

Comportement anisotherme et rupture des gaines combustibles en alliages de zirconium: Application à la situation d'accident d'insertion de réactivité (RIA)

Ahmed Chaieb

▶ To cite this version:

Ahmed Chaieb. Comportement anisotherme et rupture des gaines combustibles en alliages de zirconium : Application à la situation d'accident d'insertion de réactivité (RIA). Mécanique [physics.medph]. Université Paris sciences et lettres, 2019. Français. NNT : 2019PSLEM005 . tel-02497015

HAL Id: tel-02497015 https://pastel.hal.science/tel-02497015

Submitted on 3 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.



THÈSE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à MINES ParisTech

Comportement anisotherme et rupture des gaines combustibles en alliages de zirconium

Application à la situation d'accident d'insertion de réactivité (RIA)

Soutenue par Ahmed CHAIEB Le 9 Avril 2019

École doctorale nº632

Ingénierie des Systèmes, Matériaux, Mécanique, Énergétique

Spécialité

Mécanique

Composition du jury :

Mme Salima BOUVIER Professeur des universités, UTC Compiègne	Présidente
Mme Clotilde BERDIN Professeur des universités, Université Paris-Sud 11 M Jean DESQUINES Ingénieur de recherche, IRSN	Rapporteur Rapporteur
Mme Véronique AUBIN Professeur des universités, École Centrale des Arts et Manufactures de Paris M Nicolas TARDIF	Examinateur
Maître de conférences, INSA de Lyon M Nathanaël MOZZANI Ingénieur de recherche, EDF R&D	Examinateur Encadrant
M Alain KÖSTER Ingénieur de recherche, Armines	Encadrant
M Jérôme CRÉPIN Directeur de recherche, Mines ParisTech	Directeur de thèse





Remerciements

Dans un premier temps, je tiens à exprimer toute ma gratitude à Salima Bouvier pour l'honneur qu'elle m'a fait de présider mon jury ainsi qu'à Clotilde Berdin et Jean Desquines pour avoir accepté la tâche souvent longue et difficile de rapporteur de ce manuscrit de thèse. Je tiens également à remercier Nicolas Tardif et Véronique Aubin, membres du jury, qui ont accepté d'examiner et d'évaluer ce travail de thèse. Leurs remarques et suggestions ont indéniablement contribué à améliorer la qualité de ce mémoire.

Je tiens à remercier Jérôme Crépin mon directeur de thèse, de m'avoir fait confiance en me proposant ce sujet de thèse et pour m'avoir soutenu et encadré pendant ces trois années. Je souhaite adresser mes sincères remerciements à mes encadrants de thèse. Je remercie particulièrement Nathanaël Mozzani et Alain Köster, qui m'ont encadré au quotidien à EDF et au Centre des Matériaux, pour leur implication, leur constante disponibilité et leur soutien. Ils ont su me guider efficacement tout en me laissant une grande part d'autonomie. Je tiens à remercier Aurore Parrot et Antoine Ambard pour avoir partagé leur grande expertise sur les alliages de zirconium.

Mes travaux de thèse et l'expérience personnelle associée auraient été bien moins riches sans la participation de nombreuses personnes d'EDF et du Centre des Matériaux. Je désire souligner le très bon accueil qui m'a été réservé au sein du département MMC, qui fut un très bon cadre pour réaliser ma thèse, tout comme le Centre des Matériaux.

Les résultats obtenus durant cette thèse sont le fruit du travail de nombreuses personnes. Au Centre des Matériaux, je remercie tous les membres de l'atelier JPE pour l'usinage de mes éprouvettes ainsi que mes pièces pour le montage de traction de la machine GLEEBLE. Je remercie également Cédric Toussaint pour son aide concernant le contrôle et l'asservissement de la machine. Je remercie mes collègues thésards du Centre des Matériaux et en particulier Mariem pour les nombreuses pauses et les réflexions partagées autour des essais biaxiés. Merci à toute l'équipe MiMEx et en particulier à Matthieu Ramboudan pour sa formation à l'utilisation de la machine biaxiale ainsi que pour son aide à la réalisation des essais biaxiés.

Je tiens à remercier chaleureusement tous les membres du département MMC d'EDF R&D. L'équipe combustible fut un cadre de travail très agréable pour cela, je salue tous les agents, doctorants, alternants avec qui j'ai passé de bons moments : Edourad, Martine, Jacques, Solène, Emmanuelle, Axel, Eva, Sébastien et tous ceux que j'ai oublié... Je ne peux évidemment pas oublier mes collègues de bureau, Ronan Thieurmel et Julien Moryoussef avec qui j'ai partagé beaucoup de réflexions. Merci à Antoine Andrieu pour la formation express à l'utilisation du dilatomètre, merci à Philippe Le Bec pour la réalisation de mes figures de pôles par DRX.

Je remercie également ma famille pour l'inestimable et inconditionnel soutien qu'elle a su m'apporter. Je remercie en particulier mon frère Houssem et je lui souhaite bon courage pour ces travaux de thèse au Centre des Matériaux aussi. Enfin, mes derniers remerciements vont à Chaima pour m'avoir supportée, accompagnée et encouragée en toutes circonstances.

Merci à tous !

Résumé

Les gaines combustibles conçues en alliages de zirconium constituent la première barrière de confinement dans les centrales nucléaires. Ce travail a pour but d'établir une meilleure compréhension du comportement thermomécanique du Zircaloy-4 au cours d'un transitoire accidentel de type RIA. En effet, les bases de données expérimentales actuelles sont majoritairement constituées d'essais de traction uniaxiale menés en conditions isothermes. Le caractère anisotherme du chargement, couplé ou non à la biaxialité du chargement mécanique, n'a que peu été étudié. L'objectif de la thèse consiste à développer de nouveaux moyens d'essais afin de mettre en évidence l'impact d'un chargement anisotherme. Un premier dispositif expérimental a été développé pour étudier les effets d'un transitoire de température sur le matériau de gainage au cours d'un essai de traction uniaxié. Le dispositif expérimental permet de reproduire des conditions de chargement proches de celles rencontrées au cours de l'accident. Il permet de solliciter les gaines jusqu'à des vitesses de chauffage d'environ 600 °C.s⁻¹ couplées à un chargement mécanique rapide pouvant atteindre une vitesse de déformation de 5 s⁻¹. Une campagne expérimentale menée sur ce dispositif a mis en évidence les premiers effets d'un chargement anisotherme et d'établir par la suite une comparaison entre l'état isotherme et anisotherme. Un impact important a été constaté aux faibles vitesses de déformation et hautes vitesses de chauffage : la contrainte d'écoulement est bien plus importante que celle attendue à partir des essais isothermes. Une étude de la recristallisation du matériau en conditions dynamiques a montré qu'un retard au déclenchement du processus de recristallisation serait la cause des effets anisothermes observés lors des essais de traction. Un second dispositif expérimental a été développé pour coupler les effets d'un chargement biaxial et anisotherme. Une tôle en Zircaloy-4 a été testée selon les deux directions principales (laminage et transverse) avec un système de chauffage par induction. Plusieurs vitesses de chauffage et rapports de biaxialité ont été explorés et les déformations à rupture ont pu être déterminées pour chaque condition expérimentale. L'analyse des essais a montré que la multiaxialité du chargement est le paramètre dominant en ce qui concerne la ductilité du matériau, aucune influence notable du chargement anisotherme n'a été observée lors de ces essais. En soutien à l'analyse des essais de traction anisothermes uniaxiés et biaxiés, des simulations numériques ont été entreprises à l'aide de modèles de comportement mécanique macroscopiques existants et développés dans cette étude. Ces simulations ont notamment permis la détermination des champs de contrainte des essais biaxiés et montré que les essais réalisés se trouvaient bien dans le domaine d'intérêt des études sur le RIA.

Mots clés : Zirconium, Zircaloy-4, RIA, Traction anisotherme, Transitoire thermo-mécanique, Propriétés mécaniques, Biaxialité, Restauration, Recristallisation, Déformation.

Abstract

Fuel clads made of zirconium alloys are the first safety barrier in the nuclear power plants. This work aims to enhance the understanding of the thermomechanical behavior of Zircaloy-4 during RIA accidental scenario. Indeed, the current experimental databases are mainly constituted of uniaxial tensile tests carried out under isothermal conditions. The anisothermal character of the loading, coupled or not with the biaxiality of the mechanical loading, has been poorly studied. The aim of the thesis is to develop new experimental setups to highlight the effect of anisothermal loading. A first experimental test device was developed to study the effects of temperature transient on the cladding material during uniaxial tensile test. The experimental setup allows reproducing loading conditions close to the ones occuring during a RIA accident. It allows clad testing up to 600 $^{\circ}C.s^{-1}$ heating rates coupled to rapid mechanical loading reaching 5 s^{-1} in terms of strain rate. First experiments showed effects of anisothermal loading and allowed us to establish as a second step a comparison between isothermal and anisothermal states. A marked effect of anisothermal loading was observed at low strain rates and high heating rates : the flow stress is much higher than that expected from the isothermal tests. A study of the recrystallization of the material under dynamic conditions has shown that a delay in triggering the recrystallization process would be the cause of the anisothermal effects observed during the tensile tests. A second experimental device was developed to couple effects of biaxial and anisothermal loading. A sheet of Zircaloy-4 was tested along its two main directions (rolling and transverse) with an induction heating system. Several heating rates and biaxiality ratios were explored and failure strains were determined for each experimental condition. The analysis of the tests showed that the multiaxiality of the loading is the dominant parameter with regard to the ductility of the material, no significant influence of the anisothermal loading was observed during these tests. In support of the analysis of uniaxial and biaxial anisothermal tensile tests, numerical FEM calculations were undertaken using a macroscopic mechanical behavior model developed in this study. These simulations made it possible to determine the stress fields of the biaxial tests and showed that the tests carried out were in the field of interest of the RIA studies.

Keywords : Zirconium, Zircaloy-4, RIA, Ansiothermal tensile, Thermo-mechanical transitory, Mechanical properties, Biaxiality, Restoring, Recrystallization, Deformation.

Table des matières

1	Intr	roduction	1
	1.1	Contexte industriel	2
	1.2	Démarche de l'étude	3
	1.3	Organisation du manuscrit	4
2	Bib	liographie	6
	2.1	Introduction	8
	2.2	Les réacteurs à eau pressurisée et le scénario RIA	8
		2.2.1 Les réacteurs à eau pressurisée	8
		2.2.2 L'accident d'injection de réactivité (RIA)	0
	2.3	Le matériau de gainage	3
		2.3.1 Généralités	3
		2.3.2 Le zirconium pur	4
		2.3.3 Les alliages de zirconium	5
		2.3.4 Les éléments d'additions et leurs rôles	8
		2.3.5 Les voies d'élaboration	0
		2.3.6 Texture	2
		2.3.7 Les modes de déformations et les systèmes de glissement du Zircaloy-4 2	3
	2.4	Comportement mécanique du Zircaloy-4 dans le domaine de température d'in-	
		térêt pour l'étude	5
		2.4.1 Évolution des caractéristiques avec la température	5
		2.4.2 Sensibilité à la vitesse de déformation	7
		2.4.3 Anisotropie	9
		2.4.4 Auto échauffement	0
	2.5	Effets de la vitesse de chauffage et de la température sur le comportement	
		mécanique et la microstructure du Zircaloy-4	2
	2.6	Évolutions microstructurales en service	3
		2.6.1 L'irradiation	3
		2.6.2 L'oxydation	5
		2.6.3 L'hydruration	8
	2.7	Comportement mécanique et modélisation	0

	2.8	Critères de rupture pour le RIA	54
	2.9	Conclusions	57
3	Cor	nportement anisotherme en sollicitation uniaxiale	59
Ū.,	3.1	Matériau et dispositif expérimental	61
		3.1.1 Matériau de l'étude	61
		3.1.2 Développement d'un nouvel essai de traction uniaxié anisotherme	64
		3.1.3 Présentation et pilotage de la machine	64
		3.1.4 Qualification du dispositif et essais tests	66
	3.2	Essais de traction uniaxiés anisothermes	69
		3.2.1 Séquence de chargement thermomécanique appliquée et pilotage de la machine	70
		3.2.2 Conditions aux limites : rampes de température, gradient thermique et vitesse de déformation	72
		3.2.3 Résultats des essais anisothermes	77
		3.2.4 Étude des propriétés mécaniques	87
	3.3	Étude de la restauration-recristallisation du matériau en conditions dynamiques	101
		3.3.1 Présentation du dispositif et séquence de chargement thermique	101
		3.3.2 Mesures de dureté et modèle adopté	107
		3.3.3 Application du modèle aux cas des essais de traction anisotherme	110
	3.4	Effet d'un préchargement sur le comportement anisotherme du Zircaloy-4	117
		3.4.1 Séquence de chargement thermomécanique appliquée	118
	3.5	Résultats des essais sur matériau préchargé	119
		3.5.1 Propriétés mécaniques du matériau préchargé	121
	3.6	Simulation des essais de traction uniaxiés anisothermes	122
		3.6.1 Simulation des essais sur matériau vierge	122
		3.6.2 Simulation des essais sur matériau préchargé	127
	3.7	Conclusions	129
4	Cor	nportement anisotherme en sollicitation biaxiale	132
	4.1	Préliminaires	133
		4.1.1 Développement d'un nouvel essai de traction uniaxié anisotherme	133
	4.2	Matériau de l'étude	134
	4.3	Essais de traction uniaxiés isothermes sur tôle	136
	4.4	Développement d'un nouvel essai de traction biaxié anisotherme	140
		4.4.1 Choix de la géométrie d'éprouvette	141
		4.4.2 Présentation et pilotage de la machine	144
	4.5	Essais de traction biaxiés anisothermes	146
		4.5.1 Séquence de chargement thermomécanique appliquée	148
		4.5.2 Conditions aux limites : rampes de température et gradient thermique	150

		4.5.3 Essais références : Essais de traction biaxiés isothermes	157
		4.5.4 Résultats des essais anisothermes	158
		4.5.5 Effet du chargement anisotherme en conditions de biaxialité \ldots \ldots	168
	4.6	Simulation des essais de traction biaxiés anisothermes	174
		4.6.1 Identification d'une loi de comportement sur tôle	174
		4.6.2 Modélisation des essais de traction biaxié	177
	4.7	Conclusions	186
5	Con	clusions et perspectives	189
Bi	bliog	raphie	195
AI	NNE	XES	207
A	\mathbf{Syst}	ème d'amarrage pour la machine GLEEBLE®	208
в	Proc	cédure de polissage	211
С	Tech	niques de corrélation (2D) et stéréo-corrélation (3D) d'images	214
	C.1	Marquage des échantillons	218
	C.2	Corrélation d'images en 2D	219
	C.3	Stéréo Corrélation d'images en 3D	222
D	Facio	ès de rupture des essais de traction uniaxiés	227
	D.1	Faciès de rupture des essais de traction anisothermes	228
		D.1.1 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes à 5 s $^{-1}$	228
		D.1.2 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes à 5.10^{-1} s ⁻¹	229
	D.2	Faciès de rupture des essais de traction isothermes	230
		D.2.1 D.2.1. Faciès de rupture des essais de traction isothermes à 5 s ⁻¹	230
		D.2.2 Faciès de rupture des essais de traction isothermes à 5.10^{-1} s ⁻¹	231
\mathbf{E}	Plan	s des éprouvettes et de l'inducteur	232
\mathbf{F}	Résu	ltats de l'identification de la loi de comportement sur tôle	236
	F.1	Direction transverse de la tôle	237
	F.2	Simulation dans la direction de laminage de la tôle	238

Table des figures

2.1	Schéma de principe d'un réacteur à eau pressurisée
2.2	(a.) Pastilles de combustible et (b.) assemblage
2.3	Déroulement d'un RIA (Fuketa et al. , 2000)
2.4	(a.) Processus de libération des gaz de fission, séparation des joints de grains
	(Sasajima et al., 2008) et (b.) fissuration observée sur le crayon TK-2 testé
	dans le réacteur expérimental NSRR (Fuketa et al. , 2000)
2.5	Maille hexagonale compacte de la phase α -Zr
2.6	Influence de la teneur en oxygène sur la limite d'élasticité du Zircaloy-2 tirée
	de (Robinet, 1995) et construite d'après (Rubenstein et al. , 1961)
2.7	Diagramme de phase binaire Zr-O (Urbanic, 1977)
2.8	Phases de Laves intergranulaires et intragranulaires dans le Zircaloy-4 recris-
	tallisé (Serres, 2008)
2.9	Procédé de laminage à pas de pèlerin (Fajoui et al. , 2009)
2.10	Définition des directions pour les géométries étudiées
2.11	Texture des gaines en Zircaloy–4 détendu : figures de pôle (a.) plans prisma-
	tiques 10-10, (b.) plans de base 0002. Axe horizontal : direction circonféren-
	tielle du tube, axe vertical : direction axiale (Racine, 2005)
2.12	Texture des tubes (a.)-(b.)-(c.) et des tôles (d.) (Tenckhoff, 1988)
2.13	Systèmes de glissement de la structure hexagonale compacte (Onimus, 2003)
2.14	Limite élastique du Zircaloy-4 détendu non irradié en fonction de la tem-
	pérature d'après la base d'essai PROMETRA (Cazalis et al. , 2007) tirée
	de (Menibus, 2012)
2.15	Contrainte maximale (S_u) en fonction de la température et la vitesse de dé-
	formation pour Zircaloy-4 détendu non irradié (LeSaux, 2008)
2.16	Effets du temps de chauffage (the) (a.) à 674 et 579 K et du temps de maintien
	(tho) (b.) à 674 K sur la contrainte d'écoulement pour différents niveaux de
	déformations $(0,1, 0,2 \text{ et } 0,4 \%)$ (Talia et Povolo, 1977) $\ldots \ldots \ldots \ldots$
2.17	Évolution de la sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la tem-
	pérature (Lee et al. , 2001)
2.18	Réduction d'aire du Zircaloy-4 en fonction de la température (Hong et al. ,
	1983)

2.19	Évolutions des rapports de déformation en fonction de la température issues	
	de différentes références bibliographiques tirées de (Bosso, 2015)	30
2.20	Force-déplacement et incréments de température mesurés à 5 s^{-1} dans le sens	
	circonférentiel (Menibus et al. , 2014). Essai à température ambiante (25 °C)	32
2.21	Données enregistrées lors d'un essai typique des essais de (Yueh et al. , 2011)	34
2.22	Éventuel effet d'un chargement anisotherme sur les courbes charge Vs dépla-	
	cement du Zircaloy-2 non-irradié hydruré à 500 ppm en traction axiale (Yueh	
	et al., 2011)	34
2.23	Déformation circonférentielle Vs vitesse de chauffage pour le Zircaloy-4 testé	
	sous helium (Emery et al. , 1971)	36
2.24	Évolution de la déformation circonférentielle équivalente en fonction de la	
	température sur des tubes en Zircaloy-4 (a.) et l'effet des vitesses de chauffage	
	sur la température à rupture (b.) (Chung et al. , 1977)	37
2.25	Variation de la déformation à rupture en fonction de la température et la	
	vitesse de déformation (Lee et al. , 2001)	38
2.26	Dépendance de la vitesse de chauffage à la température d'éclatement (a.) et	
	prédiction de la pression d'éclatement durant le fluage anisotherme (b.) (ARAI	
	et al., 1987)	39
2.27	Évolution de la transformation de phase $(\alpha \rightarrow \beta)$ expérimentale et calculée	
	pour le M5 TM sous plusieurs vitesses de chauffage (Forgeron et al. , 2000)	40
2.28	Résultats de recristallisation en conditions anisothermes (Hunt et Schulson,	
	1980)	41
2.29	Évolution de la contrainte d'éclatement en fonction de la température (Erba-	
	cher et al. , 1982)	42
2.30	Effet de la fluence sur les propriétés en traction du Zircaloy-4 à hautes tem-	
	pératures (320-360 °C) (Higgy et Hammad, 1972)	44
2.31	Rapports, en fonction de la température de recuit, des contraintes maximales	
	mesurées à 300 $^\circ\mathrm{C}$ en traction plane circonférentielle et en traction axiale sur	
	des gaines en Zircaloy–4 non irradiées pour plusieurs teneurs en hydrogène et	
	des gaines irradiées à 10^{26} n.m ⁻² (Yagnik et al. , 2005)	45
2.32	${\rm Comportement\ en\ traction\ circonf\'erentielle\ du\ mat\'eriau\ oxyd\'e\ à\ 900\ et\ 1100\ °C}$	
	pour différents temps d'exposition (Shriwastaw et al. , 2017)	47
2.33	Effet de la teneur en hydrogène sur le comportement en traction d'une tôle en	
	Zircaloy-2 (Evans et Parry, 1966) (a.) et effet de l'Hydrogène sur la résistance	
	mécanique circonférentielle du Zircaloy-4 à température ambiante (Kim et al. ,	
	2006) (b.)	49
2.34	Déformation locale à la rupture en fonction de la profondeur du blister d'hy-	
	drure à 25 et 300 °C. (Données pour 3 mm de blisters) (Pierron et al. , 2003)	50
2.35	DED Vs épaisseur de la couche d'oxyde (Leclercq et al. , 2005)	56

3.1	Tube usiné à mi-épaisseur	61
3.2	(a.) Échantillon découpé et (b.) collé sur un support plan	62
3.3	Figures de pôles expérimentales recalculées du Zircaloy-4 détendu correspon-	
	dant (a.) aux plans prismatiques et (b.) aux plans de base	62
3.4	Observations au microscope optique en lumière polarisée : Grains du Zircaloy-	
	4 détendu dans le plan (a.) radial circonférentiel et dans le plan (b.) axial-	
	circonférentiel	63
3.5	(a.) Vue intérieure de la machine et (b.) schéma du dispositif	65
3.6	Courbes contrainte - déformation $(\frac{\Delta l}{L})$ à 10^{-2} s ⁻¹	66
3.7	Évolution en fonction de la température de (a.) la résistance mécanique et	
	de (b.) la limite élastique obtenues à 10^{-2} s ⁻¹ et comparaison à la base de	
	données isothermes PROMETRA (Cazalis et al. 2007)	68
3.8	Dispositifs mis en place pour l'instrumentation des essais sur GLEEBLE [®]	69
3.9	Exemple d'une séquence de chargement thermomécanique typique pour les	
	essais de traction anisothermes	70
3.10	Positionnement dans l'espace des différents outils d'instrumentation par rap-	
	port à l'échantillon	73
3.11	Rampes de température pour les vitesses de sollicitation de 5.10^{-1} s ⁻¹ (a.) et	
	5 s^{-1} (b.)	74
3.12	Zone de dépouillement du champ de température pour les essais sur tubes .	75
3.13	Gradient de température mesuré par thermographie infrarouge au point de	
	la contrainte maximale au cours des essais de traction anisothermes (a.) à	
	353 °C.s^{-1} et (b.) 558 °C.s^{-1}	76
3.14	Choix de la zone de dépouillement pour tenir compte du gradient de température	76
3.15	Évolution de la déformation en fonction du temps au cours d'un essai de	
	traction anisothermes à 245 $^{\circ}C.s^{-1}$	77
3.16	Courbes de traction anisothermes à 5 s ^{-1} jusqu'à la limite exploitable de la	
	stéréo-corrélation d'images	80
3.17	Courbes de traction anisothermes à 5.10^{-1} s ⁻¹ jusqu'à la limite exploitable	
	de la stéréo-corrélation d'images	80
3.18	Courbe Contrainte - déplacement de l'essai réalisé à 85 °C.s ⁻¹ et 5 s ⁻¹ (Essai	
	N °9). Les numéros correspondent aux acquisition de thermographie IR de la $-$	
	Figure 3.20	81
3.19	Courbe Contrainte - déplacement de l'essai réalisé à 231 °C. s^{-1} et 5 s^{-1} (Essai	
	N °10). Les numéros correspondent aux mesures de champs de déformation de $-$	
	la Figure 3.21	81
3.20	Suivi au cours du temps du champ de température mesuré par thermographie $\hfill =$	
	infrarouge au cours de l'essai de traction anisotherme à 85 °C.s $^{-1}$ et 5 s $^{-1}$	
	(Essai N °9)	83

3.21	Suivi au cours du temps du champ de déformation mesuré par stéréo-corrélation	
	d'images au cours de l'essai de traction anisotherme à 231 °C.s ⁻¹ et 5 s ⁻¹ (Es-	
	sai N°10)	84
3.22	Gradient de température de l'essai de traction réalisé à 5 s ⁻¹ et 85 °C.s ⁻¹	
	mesuré à l'instant de rupture et comparaison à un profil "typique" attendu	
	pour un essai sans autoéchauffement	85
3.23	Evolution de la température en fonction du temps au centre de l'éprouvette	
	au cours de l'essai de traction réalisé à 5 s ⁻¹ et 231 °C.s ⁻¹	86
3.24	Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température pour	
	plusieurs niveaux de déformation au cours des essais de traction anisothermes $z = -1$	~ -
	$\hat{\mathbf{a}} \hat{\mathbf{b}} \mathbf{s}^{-1}$	87
3.25	Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température pour	
	plusieurs niveaux de déformation au cours des essais de traction isothermes à	0.0
	5.10^{-1} s ⁻¹	88
3.26	Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température pour	
	plusieurs niveaux de deformation au cours des essais de traction anisothermes $x = 1 = 1$	0.0
0.07	$a b.10$ fs f \ldots	89
3.27	Evolution de la resistance mecanique en fonction de la temperature atteinte	0.1
9.90	au point du Rm	91
3.28	Evolution des allongements repartis isothermes et anisothermes en fonction	0.9
2.20	de la temperature	93
3.29	Evolution des allongements à rupture isotnermes et anisotnermes en ionction	05
2 20	de la temperature	90
0.00	Evolution des rapports de deformations (circomerentiene/axiale) en fonction de la déformation aviale à 5 c^{-1} (c) at 5 10^{-1} c^{-1} (b)	06
9 9 1	The side deformation axiale a 5 s (a.) et 5.10 s (b.) $\ldots \ldots \ldots$	90
0.01	Factes de l'upture (a.) de l'essai amsomerme à 117 (C.S. (5.10 S.) (b.) et de l'essai isotherme à $700 ^{\circ}C$ (5. a^{-1})	00
<u>ว วา</u>	Déduction d'aire en fonction de la température à rupture	90
3.32	Évolution de la déformation on fonction du temps au cours de l'assai lent	99
0.00	$(5 \ 10^{-1} \ s^{-1})$ anisotherms $(400 \ s^{-1})$ neur plusieurs longuours utiles	100
2 24	(5.10 s) all sother me (400 C.s.) pour prusieurs longueurs utiles Dispositif de dilatométrie (a) et enceinte du dilatomètre (b.)	100
2 25	Séquence de chargement typique : évolution de la température mesurée en	102
0.00	fonction du temps au cours d'un essai à 225 °C s ⁻¹	103
3 36	Différences de températures à (a) 28 (b) 225 et (c) 345 °C s^{-1}	100
3 37	Résultats de recristallisation et estimations du modèle	110
3.38	Fraction du matériau non recristallisé estimée par le modèle au point de la	110
5.50	contrainte maximale des essais isothermes et anisothermes	112
3.39	Évolution de la résistance mécanique isotherme/anisotherme et de la fraction	
2.00	du matériau non recristallisé en fonction de la température	113

3.40	Évolution de la fraction du matériau non recristallisé en fonction du temps de	
	maintien pour plusieurs températures	114
3.41	Schématisation en 3D de la fraction du matériau non recristallisé en fonction	
	de la température et du temps aux vitesses de chauffage de 5, 15 et 30 $^\circ\mathrm{C.s^{-1}}$	116
3.42	Courbes de traction anisotherme sur le matériau préchargé	120
3.43	Évolution de la contrainte maximale en fonction de la température sur maté-	
	riau vierge et préchargé en conditions isothermes et anisothermes	121
3.44	Résultats de la simulation des essais anisothermes à 5 s ⁻¹	124
3.45	Maillages utilisés pour la modélisation thermique (a.) et mécanique (b.) $\ $.	125
3.46	Expérience V s Simulation de l'essai réalisé à 231 °C.s $^{-1}$ modélisé sur une	
	géométrie de 7 mm de longueur	126
3.47	Expérience Vs Simulation des essais de traction anisothermes sur le matériau	
	préchargé	128
4 -1		
4.1	Rapports des déformations en fonction des rapports de contraintes pour une	100
	serie d'essais integraux (Desquines et al. , 2011)	133
4.2	Microstructure de la tôle en Zircaloy-4 détendu observée en microscopie op-	105
	tique (Doan, 2009) \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots	135
4.3	Figures de pôles $<1010>$ (plans prismatiques) et $<0002>$ (plans de base)	
	calculés du Zircaloy-4 (Doan, 2009)	135
4.4	Directions des prélèvements des éprouvettes de traction plates par rapport à	
	la direction de la minage de la tôle $(L=0^{\circ})$	136
4.5	Machine de traction et four à lampes utilisés	137
4.6	Courbes de traction sur tôles dans la direction de laminage à 10^{-2} s ⁻¹	138
4.7	Evolution de la contrainte d'écoulement à 25 (a.), 250 (b.), 430 (c.) et 600 °C	
	(d.) pour plusieurs niveaux de déformation en fonction de la direction de	
	prélèvement	139
4.8	Evolution de la résistance mécanique en fonction de la température selon la	
	direction de sollicitation à 10^{-2} s ⁻¹	140
4.9	Géométries cruciformes étudiées : HCF sans peigne (a.), HCF avec peigne (b.)	
	et LCF (c.) \ldots	141
4.10	Localisation du champ de déformation plastique dans la direction de laminage	
	de la tôle (a.) et champ de température imposé (b.)	142
4.11	Profil de déformation typique en fonction de la distance du centre vers l'ex-	
	trémité de l'éprouvette	143
4.12	Mise en place de l'inducteur	144
4.13	Machine biaxiale	144
4.14	Mors de la machine (a.) et capteurs LVDT (b.)	145
4.15	Dispositifs mis en place pour l'instrumentation des essais sur la machine biaxiale	<mark>e</mark> 147
4.16	Instrumentation employée sur la face arrière de l'éprouvette	148

