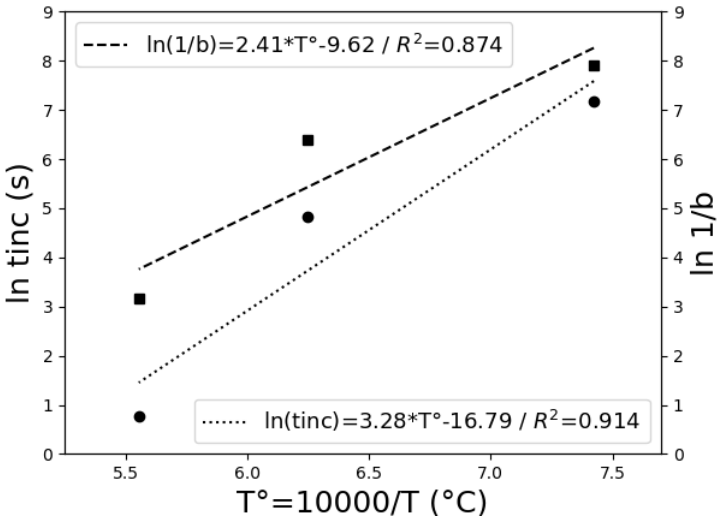



FIGURE II.5.1.11 – Lois d'Arrhenius finalement obtenues par méthode conventionnelle entre 1348°C et 1800°C

Cette première partie du chapitre a permis d'étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène à hautes températures comblant ainsi un manque de données dans la littérature. Ces cinétiques ont été obtenues pour différents lots de tungstène (purs respectant le cahier des charges ITER). Aussi, une méthode innovante, la méthode inverse, a été développée dans le cadre de cette thèse afin d'étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène de ~1350°C à ~1700°C à partir d'une maquette testée à haut flux.

Dans la suite de ce chapitre, les cinétiques obtenues par méthode inverse et par méthode conventionnelle sont comparées. Il est proposé de modéliser l'évolution de la microstructure du bloc tungstène au cours de cycles thermiques et de constater les différences entre les gradients de fraction recristallisée obtenus après plusieurs centaines de cycles thermiques. Afin d'évaluer si les gradients numériques obtenus sont représentatifs, nous nous appuierons sur les cartographies EBSD réalisées dans la section suivante.

## 5.2 Caractérisation de la microstructure du tungstène par EBSD après exposition à hauts flux thermiques

Dans cette section, seules les cartographies EBSD réalisées sur les blocs de la maquette sont présentées. Les analyses sont effectuées à l'aide du microscope JEOL JSM-6500F (présenté sectionII.3.4.3).

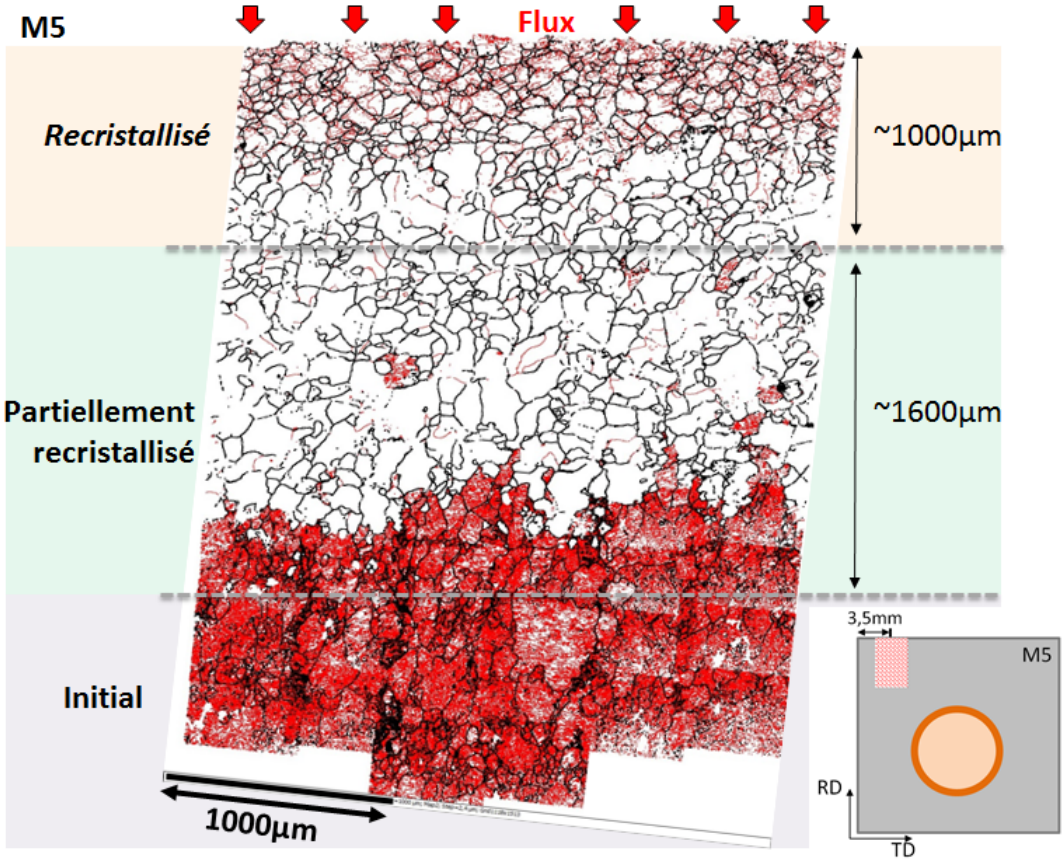



FIGURE II.5.2.1 – État de la microstructure du bloc M5 après 500 cycles thermique à 20MW/m²

Des cartes EBSD ont été réalisées sur M4 et M5 pour étudier la microstructure au sein des blocs après exposition à hauts flux. Pour caractériser la microstructure finale des blocs étudiés, les analyses EBSD sont réalisées en utilisant un pas de 1 µm. Le pas a volontairement été augmenté (passant de 0.5µm à 1µm) afin d'optimiser le temps d'acquisition des cartographies (cartes de plusieurs mm²). Cependant, puisque nous ne comparerons pas ces cartographies aux autres analyses EBSD réalisées dans cette étude, la diminution de la résolution n'aura pas d'incidence sur l'interprétation des résultats.

La figure II.5.2.1 présente la microstructure du bloc M5 de la surface chargée jusqu'à environ 3.5mm de profondeur suivant Y1*RD. Pour la première fois, il est possible d'observer par EBSD, l'impact du phénomène de recristallisation sur la microstructure du matériau.

En commençant l'étude de cette cartographie par le bas de la figure, on retrouve tout d'abord la microstructure initiale du matériau avec une forte densité de sous-joint de grains. Puis, en passant au-dessus de la première ligne grisée, de petits germes recristallisés vierges de dislocation (vierges de sous-joint de grains) sont observables. En remontant en direction de la surface, ces grains recristallisés croissent en taille et en nombre jusqu'à remplacer totalement la microstructure initiale au niveau de la seconde ligne

grisée. Au delà de cette seconde ligne et ce jusqu'à la surface du bloc, on peut remarquer que la microstructure du matériau est plus fine (~400µm de profondeur). À cette position du bloc, des températures plus élevées sont atteintes, ce qui permet une germination plus rapide du matériau et augmente la densité de nouveaux germes. Par conséquent, le nombre de joint de grains augmente en proche surface.

Cette observation nous renseigne sur le processus d'endommagement du bloc et valide l'accumulation des déformations plastiques en surface prédites par les études numériques réalisées [Nogami et al., 2017, Li and You, 2015, Panayotis et al., 2017a]. En effet, l'accumulation des dislocations au cours des cycles est ici observable qualitativement en comparant la densité apparente de sous-joint de grains en proche surface sur les cartographies présentées figure II.5.2.2 (300 cycles thermiques) et figure II.5.2.1 (500 cycles thermiques). On observe également que la zone impactée par la recristallisation a une épaisseur ~25% plus importante pour le bloc M5 (~2.6mm, figure II.5.2.1).

Comme exprimé précédemment, l'ultime objectif de ce chapitre est de modéliser l'évolution de la fraction recristallisée au sein du bloc tungstène au cours des cycles thermiques. Dans la prochaine section, les cartes EBSD présentées serons utilisées pour évaluer qualitativement la pertinence des gradients numériques obtenus.

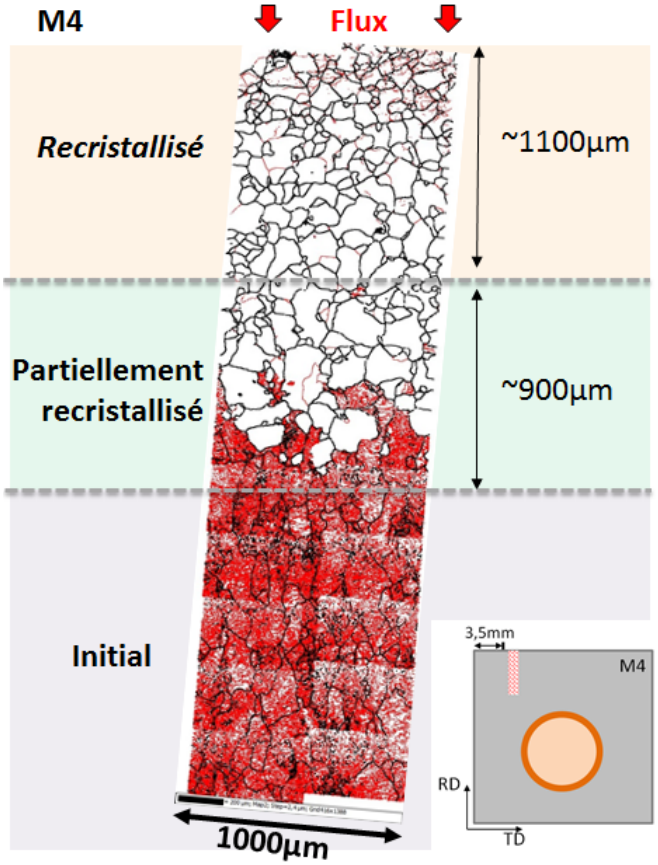



FIGURE II.5.2.2 – État de la microstructure du bloc M4 après 300 cycles thermique à 20MW/m²

## 5.3 Modélisation de la recristallisation statique du tungstène

Afin d'estimer plus précisément l'incrément de déformation plastique équivalent ($\Delta\varepsilon_p$) à chaque cycle thermique, les simulations numériques doivent tenir compte des propriétés élasto-viscoplastiques du tungstène mais aussi de leur évolution au cours du temps compte tenu de la recristallisation du matériau. Pour cela, nous avons proposé dans ce chapitre, d'identifier les cinétiques de recristallisation statique du tungstène à partir de recuits isothermes et à l'aide du modèle de JMAK.

Cependant, au sein de réacteurs thermonucléaires tels que WEST ou ITER, nous avons pu constater que les CFPs évoluent à des températures entre 20°C et 2000°C cycliquement maintenues pendant plusieurs secondes. Par conséquent, dans la perspective d'une approche numérique anisotherme, le modèle de JMAK ne convient pas. Un moyen communément utilisé dans la littérature permet néanmoins l'utilisation de ce modèle même pour des chemins thermiques anisothermes. Nous appellerons cette formulation, la formulation intégrée du JMAK dans la suite de cette étude.

Sur la base des données obtenues, l'objectif de cette section est de modéliser pour la première fois, l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène pour des chemins thermiques anisothermes représentatifs des campagnes expérimentales à hauts flux.

D'abord, une première étape de validation concernant la programmation de la formulation intégrée du JMAK au sein d'ANSYS est présentée. Dans un deuxième temps, les gradients de fraction recristallisée sont estimés numériquement. Ici, l'objectif, est d'appliquer la formulation intégrée du JMAK afin de montrer l'impact des cinétiques de recristallisation sur le gradient de fraction recristallisée généré au sein du bloc de tungstène après sollicitations thermiques cycliques à 20MW/m$^2$. Ceci est traité dans ce chapitre pour deux cas :

- Le premier cas utilise les cinétiques de recristallisation obtenues pour deux lots équivalent de tungstène (***matériau de référence***). Les cinétiques ont été identifiées à partir de méthodes différentes : la **méthode inverse** et la **méthode conventionnelle**. Les résultats obtenus sont comparés afin d'évaluer la précision des cinétiques de recristallisation du tungstène obtenues par **méthode inverse**.
- Le deuxième cas emploie les cinétiques de recristallisation identifiées pour le **matériau A** et le **matériau B)** par **méthode conventionnelle**. Les résultats obtenus sont comparés afin de mettre en évidence l'effet du procédé de fabrication sur la recristallisation du bloc de tungstène au cours des cycles thermiques.

### 5.3.1 La formulation intégrée du JMAK

Cette section a pour objectif de présenter la formulation intégrée du JMAK (aspect anisotherme) [F.M.Fernandes and et al, 19 Pumphey.W.I, 1948]. Cette formulation consiste à simplifier l'écriture de l'équation du JMAK (équation I.2.3.4 page 31) en s'affranchissant du terme *tinc*. En contrepartie, celle-ci propose de spécifier un seuil à travers duquel il est possible d'évaluer si le matériau se trouve dans sa phase d'incubation ou de recristallisation. Ce seuil fait donc référence au paramètre *tinc* du JMAK.

D'un point de vue modélisation numérique, la formulation intégrée du JMAK considère un palier isotherme entre deux pas de temps. On appel alors, $T_p(t)$, la température moyenne sur l'increment de temps considéré ($\Delta t$).

Nous faisons l'hypothèse que *tinc* ne dépend que de la température et par conséquent, que le cyclage thermique n'a pas d'impact sur ce paramètre. On définit alors $\Delta inc$ , la fraction d'incubation du matériau.

En vue d'une approche numérique, $\Delta inc$ est fonction de la température moyenne sur le pas de temps étudié ($T_p(t)$). Ici, nous admettons qu'une seule phase d'incubation. Ainsi, lorsque $\Delta inc = 1$, le temps d'incubation est atteint et le processus de recristallisation du matériau démarre. Soit :

$$\Delta inc = \sum \frac{\Delta t}{t_{inc_{T_p(t)}}} \tag{II.5.3.1}$$

Ou :
-$t_{inc_{T_p(t)}}$ désigne le temps d'incubation du matériau connu à la température moyenne ($T_p(t)$) sur l'incrément de temps ($\Delta t$) considéré

L'équation I.2.3.4 s'écrit alors :

$$\Delta inc{=}1 \Rightarrow X(t) = 1 - exp(-(b_{T_p(t)} \times t)^n) \tag{II.5.3.2}$$

Cette formulation ne tient plus compte de $t_{inc}$ et ne permet pas de décrire la cinétique de recristallisation d'un matériau pour des chemins thermiques anistothermes. Afin de décrire l'évolution de la fraction recristallisée ($X(t + \Delta t)$) sur un parcours anisotherme, il est nécessaire d'introduire la notion de temps fictif $t^*$. $t^*$ correspond au temps qu'il aurait fallu à $T_p(t + \Delta t)$ pour obtenir $X(t)$ (figure II.5.3.1). On tire ainsi de l'équation II.5.3.2 :

$$t^* = [ln(\frac{1}{(1 - X(t))})]^{\frac{1}{n}} \times * \frac{1}{b_{T_p(t+\Delta t)}} \tag{II.5.3.3}$$

Il vient alors la formulation intégrée du JMAK, telle que :

$$X(t + \Delta t) = 1 - exp(-(b_{T_p(t+\Delta t)} \times (t^* + \Delta t))^n) \tag{II.5.3.4}$$

On peut noter que dans un cas isotherme $t^* = t$.

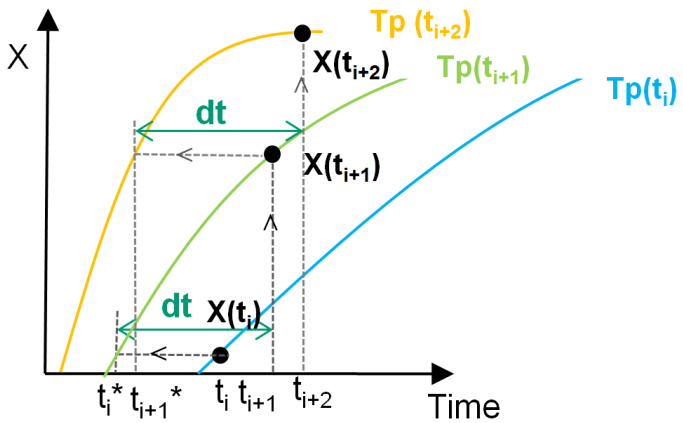



FIGURE II.5.3.1 – Présentation de la notion de temps fictif (t*)

Ainsi, à partir de cette formulation, il est possible d'estimer l'évolution de $X$ pour des chemins thermiques anisothermes. La formulation intégrée du JMAK est donc adaptée à notre cas d'étude. Elle est donc programmer au sein du logiciel éléments finis ANSYS afin modéliser l'évolution microstructurale du tungstène au cours de cycles thermiques.

### 5.3.2 Validation numérique de la formulation intégrée du JMAK

A partir du modèle numérique présenté section 5.1.1.2 page 81, la formulation intégrée du JMAK est utilisée en post-traitement du calcul thermique. Afin de valider la programmation numérique au sein d'ANSYS de la formulation intégrée du JMAK, les cinétiques de recristallisation issues de la méthode inverse (en supposant $\Delta t = 5s$) sont utilisées comme données d'entrée. L'objectif étant d'estimer le gradient de fraction recristallisée au sein d'un bloc de tungstène après 500 cycles à 20 MW/m² et de comparer le gradient numérique obtenu aux duretés mesurées au sein du bloc M5. Dans la suite de ce chapitre, les gradients présentés sont estimés à 3,5mm du bord du bloc de tungstène.

La figure II.5.3.2 montre l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène estimée numériquement jusqu'à 4mm de profondeur. Les fractions recristallisées estimées à partir des mesures de dureté réalisées à 3,5 mm du bord du bloc M5 sont présentées. Cette figure met en évidence une évolution cohérente de la fraction recristallisée sur la profondeur du bloc par rapport aux mesures expérimentales. Par conséquent, à travers ce cas de validation, l'utilisation de formulation intégrée du JMAK est envisagée pour la suite de cette étude.

Disposant d'un outil numérique capable de modéliser l'évolution de la fraction recristallisée du bloc de tungstène au cours de cycles thermiques, nous nous attacherons dans la suite de cette section à évaluer si les cinétiques de recristallisation obtenues par méthode inverse sont représentatives au regard des cinétiques identifiées par méthode conventionnelle.

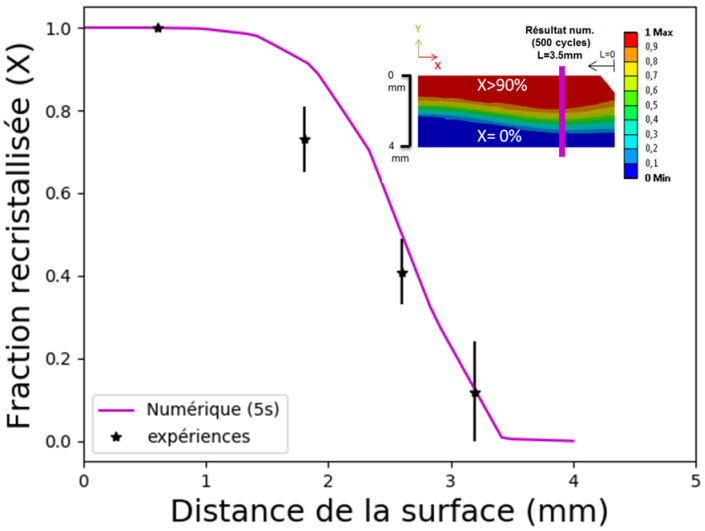



FIGURE II.5.3.2 – Évolution de la fraction recristallisée ($X$) après 500 cycles thermiques à 20MW/m² à partir des cinétiques obtenues par méthode inverse (section II.5.1.6 page 91)

### 5.3.3 Analyse comparative des cinétiques de recristallisation statique du tungstène obtenues à hautes températures par méthode conventionnelle et méthode inverse

Comme explicité section 5.1.2.3 une étape d'optimisation a été réalisée afin d'estimer les cinétiques de recristallisation du tungstène sur une large plage de température par méthode inverse.

L'outil numérique développé au paragraphe précédent permet d'évaluer l'impact de cette optimisation. Pour cela, il est proposé dans cette section de comparer les gradients de fraction recristallisée obtenus après 100, 200, 500 et 750 cycles thermiques à 20MW/m². Les gradients de fraction recristallisée sont estimés dans un premier temps à partir de l'utilisation des données recueillies par méthode inverse et dans un deuxième temps à partir des cinétiques étudiées par méthode conventionnelle.

La figure II.5.3.3 met en évidence l'évolution de $X$ au cours des cycles thermiques à 3,5mm du bord du bloc. Une illustration numérique des gradients obtenus est également présentée annexe H. On remarque que les résultats obtenus ne sont équivalents (à ~90% ) qu'après 750 cycles thermiques. Un retard important de la fraction recristallisée estimée à partir des données obtenues par méthode inverse est observé. Typiquement, il est mis en avant ici, que le matériau n'est pas encore recristallisé à 100% en surface après 100 et 200 cycles thermiques. Ce résultat confirme les limites de la méthode inverse basée sur l'utilisation de seulement 2 blocs pour estimer les cinétiques de recristallisation du tungstène. Il apparait clairement qu'à hautes températures ($>$ 1350°C), on ne peut pas exploiter les résultats obtenus à partir des données recueillies par la méthode inverse.

Enfin, une comparaison qualitative peut être réalisée entre les gradients de fraction recristallisée obtenus après 500 cycles thermiques et la cartographie EBSD présentée figure II.5.2.1. On observe une bonne corrélation entre le gradient de recristallisation observé par EBSD et le gradient estimé numériquement à partir des données recueillies par la méthode conventionnelle. En effet, on estime par la simulation que l'épaisseur de la zone impactée par la recristallisation ($X > 0$) est de 2,8mm contre ~2,6mm par analyse EBSD. Cette observation met une nouvelle fois en évidence que le tungstène utilisé pour la maquette est équivalent au ***matériau de référence*** et démontre également que le phénomène de recristallisation du bloc de tungstène est bien de nature statique (recristallisation statique).

Utilisé en post-traitement d'un calcul thermique, l'outil numérique développé ici ne permettra pas de tenir compte de l'évolution progressive du comportement thermomécanique du tungstène au cours des cycles thermiques. Pour cela, un modèle élasto-viscoplastique dédié doit intégré cette formulation du JMAK. Le développement ainsi que la programmation de ce modèle mécanique fait l'objet de la dernière partie de ce manuscrit. Néanmoins, cet outil numérique préliminaire permet déjà plusieurs applications. Nous nous intéressons notamment dans le prochain paragraphe à étudier l'impact du procédé de fabrication du bloc de tungstène sur l'évolution du gradient de fraction recristallisée généré au cours de cycles thermiques.

### 5.3.4 Exemple d'application : Impact du procédé de fabrication sur l'évolution du gradient de fraction recristallisé au sein d'un bloc de tungstène

Avant de clore ce chapitre, nous nous intéressons ici à mettre en évidence l'impact du procédé de fabrication (taux de corroyage, recuit intermédiaire de détensionnement,...) sur la stabilité microstructurale du bloc de tungstène au cours de cycles thermiques. Pour cela, nous ferons l'hypothèse que les compositions chimiques des matériaux étudiés sont identiques.

Les cinétiques de recristallisation obtenues pour le **matériau A** et le **matériau B** (annexe H) sont utilisées afin de modéliser l'évolution de $X$ après 50 et 100 cycles à 20MW/m² à 3,5mm du bord du bloc. La figure II.5.3.4 montre une résistance du matériau B à la recristallisation. Pour un nombre de cycles thermiques équivalent, l'épaisseur de tungstène impactée par la recristallisation ($X > 0$) est environ 20% moins importante après 100 cycles. Pour ce même nombre de cycles thermiques, une épaisseur de tungstène recristallisé d'environ 300µm est estimée pour le **matériau B** alors que pour le **matériau A** cette épaisseur est supérieure à 800µm.

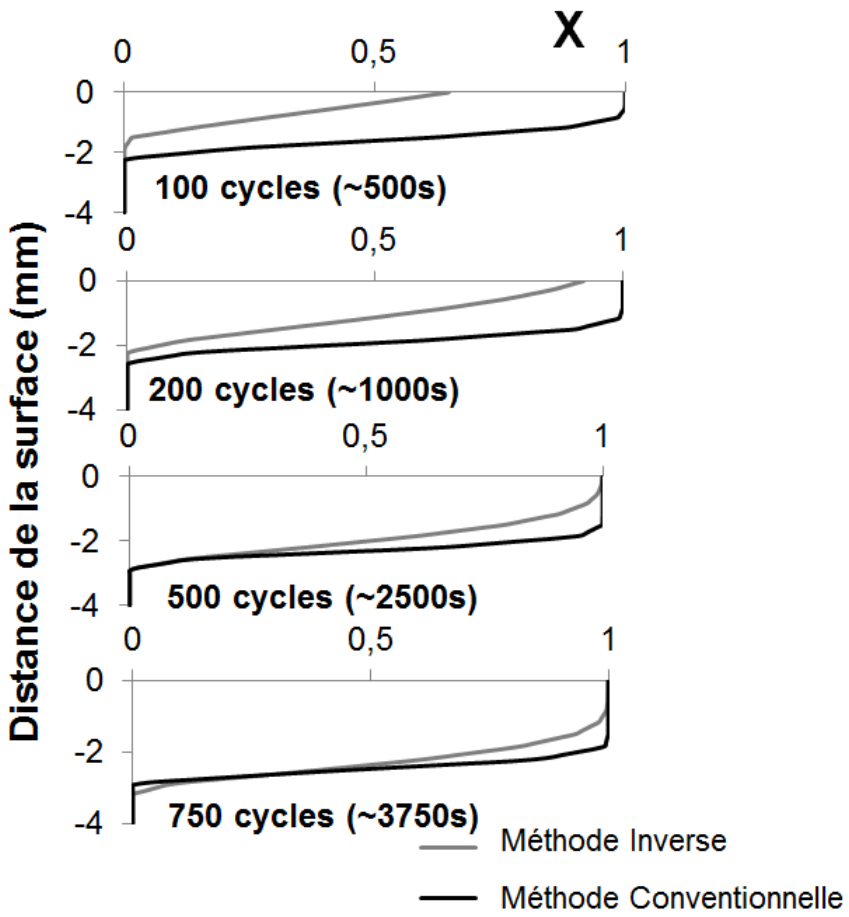



FIGURE II.5.3.3 – Comparaison des gradients de recristallisation obtenues à partir des données expérimentales issues de la méthode inverse et de la méthode conventionnelle

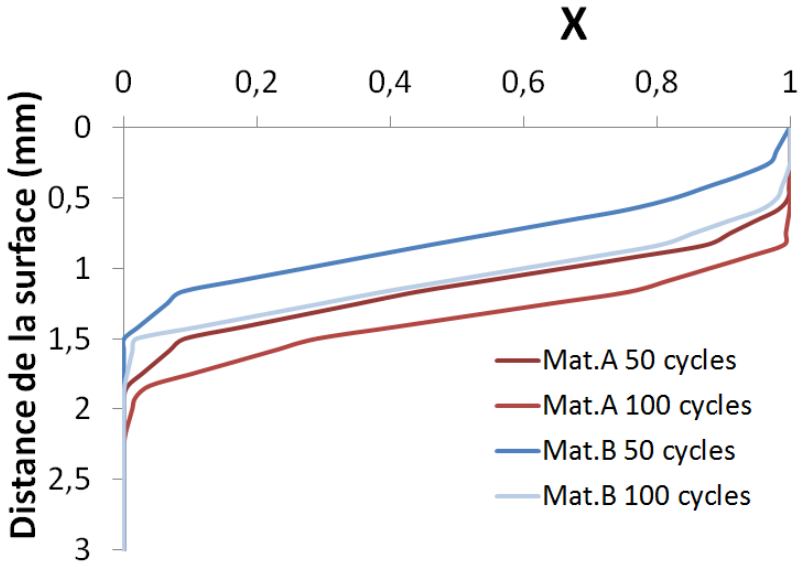



FIGURE II.5.3.4 – Impact du procédé de fabrication sur le gradient de recristallisation entre le **matériau A** et le **matériau B**

Les résultats obtenus ici peuvent également être comparés aux résultats numériques présentés pour le ***matériau de référence*** après 100 cycles (méthode conventionnelle figure II.5.3.3). On remarque que le ***matériau de référence*** recristallise plus rapidement. Pour le **matériau B et A**, on observe que $X$ égale à 50% à ~1,1mm et ~1,3mm alors que pour le ***matériau de référence*** $X$ est égale à 50% à ~1,6mm de profondeur. Ces observations mettent en évidence l'impact du procédé de fabrication sur l'évolution de la microstructure du tungstène au cours des cycles thermiques. Ainsi, en fonction du procédé de fabrication employé, le matériau peut développer une forme de résistance à la recristallisation ce qui au regard des résultats numériques préliminaires obtenus dans le chapitre précédent pourrait favoriser une durée de vie plus importante du composant.