4.17	Séquence de chargement typique appliquée au cours des essais biaxiés aniso-	
	thermes	149
4.18	Rampes de température appliquées au cours des essais de traction biaxiés anisothermes	151
4.19	Profils de température en conditions isothermes à 400 (a.) et 600 $^{\circ}$ C (b.)	152
4.20	Profil de température en conditions anisothermes à 358 °C.s ⁻¹	153
4.21	Définition de la température moyenne dans la zone amincie à 0,4 mm	153
4.22	Maillage 3D utilisé	155
4.23	Image brute (a.), image après rotation (b.), champ récupéré (c.), et champ final obtenu dans ASTER (d.)	156
4.24	Différence de température entre les deux faces de l'éprouvette	156
4.25	Courbes effort Vs déformation des essais de traction biaxiés isothermes	158
4.26	Suivi par stéréo-corrélation d'images des champs de déformation dans les di- rections de laminage et transverse de la tôle au cours de l'essai biaxié aniso-	
	therme à 138 °C.s ^{-1}	160
4.27	Suivi par thermographie infrarouge du champ de température sur la tôle au cours de l'essai biaxié anisotherme à 138 °C s ⁻¹	161
4.28	Champ de déformation obtenu après rupture de l'essai biaxié réalisé à 315 °C.s ⁻¹	101
	dans la direction de laminage (a.) et transverse (b.)	163
4.29	Localisation de la rupture des différents essais biaxiés réalisés et lien avec le	
	champ de température (instant initial de l'essai biaxié réalisé à 138 $^{\circ}C.s^{-1}$).	163
4.30	Aspects des éprouvettes de traction biaxiés après rupture et localisation de	
	l'initiation de la fissure	166
4.31	Champ de déformation de cisaillement obtenu à l'instant de la rupture de	
	l'éprouvette biaxiale testée à 315 °C.s ⁻¹	167
4.32	Déformations à rupture obtenues dans les deux directions de sollicitations au	
	cours des essais uniaxiés et biaxiés sur tôle	168
4.33	Déformations équivalentes à rupture en fonction de la température à rupture	
	des différents essais réalisés sur tôles	172
4.34	Évolution du rapport de biaxialité des déformations en fonction du rapport	
	des déformations en tenant compte de l'anisotropie de la tôle	174
4.35	Évolution des paramètres d'écrouissage en fonction de la température	177
4.36	Champ de température mesuré (a.) et imposé (b.) dans le calcul à t=400 ms	
	de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 315 °C.s $^{-1}$	179
4.37	Champs de déplacement mesurés (a.), (c.) et imposés (b.), (d.) dans le calcul	
	à t=400 ms de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 315 $^{\circ}C.s^{-1}$ dans la direction	
	de laminage (a.), (b.) et transverse (c.), (d.)	180
4.38	Comparaison entre l'effort expérimental et l'effort calculé dans les deux direc-	
	tions de la tôle pour l'essai isotherme réalisé à 600 $^\circ\mathrm{C}$	181

4.39	Champs de déformation mesurés et calculés (direction de laminage (a.) direc- tion transverse (b.) et en cisaillement (c.)) sur la tôle au cours de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 115 °C s ⁻¹	183
4.40	Champs de contrainte dans les directions de laminage (a.) et transverse (b.) obtenus par simulation numérique de l'essai biaxié réalisé à 265 °C.s^{-1} .	184
4.41	Rapports des contraintes (a.) et rapports de déformations (b.) obtenus par simulation numérique de l'essai biaxié réalisé à $265 ^{\circ}C.s^{-1}$.	184
4.42	Évolution des rapports de déformation (calculés) et fonction des rapports de contraintes (calculés); H, D, B : haut, droite et bas de la cuvette respectivement	t 186
A.1	(a.) Vue éclatée et (b.) assemblée du montage de traction	209
A.2	Pièces usinées du montage de traction	210
A.3	Montage de traction installé	210
C.1	Évolution de la vitesse d'acquisition de la définition des images (Allied-Vision,	
	$2016) \ldots \ldots$	216
C.2	Influence d'un pas de 1 pixel(a.) et de 7 pixels (b.) sur le champ de déformation mesuré par stéréo-corrélation d'images 3D	218
C.3	Mouchetis appliqués sur tube (a,) et sur tôle (b,)	219
C.4	Schématisation des dispositifs d'acquisition en corrélation en 2D (Sutton et al. ,	
	2000)	220
C.5	Schéma de principe de la déformation d'une imagette (www.correlatedsolution	า <mark>ร</mark> วว1
C6	Principe de la corrélation d'image en 2D	221
C.7	Schématisation des dispositifs d'acquisition en stéréo corrélation 3D (Sutton	222
C o	et al., 2000)	223
C.8	Schematisation des transformations entre les éléments d'un système de stèréo corrélation	224
C.9	Couverture de la 3ème dimension par l'utilisation d'une deuxième caméra	
	(Sutton et al., 2009)	225
C.10	Mire de calibration pour dispositif de stéréo corrélation en 3D	226
D.1	85 °C.s ⁻¹	228
D.2	231 °C.s^{-1}	228
D.3	353 °C.s^{-1}	228
D.4	558 °C.s^{-1}	228
D.5	117 °C.s ⁻¹	229
D.6	208 °C.s ⁻¹	229
D.7	256 °C.s ⁻¹	229
D.8	280 °C	230
D.9	480 °C	230

D.10 D.11	700 °C	230 231
E.1	Plan de l'éprouvette cruciforme LCF de traction biaxié anisothermes	233
E.2	Plan des éprouvettes plates pour les essais de traction uniaxiés isothermes	234
E.3	Plan de l'inducteur conçu pour le chauffage par induction	235

Liste des tableaux

2.1	Principales propriétés thermophysiques du zirconium (Zr) et de ses principaux	
	alliages (Zy) tirées de (Menibus, 2012)	17
2.2	Principaux systèmes de glissement de la phase $\alpha\text{-}\mathrm{Zr}$	24
3.1	Spécifications de composition chimique des tubes en Zircaloy-4 détendu	61
3.2	Facteurs de Kearns obtenus par DRX sur tubes	63
3.3	Températures initiales des essais de traction uniaxiés anisothermes sur tubes	72
3.4	Récapitulatif des essais de traction anisothermes réalisés sur tubes	78
3.5	Récapitulatif des valeurs de réduction d'aire calculées après les essais de trac-	
	tion uniaxiés	98
3.6	Paramètres des séquences de chauffage réalisées	106
3.7	Paramètres des séquences de chauffage réalisées dans (Hunt et Schulson, 1980)	107
3.8	Paramètres du modèle de prédiction de la fraction non recristallisée	109
3.9	Paramètres des chargements thermiques des essais isothermes	111
3.10	Paramètres des préchargements effectués	118
4.1	Spécifications de composition chimique de la tôle en Zircaloy-4 détendu	134
4.2 4.3	Facteurs de Kearns obtenus de la tôle en Zircaloy-4 détendu (Doan, 2009) Températures initiales et à rupture des essais de traction biaxiés anisothermes	136
	sur tôles	150
4.4	Températures mesurées à l'intérieur de la zone amincie à 0,4 mm	154
4.5	Paramètres adoptés pour le calcul thermique non linéaire tirés de (IAEA,	
	2006) et (IAEA, 2008)	154
4.6	Paramètres à rupture des essais biaxiés	162
4.7	Déformations locales à rupture tirées des études de la littérature	
	⁽¹⁾ : Essais sous Argon	
	$^{(2)}$: Déformations plastiques	165
4.8	Base d'identification : essais de traction uniaxiés isothermes dans la direction transverse de la tôle	176
4.9	Efforts et rapports d'efforts mesurés à l'instant de rupture (expérience et mo-	
-	délisation)	181

4.10	Rapports de déformations et de contraintes obtenus par simulation numérique	
	des essais biaxiés isothermes et anisothermes	185
5.1	Paramètres intervenant dans les essais mécaniques réalisés	192
B.1	Procédure de polissage adoptée	212
C.1	Configuration des caméras de stéréo-corrélation d'images pour les essais de	
	traction sur tubes	217
C.2	Configuration des caméras de stéréo-corrélation d'images pour les essais de	
	traction sur tôles	217

Chapitre 1

Introduction

Sommaire

1.1	Contexte industriel	2
1.2	Démarche de l'étude	3
1.3	Organisation du manuscrit	4

1.1 Contexte industriel

À ce jour, le parc nucléaire d'EDF en France est constitué de 58 réacteurs à eau pressurisée (REP) répartis sur 19 sites de production constituant une puissance totale autorisée de 63 130 MWe¹. La part du nucléaire constitue plus de 80 % de la production totale d'électricité. Le groupe entend confirmer sa position de leader des installations sûres d'électricité en répondant aux exigences et recommandations des autorités de sûreté (ASN) par des études visant à améliorer la compréhension des phénomènes. Dans ce contexte, EDF s'intéresse aujourd'hui aux comportements des différents composants de la centrale et en particulier à celui du matériau de gainage en différents régimes de fonctionnement : normal, incidentel et accidentel. Le gainage représente la première barrière de confinement dans le réacteur. Les essais intégraux menés dans des réacteurs expérimentaux (Papin et al., 2007), (Schmitz et Papin, 1999), (Fuketa et al., 1996), (Fuketa et al., 2000), (?) (CABRI-REP, NSRR, SPERT) ont permis d'identifier la nature du chargement thermomécanique subi par la gaine combustible lors des situations accidentelles et de déterminer par la suite des critères de sûreté empiriques fondés sur l'interprétation de ces essais. Dans un cadre R&D, EDF cherche toujours à améliorer la compréhension des phénomènes pouvant mener à la rupture de la gaine du combustible en s'intéressant aux différents paramètres qui interviennent lors d'un RIA (Reactivity Initiated Accident). Les études qui ont précédé ces travaux de thèse ont permis de mettre en évidence l'influence de plusieurs paramètres sur le comportement de la gaine combustible comme la température (LeSaux, 2008), (Doan, 2009), l'hydruration (LeSaux, 2008), (Grange, 1998), (Racine, 2005), l'oxydation (Grange, 1998), (Kim et al., 2010), l'irradiation (LeSaux, 2008), la vitesse de déformation (LeSaux, 2008), (Doan, 2009), la biaxialité du chargement (Yunchang et Koss, 1985), (Glendening et al., 2005), l'anisotropie (Bosso, 2015), la texture (Murty et Charit, 2006), (Tenckhoff, 1988),...

Cependant, l'effet d'un chargement anisotherme reste un axe de recherche important. L'influence de ce paramètre n'était pas étudié auparavant parce que la mise en place d'un essai couplant à la fois transitoire thermique et chargement mécanique est assez complexe. Cette thèse a pour but d'enrichir les bases de données expérimentales isothermes par des essais anisothermes via le développement de deux nouveaux essais anisothermes uniaxiés et biaxiés afin de se rapprocher le plus possible du chargement thermomécanique effectivement subi par la gaine combustible lors d'une situation accidentelle de type insertion de réactivité (RIA). Dans la suite des travaux, une simulation à l'aide de la loi de comportement Crocodile-RIA identifiée sur la base de données PROMETRA (Cazalis **et al.**, 2007) sera réalisée. La représentativité de la tôle employée pour les essais biaxiés vis-à-vis des tubes sera étudiée.

^{1.} Le « watt électrique » (We) est l'unité utilisée pour quantifier la production de puissance électrique dans les centrales.

1.2 Démarche de l'étude

La démarche scientifique de cette thèse est détaillée comme suit :

Développement d'un essai de traction uniaxié anisotherme

Cette première phase de travail consiste à développer un banc d'essai capable de coupler, de façon simultanée, chargement mécanique et chargement thermique. Dans cette optique, une machine de type GLEEBLE[®] a été modifiée afin de solliciter des tubes en alliage de zirconium dans des conditions de chargement rapides. La démarche adoptée pour le développement et la réalisation de cet essai sera présentée dans la suite.

Interprétation et simulation des essais de traction uniaxiés anisothermes

Deux vitesses de déformation et plusieurs vitesses de chauffage ont été étudiées et les effets d'un chargement anisotherme sur le comportement mécanique lors d'un essai de traction uniaxié ont été mis en évidence. La base expérimentale d'EDF a alors été enrichie avec des essais uniaxiés anisothermes (jusqu'à \dot{T} =600 °C.s⁻¹) rapides (jusqu'à $\dot{\varepsilon}$ =5 s⁻¹). Les propriétés mécaniques du matériau en conditions anisothermes ont été étudiées puis comparées à celles obtenues sous conditions de chargement isothermes. Ensuite, ces essais de traction anisothermes ont été simulés pour étudier l'applicabilité d'une loi de comportement numérique identifiée sur des essais isothermes aux cas des essais anisothermes. Les domaines d'applicabilité de la loi ont été identifiés.

Développement d'un essai de traction biaxié anisotherme

La deuxième phase expérimentale de ces travaux de thèse consiste à développer un second banc d'essai afin de solliciter une tôle de faible épaisseur en Zircaloy-4 détendu au plus près des conditions de chargement réelles, soit des conditions anisothermes et biaxiales. La tôle a été testée sous différentes conditions. Plusieurs rapports de biaxialité et différentes vitesses de chauffage ont été appliqués au cours de ces essais. La représentativité de la tôle vis-à-vis des tubes a été également étudiée.

Interprétation et simulation des essais de traction biaxiés anisothermes

L'influence du rapport de biaxialité et de la vitesse de chauffage a été étudiée en se référant aux essais biaxiés isothermes réalisés sur tôle. L'interprétation de ces essais ne peut être complète qu'associée à la simulation numérique. En effet, la modélisation des essais permet d'estimer les champs de contraintes sur l'éprouvette dont la mesure est impossible expérimentalement en raison de la complexité de la géométrie des éprouvettes. La simulation a été réalisée en imposant les conditions aux limites mesurées à chaque pas de temps expérimental (champs de déplacement et champs de température). Cette modélisation a permis alors d'établir une comparaison expérimentale-numérique en conditions anisothermes.

1.3 Organisation du manuscrit

Cette partie est dédiée à la présentation du manuscrit qui s'articule autour de trois chapitres principaux. Certains aspects complémentaires à cette étude sont détaillés dans les annexes du manuscrit.

Le premier chapitre présente un état de l'art. Pour introduire la présente étude, le fonctionnement d'une centrale à eau pressurisée est rapidement décrit. L'accident d'injection de réactivité avec ses deux phases de chargement (PCMI et Post-DNB) est présenté en définissant, pour chaque phase, la nature du chargement thermomécanique subi par la gaine combustible. Les alliages de zirconium sont présentés. La nuance (Zircaloy-4 détendu) employée dans cette étude est caractérisée. L'influence de plusieurs paramètres sur le comportement du matériau est discutée d'un point de vue mécanique par une approche macroscopique.

Le second chapitre est consacré à l'étude du comportement anisotherme en sollicitation uniaxiale. Ce travail de thèse comporte une importante composante expérimentale dont l'un des objectifs consiste à développer des dispositifs d'essais capables de solliciter la gaine combustible en conditions proches du RIA. Dans cette optique, le deuxième chapitre de ce manuscrit présente la démarche adoptée pour développer l'essai de traction uniaxié anisotherme. La machine, la méthode de chauffage, les modifications apportées et l'instrumentation employée sont détaillées. Ensuite, les résultats de cette première campagne expérimentale sont présentés. Une étude est menée pour investiguer le comportement du matériau sous différentes vitesses de chauffage et déformation. Une comparaison aux bases de données isothermes (Cazalis et al., 2007), (LeSaux, 2008) est effectuée. Une simulation des essais à l'aide d'une loi de comportement identifiée sur la base de données isotherme (PROMETRA (Cazalis et al., 2007)) est réalisée. Suite à ce travail numérique, les domaines d'applicabilité de la loi aux essais anisothermes ont été identifiés selon les plages de températures et les vitesses de déformation appliquées.

Un troisième chapitre traite du comportement anisotherme en sollicitation biaxiale. En adoptant la même démarche qu'au chapitre précédent, la phase de développement et la mise au point de l'essai biaxié anisotherme est détaillée. L'influence des vitesses de chauffage et des rapports de biaxialité est identifiée. Dans le but d'identifier les paramètres d'une loi de comportement sur la tôle employée pour les essais biaxiés anisothermes, une campagne expérimentale complémentaire d'essais de traction uniaxiés isothermes a été réalisée. La démarche de recalage du jeu de paramètres est présentée. Les conditions aux limites expérimentales mesurées au cours des essais sont prises en compte dans la phase de modélisation par éléments finis. Enfin, la démarche et les résultats de cette modélisation sont présentés et discutés.

Enfin, le dernier chapitre synthétise les différents résultats obtenus dans le cadre de ce travail de thèse et rappelle brièvement les effets d'un chargement anisotherme sur le comportement du matériau en conditions de chargements uniaxiés et biaxiés. Les points qui restent à éclaircir sont mentionnés et les perspectives susceptibles d'améliorer encore notre compréhension du comportement du matériau de gainage sont proposées à la fin de ce chapitre.

Chapitre 2 Bibliographie

Sommaire

 2.2 Les réacteurs à eau pressurisée et le scénario RIA	8 8 10 13
2.2.1 Les réacteurs à eau pressurisée 2.2.2 L'accident d'injection de réactivité (RIA)	8 10 13
2.2.2 L'accident d'injection de réactivité (RIA)	10 13
	13
2.3 Le materiau de gainage	10
$2.3.1 Généralités \ldots \ldots$	13
2.3.2 Le zirconium pur	14
2.3.3 Les alliages de zirconium	15
2.3.4 Les éléments d'additions et leurs rôles	18
$2.3.5 \text{Les voies d'élaboration} \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots \dots $	20
2.3.6 Texture	22
2.3.7 Les modes de déformations et les systèmes de glissement du Zircaloy-4	23
2.4 Comportement mécanique du Zircaloy-4 dans le domaine de tem- pérature d'intérêt pour l'étude	25
2.4.1 Évolution des caractéristiques avec la température	25
2.4.2 Sensibilité à la vitesse de déformation	27
2.4.3 Anisotropie	29
2.4.4 Auto échauffement	30
2.5 Effets de la vitesse de chauffage et de la température sur le com-	
portement mécanique et la microstructure du Zircaloy-4	32
2.6 Évolutions microstructurales en service	43
2.6.1 L'irradiation	43
2.6.2 L'oxydation	45
2.6.3 L'hydruration	48
2.7 Comportement mécanique et modélisation	50

2.8	Critères de rupture pour le RIA	54
2.9	Conclusions	57

2.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à l'étude bibliographique, il est construit de manière à fournir une idée générale et un aperçu global sur le contexte industriel de cette étude. Le processus de génération de courant électrique dans une centrale nucléaire, la composition d'un assemblage combustible, les gaines en Zircaloy-4 et les pastilles sont exposés. Le déroulement d'un accident d'injection de réactivité (RIA) ainsi que ses conséquences sont expliqués. Le matériau de gainage est présenté, sa composition chimique est détaillée. Le comportement mécanique macroscopique et les propriétés métallurgiques du matériau sont présentés. Les paramètres environnementaux ayant une influence sur le comportement du matériau en service sont également exposés. Bien que rares, quelques études abordant le comportement anisotherme du Zircaloy ont été trouvées. Les éventuels effets de la vitesse de chauffage ont été identifiés à travers ces études de la littérature. Dans ce chapitre, plusieurs thématiques utiles pour l'interprétation de certains résultats des chapitres suivants sont également abordées.

2.2 Les réacteurs à eau pressurisée et le scénario RIA

2.2.1 Les réacteurs à eau pressurisée

La totalité du parc nucléaire français est constituée aujourd'hui de Réacteurs à Eau Pressurisée (REP). Un REP est composé de deux circuits, l'un dit primaire, l'autre dit secondaire (Figure 2.1). Le cœur d'un réacteur de ce type est noyé dans la cuve (eau à 155 bar à l'état liquide) et constitue le siège d'une réaction nucléaire en chaine. La température de l'eau du circuit primaire est comprise entre 280 et 320 °C en amont et en aval de la cuve respectivement. L'énergie nucléaire est générée par des pastilles combustibles conçues en oxyde d'Uranium faiblement enrichi (UO_2) ou d'oxyde mixte de Plutonium et d'Uranium (MOX). Plusieurs études sont actuellement menées par les différents spécialistes du domaine pour développer de nouveaux combustibles avec des propriétés thermophysiques optimisées (conductivité thermique, dilatation thermique, température de fusion, ...).

Les pastilles (Figure 2.2 (a.)) ont un diamètre de 8,2 mm et une hauteur de 13,5 mm. Elles sont empilées dans une gaine métallique en alliage de zirconium constituant la première barrière de confinement des produits de fission. Cette gaine a une géométrie tubulaire avec un diamètre extérieur de 9,5 mm, une épaisseur de 0,57 mm et une longueur de 4 m. Le circuit primaire (cuve et branches de circulation de l'eau) et l'enceinte de confinement en béton (simple ou double) constituent respectivement la deuxième et la troisième barrière de ce dispositif de confinement.



FIGURE 2.1: Schéma de principe d'un réacteur à eau pressurisée



FIGURE 2.2: (a.) Pastilles de combustible et (b.) assemblage

Les crayons (constitués de gaines remplies des pastilles et bouchées aux extrémités) sont arrangés dans les assemblages sous forme d'un réseau carré de 17x17. Les crayons sont maintenus par des grilles, soudées aux tubes guides qui constituent la structure de l'assemblage et sur lesquels sont fixés les embouts (Figure 2.2 (b.)). Les 24 tubes guides permettent l'insertion des grappes de commande pour contrôler la puissance du réacteur. En effet, ces grappes contiennent des absorbants de neutrons qui permettent de réguler la réaction nucléaire ou d'arrêter le réacteur en cas d'augmentation brutale de puissance. Actuellement, les assemblages existants dans les REP sont de modèles AFA 3GTM (Framatome) ou RFA (Westinghouse). Framatome poursuit le développement d'assemblages de combustibles innovants comme ATRIUMTM 11 pour les Réacteurs à Eau Bouillante (REB) ou GAIATM pour les REP qui offrent plusieurs avantages notamment au niveau des performances thermohydrauliques en s'appuyant sur la technologie HTPTM offrant une meilleure résistance à l'usure vibratoire des crayons dans les grilles (phénomène de fretting). Les plaquettes extérieures de ces grilles sont profilées pour éviter les risques d'accrochage pendant les phases de chargement et déchargement du combustible dans le cœur du réacteur.

Le parc nucléaire français est constitué de plusieurs réacteurs dont les puissances diffèrent selon le nombre des assemblages combustibles employés. Aujourd'hui, il y a des réacteurs de 900, 1300 et 1450 MWe qui contiennent respectivement 157, 193 et 214 assemblages (Ambard et al., 2010).

Plusieurs programmes de recherche internationaux ont été lancés dans le but de mieux maitriser le comportement des crayons combustibles et d'établir des critères de sûreté à l'issue de ces études. Dans le cadre du projet crayon combustible au sein d'EDF R&D, on vise à mieux appréhender le comportement du matériau de gainage, notamment dans le cadre d'un RIA. La section suivante de ce chapitre est dédiée à la présentation de cet accident hypothétique.

2.2.2 L'accident d'injection de réactivité (RIA)

À côté de l'accident de perte de réfrigérant primaire (APRP ou LOCA), l'accident d'injection de réactivité (RIA) est une des situations hypothétiques de dimensionnement pour les réacteurs à eau pressurisée. Il s'agit d'un accident de classe 4 (probabilité d'occurrence inférieure à 10^{-4} par tranche par an avec des conséquences radiologiques potentiellement importantes) qui génère des conditions de chargement thermomécanique sévères pouvant mener à une rupture de la gaine en alliage de zirconium suite à une interaction avec la pastille ou suite à un ballonnement résultant d'une montée rapide de température et de pression interne. Comme son nom l'indique, un RIA résulte d'une injection brutale de réactivité. Cette accident peut résulter de l'éjection d'une grappe de commande sous l'effet de la pression exercée par l'eau du circuit primaire et suite à la rupture du mécanisme de maintien de la grappe.

Cette grappe de commande est conçue à partir d'un matériau ayant un fort pouvoir d'absorption des neutrons issus de la réaction de fission. Régler la position de cette grappe revient à réguler la réactivité du cœur du réacteur. Après l'éjection de cette grappe de commande, plusieurs scénarios sont possibles (Figure 2.3). Au cours de l'accident, il y a une augmentation locale de la réactivité qui peut conduire à un emballement de la réaction nucléaire et une rupture de la gaine en alliage de zirconium. Le transitoire est alors caractérisé par une cinétique très rapide : il s'agit d'une rampe de température pouvant aller jusqu'à plus de 1000 °C. s^{-1} et d'une rampe de déformation pouvant atteindre jusqu'à 5 s⁻¹.

La localisation de la réactivité entraine un déséquilibre énergétique : le liquide réfrigérant (l'eau) n'arrive plus à extraire et transporter la totalité de l'énergie produite par les pastilles combustibles. Toutefois, le fait d'avoir une température très élevée localement permet dans certains cas de limiter les conséquences puisqu'il peut y avoir une augmentation de l'agitation thermique des atomes et une absorption des neutrons issus de la fission, cela entraine donc une perte énergétique et une atténuation de la puissance générée au niveau de la grappe éjectée, c'est l'effet Doppler.

Dans un premier temps, la température des pastilles augmente rapidement avec le déclenchement de l'accident, ce qui entraine leur expansion. Ce phénomène peut être accéléré également par les gaz de fission cumulés dans les joints de grains (Figure 2.4-(a.)) (White, 2004), (Hastings et al., 1986). Cette dilatation thermique peut entrainer la fermeture du jeu entre la pastille et la gaine s'il n'est pas déjà fermé. À ce niveau se déclenche la première phase de l'accident, l'interaction mécanique pastille gaine (IMPG) ou Pellet-Clad Mechanical Interaction (PCMI) qui dure quelques dizaines de millisecondes. Au cours de cette phase, la température de la gaine peut atteindre 700 °C environ. Cette phase est d'autant plus contraignante que la gaine est hydrurée. Le chargement mécanique revêt un caractère biaxial (0 < $\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta} < 1$) imposé par la pastille ainsi qu'une vitesse de déformation très élevée (de 1 à 5 s⁻¹).



FIGURE 2.3: Déroulement d'un RIA (Fuketa et al., 2000)

En fonctionnement normal, la présence d'un gradient thermique dans l'épaisseur de la gaine favorise la formation des hydrures en périphérie externe (moins chaude) étant donné que l'hydrogène migre vers les zones froides et y précipite. La présence de ces hydrures peut alors venir assister la rupture de la gaine en PCMI dans un stade primaire, quand la gaine n'a pas eu le temps de beaucoup chauffer (rupture partiellement fragile (Figure 2.4-(b.))).

Dans un second temps, et dans le cas où la gaine reste intacte en PCMI suite aux sollicitations précédemment décrites, on passe à l'étape suivante de l'accident : c'est la crise d'ébullition ou Departure from Nucleate Boiling (DNB) au cours de laquelle la température



FIGURE 2.4: (a.) Processus de libération des gaz de fission, séparation des joints de grains (Sasajima et al., 2008) et (b.) fissuration observée sur le crayon TK-2 testé dans le réacteur expérimental NSRR (Fuketa et al., 2000)

de la gaine augmente considérablement (au-delà de 700 °C). Au début, l'ébullition est localisée. Un film vapeur est créé autour de la gaine ce qui nuit aux capacités d'échange thermique entre cette dernière et l'eau. Le phénomène s'accentue alors et entraine une forte augmentation de la température de la gaine. C'est à ce niveau que démarre la deuxième phase de l'accident de Post-DNB au cours de laquelle la résistance mécanique (Rm) de la gaine chute sous l'effet de l'augmentation de température qui peut franchir 1200 °C au bout de 10 à 15 secondes. En présence d'une forte pression interne exercée par les gaz de fission couplée à une forte viscosité, la gaine peut rompre par ballonnement local. Le chargement mécanique dans cette phase tend alors vers un état de chargement en déformation plane (Desquines et al., 2011), (Cazalis et al., 2016) en présence d'un matériau qui devient quasiment isotrope avec l'augmentation continue de température (Murty et Charit, 2006). Ce chargement en pression interne a été identifié à l'aide des essais intégraux menés principalement dans le réacteur expérimental NSRR qui fonctionne avec une capsule d'eau stagnante (éventuellement chauffée et pressurisée) contrairement à CABRI-Na qui fonctionnait avec une boucle de refroidissement au sodium liquide ne permettant pas d'atteindre la phase de crise d'ébullition. Pour cette raison, la boucle de refroidissement au sodium vient d'être remplacée par une boucle à eau pressurisée (BEP) qui permet de reproduire les conditions thermohydrauliques du réacteur (280 °C, 155 bar, vitesse de l'eau autour du crayon d'essai de 4 m.s⁻¹). Le premier essai vient d'être réalisé dans le cadre du programme CABRI-CIP.

2.3 Le matériau de gainage

2.3.1 Généralités

Dans les années 50, le zirconium a été repéré comme une alternative aux aciers inoxydables initialement prévus pour constituer le matériau de gainage. En juin 1946, la première utilisation du zirconium a eu lieu quand l'amiral Rickover a été chargé de réaliser le réacteur
nucléaire de propulsion du premier sous-marin nucléaire. L'alliage de zirconium a été alors choisi comme un matériau de gainage pour ses caractéristiques adaptées aux applications nucléaires comme sa transparence aux neutrons rapides et thermiques qui est 300 fois plus faible que celle d'un acier inoxydable prévu initialement pour jouer ce rôle, sa résistance à la corrosion et aux effets de l'irradiation et enfin sa tenue mécanique grâce à la présence des éléments d'additions en faible proportion (de 1 à 3 % massique). À cette époque, des recherches ont été menées pour identifier ces éléments d'addition qui mèneraient à des propriétés optimales. L'ensemble des éléments de la table de Mendeleïev a été exploré à l'exception des éléments coûteux ou opaques aux neutrons. Son implantation dans les centrales nucléaires civiles a eu lieu à partir de 1970. Aujourd'hui, il existe plusieurs types d'alliages de zirconium, le Zircaloy-4 (Zy-4) a été l'alliage le plus utilisé pour la fabrication des gaines de combustibles dans le parc nucléaire français. Cet alliage résulte de plusieurs innovations consécutives. Depuis environ 10 ans, le Zircaloy-4 a été progressivement remplacé par d'autres alliages comme le M5TM (Framatome) et le ZirloTM (Westinghouse), qui présentent une résistance accrue à la corrosion encore meilleure.

2.3.2 Le zirconium pur

Le zirconium pur est un élément chimique de numéro atomique Z=40. Selon la température, le zirconium se présente sous deux états cristallins différents : pour des températures inférieures à 863 °C, le zirconium a une structure cristalline élémentaire hexagonale compacte (HCP) (Figure 2.5) : c'est la phase α -Zr. Les paramètres de maille à température ambiante sont a=0,32331 nm et c=0,51491 nm (Goldak et al., 1966).



FIGURE 2.5: Maille hexagonale compacte de la phase α -Zr

Pour des températures supérieures à 863 °C, le zirconium se transforme à l'état solide en phase

β-Zr. Ses atomes sont disposés dans une maille cubique centrée (a=0,36090 nm à température ambiante). Le zirconium est stable sous cette forme cristalline jusqu'à sa température de fusion ($T_F \approx 1855$ °C) (Matsuura et al., 1996), (Milošević et Maglić, 2006), (IAEA, 2008). Dans le cadre de cette étude, on se limitera principalement à la phase α-Zr pour l'étude des propriétés du matériau en conditions anisothermes puisqu'on ne considère que la phase PCMI lors du RIA.

2.3.3 Les alliages de zirconium

Dans cette section quelques alliages de zirconium sont cités selon leur ordre d'apparition chronologique (Alam **et al.**, 2011).

- Le Zircaloy-1 : C'est un alliage de zirconium contenant 2,5 % d'étain, son comportement en corrosion n'a pas été jugé satisfaisant. La tenue mécanique du matériau a été améliorée par l'ajout de cet élément.
- Le Zircaloy-2 : Il contenait 1,5 % d'étain, 0,15 % de fer, 0,05 % de nickel et 0,10 % de chrome. Il résiste mieux que le Zircaloy-1 à la corrosion. Leurs propriétés mécaniques sont les mêmes. La découverte du Zircaloy-2 a eu lieu quand un acier aurait été introduit accidentellement dans la gamme de fabrication du Zircaloy-1.
- Le Zircaloy-3 : Il fût un échec industriel. Après son utilisation dans les centrales nucléaires on a découvert que la fragilisation du gainage par l'hydrogène était liée à la teneur en nickel. Cet élément a été donc éliminé de la composition du matériau de gainage.
- Le Zircaloy-4 : Pour cet alliage, la teneur en fer a été augmentée afin de compenser la perte causée par l'élimination du nickel. Il absorbe 2 fois moins d'hydrogène que le Zircaloy-2 lors de la corrosion. C'est l'alliage qui a été le plus utilisé dans les centrales à eau pressurisée françaises. Il contient 1,5 % d'étain, 0,22 % de fer, 0,12 % d'oxygène et 0,10 % de chrome. Il existe deux types de Zircaloy-4 : L'ancien (standard) Zircaloy-4 haut-étain (1,5 % d'étain en poids) et le Zircaloy-4 bas-étain (1,2 % d'étain en poids) qui possède une meilleure résistance à la corrosion.
- Le ZIRLOTM : C'est un autre alliage développé par Westinghouse Electric Company et il contient 1 % de niobium, 1 % d'étain et 0,1 % de fer. En le comparant au Zircaloy-4, sa résistance à la corrosion, au fluage et à l'irradiation est meilleure.
- Le $M5^{TM}$: C'est un alliage de zirconium développé par Framatome avec 1 % de niobium et environ 0,12 % d'oxygène. Il présente des propriétés en corrosion

inégalées à ce jour.

D'autres nuances sont employées aussi dans les centrales nucléaires comme le Zirlo bas étain, le Duplex (propriété de Siemens), le Triclad (propriété de General Electric) (Murty et Charit, 2006), le E110, le E110K, le E125 et le E635 (Nikulina, 2003), (Alam et al., 2011). Les services R&D industriels continuent à ce jour de mener des études afin d'élaborer de nouveaux matériaux pour le gainage du combustible (nouvelles compositions, gaines avec revêtement en Chrome, gaines sandwich SiC-SiC,...).

Les principales propriétés thermophysiques du zirconium et ses alliages sont rappelées dans le Tableau 2.1. Quelques propriétés ont été employées dans la suite de l'étude pour le travail de modélisation numérique. Par ailleurs, pour le suivi des champs de températures par thermographie infrarouge, surtout en transitoire de température, une attention particulière doit être accordée à l'émissivité du matériau parce que la perte de chaleur par rayonnement devient non négligeable à haute température. L'émissivité est fortement dépendante de l'épaisseur de la couche d'oxyde (Luscher et Geelhood, 2014), (Fong et al., 2016). Quand il s'agit de faibles épaisseurs de quelques longueurs d'onde le film d'oxyde est quasiment transparent. Pour des épaisseurs élevées, le film devient opaque. Pour des températures inférieures à 1500 K et une épaisseur d'oxyde inférieure à 3,88 μ m, l'émissivité hémisphérique est donnée par :

$$\varepsilon = 0,325 + 0,1246 \times 10^6 \times d \text{ (Luscher et Geelhood, 2014)}$$
 (2.1)

Avec ε est l'émissivité et d (m) est l'épaisseur de la couche d'oxyde.

Dans ces conditions, l'émissivité est considérée indépendante de la température même si (Murphy et Havelock, 1976) ont constaté une faible augmentation avec la température. Audelà de 1500 K l'émissivité est dépendante de la température (Cezairliyan, 1973), (Paradis et Rhim, 1999). Cependant, un modèle donnant l'évolution de l'émissivité en fonction de la température dans la plage 400 - 2800 K a été donné dans l'étude de (Senor et al., 1990), il s'agit d'un modèle qui propose une extension du modèle de (Cezairliyan, 1973) mais qui n'a pas été vérifié expérimentalement en dessous de 800 K.

Propriété	Mat.	Expression (T en K)	Validité	Incertitude	Référence
Masse molaire (g/mol)	Zr	91,224			(IAEA, 2008)
Densité (kg/m^3)	Zr et Zy	6550 – 0, 1685 T T < 1083 K			(IAEA, 2008)
${f R}$ ésistivité électrique $(\mu\Omega.m)$	${ m Zr} { m et} { m Zy}$	$\begin{array}{c c} 214,2+7,904T\\ +4,249.10^{-2}T^2\\ -5,71.10^{-5}T^3\\ +2,08.10^{-8}T^4 \end{array} T < 1100 \ {\rm K} \end{array}$			(IAEA, 2008)
Température de fusion (°C)	Zr	1855			(IAEA, 2008)
${f Chaleur}\ { m sp\acute{e}cifique}\ (J/(kg.K))$	Zr	$238,596+0,181T \\ -96,1.10^{-6}T^2 \\ +36,2.10^{-9}T^3$	298 – 1100 K		(IAEA, 2008)
	Zy-2	255,66+0,1024T	273 – 1100 K	3 %	(IAEA, 2006)
	Zy-4	255,66+0,1024T	273 – 1100 K	20 %	(IAEA, 2006)
Conductivité thermique (W/(m.K))	Zr	$8,8527 + 7,082.10^{-3}T +2,5329.10^{-6}T^2 +2,9918.10^3T^{-1}$	$T < 2000 \ K$	< 10 %	(IAEA, 2008)
	Zy	$12,767 \\ -5,4348.10^{-4}T \\ +8,9818.10^{-6}T^2$	300 – 1800 K	4 % (300 K) 5 % (500 K) 6 % (800 K) 7 % (>1200 K)	(IAEA, 2006)

TABLE 2.1: Principales propriétés thermophysiques du zirconium (Zr) et de ses principaux
alliages (Zy) tirées de (Menibus, 2012)

2.3.4 Les éléments d'additions et leurs rôles

Comme est indiqué dans la section précédente, le zirconium n'est pas utilisé à l'état pur comme matériau de gainage, mais plutôt sous forme d'alliage. L'ajout de ces différents éléments d'addition permet d'améliorer et de renforcer les propriétés des gaines. Le rôle des différents éléments d'additions pour les alliages de zirconium a été rappelé dans (Ambard et al., 2010) et (Robinet, 1995). (Kaufmann et Baroch, 1974) ont mesuré leur influence sur les propriétés mécaniques du matériau.

- L'étain Sn : favorise le durcissement du matériau en s'insérant dans les positions substitutionnelles. Cependant, sa présence quelle qu'en soit la proportion diminue la résistance à la corrosion. Il améliore aussi la résistance du matériau au fluage.
- L'oxygène O : il joue le même rôle de renfort mécanique que l'étain mais n'affecte pas la résistance à la corrosion. Il occupe des positions interstitielles dans la matrice de zirconium. L'élévation de 902 ppm jusqu'à 6330 ppm d'oxygène à température ambiante (Figure 2.6) permet de presque doubler la limite d'élasticité du zirconium (Rubenstein et al., 1961), (Ruano et Elssner, 1975). Toutefois l'augmentation de sa concentration diminue la déformation à la rupture. Comme il est indiqué sur le diagramme de phase Zr-O (Figure 2.7), l'oxygène qui est un élément alpha-gène, permet de stabiliser la phase α-Zr du zirconium.



FIGURE 2.6: Influence de la teneur en oxygène sur la limite d'élasticité du Zircaloy-2 tirée de (Robinet, 1995) et construite d'après (Rubenstein et al., 1961)

- Le Nickel Ni : Il renforce la tenue à la corrosion, mais il favorise la prise d'hydrogène et donc la fragilisation du Zircaloy.
- Le Chrome Cr et le Fer Fe : Ce sont deux éléments β-gènes qui permettent de stabiliser la phase β-Zr. Ils améliorent la résistance à la corrosion et ils précipitent sous forme de phases de Laves $Zr(Fe,Cr)_2$ de structure hexagonale visibles sur la Figure 2.8. Ils limitent aussi la croissance de la taille des grains au moment de la recristallisation (Grange, 1998) et se dispersent aléatoirement dans la matrice et les joints. Le rapport Fe/Cr est souvent égal à 2 pour le Zircaloy-4.



FIGURE 2.7: Diagramme de phase binaire Zr-O (Urbanic, 1977)



FIGURE 2.8: Phases de Laves intergranulaires et intragranulaires dans le Zircaloy-4 recristallisé (Serres, 2008)

2.3.5 Les voies d'élaboration

Le Zircaloy-4 employé dans cette étude a été testé sous deux formes (tube et tôle). Pour cette raison, la mise en forme des deux produits est présentée dans cette section. Les deux produits testés se présentent sous le même état métallurgique (état détendu). Pour les deux produits, après séparation du Hafnium, le processus d'élaboration commence par l'obtention d'un lingot (650 mm de diamètre) à partir de l'éponge de zirconium. Des électrodes sont utilisées pour fondre l'éponge avec les différents éléments d'alliage désirés. Concernant la tôle, un procédé de laminage est appliqué, les lingots sont traités à chaud dans les laminoirs jusqu'à atteindre l'épaisseur finale en effectuant plusieurs passes et en réduisant l'épaisseur de la tôle à chaque passage. Pour obtenir un état détendu, un traitement thermique est effectué à 450 °C (de quelques heures) pour relaxer les contraintes internes. Ce traitement thermique ne modifie pas la microstructure. Le procédé de laminage engendre des grains allongés suivant la direction de laminage de la tôle (L), un élargissement selon la direction transverse (T) et une réduction suivant la normale (N) à la tôle. Pour obtenir un état recristallisé, un deuxième traitement thermique est réalisé. La recristallisation du matériau reconstruit un état d'équilibre par germination et croissance de nouveaux grains. Concernant les gaines, les lingots suivent ensuite un processus de forgeage – laminage - extrusion pour obtenir le TREX (44 mm de diamètre extérieur et 7,62 mm d'épaisseur). La phase finale de l'élaboration consiste à effectuer une série de deux laminages à froid à pas de pèlerin (Figure 2.9) séparés par des traitements thermiques de recristallisation à 700 °C pendant 7 heures. Le dernier recuit est un recuit de détensionnement à 460 °C. On obtient alors un matériau détendu qui conserve une densité de dislocations importante ce qui explique sa résistance mécanique élevée. Les grains du matériau détendu sont en général allongés suivant la direction axiale du tube avec une taille de 10 à 15 μ m environ. Elle est de l'ordre de 3 μ m dans les deux autres directions. Les directions particulières relatives aux deux produits de cette étude sont définies dans la Figure 2.10.



FIGURE 2.9: Procédé de laminage à pas de pèlerin (Fajoui et al., 2009)



FIGURE 2.10: Définition des directions pour les géométries étudiées

2.3.6 Texture

Les déformations imposées au cours du laminage, la structure hexagonale compacte du matériau et le faible nombre de systèmes de glissement activés confèrent à l'alliage une texture marquée. Par définition, la texture cristallographique des matériaux pollycristallins est la statistique des orientations de la population des cristallites individuelles. Les tubes sont fabriqués d'une manière spécifique de telle sorte que l'axe <c> de la maille hexagonale est orienté à \pm 30 ° dans le plan radial circonférentiel. Les axes <a> sont à \pm 10 ° de la direction axiale. La Figure 2.11 illustre ces orientations pour le Zircaloy-4 détendu. La procédure suivie au cours du laminage des tubes a une forte influence sur leur texture. En particulier, le rapport de réduction en épaisseur par la réduction en diamètre est déterminant pour la texture du tube (Figure 2.12). Dans le cas où ce rapport est supérieur à un, la texture des tubes est équivalente à celle des tôles. Plus ce rapport augmente, plus les axes <c> sont orientés dans la direction radiale du tube. La texture obtenue pour chacun des produits de l'étude sera présentée dans le chapitre suivant.



FIGURE 2.11: Texture des gaines en Zircaloy-4 détendu : figures de pôle (a.) plans prismatiques 10-10, (b.) plans de base 0002. Axe horizontal : direction circonférentielle du tube, axe vertical : direction axiale (Racine, 2005)

Type of defo	rmation	Element	Strain ellipse in the plane perpendicular to the direction of deformation	Deformati {10ī0} pole figure	on texture (0002) pole figure	
Tube reducing $\frac{R_{W}}{R_{D}} > 1$	00	RD AD	RP T TD	AD + TD	AD 1D	(a)
R _W R _D ≠ 1	00	RD I AD	RD TD TD		€€	(b)
R <mark>₩</mark> R _D < 1	0	ID AD	RD			(c)
Sheet rolling		ND RD		RD TD	RD	(d)

FIGURE 2.12: Texture des tubes (a.)-(b.)-(c.) et des tôles (d.) (Tenckhoff, 1988)

2.3.7 Les modes de déformations et les systèmes de glissement du Zircaloy-4

Dans les structures hexagonales, la déformation plastique est principalement contrôlée par des mécanismes de dislocations et de maclage (Tenckhoff, 1988), (Tenckhoff, 2005). Dans le cas d'une configuration hexagonale compacte idéale, le plan basal (0002) est le plus dense, la direction <1-210> est la plus dense et elle correspond à l'intersection entre un plan basal et un plan prismatique. Pour la phase α du zirconium, il existe 5 types de familles de systèmes de glissement (Tenckhoff, 1988), elles sont recensées dans le Tableau 2.2. La déformation macroscopique a lieu suite à une combinaison entre quatre plans (B, P, π_1 et π_2) indiqués sur la Figure 2.13 et deux directions de glissement (<a> et <a+c>).

Système de	Désignation	Famille de plan	Direction de	Nombre de
${ m glissement}$			glissement	$\operatorname{syst}{\check{e}mes}$
Basal	B < a >	{1000}	$ec{b}=1/3\left\langle 11-20 ight angle$	3
Prismatique	P < a >	{1010}	$\vec{b} = 1/3 \langle -1120 \rangle$	3
Pyramidal	$\pi_1 < a >$	{1011}	$ec{b}=1/3\left\langle -12-10 ight angle$	6
Pyramidal	$\pi_1 < a + c >$	$\{01 - 11\}$	$\vec{b} = 1/3 \left< 2 - 1 - 1 - 3 \right>$	12
Pyramidal	$\pi_2 < a + c >$	{11-22}	$\vec{b} = 1/3 \langle -2113 \rangle$	6

TABLE 2.2: Principaux systèmes de glissement de la phase α -Zr



FIGURE 2.13: Systèmes de glissement de la structure hexagonale compacte (Onimus, 2003)

Le maclage et le glissement prismatique sont dominants pour des températures inférieures à 850 °C. Le glissement prismatique $\langle a \rangle$ est le système principal pour les alliages de zirconium non irradiés, quelles que soient la température et la direction de sollicitation (Tenckhoff, 1988) bien que la facilité du glissement basal augmente relativement avec la température (Akhtar, 1973). Le glissement prismatique n'est plus activé lorsque la direction de sollicitation devient perpendiculaire à la direction $\langle a \rangle$ ou à la normale au plan prismatique. On peut trouver alors d'autres systèmes qui sont plus difficilement activés comme le pyramidal $\langle a \rangle$ ou $\langle a+c \rangle$ et le basal $\langle a \rangle$.

2.4 Comportement mécanique du Zircaloy-4 dans le domaine de température d'intérêt pour l'étude

2.4.1 Évolution des caractéristiques avec la température

Le comportement mécanique du Zircaloy-4 est très influencé par les paramètres environnementaux et par les évolutions de la microstructure qui en découlent. Dans la section précédente, le rôle de la température a été rappelé rapidement. Dans cette section, on reviendra principalement sur l'influence de la température sur les propriétés mécaniques du matériau. Le module de Young décroit linéairement en fonction de la température. Plusieurs lois d'évolution de ce dernier existent dans la littérature pour le Zircaloy-4 :

$$E(GPa) = 97,08 - 0,059T(^{\circ}C)$$
 (Parrot et Leclercq, 2007) (2.2)

$$E(GPa) = 105, 9 - 0,036T(^{\circ}K) \text{ (LeSaux, 2008)}$$
(2.3)

Pour une même température, la variation du module de Young entre les différents alliages de zirconium détendus ou recristallisés reste faible dans le sens longitudinal (Northwood et al., 1975). Cependant, des différences peuvent exister selon la direction de sollicitation d'un même matériau (Doan, 2009).

Le coefficient de Poisson est toujours pris constant et indépendant de la température (Northwood **et al.**, 1975). Les valeurs de la littérature varient souvent entre 0,34 et 0,38. Cependant, une faible décroissance du coefficient de Poisson avec l'augmentation de température a été montrée pour le Zircaloy-4 dans l'étude de (Scott, 1965).

La limite élastique du matériau détendu diminue aussi avec l'augmentation de la température (Thorpe et Smith, 1978), (Doan, 2009), (Cazalis et al., 2007). Sur la Figure 2.14, le changement de pente observé entre 450 et 500 °C peut être lié à l'effet de la recristallisation du matériau. Un plateau a été observé entre 230 et 380 °C dans le sens circonférentiel dans les travaux de (Lee et al., 2001).

La même remarque est valable également pour la résistance mécanique (contrainte maximale à la traction)(Figure 2.15) qui diminue en fonction de la température (Thorpe et Smith, 1978), (Talia et Povolo, 1977), (Derep et al., 1980), (Lee et al., 2001), (Doan, 2009), (Cazalis et al., 2007), (LeSaux, 2008). Des essais anisothermes peuvent aider à comprendre l'origine du changement de pente visible sur la limite élastique et la contrainte maximale du matériau. Les temps de maintien et les temps de chauffage à chaud appliqués avant ces essais de traction doivent être vérifiés et étudiés pour pouvoir expliquer ce phénomène. Selon l'étude de (Talia et Povolo, 1977), ces deux paramètres ont une influence sur la contrainte d'écoulement au cours des essais de traction isothermes sur des tubes en Zircaloy-4. La Figure 2.16 montre clairement cet effet.



FIGURE 2.14: Limite élastique du Zircaloy-4 détendu non irradié en fonction de la température d'après la base d'essai PROMETRA (Cazalis **et al.**, 2007) tirée de (Menibus, 2012)



FIGURE 2.15: Contrainte maximale (S_u) en fonction de la température et la vitesse de déformation pour Zircaloy-4 détendu non irradié (LeSaux, 2008)



FIGURE 2.16: Effets du temps de chauffage (the) (a.) à 674 et 579 K et du temps de maintien (tho) (b.) à 674 K sur la contrainte d'écoulement pour différents niveaux de déformations (0,1, 0,2 et 0,4 %) (Talia et Povolo, 1977)

La chute de la contrainte d'écoulement est alors dépendante des temps de maintien et de chauffage, ces effets ne peuvent pas être reliés à des mécanismes de précipitation ou de ségrégation des impuretés dans l'alliage parce que les mêmes effets sont obtenus sur le zirconium pur. (Talia et Povolo, 1977) ont expliqué ceci par une relaxation qui se produit avant l'essai.

Sensibilité à la vitesse de déformation 2.4.2

Quelle que soit la température, la sensibilité à la vitesse de déformation du Zircaloy-4 est positive (Figure 2.17), cela veut dire que la contrainte d'écoulement augmente toujours avec la vitesse de déformation.



FIGURE 2.17: Évolution de la sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température (Lee **et al.**, 2001)

Un minimum de sensibilité à la vitesse de déformation se produit pour chaque vitesse de déformation. Ce minimum est décalé vers les hautes températures avec l'augmentation de la vitesse de déformation (Lee, 1970b), (Ramachandran et Reed-Hill, 1970), (Jae-Kyung **et al.**, 1992), (Hong et Kim, 1987).

Les auteurs expliquent ce minimum par le vieillissement dynamique du matériau qui se manifeste par un maximum observé au niveau des contraintes d'écoulement entre 300 et 450 °C (Delobelle **et al.**, 1996b), (Garde **et al.**, 1975), (Thorpe et Smith, 1978), (Hong **et al.**, 1984), (Lee **et al.**, 2007). Ce minimum de sensibilité à la vitesse de déformation concentre la déformation dans la zone de striction entrainant ainsi une diminution de ductilité. Par contre, pour une grande sensibilité, une augmentation de la vitesse de déformation dans la zone de striction pourrait impliquer une meilleure résistance du matériau à l'écoulement de telle sorte que la déformation se produit en dehors de la zone de striction ce qui augmente la ductilité du matériau.

La déformation du matériau suit alors la même allure que la sensibilité à la vitesse de déformation. Cependant, la réduction d'aire à la rupture croit toujours avec la température (Ramachandran et Reed-Hill, 1970), (Hong **et al.**, 1983) comme le montre la Figure 2.18.

2.4 Comportement mécanique du Zircaloy-4 dans le domaine de température d'intérêt pour l'étude



FIGURE 2.18: Réduction d'aire du Zircaloy-4 en fonction de la température (Hong **et al.**, 1983)

2.4.3 Anisotropie

Le comportement macroscopique des tubes en Zircaloy-4 est anisotrope. Cette anisotropie a pour origine le procédé de mise en forme du matériau (laminage à pas de pèlerin) qui implique une texture marquée ainsi que le nombre réduit des systèmes de glissement de la maille hexagonale du matériau en phase α .

L'anisotropie plastique du matériau diminue avec l'augmentation de la température. En effet, si elle demeure stable jusqu'à la température de 300 °C, le matériau commence à tendre vers un comportement isotrope pour les températures plus élevées (Murty et Charit, 2006). Cela est probablement lié à la disparition du maclage à partir de cette température et aussi à la recristallisation dynamique qui diminue l'anisotropie du matériau. Le maclage est peu observé pour les températures élevées (Crépin, 1995).

La Figure 2.19 montre une réduction de l'anisotropie de la déformation plastique dès que la température de 300 °C est atteinte (LeSaux, 2008), (Bosso, 2015), (Murty et Charit, 2006), (Doan, 2009) (Robinet, 1995).



FIGURE 2.19: Évolutions des rapports de déformation en fonction de la température issues de différentes références bibliographiques tirées de (Bosso, 2015)

2.4.4 Auto échauffement

Au moment du chargement, une partie du travail plastique est dissipée sous forme de chaleur. Cette quantité de chaleur dépend de la vitesse de déformation et de la géométrie de l'éprouvette. En général, une estimation de cette valeur est donnée par la formule suivante :

$$\dot{T} = \beta \cdot \frac{\sigma \cdot \dot{\epsilon_p}}{\rho \cdot C_p} \tag{2.4}$$

Avec β est le coefficient de Quinney-Taylor qui évalue la quantité du travail convertie en

chaleur(%), C_p est la chaleur spécifique (J/kg/K), σ est la contrainte uniaxiale (MPa), ρ est la densité du matériau (kg/m^3) et $(\dot{\epsilon_p})$ est la vitesse de déformation plastique. β est un coefficient anisotrope, la quantité de chaleur dissipée dépend fortement de la direc-

En fait, $\beta = 90$ % est une estimation acceptable pour des sollicitations dans des directions parallèles à l'axe $\langle a \rangle$.

tion de sollicitation.

Pour des directions parallèles à l'axe $\langle c \rangle$, β est compris entre 50 % à 75 % lorsque la déformation plastique varie de 0 % à 10 %. Ce paramètre demeure constant par la suite (Menibus et al., 2014). Toutefois, l'équation précédente peut être intégrée entre une déformation nulle et une valeur de déformation donnée en supposant que β est indépendant de la déformation plastique, on aboutit alors à la relation suivante :

$$\Delta T = \beta \cdot \frac{\sigma \cdot \varepsilon_p}{\rho \cdot C_p} \tag{2.5}$$

(LeSaux, 2008) a donné des estimations de l'auto échauffement en traction uniaxiale à $10^{-1} s^{-1}$ à différentes températures : les calculs au moment de la rupture sont majorés en prenant la contrainte maximale durant l'essai comme contrainte à la rupture (en Pa). En striction, les calculs sont réalisés à partir de la contrainte maximale et l'allongement réparti. À la striction, l'élévation de température estimée ne dépasse pas les 20 °C. Cependant, la valeur estimée est beaucoup plus importante à la rupture (95 et 197 °C pour des températures d'essais de 25 et 480 °C respectivement). Ces valeurs sont probablement surestimées par la majoration de la contrainte à rupture.

En effet, quand la durée de l'essai est très courte le matériau a peu de temps pour dissiper son énergie cumulée par déformation plastique, celle-ci est donc libérée à la rupture. L'auto échauffement du Zircaloy vis-à-vis de la vitesse de déformation a été étudié également dans le cadre des travaux de (Menibus **et al.**, 2014).

Sur la Figure 2.20, un incrément de 120 °C environ a été enregistré à la rupture d'une éprouvette en traction circonférentielle à 5 s^{-1} à 25 °C. Contrairement aux estimations de (LeSaux, 2008) dans le sens axial, aucune augmentation de température n'a été mesurée dans l'étude de (Menibus **et al.**, 2014) à la même vitesse de déformation ($10^{-1} s^{-1}$) en traction circonférentielle.



FIGURE 2.20: Force-déplacement et incréments de température mesurés à 5 s^{-1} dans le sens circonférentiel (Menibus et al., 2014). Essai à température ambiante (25 °C)

2.5 Effets de la vitesse de chauffage et de la température sur le comportement mécanique et la microstructure du Zircaloy-4

Au cours du fonctionnement du réacteur, les gaines de combustibles sont exposées à l'irradiation, à l'oxydation et à l'hydruration par le fluide caloporteur ainsi que la température. Ce sont des conditions très sévères qui dégradent progressivement l'état des gaines dans le réacteur et peuvent jouer un rôle décisif dans les situations accidentelles. Pour notre étude, le paramètre le plus important est la température. L'impact de ce paramètre a été évalué en conditions isothermes dans le cadre de plusieurs études précédentes (LeSaux, 2008), (Doan, 2009), (Cazalis **et al.**, 2007). L'augmentation de la température a pour tendance de faire baisser les propriétés mécaniques du matériau. Pour le Zircaloy-4 détendu à 600 °C, (Doan, 2009) a remarqué une baisse de l'allongement réparti et une striction dans les sens de l'épaisseur et de la largeur avec un coefficient de Lankford quasiment égal à 1 contrairement à ce qui se passe à 25 et 250 °C. Il a expliqué ce phénomène par une recristallisation dynamique à haute température. Le matériau perd son anisotropie à cette température, en effet, la contrainte maximale, l'allongement réparti et l'allongement à la rupture ne varient quasiment pas dans les trois directions de sollicitation pour une vitesse de déformation donnée. Le comportement reflète aussi une dépendance non linéaire à la vitesse de déformation qui devient très claire lorsque la température augmente. L'effet des hydrures est limité à cette température en raison de la dissolution de l'hydrogène. La fragilisation par les hydrures est donc très diminuée. En effet, l'augmentation importante de la solubilité en hydrogène avec la température induit une dissolution importante à 600 °C. A cette température, la fragilisation par les hydrures et nettement atténuée.

En général, les données traitant de l'influence des transitoires de température (chargement anisotherme) sur le comportement du Zircaloy-4 sont très rares. De tels transitioires ont néanmoins été étudiés dans les travaux de (Yueh et al., 2011) sur du Zircaloy-2 non irradié et hydruré jusqu'à 500 ppm dans les conditions d'un RIA. Le matériau a été chauffé par effet Joule et la température a été mesurée à l'aide d'un pyromètre. Le but de ces travaux consistait à étudier les potentiels effets d'un chargement thermomécanique rapide en particulier à la transition fragile ductile.

Le chauffage du matériau (effet Joule) est déclenché dès qu'une certaine charge mécanique est mesurée (Figure 2.21). La durée de chargement varie entre 50 et 80 millisecondes environ. La température enregistrée peut dépasser la borne supérieure indiquée (250 °C ou 350 °C) sous l'effet de l'énergie de déformation du matériau (l'autoéchauffement).

Pour des températures de 250 °C et de 350 °C, le chargement anisotherme induit une contrainte maximale légèrement plus élevée que celle obtenue en conditions isothermes. L'allongement réparti est également plus élevé qu'en conditions isothermes. Pour les essais anisothermes, le point de la charge maximale est atteint aux températures de 250 °C et 350 °C.



FIGURE 2.21: Données enregistrées lors d'un essai typique des essais de (Yueh et al., 2011)



FIGURE 2.22: Éventuel effet d'un chargement anisotherme sur les courbes charge Vs déplacement du Zircaloy-2 non-irradié hydruré à 500 ppm en traction axiale (Yueh et al., 2011)

L'allongement à rupture diminue en conditions anisothermes (Figure 2.22). Les auteurs expliquent ceci par une durée courte du chargement (quelques millisecondes en conditions anisothermes) qui ne permet pas une dissolution partielle des hydrures contrairement aux essais isothermes qui ont vu des maintiens de 20 à 30 minutes. En se référant au matériau

non hydruré, la faible diminution de ductilité induite par la présence des hydrures est compensée par l'exposition à la température. Les éprouvettes testées à hautes vitesses de chauffage ont montré une ductilité inférieure par rapport aux essais isothermes. Ceci est lié à la dissolution des hydrures à haute température. En effet, pour les essais isothermes, la durée d'exposition des hydrures à 250 ou 350 °C est plus longue comparativement aux essais anisothermes. Les auteurs n'excluent pas l'existence d'un autre mécanisme responsable du recouvrement de ductilité parce que la durée de l'essai était très courte ce qui ne devrait pas permettre une dissolution de l'hydrogène. Dans la même optique, (Menibus, 2012) indique que les quantités d'hydrogène remises en solution à 250 et 350 °C ne sont pas les mêmes (40 ppm et 130 ppm respectivement) et que la perte de ductilité en conditions anisothermes semble être la même malgré ces différences de quantité d'hydrogène. Il évoque la possibilité de présence d'un gradient thermique qui pourrait induire les mêmes effets observés (contrainte maximale plus élevée, allongements répartis et à rupture plus faibles en conditions anisothermes).

Les données actuellement disponibles dans la littérature sont insuffisantes pour identifier les effets éventuels d'un chargement anisotherme sur le comportement mécanique de la gaine en traction axiale. Le découplage de ces deux paramètres (hydruration et effet anisotherme) en réalisant des essais anisothermes sur le matériau non hydruré nous permettra de mieux comprendre l'effet de la vitesse de chauffage.

L'effet de d'une rampe de température lors des essais de fluage en pression interne sur le Zircaloy-4 a été abordé dans quelques études (Emery et al., 1971), (Chung et al., 1977). Pour des faibles pressions (200 psi soit 13,78 bar) et vitesses de chauffage (22 F. s^{-1}), la température ne serait pas suffisamment élevée pour induire un ballonnement au bout de 30 secondes. Pour des vitesses plus élevées (93 F. s^{-1}), la température atteinte au bout de 30 secondes est plus grande (1575 F) et pourrait ainsi causer un ballonnement plus important (33 %) (Emery et al., 1971). La Figure 2.23 donne un premier lien entre des vitesses de chauffage (jusqu'à 85 °C. s^{-1} environ) et la déformation maximale circonférentielle atteinte à l'éclatement pour plusieurs pressions (jusqu'à 172 bar). Pour chaque niveau de pression, il existe une vitesse de chauffage critique qui implique une déformation circonférentielle maximale. Ce pic de déformation se produit à des vitesses de chauffage d'autant plus élevées que la pression est faible.



FIGURE 2.23: Déformation circonférentielle Vs vitesse de chauffage pour le Zircaloy-4 testé sous helium (Emery **et al.**, 1971)

Pour les essais réalisés à grandes pressions (80 bar) et vitesses de chauffage (81,1 °C. s^{-1}), les tubes éclatent instantanément avec une faible déformation (Khan **et al.**, 2014). Une vitesse de chauffage élevée favorise une rupture se produisant plus tôt dans le temps pour une déformation plus faible (Emery **et al.**, 1971), (Erbacher **et al.**, 1982). La même tendance est retrouvée dans la Figure 2.24 (a.), les auteurs observent un premier pic de déformation entre 800 et 850 °C à 115 °C. s^{-1} . Des essais à 5 °C. s^{-1} et 55 °C. s^{-1} ont donné une évolution similaire de la déformation en fonction de la température (Figure 2.24 (b.)).