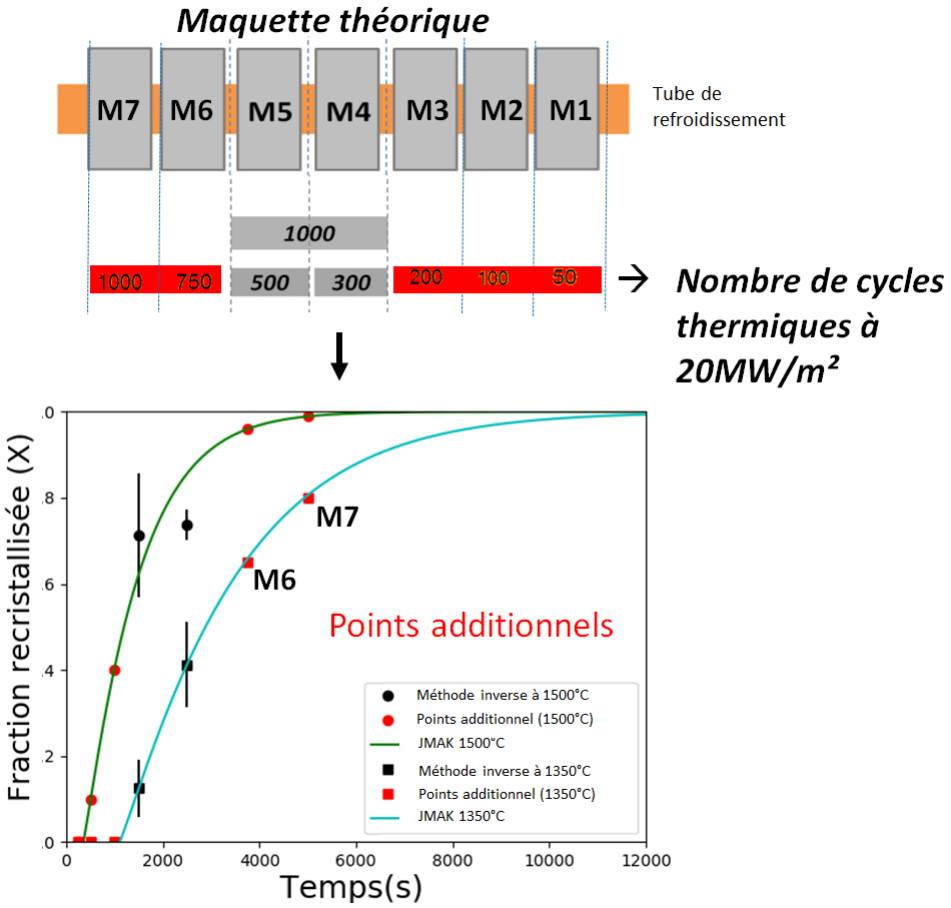



FIGURE II.5.3.5 – Maquette d'intérêt type pour la méthode inverse

### 5.3.5 Perspectives

Nous avons vu dans ce chapitre que la méthode inverse basée sur l'étude des cinétiques de recristallisation du matériau à partir de seulement deux blocs permet une première approche de ces cinétiques à hautes températures. En effet, afin d'étudier ces cinétiques sur une plage de température de ~1350°C à ~1700°C, il a été nécessaire d'émettre plusieurs hypothèses et d'effectuer en particulier une étape d'optimisation visant à contraindre les paramètres du JMAK à suivre une loi d'Arrhenius.

Dans un futur proche, d'autres maquettes constituées de plusieurs blocs exposés à 20 MW/m² pourraient être étudiées afin d'estimer plus précisément les cinétiques de recristallisation du tungstène. A partir de

maquettes composées de nombreux blocs exposés à hauts flux, il serait possible d'étudier précisément les cinétiques de recristallisation du tungstène sur une large plage de température. La figure II.5.3.5 présente typiquement les résultats qui pourraient être obtenus avec une maquette composés de 7 blocs de tungstène exposés de 50 à 1000 cycles thermiques à 20 MW/m². A partir de cette maquette type, les cinétiques de recritsallisation du tungstène pourraient être étudiées de 1250°C à 1800 °C.

Aussi, comme explicité section 5.1.1.2, la taille de l'indenteur pourrait être réduite afin d'augmenter la statistique des mesures de dureté et minimiser l'incertitude concernant l'estimation de la température de recuit pour chaque cinétique.

Enfin, il ne faut pas oublier qu'en environnement tokamak les composants face au plasma sont en contact direct avec différentes espèces chimiques en provenance du plasma (Deutérium, Tritium, Hélium). Bien que ces phénomènes aient été négligés dans le cadre de cette étude, les éléments chimiques en présence ont un impact sur les cinétiques de recristallisation du tungstène [Morgan, 2019, Corr et al., 2019]. Ainsi, plusieurs campagnes expérimentales pourraient être envisagées sur la base de la méthode conventionnelle ou de la méthode inverse afin d'évaluer l'influence de ces phénomènes sur les cinétiques de recristallisation du tungstène.

**A retenir :**
- Les cinétiques de recristallisation du **matériau de référence** ont été identifiées par méthode conventionnelle de 1348°C à 1600°C.
- Les cinétiques de recristallisation du **matériau A** ont été identifiées par méthode conventionnelle de 1450°C à 1600°C.
- Les cinétiques de recristallisation du **matériau B** ont été identifiées par méthode conventionnelle de 1500°C à 1800°C.
- La méthode inverse basée sur l'exploitation de deux blocs de tungstène permet une première estimation des cinétiques de recristallisation.
- L'hétérogénéïté de dureté mise en évidence entre le coeur et la surface externe des blocs de tungstène étudiés, n'a pas d'impact majeur sur les cinétiques de recristallisation.
- Les cartographies EBSD réalisées en proche surface des blocs de tungstène M4 et M5 révèlent une accumulation des dislocations en proche surface, validant ainsi l'approche numérique de cette thèse basée sur l'accumulation des déformations plastiques.
- Le modèle de JMAK peut être adapté pour suivre l'évolution de la fraction recristallisée d'un matériau même pour des chemins thermiques anisothermes.
- Le procédé de fabrication du matériau a un impact important sur l'évolution du gradient de fraction recristallisée au sein du bloc de tungstène au cours des cycles thermiques.

## 5.4 Conclusion du chapitre

Une étude expérimentale a été réalisée dans le but d'identifier les cinétiques de recristallisation pour différents lots de tungstène respectant le cahier des charges ITER (***matériau de référence***, **matériau A** et **matériau B**) au delà de 1350°C. Obtenues par méthode conventionnelle, ces cinétiques se sont révélées différentes pour chaque lot de tungstène étudié.

Compte tenu du fait que plusieurs lots de tungstène pourraient être employés pour la fabrication du divertor d'ITER, une méthode innovante (méthode inverse) a été développée dans le cadre de cette

étude afin de limiter le nombre d'échantillons et d'essais de recuits pour identifier les cinétiques de recristallisation du tungstène. Cette méthode a ainsi montré qu'il est possible d'étudier les cinétiques de recristallisation du tungstène à partir de l'utilisation de maquettes de CFPs préalablement testées sous hauts flux thermiques. Cependant, afin d'estimer précisément ces cinétiques, la méthode inverse nécessite des conditions d'exposition aux flux adaptées.

Dans ce chapitre, il a également été mis en évidence grâce à une étude quantitative à l'échelle de la microstructure (EBSD), que l'hétérogénéité de dureté mesurée entre le cœur et la surface des blocs de tungstène, n'a pas d'impact sur les cinétiques de recristallisation du matériau. Ainsi, nous avons pu constaté qu'une différence de 4% de sous-joint de grains ne joue pas de rôle significatif sur le processus de recristallisation.

Les cartographies EBSD réalisées en proche surface sur des bloc de tungstène testés au hauts flux ont permis de mettre en évidence (qualitativement) une accumulation des dislocations en proche surface au cours des cycles thermiques, validant ainsi l'approche numérique de cette thèse basée sur l'accumulation des déformations plastiques au sein du bloc de tungstène.

Enfin, un outil numérique a été développé afin de modéliser pour la première fois l'évolution de la fraction recristallisée au cours de chargements thermiques cycliques. La programmation d'un post-traitement au sein d'ANSYS basé sur l'utilisation de la formulation intégrée du JMAK a permis de démontrer l'impact du procédé de fabrication sur la recristallisation du bloc de tungstène soumis à un type de chargement thermique représentatif des campagnes réalisées à hauts flux (20 $MW/m^2$).

## Conclusion de la partie

Répondant au besoin exprimé dans la partie bibliographique de ce manuscrit, cette seconde partie a pour première vocation d'étudier expérimentalement l'impact du phénomène de recristallisation du tungstène sur ses propriétés thermomécaniques.

Pour cela, le comportement de ce matériau a été étudié de 500°C à 1150°C. Des essais de compression ont ainsi mis en évidence un comportement ductile du tungstène sur la plage de température étudiée. Aussi, les courbes contraintes-déformation obtenues ont révélé un comportement élasto-viscoplastique du tungstène avec en particulier un fort écrouissage pour le matériau recristallisé.

Un modèle élasto-viscoplastique adapté a ainsi été proposé pour modéliser ce comportement au sein du logiciel éléments finis employé dans le cadre de cette thèse : ANSYS. Indisponible au sein de ce logiciel, ce type de modèle nécessite un travail de programmation et de validation conséquent. Il a donc été proposé de justifier ce travail à travers une étude numérique préliminaire. Cette étude numérique a permis de donner une estimation de la durée de vie des CFPs destinés au divertor WEST et ITER en considérant un comportement élasto-plastique du tungstène et du tungstène recristallisé. Cette estimation repose sur le calcul de l'incrément de déformation plastique équivalent à chaque cycle thermique et sur l'utilisation de données en fatigue (lois de Manson-Coffin) disponibles dans la littérature. Cette première étude a notamment démontré la nécessité de tenir compte de l'évolution progressive des propriétés thermomécaniques du tungstène en fonction de son état microstructural.

Par conséquent, le dernier chapitre de cette partie s'est attaché à l'étude du phénomène de recristallisation du tungstène. Motivé par le besoin d'estimer la durée de vie des composants à l'échelle macroscopique, il a été décidé d'étudier les cinétiques de recristallisation de ce matériau grâce au modèle phénoménologique de JMAK. Pour cela, les cinétiques de recristallisation du matériau testées lors de la campagne de compression (matériau de référence) ont été étudiées par méthode conventionnelle et méthode inverse sur une large plage de température (jusque 1800°C). Aussi, grâce aux études réalisées par [Alfonso et al., 2014], il a également été décidé de mettre en évidence l'influence du procédé de fabrication du tungstène sur les cinétiques de recristallisation. Pour cela, les cinétiques de recristallisation de deux autres nuances de tungstène ont été étudiées (matériau A et matériau B).

Enfin, l'utilisation de la formulation intégrée du JMAK en post-traitement d'un calcul thermique a permis de modéliser pour la première fois l'évolution de la fraction recristallisée du matériau au cours de cycles thermiques. Plusieurs gradients de fraction recristallisée ont ainsi été obtenus en fonction des différentes données expérimentales recueillies, laissant apparaître, des différences notables en fonction des cinétiques utilisées.

Afin de suivre l'évolution de l'incrément de déformation plastique équivalent du tungstène au cours de l'évolution de la microstructure du matériau, nous nous sommes attachés à développer un modèle mécanique dédié. Le développement, la validation ainsi que l'exploitation de ce modèle fait l'objet de l'ultime partie de ce manuscrit.

# Troisième partie

## Modélisation de la durée de vie de composants face au plasma

Chapitre 6

# RXMAT : modèle numérique dédié à la modélisation de la durée de vie de composants face au plasma

## Sommaire


6.1 Principe du calcul de la méthode des éléments finis . . . . . **110**

6.2 Présentation du modèle RXMAT . . . . . **111**

6.2.1 Fonctionnement global de la routine RXMAT . . . . . 113

6.2.2 Discrétisation des équations constitutives du modèle mécanique élasto-viscoplastique du tungstène et du tungstène recristallisé . . . . . 117

6.3 Validation de RXMAT . . . . . **119**

6.3.1 Validation du modèle RXMAT en contraintes imposées . . . . . 119

6.3.2 Validation du modèle RXMAT en déformations imposées . . . . . 120

6.4 Conclusion du chapitre . . . . . **123**

Nous nous sommes attachés à identifier le comportement thermomécanique du tungstène en fonction de son état microstrucural (recristallisé ou non recristallisé) et à caractériser les cinétiques de recristallisation de ce matériau à hautes températures (jusque 1800°C). Il a également été démontré que la formulation intégrée du JMAK permet de modéliser l'évolution de la fraction recristallisée ($X$) du matériau au cours de cycles thermiques représentatifs.

Afin de préciser l'estimation de l'incrément de déformation plastique équivalent à chaque cycle thermique, il est proposé dans ce chapitre de développer une routine numérique capable de tenir compte de l'évolution des propriétés élasto-viscoplastiques du tungstène en fonction de $X$. Pour cela, il est nécessaire de programmer un modèle de comportement mécanique au sein du logiciel éléments finis ANSYS.

Afin de développer ce modèle mécanique (RXMAT) nous passerons par le sous-programme utilisateur d'ANSYS : USERMAT. Ce sous-programme permet la programmation et l'intégration de modèles de comportements mécaniques au sein de ce logiciel éléments finis.

L'intégration d'un modèle de comportement mécanique nécessite d'introduire en premier lieu la méthode de résolution des éléments finis. Ce point fait donc l'objet de la première section de ce chapitre. Nous profitons de cette section pour formuler un certain nombre d'hypothèses concernant les conventions d'écritures et les méthodes de convergence employées dans le cadre de cette étude. Puis, dans une seconde section, nous présenterons plus en détail, le fonctionnement de la routine RXMAT. Dans la dernière partie de ce chapitre, plusieurs cas de validation du modèle RXMAT seront réalisés.

## 6.1 Principe du calcul de la méthode des éléments finis

Dans le cadre d'une résolution éléments finis, il est important de noter que les tenseurs d'ordre 2 symétriques (de taille $3 \times 3$) sont écrits sous forme vectorielle (vecteur à 6 composantes). Ainsi, dans cette section qui traite de la résolution éléments finis, les vecteurs à 6 composantes sont écrits entre $\{.\}$.

Lors d'un calcul mécanique réalisé par la méthode des éléments finis, les chargements thermomécaniques sont appliqués au modèle de la pièce étudiée en fonction du temps. Ainsi, la résolution se fait pas à pas dans le temps et à chaque pas de temps ($\Delta t$) le logiciel éléments finis résout les équations d'équilibre de la structure de sorte que les déplacements aux nœuds calculés à l'instant considéré annulent le vecteur résidu ($R$ équation III.6.1.1) [Bergheau, 2018] :

$$\{R\} = \{f_{ext}\} - (\sum\nolimits_{(éléments finis)} \int_{(\Omega^e)} [\mathbf{B}]^{\mathbf{T}} . \{\sigma\} .dv) = 0 \qquad \text{(III.6.1.1)}$$

Où :
-$\{f_{ext}\}$ représente l'ensemble des forces extérieures appliquées (dans notre cas d'étude, $f_{ext} = 0$)
$[\boldsymbol{B}]^T$ désigne (pour chaque élément) la transposée de la matrice de passage des déplacements nodaux ($\{U\}$) aux déformations totales :

$$\{\boldsymbol{\varepsilon}\} = [\boldsymbol{B}] . \{U\} \qquad \text{(III.6.1.2)}$$

-$\{\boldsymbol{\varepsilon}\}$ désigne le tenseur des déformations totales écrit sous la forme : $\{\varepsilon_{11}, \varepsilon_{22}, \varepsilon_{33}, \varepsilon_{12}, \varepsilon_{23}, \varepsilon_{13}\}$. Il est important de noter que les composantes de cisaillement ($\varepsilon_{12}, \varepsilon_{23}, \varepsilon_{13}$) sont doublées (notation de Voigt, annexe J).
- $\{\sigma\}$ désigne le tenseur des contraintes écrit sous la forme : $\{\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}, \sigma_{12}, \sigma_{23}, \sigma_{13}\}$
-$\{R\}$ désigne le vecteur résidu (fonction des déplacements nodaux à l'instant considéré).

Le tenseur des contraintes ($\boldsymbol{\sigma}$ équation III.6.1.1) dépend des déplacements nodaux au temps considéré et des différentes variables d'état du modèle mécanique utilisées. Ainsi, comme le présente la figure III.6.1.1, une fois que les déplacements nodaux sont estimés, le logiciel fait appel au modèle mécanique implémenté pour estimer $\boldsymbol{\sigma}$. Dans notre cas, la programmation numérique fait appel à RXMAT.

Après avoir estimé $\boldsymbol{\sigma}$ ainsi que l'ensemble des variables d'état nécessaire pour chaque point d'intégration de chaque élément de maillage, le vecteur résidu obtenu sur l'ensemble des éléments est testé (figure III.6.1.1). Si le résidu obtenu ne satisfait pas le critère de convergence (seuil défini par l'utilisateur), une méthode de résolution de type Newton-Raphson est employée pour corriger itérativement les déplacements nodaux. Si on considère l'indice $i$ pour définir la ième itération on peut écrire :

$$\{R_{U_i+\delta U_i}\} = \{R_i\} + [\boldsymbol{K_i}]\{\delta U_i\} = 0 \tag{III.6.1.3}$$

Ou :
- $\{\delta U\}$ désigne la correction des déplacements nodaux :

$$\{\delta U\} = -\left[\boldsymbol{K}^{-1}\right].\{R\} \tag{III.6.1.4}$$

-$[\boldsymbol{K}]$ désigne une matrice tangente définie par :

$$[\mathbf{K}] = \sum_{(éléments finis)} \int_{(\Omega^e)} [\mathbf{B}]^T [\boldsymbol{A}][\mathbf{B}] dv = 0 \tag{III.6.1.5}$$

- $[\boldsymbol{A}]$ désigne une matrice $6 \times 6$. Suivant la méthode de résolution employée, cette matrice peut correspondre à la matrice de comportement tangent ($[\boldsymbol{C}_T]$) ou encore à la matrice des raideurs élastiques ($[\boldsymbol{C}]$) présentée équation II.4.2.1 page 57.
Rappel de quelques méthodes de convergence figure III.6.1.2

Dans le cadre de cette étude, il est décidé de calculer la matrice $[\boldsymbol{K}]$ à partir de la matrice des raideurs élastiques ($[\boldsymbol{A}] = [\boldsymbol{C}]$,équation III.6.1.5). Bien que cette méthode nécessite généralement de réaliser plus d'itérations, elle n'en demeure pas moins efficace en terme de temps de calcul car la matrice $[\boldsymbol{C}]$, n'est calculée qu'une seule fois alors qu'en cas d'utilisation de la matrice $[\boldsymbol{C}_T]$, cette matrice est recalculée pour chaque itération (sachant que si on change $[\boldsymbol{A}]$ pour $[\boldsymbol{A}] = [\boldsymbol{C_T}]$ on change également $[\boldsymbol{K}]$).

Par ailleurs, afin de simplifier l'écriture de cette matrice (symétrie), les termes de cisaillement du tenseur des déformations totales ($\{\boldsymbol{\varepsilon}\}$) seront doublés (notation de Voigt annexe J [Bergheau, 2018]). Cette écriture est communément utilisée dans la littérature et est employée par défaut au sein du logiciel ANSYS.

## 6.2 Présentation du modèle RXMAT

Dans cette section, les variables tensorielles sont exposées en caractère **gras**.

L'objectif de cette section est d'abord de présenter le principe de fonctionnement global de la routine RXMAT. Puis, les équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique sont discrétisées en vue d'une numérisation.

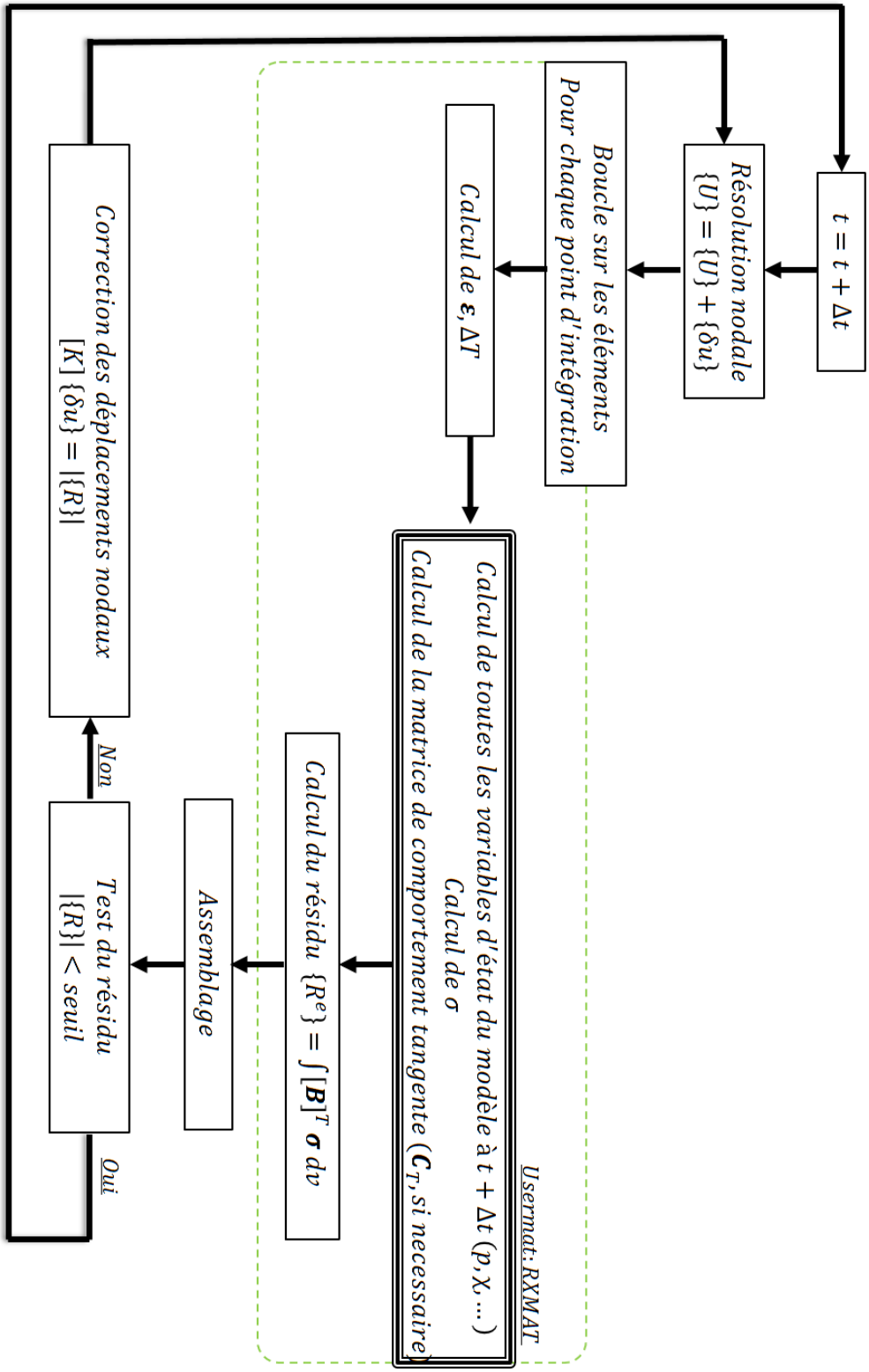



FIGURE III.6.1.1 – Principe de résolution par la méthode éléments finis avec intégration de la routine RXMAT

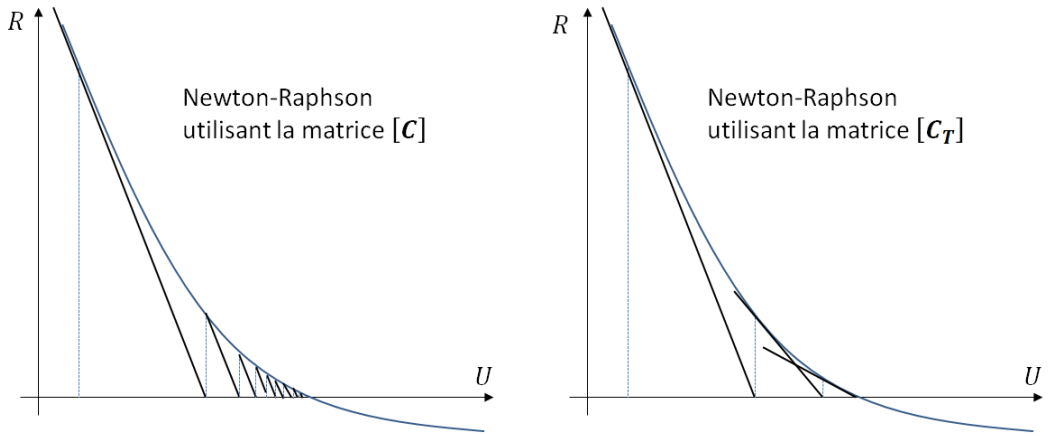



FIGURE III.6.1.2 – Quelques méthodes de convergence de type Newton-Raphson [J-M.Bergheau, 2008]

### 6.2.1 Fonctionnement global de la routine RXMAT

La figure III.6.2.1 propose de détailler le principe de fonctionnement de la routine RXMAT. Nous utilisons une notation indicielle pour différencier les variables d'état ainsi que les paramètres relatifs à chaque matériau : W, pour le matériau initial et Wrx pour le matériau recristallisé. **Par convention, l'indice** 0 **désigne les grandeurs à** $t$ ($f_0 = f(t)$) **et l'absence d'indice les grandeurs à** $t+\Delta t$ ($f = f(t+\Delta t)$)**.**

L'outil numérique développé ici est composé d'une routine maître et de deux routines esclaves (usermat W et usermat Wrx, figure III.6.2.1 page suivante). Connaissant à l'instant $t$ toutes les variables d'état du modèle et le tenseur des contraintes ($\sigma_0$) et connaissant à $t+\Delta t$ le tenseur des déformations totales ($\boldsymbol{\varepsilon}$), on cherche à calculer l'ensemble des variables d'état ainsi que le tenseur des contraintes à l'instant $t+\Delta t$. Pour cela, les équations constitutives considérées doivent être discrétisées. La discrétisation de ces équations fait l'objet du prochain paragraphe de cette section.

Si on s'intéresse d'abord à l'articulation de la routine RXMAT, on remarque, figure III.6.2.1, que la première étape de cette routine consiste à estimer la fraction recristallisée ($X$) du matériau. Pour cela, la formulation intégrée du JMAK est utilisée ( présentée Partie II chapitre 2 section 2.3). Pour rappel, cette formulation fait intervenir *dinc*, la fraction d'incubation du matériau. Ces deux scalaires sont définis comme variables d'état. L'ensemble des variables d'état du modèle est synthétisé annexe K.