La Figure 2.24 (a.) montre également que toute la déformation a pratiquement lieu après l'instabilité plastique. Plus la vitesse de chauffage est faible, plus le déclenchement de l'instabilité plastique est retardé dans le temps (Khan **et al.**, 2014). Pour une vitesse de chauffage initiale de 115 °C. s^{-1} , la diminution de la vitesse de déformation circonférentielle entre 850 et 950 °C est expliquée par les auteurs par une plus faible vitesse de chauffage qui accompagne la transformation de phase $\alpha \rightarrow \beta$. Son augmentation de nouveau vers 970 °C est due à une vitesse de chauffage supérieure dans la phase β et aux hautes températures atteintes (Chung **et al.**, 1977). L'effet des vitesses de chauffage sur la cinétique de transformation de phase sera présenté dans la suite.

2.5 Effets de la vitesse de chauffage et de la température sur le comportement mécanique et la microstructure du Zircaloy-4



FIGURE 2.24: Évolution de la déformation circonférentielle équivalente en fonction de la température sur des tubes en Zircaloy-4 (a.) et l'effet des vitesses de chauffage sur la température à rupture (b.) (Chung et al., 1977)

Pour mesurer les effets de la vitesse de chauffage sur le comportement du matériau, les vitesses testées dans l'étude de (Emery et al., 1971) et (Chung et al., 1977) sont regroupées sur la Figure 2.24 (b.). Il semble que les déformations à rupture ne sont plus dépendantes des vitesses de chauffage à partir de 920 °C. Le pic de déformation circonférentielle est plus prononcé et est décalé vers les basses températures quand la vitesse de chauffage diminue. Cette constatation est cohérente avec les résultats de (Johnston, 1977), (Erbacher et al., 1982), (Rosinger, 1984), (Khan et al., 2014) et (Suman et al., 2016) obtenus pour des vitesses de chauffage comprises entre 1 et 175 °C. s^{-1} . Pour des tubes pressurisés en Zircaloy-2, plusieurs données de la littérature ont été recensées pour montrer la présence d'un minimum de ductilité autour d'une température de rupture de 890 °C (Healey et al., 1976). Cette température de rupture à ductilité minimale augmente avec la vitesse de chauffage ce qui est aussi cohérent avec la Figure 2.24 (b.).

Au cours d'un essai de traction circonférentielle isotherme, deux pics existent aussi sur la courbe qui donne l'évolution de la déformation circonférentielle à rupture en fonction de la température. Ces pics se déplacent vers les hautes températures quand la vitesse de déformation augmente (Figure 2.25) (Lee et al., 2001). Des essais anisothermes à différentes vitesses de déformation nous permettront d'identifier les effets couplés de la rampe de température et de la vitesse de déformation sur la déformation à rupture.

37



FIGURE 2.25: Variation de la déformation à rupture en fonction de la température et la vitesse de déformation (Lee **et al.**, 2001)

Selon (Chung et al., 1977), le durcissement du matériau augmente avec la vitesse de déformation parce que le temps réservé pour la relaxation et la recristallisation est nettement inférieur. Une température plus élevée est donc nécessaire pour atteindre le même niveau de déformation. Les auteurs citent également un effet éventuel des vitesses de chauffage sur la transformation de phase; la fraction de phase α qui existe pour une température donnée avant l'équilibre $\alpha/\alpha + \beta$ est plus importante au cours des essais à hautes vitesses de chauffage.

Des modèles existent également pour prédire la température d'éclatement (Figure 2.26) en fluage anisotherme sur les alliages de zirconium en général (Rashid, 1987), et en particulier sur le Zircaloy-2 (ARAI **et al.**, 1987), le Zircaloy-4 (Rosinger, 1984), (Toscano **et al.**, 1980), (Ferner et Rosinger, 1985), ou encore sur les aciers inoxydables 316L (Straalsund **et al.**, 1975).





FIGURE 2.26: Dépendance de la vitesse de chauffage à la température d'éclatement (a.) et prédiction de la pression d'éclatement durant le fluage anisotherme (b.) (ARAI et al., 1987)

La Figure 2.26-(b.) illustre la prédiction de la température d'éclatement à plusieurs vitesses de chauffage. On peut imaginer que la courbe qui correspond au cas isotherme est située le plus à gauche du graphique. Pour une même température d'éclatement le chargement anisotherme implique une contrainte circonférentielle plus élevée. En général, les modèles établis dans ces travaux sont basés sur le paramètre de Larson-Miller.

$$LMP = T(logt_f + C) \tag{2.6}$$

Où T est la température absolue (K), t_f est le temps à la rupture (heure) et C est une constante matériau souvent choisie arbitrairement égale à 20. La durée de vie ou Life-Fraction en anglais est tirée de (Straalsund et al., 1975) et est donnée par :

$$Life - Fraction = (10^{20}/\dot{T}) \int_{T_1}^{T^*} exp(\frac{-2,303LMP}{T}) \,\mathrm{d}T$$
(2.7)

Pour une rampe linéaire de température :

$$T = T_1 + \dot{T}.t \tag{2.8}$$

Avec :

 T_1 : La température initiale (K)

 T^* : La température d'éclatement (K)

 \dot{T} : La vitesse de chauffage (K/heure)

L'équation 2.7 permet, par intégration jusqu'à l'éclatement, de convertir des données expérimentales comme celles présentées dans la Figure 2.26 (b.) en valeurs de LMP. Ensuite, une corrélation est établie entre ces valeurs de LMP et la contrainte nominale circonférentielle qui est donnée par :

$$\sigma = P(D_0 + D_1)/4w \tag{2.9}$$

Où σ est la contrainte nominale circonférentielle (MPa), P est la pression (MPa), w est l'épaisseur initiale (mm), D_0 est le diamètre extérieur initial (mm) et D_1 est le diamètre intérieur initial (mm).

Une fois que cette corrélation est établie (courbes contraintes - LMPs), on peut prédire, pour une contrainte circonférentielle donnée, la température d'éclatement en conditions anisothermes ou le temps à l'éclatement en conditions isothermes.

Le chargement anisotherme peut également avoir des effets sur la microstructure du matériau puisqu'elle agit sur la cinétique de changement de phases (Kaddour, 2004), (Frechinet, 2001), (Sell et Ortlieb, 2002) et la cinétique de recristallisation (Hunt et Schulson, 1980), (Sills et Holt, 1979), (Dunlop **et al.**, 2007). L'effet est similaire ; plus la vitesse de chauffage est élevée, plus la température initiale de changement de phase ou de recristallisation est augmentée.

L'effet des vitesses de chauffage sur la transformation de phase (jusqu'à 100 °C. s^{-1}) est pris en compte à travers des modèles métallurgiques comme le modèle EDGAR (Portier et Brachet, 2003), (Parrot, 2016), (Forgeron **et al.**, 2000).

Le modèle de transformation de phase EDGAR est basé sur celui de (Holt, 1980) qui a été modifié pour être appliqué au cas des aciers martensitiques (Brachet **et al.**, 1998) puis au cas des alliages de zirconium.

La Figure 2.27 montre que le processus de transformation de phase $\alpha \rightarrow \beta$ est de plus en plus retardé avec l'augmentation de la vitesse de chauffage. Cependant, le déroulement du processus reste pour l'instant inconnu pour des vitesses beaucoup plus élevées caractéristiques du chargement lors d'un RIA.



FIGURE 2.27: Évolution de la transformation de phase ($\alpha \rightarrow \beta$) expérimentale et calculée pour le M5TM sous plusieurs vitesses de chauffage (Forgeron et al., 2000)

L'effet des rampes de températures sur le processus de recristallisation a été étudié dans le cadre des travaux de (Hunt et Schulson, 1980). En conditions isothermes, la recristallisation du matériau commence vers 800-850 K (527-577 °C) et elle s'achève à 950 K (677 °C). Il s'est

avéré que des rampes de $25 \text{ K}.s^{-1}$ retardent le déclenchement du processus de recristallisation. Pour cette vitesse de chauffage, la recristallisation démarre à 900 K et s'achève à 1020 K environ (Hunt et Schulson, 1980). La vitesse de $0.5 \text{ K}.s^{-1}$ de la Figure 2.28 donne des résultats similaires à ceux obtenus en conditions isothermes.



FIGURE 2.28: Résultats de recristallisation en conditions anisothermes (Hunt et Schulson, 1980)

La fraction du Zircaloy-4 non recristallisé a été calculée à partir de mesures de micro dureté et a été vérifiée par des mesures issues de la microscopie électronique en transmission. Les courbes de prédiction de la fraction du matériau non recristallisé F sont obtenues par l'application du modèle suivant (Hunt et Schulson, 1980) :

$$\frac{\mathrm{d}F}{\mathrm{d}T} = -K.exp(-\frac{Q}{RT}).F \tag{2.10}$$

Avec :

 $K = 2,08.10^{18} \ s^{-1}$; une constante $Q = 345,465 \ kJ.mol^{-1}$; l'énergie d'activation $R = 8,314 J.mol^{-1}.K^{-1}$; la constante des gaz parfaits

Il existe dans la littérature d'autres modèles décrivant le processus de recristallisation comme le modèle Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). D'autres sont encore plus complexes et tiennent compte des effets de restauration statique, la recristallisation et la croissance de la taille des grains (Dunlop et al., 2007). En conditions isothermes, le processus de recristallisation ne dépend pas seulement de la température, mais du temps de maintien également (Legras, 1999). Cet aspect a été aussi étudié dans (Lee, 1970a), la recristallisation a été étudiée à températures constantes avec des temps de maintien différents (64 heures, 16 heures, 4 heures, et 15 minutes). Les résultats ont été par la suite modélisés (Sills et Holt, 1979) en adoptant le formalisme présenté dans l'équation 2.10 mais avec un jeu de paramètres différents. Les résultats montrent un décalage avec le temps de maintien. En effet, la courbe donnant l'évolution de la fraction non recristallisée en fonction de la température se décale vers les basses températures quand le temps de maintien augmente. Selon la vitesse de chauffage appliquée, la gamme de température située entre 700 et 1100 °C semble être la plus impactée par les effets d'un chargement anisotherme. La Figure 2.29 montre que pour une même température d'éclatement la contrainte calculée à rupture augmente avec la vitesse de chauffage surtout dans le domaine biphasé comme ce qui est observé dans la Figure 2.26-(b.).



FIGURE 2.29: Évolution de la contrainte d'éclatement en fonction de la température (Erbacher et al., 1982)

Cet intervalle de température serait également le plus impacté par la recristallisation retardée dans le cas de fortes vitesses de chauffage, ou encore par la transformation de phase retardée dans le cas de faibles vitesses de chauffage.

Dans cette partie, peu de données traitant des effets d'un chargement anisotherme sur le com-

portement du gainage ont été présentées. Ces résultats sont intéressants mais ils s'appliquent plutôt à la phase DNB¹ du RIA (traction circonférentielle et fluage en pression interne) qu'à la phase de PCMI². Les essais de (Yueh **et al.**, 2011) ne permettent pas de tirer suffisamment d'informations à cause de la complexité d'interprétation en présence d'un matériau hydruré. Le chargement est très court dans le temps et l'évolution de la température au cours de l'essai n'est pas assez importante pour pouvoir dégager des effets anisothermes. Des essais anisothermes sur matériau vierge avec des évolutions importantes de la température au cours des essais permettront d'améliorer notre compréhension du phénomène. Quelques études sur la restauration ont été également présentées, elles ont principalement montré que les processus de restauration ou de recristallisation sont fortement dépendants de la vitesse de chauffage (en conditions anisothermes) et du temps de maintien (en conditions isothermes).

2.6 Évolutions microstructurales en service

Au cours du fonctionnement du réacteur, les gaines de combustibles sont exposées à l'irradiation, à l'oxydation et à l'hydruration par le fluide caloporteur. Ce sont des conditions très sévères qui dégradent progressivement l'état des gaines dans le réacteur. Ces paramètres peuvent avoir un impact important sur le comportement de la gaine combustible en RIA selon la durée du séjour du matériau dans le réacteur. Dans cette partie, on abordera principalement les effets de ces paramètres sur les propriétés mécaniques du matériau de gainage.

2.6.1 L'irradiation

Au cours du fonctionnement du réacteur, la gaine combustible est traversée par un flux neutronique résultant des réactions de fissions. Une partie de ce flux interagit avec le matériau de gainage : c'est l'irradiation. Elle a lieu suite aux interactions élastiques entre les neutrons rapides de forte énergie et les atomes positionnés sur les sites de la maille cristalline. Ces derniers peuvent être éjectés de leur site en formant des lacunes et/ou des interstitiels jusqu'à la création des boucles de dislocations interstitielles et lacunaires (Griffiths **et al.**, 1996). Ces atomes peuvent également interagir avec d'autres atomes si leur énergie est toujours supérieure à l'énergie de déplacement des autres atomes (Schäffler, 1997). Ce phénomène est appelé cascade de déplacement des atomes et c'est ce déplacement qui est quantifié par une valeur souvent utilisée pour mesurer l'endommagement par irradiation : le déplacement par atomes (dpa). La fluence est l'unité utilisée pour quantifier l'irradiation du matériau, elle est exprimée par le rapport de nombre de neutrons ayant pénétrés dans le matériau sur la durée de l'irradiation par unité de surface. Pour une fluence d'environ 2.10^{25} n.m⁻², l'endommagement est de l'ordre de 4 dpa pour un alliage de zirconium (LeSaux, 2008).

^{1.} DNB : Departure from Nucleate Boiling (crise d'ébullition)

^{2.} PCMI : Pellet Clad Mechanical Interaction



FIGURE 2.30: Effet de la fluence sur les propriétés en traction du Zircaloy-4 à hautes températures (320-360 °C) (Higgy et Hammad, 1972)

L'irradiation endommage la gaine par la création de ces défauts ponctuels, ou de boucles de dislocations réduisant ainsi la ductilité (Garde, 1989), (Garde et al., 1996), (Yagnik et al., 2005). La déformation plastique n'est plus homogène. Les boucles de dislocations créées après l'irradiation entrainent un durcissement du matériau qui se traduit par l'augmentation de la contrainte d'écoulement (Figure 2.30) (Higgy et Hammad, 1972), (Northwood et al., 1977), (Onimus et al., 2006), (Kim et al., 2009). Cette structure peut être restaurée après un recuit à une température supérieure à la température d'irradiation. Après recuit, la densité des boucles de dislocations diminue, mais leurs tailles augmentent (Ribis et al., 2010).



FIGURE 2.31: Rapports, en fonction de la température de recuit, des contraintes maximales mesurées à 300 °C en traction plane circonférentielle et en traction axiale sur des gaines en Zircaloy–4 non irradiées pour plusieurs teneurs en hydrogène et des gaines irradiées à 10^{26} n.m^{-2} (Yagnik et al., 2005)

La texture est peu affectée par l'irradiation (Fandeur, 2001), elle n'évolue quasiment pas. L'irradiation permet aussi de dissoudre les phases de Laves dans la matrice. Elle engendre une amorphisation de la majorité des précipités d'une manière progressive en fonction de leurs tailles (Herring et Northwood, 1988), (Griffiths et al., 1996), (Garzarolli et al., 1996), (Motta et al., 1996). La Figure 2.31 montre que l'irradiation tend à diminuer l'anisotropie du matériau.

2.6.2 L'oxydation

L'oxydation est une conséquence immédiate de l'interaction de la gaine avec l'eau du circuit primaire et elle se fait selon la réaction suivante :

$$Zr + 2H_2O \to ZrO_2 + 2H_2 \tag{2.11}$$

Plus la température est élevée, plus la cinétique de formation d'une couche d'oxyde est rapide et l'épaisseur de cette couche se développant en surface est importante. L'oxydation est plus importante dans les phases accidentelles présentant une température très élevée comme la phase Post-DNB en RIA ou la phase de maintien avant trempe en APRP augmentant le risque de rupture fragile de la gaine. La couche d'oxyde formée en périphérie externe nuit à la capacité d'échange thermique de la gaine. En général, il existe trois formes polymorphiques d'oxyde, mais en se plaçant dans la plage de température caractéristique du RIA, une seule phase d'oxyde est présente. C'est la phase $\alpha - ZrO_2$ stable jusqu'à 1205 °C environ. La Zircone (ZrO_2) se forme sur la périphérie de la gaine avec libération de l'hydrogène. Des hydrures précipitent et s'accumulent aussi au niveau de l'interface entre la couche d'oxyde et le métal favorisant ainsi l'accélération de la réaction d'oxydation du matériau de gainage. Cette accélération est aussi favorisée par la teneur en étain, par la dissolution et l'amorphisation des phases de Laves et par la température (Blat et al., 2000). La couche d'oxyde est un obstacle pour le transfert de chaleur entre la gaine et l'eau du circuit primaire parce qu'elle a une faible conductivité thermique (environ dix fois moins que la gaine). Cependant, du fait de sa moindre conductivité thermique, elle pourrait retarder l'activation de la crise d'ébullition au cours de la seconde phase de l'accident d'injection de réactivité. Durant son séjour dans le réacteur, la Zircone commence à se dégrader en présentant des porosités sur l'interface extérieure (oxyde/eau) jusqu'à l'apparition de quelques fissures qui peuvent entrainer une desquamation qui est un détachement de la couche poreuse externe qui se produit quand l'épaisseur de la Zircone dépasse 100 μ m en fonctionnement normal. Cela engendre une élévation du gradient de température qui peut atteindre 30 °C entre une région desquamée et une autre non desquamée pour une dégradation de 100 μ m d'épaisseur (LeSaux, 2008). La desquamation génère une zone froide vers laquelle migre l'hydrogène dissous dans la phase α -Zr formant ainsi un blister d'hydrures. Dans la première phase du RIA, la desquamation conduit aussi à une déformation non uniforme de la gaine (ovalisation) et elle augmente la probabilité d'occurrence de la crise d'ébullition sous l'effet du gradient de température entre les zones desquamées et non desquamées.

La desquamation se produit quand l'épaisseur de la couche d'oxyde dépasse une valeur seuil ou sous l'effet de la déformation du matériau. Les essais CABRI REP-Na ont démontré que cette desquamation de la couche d'oxyde peut avoir lieu à des faibles déformations résultant d'un état de chargement biaxial (Papin **et al.**, 2007). En effet, l'essai CABRI REP-Na 4 a montré, sous l'effet de la déformation, une desquamation d'une gaine ayant une épaisseur d'oxyde de 80 μ m pour une déformation de 0,4 %. Les débris issus de la desquamation partent dans l'eau du circuit et peuvent donc réduire le flux de circulation de l'eau allant même jusqu'à boucher les canalisations (Schmitz et Papin, 1999).

Des observations des faciès de rupture obtenus suite à des essais de traction montrent des zones enrichies en oxygène présentant un aspect de clivage ce qui conduit à conclure que l'oxygène, même s'il augmente la contrainte d'écoulement, réduit la ductilité du matériau (Grange, 1998). Les ruptures restent ductiles au niveau du cœur du matériau. L'oxydation a aussi des effets considérables sur les propriétés mécaniques du matériau. Pour une épaisseur d'oxyde de 100 μ m, la résistance mécanique du matériau et la ductilité dans le sens circonférentiel diminuent de 40,5 % et 22,1 % respectivement par rapport à un échantillon recuit sous vide (Kim **et al.**, 2006).



FIGURE 2.32: Comportement en traction circonférentielle du matériau oxydé à 900 et 1100 °C pour différents temps d'exposition (Shriwastaw et al., 2017)

La Figure 2.32 montre les effets de l'oxydation sur le comportement du matériau lors d'essais de traction circonférentielle. Les échantillons ont été oxydés en vapeur pour des durées différentes de maintien et à plusieurs températures dans la gamme 900 – 1200 °C. La limite élastique et la résistance mécanique du matériau augmentent dans un premier temps avec la température d'oxydation. Dans un second temps, on constate une décroissance de ces deux propriétés toujours en fonction de la température d'oxydation. La ductilité du matériau décroit d'une façon continue avec la température d'oxydation.

L'effet de l'oxydation en conditions anisothermes lors des essais d'éclatement sur tubes en Zircaloy-4 a été étudié par (Suman et al., 2016), aux faibles températures, une faible vitesse de chauffage produit une ductilité plus élevée puisque l'effet de l'oxydation reste négligeable. Aux températures élevées (dans le domaine β), les fortes vitesses de chauffages génèrent des déformations plus importantes, tandis que les faibles vitesses de chauffage produisent des faibles déformations à l'éclatement entrainant des ruptures plus précoces des gaines. En effet, il existe une température critique pour laquelle la gaine devient très fragile localement sous l'effet de l'oxydation et elle rompt sans déformation ou contrainte supplémentaire. Pour des vitesses de chauffage élevées, cette température critique se décale vers les hautes températures ce qui entraine une déformation à rupture plus importante.

2.6.3 L'hydruration

Au cours de la réaction d'oxydation (Equation 2.11), il y a libération de l'hydrogène : une grande partie est libérée dans l'eau et une faible proportion (10 à 20 %) est absorbée par le métal. La quantité d'hydrogène introduite dans le matériau est proportionnelle à l'épaisseur de la couche de Zircone (Schmitz et Papin, 1999). La solubilité de cet élément dans les alliages de zirconium est limitée, mais elle croit avec la température (nulle à température ambiante et égale à 125 ppm à 350 °C) (Menibus, 2012).

L'hydrogène diffuse vers les zones où sa concentration est la plus faible, la contrainte hydrostatique est la plus élevée et la température est la plus basse; c'est pour cette raison qu'il se dirige en général vers l'extérieur des gaines. Dans cette zone, la limite de solubilité de l'hydrogène dans le métal est plus faible, il y a donc une précipitation plus rapide et formation de rims d'hydrures : c'est une couche externe épaisse formée par accumulation d'hydrures. Ceci est vrai pour le Zircaloy-4 et le ZirloTM mais pas pour le M5TM qui s'oxyde et s'hydrure peu.

Lorsque les hydrures sont disposés parallèlement à la direction principale de sollicitation, ils participent au renforcement du matériau (LeSaux, 2008), (Kim et al., 2006). C'est un effet composite : les hydrures sont plus durs que la matrice à température ambiante, mais leur influence devient moins importante avec l'augmentation de la température.

La Figure 2.33 montre l'influence de la concentration d'hydrogène sur la résistance mécanique du matériau à température ambiante. À cette même température, la ductilité du matériau décroit avec l'augmentation de la concentration en hydrogène. Cette diminution de ductilité est d'autant plus prononcée que la vitesse de déformation est grande (Kim et al., 2006).



FIGURE 2.33: Effet de la teneur en hydrogène sur le comportement en traction d'une tôle en Zircaloy-2 (Evans et Parry, 1966) (a.) et effet de l'Hydrogène sur la résistance mécanique circonférentielle du Zircaloy-4 à température ambiante (Kim et al., 2006) (b.)

La desquamation de la Zircone, facilitant l'accès du réfrigérant, induit une zone localisée avec une température plus faible. L'hydrogène dissous dans le métal migre progressivement vers cette zone et forme des blisters d'hydrures (hydrures de zirconium) de quelques millimètres de diamètre.

La Figure 2.34 montre que la ductilité du matériau décroit progressivement avec la profondeur d'un blister d'hydrure. La ductilité chute progressivement jusqu'à 100 μ m d'épaisseur d'hydrure puis demeure quasi-constante au-delà de cette valeur (Motta et Chan, 2012), (Pierron **et al.**, 2003).


FIGURE 2.34: Déformation locale à la rupture en fonction de la profondeur du blister d'hydrure à 25 et 300 °C. (Données pour 3 mm de blisters) (Pierron et al., 2003)

(Garde et al., 1996) ont montré que la fragilisation du matériau par les hydrures dépendait de la distribution de ces derniers dans la matrice de Zircaloy. En effet, une fraction volumique locale des hydrures donne une meilleure corrélation par rapport à la ductilité qu'une moyenne de concentration d'hydrogène. Macroscopiquement parlant, pour deux matériaux ayant la même concentration moyenne en hydrogène, le plus fragile serait le matériau présentant les concentrations locales d'hydrogène les plus élevées.

2.7 Comportement mécanique et modélisation

Dans cette partie, nous nous intéressons uniquement aux aspects macroscopiques du comportement du matériau de gainage et de sa modélisation. Cette thèse étant dédiée à l'étude du comportement macroscopique de la gaine en transitoire thermomécanique, les modèles de comportement microscopiques ne seront pas abordés. Concernant l'écrouissage du matériau, la contrainte d'écoulement se décompose en deux composantes : une composante isotrope R et une composante cinématique X.

$$\sigma = R + X \tag{2.12}$$

La composante isotrope ou effective traduit la dilatation homothétique de la surface de charge. L'écrouissage cinématique ou interne peut être mis en évidence par un essai cyclique effectué dans la même direction de chargement en sollicitant alternativement en traction et en compression (effet Baushinger). En effet, la valeur absolue de la contrainte d'entrée en plasticité n'est pas égale à la limite d'écoulement dans le sens opposé. La notion de contrainte isotrope est liée aux interactions à courtes distances et ce sont des interactions non sensibles à l'histoire du chargement du matériau. Il s'agit simplement de l'influence des obstacles ponctuels rencontrés par les dislocations et dont la distribution est aléatoire. Le franchissement de ces obstacles nécessite l'intervention des mécanismes thermiquement activés d'où la dépendance de la contrainte à la température. La contrainte cinématique est reliée aux interactions à longues distances sensibles à l'histoire du chargement du matériau, la présence des hétérogénéités dans la structure induit une augmentation de l'énergie nécessaire pour franchir ces obstacles ce qui entraine par la suite un durcissement asymétrique (Bosso, 2015). En plus de cet aspect cinématique (MacEwen **et al.**, 1981), (Christodoulou, 1989), (Bosso, 2015), (Sedláček et Deuble, 2016), le matériau présente une réponse fortement reliée à la vitesse de déformation, quelle que soit la température. À 25 et 250 °C, (Doan, 2009) a constaté une augmentation de la contrainte de 30 MPa lorsque la vitesse de déformation est multipliée par 10. L'écrouissage semble toutefois être indépendant de la vitesse de déformation pour une tôle en Zircaloy-4 détendu. La limite élastique augmente aussi avec la vitesse de déformation.

Plusieurs modèles de comportement existent dans la littérature, ils ont été développés pour prendre en compte les effets indépendants ou couplés de ces différents paramètres qui déterminent le comportement du matériau de gainage (température, vitesse de déformation, anisotropie, hydruration, oxydation...).

Le modèle employé actuellement par EDF pour la modélisation du comportement du Zircaloy-4 détendu en conditions de RIA est le modèle Crocodile-RIA. Il s'agit d'une loi de type Lemaitre-anisotrope. Le modèle Crocodile-RIA est implanté et utilisé dans le code de calcul SCANAIR (développé par l'IRSN). L'anisotropie est prise en compte par l'intermédiaire d'une matrice de Hill, indépendante de la température et de la fluence, déterminée au cours des travaux de (Schäffler, 1997) et basée sur un critère orthotrope incompressible. Les coefficients de la matrice doivent être déterminés d'une façon très précise, car de très faibles écarts mènent à de grandes différences sur les courbes de contrainte-déformation. Le modèle a été identifié sur tubes et il tient compte de l'influence de l'irradiation et de la température à travers les paramètres de la loi. Comme c'est le cas pour la majorité des études, la déformation totale est la somme de la déformation élastique et de la déformation viscoplastique (inélastique).

$$\underline{\mathbf{\varepsilon}}^{t} = \underline{\mathbf{\varepsilon}}^{e} + \underline{\mathbf{\varepsilon}}^{vp} \tag{2.13}$$

La règle de normalité s'écrit :

$$\underline{\dot{\mathbf{\varepsilon}}}^{vp} = \mathbf{\dot{\mathbf{\varepsilon}}} \ \underline{\mathbf{M}} \ \underline{\mathbf{\sigma}} / \overline{\mathbf{\sigma}} \tag{2.14}$$

Avec :

$$\overline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}} = \left(\frac{\overline{\boldsymbol{\sigma}}}{K.\overline{\boldsymbol{\varepsilon}}^n}\right)^{\frac{1}{m}} \tag{2.15}$$

 $\overline{\sigma}$ est la contrainte équivalente de Hill (Hill, 1950) et elle s'écrit :

$$\overline{\mathbf{\sigma}} = \sqrt{\underline{\mathbf{\sigma}} : \underline{\mathbb{M}} : \underline{\mathbf{\sigma}}} \tag{2.16}$$

 $\underline{\mathbb{M}}$ est la matrice d'anisotropie de Hill qui vérifie l'incompressibilité :

$$\underline{\underline{M}} = \begin{pmatrix} M_{11} & M_{12} & M_{13} & & & \\ M_{12} & M_{22} & M_{23} & & 0 & \\ M_{13} & M_{23} & M_{33} & & & & \\ & & & M_{44} & & \\ & 0 & & & M_{55} & \\ & & & & & & M_{66} \end{pmatrix}_{(1=r,2=\theta,3=z)}$$
(2.17)

Avec :

$$\begin{cases} M_{11} + M_{12} + M_{13} = 0\\ M_{12} + M_{22} + M_{23} = 0\\ M_{13} + M_{23} + M_{33} = 0 \end{cases}$$
(2.18)

Il existe deux versions de cette loi de comportement; une pour le matériau vierge et une deuxième pour le matériau irradié. L'influence de l'irradiation est prise en compte via une variable d'endommagement comme c'était le cas pour la loi DRS. Ce modèle a été développé dans (Delobelle et al., 1996b), (Delobelle et al., 1996a), (Schäffler et al., 1999). Le modèle DRS est un modèle viscoplastique avec variables internes. Il introduit 4 matrices d'ordre 4 : [M], [N], [Q] et [R]. Chaque tenseur a la même symétrie que la matrice d'anisotropie [M] qui vérifie toujours l'incompressibilité (Équation 2.18). Ces tenseurs permettent de prendre en compte les effets de l'anisotropie; [N] a un impact direct sur les directions d'écoulement, [N] intervient sur les parties linéaires de l'écrouissage cinématique, [Q] et [R] agissent sur la restauration dynamique et statique. Le tenseur de déformation se décompose en deux ; une partie élastique et une partie viscoplastique (Équation 2.13). Le tenseur de déformation élastique s'écrit :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{e} = \frac{1+\vartheta}{E} \underline{\sigma} - \frac{\vartheta}{E} I d^{t} \underline{\sigma} I d$$
(2.19)

Id est le tenseur identité d'ordre 3. Le tenseur de déformation viscoplastique est donné par :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{\nu p} = \frac{3}{2} \overline{\dot{\varepsilon}} \frac{\underline{\mathbb{M}}(\underline{\sigma}' - \underline{\alpha}')}{\overline{\sigma}' - \alpha'}$$
(2.20)

Avec :

$$\bar{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_0 \{ sinh(\frac{\overline{\boldsymbol{\sigma}} - \boldsymbol{\alpha}}{N}) \}^{n^*}$$
(2.21)

 $\dot{\epsilon}$, N et n^* sont les paramètres visqueux qui permettent de réguler l'influence du temps sur le comportement. La formulation en sinus hyperbolique (Équation 2.21) permet d'avoir une non-linéarité plus forte que la formulation directement dépendante du tenseur de contrainte (Équation 2.16). $\underline{\sigma}$ est le tenseur des contraintes, $\underline{\sigma}'$ est le tenseur de contrainte déviatorique et $\underline{\alpha}'$ est la variable cinématique d'écrouissage déviatorique. Ils sont donnés par :

$$\underline{\sigma}' = \underline{\sigma} - \frac{1}{3} I d^t \underline{\sigma} I d \tag{2.22}$$

$$\underline{\alpha}' = \underline{\alpha} - \frac{1}{3} I d^t \underline{\alpha} I d \tag{2.23}$$

$$\overline{\boldsymbol{\sigma}-\boldsymbol{\alpha}} = \sqrt{\frac{3}{2}}(\underline{\boldsymbol{\sigma}}' - \underline{\boldsymbol{\alpha}}')^t : \underline{\mathbb{M}} : (\underline{\boldsymbol{\sigma}}' - \underline{\boldsymbol{\alpha}}')$$
(2.24)

La composante cinématique déviatorique comporte un terme linéaire ainsi qu'un terme de rappel (Armstrong et Frederick, 1966). Les 3 variables d'écrouissage cinématique sont données par :

$$\dot{\alpha}' = p(\frac{3}{2} Y^* \underline{\mathbb{N}} \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} - \underline{\mathbb{Q}} (\underline{\alpha}' - \underline{\alpha}'^{(1)}) \overline{\dot{\epsilon}}) - f(\overline{\alpha}) \underline{\mathbb{N}} \underline{\mathbb{R}} \frac{\underline{\alpha}'}{\overline{\alpha}}$$
(2.25)

Avec :

$$f(\overline{\alpha}) = \left(r_m(\frac{\overline{\alpha}}{\alpha_0})^{m_0} + r_{m1}(\frac{\overline{\alpha}}{\alpha_0})^{m_1}\right) \text{ pour le Zircaloy-4 détendu}$$
(2.26)

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}^{\prime(1)} = p_1(\frac{3}{2} Y^* \underline{\mathbb{N}} \underline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{\nu p} - \underline{\mathbb{Q}} (\underline{\boldsymbol{\alpha}}^{\prime(1)} - \underline{\boldsymbol{\alpha}}^{\prime(2)}) \overline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}})$$
(2.27)

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}^{\prime(2)} = p_2(\frac{3}{2} Y^* \underline{\mathbb{N}} \underline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{\nu p} - \underline{\mathbb{Q}} \underline{\boldsymbol{\alpha}}^{\prime(2)} \overline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}) \text{ avec} : \underline{\boldsymbol{\alpha}}^{(k)}_0 = 0 ; k=1;2$$
(2.28)

Dans ces équations $\overline{\alpha} = \sqrt{\frac{3}{2}} \underline{\alpha}^t : \underline{\mathbb{R}} : \underline{\alpha} :$ et Y^* représentent la somme des contributions des différentes variables scalaires à l'écrouissage total du matériau comme l'augmentation de la densité de dislocations par exemple. L'identification du modèle a été réalisée à 350 °C pour le Zircaloy-4 détendu et recristallisé (Delobelle **et al.**, 1996a) dans un premier temps. Ensuite, le modèle a été étendu à 400 °C avec une prise en compte des effets de l'irradiation à travers une variable d'endommagement qui dépend de la fluence (Schäffler **et al.**, 1999). Le modèle permet de simuler des essais uniaxiés et biaxiés de traction, fluage et relaxation. Il est actuellement implémenté dans Code ASTER[®] (www.code-aster.org). Ce modèle a été repris dans les travaux de (Bosso, 2015) pour la modélisation du comportement d'une tôle en Zircaloy-4 recristallisé à 20 et 250 °C. (LeSaux, 2008) a présenté un modèle de comportement anisotrope viscoplastique sans contrainte seuil. Comme pour le modèle Crocodile-RIA, la déformation totale est décomposée en deux composantes. La composante élastique suit une loi de Hook classique (Équation 2.19). L'anisotropie plastique est prise en compte par une

matrice de Hill (Hill, 1950) dont les composantes de cisaillement sont considérées isotropes $(M_{r\theta} = M_{rz} = M_{\theta z} = 1, 5)$. Le tenseur de vitesse de déformation plastique obéit à la règle de normalité exprimée à l'aide d'un potentiel viscoplastique dont dérive le tenseur vitesse de déformation viscoplastique :

$$\Omega = \dot{p}_0 \frac{m\eta}{m+1} \frac{\sigma_H}{\eta}^{\frac{1+m}{m}}$$
(2.29)

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{p} = \frac{\partial\Omega}{\partial\underline{\sigma}} = \dot{p}\frac{\partial\sigma_{H}}{\partial\underline{\sigma}} = \dot{p}\underline{\underline{\mathbb{H}}}\frac{\underline{\sigma}}{\underline{\sigma}_{H}}$$
(2.30)

Où m est la sensibilité à la vitesse de déformation, η est le coefficient de viscosité non linéaire et \dot{p}_0 est la vitesse de déformation de référence prise égale à 1 s^{-1} . Une loi puissance est employée pour décrire l'évolution de la déformation viscoplastique cumulée :

$$\dot{p} = \dot{p}_0 \left(\frac{\sigma_H(\underline{\sigma}, T, \phi_t)}{\eta(p, T, \phi_t, \xi)}\right)^{\frac{1}{m(T, \phi_t)}}$$
(2.31)

La matrice d'anisotropie de Hill est directement dépendante de la température et de l'irradiation. Ces effets sont également pris en compte à travers les paramètres d'écrouissage : m, L, et K. Le modèle est identifié pour simuler des essais de l'ambiante jusqu'à 1100 °C et pour des vitesses de déformation comprises entre 3.10^{-4} et $5 s^{-1}$, et il est implémenté dans le code éléments finis CAST3M[®] (www-cast3m.cea.fr). D'autres lois de comportements existent également dans la littérature, mais notre choix s'est porté sur la loi Crocodile-RIA pour le travail de modélisation de nos essais. Cette loi est disponible chez EDF au format Mfront (Helfer **et al.**, 2015) et elle a été identifiée sur des essais couvrant la plage 280 – 980 °C. La loi Crocodile-RIA semble alors la plus adaptée pour la modélisation des nos essais anisothermes où une large gamme de températures sera parcourue au cours de l'essai. De plus, nos expériences ne comportent pas d'essais cycliques, on n'aura pas donc besoin d'un modèle qui tienne compte de la nature cinématique de l'écrouissage comme le modèle DRS (Delobelle **et al.**, 1996a), (Schäffler **et al.**, 1999). L'utilisation de ce dernier est en plus limitée en température.

2.8 Critères de rupture pour le RIA

Les études s'intéressant à la rupture de la gaine combustible en situations normales ou accidentelles jouent un rôle important pour l'amélioration des critères de sûreté des réacteurs nucléaires. La dégradation de l'état du matériau de gainage est reliée principalement à trois paramètres : la corrosion, l'hydruration et l'endommagement par irradiation. Les effets considérables de ces paramètres sur la gaine ont été rappelés précédemment. Les critères de rupture sont alors souvent exprimés en fonction de ces paramètres et de leurs évolutions avec la durée de séjour dans le réacteur. L'objectif actuel est de mieux comprendre les phénomènes.

À ce jour, les critères établis sont des critères de sûreté empiriques (en enthalpie) basés uniquement sur l'interprétation des résultats d'essais intégraux. Les critères analytiques de rupture sont souvent exprimés en fonction de la déformation à la rupture ou la densité d'énergie de déformation (DED) à la rupture en se basant sur des résultats expérimentaux vérifiant les conditions suivantes en PCMI :

- Un chargement en déformation circonférentielle imposée de l'ordre de $0, 1-5 \text{ s}^{-1}$.
- Une température comprise entre 300 et 600 $^\circ\mathrm{C}$
- Un temps de chargement rapide (quelques dizaines de millisecondes)
- Propagation des fissures radiales et axiales
- Nature du chargement : compris entre un état de déformation plane suivant la direction circonférentielle et un état de biaxialité entre déformation circonférentielle et déformation axiale

Pour les critères de rupture reposant sur la déformation à la rupture deux mesures sont proposées :

- Une déformation moyenne dans la zone utile de l'éprouvette et qui définit une déformation limite (Daum et al., 2002). Ce critère présente quelques inconvénients comme la localisation de la déformation suite aux arrêts des fissures (dans les blisters d'hydrures par exemple) entrainant une surestimation de la déformation et sa validité en chargement imposé uniquement alors qu'on peut avoir un chargement en déformation imposée tel que c'est le cas en RIA.
- Une déformation à rupture locale (rupture en striction) (Jernkvist, 2003). Ce critère est non justifié expérimentalement et indique que la biaxialité est moins pénalisante que l'uniaxialité ce qui n'est pas vrai d'après les études de (Yunchang et Koss, 1985), (Nakatsuka et Hayashi, 1982) et (Miyamoto et al., 1976).

La densité d'énergie de déformation (DED) (Sunderand **et al.**, 2004), (Rashid **et al.**, 2000), (Leclercq **et al.**, 2005) est donnée par la formule suivante :

$$DED = \int_0^{A_t} \mathbf{\sigma} : \mathrm{d}\mathbf{\epsilon} \tag{2.32}$$

Le critère de rupture qui a été employé à EDF R&D pour l'interprétation des essais de laboratoire est basé sur une densité d'énergie de déformation limite définie par une courbe enveloppe et représentée par la Figure 2.35 :



 $DED_f = \int_0^{\varepsilon_f(T,\phi,[H],\ldots)} \sigma : d\varepsilon$ (2.33)

FIGURE 2.35: DED Vs épaisseur de la couche d'oxyde (Leclercq et al., 2005)

Pendant la phase de PCMI, la sollicition est proche d'une déformation équibiaxiée (Desquines et al., 2011). Cette condition n'est pas toujours satisfaite lors des essais de laboratoire. Des fonctions de transfert ont été alors établies pour aller d'un état de chargement uniaxié vers l'équibiaxialité. À ce critère en DED s'appliquent alors des corrections de biaxialité (Leclercq et al., 2005) et de vitesse de déformation. La correction de biaxialité est donnée par :

$$f_H = 0,568 \ exp(-0,0011[H]) \tag{2.34}$$

Avec [H] est la concentration du matériau en hydrogène. L'allongement total est multiplié par ce facteur de correction. La correction de vitesse est donnée par :

$$DED_{corr} = V^m.DED \tag{2.35}$$

Où m est la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau et $V = \frac{\dot{\varepsilon}_{RIA}}{\dot{\varepsilon}_{exp}}$; $\dot{\varepsilon}_{RIA} = 5 \ s^{-1}$. Cette correction de vitesse a été appliquée uniquement pour les essais à faible vitesse de déformation.

Ce critère prédit bien les essais CABRI-REP-Na (Sunderand et al., 2004) et il a été développé pour décrire les ruptures en RIA. Par contre, il ne prend pas en compte les mécanismes et les modes de rupture (mode I, II, rupture fragile, ...). Il existe aussi d'autres critères basés sur la mécanique de la rupture (Desquines et al., 2016), (Desquines et al., 2018), (Macdonald et al., 2014), (Kuroda et al., 2001), (Grigoriev et al., 1996), (Raynaud et al., 2007), ou ceux qui reposent sur la déformation totale, la probabilité de survie de la gaine comme fonction de la profondeur d'une fissure, le modèle à zone cohésive (Perales, 2005), (Perales et al., 2005), (Perales et al., 2008) ou encore des modèles basés sur la déformation nécessaire pour faire propager une fissure dans un blister d'hydrures (Pierron et al., 2003). Cependant, l'utilisation de ces modèles n'est pas très fréquente en raison des limitations qu'ils présentent comme la dépendance à la ténacité qui est très compliquée à déterminer surtout lorsqu'il s'agit d'une fissure radiale ou axiale sur la surface externe de la gaine. C'est le même problème rencontré lors de l'utilisation des critères basés sur l'endommagement (Grange, 1998), (Desquines et al., 2005) qui ne sont pas valides pour des forts taux de biaxialité. Quelques critères basés sur l'endommagement sont reliés à la densité des porosités dans le matériau. Ceci peut être délicat parce qu'au moment de la rupture, la distribution des tailles de porosité peut être variable pour une même densité.

2.9 Conclusions

Ce premier chapitre a constitué un état de l'art pour les travaux de cette thèse. Plusieurs thématiques ont été présentées et discutées. Les éléments jugés utiles pour la suite des travaux ont été repérés. L'étude a été introduite par une explication rapide du fonctionnement d'un réacteur à eau pressurisée (REP). L'accident d'injection de réactivité (RIA) a été par la suite présenté en donnant une idée sur les caractéristiques du transitoire ainsi que celles des deux phases de l'accident (PCMI et Post-DNB). Cette étude bibliographique a mis en évidence une influence de la vitesse de déformation, de la température et de la vitesse de chauffage sur les propriétés mécaniques du matériau. L'impact principal de la vitesse de chauffage sur le matériau consiste en son influence sur les cinétiques de restauration, recristallisation et de changement de phase. Ces phénomènes sont de plus en plus retardés avec l'augmentation de la vitesse de chauffage. Cependant, l'effet de ce paramètre reste toujours relié à d'autres paramètres comme les contraintes ou les pressions appliquées au cours des essais de fluage anisotherme. La majorité des études anisothermes repérées ont consisté à étudier l'effet du transitoire thermique sur le comportement à l'éclatement ou en fluage des gaines combustibles. Cependant, les effets de ce paramètre en traction uniaxiale et biaxiale restent peu étudiés jusqu'à présent. Le matériau de l'étude (le Zircaloy-4 détendu) a été présenté, ses différentes caractéristiques ont été dégagées. Dans les chapitres qui suivent, on reviendra en détail sur les caractéristiques détaillées des produits de l'étude (tubes et tôles). Le Zircaloy-4 est marqué par sa forte anisotropie qui résulte de l'effet de plusieurs éléments précédemment listés. Sa composition chimique a été donnée, le rôle de ses éléments d'addition et leurs influences sur le comportement du matériau ont été repérés. Ce travail de thèse se limite à l'étude du matériau et de ses propriétés à l'échelle macroscopique, pour cette raison, on s'est limité à l'étude des propriétés mécaniques du matériau ainsi qu'à l'influence des paramètres environnementaux sur celles-ci. L'évolution microstructurale du matériau en réacteur a été abordée, l'influence de plusieurs paramètres comme l'hydruration, l'irradiation et l'oxydation a été expliquée. Pour la partie de modélisation, plusieurs modèles de comportement tirés de la littérature ont été présentés, le modèle Crocodile-RIA actuellement employé pour simuler le comportement du Zircaloy-4 détendu au cours des situations accidentelles de type RIA est brièvement décrit. Ce modèle prend en compte les effets de la température, l'irradiation et l'anisotropie. Finalement, plusieurs critères de rupture ont été abordés. En particulier, un critère en densité d'énergie de déformation (DED) a été présenté.

Chapitre 3

Comportement anisotherme en sollicitation uniaxiale

Sommaire

3.1	Maté	ériau et dispositif expérimental
	3.1.1	Matériau de l'étude
	3.1.2	Développement d'un nouvel essai de traction uniaxié anisotherme 64
	3.1.3	Présentation et pilotage de la machine
	3.1.4	Qualification du dispositif et essais tests
3.2	Essa	is de traction uniaxiés anisothermes
	3.2.1	Séquence de chargement thermomécanique appliquée et pilo- tage de la machine
	3.2.2	Conditions aux limites : rampes de température, gradient ther-mique et vitesse de déformation72
	3.2.3	Résultats des essais anisothermes
	3.2.4	Étude des propriétés mécaniques
3.3	Étud	le de la restauration-recristallisation du matériau en conditions
	dyna	miques 101
	3.3.1	Présentation du dispositif et séquence de chargement thermique101
	3.3.2	Mesures de dureté et modèle adopté
	3.3.3	Application du modèle aux cas des essais de traction anisotherme110
3.4	Effet	d'un préchargement sur le comportement anisotherme du
	Zirca	10y-4
	3.4.1	Séquence de chargement thermomécanique appliquée 118
3.5	Résu	ltats des essais sur matériau préchargé 119
	3.5.1	Propriétés mécaniques du matériau préchargé 121
3.6	Simu	lation des essais de traction uniaxiés anisothermes 122
	3.6.1	Simulation des essais sur matériau vierge

3.6	5.2	Simulat	ion de	s essais	s sur	[.] matériau	préchargé		 	127
3.7 (Concl	lusions						••	 	129

Ce chapitre est consacré au premier volet de cette étude, à savoir le développement et la réalisation des essais uniaxiés anisothermes. Dans un premier temps, on présentera le dispositif expérimental qui a permis la réalisation des essais ainsi que sa qualification. Ensuite, on présentera les résultats des essais de traction anisothermes, ils seront discutés et interprétés d'un point de vue macromécanique. Afin d'interpréter les résultats obtenus lors des essais de traction, une campagne de traitements thermiques a été menée sur le matériau afin d'étudier les cinétiques de restauration-recristallisation. Les résultats de cette campagne seront également présentés et discutés. Enfin, une dernière campagne expérimentale sera présentée pour étudier les effets éventuels d'un chargement thermomécanique sur le comportement du matériau. La dernière section de ce chapitre est consacrée au travail de modélisation numérique.

3.1 Matériau et dispositif expérimental

3.1.1 Matériau de l'étude

Dans cette partie, les tubes en Zircaloy-4 détendu employés pour les essais de traction uniaxiés anisothermes sont présentés. Les lots de matière sont fournis par Framatome (lots : 35718XC et 33331Y, numéros de coulée : 250172 et 248207 respectivement) et ils sont référencés RND-M-U-801 et RND-M-U-919 dans le magasin EDF. La composition chimique du matériau est donnée dans le Tableau 3.1 telle qu'elle était définie par le fournisseur.

Elément	С	\mathbf{Cr}	Fe	0	S	Si	Sn	\mathbf{Zr}
Pourcentage massique	0,0146	$0,\!12$	0,22	$0,\!12$	0,013	0,0099	$1,\!32$	Bal.

TABLE 3.1: Spécifications de composition chimique des tubes en Zircaloy-4 détendu

La texture du matériau a été déterminée à partir des figures de pôles du matériau obtenus par diffraction de rayons X. Cette opération ne pose pas de problème quand il s'agit d'une tôle ou d'un produit plat. La géométrie tubulaire des gaines rend cette opération plus complexe. Pour y remédier et partant du fait que la texture représentative du matériau est celle du cœur, nos tubes d'une épaisseur initiale de 570 μ m, ont été amincis (Figure 3.1) de moitié environ (200 μ m). Les tubes ont été usinés par tournage sur les diamètres intérieur et extérieur.



FIGURE 3.1: Tube usiné à mi-épaisseur

Ensuite, le tube a été attaqué chimiquement (mélange d'eau, acide nitrique et acide fluorhydrique) pour faciliter le découpage et le collage sur un support plan (Figure 3.2).



FIGURE 3.2: (a.) Échantillon découpé et (b.) collé sur un support plan

L'échantillon a ensuite été analysé par rayons X ce qui nous a permis d'obtenir l'analyse suivante :



FIGURE 3.3: Figures de pôles expérimentales recalculées du Zircaloy-4 détendu correspondant (a.) aux plans prismatiques et (b.) aux plans de base

Les figures de pôles obtenues sont représentatives de la texture du matériau détendu et sont cohérentes avec les résultats de (Racine, 2005) présentés sur la Figure 2.11. La Figure 3.3 montre que les axes $\langle a \rangle$ sont orientés en moyenne à 8 ° de la direction de laminage. Ils sont quasiment alignés avec l'axe du tube. Les axes $\langle c \rangle$ sont à 37 ° de la direction radiale des tubes. Les facteurs de Kearns sont donnés dans le Tableau 3.2. Ils sont cohérents avec les résultats obtenus dans (Schäffler, 1997).

\mathbf{K}_N	\mathbf{K}_L	\mathbf{K}_T	
0,5656	$0,\!0529$	0,3815	

TABLE 3.2: Facteurs de Kearns obtenus par DRX sur tubes



FIGURE 3.4: Observations au microscope optique en lumière polarisée : Grains du Zircaloy-4 détendu dans le plan (a.) radial circonférentiel et dans le plan (b.) axial-circonférentiel

Des observations métallographiques ont été menées. Le tube a été découpé puis enrobé dans la résine pour polissage. La procédure adoptée pour le polissage est détaillée dans l'Annexe B. Dans le plan radial circonférentiel, (Figure 3.4 (a.)) les grains ont une taille de 3 à 5 μ m. Dans le plan axial-circonférentiel (Figure 3.4 (b.)), les grains sont allongés selon la direction axiale du tube et ils ont une taille moyenne de 10 à 15 μ m. Cela est cohérent avec les tailles de grains obtenues dans les études de (Fandeur, 2001) et (Menibus, 2012).

3.1.2 Développement d'un nouvel essai de traction uniaxié anisotherme

L'un des objectifs de ce travail de thèse consiste à développer un essai expérimental capable de solliciter des tubes en Zircaloy-4 dans des conditions proches de celles d'un RIA, c'est-àdire :

- Des vitesses de déformations comprises entre 10^{-2} et 5 s⁻¹
- Des vitesses de chauffage jusqu'à 1000 °C. s^{-1}

Bien évidemment, cet essai doit reproduire le caractère anisotherme du chargement et coupler, de façon simultanée, chargement thermique et mécanique en étant capable de suivre les évolutions de déformation et de température au cours de l'essai. L'objectif comprend alors la mise en place de dispositifs d'acquisitions rapides afin de pouvoir suivre le transitoire thermomécanique appliqué à l'éprouvette. On s'est orienté alors vers une machine GLEEBLE® 1500 construite par Dynamic Systems. La machine a été introduite dans l'industrie dans les années 1970 pour faire des simulations thermomécaniques. À ce jour, la machine utilisée dans cette étude a connu plusieurs améliorations concernant le contrôle, la commande depuis l'extérieur (ordinateur), l'acquisition et l'analyse des données. Cette machine est située au Centre des Matériaux et a servi précédemment pour effectuer uniquement des traitements thermiques afin de reproduire des microstructures (Kalck, 2012), simuler et étudier la zone affectée thermiquement (après soudure), réaliser des fusions et des solidifications contrôlées, ainsi que suivre les cinétiques de transformations de phases (Robert, 2007) et de recristallisation (Zhang, 2014). La partie sollicitation mécanique de la machine n'était que peu exploitée. Des modèles plus développés de la machine GLEEBLE[®] permettent de réaliser plus facilement des rampes de température très rapides (Beaurin, 2012), des essais de traction (Wisniewski, 2009), (Bouffier, 2013), (Pradille, 2011) ou de relaxation (Priser, 2011). Pour arriver à développer un essai complexe, des phases de prise en main de la machine, de conception mécanique d'un système d'amarrage (Annexe A) pour les tubes en Zircaloy-4, de mise en place du dispositif ainsi qu'une démarche de qualification et de validation ont eu lieu afin de s'assurer du bon déroulement des essais de traction anisothermes.

3.1.3 Présentation et pilotage de la machine

Théoriquement la machine a une capacité de chauffage pouvant atteindre une vitesse de 500 °C. s^{-1} . Le principe du chauffage consiste à envoyer un courant électrique de forte intensité afin de chauffer l'éprouvette par effet Joule. Le matériau se comporte comme une résistance électrique. On s'est servi de barreaux cylindriques en acier pour la prise en main de la machine et faire les premiers tests de chauffage afin de tester ses capacités. La machine est équipée de mors en cuivre (Figure 3.5 (a.)) permettant la conduction du courant électrique. Ces mors sont refroidis en continu avec de l'eau. Le choix du cuivre comme matériau de fabrication pour les mors offre plusieurs avantages comme la forte conductivité

électrique permettant une maximisation du courant traversant l'éprouvette testée ainsi que la maximisation du refroidissement à la fin du cycle thermique. Cependant, ces deux effets entrainent l'apparition d'un gradient de température sur la longueur chauffée de l'éprouvette. Le choix du cuivre favorise alors des vitesses de chauffage très élevées mais, en contrepartie, il introduit un gradient thermique sur l'éprouvette. En général, le chauffage par effet Joule est plus pénalisant pour les vitesses de chauffage par rapport au chauffage par induction. Cependant, le système de chauffage par effet Joule est peu encombrant à la différence du chauffage inductif qui nécessite la mise en place d'une bobine autour de la gaine ce qui peut être pénalisant pour l'instrumentation de l'essai. Au moins un thermocouple doit être soudé sur l'éprouvette pour assurer l'asservissement de la température.



FIGURE 3.5: (a.) Vue intérieure de la machine et (b.) schéma du dispositif

La machine est équipée d'une cellule de force de 50 kN et d'un vérin hydraulique horizontal ayant une course maximale de 50 mm avec un capteur LVDT ainsi que deux colonnes de guidage et peut être équipée d'une enceinte pour la réalisation d'essais sous vide. Un extensomètre externe peut être également utilisé sur l'éprouvette selon sa longueur utile. La machine dispose d'une armoire connectée à un ordinateur permettant son pilotage. La commande peut être manuelle par l'intermédiaire de l'armoire de commande ou automatique via le logiciel WinATS® 6.0 installé sur le poste de la machine. Le réglage des PID du chauffage se fait à l'aide du logiciel Itools[®]. L'asservissement en température étant assuré grâce à un régulateur thermique Eurotherm[®] 2604 connecté à un thermocouple de type K soudé au centre de l'éprouvette (Figure 3.5 (b.)) et régi par une boucle d'asservissement fermée. L'armoire est également équipée d'une carte d'acquisition permettant le dialogue entre l'utilisateur et la machine via WinATS[®].

3.1.4 Qualification du dispositif et essais tests

Une fois le montage de traction conçu, il a été installé sur la plateforme. Un réglage des paramètres PID a eu lieu pour optimiser les séquences de chauffage sur les tubes de Zircaloy-4. Un premier réglage a été fait pour réaliser des essais de traction isothermes. Ensuite, la cellule de force de la machine a été étalonnée dans la plage d'intérêt de nos essais afin de s'assurer de la fiabilité des mesures effectuées. Pour la géométrie d'éprouvette, le choix s'est porté sur des tubes de 70 mm de longueur avec une zone libre (chauffée) de 10 mm. Les paramètres PID du déplacement ont également été modifiés afin de répondre à nos besoins, c'est-à-dire, des déplacements rapides permettant d'atteindre des vitesses de déformation comprises entre 10^{-2} et 5 s⁻¹. Trois essais isothermes (Figure 3.6) ont été réalisés sur des tubes en Zircaloy-4 détendu à une vitesse de 10^{-2} s⁻¹ et des températures de 280, 480 et 600 °C pour comparer nos résultats à ceux obtenus dans le cadre des travaux de (LeSaux, 2008) ou dans PROMETRA (Cazalis et al., 2007). Pour ces travaux, une éprouvette "bijambes" (deux longueurs utiles sont découpées dans le tube) avait été utilisée. Pour nos essais, un suivi par stéréo-corrélation d'images a eu lieu afin de mesurer le champ de déformation sur l'éprouvette. Une caméra infrarouge a été également employée pour mesurer le gradient de température en conditions isothermes. Après un maintien de stabilisation à la température d'essai, la différence de température ne dépasse pas 15 °C sur une longueur de 8 mm quelle que soit la température de stabilisation. La longueur utile est alors prise égale à 8 mm. Pour ces essais isothermes de recalage, le matériau a été chauffé à 0.2 °C. s^{-1} jusqu'à la température d'essai, puis un maintien d'une minute environ est réalisé à cette température avant le démarrage de l'essai.



FIGURE 3.6: Courbes contrainte - déformation $\left(\frac{\Delta l}{L_0}\right)$ à 10^{-2} s⁻¹

Les résistances mécaniques ainsi que les limites élastiques obtenues à ces trois températures sont en très bon accord avec les résultats obtenus dans PROMETRA (Cazalis **et al.**, 2007). Les évolutions de ces deux paramètres sont données dans la Figure 3.7. Ces résultats de traction isotherme montrent le bon fonctionnement du dispositif expérimental vis-à-vis de la sollicitation mécanique et valident ainsi les modifications apportées.

Les modifications apportées à la machine ont concerné principalement le pilotage et l'asservissement. À l'état initial, il était impossible de piloter, au cours d'un même essai, la machine en température, en déplacement et en effort. Pour nos essais, un pilotage en force nulle lors de la montée en température (avant essai mécanique et jusqu'à la température initiale) est nécessaire pour accommoder la déformation du matériau induite par la dilatation thermique. Ces essais nous ont permis de vérifier définitivement la fiabilité des capteurs et des dispositifs employés. Une fois les modifications nécessaires apportées et les premiers essais réussis, on s'est employé à la réalisation des essais de traction anisothermes. Pour l'asservissement en température, deux jeux de PID ont été définis, l'un pour monter rapidement à 250 °C puis plus lentement à 280 °C, l'autre, plus réactif, permet d'atteindre les rampes de températures les plus élevées. La transition entre les deux jeux de PID se fait automatiquement lorsque la température mesurée sur l'éprouvette dépasse les 280 °C.



FIGURE 3.7: Évolution en fonction de la température de (a.) la résistance mécanique et de (b.) la limite élastique obtenues à 10^{-2} s⁻¹ et comparaison à la base de données isothermes PROMETRA (Cazalis **et al.**, 2007)

3.2 Essais de traction uniaxiés anisothermes

Cette partie du manuscrit est dédiée à la présentation des résultats des essais de traction uniaxiés anisothermes sur tubes. Les essais sont réalisés sur la machine GLEEBLE[®] présentée précédemment. Les champs de déformation sont mesurés directement sur l'éprouvette par stéréo-corrélation d'images. Pour ces essais de traction sur tubes, le défi ne consistait pas seulement à appliquer des rampes de températures, mais aussi de mettre en place des dispositifs de suivi fiables (des champs cinématiques) de l'essai capables de nous fournir suffisamment de données pour une analyse complète des résultats. L'instrumentation mise en place (Figure 3.8) permet de faire des acquisitions d'image à fréquence satisfaisante (jusqu'à 100 Hz). Les caméras de stéréo-corrélation permettent de remonter aux champs de déformation sur l'éprouvette à chaque instant de l'essai dans les deux directions du tube (axiale et circonférentielle). Dans l'Annexe C, nous avons fourni un complément d'information sur cette technique de mesure ainsi que le paramétrage des caméras vis-à-vis des vitesses de déformation de chaque essai. La présence d'un gradient de température dans le sens axial du tube nous a forcé à faire un suivi de la température par thermographie IR pour chaque essai. Le thermocouple d'asservissement soudé au centre de la zone utile de l'éprouvette pour l'asservissement de la machine nous a permis également d'étalonner la caméra thermique à n'importe quel instant de notre essai.



Thermocouple

Spots de lumière LED

FIGURE 3.8: Dispositifs mis en place pour l'instrumentation des essais sur GLEEBLE®

La séquence de chargement thermomécanique appliquée est détaillée dans la section qui suit.

3.2.1 Séquence de chargement thermomécanique appliquée et pilotage de la machine

Le but des essais de traction uniaxés anisothermes consiste à appliquer simultanément un chauffage et une sollicitation de traction à l'éprouvette. Dans un premier temps, le matériau a été chauffé rapidement jusqu'à 250 °C puis mené plus lentement à 280 °C (température en service). Un maintien d'une minute à cette température a lieu pour obtenir la stabilisation thermique. Durant cette première phase de chauffage, la machine est pilotée en charge nulle pour éviter la compression de l'éprouvette sous l'effet de sa dilatation thermique. Le vérin se déplace de la valeur de la dilatation du montage.