Pour $X = 0$, le modèle RXMAT modélise à travers la routine esclave usermat W, un comportement élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique linéaire. Ce comportement a été identifié Partie II chapitre 4. Il correspond pour rappel à :

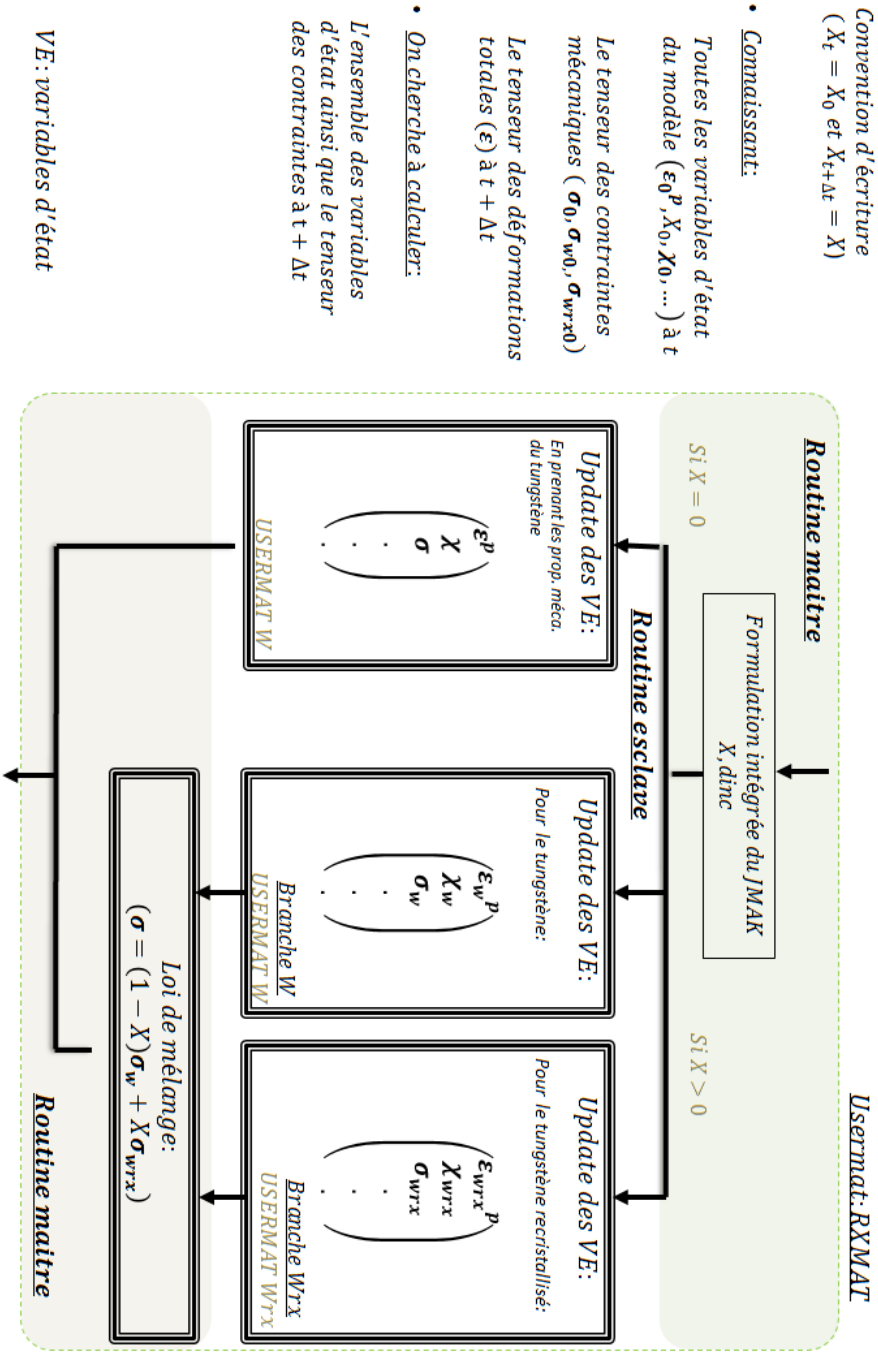



FIGURE III.6.2.1 – Principe de fonctionnement de RXMAT

Synthèse des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique :

$$\boldsymbol{\varepsilon^{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon^{th}} = \boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon^p}$$
$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon^e} = \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon^e}).\boldsymbol{I} + 2\mu\boldsymbol{\varepsilon^e}$$
$$f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y$$
$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{S}-\boldsymbol{\chi}}{J(\boldsymbol{S}-\boldsymbol{\chi})}$$
$$\dot{p} = |\dot{\varepsilon}^p| = < \frac{J(\boldsymbol{\sigma}-\boldsymbol{\chi})-\sigma^y}{K} >^n$$
$$\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3}H\boldsymbol{\varepsilon^p}$$

Dans ce modèle, les variables d'état considérées sont :

- Le tenseur des déformations totales ($\boldsymbol{\varepsilon^{tot}}$)
- Le tenseur des déformations plastiques ($\boldsymbol{\varepsilon}^p$)
- La variable tensorielle cinématique ($\boldsymbol{\chi}$)
- La déformation plastique équivalente cumulée ($p$) définie équation II.4.2.4. Avec $\Delta p$ défini comme l'incrément de déformation plastique équivalent cumulé (appelé $\Delta\varepsilon^p$ Partie I chapitre 2 et Partie II chapitre 4 en raison de l'utilisation de modèles élasto-plastiques dans les simulations numériques présentées).

Pour $X > 0$, nous faisons le choix ici de développer **un modèle parallèle** pour modéliser un matériau partiellement recristallisé. Le schéma rhéologique représentatif de ce modèle est présenté figure III.6.2.2. De ce fait, nous considérons que la déformation totale est la même dans les deux branches du modèle parallèle (branche W et branche Wrx). Ainsi :

$$\boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{tot}} = \boldsymbol{\varepsilon_{wrx}}^{\boldsymbol{tot}} \tag{III.6.2.1}$$

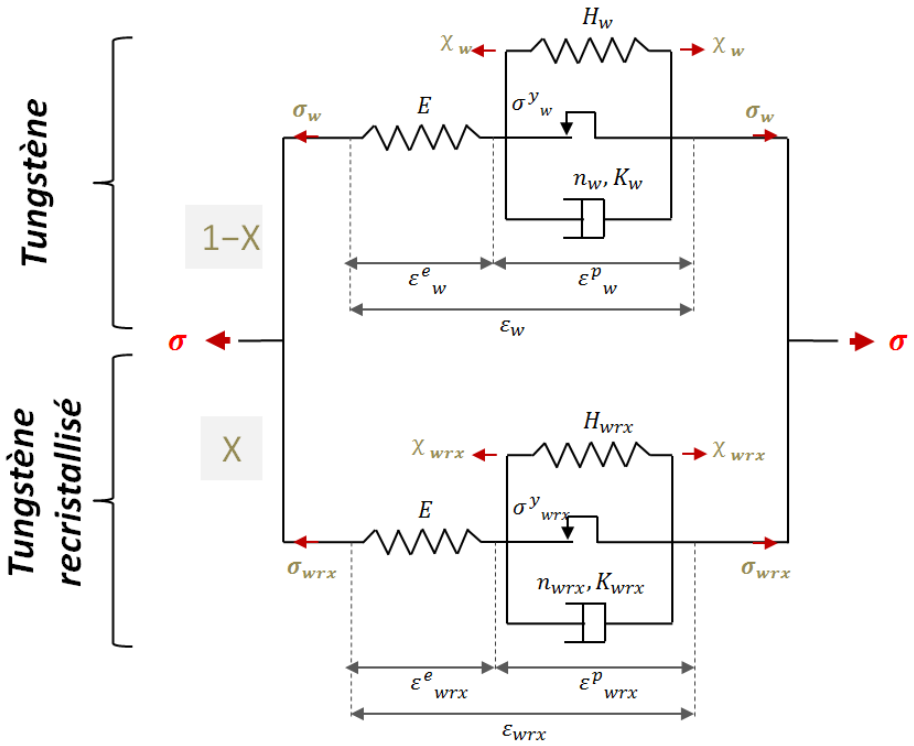



FIGURE III.6.2.2 – Modèle rhéologique global

Chaque branche du modèle RXMAT, modélise un comportement élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique linéaire mais les paramètres matériaux employés sont relatifs à l'état microstructural (recristallisé ou non) du matériau considéré.

Comme le présente la figure III.6.2.1, une dernière étape permet d'estimer $\sigma$ pour un matériau partiellement recristallisé. En effet, il est nécessaire d'introduire ici une loi de mélange. Au sortir du modèle parallèle, cette loi a pour fonction de passer progressivement du matériau initial au matériau recristallisé. Les lois de mélange sont couramment utilisées dans le cadre de la simulation numérique des procédés pour modéliser par exemple le(s) changement(s) de phase(s) métallurgique(s) au sein d'une pièce mécanique [Bergheau, 2014]. Cette loi s'exprime tel que :

$$\boldsymbol{\sigma} = X\boldsymbol{\sigma_{wrx}} + (1-X)\boldsymbol{\sigma_w} \tag{III.6.2.2}$$

Ou :
-$\boldsymbol{\sigma_w}$ et $\boldsymbol{\sigma_{wrx}}$ désignent respectivement le tenseur des contraintes obtenu à partir de la routine usermat W (branche W) pour le tungstène et de la routine usermat Wrx (branche Wrx) pour le tungstène recristallisé
- $\boldsymbol{\sigma}$ désigne le tenseur des contraintes du matériau partiellement recristallisé (dans le cas où $X > 0$

Dès que $X$ atteint $0,99$, cette variable d'état est définie comme étant égale à $0,999$ afin de considérer un matériau complètement recristallisé dans le calcul de la loi de mélange. Cette hypothèse est émise afin de limiter le temps nécessaire pour considérer un matériau totalement recristallisé. En effet, comme le montrent les cinétiques de recristallisation obtenues expérimentalement (par exemple figure II.5.1.5) la fonction du JMAK est quasi-asymptotique pour $X = 1$.

Pour finir, afin de suivre l'évolution de l'incrément de déformation plastique ($\Delta p$) au cours de la recristallisation du matériau. Nous considérons que la déformation plastique équivalente cumulée ($p$) peut également être estimée à partir d'une loi de mélange. En effet, les propriétés thermiques ainsi que les propriétés élastiques sont identiques pour le tungstène et le tungstène recristallisé. Dans le cadre de la loi de Hooke, on peut écrire :

$$\boldsymbol{\sigma_w} = \boldsymbol{C} : (\boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{th}} - \boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{p}}) \tag{III.6.2.3}$$

$$\boldsymbol{\sigma_{wrx}} = \boldsymbol{C} : (\boldsymbol{\varepsilon_{wrx}}^{\boldsymbol{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon_{wrx}}^{\boldsymbol{th}} - \boldsymbol{\varepsilon_{wrx}}^{\boldsymbol{p}}) \tag{III.6.2.4}$$

En tenant compte de l'équation III.6.2.1 et du fait que : $\boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{th}} = \boldsymbol{\varepsilon_{wrx}}^{\boldsymbol{th}}$et en injectant III.6.2.3 et III.6.2.4 dans III.6.2.2 on obtient :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \left[\boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{th}} - \underbrace{(X\boldsymbol{\varepsilon_{wrx}}^{\boldsymbol{p}} + (1-X)\boldsymbol{\varepsilon_w}^{\boldsymbol{p}})}_{\boldsymbol{\varepsilon}^p}\right] \tag{III.6.2.5}$$

A partir de cette expression de $\varepsilon^p$ et de l'équation II.4.2.4; équation applicable pour les deux routines escalves :

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} \qquad II.4.2.4$$

On peut estimer $\Delta p$ suivant l'équation III.6.2.6 :

$$\Delta p = \sqrt{\frac{2}{3}\Delta\varepsilon^p : \Delta\varepsilon^p} \tag{III.6.2.6}$$

Il est possible à partir de cette écriture de suivre l'évolution de $\Delta p$ au cours des cycles thermiques en tenant compte de la fraction recristallisée du matériau. En revanche, cette loi n'est n'est pas employée dans le calcul des variables d'état au pas de temps suivant.

Dans cette section, le fonctionnement global de la routine RXMAT a été présenté. Dans le prochain paragraphe, nous portons un intérêt particulier à la résolution numérique réalisée au sein de chaque routine esclave.

### 6.2.2 Discrétisation des équations constitutives du modèle mécanique élasto-viscoplastique du tungstène et du tungstène recristallisé

Les équations constitutives considérées dans les deux routines esclaves usermat W et usermat Wrx doivent être discrétisées afin d'estimer à chaque pas de temps l'ensemble des variables d'état ainsi que le tenseur des contraintes. Dans le cas d'un chargement plastifiant, les variables d'état relatives à la viscoplasticité du matériau sont calculées. En l'espèce, on cherche à exprimer $f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi})$ en fonction de $\Delta p$ seulement, afin de résoudre une équation du type :

$$F(\Delta p) = 0 \tag{III.6.2.7}$$

La discrétisation des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique est présentée annexe L. La discrétisation des équations présentées annexe L section L.1 est uniquement valable pour la routine esclave usermat W et par conséquent pour un matériau non recristallisé.

En effet, dès que $X > 0$, l'équation constitutive (équation II.4.2.7) doit être modifiée afin de tenir compte de l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène ($\Delta X = X - X_0$) d'un pas de temps à l'autre. Il est postulé équation II.4.2.7, que la variable tensorielle d'écrouissage cinématique ($\boldsymbol{\chi}$) ne dépend que du tenseur des déformations plastiques. Or, dans le cas où la fraction recristallisée du tungstène évolue d'un incrément de temps à l'autre, une portion de matière recristallisée vierge de tout écrouissage est apportée (figure III.6.2.3). Cette portion n'étant pas écrouie, la valeur moyenne de $\boldsymbol{\chi}$ diminue au début de chaque nouvel incrément de temps (si $\Delta X \neq 0$). Afin de corriger et de prendre en compte cette évolution, au début de chaque nouveau pas de temps, nous écrivons :

$$X_0\boldsymbol{\chi}_0 = X\boldsymbol{\chi} \Longleftrightarrow (1 - \frac{\Delta X}{X})\boldsymbol{\chi}_0 = \boldsymbol{\chi} \tag{III.6.2.8}$$

Ainsi, $\boldsymbol{\chi}$ ne dépend plus uniquement du tenseur des déformations plastiques mais aussi de $\Delta X$. L'équation constitutive II.4.2.7 devient alors :

$$\dot{\boldsymbol{\chi}} = (\frac{2}{3}H\dot{\boldsymbol{\varepsilon}^p}) - \frac{\dot{X}}{X}\boldsymbol{\chi_0} \tag{III.6.2.9}$$

Finalement, les équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique pour un matériau partiellement recristallisé sont :

Synthèse des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique proposé pour le matériau partiellement recristallisé (usermat Wrx) en vue de la discrétisation :

$$\boldsymbol{\varepsilon^{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon^{th}} = \boldsymbol{\varepsilon} = \varepsilon^{e} + \boldsymbol{\varepsilon^{p}}$$
$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \varepsilon^{\boldsymbol{e}} = \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon^{e}}).\boldsymbol{I} + 2\mu\boldsymbol{\varepsilon^{e}}$$
$$f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^{y}$$
$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{p} = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{S}-\boldsymbol{\chi}}{J(\boldsymbol{S}-\boldsymbol{\chi})}$$
$$\dot{p} = |\dot{\varepsilon}^{p}| = < \frac{J(\boldsymbol{\sigma}-\boldsymbol{\chi})-\sigma^{y}}{K} >^{n}$$
$$\dot{\boldsymbol{\chi}} = (\frac{2}{3}H\dot{\boldsymbol{\varepsilon^{p}}}) - \frac{\dot{X}}{X}\boldsymbol{\chi_0}$$

La discrétisation de ces équations est présentée annexe L section L.2.

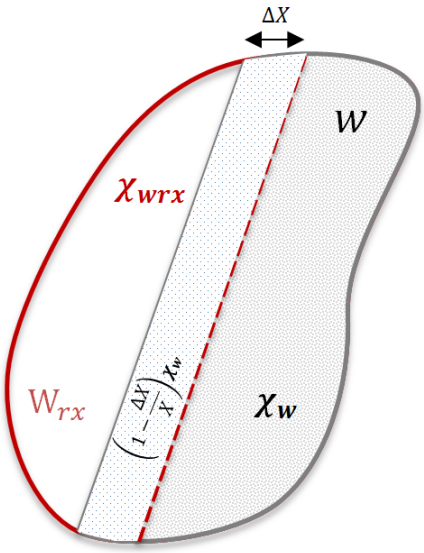



FIGURE III.6.2.3 – Correction de la variable tensorielle d'écrouissage cinématique due à l'évolution de la fraction recristallisée

A partir de la discrétisation des équations constitutives de la routine RXMAT présentée (annexe L) une formulation de $f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi})$ en fonction de $\Delta p$ seulement, est proposée pour le tungstène, le tungstène recristallisé et le tungstène partiellement recristallisé.

Afin de résoudre ces équations non linéaires à chaque pas de temps de sorte de vérifier l'équation III.6.2.7, une méthode itérative de Newton (boucle de Newton) est programmée dans chaque routine esclave. Considérant $\Delta p^{i}$, l'incrément de déformation plastique équivalent obtenu lors de la i$^{\text{ème}}$ itération, il est possible d'estimer $\Delta p^{i+1}$ tel que :

$$\Delta p^{i+1} = \Delta p^{i} - \frac{f(\Delta p^{i})}{f'(\Delta p^{i})} \tag{III.6.2.10}$$

Un seuil défini par l'utilisateur est programmé dans chaque routine esclave pour arrêter le processus itératif. Dans le cadre de cette étude nous fixons ce seuil à $10^{-8}$.

$\Delta p$ obtenu est ensuite utilisé pour calculer les composantes du tenseur des déformations plastiques ($\boldsymbol{\varepsilon}^{p}$) puis le tenseur des contraintes ($\boldsymbol{\sigma}$) dans chaque routine esclave permettant ainsi le calcul des lois de mélange.

## 6.3 Validation de RXMAT

Avant l'exploitation de RXMAT pour des cas numériques représentatifs, cette routine est testée sur un élément de maillage cubique ($1 \times 1 \times 1m^3$) composé de 8 nœuds.

Compte tenu du fait que l'outil numérique dédié à l'estimation de $X$ a été validé dans la précédente partie de ce manuscrit, nous nous attachons particulièrement ici, à valider la programmation du modèle mécanique ainsi que les résultats numériques estimés. Deux cas de validation sont finalement présentés ici :

— Cas de validation en contraintes imposées. Ce cas de validation doit permettre de valider la programmation des équations constitutives discrétisées, de valider la programmation de la boucle de newton et également de valider la convergence de ce modèle à partir de la programmation de la matrice des raideurs élastiques ($[\boldsymbol{C}]$).

— Cas de validation en déformations imposées. Cette seconde étude a pour objectif de mettre en évidence que la routine RXMAT renvoie des grandeurs mécaniques cohérentes avec l'expérience. Nous nous intéressons à modéliser les essais de compression afin de vérifier en particulier si les résultats numériques obtenus sont cohérents avec les résultats analytiques présentés Partie II section 4.4.2 page 66.

### 6.3.1 Validation du modèle RXMAT en contraintes imposées

On sait que le modèle élasto-viscoplastique employé dans le cadre de cette étude admet une solution analytique.

Rappel de la solution analytique du modèle élastoviscoplastique présentée Partie II Chapitre 2.

$$J(\sigma) = K\dot{p}^{\frac{1}{n}} + Hp + \sigma^y \qquad II.4.4.11 page\ 66$$

-$J(\sigma)$ désigne la contrainte équivalent de von Mises.
-$K$, $H$, $n$ et $\sigma^y$ désignent les paramètres du modèle élasto-viscoplastique
- $p$ désigne la déformation plastique équivalente cumulée

On considère à partir de cette solution deux cas limites :

— $n \to \infty : J(\sigma) = K + Hp + \sigma^y$

— $\dot{p} \to 0 : J(\sigma) = Hp + \sigma^y$

Ainsi, dans le cadre d'un exercice en contraintes imposées on connait $J(\boldsymbol{\sigma})$ et connaissant les paramètres $K, H$ et $\sigma^y$, on calcule $p$ numériquement. Puis, à l'aide l'équation II.4.4.11 on vérifie que l'on retrouve bien $J(\boldsymbol{\sigma})$.

Pour ce cas de validation, un chargement proportionnel est appliqué sur 3 des 6 faces de l'élément de maillage. Les trois autres faces sont fixées afin de simuler une symétrie du modèle. La température est fixée et le paramètre $n$ du modèle d'élasto-viscoplasticité est défini comme étant égal à 500 afin de vérifier le premier cas limite ($n \to \infty$) de la solution analytique. Pour cet exercice, les valeurs numériques considérées pour chaque paramètre sont présentées figure III.6.3.1.

Les résultats obtenus par le modèle RXMAT présentés figure III.6.3.1 valident la programmation numérique de cette routine (la discrétisation des équations constitutives et la programmation de la boucle de Newton) et mettent en évidence que ce modèle converge à partir de l'utilisation de la matrice des raideurs

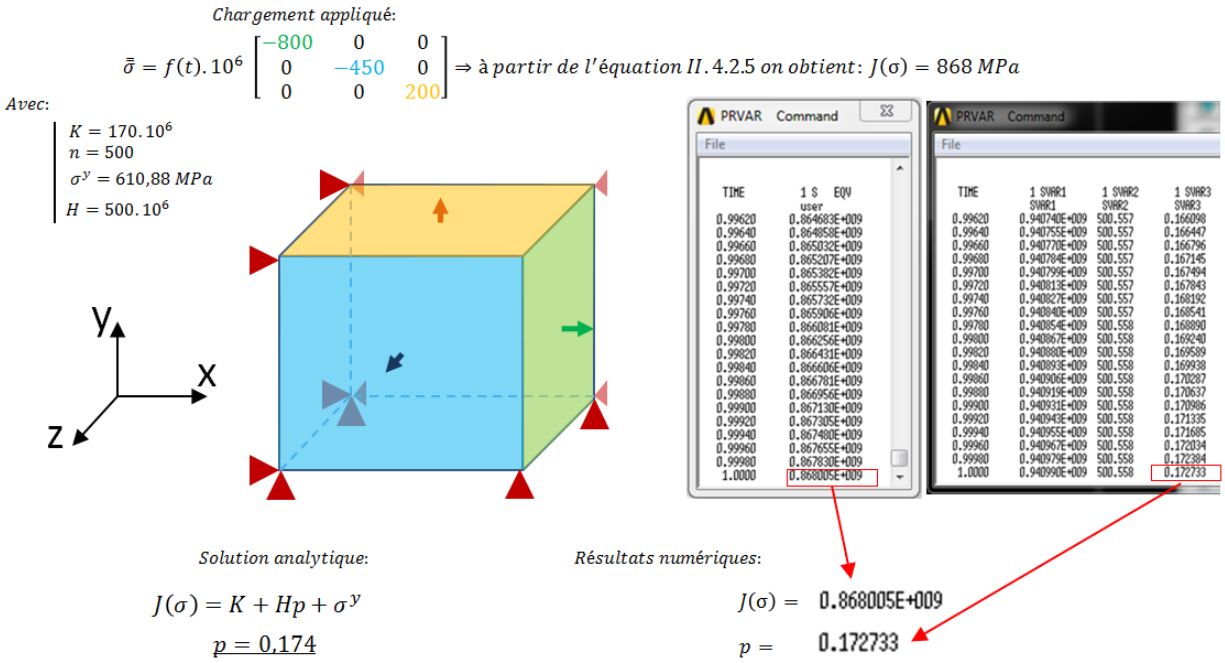



FIGURE III.6.3.1 – Exercice de validation réalisé en contraintes imposées

élastiques. En effet, pour l'estimation de $p$, la différence obtenue entre le résultat analytique (0.174) et l'estimation numérique (0.173) est inférieure à 1%.

Afin de s'assurer que les grandeurs mécaniques obtenues soient cohérentes par rapport à l'expérience, il est proposé dans le dernier paragraphe de ce chapitre de réaliser un second cas de validation en déformation imposée pour simuler les essais de compression.

### 6.3.2 Validation du modèle RXMAT en déformations imposées

Nous nous attachons particulièrement à modéliser sur un élément de maillage les essais expérimentaux de compression unixial. Pour cela, trois des six faces du modèle (une face XY, une face YZ et une face XZ) sont fixées (symétrie) et un déplacement de la face opposée ZX est imposée afin de simuler une compression de l'élément de maillage. Ce cas de validation est réalisé pour différentes températures et vitesses de déformation pour le tungstène (figure III.6.3.2) et le tungstène recristallisé (figureIII.6.3.3). Pour réaliser les cas de validation relatifs au tungstène recristallisé, la variable d'état $X$, a été initialisée comme étant égale à 1.

La figure III.6.3.2 met en évidence une bonne corrélation entres les résultats numériques et analytiques obtenus sur les plages de température (de 500°C à 750°C) et de vitesses de déformation étudiées pour le tungstène. Cette première observation révèle que la routine RXMAT, et en particulier la routine esclave usermat W, permet de restituer le comportement élasto-viscoplastique du tungstène.

De la même manière, la figure III.6.3.3 met en évidence une bonne corrélation entre les résultats numériques et analytiques obtenus sur les plages de température (de 500°C à 1150°C) et de vitesses de déformation étudiées pour le tungstène recristallisé. Cette seconde observation montre que la routine esclave usermat Wrx permet de restituer le comportement élasto-viscoplastique du tungstène recristallisé.

Les différents cas de validation en contraintes et déformations imposées ont permis de valider la programmation de la routine RXMAT. Dans l'ultime chapitre de ce manuscrit ce nouvel outil est exploité.

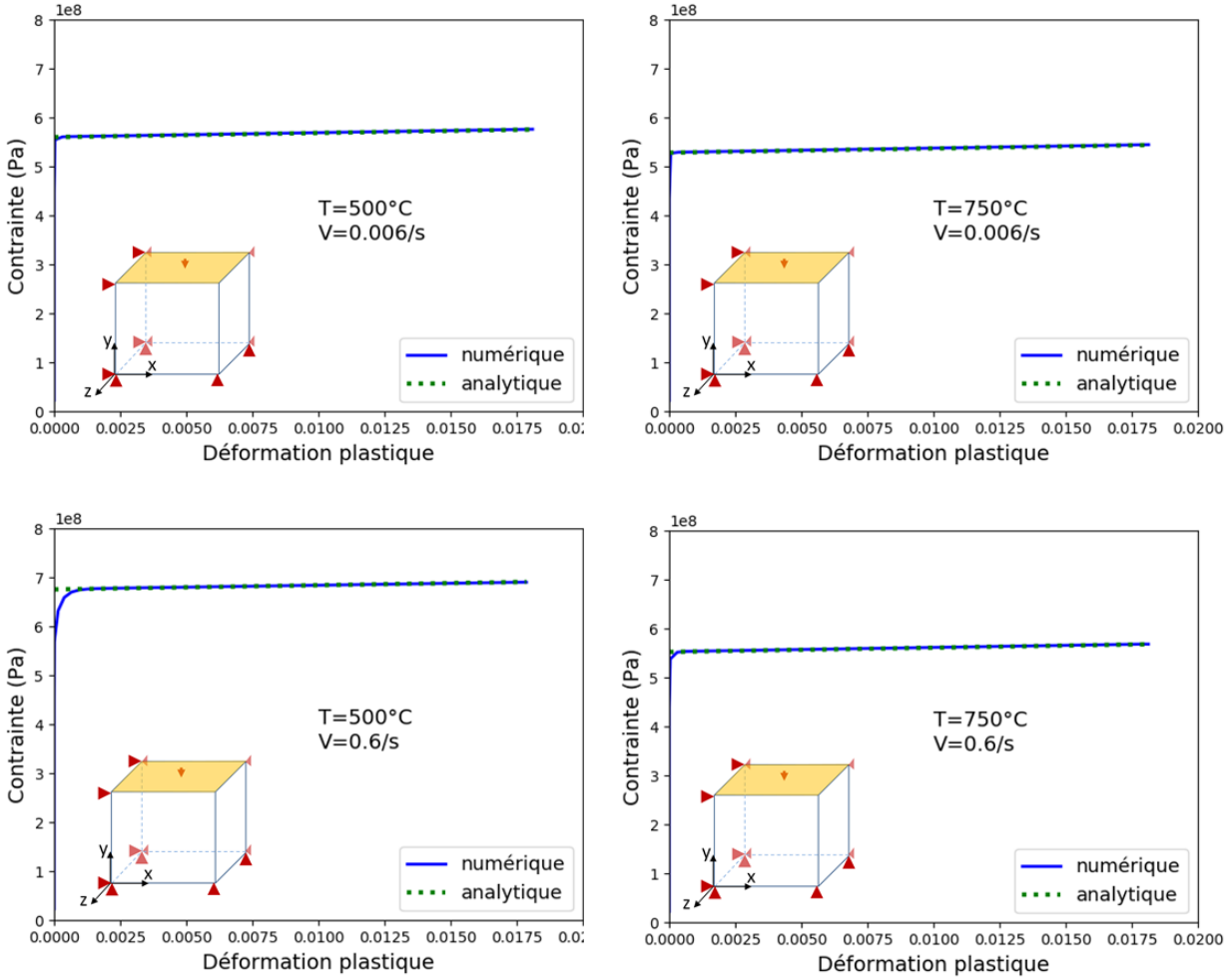



FIGURE III.6.3.2 – Comparaison entre les courbes de contrainte déformation (domaine plastique) calculées analytiquement et numériquement à partir de la routine RXMAT pour le tungstène

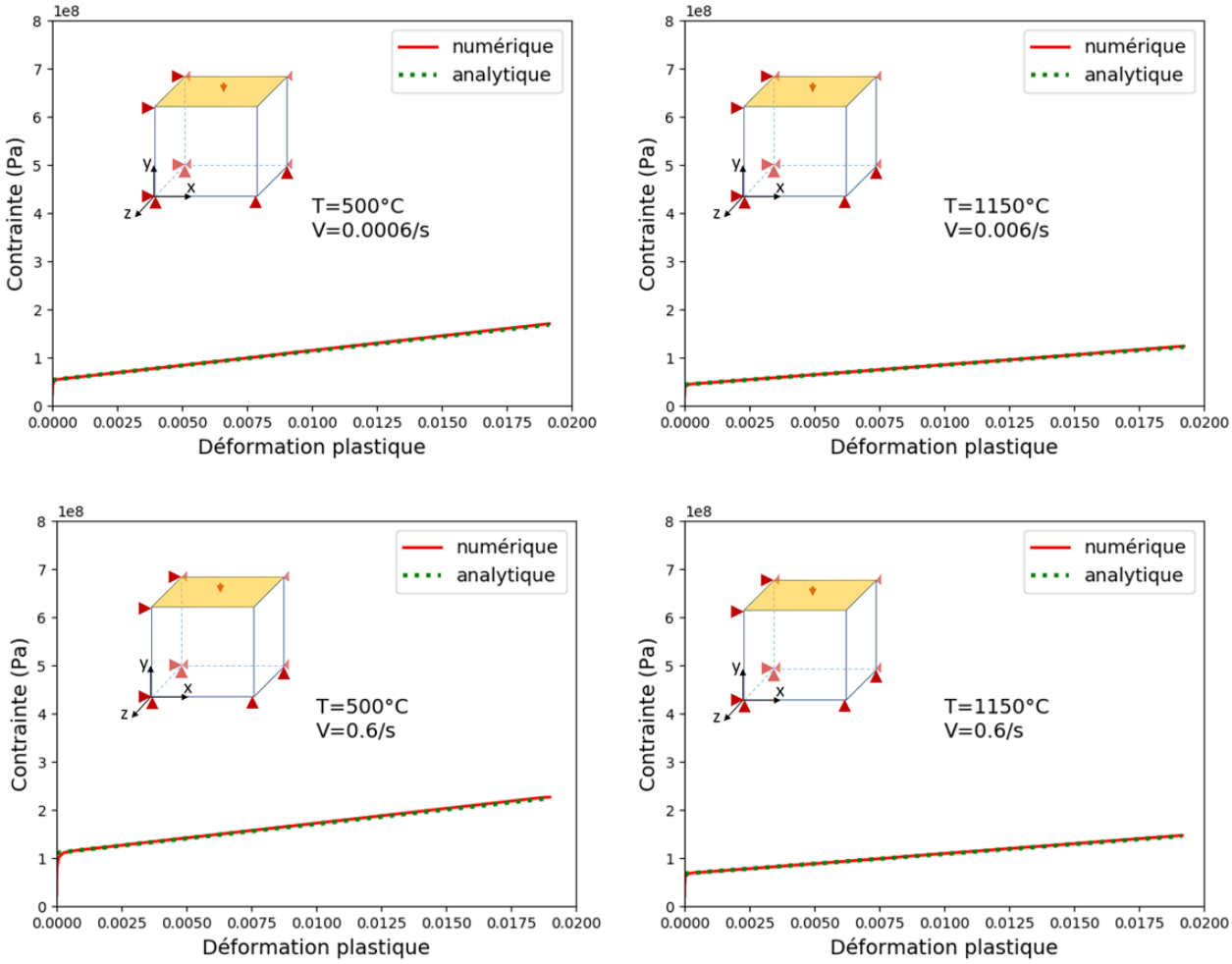



FIGURE III.6.3.3 – Comparaison entre les courbes de contrainte déformation (domaine plastique) calculées analytiquement et numériquement à partir de la routine RXMAT pour le tungstène recristallisé

**A retenir :**
- L'utilisation d'une loi de mélange permet de suivre l'évolution de l'incrément de déformation plastique équivalent au cours des cycles thermiques en tenant compte de la fraction recristallisée du matériau.
- La routine développée dans le cadre de cette thèse est validée et est prête à être exploitée dans le dernier chapitre de ce manuscrit.