FIGURE 3.9: Exemple d'une séquence de chargement thermomécanique typique pour les essais de traction anisothermes

La Figure 3.9 illustre une séquence de chargement typique. Les données tracées sur cette figure correspondent à un essai de traction anisotherme réalisé à une vitesse de chauffage de 208 °C.s^{-1} et à une vitesse de déformation de 5.10^{-1} s^{-1} . Une fois l'étape de stabilisation thermique terminée, on bascule vers un pilotage en déplacement, une rampe de température est déclenchée à partir de 280 °C. Naturellement, la réponse du thermocouple est décalée

dans le temps par rapport à la consigne appliquée (750 millisecondes environ). Un temps est nécessaire au dispositif pour que la variation de la température mesurée devienne linéaire. Pour cette raison le départ du vérin est légèrement retardé, et déclenché après le début de la rampe de température. Au niveau du programme de commande, on demande à la machine d'exécuter un déplacement du vérin dès que la température mesurée par le thermocouple atteint 320 °C. Cependant, cette condition n'est jamais parfaitement satisfaite en pratique. En effet, l'asservissement de la machine est assuré par un régulateur thermique de marque Eurotherm[®] 2604, et la température de l'éprouvette est mesurée directement par un thermocouple de type K connecté à ce régulateur qui interagit en continu avec le programme de commande via une carte d'acquisition. Au moment où le régulateur mesure une température de 320 °C, le déplacement est déclenché, mais à ce moment la température de l'éprouvette a déjà dépassé cette température. Il y a donc un retard induit à la mesure par le régulateur, et la température initiale de l'essai est d'autant plus grande que la vitesse de chauffage est importante. Pour assurer une parfaite synchronisation entre les différents paramètres de l'essai, un deuxième système d'acquisition a été mis en place. La température du thermocouple est alors directement mesurée grâce à une double mesure au niveau du thermocouple. Le deuxième système d'acquisition mesure la température réelle de l'éprouvette sans passage par le régulateur et prend également des mesures des autres paramètres de l'essai (déplacement vérin, effort, ...). La température initiale de chaque essai est indiquée dans le Tableau 3.3 selon la vitesse du chauffage et la vitesse de déformation. Le chargement mécanique est assuré par un pilotage en déplacement du vérin à une vitesse constante. Deux vitesses de déplacement ont été appliquées au cours de ces essais : 1 et 10 mm.s⁻¹. Le chauffage de l'éprouvette est automatiquement arrêté à la rupture. Dans le cadre de cette première campagne expérimentale, deux vitesses de déformation étaient testées (5.10^{-1} et) 5 s^{-1}), plusieurs rampes de vitesses de chauffage ont été appliquées dans la plage de 85 à $560 \ ^{\circ}C.s^{-1}.$

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	T (°C.s ⁻¹)	Température initiale (°C)
5.10^{-1}	117	363
5.10^{-1}	208	408
5.10^{-1}	245	376
5.10^{-1}	256	358
5.10^{-1}	316	448
5.10^{-1}	395	501
5.10^{-1}	396	471
5.10^{-1}	400	469
5	85	321
5	231	366
5	353	383
5	558	409

CHAPITRE 3 : Comportement anisotherme en sollicitation uniaxiale

TABLE 3.3: Températures initiales des essais de traction uniaxiés anisothermes sur tubes

3.2.2 Conditions aux limites : rampes de température, gradient thermique et vitesse de déformation

Après détermination des températures au début de la sollicitation mécanique, les vitesses de chauffage ont été calculées à partir de celles-ci jusqu'à la température de rupture. Pour certains essais, la température est devenue très élevée (allant jusqu'à 1000 °C) et s'est accompagnée d'une réduction importante de section perturbant légèrement la linéarité des rampes de chauffage. Pour cette raison, le calcul des rampes de température est réalisé jusqu'à 850 °C environ.

Sous l'effet de cette réduction de section, il peut y avoir aussi un écaillage des mouchetis appliqués pour le suivi des champs cinématiques par stéréo-corrélation. Les rampes de températures appliquées au cours des essais de traction anisothermes sont présentées dans la Figure 3.11. Les données tracées sur cette figure proviennent de mesures directes du thermocouple soudé au centre de l'éprouvette. Pour des raisons pratiques, le thermocouple a été soudé sur la surface du tube mais hors champ des caméras (Figure 3.10) pour qu'il ne perturbe pas les suivis de stéréo-corrélation ou de thermographie infrarouge.



FIGURE 3.10: Positionnement dans l'espace des différents outils d'instrumentation par rapport à l'échantillon

L'utilisation de la caméra de thermographie infrarouge a permis de caractériser le gradient de température dans la zone chauffée de 10 mm de longueur au cours des essais de traction anisothermes. La nature anisotherme de l'essai nous oblige à nous référer à la température du thermocouple qui reste la mesure physique la plus fiable. La limite de l'utilisation d'une caméra thermographique infrarouge pour le suivi du champ de température sur une géométrie tubulaire réside principalement dans la définition de la zone d'intérêt. En effet, le principe de fonctionnement de ce type de caméra consiste à capter des photons émis de la surface de l'échantillon et à faire un traitement par la suite pour remonter à la température de l'essai. Si ces photons n'arrivent pas perpendiculairement au capteur de la caméra, les mesures de température sont biaisées. Nous n'avons alors considéré que la génératrice située en face de la caméra pour l'étude et le dépouillement du champ de température comme il est indiqué dans la Figure 3.12.



FIGURE 3.11: Rampes de température pour les vites ses de sollicitation de 5.10⁻¹ s⁻¹ (a.) et 5 s⁻¹ (b.)

Dans cette étude, nous avons supposé que la température était homogène sur une même circonférence pour pouvoir calibrer les mesures de la caméra thermique avec les mesures du thermocouple. Le fait d'avoir une température qui évolue au cours du temps, nous oblige à calibrer nos mesures à chaque pas de temps de l'essai en présence d'une émissivité qui évolue au moins en fonction de la couche d'oxyde pour les plages de températures étudiées même si notre matériau ne s'oxyde pas beaucoup compte tenu de la cinétique très rapide de l'essai et du faible temps d'exposition à chaud.



FIGURE 3.12: Zone de dépouillement du champ de température pour les essais sur tubes

Le gradient de température mesuré au cours de nos transitoires est important sur toute la longueur chauffée de l'échantillon. Il est variable selon la vitesse de chauffage appliquée. L'absence d'un temps de stabilisation et d'homogénéisation accentue ce gradient. Les gradients de température mesurés sur la longueur de l'éprouvette visible par la caméra thermographique au cours des essais de traction anisothermes rapides (5 s^{-1}) à 353 °C.s^{-1} et 558 °C.s^{-1} sont tracés sur la Figure 3.13. En partant de l'analyse des gradients de température mesurés au cours des essais de traction anisothermes, on a remarqué que ce gradient de température se réduit à un maximum de 8 °C sur une longueur de 2 mm au centre du tube. Ce gradient est aussi quasi-constant sur cette longueur quelle que soit la vitesse de chauffage. Afin d'analyser nos essais, cette zone centrale de 2 mm a été sélectionnée pour le dépouillement des résultats de stéréo-corrélation. Une déformation moyenne a été calculée dans cette zone (Figure 3.14). Sauf exceptions mentionnées, toutes les déformations qui seront évoquées dans la suite de ce chapitre sont issues de cette méthode de calcul de déformations.



FIGURE 3.13: Gradient de température mesuré par thermographie infrarouge au point de la contrainte maximale au cours des essais de traction anisothermes (a.) à 353 °C.s⁻¹ et (b.) 558 °C.s⁻¹



FIGURE 3.14: Choix de la zone de dépouillement pour tenir compte du gradient de température

Comme mentionné précédemment, deux vitesses de déplacement de vérin ont été appliquées au cours de ces essais (1 et 10 mm.s⁻¹) ce qui implique deux vitesses de déformation $(5.10^{-1}$ et 5 s⁻¹ respectivement) pour une longueur utile de 2 mm, longueur sur laquelle la température est considérée comme étant homogène. Cette vitesse a été vérifiée par les mesures de champs obtenues par stéréo-corrélation. La Figure 3.15 montre l'évolution de la déformation au cours d'un essai de traction réalisé à 5.10^{-1} s⁻¹. La réponse en vitesse de déformation est satisfaisante. Dans la partie modélisation du travail, c'est le chargement réel qui sera considéré.



FIGURE 3.15: Évolution de la déformation en fonction du temps au cours d'un essai de traction anisothermes à 245 °C.s⁻¹

3.2.3 Résultats des essais anisothermes

Dans cette partie du manuscrit, on présente des courbes de traction conventionnelle obtenues lors de la campagne expérimentale de cette étude. Les différents essais de traction anisothermes réalisés sont listés dans le Tableau 3.4.

\mathbf{N}°	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	\dot{T} (°C.s ⁻¹)	T initiale (°C)	T rupture (°C)	Durée de l'essai (s)
1	5.10-1	117	363	632	2,26
2	5.10-1	208	408	815	1,9
3	5.10-1	245	376	926	2,6
4	5.10-1	256	358	866	$2,\!06$
5	5.10-1	316	448	1000	2,38
6	5.10-1	395	501	906	1,2
7	5.10-1	396	471	1020	$2,\!62$
8	5.10 - 1	400	469	893	$1,\!24$
9	5	85	321	352	$0,\!38$
10	5	231	366	425	$0,\!27$
11	5	353	383	465	$0,\!23$
12	5	558	409	532	$0,\!25$

CHAPITRE 3 : Comportement anisotherme en sollicitation uniaxiale

TABLE 3.4: Récapitulatif des essais de traction anisothermes réalisés sur tubes

Les courbes de traction anisotherme à 5.10^{-1} et 5 s⁻¹ sont tracées sur la Figure 3.16 et Figure 3.17 respectivement. La contrainte axiale d'ingénieur en ordonnée correspond au rapport de la force enregistrée par la cellule de la machine par la section initiale de la gaine combustible ($S_0=15,99 \text{ mm}^2$). En abscisse (positive), on trouvera une déformation qui correspond à une déformation moyenne dans la zone d'intérêt. Il s'agit d'une déformation axiale (suivant le sens de sollicitation du tube). En abscisse (négative), on présente la déformation circonférentielle movennée toujours dans la même zone. Pour la majorité des essais, les mouchetis s'endommagent bien avant la rupture, les courbes sont alors tracées jusqu'à la fin exploitable de la corrélation. La perte du suivi est due principalement au phénomène d'écaillage qui devient de plus en plus marqué avec la réduction de section de l'éprouvette au cours de l'essai. La température à laquelle la stéréo-corrélation d'image n'est plus exploitable est mentionnée sur les courbes de traction (Figure 3.16 et 3.17). Les efforts mesurés par la cellule de charge au cours de l'essai, sont corrigés à l'aide des courbes d'étalonnage établies dans la phase de qualification du dispositif expérimental. Le comportement du matériau est dépendant de la vitesse de déformation. En dehors de l'effet de cette dernière sur le niveau d'écrouissage, elle a une influence directe sur l'allongement à rupture en traction anisotherme.

3.2.3.1 Comportement lors des essais rapides

Pour des vitesses de déformation élevées (5 s^{-1}) , la gaine a peu de temps pour chauffer puisque la rupture est rapidement atteinte. Le chargement mécanique est tellement rapide que le matériau a peu de temps pour voir sa température augmenter. Tous les essais réalisés à cette vitesse de déformation cassent rapidement. La durée de l'essai de traction à cette

78

vitesse varie entre 300 et 400 ms, quelle que soit la vitesse de chauffage appliquée (entre 85 et $558 \ ^{\circ}\text{C.s}^{-1}$). La plus importante évolution de température au cours des essais rapides ($5 \ \text{s}^{-1}$) est atteinte au cours de celui réalisé à $558 \ ^{\circ}\text{C.s}^{-1}$. En effet, l'essai a démarré à 409 $\ ^{\circ}\text{C}$ et la rupture a été atteinte à 532 $\ ^{\circ}\text{C}$. L'évolution de température au cours des autres essais à $5 \ \text{s}^{-1}$ est moins importante ce qui explique le type de comportement observé à cette vitesse et qui reste semblable au comportement du matériau en traction isotherme. Les ruptures obtenues dans cette campagne expérimentale sont ductiles. Le mode de rupture peut changer selon les conditions expérimentales de l'essai (température atteinte et vitesse de déformation). Le matériau casse par instabilité plastique ou par épuisement de ductilité.



FIGURE 3.16: Courbes de traction anisothermes à 5 s⁻¹ jusqu'à la limite exploitable de la stéréo-corrélation d'images



FIGURE 3.17: Courbes de traction anisothermes à 5.10^{-1} s⁻¹ jusqu'à la limite exploitable de la stéréo-corrélation d'images



FIGURE 3.18: Courbe Contrainte - déplacement de l'essai réalisé à 85 °C.s⁻¹ et 5 s⁻¹ (Essai N °9). Les numéros correspondent aux acquisition de thermographie IR de la Figure 3.20



FIGURE 3.19: Courbe Contrainte - déplacement de l'essai réalisé à 231 °C.s⁻¹ et 5 s⁻¹ (Essai N °10). Les numéros correspondent aux mesures de champs de déformation de la Figure 3.21

Pour l'essai rapide (5 s⁻¹) réalisé à 85 °C.s⁻¹ (Figure 3.18), un suivi par thermographie infrarouge a été réalisé (Figure 3.20). Les différents instants de mesure sont mentionnés sur la courbe contrainte-déplacement. Les valeurs de température affichées correspondent à une émissivité calibrée à 280 °C juste avant le démarrage de la rampe de température. De la même manière, pour l'essai rapide (5 s⁻¹)réalisé à 231 °C.s⁻¹ (Figure 3.19), un suivi par stéréo-corrélation d'images du champ de déformation est représenté (Figure 3.21) à différents instants du chargement.



Après essai

FIGURE 3.20: Suivi au cours du temps du champ de température mesuré par thermographie infrarouge au cours de l'essai de traction anisotherme à 85 °C.s⁻¹ et 5 s⁻¹ (Essai N °9)



FIGURE 3.21: Suivi au cours du temps du champ de déformation mesuré par stéréo-corrélation d'images au cours de l'essai de traction anisotherme à 231 °C.s⁻¹ et 5 s⁻¹ (Essai N °10)

Comme indiqué dans la section précédente, au cours des essais de traction anisotherme un gradient de température typique de 8 °C sur une longueur de 2 mm est constaté. Sur la Figure 3.22, est tracé le profil de température selon la direction axiale du tube. Un deuxième profil de température est également reconstruit (par lissage parabolique) sur la même figure en adoptant l'hypothèse d'absence d'auto échauffement à l'instant de rupture. La différence entre les deux profils au centre du tube donne l'incrément de température induit par l'auto échauffement du matériau à haute vitesse de déformation. Une augmentation locale de la température est de 65 à 70 °C et il n'est observé qu'à la rupture des essais rapides réalisés à 5 s⁻¹. Contrairement aux estimations données dans l'étude de (LeSaux, 2008), aucun incrément de température n'a été enregistré au cours de la striction. Ceci est probablement lié à l'asservissement rapide en température de notre dispositif de chauffage.



FIGURE 3.22: Gradient de température de l'essai de traction réalisé à 5 s^{-1} et 85 °C.s^{-1} mesuré à l'instant de rupture et comparaison à un profil "typique" attendu pour un essai sans autoéchauffement

Cet incrément de température est confirmé par un deuxième suivi dans le temps de l'évolution de la température au centre de l'éprouvette au cours de l'essai réalisé à 231 °C.s⁻¹. La Figure 3.23 montre un pic de température qui apparait instantanément avec la rupture du tube. Les températures affichées correspondent à une émissivité calibrée à 280 °C à l'instant initial du chargement. Les valeurs d'incréments de température mesurés dans la direction
axiale à la rupture du tube sont moins élevées que les valeurs mesurées (90 °C) dans l'étude de (Menibus, 2012) au cours des essais de traction circonférentielle à température ambiante. Cependant, elles sont cohérentes avec ses valeurs (70 °C) obtenues lors d'essai PST toujours à température ambiante et à 5 s⁻¹ obtenues dans la même étude (Menibus, 2012). Cette différence est probablement liée à l'anisotropie des propriétés thermomécaniques du matériau.



FIGURE 3.23: Évolution de la température en fonction du temps au centre de l'éprouvette au cours de l'essai de traction réalisé à 5 s⁻¹ et 231 °C.s⁻¹

3.2.3.2 Comportement lors des essais lents

Pour des vitesses de déformation moins élevées $(5.10^{-1} \text{ s}^{-1})$, le comportement du matériau est marqué par une forte diminution de la contrainte d'écoulement avec l'augmentation de température au cours de l'essai. Plus la vitesse de chauffage est élevée, plus la diminution de contrainte d'écoulement est importante. En effet, une vitesse de chauffage élevée implique une température plus élevée atteinte au cours de l'essai. Contrairement aux essais rapides, les essais à faibles vitesses de déformation sont relativement plus longs. La rupture est toujours atteinte entre 1800 et 2600 ms. Cette durée plus importante de l'essai laisse suffisamment de temps au matériau pour chauffer. L'évolution de la température au cours de l'essai réalisé à 316 °C.s⁻¹ a été de 552 °C (température initiale à 448 °C et rupture à 1000 °C).

3.2.4 Étude des propriétés mécaniques

Une fois les essais de traction uniaxiés anisothermes réalisés, l'étape suivante consiste à dépouiller ces essais et à établir une comparaison à l'échelle macroscopique entre les états isothermes et anisothermes. On s'est intéressé alors aux propriétés mécaniques du matériau. La base de données PROMETRA (Cazalis et al., 2007) a servi de référence pour identifier les effets du du chargement anisotherme sur le comportement macroscopique du matériau.

3.2.4.1 Contrainte d'écoulement

Au cours des essais anisothermes, la contrainte d'écoulement est fortement dépendante de la température et donc de la vitesse de chauffage. Sur la Figure 3.24, on présente les valeurs de la contrainte d'écoulement notée σ_{ec} nécessaire à l'obtention de plusieurs niveaux de déformation axiale totale (0.2, 0.4, 0.6, 1, 2 et 4 %) lors de nos essais rapides (5 s⁻¹) en fonction de la température. L'objectif est de vérifier s'il existe un effet du chargement anisotherme en comparant, pour une déformation et une température données, les contraintes d'écoulement.



FIGURE 3.24: Évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température pour plusieurs niveaux de déformation au cours des essais de traction anisothermes à 5 s^{-1}

Pour une température et déformation données, les contraintes d'écoulement anisothermes sont légèrement inférieures à celles atteintes en conditions isothermes. En effet, l'intersection des courbes qui correspondent aux essais anisotherme à 558 °C.s⁻¹ et isotherme à 480 °C

a lieu quand on a atteint 1 % de déformation en anisotherme et 0.6 % en isotherme. En conditions anisothermes, 1 % de déformation est atteint à une contrainte de 370 MPa environ alors qu'en condition isotherme à 480 °C le même niveau de déformation est atteint à 430 MPa environ. En se référant aux essais isothermes réalisés à 280 et 480 °C on constate une diminution de l'écrouissage avec la température à 2 et 4 % de déformation ce qui est cohérent avec les résultats de (Schäffler, 1997). Elle a constaté également une faible variation de la contrainte d'écoulement entre 2 et 4 % ce qu'elle explique par une stabilisation de la contrainte axiale. Ces observations sont cohérentes avec nos essais, les mêmes tendances sont aussi obtenues en conditions anisothermes. En comparant toujours les deux essais isothermes à 280 et 480 °C, on constate que la capacité d'écrouissage jusqu'à 1 % de déformation est plus importante à 480 °C qu'à 280 °C. En conditions anisothermes, écrouir le matériau à plus basse température mènerait alors à une contrainte d'écoulement plus faible de quelque dizaines de MPa. L'impact d'un chargement anisotherme sur la contrainte d'écoulement reste donc faible pour les essais à 5 s⁻¹.

L'évolution de la contrainte d'écoulement au cours des essais isothermes réalisés à 5.10^{-1} s⁻¹ est donnée dans la Figure 3.25 à 5 températures différentes (480, 550, 650, 700 et 800 °C). Pour cette vitesse de déformation, la contrainte d'écoulement décroît avec la température jusqu'à 650 °C environ. À partir de cette température, une stabilisation est observée. On observe également une très nette diminution de la capacité d'écrouissage du matériau qui devient presque nulle à 800 °C.



FIGURE 3.25: Évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température pour plusieurs niveaux de déformation au cours des essais de traction isothermes à 5.10^{-1} s⁻¹

L'évolution de la contrainte d'écoulement enregistrée au cours des essais anisothermes à 5.10^{-1} s⁻¹ est tracée sur la Figure 3.26 en fonction de la température atteinte pour un niveau de déformation donné. La contrainte d'écoulement décroît dans un premier temps en fonction de la température jusqu'à atteindre une valeur minimale qui se déplace vers les hautes températures avec l'augmentation du niveau de déformation. La contrainte croît ensuite avant de diminuer dans un second temps en fonction de la température. Ce comportement n'étant pas observé lors des essais isothermes constitue à ce stade l'une des premières caractéristiques du comportement anisotherme du matériau. Jusqu'à 550 °C environ, les contraintes d'écoulement atteintes au cours des essais anisothermes sont similaires à celles obtenues en conditions isothermes (Figure 3.25). Cependant, pour des températures plus élevées, la contrainte d'écoulement est plus élevée. En effet, pour 4 % de déformation à 700 °C, la contrainte d'écoulement est quasiment multipliée par deux en passant du cas isotherme.



FIGURE 3.26: Évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température pour plusieurs niveaux de déformation au cours des essais de traction anisothermes à 5.10^{-1} s⁻¹

3.2.4.2 Résistance mécanique

La résistance mécanique est souvent présentée comme la valeur maximale de contrainte atteinte au cours d'un essai de traction. Dans cette partie, nous allons introduire la notion de résistance mécanique apparente caractéristique des essais de traction anisothermes. En

effet, la contrainte maximale apparente au cours d'un essai de traction anisotherme n'est que le résultat de la compétition entre deux phénomènes : l'augmentation de la contrainte au cours de l'écrouissage et la diminution de la contrainte sous l'effet de l'augmentation de température au cours de l'essai anisotherme. Cependant, cette contrainte maximale apparente peut servir d'estimation basse de la résistance mécanique réelle. Cette compétition est plus visible à faibles vitesses de déformation ou pour des évolutions importantes en termes de température. En général, quelle que soit la vitesse de déformation, cette résistance mécanique anisotherme suivrait la même évolution que la contrainte d'écoulement (en fonction de la température) présentée dans la section précédente. En effet, les courbes à 2 et 4 % de déformation ont montré une évolution similaire de la contrainte en fonction de la température avec peu de variation de contrainte d'écoulement pour une température donnée. On serait donc au voisinage de la résistance à la traction (point du Rm). Dans cette partie, on a essayé d'établir une comparaison entre les résistances mécaniques anisotherme et isotherme afin d'identifier les premières influences d'un chargement anisotherme sur le comportement macroscopique du matériau. L'évolution de la résistance mécanique obtenue en traction anisotherme et isotherme est donnée en fonction de la température dans la Figure 3.27. Les points isothermes donnent la résistance mécanique en fonction de la température constante de l'essai et les points anisothermes donnent la résistance mécanique apparente en fonction de la température mesurée au même instant (température enregistrée au point de la contrainte maximale mesurée au cours de l'essai de traction anisotherme). Les tendances qui correspondent aux vitesses de déformation $(5.10^{-1} \text{ et } 5 \text{ s}^{-1})$ sont obtenues en se basant sur les résultats de nos essais isothermes (à 5.10^{-1} et 5 s^{-1}) et des essais obtenus dans le cadre du programme PROMETRA (à 5 s^{-1}) (Cazalis et al., 2007). D'autres essais de traction isothermes étaient également réalisés sur le même dispositif expérimental, ils nous ont permis de nous repérer par rapport aux conditions isothermes. Les résultats des essais anisothermes rapides à 5 s⁻¹ montrent une bonne cohérence avec les résultats des essais isothermes au moins jusqu'à 500 °C. Cependant, les essais lents réalisés à 5.10^{-1} s⁻¹ montrent un écart observé à partir de 600 °C. Dans cette gamme de température, la résistance mécanique anisotherme est beaucoup plus élevée que la résistance mécanique isotherme. Pour certaines températures, on a obtenu une résitance mécanique anisotherme deux fois plus élevée que la résistance mécanique isotherme (700 °C). Cet incrément de contrainte est également observé sur la Figure 3.26 pour différents niveaux de déformation. L'origine de ce phénomène sera étudiée dans la suite de ce travail.

Pour des vitesses de déformation élevées, la résistance mécanique apparente en conditions anisothermes est quasiment confondue avec la résistance mécanique des essais isothermes. Nous retrouvons ici les mêmes résistances mécaniques atteintes à la même température. Pour les essais rapides (5 s⁻¹), l'historique du chargement ne semble pas avoir d'importance sur le comportement vis-à-vis du Rm. Le chargement mécanique est tellement rapide qu'on ne constate pas un effet de la rampe de température. Par contre, plus la vitesse de déformation est faible, plus l'effet de l'historique du chargement est marqué. Pour une même température, la résistance mécanique anisotherme est supérieure à celle obtenue en condition isotherme parce qu'on n'a pas le même historique du chargement. En se référant, à la zone de la courbe qui précède la contrainte maximale, le matériau testé en conditions isothermes a subi un chargement à une température supérieure à celle enregistrée au point de la contrainte maximale pour les essais anisothermes. Le matériau testé en conditions isothermes a passé plus de temps à température élevée que le matériau testé sous conditions anisothermes.



FIGURE 3.27: Évolution de la résistance mécanique en fonction de la température atteinte au point du Rm

Généralement, le comportement du matériau en conditions anisothermes semble être dépendant de plusieurs paramètres comme la vitesse de déformation (Emery et al., 1971), (ARAI et al., 1987), la température (Chung et al., 1977) et la vitesse de chauffage (Emery et al., 1971), (Chung et al., 1977), (ARAI et al., 1987). Nous constatons également une analogie entre ces essais de traction anisothermes et les essais de fluage ou d'éclatement anisothermes précédemment présentés dans le cadre de l'étude bibliographique de ce travail. En effet, il y aurait une analogie entre la vitesse de déformation de nos essais et la pression appliquée au cours des essais d'éclatement anisothermes. Ces deux paramètres ont une influence directe sur le temps du chargement (durée de l'essai). Des vitesses de déformation ou des pressions élevées impliquent un essai rapide et donc une faible évolution de température même à une vitesse de chauffage élevée puisque le matériau n'a pas suffisamment de temps pour être chauffé. Cela entraine un comportement macroscopique similaire à celui du matériau testé en conditions isothermes. Des vitesses de déformation ou des pressions faibles décalent la rupture dans le temps ce qui permet au matériau d'atteindre des températures très élevées surtout en présence de grandes vitesses de chauffage. Le fait d'atteindre des températures assez élevées entraine une ductilité améliorée surtout en dépassant les 650 °C dans le cas des essais de traction anisothermes. Ce changement de comportement n'est dépendant que de la température puisqu'il était observé en conditions isothermes et anisothermes ce qui nous conduit à conclure que les modes de déformations restent les mêmes, quelle que soit la nature de l'essai (isotherme ou anisotherme). Une fois ce changement de régime atteint, le matériau présente une ductilité importante qui se traduit par un allongement à rupture très élevé. Les allongements répartis et à rupture seront étudiés dans la section qui suit.

3.2.4.3 Allongements répartis

L'allongement réparti peut être défini comme étant la déformation atteinte au point de la contrainte maximale et il représente une déformation homogène de l'éprouvette avant l'entrée en striction. Dans le cas anisotherme, l'allongement réparti est associé à une contrainte maximale apparente. L'allongement réparti obtenu en conditions anisothermes représente donc une estimation conservative du vrai allongement réparti. L'évolution de ce paramètre en fonction de la température au cours des essais de traction anisothermes est donnée dans la Figure 3.28 et elle a été comparée à celle obtenue en conditions isothermes. En analysant les résultats isothermes, on constate que l'allongement réparti décroît légèrement en fonction de la température. Les allongements répartis obtenus au cours de nos essais de traction isothermes sont légèrement supérieurs à ceux obtenus dans PROMETRA (Cazalis et al., 2007). En général, nos résultats montrent une bonne cohérence avec les différents résultats repérés dans la littérature (M. Lowry, 1981), (Castaldelli et al., 1982), (LeSaux, 2008), (Kim, 2009), (Daum et al., 2009). La Figure 3.28 montre également que la vitesse de déformation a peu d'influence sur les allongements répartis. Les allongements répartis anisothermes sont tracés en fonction de la température atteinte au point de la contrainte maximale apparente. Le chargement anisotherme n'a pas d'influence sur les niveaux de déformation atteints au point de la contrainte maximale. Il apparaît que l'allongement réparti est plus influencé par la température que par la vitesse de chauffage.



FIGURE 3.28: Évolution des allongements répartis isothermes et anisothermes en fonction de la température

3.2.4.4 Allongements à rupture

Les allongements à rupture représentent la déformation totale du matériau atteinte au point de rupture. Pour certains essais, l'allongement à rupture n'a pas pu être déterminé à l'aide des dispositifs de stéréo-corrélation d'images en raison de la décohésion et l'écaillage de la peinture du mouchetis. Pour ces essais, les allongements à rupture ont été estimés par extrapolation à partir des courbes déformation-déplacement vérin. Pour les essais anisothermes lents réalisés à 5.10^{-1} s⁻¹, on constate un changement de régime par rapport au premier essai réalisé à 117 °C.s⁻¹. Ce changement se manifeste par la manière avec laquelle l'éprouvette s'est rompue. Pour le premier essai, la rupture obtenue est brutale, elle a lieu à 225 MPa environ contrairement aux autres essais où le matériau entre rapidement en striction localisée. la réduction d'aire est très importante à ces températures et atteint sa valeur maximale dès que la température de 650 °C est atteinte au cours de l'essai. Cette constatation est valable à la fois pour les essais isothermes et anisothermes. La contrainte diminue alors progressivement après la striction jusqu'à atteindre une valeur nulle. Ceci sera confirmé dans la suite à travers les mesures de réduction d'aire et les faciès de rupture. Cela traduit un changement du mode de rupture. Pour des températures inférieures à 650 °C, le matériau casse suite à une instabilité plastique. Au-delà de cette température, le matériau se rompt à contrainte nulle après un épuisement de ductilité. On rappelle ici que les allongements à rupture isothermes sont issus de la base de données PROMETRA (Cazalis et al., 2007) et obtenus à partir d'essais de traction sur tuiles¹ avec un extensomètre placé sur une longueur utile de 15 mm. Les allongements à rupture anisothermes sont quant à eux obtenus en calculant la moyenne de la déformation dans la zone d'intérêt précédemment définie : il s'agit donc d'une mesure de déformation plus locale. Par l'analyse de la Figure 3.29, on constate que l'allongement à rupture augmente légèrement avec la température jusqu'à 650 °C environ. Au-delà de cette température, celui-ci augmente significativement jusqu'à 850 °C environ. À partir de cet intervalle, le matériau change de comportement et rompt à contrainte nulle. À partir de 850 °C, on remarque une diminution de l'allongement à rupture avec la vitesse de chauffage et la température. Ce type de comportement est observé pour des vitesses de déformation relativement lentes $(5.10^{-1} \text{ s}^{-1})$. Il a été également détecté au cours des essais isothermes sur des anneaux irradiés et non irradiés testés dans le sens circonférentiel à 10^{-2} s⁻¹ (Kim et al., 2009) ou encore dans les travaux anisothermes de (Chung et al., 1977) présentés dans la Figure 2.24 (b.). Ce minimum de ductilité se déplace vers les hautes températures quand la vitesse de chauffage augmente (Healey et al., 1976), (Erbacher et al., 1982), (Rashid, 1987). Pour les essais rapides, nous n'avons pas atteint les mêmes plages de température, nous ne sommes pas en mesure d'affirmer l'existence du même comportement à la vitesse de 5 s^{-1} . Cela nécessiterait des vitesses de chauffage extrêmement élevées et hors de portée avec le dispositif actuel. En comparant les allongements à rupture isothermes aux allongements à rupture anisothermes, on remarque que les valeurs isothermes sont légèrement plus élevées que les valeurs anisothermes. Il s'agit de l'effet de température qui augmente la ductilité du matériau. En effet, en considérant deux matériaux qui ont rompu à la même température, le premier testé sous conditions isothermes et le second testé sous conditions anisothermes, c'est le premier matériau qui aura la meilleure ductilité et l'allongement à rupture le plus élevé parce qu'il a passé plus de temps à « chaud » contrairement au second matériau qui a vu sa température croître progressivement au cours de l'essai jusqu'à atteindre sa valeur maximale à l'instant de rupture. Dans la plage de température étudiée, l'allongement à rupture décroît légèrement avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

^{1.} Tuile : une éprouvette "bi-jambes" (deux longueurs utiles sont découpées dans le tube).



FIGURE 3.29: Évolution des allongements à rupture isothermes et anisothermes en fonction de la température

3.2.4.5 Rapports de déformations

Dans cette partie, on donne l'évolution des rapports de la déformation circonférentielle par la déformation axiale. Ces rapports ont été tracés (Figure 3.30) jusqu'au point du Rm au maximum, ou jusqu'à la limite de corrélation d'images dans le cas où la corrélation s'est arrêtée avant le point du Rm. Généralement, on constate que les rapports de déformations convergent vers -0,5 pour les essais rapides à 5 s^{-1} dès qu'on entre en phase de plasticité. Les rapports de déformations convergent vers une valeur légèrement plus élevée dans le cas des essais lents à 5.10^{-1} s^{-1} ce qui résulte probablement de l'effet du chauffage au cours de ces essais. En effet, une grande vitesse de chauffage implique des températures très élevées donc une déformation thermique de compression beaucoup plus importante. Les rapports présentés sont les rapports de déformations mesurées par stéréo-corrélation d'images. Autrement dit, on présente des rapports de déformations totales.



FIGURE 3.30: Évolution des rapports de déformations (circonférentielle/axiale) en fonction de la déformation axiale à 5 s^{-1} (a.) et $5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ (b.)

Une dispersion importante est observée dans le domaine élastique puisqu'il s'agit d'un rapport de faibles déformations. Des rapports d'incréments de déformation plastique ont été également calculés à partir des essais de traction simple sur du Zircaloy-4 détendu dans (Schäffler, 1997). Le calcul a été réalisé à plusieurs vitesses de déformation. À 350 °C, la valeur moyenne obtenue est de -0,6. Lors des essais de fluage uniaxés réalisés à la même température, des rapports d'incréments de déformation compris entre -0,54 et -0,4 ont été obtenus dans la même étude.

3.2.4.6 Faciès de rupture et réduction d'aire

Les gaines combustibles testées dans le cadre de cette étude sont à l'état de réception. Dans ces conditions, on a toujours obtenu des ruptures ductiles, quelle que soit la nature de l'essai (isotherme ou anisotherme) et les vitesses de chargements. Les faciès de rupture anisothermes sont identiques aux faciès isothermes, des cupules caractéristiques d'un mode de rupture ductile sont souvent observées en microscopie électronique à balayage (MEB).

Quelques faciès de rupture des essais de traction isothermes et anisothermes sont présentés dans l'Annexe D. Les observations au MEB en imagerie secondaire ont montré que les cupules sont d'autant plus nombreux que la température atteinte est élevée. Le faciès de l'essai isotherme à 280 °C montre peu de cupules. Cependant, en augmentant la température de l'essai (essais isothermes à 480 et 700 °C), on constate que le nombre de cupules augmente considérablement. La température joue un rôle important dans l'endommagement du matériau. Aussi, plus la température est élevée, plus la taille des cupules est importante, ceci est dû à la coalescence des microcavités sous l'effet de la température (LeSaux, 2008), (Doan, 2009). L'observation du faciès de l'essai lent $(5.10^{-1} \text{ s}^{-1})$ anisotherme (117 °C.s^{-1}) cassé à 632 °C (Figure 3.31 (a.)), met en évidence ce phénomène. Les fractographies des essais dont les ruptures ont lieu au-delà de 650 °C montrent des faciès en lame avec une épaisseur nulle ou quasi nulle (Figure 3.31 (b.)). Ceci met en évidence le changement observé au niveau du comportement du matériau au-delà de cette température. Ce phénomène semble être indépendant de la vitesse de déformation et de la vitesse de chauffage de l'essai. Le seul paramètre qui intervient dans ce phénomène est la température. Au-delà de 650 °C, la contrainte diminue progressivement jusqu'à atteindre zéro reflétant ainsi cette forte diminution de section. Pour certains essais, on n'a plus de faciès. La réduction d'aire est de 100 %. Les différentes valeurs de réduction d'aire calculées après la réalisation des essais de traction uniaxiés sont synthétisées dans le Tableau 3.5.



FIGURE 3.31: Faciès de rupture (a.) de l'essai anisotherme à 117 °C.s⁻¹ (5.10⁻¹ s⁻¹) (b.) et de l'essai isotherme à 700 °C (5 s⁻¹)

\dot{T} (°C.s ⁻¹)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	T rupture (°C)	Z (%)
isotherme	5.10^{-1}	480	36,59
isotherme	5.10^{-1}	550	60
isotherme	5.10^{-1}	650	75
isotherme	5.10^{-1}	700	91
isotherme	5.10^{-1}	800	100
117	5.10^{-1}	632	49
208	5.10^{-1}	815	100
245	5.10^{-1}	926	100
256	5.10^{-1}	866	100
316	5.10^{-1}	1000	100
395	5.10^{-1}	906	100
396	5.10^{-1}	1020	100
400	5.10^{-1}	893	100
isotherme	5	280	30,46
isotherme	5	480	25,71
isotherme	5	700	88,73
85	5	352	15,77
231	5	425	13,26
353	5	465	37,72
558	5	532	54,66

TABLE 3.5: Récapitulatif des valeurs de réduction d'aire calculées après les essais de traction uniaxiés

Dans la Figure 3.32, nous donnons l'évolution de la réduction d'aire en fonction de la tem-

pérature mesurée à rupture. La réduction d'aire à la rupture suit une même tendance quelle que soit la vitesse de déformation. Le caractère anisotherme de l'essai n'a pas d'influence sur la réduction d'aire à la rupture. Il semble alors que la température soit le seul paramètre dominant pour la rupture.



FIGURE 3.32: Réduction d'aire en fonction de la température à rupture

3.2.4.7 Effet du chargement anisotherme à 5.10^{-1} s⁻¹

Dans la section précédente, les résultats des essais de traction réalisés à 5.10^{-1} s⁻¹ ont montré que la contrainte d'écoulement anisotherme est beaucoup plus élevée que celle obtenue en conditions isothermes pour une valeur de température donnée. Cet effet a été observé aux fortes vitesses de chauffage pour des températures supérieures à 550 °C. Plusieurs pistes ont été étudiées pour déterminer l'origine de ce phénomène. Dans un premier temps, l'effet potentiel d'un vieillissement dynamique a été étudié. En nous référant aux résultats de littérature, nous avons constaté que ce phénomène apparaît principalement pour des vitesses de déformation assez faibles de l'ordre de 10^{-5} et 10^{-2} s⁻¹ (Ramachandran et Reed-Hill, 1970), (Lee, 1970b). Le vieillissement dynamique impacte principalement la gamme de température située entre 300 et 500 °C ce qui n'était pas observé lors des essais isothermes réalisés dans le cadre du programme PROMETRA (Cazalis **et al.**, 2007) à 2.10^{-1} s⁻¹. Le vieillissement dynamique est souvent relié au rôle de l'oxygène qui augmente le ratio c/a (Garde et al., 1975). Ce phénomène est observé sur des matériaux ayant une taille de grains plus importante que celle du Zircaloy-4 détendu et il est caractérisé par un minima de ductilité et de sensibilité à la vitesse de déformation. L'effet d'une possible augmentation locale de vitesse de déformation sur le comportement du matériau a été également étudié. Un suivi par stéréo-corrélation d'images étant réalisé pour nos essais de traction anisotherme, plusieurs extensomètres optiques avec différentes longueurs utiles ont été employés pour mesurer la déformation au cours des essais. Sur la Figure 3.33, nous présentons l'évolution des déformations au cours du temps pour l'essai réalisé à 400 °C.s⁻¹. La pente de vitesse de déformation est faiblement dépendante de la longueur utile.



FIGURE 3.33: Évolution de la déformation en fonction du temps au cours de l'essai lent $(5.10^{-1} \text{ s}^{-1})$ anisotherme (400 °C.s⁻¹) pour plusieurs longueurs utiles

L'anisotropie de la phase α de la gaine entraine une contraction axiale considérable dans le domaine de température situé entre 750 et 850 °C (Chung et al., 1977). Cette contraction due à l'anisotropie, superposée à celle impliquée par la dilatation thermique du matériau spécialement aux fortes vitesses de chauffage, pourrait mettre en compression (axiale) la gaine créant ainsi des dislocations de sens de déplacement contraire à celui des dislocations créées au cours d'un essai de traction. Il en résulte alors deux états de dislocations de sens opposés ce qui peut entrainer un durcissement du matériau. Cet effet est similaire à l'effet Baushinger. Cependant, les déformations de compressions restent faibles et n'expliquent pas l'écart important observé sur les niveaux de contraintes d'écoulement. Le phénomène semble être dépendant de la vitesse de chauffage parce qu'il n'apparait que pour des vitesses élevées. Cela nous a menés à étudier une éventuelle évolution de la microstructure du matériau au cours de nos essais. L'étude bibliographique présentée au début de ce document a montré que les phénomènes de restauration et de recristallisation sont dépendants non seulement de la cinétique du chauffage, mais aussi du temps de chauffage et de maintien dans le cas isotherme. Pour cette raison, une étude de l'influence des vitesses de chauffage sur les processus de restauration et de recristallisation a été entreprise. En effet, le matériau a été testé à l'état détendu qui conserve une densité de dislocation assez élevée par rapport au matériau recristallisé ce qui lui permet d'avoir un durcissement initial plus important. Cette étude de restauration-recristallisation sera présentée dans la section suivante.

3.3 Étude de la restauration-recristallisation du matériau en conditions dynamiques

Dans cette partie du manuscrit, une étude de la cinétique de restauration-recristallisation sera présentée. Cette étude a été menée pour identifier le rôle éventuel que pourrait jouer l'évolution de la microstructure du matériau au cours de nos essais. Dans cette partie, on ne fera pas la différence entre la restauration et la recristallisation et on n'étudiera pas l'évolution à l'échelle métallurgique. On s'intéressera uniquement au comportement macroscopique. Un dilatomètre a été employé pour la réalisation de cette campagne expérimentale, le dispositif est localisé à EDF R&D au laboratoire expertise et il est présenté dans la section qui suit.

3.3.1 Présentation du dispositif et séquence de chargement thermique

Le dilatomètre utilisé est présenté dans la Figure 3.34 (a.). Il est équipé d'une enceinte (Figure 3.34 (b.)), d'une pompe pour les essais sous vide, d'une bobine pour le chauffage par induction et d'une boucle d'injection de gaz pour le refroidissement.



FIGURE 3.34: Dispositif de dilatométrie (a.) et enceinte du dilatomètre (b.)

Pour ces essais, des tronçons de tube (des bagues) de 10 mm de longueur en Zircaloy-4 détendu ont été adoptés. Un thermocouple de type K est soudé au centre de l'éprouvette. Des supports en Alumine ont été usinés spécifiquement pour le maintien des tubes à l'intérieur de la bobine. D'abord, le tube est installé à l'aide du support et l'enceinte est fermée. Ensuite, la pompe est déclenchée pour réaliser le vide à l'intérieur de l'enceinte afin d'éviter les effets d'oxydation sur les tubes. L'ensemble est piloté via un ordinateur et un programme dédié permettant de configurer les séquences et les paramètres du chargement. Une séquence de chargement typique est présentée dans la Figure 3.35. Le matériau est chauffé de la température ambiante jusqu'à une température cible à différentes vitesses de chauffage. Une fois la température cible atteinte, un gaz (hélium) est injecté pour effectuer un refroidissement rapide du matériau.



FIGURE 3.35: Séquence de chargement typique : évolution de la température mesurée en fonction du temps au cours d'un essai à 225 $^{\circ}C.s^{-1}$

Une étude de l'homogénéité axiale de la température a été menée. Un premier thermocouple a été soudé au centre de l'échantillon (x=0 mm) et un deuxième a été soudé à 3,5 mm du centre (ou 1,5 mm du bord de l'échantillon). Trois vitesses de chauffage ont été appliquées : 28, 225 et 345 °C.s⁻¹. Dans la Figure 3.36, on présente ces mesures de thermocouples ainsi que la valeur absolue de la différence de températures. Au début du chauffage, le bord de l'échantillon est légèrement plus chaud. La température s'homogénéise ensuite avec le temps. Au cours de la phase de refroidissement, c'est le centre de l'éprouvette qui devient progressivement plus chaud. Ceci peut être relié à la position du deuxième thermocouple (soudé à 3,5 mm du centre) par rapport à l'entrée du gaz de refroidissement au niveau de l'enceinte du dilatomètre. En comparant les différences de températures selon la vitesse de chauffage appliquée, on remarque que le gradient de température devient plus important quand la vitesse de chauffage augmente parce qu'on laisse moins de temps à l'échantillon pour homogénéiser sa température. Au cours de la phase de chauffage de 28, 225 et 345 °C.s⁻¹ respectivement.



FIGURE 3.36: Différences de températures à (a.) 28, (b.) 225 et (c.) 345 $^\circ\mathrm{C.s^{-1}}$

Les différents paramètres des cycles appliqués sont disponibles dans le Tableau 3.6. Pour nos essais, aucun temps de maintien n'a été appliqué à la température maximale, le refroidissement est directement déclenché à ce point. Nos vitesses de chauffage sont calculées depuis la température ambiante (température initiale du chargement thermique) jusqu'à la température cible (température maximale). Les vitesses de refroidissement sont calculées depuis la température maximale jusqu'à 430 °C, température à laquelle on a considéré que la recristallisation ne peut plus avoir lieu.

Le but de ces essais consiste à reproduire approximativement les mêmes vitesses de chauffage que celles atteintes au cours de nos essais de traction anisothermes à faibles vitesses de déformation, c'est-à-dire des vitesses de chauffage entre 100 et 400 °C.s⁻¹ environ. Nous avons alors appliqué des vitesses entre 28 et 430 °C.s⁻¹. Nous avons également exploité la base de données fournie dans (Hunt et Schulson, 1980) où le matériau a subi plusieurs séquences de chauffage. Des rampes de 0.5 et 25 °C.s⁻¹ ont été appliquées ainsi que des traitements avec des temps de maintien. Les paramètres des essais de (Hunt et Schulson, 1980) sont disponibles dans le Tableau 3.7.

$\dot{T}_{chauffage}(^{\circ}C.s^{-1})$	Température cible (°C)	$\dot{T}_{refroidissement}(°C.s^{-1})$
28	$652,\!8$	-204
28	674,8	-134
28	694,7	-137
28	715,2	-130
28	735	-141
28	754,9	-135
223	685,6	-172
224	705	-160
224	723,8	-164
223	745,1	-165
222	739,2	-219
223	763,4	-167
223	764,6	-194
224	784,7	-194
223	784,5	-203
342	689,9	-159
336	709,3	-183
339	727,4	-176
335	748,3	-188
335	766,5	-182
345	785,2	-154
335	808,2	-185
431	$693,\! 6$	-147
433	713,4	-161
435	731,9	-169
432	741,4	-197
435	771,4	-207
435	791,8	-204
428	776,8	-194

CHAPITRE 3 : Comportement anisotherme en sollicitation uniaxiale

 TABLE 3.6: Paramètres des séquences de chauffage réalisées

106

$\dot{T}_{chauffage}(°C.s^{-1})$	Température cible (°C)	Temps de maintien (s)	$\dot{T}_{refroidissement}(°C.s^{-1})$
125	518	60	-220
125	565	60	-220
125	588	60	-220
125	600	60	-220
125	612	60	-220
125	630	60	-220
125	650	60	-220
125	679	60	-220
125	710	60	-220
0,5	570	-	-100
0,5	596	-	-100
0,5	604	_	-100
0,5	617	_	-100
0,5	628	_	-100
0,5	637	—	-100
0,5	642	_	-100
0,5	654	_	-100
0,5	666	_	-100
0,5	691	-	-100
25	588	_	-130
25	646	_	-130
25	665	_	-130
25	685	_	-130
25	699	_	-130
25	722	_	-130
25	750	_	-130
25	776	_	-130
25	798	_	-130
25	822	_	-130

3.3 Étude de la restauration-recristallisation du matériau en conditions dynamiques 107

TABLE 3.7: Paramètres des séquences de chauffage réalisées dans (Hunt et Schulson, 1980)

3.3.2 Mesures de dureté et modèle adopté

Une fois les chargements thermiques réalisés, on s'est dirigé vers l'étape de mesures de dureté. L'idée consiste à suivre la même démarche que celle indiquée dans (Hunt et Schulson,

1980) afin de remonter par des mesures de microdureté Vickers (HV) à une fraction de matériau non recristallisé. Pour cette raison, les échantillons ont été découpés puis enrobés et polis selon la procédure indiquée en Annexe B à la position où le thermocouple était soudé. Toutes nos mesures de microdureté ont eu lieu à l'aide d'une charge de 500 grammes conformément à l'étude de (Legras, 1999). En effet, la distance du centre de l'empreinte au bord de l'échantillon doit être supérieure à 2,5 fois la diagonale de l'empreinte et la distance séparant deux empreintes doit être supérieure à 3 fois la longueur de la diagonale d'une empreinte. Les deux états de référence correspondent aux états détendu et recristallisé. Pour le matériau détendu, nous avons pris des mesures de microdureté du matériau vierge à l'état de réception ce qui correspond à 228,79 HV avec un écart type de 3,28 HV. Afin de minimiser l'écart type, 20 mesures de microdureté par échantillon ont été relevées. Pour déterminer la microdureté d'un état de référence recristallisé, un traitement thermique a été effectué à 830°C pendant 20 minutes. La vitesse de chauffage et la vitesse de refroidissement étaient de 1 et -1 °C.s⁻¹. Suite à ce chargement, une microdureté de 173,45 HV a été mesurée avec un écart type de 2,47 HV. Ces valeurs de microdureté des matériaux détendu et recristallisé correspondent à des fractions de matériau non recristallisé de 1 et 0 respectivement. Une fois toutes les mesures de microdureté réalisées, on a étudié l'évolution de la fraction du matériau non recristallisé en fonction de la température maximale atteinte au cours du chargement thermique. On s'est inspiré de l'étude réalisée à faibles vitesses de chauffage dans (Hunt et Schulson, 1980) pour établir un modèle pour la description de l'évolution de la fraction non recristallisée en fonction de la température, la vitesse de chauffage et les temps de maintien. En conditions isothermes, avec un temps de maintien de 60 secondes le processus de recristallisation commence entre 526 et 576 °C et prend fin à 676 °C. Nos transitoires à 28 °C.s⁻¹ ont montré un bon accord avec les transitoires de (Hunt et Schulson, 1980) à 25 °C.s⁻¹. Le modèle proposé dans la même étude a été adopté et étendu aux fortes vitesses de chauffage. Un nouveau jeu de paramètre a été identifié sur la base de nos essais et de ceux de (Hunt et Schulson, 1980). Le modèle est donné dans les équations 3.1 (formulation anisotherme ou en transitoire) et 3.2 (formulation isotherme).

$$\frac{\mathrm{d}F}{\mathrm{d}t} = -K.exp(-\frac{E}{RT}).F(t) \tag{3.1}$$

$$F = F_0.exp(-K.t.exp(-\frac{E}{RT}))$$
(3.2)

Avec F la fraction du matériau non recristallisé, F_0 est la fraction du matériau non recristallisé initiale, t est le temps, T est la température absolue en Kelvin et R est la constante des gaz parfaits (R=8,314 J.mol⁻¹.K⁻¹). Une amélioration a été introduite au modèle en intégrant une température seuil de début de recristallisation (Eq 3.3) dépendante de la vitesse de chauffage.

$$T_{DRX} = \alpha. \dot{T}^{\beta} \tag{3.3}$$

Le modèle complet en version anisotherme s'écrit donc :

$$F = \begin{cases} 1 & \text{si } T < T_{DRX} \\ \frac{\mathrm{d}F}{\mathrm{d}t} = -K.exp(-\frac{E}{RT}).F(t) & \text{sinon} \end{cases}$$
(3.4)

Avec T_{DRX} la température de début de recristallisation, α et β les deux paramètres du modèle tels que : $\alpha = 849,37$ et $\beta = 2492,31.10^{-5}$. Les paramètres K et Q du modèle sont identifiés sur les essais isothermes de (Hunt et Schulson, 1980) en utilisant l'équation 3.2 et sur les transitoires thermiques à 0.5, 25, 28, 225, 335 et 430 °C.s⁻¹ en utilisant l'équation 3.4. Les paramètres du modèle sont donnés dans le Tableau 3.8.

Étude	K (-)	$E (Joule.mol^{-1})$	Domaine de validité
(Hunt et Schulson, 1980)	$2,08.10^{18}$	$345465,\!9$	Isotherme $+$ anisotherme jusqu'à 25 °C.s $^{-1}$
Cette étude	$1,87.\ 10^{18}$	344980,6	Isotherme + anisotherme jusqu'à 430 °C.s $^{-1}$

TABLE 3.8: Paramètres du modèle de prédiction de la fraction non recristallisée

Les fractions du matériau non recristallisé issues des mesures de microdureté ainsi que les courbes du modèle sont présentées dans la Figure 3.37. Les valeurs de microdureté sont déterminées sur les échantillons après la phase de refroidissement. À ce stade, nous ne pouvons pas quantifier l'incrément de la fraction non recristallisée au cours du refroidissement au moins jusqu'à 430 °C. Le temps de refroidissement n'étant pas négligeable par rapport à la durée du chauffage, il reste dépendant de la vitesse de refroidissement. Nous pouvons alors supposer que le modèle surestime la fraction du matériau non recristallisé. Autrement dit, la valeur réelle de la fraction du matériau non recristallisé à la température cible ou maximale durant le cycle devrait être inférieure à celle estimée par le modèle à la même température. Le mécanisme de recristallisation du matériau se décale vers les hautes températures avec l'augmentation de la vitesse de chauffage. Cependant, à partir de 225 $^{\circ}C.s^{-1}$, on remarque que la température de début de recristallisation atteint une valeur maximale et semble ne plus être dépendante de la vitesse de chauffage. Malgré le fait qu'il existe un décalage dans la température de début de recristallisation, qui est fonction de la vitesse de chauffage, il semblerait que le modèle identifié soit bien adapté. Il est capable d'estimer la fraction du matériau non recristallisé même aux fortes vitesses de chauffage.



FIGURE 3.37: Résultats de recristallisation et estimations du modèle

3.3.3 Application du modèle aux cas des essais de traction anisotherme

Une fois le modèle de recristallisation établi, on s'est orienté vers l'application de ce modèle au cas de nos essais isothermes et anisothermes. L'idée consiste à appliquer le modèle en ses formulations isothermes et anisothermes aux différents historiques de températures subis par les éprouvettes. Pour les essais isothermes, la formulation isotherme a été appliquée de la température ambiante jusqu'à la température de l'essai et en particulier jusqu'au moment où on a mesuré la contrainte maximale (point de la résistance mécanique). Les vitesses de chauffage et les temps de maintien qui correspondent aux essais isothermes sont indiqués dans le Tableau 3.9.

έ (s ⁻¹)	T (°C)	Vitesse de chauffage jusqu'à T_{essai} (°C.s ⁻¹)	Temps de maintien (s)
5.10^{-1}	480	7	181
5.10^{-1}	550	10	68
5.10^{-1}	650	16	17
5.10^{-1}	700	10	30
5.10^{-1}	800	5	44
5	280	0,2	141
5	480	6	122
5	700	5	264

3.3 Étude de la restauration-recristallisation du matériau en conditions dynamiques 111

TABLE 3.9: Paramètres des chargements thermiques des essais isothermes

La même démarche a été appliquée pour les essais anisothermes, la formulation anisotherme du modèle a été appliquée de la température ambiante jusqu'à la température mesurée au point de la résistance mécanique apparente. Le modèle tient compte alors des temps de chauffage et des temps de maintien pour les essais isothermes et également du temps de préchauffage et du temps de stabilisation à 280 °C pour les essais anisothermes. On rappelle ici que le modèle donne une surestimation de la vraie fraction du matériau non recristallisé au point de la charge maximale. Néanmoins, cette valeur pourrait représenter une limite basse de la valeur réelle. Les résultats de l'application du modèle aux cas de nos essais sont disponibles sur la Figure 3.38.



FIGURE 3.38: Fraction du matériau non recristallisé estimée par le modèle au point de la contrainte maximale des essais isothermes et anisothermes

L'estimation du modèle montre que dans la majorité des essais anisothermes le matériau reste à l'état détendu au point du Rm apparent. Les essais anisothermes rapides à 5 s⁻¹ sont tous à l'état détendu. Seulement deux tubes testés sous conditions anisothermes (395 et 396 °C.s⁻¹) commencent à recristalliser (avec une surestimation du modèle de la fraction recristallisée). L'essai réalisé à 400 °C.s⁻¹ reste à l'état détendu sachant qu'il s'agit de l'essai pour lequel on a détecté le maximum de déviation par rapport au cas isotherme sur les courbes donnant l'évolution du Rm en fonction de la température (Figure 3.27). Les essais lents isothermes (5.10^{-1} s⁻¹) commencent à recristalliser à partir de l'essai réalisé à 550 °C. En effet, la résistance mécanique isotherme a chuté de 367 à 127 MPa entre 550 et 700 °C. Autrement dit, on a enregistré une chute du Rm de 240 MPa pour une différence de 150 °C seulement. La recristallisation du matériau entre ces 2 températures explique alors cet écart important (65 %).

Les résultats donnant l'évolution des résistances mécaniques isothermes et anisothermes en fonction de la température sont repris dans la Figure 3.39. On a indiqué pour chaque essai réalisé la fraction du matériau non recristallisé calculée au point du Rm à l'aide du modèle identifié précédemment. La courbe donnant la fraction non recristallisée en conditions iso-

thermes est obtenue en simulant des cycles similaires à ceux réalisés par (Hunt et Schulson, 1980) (Chauffage à 125 °C.s⁻¹ – maintien de 60 secondes à température cible – refroidissement à -220 °C.s⁻¹). La deuxième courbe correspond à un chauffage à rapide de 430 °C.s⁻¹ sans appliquer de temps de maintien à la température cible. On remarque que les résistances mécaniques isothermes (à 700 et 800 °C) correspondant aux deux matériaux complètement recristallisés sont en accord avec les résultats de PROMETRA (Cazalis et al., 2007). En effet, les mêmes niveaux de contrainte sont atteints et les matériaux testés dans le cadre du programme PROMETRA (Cazalis et al., 2007) seraient également recristallisés à ces températures. Le changement de l'allure de la courbe donnant la tendance des essais PRO-METRA observé entre 500 et 600 °C serait lié au début de la restauration-recristallisation du matériau à ces températures. Dans le cas anisotherme, si la vitesse de chauffage est suffisamment élevée on peut imaginer que la courbe tendance continue de décroitre d'une façon linéaire jusqu'aux valeurs correspondant à une recristallisation totale du matériau.



FIGURE 3.39: Évolution de la résistance mécanique isotherme/anisotherme et de la fraction du matériau non recristallisé en fonction de la température

Ces résultats mettent en évidence l'importance de la vitesse de chauffage ainsi que le temps de maintien qui précède la réalisation d'un essai isotherme. Ceci rejoint les résultats de (Talia

et Povolo, 1977) où des contraintes d'écoulement plus faibles ont été obtenues quand la vitesse de chauffage a été diminuée. Le modèle a été réutilisé une fois encore pour déterminer l'influence des temps de maintien avant la réalisation des essais isothermes à une température donnée. Le modèle a été appliqué à des transitoire similaires à ceux obtenus dans des fours classiques employés pour la réalisation des essais isothermes. Autrement dit, on a appliqué le modèle à des séquences de température obtenues suite à une montée à 15 °C.s⁻¹ à partir de la température ambiante jusqu'à plusieurs températures cibles (qui seraient les températures des essais isothermes). Les fractions du matériau non recristallisé ont été calculées par la suite pour plusieurs temps de maintien. Les résultats obtenus sont présentés dans la Figure 3.40.



FIGURE 3.40: Évolution de la fraction du matériau non recristallisé en fonction du temps de maintien pour plusieurs températures

Pour une température donnée, la fraction non recristallisée diminue avec l'augmentation du temps de maintien. L'impact de ce dernier est plus fort quand la température est plus élevée. À partir de 575 °C environ l'impact devient très important. Avec une température de chauffage de 15 °C.s⁻¹ les matériaux testés à une température de 800 °C au moins seraient complètement recristallisés dans la phase de chauffage qui précède la réalisation de l'essai. 100 secondes de maintien sont suffisantes pour recristalliser un matériau à 650 °C. Des schématisations en 3D donnant l'évolution simultanée de la fraction non recristallisée, la température et le temps sont présentés dans la Figure 3.41 pour 3 vitesses de déformation. Pour ces graphiques, l'instant initial (0 secondes) correspond à une température ambiante et un état complètement détendu (F=1). La montée de température est simulée jusqu'à plusieurs températures cibles, un temps de maintien est appliqué par la suite jusqu'à 180 secondes.



FIGURE 3.41: Schématisation en 3D de la fraction du matériau non recristallisé en fonction de la température et du temps aux vitesses de chauffage de 5, 15 et 30 °C.s⁻¹

Des courbes d'iso-valeurs de fraction sont également tracées. En se plaçant sur les deux extrémités d'une courbe d'iso-valeur de fraction non recristallisée on remarque qu'on peut obtenir la même fraction pour une température moins élevée mais en appliquant un temps de maintien plus important. En se déplaçant sur l'extrémité de la courbe pour un temps de 180 secondes on obtient l'évolution classique de la fraction non recristallisée en fonction de la température. La comparaison des trois courbes (donc des 3 vitesses de chauffage) nous permet d'avoir une idée sur l'effet du temps consacré au chauffage (nécessaire pour atteindre la température cible). La comparaison nous permet aussi d'estimer le temps restant nécessaire à la recristallisation complète du matériau. En effet, en se plaçant à une température donnée après la phase de montée, le temps nécessaire pour recristalliser le matériau est plus élevé sur la Figure 3.41-(c.) que sur la Figure 3.41-(a.).

3.4 Effet d'un préchargement sur le comportement anisotherme du Zircaloy-4

Dans ce chapitre seront présentés les résultats des essais de traction uniaxiés anisothermes sur matériau ayant subi un préchargement. Cette campagne expérimentale a été réalisée pour étudier le cas hypothétique d'un crayon combustible qui subirait un transitoire de type RIA après une remontée à pleine puissance. En réacteur, sous l'effet du fluage de la gaine (engendré par le différentiel de pression entre circuit primaire et l'intérieur du crayon) et des variations de géométrie de la pastille combustible (dilatation et gonflement), le jeu initial entre pastille et gaine disparait progressivement pour laisser place à un état d'équilibre thermomécanique appelé conditionnement. Lorsque la gaine est conditionnée, la contrainte qu'elle subit est faible. Si la gaine est conditionnée lors d'un fonctionnement prolongé à puissance intermédiaire, un retour à puissance nominale du réacteur va engendrer une contrainte circonférentielle plus importante dans la gaine à cause de la dilatation instantanée de la pastille avant que la relaxation du gainage n'intervienne. Si un transitoire de type RIA était amorcé à l'instant du retour à puissance nominale, l'état initial de la gaine serait préchargé. Il est nécessaire de vérifier si cet état initial peut avoir un impact sur la tenue de la gaine lors du transitoire RIA.