## 6.4 Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, le principe de fonctionnement global de la routine RXMAT est présenté. Cet outil numérique est composé d'une routine maître et de deux routines esclaves. La routine maître a pour première fonction de calculer à chaque pas de temps la fraction recristallisée du matériau puis d'estimer, en fonction de l'état microstrucutral, les grandeurs tensorielles recherchées telles que $\sigma$.

Dans le cas d'un matériau partiellement recristallisé, nous avons fait le choix de développer un modèle parallèle considérant ainsi que la déformation totale est égale dans chacune des branches du modèle (usermat W et usermat Wrx). Au sein de ces deux branches les différentes variables d'état du modèle élasto-viscoplastique sont calculées et permettent d'estimer $\sigma$ à partir d'une loi de mélange.

Les équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique développées pour les deux routines esclaves sont discrétisées dans ce chapitre en s'appuyant sur l'annexe L. Cette annexe met en évidence l'une des spécificités de cette routine RXMAT quant à la prise en compte de la fraction recristallisée dans l'expression de la variable tensorielle associée à l'écrouissage cinématique pour un matériau partiellement recristallisé.

Il a également été démontré que $\Delta p$ pouvait être estimé à partir d'une seconde loi de mélange permettant ainsi de prendre en compte la fraction recristallisée du matériau dans le calcul de cette grandeur mécanique à chaque pas de temps.

Enfin, plusieurs cas de validation ont été présentés afin de valider la programmation de la routine RXMAT. Ces cas de calculs ont permis de mettre en lumière que cette routine converge à partir de l'utilisation de la matrice des raideurs élastiques et démontrent également que cette routine permet de restituer le comportement élasto-viscoplastique identifié expérimentalement pour le tungstène et le tungstène recristallisé.

Dorénavant, il est possible d'utiliser la routine RXMAT en vue d'une estimation de la durée de vie des composants face au plasma à partir de modèles éléments finis représentatifs. Ces différentes études numériques font l'objet de l'ultime chapitre de ce manuscrit.

Chapitre 7

# Exploitation du modèle développé RXMAT

## Sommaire


7.1 Géométrie et modèle . . . . . **126**

7.1.1 Modèle éléments finis considéré . . . . . 126

7.1.2 Cas d'études et conditions limites . . . . . 126

7.2 Résultats numériques . . . . . **128**

7.2.1 Influence du comportement élasto-viscoplastique sur $\Delta p$ (simulations EVP-REF et EVP-REFx) . . . . . 129

7.2.2 Influence de l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène sur $\Delta p$ au cours des cycles thermiques (simulation EVP-FULL) . . . . . 131

7.2.3 Discussions : Influence du gradient de fraction recristallisée sur l'incrément de déformation plastique généré au nœud considéré . . . . . 133

7.3 Estimation de la durée de vie du composant . . . . . **133**

7.4 Perspectives . . . . . **136**

7.5 Conclusion du chapitre . . . . . **136**

Dans cet ultime chapitre du manuscrit, la routine RXMAT est exploitée. Une première utilisation de cette routine est proposée afin d'en évaluer la valeur ajoutée par rapport aux travaux numériques réalisés par le passé ([Li and You, 2015] et Partie II chapitre 4).

Pour cela, il est proposé d'utiliser le modèle numérique éléments finis développé initialement par Li et al (présenté figure II.4.5.1 page 70) et d'y appliquer la routine RXMAT. Trois simulations sont réalisées à partir de ce modèle. La première section de ce chapitre a pour fonction de présenter les objectifs de chaque simulation. Puis dans une seconde section, les résultats numériques sont présentés. Un intérêt particulier est porté à l'incrément de déformation plastique équivalent ($\Delta p$) et à son évolution en fonction de l'état microstructural du bloc de tungstène. Enfin, pour chaque simulation réalisée, une estimation de la durée de vie du composant est donnée à partir des $\Delta p$ obtenus et des lois de Manson-Coffin connues.

## 7.1 Géométrie et modèle

Dans un premier temps, un bref rappel du modèle élément finis, des données matériaux employées et des conditions limites considérées pour les différentes simulations est réalisé dans cette section. Puis dans un second temps, l'objectif de chaque simulation est explicité.

### 7.1.1 Modèle éléments finis considéré

Il est proposé dans ce chapitre de réutiliser le modèle numérique éléments finis employé dans les chapitres précédents. Un rappel des géométries de ce modèle (en 2D) est présenté figure II.4.5.1.

Les simulations numériques réalisées ici emploient la routine RXMAT. Par conséquent, nous considérons un comportement élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique linéaire pour le tungstène, le tungstène recristallisé et le tungstène partiellement recristallisé. Les propriétés mécaniques prises en compte sont présentées tableau II.4.3.3 page 64. Le module d'Young, la conductivité thermique ainsi que le coefficient de dilatation thermique utilisés ici sont ceux présentés Partie II section 4.5.1.3 page 70 [Team, 2013]. Concernant le Cu-OFHC et le CuCrZr, leurs propriétés mécaniques respectives sont extraites de [Team, 2013]. Là encore, les contraintes ainsi que les déformations générées au sein de ces deux matériaux ne sont pas étudiées.

### 7.1.2 Cas d'études et conditions limites

Dans ce chapitre, plusieurs simulations sont effectuées. Pour les différentes simulations un flux thermique cyclique (10 s ON / 10 s OFF) de 20 MW/m² uniformément réparti sur la face supérieur du bloc de tungstène est appliqué. Les conditions limites (blocages et convection) employées Partie II section 4.5.1.3 sont conservées ; et correspondant à la dernière étape de recuit réalisée lors de l'assemblage du composant, la température de référence de déformation thermique nulle est définie à 450°C [Li and You, 2015].

Une analyse de sensibilité au maillage présentée annexe M révèle que les résultats obtenus par l'utilisation de la routine RXMAT avec le maillage employé Partie II section 4.5.1.3 page 70 (maillage ref) sont robustes. Cette étude montre qu'en fonction du maillage utilisé, les résultats sont équivalents à 10% près même pour des maillages très raffinés (facteur 100 en terme de taille de maille) après 5 cycles thermiques à 20 MW/m².

Par conséquent, le maillage initial (maillage ref) est conservé. Compte tenue du fait que le modèle numérique employé dans ce chapitre est identique à celui utilisé Partie II Chapitre 2 de ce manuscrit,

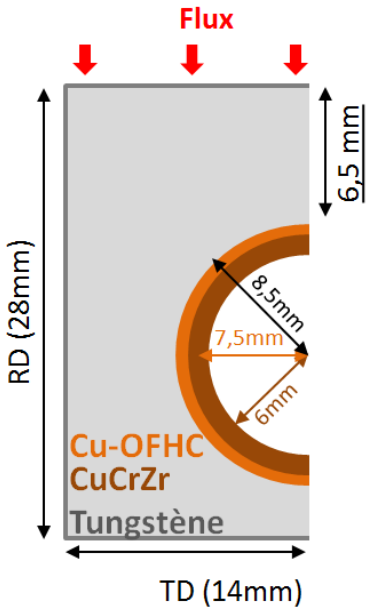



FIGURE III.7.1.1 – Rappel du modèle utilisé dans le cadre de cette étude (modèle présenté Partie II section II.4.5.1 page 70)

les résultats numériques obtenus ici seront directement comparés aux résultats des simulations élasto-plastiques (présentés Partie II Chapitre 2).

Le tableau III.7.1.1 propose une synthèse des simulations réalisées dans ce chapitre. Ces dernières sont plus largement décrites ci-après :

1. A l'instar de la simulation numérique REF présentée Partie II section 4.5.1.3, la simulation **EVP-REF** suppose un bloc de tungstène non recristallisé. L'objectif de cette simulation numérique est de montrer la valeur ajoutée de la prise en compte du comportement élasto-viscoplastique (EVP) du tungstène sur l'estimation de $\Delta p$. Pour cela, le $\Delta p$ obtenu est comparé à celui estimé par la simulation REF. Afin de négliger le phénomène de recristallisation et ainsi estimer $\Delta p$ pour un matériau non recristallisé sur plusieurs cycles thermiques, un temps d'incubation ($t_{inc}$) infini est programmé dans la routine RXMAT.
2. La simulation **EVP-REFx** suppose un bloc de tungstène totalement recristallisé. L'objectif de cette simulation numérique est de montrer l'apport de la prise en compte du comportement élasto-viscoplastique du tungstène recristallisé sur l'estimation de $\Delta p$. Pour cela, le $\Delta p$ obtenu est comparé à ceux estimés par les simulations RXX_2 et RXX_4. Nous nous attacherons également à comparer le $\Delta p$ obtenu par la simulation **EVP-REFx** avec celui estimé par la simulation **EVP-REF** afin de démontrer pour un cas élasto-viscoplastique, l'influence de l'état microstructural du matériau sur cette grandeur mécanique. Afin d'estimer $\Delta p$ pour un tungstène recristallisé dés le début de la simulation, les variables d'état de la routine RXMAT, $X$ (la fraction recristallisée) et $d_{inc}$ (la fraction d'incubation), sont initialisées égales à 1.
3. La simulation **EVP-FULL** a pour objectif d'évaluer la valeur ajoutée de la routine RXMAT quant à la prise en compte de l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène dans le calcul de $\Delta p$ au cours des cycles thermiques. Pour cela, l'évolution de $\Delta p$ en fonction de $X$ est étudiée. Dans cette simulation, 40 cycles thermiques sont simulés. Ici, les lois d'Arrhenius obtenues par méthode conventionnelle pour le **Matériau de référence** (présentées figure II.5.1.11 page 95) sont utilisées

comme données d'entrée de la routine RXMAT afin de modéliser l'évolution de $X$ en fonction des cycles thermiques. Pour rappel, afin d'optimiser le temps de calcul des simulations, le matériau est considéré par la routine RXMAT comme recristallisé (99,9%) dés que $X = 99\%$ (hypothèse visible figure III.7.2.5).

| | État microstructural du bloc de tungstène | Nombre de cycles thermiques à 20 MW/m² |
|---|---|---|
| **EVP-REF** | Tungstène | 5 |
| **EVP-REFx** | Tungstène recristallisé | 5 |
| **EVP-FULL** | Recristallisation progressive du bloc<br>Lois d'Arrhenius du ***Matériau de référence*** | 40 |

TABLE III.7.1.1 – Synthèse des simulations numériques réalisées avec la routine RXMAT

## 7.2 Résultats numériques

Dans cette section, la réponse thermique des différentes simulations numériques n'est pas traitée. En effet, soumis à un flux thermique de 20 MW/m², le gradient de température estimé précédemment figure II.4.5.3 page 72, demeure représentatif de ceux obtenus pour les simulations **EVP-REF, EVP-REFx et EVP-FULL.**

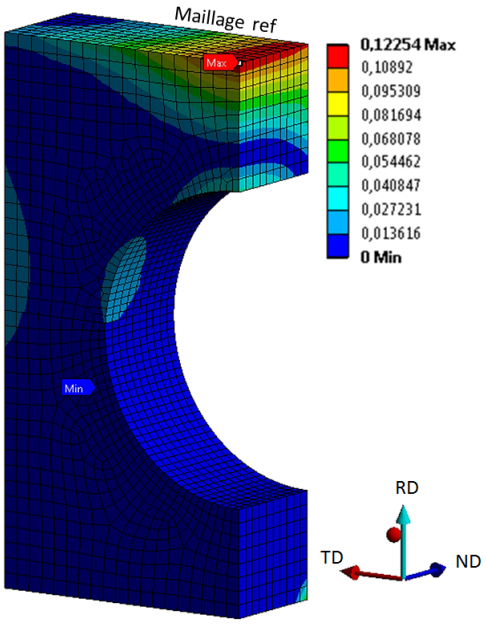



FIGURE III.7.2.1 – Déformation plastique équivalente cumulée ($p$) estimée pour la simulation **EVP-REFx** après 5 cycles thermiques à 20 MW/m²

La figure III.7.2.1 met en évidence que le maximum de déformation plastique est estimé au centre du bloc. Cette observation concorde avec la position la fissure observée expérimentalement (figure I.1.4.2 (a, b et c). Ainsi, dans la suite de cette section, nous nous intéresserons uniquement à l'évolution de $X$, de $p$ et de $\Delta p$ estimés au centre du bloc de tungstène. On rappelle qu'à cette position la température maximale atteinte à la surface du bloc est d'environ 1800°C.

A l'instar des simulations élasto-plastiques réalisées Partie II Chapitre 2, on constate figure III.7.2.2, que $\Delta p$ se stabilise après 4 cycles thermiques pour la simulation **EVP-REFx**. Cette observation est

également valable pour la simulation **EVP-REF.** Par conséquent, pour ces deux simulations, les $\Delta p$ présentés seront ceux obtenus lors du 5ème cycle de sollicitation thermique.

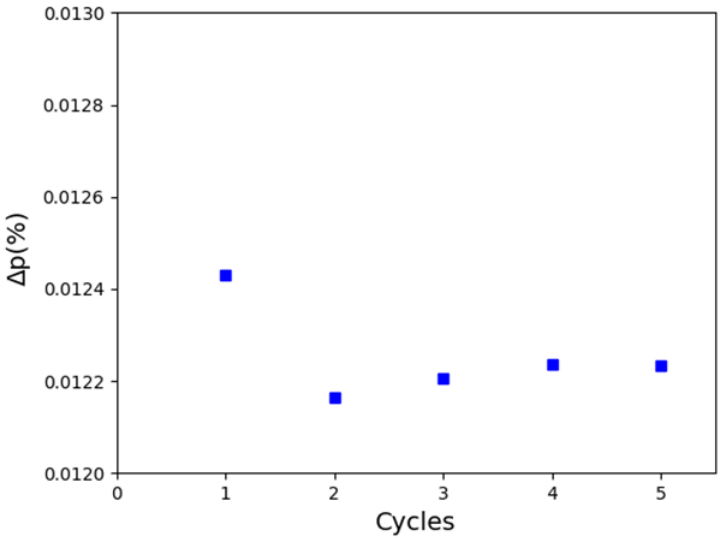



FIGURE III.7.2.2 – Incréments de déformation plastique équivalents ($\Delta p$) obtenus lors des 5 premiers cycles de sollicitation thermiques à 20MW/m² pour la simulation **EVP-REFx**

Dans un premier temps, les $\Delta p$ obtenus pour le tungstène et le tungstène recristallisé à partir des simulations **EVP-REF** et **EVP-REFx** seront présentés.

Dans un deuxième temps, l'influence de la fraction recristallisée du matériau sur l'évolution de $\Delta p$ au cours des cycles thermiques est mis en évidence grâce aux résultats numériques obtenus pour la simulation **EVP-FULL.**

### 7.2.1 Influence du comportement élasto-viscoplastique sur $\Delta p$ (simulations EVP-REF et EVP-REFx)

Les $\Delta p$ obtenus pour les simulations numériques **EVP-REF, EVP-REFx** sont présentés tableau III.7.2.2. Ce tableau indique également qu'une fraction de $\Delta p$ comprise entre 10,5 % et 12 % (en fonction de l'état microstructural du matériau) est générée alors que la température du matériau est inférieure à la DBTT, postulée ici à 350°C.

| | **EVP-REF** | **EVP-REFx** | REF | RXX_2 | RXX_4 |
|---|---|---|---|---|---|
| $\Delta p(\%)$ | 0.85 | 1.13 | 0.069 | 0.506 | 0.585 |
| $\Delta p_{<350}\%$ | 10.5 | 12 | 26 | 8 | 8 |
| $N_{1<350}$ | 31 | 7 | 5835 | 430 | 289 |
| $N_{2>350}$ | 3867 | 176 | 1388500 | 4227 | 2289 |
| $N_{F350}$ | **30** | **6** | 5811 | 390 | 256 |

Avec pour rappel $\frac{1}{Nf} = \frac{1}{N1} + \frac{1}{N2}$ $\quad I.2.2.1$

TABLE III.7.2.2 – Estimation numérique des $\Delta p$ obtenus pour les simulations **EVP-REF** et **EVP-REFx** après 5 cycles thermiques à 20 MW/m² et présentation des durées de vie associées postulant une DBTT à 350°C. Sont également rappelées, les valeurs obtenues pour les simulations REF, RXX_2 et RXX_4 (présentées tableau page 75).

Les figures III.7.2.3 et III.7.2.4 nous renseignent sur l'évolution de la déformation plastique équivalente

cumulée au cours du 5ème cycle thermique pour les simulations **EVP-REF** et **EVP-REFx**. Comme le montre la figure III.7.2.3, lors de la phase transitoire de chauffage, la déformation plastique équivalente cumulée ($p$) demeure constante égale à zero jusqu'à une température de l'ordre de 800 $°C$. Puis, $p$ augmente jusqu'à devenir constant des lors que la variation de température devient faible (entre 0.3 et 0.5 cycle, phase stationnaire). Lors du refroidissement, $p$ recommence à augmenter lorsque la température atteint environ 1400°C et redevient stable à ~0.8 cycle. Aucune déformation plastique n'est alors générée en dessus de la DBTT du tungstène lors de la phase de chauffage. Cette observation met en évidence que la phase de refroidissement joue une rôle particulièrement important dans le processus d'endommagement du bloc pour le tungstène. Concernant la simulation **EVP-REFx**, la figure III.7.2.4 révèle que le tungstène recristallisé se déforme tout au long du cycle thermique. Les phases transitoires de chauffe et de refroidissement semblent donc avoir le même impact sur l'accumulation de la déformation plastique au cours des cycles thermiques.

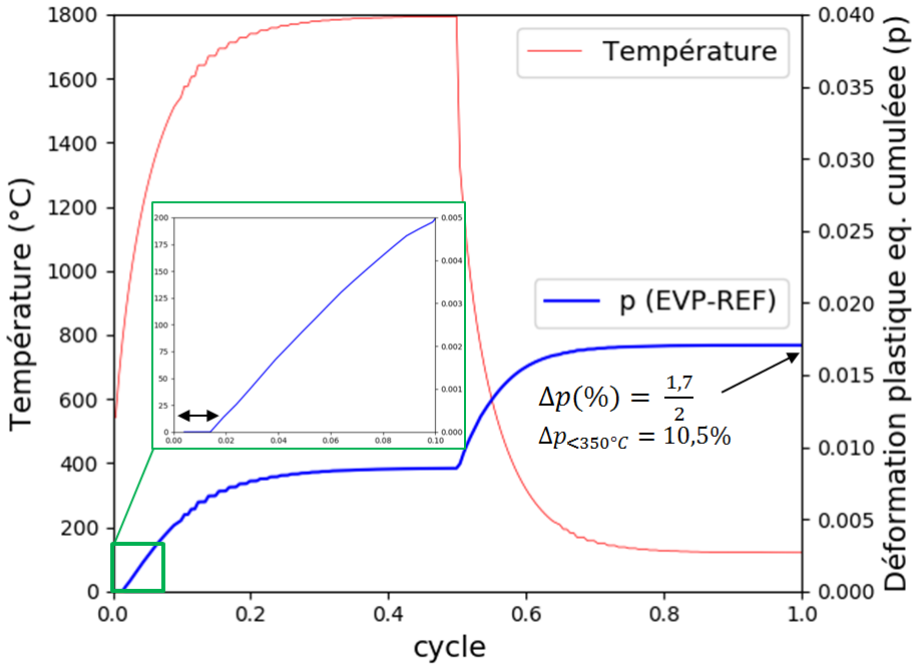



FIGURE III.7.2.3 – Évolution de la déformation plastique équivalente cumulée ($p$) au cours d'un cycle stabilisé pour la simulation **EVP-REF**

Les résultats obtenus (tableau III.7.2.2) pour la simulation **EVP-REF** avec la simulation **EVP-REF**x, montrent que $\Delta p$ est environ 25 % plus important pour une simulation réalisée avec un matériau totalement recristallisé. En comparant $\Delta p$ obtenu pour la simulation **EVP-REF** avec $\Delta p$ obtenu pour la simulation REF (tableau III.7.2.2), un effet important de la prise en compte du comportement élasto-viscoplastique du tungstène est mis en évidence. En effet, $\Delta p$ obtenu pour la simulation **EVP-REF** (0.85%) est environ 10 fois plus élevé que $\Delta p$ obtenu pour la simulation REF (0.069%). De la même manière on observe un facteur 2 entre les $\Delta p$ obtenus pour les simulations **EVP-REFx** (1,13%) et RXX_2 (0,506%) et RXX_4 (0.585%). Cela démontre que le comportement viscoplastique du tungstène et du tungstène recristallisé jouent un rôle important sur la réponse mécanique du matériau et met en évidence une première valeur ajoutée de la routine RXMAT.

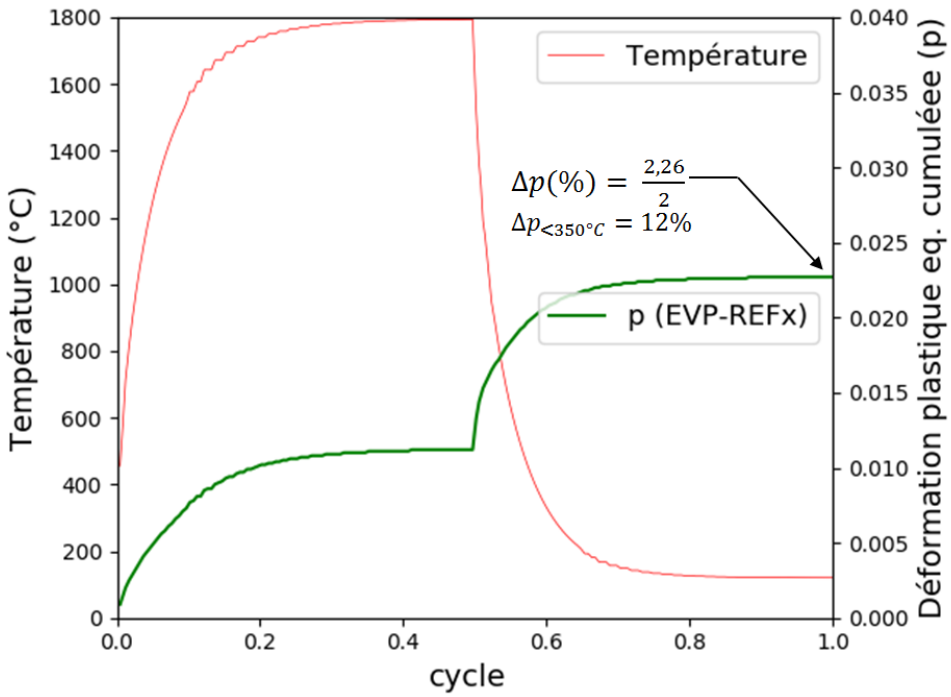



FIGURE III.7.2.4 – Évolution de la déformation plastique équivalente cumulée ($p$) au cours d'un cycle stabilisé pour la simulation **EVP-REFx**

### 7.2.2 Influence de l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène sur $\Delta p$ au cours des cycles thermiques (simulation EVP-FULL)

La figure III.7.2.5 (a) présente l'évolution de la fraction recristallisée du matériau ($X$) au cours des 40 cycles thermiques modélisés dans cette simulation (**EVP-FULL**). On peut observer qu'au centre du bloc le matériau recristallise dès le premier cycle thermique jusqu'à être totalement recristallisé au cours du 29ème cycle de sollicitation.

La figure III.7.2.5 (b) révèle que $\Delta p$ dépend de $X$. En effet, on remarque que $\Delta p$ augmente entre le 2ème et le 24ème cycle passant de 0,71% à 0,97% alors que $X$ (noter $Xm$ puisqu'il s'agit de la fraction recristallisée moyenne estimée sur le cycle) augmente de 0.08 à 0.95. On constate également une diminution de 0,025% de $\Delta p$ au delà du 24ème cycle. $\Delta p$ tend à se stabiliser au 38ème cycle à 0,945%.

Ces observations mettent en évidence qu'au delà de $X = 0.95$, la fraction recristallisée du matériau a une influence négligeable sur $\Delta p$. Pour ce qui est de la diminution de $\Delta p$ entre le 24ème et le 40ème cycle, elle pourrait être expliquée par l'influence des nœuds voisins du nœud considéré. Nous nous intéresserons à étudier plus précisément ce phénomène dans la section discussions de ce chapitre.

A partir des $\Delta p$ obtenus pour cette simulation, la fraction de $\Delta p$ générée pour $T < 350°C$ a été étudiée et démontre que 11% de $\Delta p$ est généré pour $T < 350°C$. Ce résultat est estimé au 6ème cycle thermique et est représentatif de tous les autres cycles à $+/-1\%$. Par conséquent, nous considèrerons que 11% de $\Delta p$ est en moyenne généré lorsque $T < 350°C$ pour l'ensemble des cycles thermiques.

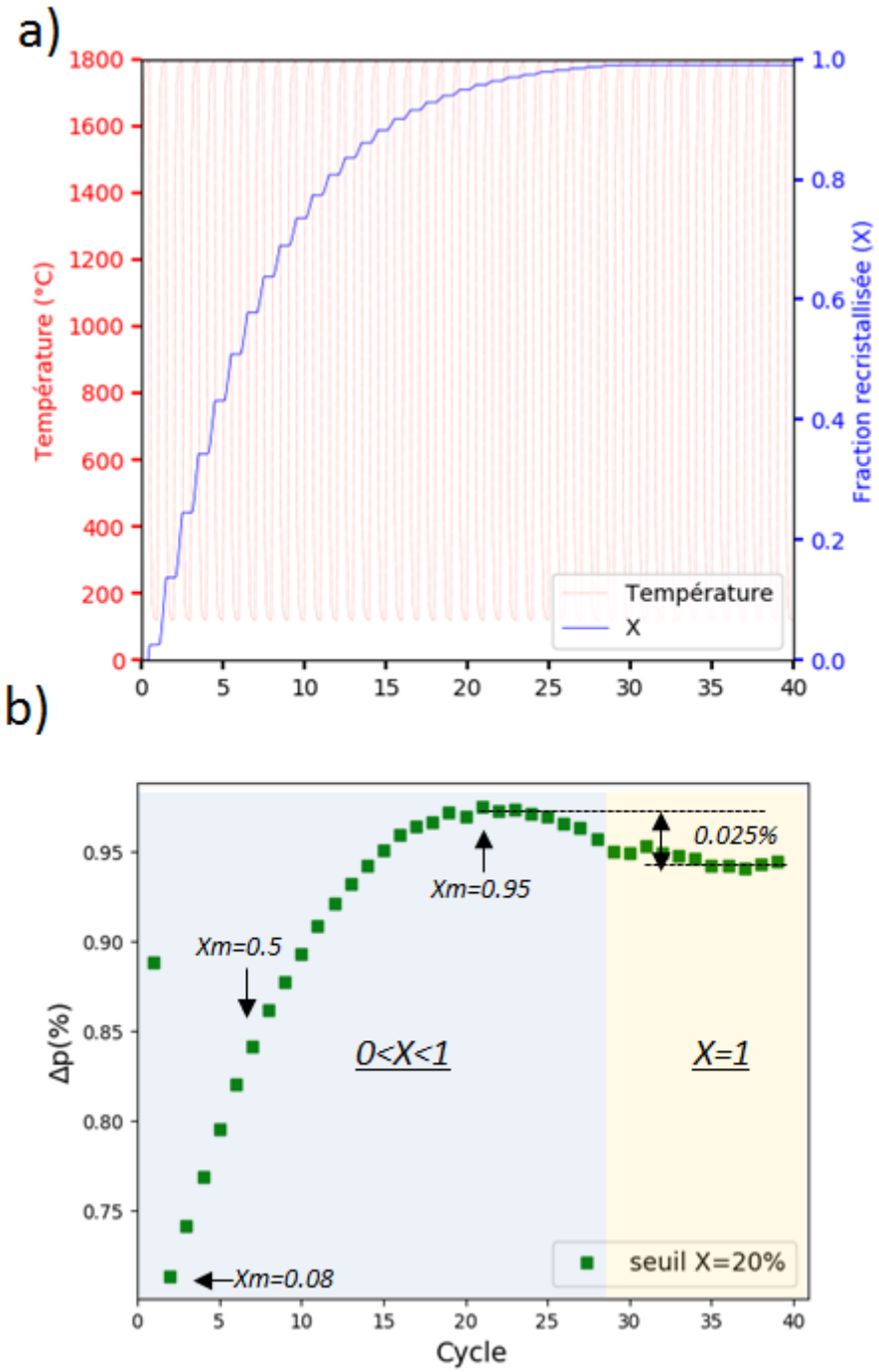



FIGURE III.7.2.5 – Évolution de la fraction recristallisée ($X$) du tungstène au cours des cycles thermiques (a) / Évolution de l'incrément de déformation plastique équivalent ($\Delta p$) au cours de 40 cycles thermiques à 20MW/m² (b) où $Xm$ désigne la fraction recristallisée moyenne sur le cycle considéré.

### 7.2.3 Discussions : Influence du gradient de fraction recristallisée sur l'incrément de déformation plastique généré au nœud considéré

En tenant compte de la fraction recristallisée dans le calcul de $\Delta p$ à chaque cycle thermique, on constate une différence de l'ordre de 16% entre le $\Delta p$ obtenu une fois le matériau recristallisé dans la simulation **EVP-FULL** (0,95%) et le $\Delta p$ estimé par la simulation **EVP-REFx** (1,13%). On peut conclure que les nœuds au voisinage du nœud considéré ont un impact sur l'évolution de $\Delta p$. Ainsi, dans le cas où la fraction recristallisée des nœuds voisins n'est pas égale à celle du nœud considéré (figure III.7.2.6), $\Delta p$ du nœud considéré est limité par les $\Delta p$ plus faible aux nœuds voisins. Cette hypothèse concernant l'influence des nœuds voisins pourrait être pleinement vérifiée dans le futur en simulant plusieurs centaines de cycles thermiques afin d'obtenir un gradient de recristallisation stabilisé sur les premiers millimètres du bloc de tungstène.

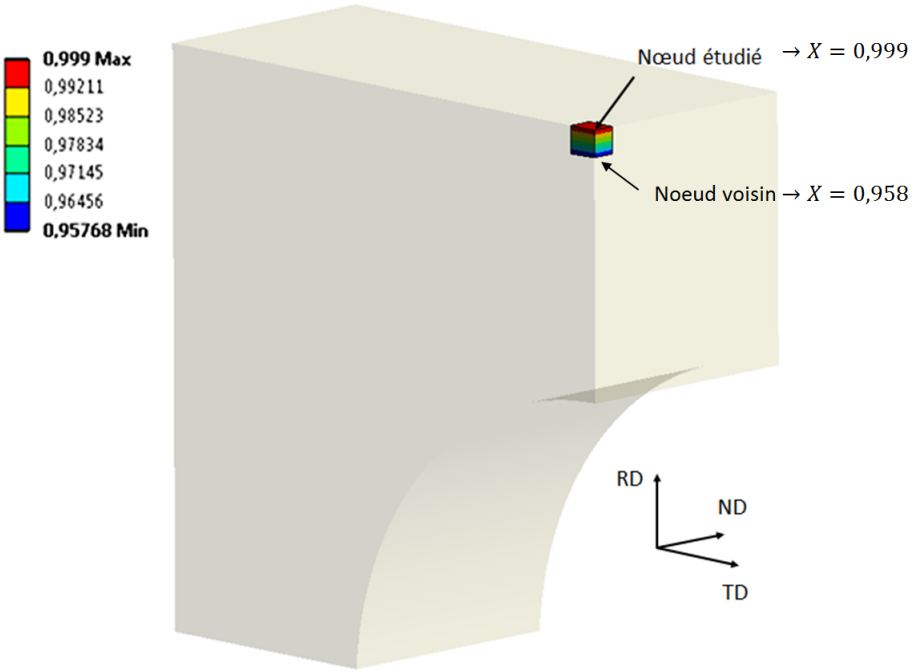



FIGURE III.7.2.6 – Isovaleurs des fractions recristallisées au voisinage du nœud considéré au 38ème cycle thermique

Connaissant l'évolution de $\Delta p$ en fonction de $X$ au cours des cycles thermiques, il est proposé dans la suite de ce chapitre d'estimer la durée de vie du composant à partir des lois de Manson-Coffin.

## 7.3 Estimation de la durée de vie du composant

A l'instar de la section 4.5.2.3 (Partie II), nous nous attachons à prendre en compte la température de transition fragile/ductile du matériau pour estimer un nombre de cycles final. Pour cela, nous postulons une DBTT égale à 350°C.

Compte tenu du fait que $\Delta p$ n'est pas constant au cours du processus de recristallisation, nous définissons ici $D$ comme le taux d'usage du composant. $D$ est compris entre 0 et 1 tel que :

$$D_i = \frac{Ni}{N_{f_i}} \Longrightarrow \sum_i D_i = 1 \tag{III.7.3.1}$$

Ou :
-$D_i$ désigne le taux d'usage du composant au ième cycle
- $N_i$ désigne le nombre de cycles réalisé ayant pour nombre de cycle avant rupture $N_{f_i}$ défini à partir des lois de Manson Coffin

La définition de cette variable $D$ repose sur l'hypothèse du cumul linéaire des dommages au sein du composant (règle de cumul linéaire de Palmgren-Miner) [Lemaitre and Chaboche, 2004]. Par conséquent, pour $D = 1$, on prédit l'apparition de la fissure au sein du bloc. Compte tenu du fait que dans le cas de la simulation **EVP-FULL**, le bloc de tungstène est partiellement recristallisé jusqu'au 28ème cycle, nous considérons un seuil au delà duquel le nombre de cycles avant rupture ($Nf$) est calculé à partir de l'utilisation des lois de Manson-Coffin connues pour le tungstène recristallisé. Ce seuil, permet de répondre à la problématique du choix des lois de Manson-Coffin. Lorsque $X$ est supérieur au seuil, alors au sens de Manson-Coffin, le matériau est considéré comme recristallisé. Les lois de Manson-Coffin relatives au tungstène recristallisé seront donc utilisées pour estimer la durée de vie du composant au cycle thermique considéré.

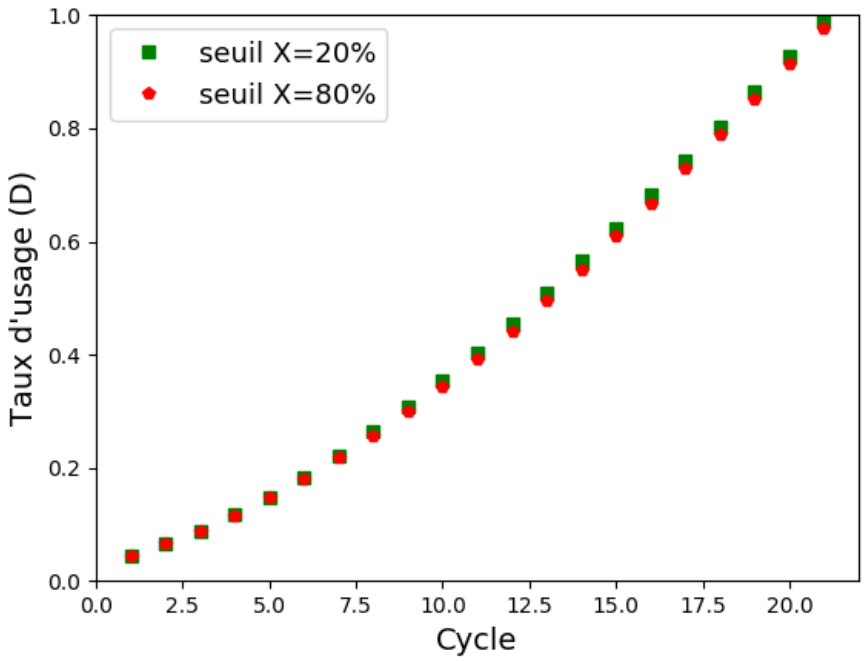



FIGURE III.7.3.1 – Taux d'usage estimé au cours des cycles pour la simulation **EVP-FULL**

L'évolution de la variable $D$ pour la simulation **EVP-FULL** est présentée figure III.7.3.1 en postulant différents seuils (20% et 80%). Cette figure met en évidence que $D$ atteint 1 au 21ème cycle. La durée de vie ainsi estimée pour cette simulation est de 21 cycles thermiques quel que soit le seuil considéré.

La figure III.7.3.1 montre en effet, que les différents seuils (20% et 80%) ont un impact négligeable sur l'évolution du taux d'usage au cours des cycles. A cause de la fraction importante (11%) de $\Delta p$ générée

pour une température inférieure à la DBTT, le processus d'endommagement du bloc est gouverné par la déformation plastique générée à basse température. Compte tenu du fait que les lois de Manson-Coffin sont manquantes à 20°C pour le tungstène recristallisé, le seuil défini ici ne joue pas de rôle prépondérant. De ce fait, cette observation permet d'insister sur le manque de données matériaux connues en fatigue pour tungstène.

Toutefois, si l'on compare la durée de vie obtenue (21 cycles) aux durées de vie estimées pour les simulations **EVP-REF** (30 cycles) et **EVP-REFx** (6cycles, tableau III.7.2.2), on remarque que la prise en compte de la fraction recristallisée dans le calcul $\Delta p$, joue un rôle important sur le résultat final. En effet, nous avons pu constater que $\Delta p$ est fonction de la fraction recristallisée et du gradient (de fraction recristallisée) généré au sein du bloc de tungstène. La vitesse de recristallisation du bloc a donc un impact direct sur la durée de vie du composant. Dans un futur proche, plusieurs simulations numériques pourraient être réalisées. En étant alimentées par les différents jeux de données obtenus lors de l'identification des cinétiques de recristallisation de plusieurs lots de tungstène (Partie II chapitre 3), ces simulations permettraient d'étudier plus précisément l'impact des cinétiques de recristallisation sur la durée de vie du composant.

Enfin, si l'on considère une DBTT du tungstène à 250°C, la fraction de $\Delta p$ générée en dessous de cette température est de l'ordre de 6%. La figure III.7.3.2 met en évidence l'impact de la DBTT sur l'évolution de $D$ au cours des cycles. Ce dernier résultat, montre une nouvelle fois, que la DBTT du tungstène doit être plus précisément étudiée afin de fournir une estimation précise de la durée de vie du composant. En effet, après 21 cycles thermiques la variable $D$ considérant une DBTT du tungstène à 250°C est égale à 0,12.

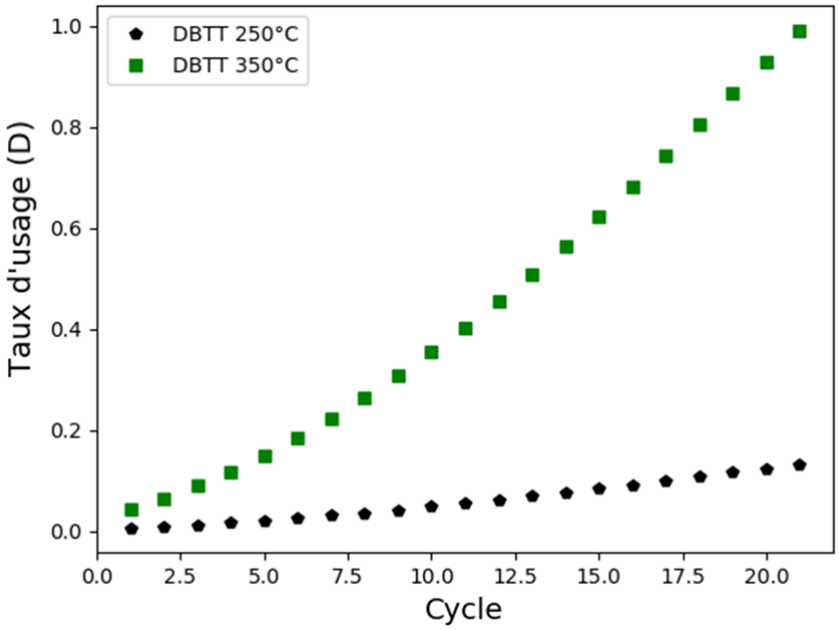



FIGURE III.7.3.2 – Taux d'usage estimés au cours des cycles thermiques pour les simulations **EVP-FULL** (seuil X=20%) considérant deux DBTT différentes (350°C et 250°C)

## 7.4 Perspectives

Cette première exploitation du modèle RXMAT a permis de démontrer que la prise en compte de l'évolution progressive des propriétés élasto-viscoplastiques du tungstène en fonction de son état microstructural (caractérisé par $X$) représente une valeur ajoutée importante dans l'estimation de $\Delta p$ au cours des cycles thermiques.

Cependant, compte tenu du fait que nous avons une mauvaise connaissance de la DBTT ainsi que du comportement en fatigue (lois de Manson-Coffin) pour le tungstène et le tungstène recristallisé, la valeur ajoutée de cette routine n'est pas observable dès lors que l'on s'intéresse à l'estimation chiffrée de la durée de vie du composant. Ainsi, dans la perspective de cette étude, des campagnes expérimentales pourraient être réalisées afin de combler ce manque de données.

Il est cependant important de noter que malgré ce manque de données la routine RXMAT permet d'estimer et de suive l'évolution de $\Delta p$ au cours des cycles thermiques. Ainsi, basées sur l'étude cette grandeur mécanique, d'autres simulations numériques pourraient être effectuées afin de mettre en évidence l'influence de la géométrie du composant ou encore l'influence des propriétés de convection sur l'évolution de $\Delta p$ au sein du bloc de tungstène. Un autre cas d'étude pourrait également être réalisé afin d'évaluer l'influence d'un processus de recristallisation plus rapide ou plus lent sur l'estimation de $\Delta p$ et de la durée de vie du composant. Cette étude numérique pourrait être réalisée à partir des différentes lois d'Arrhenius obtenues au cours de cette thèse.

**A retenir :**
- Pour la première fois, il est possible de lier numériquement l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène à la déformation plastique cumulée.
- RXMAT estime un increment de déformation plastique 10 fois supérieur à ceux obtenus dans la littérature démontrant ainsi la necessité de considérer le comportement élasto-viscoplastique du tungstène dans les calculs numériques.
- L'incrément de déformation plastique équivalent estimé à chaque cycle thermique est sensible au gradient de fraction recristallisée généré au sein du bloc de tungstène. Cette observation démontre qu'il est important de suivre l'évolution de cette grandeur mécanique au cours du processus de recristallisation du bloc de tungstène.
- Les travaux numériques réalisés montrent que le manque de données concernant la DBTT ou encore le comportement en fatigue du tungstène limitent l'expertise de cette nouvelle routine quant à l'estimation chiffrée de la durée de vie du composant.

## 7.5 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a permis une première application de la routine RXMAT. Trois simulations, **EVP-REF, EVP-REFx et EVP-FULL**, ont été réalisées et ont démontré, la valeur ajoutée de la routine RXMAT sur l'estimation de l'incrément de déformation plastique équivalent ( $\Delta p$ ) à chaque cycle thermique. Pour la première fois, il est possible de lier numériquement l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène à un champ de déformations mécaniques ($\Delta p$).

Une étude de sensibilité au maillage a permis de révéler que les résultats obtenus par les simulations **EVP-REF, EVP-REFx et EVP-FULL** sont robustes. Il est montré que RXMAT permet d'estimer un $\Delta p$ jusqu'à 10 fois supérieur à ceux obtenus dans la littérature. Il a également été mis en évidence

que $\Delta p$ est sensible au gradient de fraction recristallisé généré au sein de bloc. Ces résultats démontrent la nécessité de prendre en compte le comportement élasto-viscoplastique du tungstène et du tungstène recristallisé et de tenir compte de l'évolution microstructurale du matériau pour le calcul de $\Delta p$ à chaque cycle thermique.

Ces premiers résultats laissent envisager de nombreuses applications. Celles-ci permettraient notamment de mieux comprendre l'influence de la géométrie, des propriétés de convection et des cinétiques de recristallisation sur $\Delta p$ au sein du composant. RXMAT pourrait également être utilisé pour étudier la réponse mécanique des composants exposés à un flux thermique non homogène, représentatif de l'environnement du tokamak.

La définition du taux d'usage ($D$) basée sur l'hypothèse du cumul linéaire des dommages a permis d'estimer la durée de vie du composant à partir de l'utilisation des lois de Manson-Coffin. Le calcul de cette variable nécessite de définir un seuil, au delà duquel le matériau est considéré comme totalement recristallisé. Les simulations numériques réalisées ici rapportent que l'endommagement du bloc est gouverné par la déformation plastique générée à une température inférieure à la DBTT (postulée ici à 350°C). Compte tenu du fait que les lois de Manson-Coffin sont manquantes à 20°C pour le tungstène recristallisé, il est impossible d'étudier l'influence de ce seuil sur la durée de vie du composant.

Néanmoins, ces travaux montrent que le manque de données concernant la DBTT ou encore le comportement en fatigue du tungstène (lois de Manosn-Coffin) limite l'expertise de la routine RXMAT quant à l'estimation chiffrée de la durée de vie du composant. Ce constat permet ainsi d'insister sur le manque de données matériaux connues et laisse envisager la réalisation de plusieurs études expérimentales.

# Conclusion générale

# Conclusions et perspectives

Le contexte énergétique actuel impose le développement d'énergies alternatives, durables, sûres et respectueuses de notre environnement. Présentant de nombreux avantages, la réaction de fusion thermonucléaire pourrait incarner l'une de ces nouvelles sources d'énergie et jouer un rôle majeur dans le futur mix énergétique mondial.

Les réacteurs de fusion thermonucléaire proposent de confiner magnétiquement un plasma dans le but d'obtenir les conditions de pression et de température favorables à la réaction de fusion pour produire de l'électricité en «quasi-continu». Bien que ces réacteurs soient de plus en plus performants, le confinement magnétique du plasma demeure imparfait. A l'heure actuelle certaines de ces machines sont en opération comme le tokamak WEST, situé à Cadarache (France). Les programmes scientifiques des machines actuelles visent à assurer une opération la plus fiable possible du futur tokamak ITER (France). Nous avons pu constater que les composants face au plasma (CFPs), qui constituent la première enceinte matérielle rencontrée par le plasma, représentent l'une des parties critiques du réacteur. En effet, ces composants doivent assurer l'intégrité mécaniques des parois internes de la machine, l'extraction de la chaleur et doivent être compatibles avec les espèces chimiques en présence au sein du plasma pour ne pas compromettre son exploitation.

En environnement tokamak ces CFPs sont soumis à des flux thermiques importants en particulier dans la partie inférieure du réacteur : la région divertor. Ces flux de particules peuvent impliquer une température de surface des CFPs de l'ordre de 2000°C cycliquement maintenue pendant des temps allant de quelques millisecondes à quelques secondes. Afin de résister à ces sollicitations thermiques, les CFPs du divertor des réacteurs ITER et WEST sont refroidis. Ces CFPs sont constitués de blocs de tungstène pur, utilisé comme matériau de couverture (matériau face au plasma), assemblés sur un tube en CuCrZr (matériau de structure) dans lequel circule de l'eau. Il est important de rappeler ici, qu'en environnement tokamak, les CFPs sont également soumis à des flux de particules (ions, électrons, neutrons). Dans cette étude, l'effet de ces particules a été négligé. Nous nous sommes donc particulièrement intéressés à la tenue thermomécanique de ces composants sous hauts flux thermiques.

Plusieurs campagnes expérimentales sous hauts flux thermiques ont été conduites afin de valider la technologie de CFPs destinée au divertor d'ITER. Lors de ces campagnes, les composants sont sollicités cycliquement à des intensités de flux thermiques représentatives pouvant atteindre 20 MW/m². Il a été démontré expérimentalement que cette technologie de composant répond au cahier des charges d'ITER (5000 cycles à 10 MW/m² et 300 cycles à 20 MW/m²). Néanmoins, il a également été mis en évidence que ces composants s'endommagent au cours des cycles thermiques. Une fissure longitudinale apparaît au sein du bloc de tungstène après quelques dizaines jusque quelques centaines de cycles à 20 MW/m². Aucun

suivi précis au cours des cycles n'a été réalisé, cependant nous avons pu voir que cette fissure se propage de la surface exposée aux flux vers le tube de refroidissement. Bien que cette fissure ne semble pas affecter la capacité du composant à extraire la chaleur, cette fissuration pourrait néanmoins compromettre et / ou limiter l'opération du plasma. En effet, cette fissure pourrait avoir à terme un impact non négligeable sur la tenue mécanique du matériau de structure du composant. Ainsi, afin d'optimiser l'usage de ces composants en environnement tokamak, cette thèse proposait d'étudier le processus d'endommagement du composant et en particulier du bloc de tungstène et d'en estimer leur durée de vie en fonction des chargements thermiques subis.

Plusieurs travaux numériques ont été réalisés par le passé afin d'étudier le processus d'endommagement de ces composants sous hauts flux thermiques. Ces travaux proposent d'estimer l'incrément de déformation plastique équivalent généré au sein du bloc de tungstène à chaque cycle thermique et de relier cette grandeur à la durée de vie par les lois de Manson-Coffin. Ces lois dépendent notamment de la température de sollicitation du tungstène ainsi que de l'état microstructural du matériau. Les modèles numériques développés ont permis d'identifier que le phénomène de recristallisation du tungstène joue un rôle majeur dans le processus d'endommagement du composant. Le phénomène de recristallisation, dépendant du temps et de la température de maintient, conduit à une dégradation progressive des propriétés mécaniques du tungstène. Ces modèles ne tiennent pas compte de l'endommagement du matériau dû à la recristallisation. Afin d'améliorer la prédiction de ces outils numériques, ce sujet de thèse a proposé de développer une routine mécanique, baptisée RXMAT, capable de tenir compte de l'évolution progressive des propriétés mécaniques du tungstène en fonction de son état microstructural au cours des cycles thermiques, ici le paramètre principal de l'état microstructural étant la fraction recristallisée. RXMAT permet de calculer l'incrément de déformation plastique équivalent généré à chaque cycles thermiques. Pour cela, et afin de proposer un modèle le plus réaliste possible, cette routine est alimentée par les lois de comportement mécanique du tungstène et du tungstène recristallisé et également par les cinétiques de recristallisation de ce matériau. Une étude bibliographique a mis en évidence que peu de ces données étaient disponibles pour des températures de chargement entre 500°C et 2000°C. Cette gamme de température représente la plage de température sur laquelle le tungstène est sollicité sous flux thermiques. Par conséquent, plusieurs campagnes expérimentales ont été réalisées dans le cadre de cette thèse.

Dans la bibliographie, les cinétiques de recristallisation sont connues jusque 1350°C. Cette température étant la limite d'utilisation des fours conventionnels utilisés pour la détermination des cinétiques de recristallisation. Ici, les cinétiques de recristallisation du tungstène ont été identifiées jusque 1800 °C à partir de recuits isothermes effectués grâce à l'utilisation d'un banc de test laser utilisé pour la première fois pour cette application. Pour obtenir de telles cinétiques, des échantillons dédiés ont été usinés. Dans certains cas, nous nous sommes heurtés au manque de disponibilité de matériau à étudier. Pour ces cas précis, nous avons proposé une méthode de détermination de cinétique de recristallisation qui permet de "recycler" des matériaux déjà sollicités thermiquement. Ainsi, une méthode innovante appelée méthode inverse a été spécialement développée dans le cadre de cette thèse. Cette méthode vise à bénéficier du gradient de température généré au sein de blocs de tungstène préalablement exposés à des flux thermiques cycliques représentatifs. Cette méthode, a été appliquée sur une maquette de CFPs constituée de deux blocs sollicités à 20 MW/m². Nous avons montré que les cinétiques de recristallisation obtenues par les méthodes conventionnelle et inverse fournissent des résultats équivalents. Cependant, afin d'estimer précisément ces cinétiques, l'application de la méthode inverse nécessite des conditions de temps d'exposition et d'intensité de flux thermiques adaptées. Chaque cinétique de recristallisation, obtenue par méthode inverse ou conventionnelle, a été identifiée via l'utilisation du modèle phénoménologique de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Ce modèle permet de décrire l'évolution de la fraction recristallisée

d'un matériau en fonction d'un temps de recuit et suppose le recuit comme étant isotherme. Bien qu'initialement inadapté aux études anisothermes, nous avons pu constater qu'un moyen communément utilisé dans la littérature, permet une utilisation du modèle de JMAK même pour des cas anisothermes. Sur la base des cinétiques de recristallisation recueillies, cette formulation, nommée ici formulation intégrée du JMAK, est employée au sein de la routine RXMAT pour modéliser l'évolution de la microstructure du bloc de tungstène par l'estimation de la fraction recristallisée au cours des cycles thermiques.

Grâce à la détermination de ces cinétiques, nous avons montré que les cinétiques de recristallisation sont identiques dans l'épaisseur laminée d'un même matériau. Ceci permettant d'affirmer que, pour un même bloc de tungstène, la fraction recristallisée sera identique pour toutes les parties de bloc tungstène soumis aux même couple temps et température de maintient. On montre que, comme pour des températures de sollicitations $<$ 1350°C déjà présentés dans la littérature, les cinétiques de recristallisation au delà de 1350°C dépendent de la méthode de fabrication du tungstène.

Afin de tenir compte du comportement mécanique représentatif d'un lot de tungstène répondant au cahier des charges ITER, le comportement mécanique du tungstène et celui du tungstène recristallisé ont été étudiés de 500 °C à 1150 °C à différentes vitesses de déformation allant de $6.10^{-3}$ /s à $6.10^{-1}$ /s. Les températures et les vitesses de déformations sont représentatives de l'utilisation du tungstène sous chargements thermiques subis en milieu tokamak. Les courbes contrainte-déformation recueillies lors d'essais de compression unixiale ont mis en évidence un écrouissage important du tungstène recristallisé et ont également révélé une sensibilité du tungstène à la vitesse de déformation et ce quel que soit son état microstructural. Cette notion de viscosité, a conduit au développement d'un modèle de comportement élasto-viscoplastique à écrouissage cinématique linéaire. Les paramètres matériaux relatifs à ce modèle ont été identifiés à partir des données recueillies expérimentalement. Lors de cette identification, plusieurs hypothèses ont été émises. Nous avons notamment postulé que le module tangent du matériau était indépendant de la vitesse de déformation. Aussi, à cause d'un manque de données concernant la relaxation du tungstène et du tungstène recristallisé, le seuil de plasticité attaché au modèle élasto-viscoplastique a été identifié numériquement. Les courbes expérimentales recueillies ont permis de combler partiellement un manque dans la littérature. La plage de température d'intérêt pour ITER s'étend de 20 °C à environ 2000 °C. Les comportements mécaniques du tungstène et du tungstène recristallisé étant identifiés entre 500 °C et 1150 °C, une campagne expérimentale pourrait être envisagée pour élargir la détermination des lois de comportement sur une plage de température entre 1150°C et 2000°C.

La routine RXMAT est composée d'une routine maître et de deux routines esclaves. La routine maître a pour première fonction de calculer à chaque pas de temps la fraction recristallisée du matériau puis d'estimer, en fonction de l'état microstrucutral, les grandeurs tensorielles recherchées telles que $\sigma$ à partir de l'utilisation d'une loi de mélange. Dans le cas d'un matériau partiellement recristallisé, nous avons fait le choix de développer un modèle parallèle considérant que la déformation totale est égale pour le matériau non recristallisé et recristallisé. Une des spécificités de la routine RXMAT réside dans le fait que pour un matériau en cours de recristallisation, l'expression de la variable tensorielle associée à l'écrouissage cinématique ($\chi$) tient compte de la fraction de matière recristallisée (non-écrouie) apportée au début de chaque nouvel incrément de temps et que l'incrément de déformation plastique équivalent ($\Delta p$) peut être estimé à partir d'une loi de mélange faisant intervenir la fraction recristallisée du matériau. Ainsi pour la première fois, il est possible de lier numériquement l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène à un champ de contrainte et de déformation mécanique à chaque pas de temps de la sollicitation thermique.

A travers la réalisation de plusieurs cas de validation, nous avons pu démonter que cette routine converge à partir de l'utilisation de la matrice des raideurs élastiques et que RXMAT permet de restituer le compor-

tement élasto-viscoplastique identifié expérimentalement pour le tungstène et le tungstène recristallisé.

En comparant les résultats obtenus avec des études de la littérature, on montre qu'en utilisant RXMAT des déformations plastiques équivalentes 10 fois supérieures sont estimées. Ces premiers résultats laissent envisager de nombreuse applications. Celles-ci permettraient par exemple de mieux comprendre l'influence de la géométrie, des propriétés de convection et des cinétiques de recristallisation sur l'accumulation de la déformation plastique équivalente au sein du composant et plus particulièrement au sein du bloc de tungstène. RXMAT pourrait également être utilisée pour étudier le processus d'endommagement du composant exposé à un flux thermique non homogène, représentatif de l'environnement du tokamak.

Cependant, compte tenu du fait que la température de transition ductile/fragile ainsi que le comportement en fatigue (lois de Manson-Coffin) de ce matériau soient encore mal identifiés, la valeur ajoutée de cette routine n'est pas observable dès lors que l'on s'intéresse à l'estimation chiffrée de la durée de vie du composant. Ainsi, dans la perspective de cette étude, des campagnes expérimentales pourraient être réalisées afin de combler ce manque de données.

En ultime ouverture de ces travaux de doctorat, on peut rappeler que cette thèse repose sur une hypothèse forte qui consiste à dire que seul le flux thermique a des conséquences direct sur la tenue thermomécanique de ces composants. Cette hypothèse est vraie dans le cadre des campagnes de tests à hauts flux réalisées pour qualifier expérimentalement ces composants sous chargements thermiques représentatifs. Néanmoins, nous avons pu constater qu'en environnement tokamak les composants sont également soumis à des contraintes chimiques (diffusion d'espèces chimiques : D, T et He) et neutroniques. Il a été rapporté dans plusieurs documents qu'une diffusion de ces espèces chimiques participe à la fragilisation du matériau. Outre l'effet de fragilisation, il conviendrait également de prendre en compte la dégradation des matériaux par irradiation aux neutrons. De récents développements pour l'application ITER permettent de modéliser numériquement le phénomène de diffusion et de piégeage des isotopes de l'hydrogène au sein du composant. Néanmoins, ces récents travaux ne permettent pas un couplage avec les champs de contraintes et de déformations mécaniques permettant d'évaluer leur impact sur la durée de vie des composants. Ainsi, dans la perspective de ces travaux de thèse, une réflexion pourra être menée afin de prendre en compte ces phénomènes complexes dans un modèle numérique.

# Annexe

# Annexe A

# Procédure de recristallisation des échantillons de tungstène pour la réalisation des essais de compression

Cette annexe présente la procédure de recristallisation des échantillons de tungstène pour la réalisation des essais de compression.

Après découpe par électroerosion, les échantillons sont recristallisés dans un four tubulaire horizontal à balayage d'Argon présenté figure II.3.3.1. Avant de recristalliser ces échantillons, il est proposé de valider la procédure de recristallisation. Cette procédure est établie sur la base d'un recuit effectué sur un échantillon de matière (pastille).

Dans un premier temps, le détail de l'essai de validation du traitement thermique réalisé sur cette pastille est présenté. Puis, afin de valider cette procédure, les duretés obtenues sont comparées aux résultats présentés par Alfonso et al. Au regard des informations indiquées par le fournisseur, nous ferons l'hypothèse que la nuance de tungstène testée ici est équivalente à celle d'Alfonso et al [Alfonso et al., 2014].

Afin de limiter le temps de recuit pour obtenir un échantillon de matière totalement recristallisé, la température du four est programmée à 1350°C (température maximum pour ce four). Les cinétiques de chauffe et de refroidissement sont de 5°C/min. Cette pastille de 1 mm d'épaisseur est découpée à la scie sur une chute de découpe par électroérosion d'un bloc de tungstène issu de la matière testée. Après polissage manuel (jusque P1000 puis quelques secondes à 3µm), cinq essais de dureté sont réalisés (à 10 kg). La moyenne des duretés réalisées est comprise entre 429 et 433 Hv10 (dureté représentative de Alfonso et al [Alfonso et al., 2014].

Une fois les essais de dureté réalisés, la pastille est recristallisée **pendant 15h à 1350°C**. A la sortie du four, l'échantillon ne révèle aucun signe d'oxydation. Cinq essais de dureté sont une nouvelle fois réalisés sur la pastille. La moyenne des duretés obtenues est de 345 Hv10. Compte tenu des faibles écarts entre ces mesures et celles d'Alfonso et al (350 Hv10 [Alfonso et al., 2014]) et de la faible dispersion des mesures individuelles, la procédure de recristallisation est validée. De fait, cette procédure est appliquée pour recristalliser une partie des échantillons destinés à la campagne expérimentale de compression.

# Annexe B

# Méthode inverse

*Choix d'une maquette testée à haut flux*

- *1- Programmation du modèle numérique représentatif*
- *2- Validation du gradient thermique obtenu*
- *3 - Assignation d'un temps de recuit équivalent ($t_{annealing}$) pour chaque bloc étudié*
- *4- Réalisation de mesures de dureté sur la profondeur des blocs constituant la maquette*
- *5- Assignation d'une température de recuit pour chaque mesure de dureté réalisée*
- *6- Conversion dureté → Fraction recristallisée (X)*
- *7- Estimation des paramètres du JMAK à partir de la méthode des moindres carrés*

FIGURE B.a – Présentation de la méthode inverse

Annexe C

# Corrélation entre les fractions recristallisées (X) estimées par EBSD et par mesure de dureté

La figure C.a présente les cartographies EBSD obtenues pour trois échantillons, N°4 (recuit à 1600°C), N°10 (recuit à 1800°C) et N°28 (recuit à 1600°C). Sur ces cartographies, on observe un matériau partiellement recristallisé avec une microstructure très hétérogène pour l'échantillon 4 et 10. Grâce au logiciel HKL utilisé pour dépouiller les cartographies EBSD, il est possible de remonter à la fraction recristallisée ($X$) du matériau. Les $X$ associés sont présentés sur cette même figure. Évidement pour que l'estimation de $X$ soit représentative à l'échelle de l'échantillon, les cartographies EBSD traitées doivent être suffisamment grandes.

Afin de mettre en évidence la corrélation des $X$ obtenues par EBSD et par mesure du dureté, une seconde figure est présentée (figure C.b). La ligne noire affichée indique une corrélation parfaite entre EBSD et mesure de dureté. Concernant l'échantillon N°28, recuit à 1600°C, on observe une bonne corrélation (<1%) entre le $X$ obtenu par EBSD et par mesure de dureté. Cette observation met en évidence que la statistique (10 mesures de dureté) est importante pour estimer correctement la fraction recristallisée du matériau. Cependant, on observe un écart plus important (>20%) pour les deux autres échantillons (N°10 et N°28). Les microstructures observées sont très hétérogènes et les cartes EBSD deviennent sans doute trop petites (~400µm*500µm) pour présenter une microstructure représentative de l'échantillon.

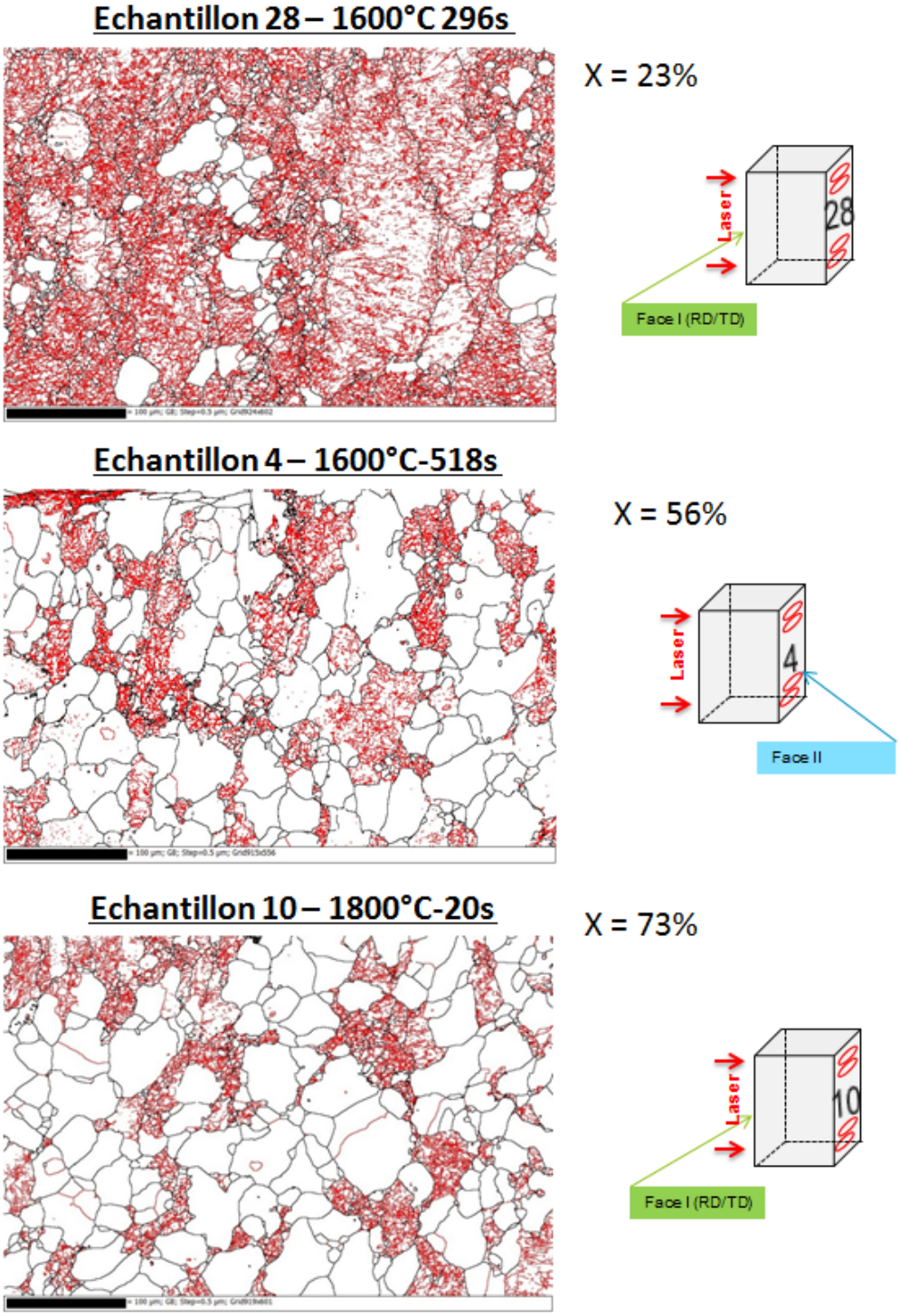



FIGURE C.a – Cartographies EBSD réalisées sur 3 échantillons de tungstène

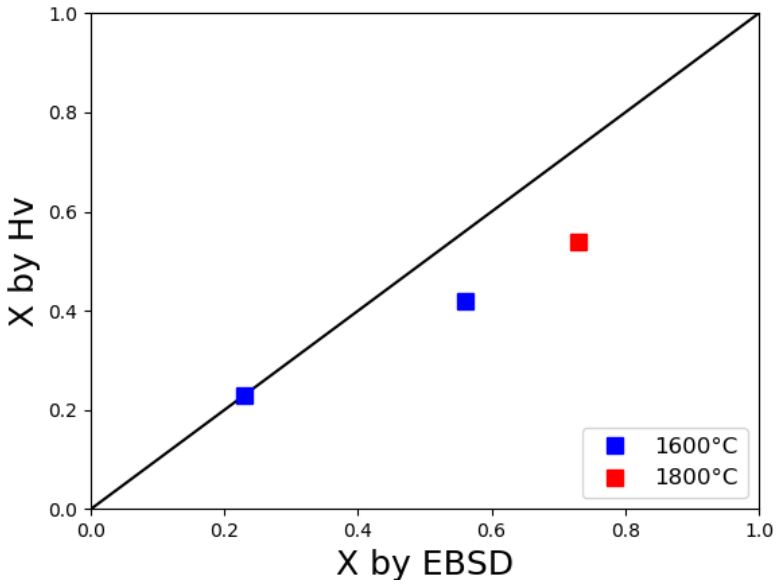



FIGURE C.b – Corrélation EBSD vs mesure de dureté

# Annexe D

# Mesures de duretés réalisées pour les blocs M4 et M5 suivant le plan (Y0*RD)

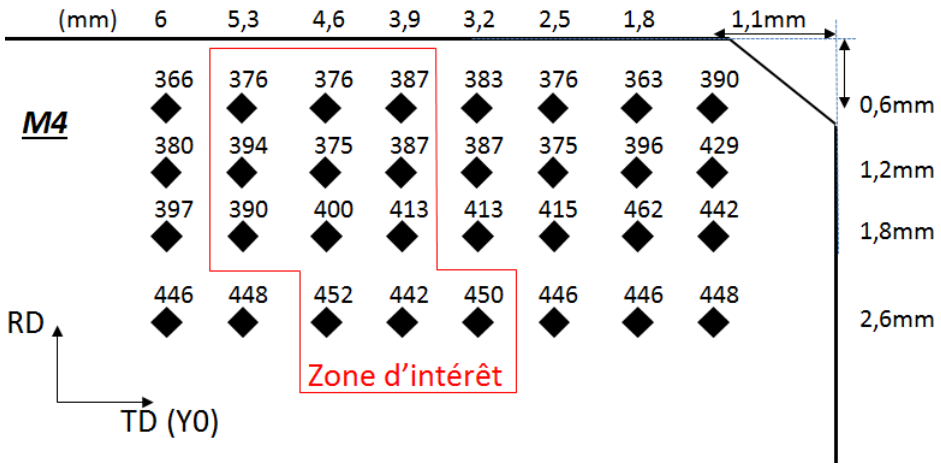



TABLE D.a – Synthèse des duretés obtenues pour M4 (Y0*RD)

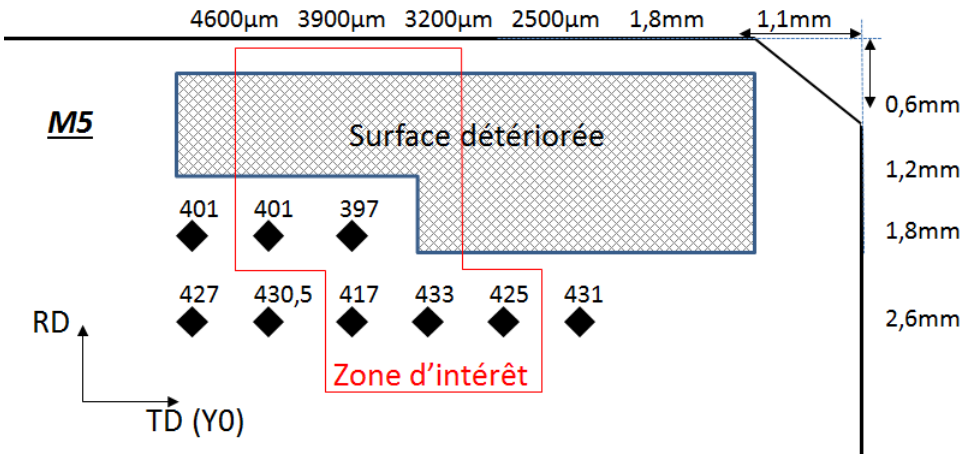



TABLE D.b – Synthèse des duretés obtenues pour M5 (Y0*RD)

Annexe E

# Mesures de duretés réalisées pour les blocs M4 et M5 suivant le plan (Y1*RD)

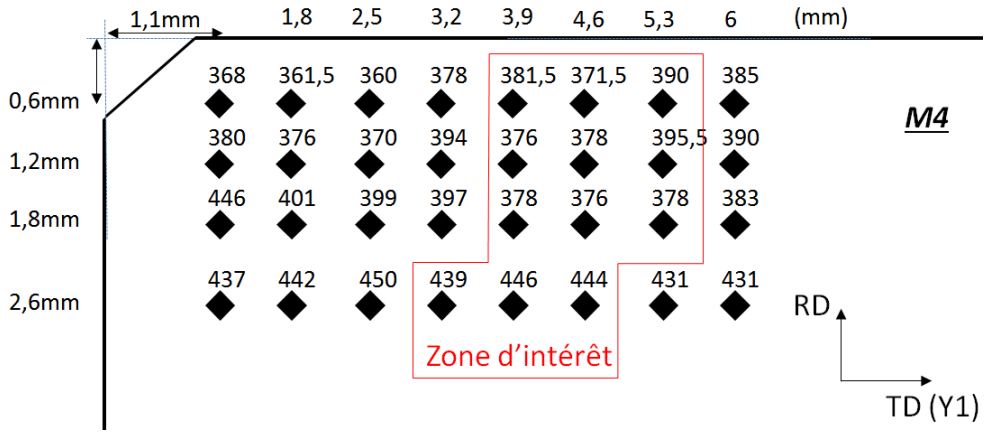



TABLE E.a – Synthèse des duretés obtenues pour M4 (Y1*RD)

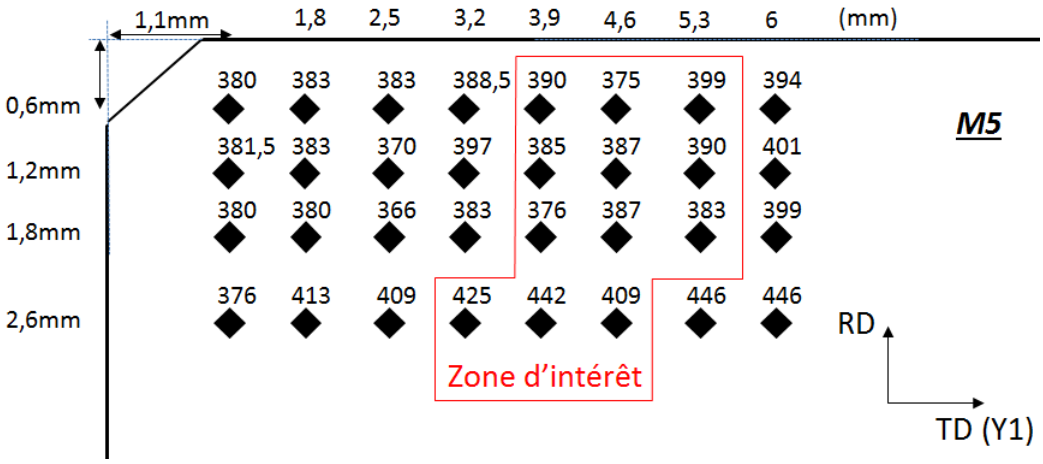



TABLE E.b – Synthèse des duretés obtenues pour M5 (Y1*RD)

# Annexe F

# Cinétiques de recristallisation obtenues (en supposant $\Delta T = 10s$) par la méthode inverse

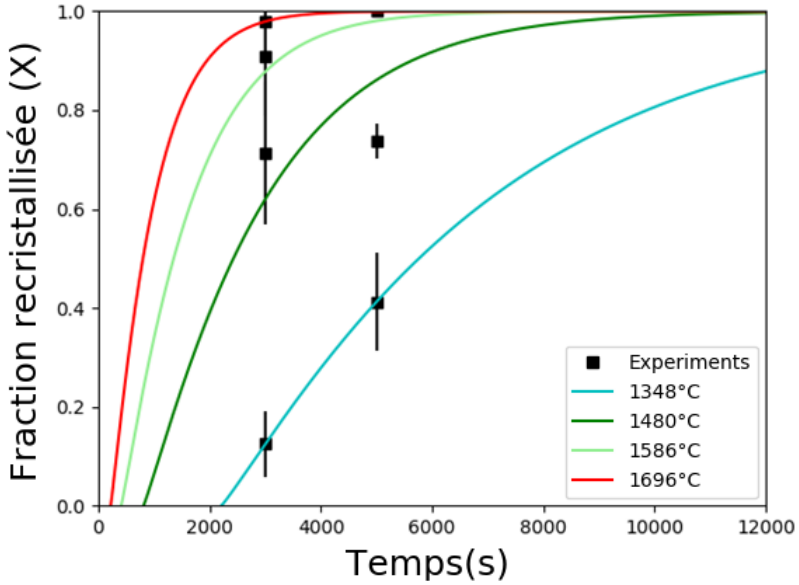



FIGURE F.a – Cinétiques de recristallisation obtenues en supposant $\Delta T = 10s$

# Annexe G

# Loi d'Arrhenius obtenue pour $t_{X=0.57}$ sur la plage de température 1350°C -1800°C

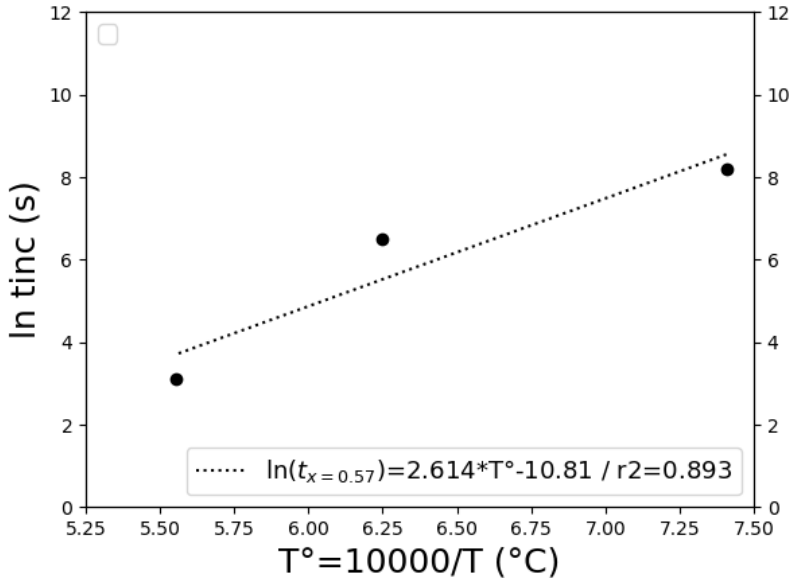



FIGURE G.a – Loi d'Arrhenius obtenue pour $t_{X=0.57}$ sur la plage de température 1350°C -1800°C

# Annexe H

# Caractérisation des cinétiques de recristallisation et de l'état initial de la microstructure du matériau A et du matériau B

Lors de cette étude, les recuits laser ont été effectués en utilisant le pyromètre monochromatique ayant pour bande spectrale 1.27 µm).Le faisceau laser a également été divisé en deux afin de pouvoir solliciter simultanément deux faces opposées de l'échantillon. Ces modifications ont respectivement permis de diminuer l'incertitude sur la mesure de température et également de diminuer le gradient thermique au sein de l'échantillon [M.Minissalle, 2020]. Finalement, dans le cadre de cette étude les cinétiques sont présentées avec une barre d'erreur sur la température de l'ordre de +/- 10°C.

## H.1 Dureté initiale (HVin) et dureté recristallisée (HVrx) des matériau A et B

HVin et HVrx ont été identifiés pour le ***matériau A*** et le ***matériau B*** suivant le même protocole que le ***matériau de référence***.

Après avoir fait la moyenne des mesures de dureté :

- HVin est fixé à 435±7$Hv_{10}$ et HVrx est fixé à 359±6Hv10 pour le ***matériau A***
- HVin est fixé à 427±8$Hv_{10}$ et HVrx est fixé à 361±4$Hv_{10}$ pour le ***matériau B***.

## H.2 Cinétiques de recristallisation obtenues pour le matériau A et le matériau B

### H.2.1 Matériau A

Les cinétiques de recristallisation du ***matériau A*** ont été identifiées à 1450°C, 1500°C, 1550°C et 1600°C (figure H.a)

Les lois d'Arrhenius associées sont présentées figure H.b.

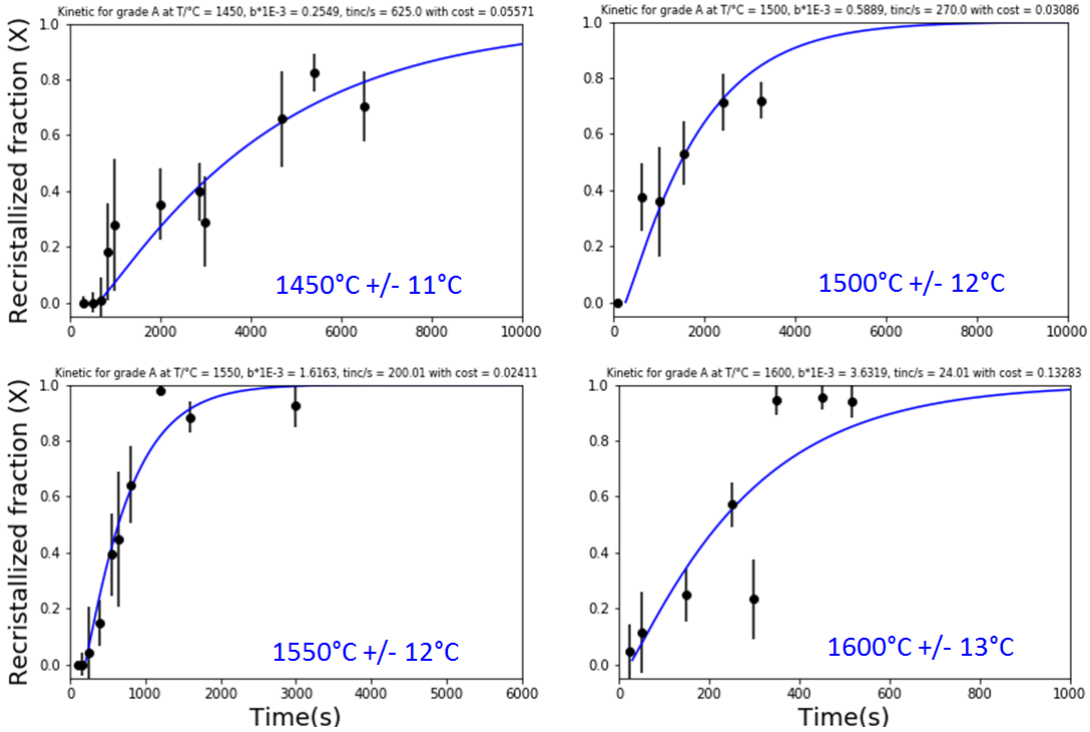



FIGURE H.a – Cinétiques de recristallisation obtenues pour le ***matériau A***

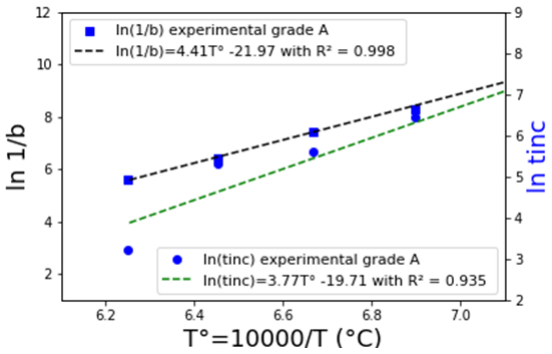



FIGURE H.b – Lois d'Arrhenius associées aux cinétiques de recristallisation identifiées pour le ***matériau A*** de 1450°C à 1600°C

### H.2.2 Matériau B

Les cinétiques de recristallisation du ***matériau B*** ont été identifiées à 1500°C, 1600°C, 1700°C et 1800°C (figure H.c)

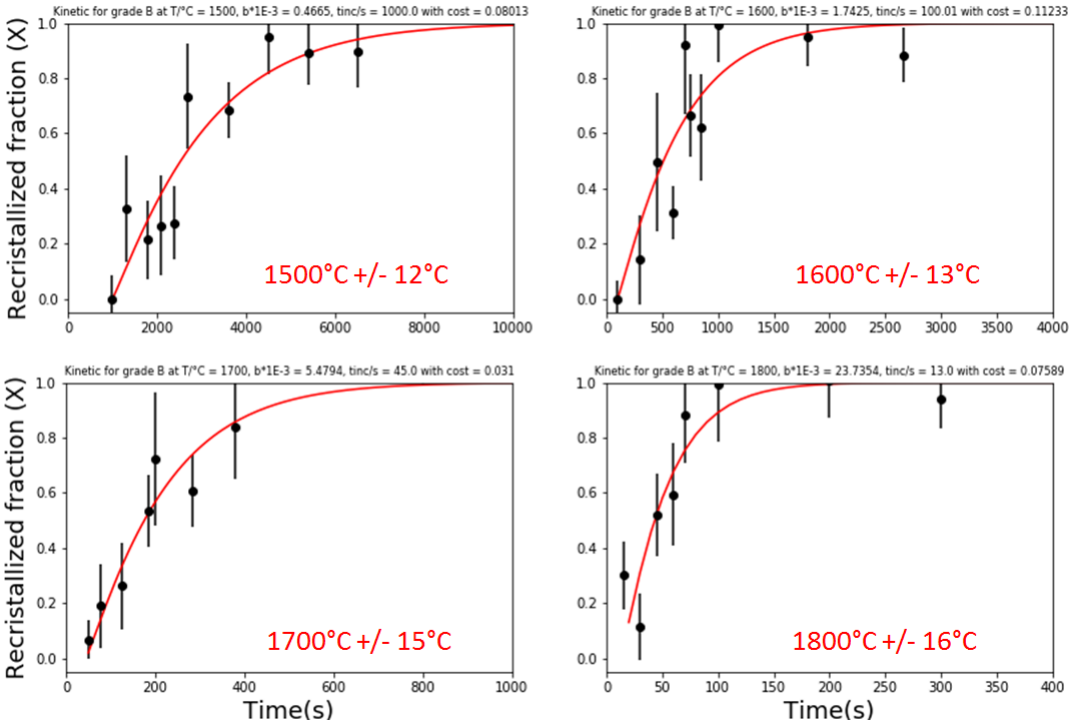



FIGURE H.c – Cinétiques de recristallisation obtenues pour le ***matériau B***

Les lois d'Arrhenius associées sont présentées figure H.d.

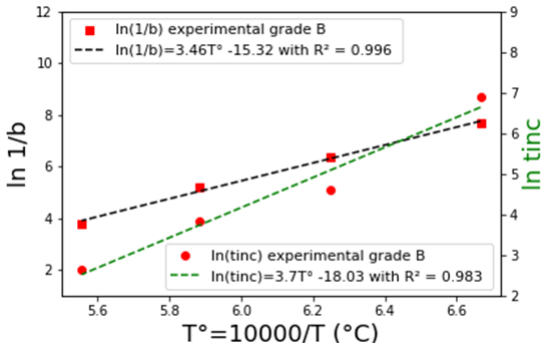



FIGURE H.d – Lois d'Arrhenius associées aux cinétiques de recristallisation identifiées pour le ***matériau B*** de 1500°C à 1800°C

## H.3 Caractérisation de l'état initial de la microstructure des matériaux A et B

### H.3.1 État microstructural initial du matériau A

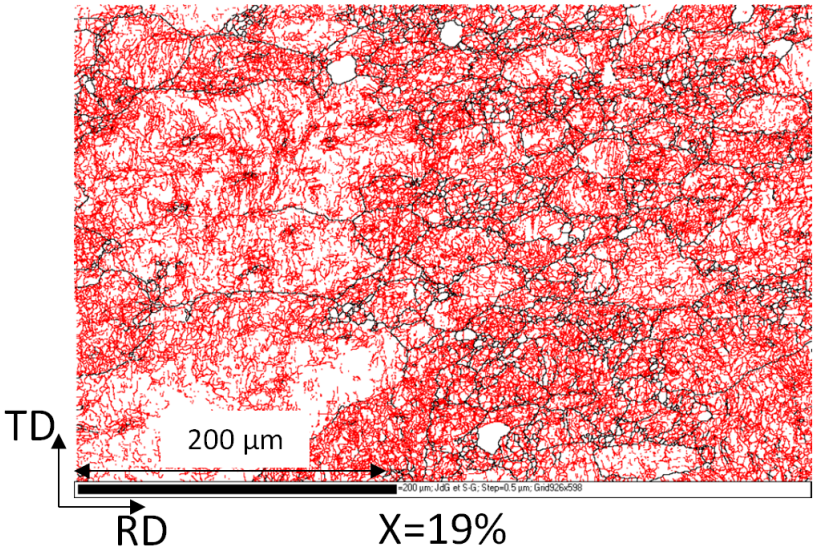



FIGURE H.a – État initial de la microstructure du matériau A

### H.3.2 État microstructural initial du matériau B

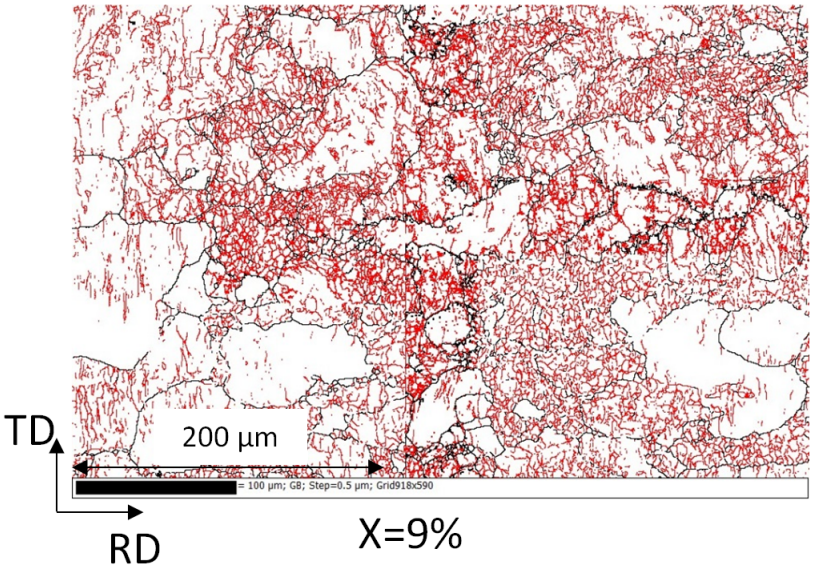



FIGURE H.b – État initial de la microstructure du matériau B

Les cartographies EBSD présentées ici pour le ***matériau A*** et le ***matériau B*** révèlent une densité de sous-joint de grains importante représentative de matériaux laminés. On remarque que la densité de sous-joint de grains semble moins importante pour le ***matériau B.*** Cette observation est cohérente avec les cinétiques de recristallisation obtenues.

Annexe I

# Illustration graphique des gradients de fraction recristallisée modélisés

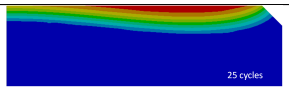
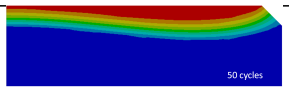
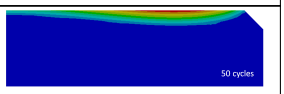
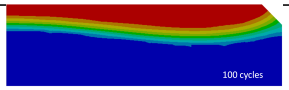
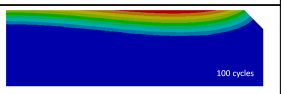
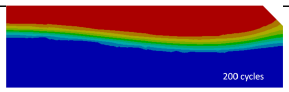
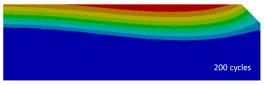
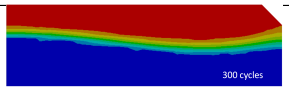
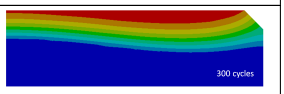
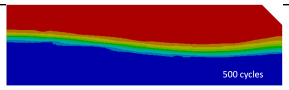
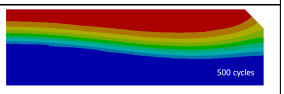
| Nombre de cycles à 20MW/m² | Méthode conventionnelle | Méthode inverse | Légende |
|---|---|---|---|
| 25 |   | | |
| 50 |   |   | |
| 100 |   |   | |
| 200 |   |   | |
| 300 |   |   | |
| 500 |   |   | |

FIGURE I.a – Gradients de fraction recristallisée modélisés à partir des données obtenues par méthode inverse et méthode conventionnelle (matériau de référence) sous chargements thermiques cycliques (10s ON /10s OFF) à 20 MW/m².

Annexe J

# Convention : utilisation de la notation de Voigt

Afin de faciliter l'écriture de la matrice des raideurs élastiques ($C$, tenseur d'ordre 4), les termes de cisaillement du tenseur des déformations sont doublés :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1123} & C_{1131} & C_{1112} \\ C_{2211} & C_{2222} & C_{2233} & C_{2223} & C_{2231} & C_{2212} \\ C_{3311} & C_{3322} & C_{3333} & C_{3323} & C_{3331} & C_{3312} \\ C_{2311} & C_{2322} & C_{2333} & C_{2323} & C_{2331} & C_{2312} \\ C_{3111} & C_{3122} & C_{3133} & C_{3131} & C_{3131} & C_{3112} \\ C_{1211} & C_{1222} & C_{1233} & C_{1223} & C_{1231} & C_{1212} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{Bmatrix} \tag{J.J.0.1}$$

Cette notation est couramment utilisée dans la littérature ([Lemaitre and Chaboche, 2004]) afin d'obtenir une matrice $C$ symétrique.

Annexe K

# Variables d'état de la routine RXMAT

| Ustatev(.) | Variable d'état | Définition |
|---|---|---|
| 1 | $X_0$ | Fraction recristallisée |
| 2 | $dinc$ | Fraction d'incubation |
| 3 | $p_w$ | Déformation plastique eq. cumulée (W) |
| 4-9 | $\varepsilon_w^p$ | Tenseur des déformations plastiques (W) |
| 10 | $\Delta p_w$ | Incrément de déformation plastique eq. (W) |
| 11 | $H_{wrx0}$ | Pente d'écrouissage (Wrx) |
| 12 | $T_p(t)$ | Température moyenne sur l'incrément de temps considéré |
| 13 | $p_{wrx}$ | Déformation plastique eq. cumulée (Wrx) |
| 14-19 | $\epsilon_{wrx}^p$ | Tenseur des déformation plastique (Wrx) |
| 20 | $\Delta p_{wrx}$ | Incrément de déformation plastique eq. (Wrx) |
| 21 | $X$ | Fraction recristallisée |
| 22-27 | $\chi_w$ | Variable tensorielle cinématique (W) |
| 28 | $p$ | Loi de mélange sur $p$ |
| 29-34 | $\chi_{wrx}$ | Variable tensorielle cinématique (Wrx) |
| 35-40 | $\Delta\varepsilon_w^p$ | Incrément du tenseur des déformations plastiques (W) |
| 41-46 | $\Delta\varepsilon_{wrx}^p$ | Incrément du tenseur des déformations plastiques (Wrx) |

TABLE K.a – Synthèse des différentes variables d'état employées pour modéliser le comportement élasto-viscoplastique du tungstène en tenant compte du phénomène de recristallisation

Annexe L

# Discrétisation des équations constitutives

Quelques rappels mathématiques :

— Le tenseur des contraintes peut être décomposé en une somme de tenseurs déviateur et sphérique. La partie déviatorique est définie telle que :

$$\boldsymbol{S} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3} tr(\boldsymbol{\sigma}) \tag{L.L.0.1}$$

Avec :

$S$ le déviateur des contraintes

$tr()$ désigne la trace du tenseur considéré (somme des termes diagonaux)

— La trace d'un déviateur étant nulle on peut aussi définir :

$$\sigma_{ij} = \underbrace{C_{ijkl} : (\varepsilon_{kl} - \varepsilon^p_{0kl})}_{=\sigma^e_{ij}} - C_{ijkl} : \Delta\varepsilon^p_{kl} \tag{L.L.0.2}$$

Avec : $C_{ijkl} : \Delta\varepsilon^p_{kl} = \lambda\Delta \underbrace{\epsilon^p_{kk}}_{=0} \delta_{ij} + 2\mu\Delta\varepsilon^p_{ij} = 2\mu\Delta\varepsilon^p_{ij}$

Ainsi l'on obtient :

$$\sigma_{ij} = \sigma^e_{ij} - 2\mu\Delta\varepsilon^p_{ij} \tag{L.L.0.3}$$

De la même manière on peut définir :

$$S_{ij} = S^e_{ij} - 2\mu\Delta\varepsilon^p_{ij} \tag{L.L.0.4}$$

Avec $S^e_{ij}$ la partie élastique du déviateur des contraintes.

## L.1 Discrétisation du modèle de comportement élasto-viscoplastique pour le tungstène

Par convention l'indice 0 désigne les grandeurs à $t$ ($f_0 = f(t)$) et pas d'indice les grandeurs à $t + \Delta t$ ($f = f(t + \Delta t)$).

Rappel des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique proposées section 4.2.1 page 57 pour le tungstène :

$$\boldsymbol{\varepsilon^{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon^{th}} = \boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{L.L.1.1}$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon^e} = \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon^e}).\boldsymbol{I} + 2\mu\boldsymbol{\varepsilon^e} \tag{L.L.1.2}$$

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y \tag{L.L.1.3}$$

$$\dot{p} = |\dot{\varepsilon}^p| = < \frac{J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y}{K} >^n \tag{L.L.1.4}$$

$$\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3} H \boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{L.L.1.5}$$

On cherche à exprimer $f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi})$ en fonction de $\Delta p$

A partir de l'équation (L.L.1.5) on peut écrire :

$$\boldsymbol{\chi} = \boldsymbol{\chi_0} + \Delta\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3} H(\boldsymbol{\varepsilon^p_0} + \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^p) \tag{L.L.1.6}$$

On pose : $\boldsymbol{\Sigma} = \boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi}$

En conjuguant l'équation (L.L.0.4) avec l'équation (L.L.1.6) on obtient :

$$\Sigma_{ij} = S^e_{ij} - 2\mu\Delta\varepsilon^p_{ij} - \chi_{ij} \tag{L.L.1.7}$$

$$\Sigma_{ij} = S^e_{ij} - (2\mu + \frac{2}{3}H)\Delta\varepsilon^p_{ij} - \frac{2}{3}H\varepsilon^p_{0ij} \tag{L.L.1.8}$$

$$\Sigma_{ij} = S^e_{ij} - (2\mu + \frac{2}{3}H)\Delta\varepsilon^p_{ij} - \chi_{0ij} \tag{L.L.1.9}$$

Discrétisiée l'équation (II.4.2.10) devient :

$$\Delta\varepsilon^p_{ij} = \frac{3}{2}\Delta p \frac{\Sigma_{ij}}{J(\Sigma_{ij})} \tag{L.L.1.10}$$

Ainsi, en injectant l'équation (L.L.1.10) dans (L.L.1.9) :

$$\Sigma_{ij} = S^e_{ij} - 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p \frac{\Sigma_{ij}}{J(\Sigma_{ij})} - \chi_{0ij} \tag{L.L.1.11}$$

$$\Sigma_{ij} = \frac{1}{\left[1 + 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p \frac{1}{J(\Sigma_{ij})}\right]}(S^e_{ij} - \chi_{0ij}) \tag{L.L.1.12}$$

On pose : $A = \frac{1}{\left[1+3(\mu+\frac{H}{3})\Delta p \frac{1}{J(\Sigma_{ij})}\right]}$

$$\Sigma_{ij} = A \cdot (S^e_{ij} - \chi_{0ij}) \tag{L.L.1.13}$$

et donc :

$$J(\Sigma_{ij}) = A \cdot J(S^e_{ij} - \chi_{0ij}) \tag{L.L.1.14}$$

$$J(\Sigma_{ij}) \left[1 + 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p \frac{1}{J(\Sigma_{ij})}\right] = J(S^e_{ij} - \chi_{0ij}) \tag{L.L.1.15}$$

Soit :

$$J(\Sigma_{ij}) = J(S^e_{ij} - \chi_{0ij}) - 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p = f(\Delta p) \tag{L.L.1.16}$$

Si viscoplasticité (si $f > 0$) on cherche à résoudre $f(\Delta p) = 0$

Discrétisiée l'équation (L.L.1.4) devient :

$$\Delta p = \left\langle \frac{f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y}{K} \right\rangle^n \Delta t \tag{L.L.1.17}$$

$$\Delta p - \left\langle \frac{J(S^e_{ij} - \chi_{0ij}) - 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p - \sigma^y}{K} \right\rangle^n \Delta t = 0 \tag{L.L.1.18}$$

Ainsi, une estimation de $\Delta p$ peut être obtenue à partir de cette formulation. Pour cela, une méthode de Newton est utilisée (équation III.6.2.10 page 118) pour résoudre cette équation non linéaire.

## L.2 Discrétisation des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique pour le matériau partiellement recristallisé

Pour rappel, l'indice 0 désigne les grandeurs à $t$ ($f_0 = f(t)$) et pas d'indice les grandeurs à $t + \Delta t$ ($f = f(t + \Delta t)$).

Rappel des équations constitutives du modèle élasto-viscoplastique proposé pour le matériau partiellement recristallisé (usermat_Wrx) :

$$\boldsymbol{\varepsilon^{tot}} - \boldsymbol{\varepsilon^{th}} = \boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{L.L.2.1}$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon^e} = \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon^e}).\boldsymbol{I} + 2\mu\boldsymbol{\varepsilon^e} \tag{L.L.2.2}$$

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) = J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y \tag{L.L.2.3}$$

$$\dot{p} = |\dot{\varepsilon}^p| = < \frac{J(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y}{K} >^n \tag{L.L.2.4}$$

$$\dot{\boldsymbol{\chi}} = (\frac{2}{3}H\dot{\boldsymbol{\varepsilon^p}}) - \frac{\dot{X}}{X}\boldsymbol{\chi_0} \tag{L.L.2.5}$$

Discrétisée l'équation (L.L.2.5) devient :

$$\Delta\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3}\Delta(H\boldsymbol{\varepsilon^p}) - \frac{\Delta X}{X}\boldsymbol{\chi_0} \tag{L.L.2.6}$$

$$\Delta\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3}H\boldsymbol{\varepsilon^p} - \frac{2}{3}H_0\boldsymbol{\varepsilon_0^p} - \frac{\Delta X}{X}\boldsymbol{\chi_0} \tag{L.L.2.7}$$

$$\Delta\boldsymbol{\chi} = \frac{2}{3}\boldsymbol{\varepsilon_0^p}(H - H_0) + \frac{2}{3}H\Delta\boldsymbol{\varepsilon^p} - \frac{\Delta X}{X}\boldsymbol{\chi_0} \tag{L.L.2.8}$$

Si :

$$\boldsymbol{\chi} = \boldsymbol{\chi_0} + \boldsymbol{\Delta\chi} \tag{L.L.2.9}$$

Alors :

$$\boldsymbol{\chi} = \boldsymbol{\chi_0}(1 - \frac{\Delta X}{X}) + \frac{2}{3}\boldsymbol{\varepsilon_0^p}(H - H_0) + \frac{2}{3}H\Delta\boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{L.L.2.10}$$

En posant :

$$\boldsymbol{\theta_0} = \boldsymbol{\chi_0}(1 - \frac{\Delta X}{X}) + \frac{2}{3}\boldsymbol{\varepsilon_0^p}(H - H_0) \tag{L.L.2.11}$$

On obtient :

$$\boldsymbol{\chi} = \boldsymbol{\theta_0} + \frac{2}{3}H\Delta\boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{L.L.2.12}$$

Il est important de noter que $\boldsymbol{\chi_0}$ désigne la variable tensorielle cinématique obtenue à l'incrément de temps précédent ($t_0$).

On cherche à exprimer $f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi})$ en fonction de $\Delta p$

On pose : $\boldsymbol{\Sigma} = \boldsymbol{S} - \boldsymbol{\chi}$

En conjuguant l'équation (L.L.0.4) avec l'équation (L.L.2.12) on obtient :

$$\Sigma_{ij} = S_{ij}^e - 2\mu\Delta\varepsilon_{ij}^p - \chi_{ij} \tag{L.L.2.13}$$

$$\Sigma_{ij} = S_{ij}^e - 2\mu\Delta\varepsilon_{ij}^p - (\theta_{0ij} + \frac{2}{3}H\Delta\varepsilon_{ij}^p) \tag{L.L.2.14}$$

$$\Sigma_{ij} = S_{ij}^e - (2\mu + \frac{2}{3}H)\Delta\varepsilon_{ij}^p - \theta_{0ij} \tag{L.L.2.15}$$

Ainsi, en injectant l'équation (L.L.1.10) dans (L.L.2.15) :

$$\Sigma_{ij} = S_{ij}^e - 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p\frac{\Sigma_{ij}}{J(\Sigma_{ij})} - \theta_{0ij} \tag{L.L.2.16}$$

$$\Sigma_{ij} = \frac{1}{\left[1 + 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p\frac{1}{J(\Sigma_{ij})}\right]}(S_{ij}^e - \theta_{0ij}) \tag{L.L.2.17}$$

On pose : $B = \frac{1}{\left[1+3(\mu+\frac{H}{3})\Delta p\frac{1}{J(\Sigma_{ij})}\right]}$

$$\Sigma_{ij} = B \cdot (S^e_{ij} - \theta_{0ij}) \tag{L.L.2.18}$$

et donc :

$$J(\Sigma_{ij}) = B \cdot J(S^e_{ij} - \theta_{0ij}) \tag{L.L.2.19}$$

$$J(\Sigma_{ij})\left[1 + 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p\frac{1}{J(\Sigma_{ij})}\right] = J(S^e_{ij} - \theta_{0ij}) \tag{L.L.2.20}$$

Soit :

$$J(\Sigma_{ij}) = J(S^e_{ij} - \theta_{0ij}) - 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p = f(\Delta p) \tag{L.L.2.21}$$

Si viscoplasticité (si $f > 0$) on cherche à résoudre $f(\Delta p) = 0$

Discrétisiée l'équation (L.L.1.4) devient :

$$\Delta p = \left\langle \frac{f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\chi}) - \sigma^y}{K} \right\rangle^n \Delta t \tag{L.L.2.22}$$

$$\Delta p - \left\langle \frac{J(S^e_{ij} - \theta_{0ij}) - 3(\mu + \frac{H}{3})\Delta p - \sigma^y}{K} \right\rangle^n \Delta t = 0 \tag{L.L.2.23}$$

Ainsi, une estimation de $\Delta p$ peut être obtenue à partir de cette formulation. Une méthode de Newton est utilisée (équation III.6.2.10 page 118) pour résoudre cette équation non linéaire.

Annexe M

# Étude de maillage pour la réalisation des simulations EVP-REF, EVP-REFx et EVP-FULL

La figure M.a met en évidence l'évolution de $p$ sur les deux premiers millimètres de profondeur du bloc après 5 cycles thermiques à 20 MW/m² en fonction de différents maillages. Cette étude est réalisée en faisant évoluer le nombre d'éléments dans un volume de 2*2*2mm$^3$ autour du nœud considéré dans cette étude (nœud max au centre du bloc figure III.7.2.1). Les résultats numériques présentés Partie III Chapitre 2 sont attribués au maillage baptisé maillage ref (figure M.a) composé de 2,5 éléments entre la surface du bloc exposée au flux et 2mm de profondeur. On constate une différence max de l'odre de 9% en fonction des maillages employés. Cette observation est également valable pour la grandeur calculée X (figure M.b). Ces résultats révèlent que les simulations numériques réalisées dans le cadre de cette étude sont robustes et de fait que le maillage de référence (maillage ref) peut être considéré dans les études numériques.

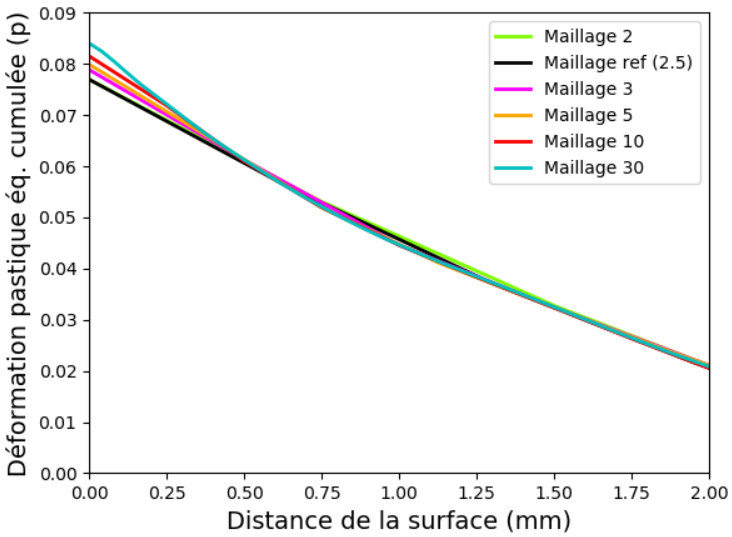



FIGURE M.a – Étude de sensibilité au maillage : calcul de de la déformation plastique cumulée (p) entre la surface et 2mm de profondeur après 5 cycles thermiques à 20 MW/m²

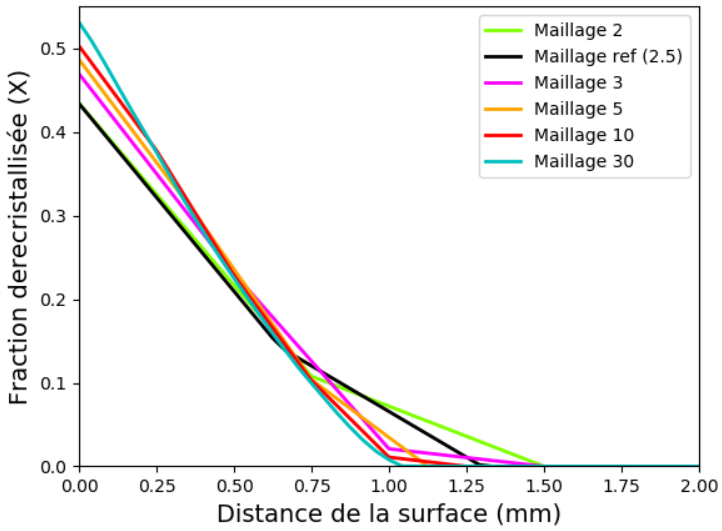



FIGURE M.b – Étude de sensibilité au maillage : calcul de la fraction recristallisée (X) entre la surface et 2mm de profondeur après 5 cycles thermiques à 20 MW/m²

# Bibliographie

# Bibliographie


[Alfonso et al., 2014] Alfonso, A., Jensen, D. J., Luo, G.-N., and Pantleon, W. (2014). Recrystallization kinetics of warm-rolled tungsten in the temperature range 1150–1350°c. *Journal of Nuclear Materials*, 455(1) :591 – 594. Proceedings of the 16th International Conference on Fusion Reactor Materials (ICFRM-16).

[Alfonso et al., 2015] Alfonso, A., Jensen, D. J., Luo, G.-N., and Pantleon, W. (2015). Thermal stability of a highly-deformed warm-rolled tungsten plate in the temperature range 1100–1250°c. *Fusion Engineering and Design*, 98-99 :1924 – 1928. Proceedings of the 28th Symposium On Fusion Technology (SOFT-28).

[Alfonso Lopez et al., 2015] Alfonso Lopez, A., A.Panthleon, Jensen, W., and Luo, G. (2015). *Thermal stability of warm-rolled tungsten.* PhD thesis.

[ANSYS, 2017] ANSYS (Release 18.0, January 2017). *ANSYS Mechanical APDL Therory Reference.*

[Bahm, 2005] Bahm, W. (2005). Nuclear fusion programme annual report of the association forschungszentrum karlsruhe/euratom, january 2004 - december 2004. Technical report. 31.00.00 ; LK 01 ; Wissenschaftliche Berichte, FZKA-7117 (Mai 2005) EUR-21526-EN.

[Baral et al., 2018] Baral, P., Laurent-Brocq, M., Guillonneau, G., Bergheau, J.-M., Loubet, J.-L., and Kermouche, G. (2018). In situ characterization of aa1050 recrystallization kinetics using high temperature nanoindentation testing. *Materials Design*, 152 :22 – 29.

[Batal et al., 2019] Batal, T., Missirlian, M., Durif, A., Luo, G., Li, Q., Wang, W., and Pintsuk, G. (2019). Thermomechanical simulation of flat tiles mock-ups under high heat flux. *Fusion Engineering and Design.*

[BAUDIN, 2010] BAUDIN, T. (2010). Analyse ebsd principe et cartographies d'orientations. *Techniques de l'ingénieur Essais métallographiques des métaux et alliages*, base documentaire : TIB343DUO.(ref. article : m4138).

[Bergheau, 2014] Bergheau, J. (2014). *Thermomechanical Industrial Processes : Modeling and Numerical Simulation.* ISTE. Wiley.

[Bergheau, 2018] Bergheau, J.-M. (– Septembre 2018). Cours enise de mécanique des matériaux.

[Biel et al., 2019] Biel, W., Albanese, R., Ambrosino, R., Ariola, M., Berkel, M., Bolshakova, I., Brunner, K., Cavazzana, R., Cecconello, M., Conroy, S., Dinklage, A., Duran, I., Dux, R., Eade, T., Entler, S., Ericsson, G., Fable, E., Farina, D., Figini, L., Finotti, C., Franke, T., Giacomelli, L., Giannone, L., Gonzalez, W., Hjalmarsson, A., Hron, M., Janky, F., Kallenbach, A., Kogoj, J., König, R., Kudlacek, O., Luis, R., Malaquias, A., Marchuk, O., Marchiori, G., Mattei, M., Maviglia, F., Masi, G. D., Mazon,

D., Meister, H., Meyer, K., Micheletti, D., Nowak, S., Piron, C., Pironti, A., Rispoli, N., Rohde, V., Sergienko, G., Shawish, S. E., Siccinio, M., Silva, A., da Silva, F., Sozzi, C., Tardocchi, M., Tokar, M., Treutterer, W., and Zohm, H. (2019). Diagnostics for plasma control – from iter to demo. *Fusion Engineering and Design*.

[Bobin-Vastra et al., 2005] Bobin-Vastra, I., Escourbiac, F., Merola, M., and Lorenzetto, P. (2005). Activity of the european high heat flux test facility : Fe200. *Fusion Engineering and Design*, 75-79 :357 – 363. Proceedings of the 23rd Symposium of Fusion Technology.

[BONNAUD and RAX, 2015] BONNAUD, G. and RAX, J.-M. (2015). Fusion thermonucléaire : fondamentaux, réalisations et perspectives. *Techniques de l'ingénieur États de la matière*, base documentaire : TIB109DUO.(ref. article : af3683). fre.

[Corr et al., 2019] Corr, J., K.Song, Thompson, M., and de Temmerman, G. (2019). Helium effect on recrystallization kinetics : Dependance on sample temperature (poster).

[Dao et al., 2001] Dao, M., Chollacoop, N., Vliet, K. V., Venkatesh, T., and Suresh, S. (2001). Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. *Acta Materialia*, 49(19) :3899 – 3918.

[Du et al., 2015] Du, J., Yuan, Y., Wirtz, M., Linke, J., Liu, W., and Greuner, H. (2015). Fem study of recrystallized tungsten under elm-like heat loads. *Journal of Nuclear Materials*, 463 :219 – 222. PLASMA-SURFACE INTERACTIONS 21.

[ENGIE, 2018] ENGIE (2018). Un monde d'énergie. page 52.

[Ezato et al., 2015] Ezato, K., Suzuki, S., Seki, Y., Mohri, K., Yokoyama, K., Escourbiac, F., Hirai, T., and Kuznetcov, V. (2015). Progress of iter full tungsten divertor technology qualification in japan. *Fusion Engineering and Design*, 98-99 :1281 – 1284. Proceedings of the 28th Symposium On Fusion Technology (SOFT-28).

[Fabrège, 2000] Fabrège, P. (2000). Métallurgie du laminage à chaud. *Techniques de l'ingénieur Élaboration des métaux ferreux*, base documentaire : TIB367DUO.(ref. article : m7860). fre.

[Farre, J. et al., 1997] Farre, J., Lamaison, M., Cosculluela, A., and Lataillade, J.-L. (1997). étude de la transition fragile-ductile d'un tungstène. *J. Phys. IV France*, 07 :C3–879–C3–884.

[Farrell et al., 1967] Farrell, K., Schaffhauser, A., and Stiegler, J. (1967). Recrystallization, grain growth and the ductile-brittle transition in tungsten sheet. *Journal of the Less Common Metals*, 13(2) :141 – 155.

[F.J.Humphreys and M.Hatherly, 2004] F.J.Humphreys and M.Hatherly (2004). Recrystallization and related annealing phenomena (second edition). pages 215–IV.

[F.M.Fernandes and et al, 1985] F.M.Fernandes and et al (Mat. Sci. Technol., vol.10, p.838-844, 1985). Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quechng of steels.

[Futura-Science, ] Futura-Science. La fusion nuléaire, source d'éerngie. page 3.

[Gavila et al., 2011] Gavila, P., Riccardi, B., Constans, S., Jouvelot, J., Vastra, I. B., Missirlian, M., and Richou, M. (2011). High heat flux testing of mock-ups for a full tungsten iter divertor. *Fusion Engineering and Design*, 86(9) :1652 – 1655. Proceedings of the 26th Symposium of Fusion Technology (SOFT-26).

[Gavila et al., 2015] Gavila, P., Riccardi, B., Pintsuk, G., Ritz, G., Kuznetsov, V., and Durocher, A. (2015). High heat flux testing of eu tungsten monoblock mock-ups for the iter divertor. *Fusion*

*Engineering and Design*, 98-99 :1305 – 1309. Proceedings of the 28th Symposium On Fusion Technology (SOFT-28).

[G.Pintsuk et al., 2015] G.Pintsuk, M.Bednarek, P.Gavila, S.Gerzoskovitz, J.Linke, P.Lorenzetto, B.Riccardi, and F.Escourbiac (2015). Characterization of iter tungsten qualification mock-ups exposed to high cyclic thermal loads. *Fusion Engineering and Design*, 98-99 :1384 – 1388. Proceedings of the 28th Symposium On Fusion Technology.

[Grosman et al., 2013] Grosman, A., Bucalossi, J., Doceul, L., Escourbiac, F., Lipa, M., Merola, M., Missirlian, M., Pitts, R. A., Samaille, F., and Tsitrone, E. (2013). The west programme : Minimizing technology and operational risks of a full actively cooled tungsten divertor on iter. *Fusion Engineering and Design*, 88(6) :497 – 500. Proceedings of the 27th Symposium On Fusion Technology (SOFT-27) ; Liège, Belgium, September 24-28, 2012.

[Hirai et al., 2015] Hirai, T., Escourbiac, F., Barabash, V., Durocher, A., Fedosov, A., Ferrand, L., Jokinen, T., Komarov, V., Merola, M., Carpentier-Chouchana, S., Arkhipov, N., Kuznetcov, V., Volodin, A., Suzuki, S., Ezato, K., Seki, Y., Riccardi, B., Bednarek, M., and Gavila, P. (2015). Status of technology rd for the iter tungsten divertor monoblock. *Journal of Nuclear Materials*, 463 :1248 – 1251. PLASMA-SURFACE INTERACTIONS 21.

[Hirai et al., 2013] Hirai, T., Escourbiac, F., Carpentier-Chouchana, S., Fedosov, A., Ferrand, L., Jokinen, T., Komarov, V., Kukushkin, A., Merola, M., Mitteau, R., Pitts, R., Shu, W., Sugihara, M., Riccardi, B., Suzuki, S., and Villari, R. (2013). Iter tungsten divertor design development and qualification program. *Fusion Engineering and Design*, 88(9) :1798 – 1801. Proceedings of the 27th Symposium On Fusion Technology (SOFT-27) ; Liège, Belgium, September 24-28, 2012.

[Hirai et al., 2016] Hirai, T., Panayotis, S., Barabash, V., Amzallag, C., Escourbiac, F., Durocher, A., Merola, M., Linke, J., Loewenhoff, T., Pintsuk, G., Wirtz, M., and Uytdenhouwen, I. (2016). Use of tungsten material for the iter divertor. *Nuclear Materials and Energy*, 9 :616 – 622.

[Humphreys, 2001] Humphreys, F. (2001). Applications of kikuchi line analyses in electron microscopy. *Journal of Materials Science*, 36.

[ISO :6507-1 :2018, 1 01] ISO :6507-1 :2018, N. (2018-01-01).

[J-M.Bergheau, 2008] J-M.Bergheau, R. (2008). *Finite Element Simulation of Heat Transfer*. John Wiley & Sons, Ltd, 1 edition.

[J. Schlosser, 1993] J. Schlosser, J. B. (1993). Finite elements calculations for plasma facing components, proceedings of specialist workshop on high heat flux component cooling.

[Jayaraman et al., 1998] Jayaraman, S., Hahn, G., Oliver, W., Rubin, C., and Bastias, P. (1998). Determination of monotonic stress-strain curve of hard materials from ultra-low-load indentation tests. *International Journal of Solids and Structures*, 35(5) :365 – 381.

[JETteam, 1992] JETteam (1992). Fusion energy production from a deuterium-tritium plasma in the jet tokamak. *Nuclear Fusion*.

[Kermouche, 2005] Kermouche, Guillaume ; Bergheau, J.-M. (2005). *Contribution à la modélisation théorique et numérique des essais d'indentation et de rayure*. PhD thesis. Thèse de doctorat Mécanique Lyon 2005.

[Kim et al., 2009] Kim, Y., Lee, K. H., Kim, E.-P., Cheong, D.-I., and Hong, S. H. (2009). Fabrication of high temperature oxides dispersion strengthened tungsten composites by spark plasma sintering process. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27(5) :842 – 846.

[Kuznetsov et al., 2014] Kuznetsov, V., Gorbenko, A., Davydov, V., Kokoulin, A., Komarov, A., Mazul, I., Mudyugin, B., Ovchinnikov, I., Stepanov, N., Rulev, R., and Volodin, A. (2014). Status of the idtf high-heat-flux test facility. *Fusion Engineering and Design*, 89(7) :955 – 959. Proceedings of the 11th International Symposium on Fusion Nuclear Technology-11 (ISFNT-11) Barcelona, Spain, 15-20 September, 2013.

[Lemaitre and Chaboche, 2004] Lemaitre, J. and Chaboche, J. (2004). *Mécanique des matériaux solides*. Sciences SUP. Sciences de l'ingénieur. Dunod.

[Li and You, 2015] Li, M. and You, J.-H. (2015). Interpretation of the deep cracking phenomenon of tungsten monoblock targets observed in high-heat-flux fatigue tests at 20mw/m2. *Fusion Engineering and Design*, 101 :1 – 8.

[Maciejak and Aubert, 2007] Maciejak, O. and Aubert, P. (2007). Mesure de dureté par nano-indentation. *Techniques de l'ingénieur Nanosciences : concepts, simulation et caractérisation*, base documentaire : TIB194DUO.(ref. article : nm7200).

[Majerus et al., 2005] Majerus, P., Duwe, R., Hirai, T., Kühnlein, W., Linke, J., and Rödig, M. (2005). The new electron beam test facility judith ii for high heat flux experiments on plasma facing components. *Fusion Engineering and Design*, 75-79 :365 – 369. Proceedings of the 23rd Symposium of Fusion Technology.

[Mertens et al., 2013] Mertens, P., Thompson, V., Matthews, G., Nicolai, D., Pintsuk, G., Riccardo, V., Devaux, S., and Sieglin, B. (2013). Bulk tungsten in the jet divertor : Potential influence of the exhaustion of ductility and grain growth on the lifetime. *Journal of Nuclear Materials*, 438 :S401 – S405. Proceedings of the 20th International Conference on Plasma-Surface Interactions in Controlled Fusion Devices.

[Missirlian et al., 2014] Missirlian, M., Bucalossi, J., Corre, Y., Ferlay, F., Firdaouss, M., Garin, P., Grosman, A., Guilhem, D., Gunn, J., Languille, P., Lipa, M., Richou, M., and Tsitrone, E. (2014). The west project : Current status of the iter-like tungsten divertor. *Fusion Engineering and Design*, 89(7) :1048 – 1053. Proceedings of the 11th International Symposium on Fusion Nuclear Technology-11 (ISFNT-11) Barcelona, Spain, 15-20 September, 2013.

[Missirlian et al., 2018] Missirlian, M., Pintsuk, G., Luo, G.-N., Li, Q., Wang, W., Durif, A., Batal, T., Richou, M., and Bucalossi, J. (2018). Qualification and post-mortem investigation of actively cooled tungsten flat-tile mock-ups for west divertor. *Fusion Engineering and Design*, 136 :403 – 409. Special Issue : Proceedings of the 13th International Symposium on Fusion Nuclear Technology (ISFNT-13).

[M.Minissalle, 2020] M.Minissalle (2020). A high power facility to conduct annealing tests at high temperature. *(Under publication) Physica Scripta*.

[Montheillet, 2009] Montheillet, F. (2009). Métallurgie en mise en forme à chaud. *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des métaux : aspects rhéologiques et métallurgiques*, base documentaire : TIB476DUO.(ref. article : m3031).

[Montheillet and Desrayaud, 2009] Montheillet, F. and Desrayaud, C. (2009). Essais rhéologiques à chaud. *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des métaux : aspects rhéologiques et métallurgiques*, base documentaire : TIB476DUO.(ref. article : m3009). fre.

[Morgan, 2019] Morgan, T. (2019). Iter monoblock performance under lifetime loading conditions in magnum-psi.

[Nogami et al., 2017] Nogami, S., Toyota, M., Guan, W., Hasegawa, A., and Ueda, Y. (2017). Degradation

of tungsten monoblock divertor under cyclic high heat flux loading. *Fusion Engineering and Design*, 120 :49 – 60.

[P. Ghendrih, 2015] P. Ghendrih, E. T. e. a. (2015). The west research plan.

[Panayotis et al., 2017a] Panayotis, S., Hirai, T., Barabash, V., Amzallag, C., Escourbiac, F., Durocher, A., Komarov, V., Martinez, J., and Merola, M. (2017a). Fracture modes of iter tungsten divertor monoblock under stationary thermal loads. *Fusion Engineering and Design*, 125 :256 – 262.

[Panayotis et al., 2017b] Panayotis, S., Hirai, T., Barabash, V., Durocher, A., Escourbiac, F., Linke, J., Loewenhoff, T., Merola, M., Pintsuk, G., Uytdenhouwen, I., and Wirtz, M. (2017b). Self-castellation of tungsten monoblock under high heat flux loading and impact of material properties. *Nuclear Materials and Energy*, 12 :200 – 204. Proceedings of the 22nd International Conference on Plasma Surface Interactions 2016, 22nd PSI.

[Pedersen et al., ] Pedersen, T. S., Otte, M., and Lazerson, S. Confirmation of the topology of the wendelstein 7-x magnetic field to better than 1 :100,000. *Nature communications*.

[Petković et al., 1975] Petković, R., Luton, M., and Jonas, J. (1975). Recovery and recrystallization of carbon steel between intervals of hot working. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 14(2) :137–145.

[Pintsuk, 2012] Pintsuk, G. (2012). 4.17 - tungsten as a plasma-facing material. In Konings, R. J., editor, *Comprehensive Nuclear Materials*, pages 551 – 581. Elsevier, Oxford.

[Pintsuk et al., 2013] Pintsuk, G., Bobin-Vastra, I., Constans, S., Gavila, P., Rödig, M., and Riccardi, B. (2013). Qualification and post-mortem characterization of tungsten mock-ups exposed to cyclic high heat flux loading. *Fusion Engineering and Design*, 88(9) :1858 – 1861. Proceedings of the 27th Symposium On Fusion Technology (SOFT-27) ; Liège, Belgium, September 24-28, 2012.

[Pitts et al., 2013] Pitts, R., Carpentier, S., Escourbiac, F., Hirai, T., Komarov, V., Lisgo, S., Kukushkin, A., Loarte, A., Merola, M., Naik, A. S., Mitteau, R., Sugihara, M., Bazylev, B., and Stangeby, P. (2013). A full tungsten divertor for iter : Physics issues and design status. *Journal of Nuclear Materials*, 438 :S48 – S56. Proceedings of the 20th International Conference on Plasma-Surface Interactions in Controlled Fusion Devices.

[P.Languille, 2015] P.Languille, N. (2015). Qualification of asipp-atm mocks-ups (w-monoblock components).

[Pütterich et al., 2010] Pütterich, T., R.Neu, R.Dux, Whiteford, A., O'Mullane, M., Summers, H., and the ASDEX Upgrade Team (2010). Calculation and experimental test of the cooling factor of tungsten. *Nuclear Fusion*, 50.

[Pumphey.W.I, 1948] Pumphey.W.I, J. F.-M. B. (JISI, vol.159, p.137-144, 1948). Inter-relation of hardenability and isothermal transformation datacours enise de mécanique des matériaux.

[Reiser et al., 2013] Reiser, J., Rieth, M., Möslang, A., Dafferner, B., Hoffmann, A., Yi, X., and Armstrong, D. (2013). Tungsten foil laminate for structural divertor applications – tensile test properties of tungsten foil. *Journal of Nuclear Materials*, 434(1) :357 – 366. Special Section on Spent Nuclear Fuel.

[Ren et al., 2018] Ren, C., Fang, Z., Koopman, M., Butler, B., Paramore, J., and Middlemas, S. (2018). Methods for improving ductility of tungsten - a review. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 75 :170 – 183.

[Riccardi et al., 2011] Riccardi, B., Giniatulin, R., Klimov, N., Koidan, V., and Loarte, A. (2011). Preliminary results of the experimental study of pfcs exposure to elms-like transient loads followed by high

heat flux thermal fatigue. *Fusion Engineering and Design*, 86(9) :1665 – 1668. Proceedings of the 26th Symposium of Fusion Technology (SOFT-26).

[Ruste, 2013] Ruste, J. (2013). Microscopie électronique à balayage images, applications et développements. *Techniques de l'ingénieur Techniques d'analyse par imagerie*, base documentaire : TIB387DUO.(ref. article : p866).

[Saint-Antonin, 1997] Saint-Antonin, F. (1997). Essais de relaxation isotherme. *Techniques de l'ingénieur Essais mécaniques sur les métaux et alliages*, base documentaire : TIB531DUO.(ref. article : m141). fre.

[Smagghe, 2017] Smagghe, G. (2017). *modélisation de la recristallisation lors du forgeage à chaud de l'acier 304L – une approche semi-topologique pour les modèles en champs moyens.* PhD thesis. Thèse de doctorat dirigée par Kermouche, Guillaume et Montheillet, Frank Science et Génie des Matériaux Lyon 2017.

[S.Nukiyama, 1934] S.Nukiyama (1934). Maximum and minimum values of heat transmitted from metal to boiling water under atmospheric pressure. *Japan Soc.Mech. Engrs.*

[Stephens, 1964] Stephens, J. R. (1964). Technical note : Effects of interstitial impurities on the low-temperature tensile properties of tungsten. *Nuclear Fusion.*

[Team, 2009] Team, I. (16 Nov 2009.). Heat and nuclear load specifications,iter$_{d2}luldhv$2.3.

[Team, 2008] Team, I. (2008). Iter materials handbook.

[Team, 2013] Team, I. (2013). Iter structural design criteria for in-vessel components (sdc-ic) appendix a : Materials design limit data.

[Tumbajoy Spinel, 2016] Tumbajoy Spinel, D. (2016). *Caractérisation du comportement mécanique de surfaces hyper-déformées par des phénomènes de contact.* PhD thesis. Thèse de doctorat dirigée par Kermouche, Guillaume Sciences et Génie des Matériaux Lyon 2016.

[Vernon-Parry, 2000] Vernon-Parry, K. (2000). Scanning electron microscopy : an introduction. *III-Vs Review*, 13(4) :40 – 44.

[Vidal et al., 2019] Vidal, T., Faucheux, J., Capdevila, H., Pontillon, Y., and Gallais, L. (2019). Using laser remote heating to simulated extreme thermal loads on nuclear fuels during annealing tests.

[Visca et al., 2011] Visca, E., Cacciotti, E., Komarov, A., Libera, S., Litunovsky, N., Makhankov, A., Mancini, A., Merola, M., Pizzuto, A., Riccardi, B., and Roccella, S. (2011). Manufacturing, testing and post-test examination of iter divertor vertical target w small scale mock-ups. *Fusion Engineering and Design*, 86(9) :1591 – 1594. Proceedings of the 26th Symposium of Fusion Technology (SOFT-26).

[Wirtz et al., 2017] Wirtz, M., Uytdenhouwen, I., Barabash, V., Escourbiac, F., Hirai, T., Linke, J., Loewenhoff, T., Panayotis, S., and Pintsuk, G. (2017). Material properties and their influence on the behaviour of tungsten as plasma facing material. *Nuclear Fusion*, 57(6) :066018.

[Wurster et al., 2010] Wurster, S., Gludovatz, B., and Pippan, R. (2010). High temperature fracture experiments on tungsten–rhenium alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 28(6) :692 – 697. Selected papers of the 17th International Plansee Seminar 2010 in Reutte, Austria : Tungsten and Molybdenum.

[Y. S. Touloukian, 1970] Y. S. Touloukian, D. P. D. a. (1970). *Thermal Radiative Properties : Metallic Elements and Alloys.* Thermophysical Properties of Matter 7. Springer US.

[You et al., 2017] You, J., Mazzone, G., Bachmann, C., Coccorese, D., Cocilovo, V., Meis, D. D., Maio, P. D., Dongiovanni, D., Frosi, P., Gironimo, G. D., Garitta, S., Mariano, G., Marzullo, D., Porfiri, M.,

Ramogida, G., Vallone, E., Villari, R., and Zucchetti, M. (2017). Progress in the initial design activities for the european demo divertor : Subproject "cassette". *Fusion Engineering and Design*, 124 :364 – 370. Proceedings of the 29th Symposium on Fusion Technology (SOFT-29) Prague, Czech Republic, September 5-9, 2016.

[Zhu et al., 2016] Zhu, C., Song, Y., Peng, X., Wei, Y., Mao, X., Li, W., and Qian, X. (2016). The dynamical mechanical properties of tungsten under compression at working temperature range of divertors. *Journal of Nuclear Materials*, 469 :120 – 124.

N° d'ordre :

Alan DURIF

Title : PFCs thermomechanical modelisation for lifetime assessment

Speciality : Mechanic and Engineering

**Keywords** : Iter, tungsten, recrystallization, elastic-viscoplastic, constitutive relations

## Abstract

Since the industrial revolution, global energy consumption has steadily increased. Historically based on the use of fossil fuels (oil, coal and gas), industrial development allowed the economic growth of the world as we know today. However, the intensive use of such fuels is undoubtedly not without consequences on our planet. The current exploitation methods contribute, for instance to global warming, plastic pollution and ocean acidification. The current energy context requires the development of alternative, sustainable and safe energies. The thermonuclear fusion reaction could become one of these new energy sources and may play a major role in the future global energy mix. Plasma facing components must ensure the mechanical integrity of the fusion device internal walls, the extraction of heat and must be compatible with the chemical species present in the plasma to not compromise its exploitation. Critical for the plasma operation and the reactor integrity, these components represent one of the major reactor parts. ITER and WEST divertor components can be exposed to particles fluxes up to 20 MW/m². To withstand such loading, these components are actively cooled. They are made of pure tungsten used as armored material bonded on water cooled pipe in CuCrZr (structural material). Several experimental campaigns have been performed to validate such components technology before their use in tokamak environment. Although this technology fulfills ITER's requirements, damages were highlighted over thermal cycles. Cracks appear in tungsten block up to few tens (up to few hundreds) of thermal cycles at 20 MW/m² and propagate from the exposed surface to the cooling pipe. The appearance of this crack, does not immediately affect the component heat exhaust capability. Nevertheless, this leads to mechanical integrity issues for the machine internal walls and could limit the plasma operation. To optimize the components use, this thesis aims at predicting numerically their lifetime. The time required for the crack opening corresponds to the component lifetime. In literature, several numerical models were developed and identified the major phenomena involved in the component damage process. To improve the prediction of existing numerical tools, this thesis aims at developing a numerical model able to take into account tungsten recrystallization ; mentioned in the literature as having significant role on component lifetime. The final numerical model developed (RXMAT) is integrated in the finite elements code named ANSYS. This new numerical tool is fueled by the tungsten recrystallization kinetics studied up to 1800°C and the elastic-viscoplastic constitutive laws of tungsten and recrystallized tungsten identified based on experiments performed from 500°C to 1150°C at several strain rates. For the first time, it is possible to numerically link the evolution of the tungsten recrystallized fraction to a mechanical stress and strain fields. It is shown that RXMAT makes it possible to estimate plastic strains 10 times greater than those obtained in the literature. By doing so, first numerical results also highlighted that further experiments have to be done to study the ductile to fragile transition temperature and fatigue behavior of tungsten. In perspectives, RXMAT can be used to study the component lifetime exposed to non-homogeneous thermal flux, representative of the tokamak environment and also study the impact of tungsten recrystallization kinetics, component geometry and convection parameters on its lifetime.

N° d'ordre :

Alan DURIF

Titre : Modélisation de la durée de vie de composants face au plasma dans les réacteurs à fusion thermonucléaire

Spécialité : Mecanique et Ingénierie

**Mots clés** : Tungstène, ITER, recristallisation, viscoplasticité, durée de vie

## Résumé

Dans un but de développement économique, les grandes puissances mondiales que nous connaissons aujourd'hui n'ont cessé d'accroitre, depuis la révolution industrielle, leur consommation en combustibles fossiles (pétrole, charbon, gaz). Cependant, leur exploitation n'est pas sans conséquence sur notre planète. Le contexte énergétique actuel impose donc le développement d'énergies alternatives, durables, sûres et respectueuses de notre environnement. Présentant de nombreux avantages, la réaction de fusion thermonucléaire pourrait incarner l'une de ces nouvelles sources d'énergie et jouer un rôle majeur dans le futur mix énergétique mondial. Les réacteurs de fusion thermonucléaire proposent de confiner magnétiquement un plasma dans le but d'obtenir les conditions de pression et de température favorables à la réaction de fusion pour produire de l'électricité en «quasi-continu». Cependant, le confinement est imparfait et, en raison de la configuration magnétique, les pertes d'énergétiques sont dirigées vers les parois internes du réacteur, appelées composants à face de plasma (CFPs), et en particulier dans la partie inférieure de la machine appelée divertor. Pour ITER, ces flux de particules peuvent impliquer une température de surface des CFPs de l'ordre de 2000°C cycliquement maintenue pendant des temps allant de quelques millisecondes à quelques secondes. Pour résister à de telles sollicitations, les CFPs des divertors ITER et WEST sont activement refroidis. Ces composants sont constitués de blocs de tungstène pur utilisé comme matériau d'armure et assemblés sur un tube de refroidissement en CuCrZr (matériau de structure) dans lequel circule de l'eau. Ces CPFs doivent assurer l'intégrité mécanique des parois internes de la machine, l'extraction de la chaleur et doivent être compatibles avec les espèces chimiques en présence au sein du plasma pour ne pas compromettre son exploitation. Critique pour le fonctionnement du plasma et l'intégrité du réacteur, ces CFPs représentent l'une des principales pièces du réacteur. Ainsi, plusieurs campagnes expérimentales ont été réalisées pour valider cette technologie avant son exploitation en l'environnement tokamak. Bien que cette technologie réponde aux spécifications ITER, les composants s'endommagent au cours des cycles thermiques. Des fissures apparaissent dans le bloc de tungstène après quelques dizaines (voire quelques centaines) de cycles thermiques à 20 $MW/m^2$. Cette fissure se propage de la surface exposée aux flux vers le tube de refroidissement. L'apparition de cette fissure n'affecte pas immédiatement la capacité du composant à extraire la chaleur. Néanmoins, cela entraîne des problèmes d'intégrité mécanique des parois internes de la machine et pourrait limiter l'exploitation du plasma. Ainsi, afin d'optimiser leur usage en environnement tokamak, il est nécessaire d'étudier le processus d'endommagement de ces composants et d'estimer leur durée de vie en fonction des chargements thermiques attendus. Dans la littérature, plusieurs modèles numériques ont été développés et ont permis d'identifier les principaux phénomènes impliqués dans le processus d'endommagement des composants. Pour améliorer la prédiction des outils numériques existants, cette thèse a pour objectif de développer un modèle numérique capable de prendre en compte la recristallisation du tungstène ; phénomène mentionné dans la littérature comme jouant un rôle important sur la durée de vie des composants. Le modèle numérique final développé (RXMAT) est intégré au code éléments finis ANSYS. Ce nouvel outil numérique est alimenté par les cinétiques de recristallisation du tungstène étudiées jusqu'à 1800 ° C et par les lois de comportement élasto-viscoplastique du matériau identifiées à partir d'essais expérimentaux réalisés de 500°C à 1150°C et à plusieurs vitesses de déformation. Pour la première fois, il est possible de lier numériquement l'évolution de la fraction recristallisée du tungstène à un champ de contraintes et de déformations mécaniques. En comparant les résultats obtenus avec des études de la littérature, on montre qu'en utilisant RXMAT des déformations plastiques équivalentes 10 fois supérieures sont estimées. Ces premiers résultats laissent envisager de nombreuses applications. Celles-ci permettraient par exemple de mieux comprendre l'influence de la géométrie, des propriétés de convection et des cinétiques de recristallisation sur l'accumulation de la déformation plastique équivalente au sein du composant. RXMAT pourrait également être utilisée pour étudier le processus d'endommagement du composant exposé à un flux thermique non homogène, représentatif de l'environnement du tokamak.