Des calculs réalisés par la Direction Technique d'EDF ont montré que le retour à puissance nominale pouvait engendrer un chargement de type déformation imposée à une vitesse de déformation de l'ordre de 2.10^{-5} s⁻¹, jusqu'à une contrainte tangentielle égale à 80 % de la limite élastique du matériau, et accompagné d'un échauffement de 40 °C. On se propose dans cette partie de vérifier l'impact d'un tel préchargement sur le comportement du Zircaloy-4 lors d'essais de traction en conditions anisothermes.

3.4.1 Séquence de chargement thermomécanique appliquée

Tous les essais de traction sur le matériau préchargé ont été réalisés à 5 s⁻¹. Plusieurs préchargements ont été effectués :

- 380 MPa à 280 °C, ce qui correspond approximativement à 80 % de la limite d'élasticité du matériau à 280 °C.
- 350 MPa à 350 °C, ce qui correspond approximativement à 80 % de la limite élastique du matériau à 350 °C.
- 500 MPa à 280 °C, ce qui correspond approximativement à 1,5 % de déformation totale (on plastifie le matériau).

Concernant le chargement, la machine a été pilotée en force nulle jusqu'à la température du préchargement (280 ou 350 °C). Ces températures sont représentatives des températures réelles mesurées dans les phases de conditionnement. Une stabilisation d'une minute environ est effectuée. On bascule par la suite vers le pilotage en déplacement. Le préchargement est effectué avec une vitesse de déplacement de 5.10^{-1} mm.s⁻¹, une fois la contrainte de préchargement atteinte, on arrête le déplacement du vérin, une phase de relaxation est alors observée. Ensuite, un transitoire thermomécanique est lancé identiquement à celui des essais anisothermes précédemment réalisés. Les paramètres des essais sur le matériau préchargé sont disponibles dans le Tableau 3.10.

$\sigma {\rm \ pr\'echargement} \ ({\rm MPa})$	T préchargement (°C)	Durée préchargement (s)	$T_{initiale}(^{\circ}C)$	$\dot{T}_{chauffage}$ (°C.s ⁻¹)
380	280	10	342	161
380	280	20	389	177
380	280	20	371	280
350	350	32	423	147
350	350	1	350	Isotherme
500	280	18	352	109
500	280	22	397	603
_	_	_	321	85
_	_	_	366	231
_	_	_	383	353
_	_	_	409	558

TABLE 3.10: Paramètres des préchargements effectués

Quelques essais sans préchargement sont sélectionnés en bas du Tableau 3.10 pour établir une comparaison par la suite afin d'identifier les effets du préchargement. Pour les essais sur le matériau préchargé, les vitesses de chauffage sont calculées de la température correspondant à la fin du préchargement jusqu'à la température de rupture.

3.5 Résultats des essais sur matériau préchargé

Les courbes de traction anisothermes sur matériau préchargé sont données dans la Figure 3.42. Pour établir une comparaison, les courbes de traction anisothermes sur matériau vierge sont tracées sur les mêmes graphiques. Dans un premier temps, deux types de préchargement ont eu lieu dans le domaine élastique du matériau (Figure 3.42-(a.) et (b.)). Les préchargements ont eu lieu à des températures de 280 et 350 °C. Les contraintes de préchargement ont été fixées à 380 et 350 MPa respectivement pour qu'elles correspondent à 80 % environ de la limite élastique du matériau à ces températures. Les choix des essais anisothermes sur matériau vierge pour la comparaison des comportements est déterminé selon la température initiale et la vitesse de chauffage. La reproduction d'un essai avec la même température initiale et la même vitesse de chauffage étant quasi impossible sur le plan expérimental, on a sélectionné l'essai qui satisfait au mieux ces deux paramètres. Les déformations axiales qui correspondent aux essais anisothermes sur le matériau préchargé sont mesurées de la même façon que les déformations des essais anisothermes sur le matériau vierge. La comparaison des courbes de traction anisotherme sur matériau vierge et préchargé à 80 % de sa limite élastique montre que le comportement du matériau reste pratiquement le même. Le préchargement n'a pas d'influence sur le comportement du matériau vis-à-vis de la contrainte d'écoulement et de la déformation atteinte. On a décidé alors d'effectuer un préchargement plus important à 500 MPa et 280 °C (Figure 3.42-(c.)). Pour une charge de 500 MPa, le matériau atteint 1,5 % environ de déformation totale, on est alors dans le domaine plastique. Encore une fois, la déformation plastique du matériau avant le transitoire semble ne pas avoir d'influence sur le comportement du matériau à 5 s⁻¹. Sur la base de ces essais, on conclut que le comportement du matériau en transitoire représentatif du RIA (5 s^{-1}) est indépendant du préchargement au moins jusqu'à 1,5 % de déformation totale. Ces résultats seront consolidés dans la suite par une analyse comparative des contraintes maximales atteintes au cours des essais en se basant sur les essais pour lesquels on a obtenu approximativement la même vitesse de chauffage et la même température initiale.



FIGURE 3.42: Courbes de traction anisotherme sur le matériau préchargé

3.5.1 Propriétés mécaniques du matériau préchargé

Dans cette partie, on présente une deuxième comparaison entre les propriétés du matériau vierge et celui préchargé toujours d'un point de vue macroscopique en adoptant la même démarche que celle utilisée pour la comparaison des essais isothermes et anisothermes (Figure 3.27). Dans la Figure 3.43, on présente l'évolution de la résistance mécanique (en conditions isothermes) et la résistance mécanique apparente (en conditions anisothermes) en fonction de la température atteinte au point de la charge maximale. Sur le même graphique, on a représenté la totalité des essais réalisés à 5 s⁻¹ (isothermes/anisothermes et vierges/préchargés). L'effet du chargement anisotherme sur la résistante mécanique a été discuté précédemment. Le préchargement ne semble pas avoir d'influence sur la résistance mécanique apparente. Les résistances mécaniques apparentes atteintes au cours des transitoires sur matériau préchargé sont en bon accord avec les résistances mécaniques isothermes ou les résistances mécaniques apparentes atteintes au cours des transitoires sur le matériau vierge.



FIGURE 3.43: Évolution de la contrainte maximale en fonction de la température sur matériau vierge et préchargé en conditions isothermes et anisothermes
3.6 Simulation des essais de traction uniaxiés anisothermes

Dans cette partie du travail, l'objectif consiste à vérifier la réponse d'une loi de comportement identifiée sur des essais isothermes à l'état de réception pour des simulations anisothermes avec ou sans préchargement. La loi de comportement Crocodile-RIA précédemment présentée dans la partie bibliographique du document a été utilisée pour simuler les essais de traction uniaxiés sur matériau vierge et préchargé à 5 s^{-1} . Les essais anisothermes sur matériau vierge réalisés à 5.10^{-1} s⁻¹ ne feront pas l'objet de ce travail numérique parce qu'on a montré que ces essais présentaient un comportement différent avec une évolution de microstructure pour les essais isothermes selon la température et les temps de maintien appliqués. Cependant, la loi de comportement a été identifiée sur des essais isothermes jusqu'à 980 °C à des vitesses de déformation de 5, 2.10^{-1} et 10^{-2} s⁻¹. C'est-à-dire que, la loi de comportement tient compte "malgré elle" de cette éventuelle évolution de la microstructure et donc l'imposera aux simulations, sur la seule base de la température et non de l'historique de la température. Une simulation de nos essais anisothermes à 5.10^{-1} s⁻¹ à l'aide de cette loi de comportement donnera alors une limite basse en contrainte qui représentera une enveloppe inférieure du "vrai" comportement mécanique du matériau. Ces simulations ont été réalisées à l'aide de Code ASTER[®], de Salomé-méca[®] et de la loi de comportement Crocodile-RIA sous format Mfront.

3.6.1 Simulation des essais sur matériau vierge

Pour simuler les essais de traction anisothermes, uniquement la zone d'intérêt de 2 mm a été considérée. Il s'agit d'un calcul axisymétrique en grandes déformations sur une portion du tube qui fait 2 mm de longueur et 0,57 mm d'épaisseur. Le maillage est réalisé dans le plan (x,y) via la plateforme Salomé méca[®]. Pour les conditions aux limites du calcul, on a considéré une température homogène dans la totalité de la zone d'intérêt ce qui revient à négliger le gradient de 8 °C dans la direction axiale du tube. Les températures mesurées au cours de l'essai à l'aide du thermocouple sont imposées dans le calcul à chaque pas de temps. La même démarche a été adoptée pour le champ de déformation, on a donc imposé un déplacement suivant la direction axiale du tube. À chaque instant, le déplacement imposé est donné par le produit de la déformation moyennée dans la zone d'intérêt et mesurée par les dispositifs de stéréo-corrélation d'images, par la longueur utile de la portion du tube (2 mm). Le pas de temps est déterminé par la fréquence d'acquisition des caméras employées pour l'instrumentation des essais. Les déformations calculées sont donc identiques à celles des essais et les contraintes calculées sont homogènes dans la totalité de la géométrie. Comme ces contraintes calculées sont des contraintes vraies (F/S) et pour établir une comparaison entre l'expérimental et la simulation, on a choisi de présenter des courbes de traction vraies pour confronter l'expérience à la simulation. Dans nos simulations, la loi de comportement ne prend pas en compte la dilatation thermique du matériau alors que ce n'est pas le cas pour les essais expérimentaux.

En effet, une compression du matériau pendant le transitoire sous l'effet de la dilatation thermique est constatée par les caméras. La déformation mesurée par stéréo-corrélation d'images est donc une déformation totale donnée par l'équation suivante :

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{totale} = \boldsymbol{\varepsilon}_e + \boldsymbol{\varepsilon}_{vp} + \boldsymbol{\varepsilon}_{thermique} \tag{3.5}$$

Où : $\mathbf{\varepsilon}_e$ est la déformation élastique, $\mathbf{\varepsilon}_{vp}$ est la déformation viscoplastique et $\mathbf{\varepsilon}_{thermique}$ est la déformation thermique. Pour les calculs, il a fallu donc soustraire cette déformation thermique à chaque pas de temps malgré sa faible contribution à la déformation totale. En effet, ces essais présentent une évolution moins importante de la température et donc de la déformation thermique par rapport aux essais anisothermes à 5.10^{-1} s⁻¹ durant lesquels le matériau a eu suffisamment de temps pour chauffer. Selon les travaux de (IAEA, 2006), cette déformation thermique dans la direction axiale du tube est donnée par :

$$\mathbf{\varepsilon}_{thermique}^{axial} = (1 - f_z) \cdot \mathbf{\varepsilon}_a + f_z \cdot \mathbf{\varepsilon}_c \tag{3.6}$$

Avec :

$$\varepsilon_a = 4,95.10^{-6}.(T - T_0) \tag{3.7}$$

$$\varepsilon_c = 1,26.10^{-5}.(T - T_0) \tag{3.8}$$

 ε_a et ε_c sont respectivement les dilatations thermiques suivant les axes $\langle a \rangle$ et $\langle c \rangle$ de la maille hexagonale de tube, f_z est le facteur de Kearns (Tableau 3.2) et il est égal à 0,0529, $T_0 = 280$ °C température à laquelle l'éprouvette et la zone utile sont libres de toutes contraintes et T est la température considérée homogène dans la zone utile. Les déformations imposées dans nos calculs sont alors des déformations mécaniques vraies (Eq 3.10). Naturellement, les essais sont simulés jusqu'à la limite de la corrélation d'images.

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{vrate} = ln(1 + (\boldsymbol{\varepsilon}_{totale} - \boldsymbol{\varepsilon}_{thermique})) \tag{3.9}$$

$$\sigma^{vraie} = \sigma^{ing} . (1 + (\varepsilon_{totale} - \varepsilon_{thermique}))$$
(3.10)

Les résultats des simulations sont disponibles dans la Figure 3.44.



FIGURE 3.44: Résultats de la simulation des essais anisothermes à 5 s⁻¹

La simulation des essais anisothermes rapides a montré que la loi reproduit correctement les résultats des expériences, les écarts entre les courbes sont considérés comme faibles. Pour l'essai réalisé à la vitesse de chauffage la plus élevée (558 $^{\circ}$ C.s⁻¹), on a pu obtenir la courbe complète jusqu'à la rupture, l'écart entre la courbe expérimentale et simulée en striction s'explique par le fait que la loi de comportement ne prend pas en compte l'endommagement du matériau et la modélisation ne permet pas d'induire de localisation de la déformation. Les simulations confirment les interprétations de nos essais rapides à 5 s^{-1} ; aux fortes vitesses de déformations, le chargement mécanique est tellement rapide que le matériau n'a pas suffisamment de temps pour chauffer, même en appliquant une rampe de température élevée. Dans ces conditions de chargement, on tend vers un cas isotherme puisque l'évolution de la température n'est pas suffisante pour introduire des effets sur le comportement du matériau. Sous ses conditions opératoires, une loi de comportement isotherme (Crocodile-RIA) est capable de reproduire correctement des transitoires de type RIA pour des vitesses de déformation de 5 s⁻¹ et des vitesses de chauffage assez importantes (environ 600 °C.s⁻¹). Afin de valider les différentes hypothèses adoptées dans notre démarche de calcul, une deuxième simulation a eu lieu en prenant en compte l'effet du gradient thermique sur la totalité de la géométrie. Pour modéliser le gradient de température à chaque pas de temps, les données de thermographie IR ont été dépouillées : à chaque instant, l'émissivité a été post-traitée, et ceci dans le but d'avoir une température (mesurée par la caméra thermique au centre de l'éprouvette) qui soit identique avec la mesure du thermocouple. A chaque pas de temps, la caméra fait une acquisition qui correspond à une image de format 320 x 256 pixels. On récupère donc une matrice de température du même format (320 lignes et 256 colonnes). Comme il s'agit d'une géométrie tubulaire, on a des effets de bords puisque les directions d'incidence des photons ne sont pas toujours les mêmes par rapport à la caméra. Seulement une ligne de données a été donc considérée. Elle correspond aux photons émis suivant la normale de la surface et qui arrivent perpendiculairement à la caméra. Cette ligne de données nous donne un gradient représentatif de la température à chaque instant. On a considéré une longueur utile de 7 mm. Cette longueur correspond à la longueur commune vue par les caméras de stéréo-corrélation et de thermographie IR puisque les bords de l'éprouvette sont cachés par les mors de la machine. On s'est limité alors à 7 mm de longueur pour cette modélisation. Les déplacements imposés dans le calcul suivant la direction axiale du tube sont le produit des déformations mécaniques (soustraction de la déformation thermique) mesurées par un extensomètre optique (7 mm de longueur initiale), par une longueur utile de 7 mm. On considère qu'il n'y a pas de gradient thermique dans l'épaisseur de la gaine. Pour les données de thermographie, une longueur de 7 mm correspond à 85 pixels, on a donc créé un premier maillage (Figure 3.45-(a.)) qui comporte 85 nœuds dans la longueur avec 10 éléments dans l'épaisseur, à chaque nœud on a affecté une température issue des données de thermographie post-traitées. Un premier calcul thermique a eu lieu en procédant par une modélisation axisymétrique. Un deuxième maillage est réalisé pour la partie mécanique de la simulation (Figure 3.45-(b.)). Le deuxième maillage est raffiné au centre puisque l'on s'attend à une localisation de la déformation dans cette zone sous l'effet du chargement mécanique et du gradient thermique dans la longueur du tube.



FIGURE 3.45: Maillages utilisés pour la modélisation thermique (a.) et mécanique (b.)

Ici, seul l'essai rapide (5 s⁻¹) réalisé à 231 °C.s⁻¹ a été modélisé. Le but est d'établir une

comparaison entre une simulation sur géométrie complète et une simulation sur 2 mm de longueur comme on l'a fait précédemment. Après le calcul, on récupère les réactions aux nœuds (F_i) à chaque pas de temps pour calculer les contraintes d'ingénieur (Eq 3.11) et les comparer aux résultats de l'essai. Pour 10 éléments dans l'épaisseur du tubes, on a 11 noeuds.

$$i = 1 \qquad 50$$

$$\int_{i=1}^{1} \int_{i=1}^{1} \int_{$$

$$\sigma^{ing} = \sum_{i=1}^{noeud=11} F_i(\frac{2\Pi}{S_0})$$
(3.11)

FIGURE 3.46: Expérience V
s Simulation de l'essai réalisé à 231 °C.s $^{-1}$ modélisé sur une géométrie de 7 mm de longueur

Sur la Figure 3.46, on a établi une comparaison entre l'expérience et la simulation de l'essai, la modélisation a été effectuée sur 7 mm de longueur en tenant compte du gradient thermique réel mesuré sur l'éprouvette par thermographie IR. Les déformations de l'essai sont mesurées par stéréo-corrélation à l'aide de l'extensomètre E_0 ayant 7 mm de longueur initiale (L_0). La figure montre une bonne cohérence entre la simulation et l'expérience. En effet, au point du Rm expérimental on a une contrainte maximale de 525 MPa environ soit une différence de 70 MPa (13 % environ) entre la simulation et l'expérience ce qui est considéré comme acceptable sachant que même en conditions isothermes la loi ne prévoit pas exactement le même niveau que la mesure du Rm expérimentale. Au-delà de ce point, la comparaison est inutile du fait de la non prise en compte des effets de l'endommagement du matériau dans la loi de comportement. En conclusion, nous considérons comme validé la démarche adoptée pour la simulation des essais anisothermes uniaxiés sur tubes. Dans la suite, on présente les résultats de la simulation des essais de traction anisothermes sur le matériau préchargé.

3.6.2 Simulation des essais sur matériau préchargé

Dans cette partie, on va essayer d'évaluer l'aptitude de la loi de comportement (Crocodile-RIA) à reproduire des chargements complexes avec des trajets de chargements qui diffèrent des essais de la base d'identification de la loi (isotherme, à vitesse de déformation imposée). Ces différences proviennent principalement de la nature anisotherme des essais ainsi que de la nature des trajets (traction isotherme, relaxation isotherme puis traction anisotherme). Une confrontation entre les résultats de l'expérience et la simulation numérique est donnée dans la Figure 3.47. Dans tous les cas, les courbes montrent un bon accord entre l'expérience et la simulation, quel que soit le préchargement effectué. Encore une fois, à grande vitesse de déformation, la loi de comportement simule correctement les essais anisothermes. À travers ces simulations, nous montrons également que la loi permet de reproduire des chargements avec des trajets complexes, mais toujours uniaxiés. Les écarts entre les expériences et leurs simulations demeurent acceptables.



FIGURE 3.47: Expérience Vs Simulation des essais de traction anisothermes sur le matériau préchargé

3.7 Conclusions

Dans ce chapitre, on a présenté un nouvel essai développé spécifiquement pour tester des gaines combustibles dans le sens axial en conditions très proches du RIA. Le dispositif permet la réalisation simultanée de transitoires rapides mécaniques (jusqu'à 5 s^{-1}) et thermiques (jusqu'à 600 °C.s^{-1}), et ceci simultanément, ce qui constitue une avancée majeure par rapport aux données disponibles dans la littérature. L'emploi d'une instrumentation pointue (stéréo-corrélation d'images pour le suivi de la déformation, thermographie infrarouge pour la détermination des champs thermiques) et synchronisée avec l'application du chargement thermomécanique permet une exploitation avancée des essais et une mise en données complète pour la comparaison des simulations numériques. Les résultats des essais de traction uniaxiés sur tubes ont été présentés. Deux vitesses de déformations ont été testées avec plusieurs rampes de montée en température.

Nous constatons que le comportement du matériau n'est pas affecté par des transitoires thermomécaniques à grande vitesse de déformation au moins jusqu'à 600 °C. Le chargement mécanique est tellement rapide que le matériau n'a pas le temps nécessaire pour s'échauffer. Ces observations confortent l'approche adoptée dans le programme PROMETRA (Cazalis et al., 2007) pour la détermination du comportement de la gaine lors de la phase PCMI du transitoire RIA : dans le cas de sollicitations très rapides (5 s⁻¹ jusqu'à 600 °C), le comportement lors de cette phase peut être estimé à partir d'essais isothermes réalisés en laboratoire. Concernant l'autoéchauffement, un incrément de l'ordre de 70 °C a été mesuré à grande vitesse de déformation au moment de la rupture du matériau. Pour mieux étudier ce paramètre, on devra s'orienter vers d'autres méthodes de pilotage de la rampe de température pour écarter définitivement l'hypothèse d'intervention de l'asservissement (pilotage de la machine en puissance par exemple).

À des vitesses de déformation plus faibles, mais toujours caractéristiques du chargement en RIA, on a pu établir que l'impact d'un chargement anisotherme sur le comportement du matériau était important. L'analyse des propriétés mécaniques à cette vitesse a montré que l'historique du chargement devient un facteur important et influe directement sur le comportement. Ainsi, on a pu établir qu'au-delà de 600 °C, la contrainte d'écoulement du matériau augmente fortement avec la vitesse de chauffage. On a mis en évidence une compétition entre l'augmentation de la contrainte sous l'effet de l'écrouissage et la diminution de celle-ci sous l'effet de la température.

Afin d'identifier les effets du chargement anisotherme, une analyse des propriétés mécaniques a eu lieu ainsi qu'une comparaison avec l'état isotherme. Les allongements répartis semblent être peu affectés, on retrouve quasiment la même tendance que celle observée lors des essais isothermes. La réduction d'aire en conditions anisothermes est similaire à celle obtenue en conditions isothermes. L'allongement à rupture reste toujours contrôlé par la température. On en conclut que le caractère anisotherme du chargement thermomécanique ne modifie pas la ductilité du matériau ni ses modes de déformation à l'échelle macroscopique et donc n'induit pas de fragilité. Un minimum de ductilité a été observé pour les vitesses élevées de chauffage et dans ce cas pour les températures élevées. Plusieurs hypothèses ont été discutées pour expliquer l'origine des écarts observés sur les contraintes d'écoulement ou les résistances mécaniques apparentes pour les essais réalisés à 5.10^{-1} s⁻¹ aux vitesses de chauffage élevées. L'étude menée pour étudier la cinétique de restauration-recristallisation a montré que le déclenchement du processus est fortement dépendant de la vitesse de chauffage. En effet, la température de début de recristallisation se déplace vers les températures élevées quand la vitesse de chauffage augmente. On a également mis en évidence l'importance de la température, du temps de maintien et de la vitesse de chauffage qui précèdent les essais isothermes. Les écarts observés sont alors expliqués par une restauration-recristallisation du matériau lors des essais isothermes réalisés à haute température. Un modèle de prédiction de la fraction du matériau non recristallisé a été ré-identifié sur une plage plus étendue de vitesses de chauffage (jusqu'à 430 °C.s⁻¹). L'application de ce modèle aux différents transitoires donne une estimation de l'évolution de la microstructure au cours de l'essai, quelle que soit sa nature (isotherme ou anisotherme). Le modèle tient compte des effets de temps de maintien, de température, et de vitesses de chauffage. L'application de ce modèle aux transitoires thermiques obtenus durant nos essais a montré que la majorité des éprouvettes testées en conditions anisothermes restait à l'état détendu jusqu'au point du Rm. On a montré également que les éprouvettes testées en conditions isothermes au-delà de 650 °C ont subi une restauration-recristallisation ce qui explique les écarts observées sur les contraintes d'écoulement en général et sur les résistances mécaniques en particulier. Ces résultats isothermes obtenus à température élevée ont montré une cohérence avec les résultats obtenus dans le programme PROMETRA (Cazalis et al., 2007) ce qui signifie que les matériaux PROME-TRA ont subi, eux aussi, une évolution de microstructure avant le point du Rm.

En général, la notion d'effet anisotherme reste fortement reliée à la vitesse de déformation. On ne peut pas parler des effets d'un chargement anisotherme sans donner un ordre de grandeur de la vitesse de déformation appliquée au cours du transitoire. Des essais anisothermes sur un matériau préchargé ont eu lieu. Le but consistait à étudier l'influence du préchargement sur le comportement du matériau en transitoire de type RIA. Plusieurs séquences de préchargement ont été effectuées. Dans la plage étudiée, les préchargements n'ont pas montré d'influence significative sur le comportement anisotherme du matériau.

Des simulations numériques à l'aide de la loi de comportement macroscopique Crocodile-RIA ont été menées à l'aide de Code-ASTER[®]. Les simulations des essais anisothermes à 5 s⁻¹ montrent que la loi de comportement isotherme est applicable aux conditions anisothermes. Les simulations des essais anisothermes sur le matériau préchargé ont permis de confirmer encore une fois que la loi simule correctement les essais à grande vitesse même avec un chargement complexe. Une limitation de la loi Crocodile-RIA concerne l'absence d'un terme qui permet de prendre en compte l'historique de température et donc de modéliser l'évolution de la microstructure et son impact sur le comportement mécanique du matériau. À l'issu de ce chapitre, plusieurs pistes d'améliorations peuvent être proposées. Sur le plan expérimen-

tal, le comportement du matériau reste à ce stade inconnu pour ces vitesses de déformation élevées couplées à des vitesses de chauffage plus importantes (de l'ordre de 1000 °C.s⁻¹). Probablement, l'impact du chargement anisotherme serait plus important en particulier si ces vitesses mènent à des températures à rupture supérieures à 650 °C, température au-delà de laquelle on a montré qu'il se produit un changement notable du mode de rupture. Dans cette optique, les performances du dispositif GLEEBLE[®] peuvent être améliorées, un pilotage en puissance nous permettrait d'atteindre des vitesses de chauffage plus importantes. Des essais anisothermes sur matériau recristallisé permettront de découpler les effets du chargement de celui de l'évolution de la microstructure. L'étude de la cinétique de restaurationrecristallisation réalisée pourrait être complétée par une étude métallurgique afin de distin-

guer restauration et recristallisation.

Sur le plan numérique, il serait intéressant pour nous d'identifier une loi de comportement métallurgique-mécanique qui prenne en compte les effets de l'historique complet de température (vitesses de chauffage, temps de maintien, refroidissement,...), l'évolution de la microstructure et notamment des transformations de phases.

Chapitre 4

Comportement anisotherme en sollicitation biaxiale

Sommaire

4.1 Préliminaires	
4.1.1 Développement d'un nouvel essai de traction uniaxié anisotherme 133	
4.2 Matériau de l'étude	
4.3 Essais de traction uniaxiés isothermes sur tôle	
${\bf 4.4} {\rm Développement\ d'un\ nouvel\ essai\ de\ traction\ biaxié\ anisotherme}\ . \ \ {\bf 140}$	
4.4.1 Choix de la géométrie d'éprouvette	
4.4.2 Présentation et pilotage de la machine	
4.5 Essais de traction biaxiés anisothermes	
4.5.1 Séquence de chargement thermomécanique appliquée 148	
4.5.2 Conditions aux limites : rampes de température et gradient	
m thermique	
4.5.3 Essais références : Essais de traction biaxiés isothermes 157	
4.5.4 Résultats des essais anisothermes	
4.5.5 Effet du chargement anisotherme en conditions de biaxialité . 168	
4.6 Simulation des essais de traction biaxiés anisothermes 174	
4.6.1 Identification d'une loi de comportement sur tôle	
4.6.2 Modélisation des essais de traction biaxié	
4.7 Conclusions	

En phase de PCMI, l'expansion thermique des pastilles induit un chargement multiaxial à déformation imposée à l'interface pastille-gaine. Cet état de biaxialité de contrainte est plus contraignant pour la gaine qu'un chargement uniaxial pour un même niveau de déformation circonférentiel et peut entrainer la rupture de la gaine. Dans le chapitre précédent, on a mis en évidence l'effet du chargement anisotherme sur le comportement mécanique du gainage en Zircaloy-4 en traction axiale. Dans ce chapitre, on se propose d'ajouter au caractère anisotherme l'effet de la biaxialité du chargement mécanique, par le développement et la réalisation d'essais biaxiés anisothermes. Dans un premier temps, on présentera le dispositif expérimental qui a permis la réalisation des essais. Ensuite, on présentera les résultats des essais de traction biaxiés qui seront discutés et interprétés d'un point de vue macromécanique. La dernière section de ce chapitre est consacrée au travail de modélisation numérique.

4.1 Préliminaires

4.1.1 Développement d'un nouvel essai de traction uniaxié anisotherme

L'un des objectifs de ce travail de thèse consiste à développer un deuxième type d'essais permettant de solliciter des tôles en Zircaloy-4 détendu dans des conditions comparables à celles d'un RIA c'est-à-dire :

- Des vitesses de déformations comprises entre 10^{-2} et 5 s⁻¹
- Des vitesses de chauffage jusqu'à 1000 °C.
 s^{-1}
- Des rapports de biaxialité de déformation $\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{\theta\theta}}$ situés entre 1 (équi-biaxialité) et 0 (déformation plane) comme il est indiqué en Figure 4.1.



FIGURE 4.1: Rapports des déformations en fonction des rapports de contraintes pour une série d'essais intégraux (Desquines **et al.**, 2011)

Bien évidemment, cet essai doit reproduire le caractère anisotherme du chargement et coupler, d'une façon simultanée, chargement thermique, chargement mécanique et biaxialité, en étant capable de suivre les évolutions de déformation et de température au cours de l'essai. La démarche est alors la même que celle des essais de traction anisothermes uniaxiés. Autrement dit, il faut développer un deuxième banc d'essai pour satisfaire au mieux les conditions du RIA en mettant en place des dispositifs d'acquisitions rapides afin de pouvoir suivre le transitoire sur l'éprouvette. Partant de la géométrie de matière disponible et des conditions sévères du RIA, on a décidé de développer cet essai sur une machine biaxiale INSTRON[®] 8800 capable de solliciter dans un même plan une éprouvette cruciforme dans deux directions différentes. Elle est située au Centre des Matériaux et elle a une capacité de mesure de charge jusqu'à 100 kN. La machine est équipée de 4 vérins coplanaires perpendiculaires les uns aux autres. Le domaine d'utilisation de la machine couvre une large gamme d'essais et d'applications comme la fatigue oligocyclique ou mégacyclique, la mécanique de la rupture et la fatigue thermomécanique. Le pilotage du dispositif se fait par un ordinateur via le logiciel WaveMatrixTM qui permet de définir des séquences de chargement simples ou complexes selon le besoin.

4.2 Matériau de l'étude

La matière employée dans cette partie de l'étude se présente sous forme d'une tôle détendue de 0,8 mm d'épaisseur. Elle a été fournie par Framatome (Lot : D036 / numéro de coulée : 810147) et elle est référencée RND-M-T-238 dans le repère magasin EDF. Les éprouvettes ont été prélevées et usinées au Centre des Matériaux à partir de coupons de 2050 mm de longueur et 260 mm de largeur. La composition chimique de la tôle telle qu'elle est détaillée par le fournisseur est donnée dans le Tableau 4.1. La même tôle a été employée et caractérisée dans les travaux de (Doan, 2009).

Élément	С	Cr	Fe	0	Sn	\mathbf{Zr}
Pourcentage massique	$0,\!006$	0,11	$0,\!21$	$0,\!14$	$1,\!33$	Bal.

TABLE 4.1: Spécifications de composition chimique de la tôle en Zircaloy-4 détendu

Les grains de la tôle sont allongés dans la direction de laminage (Figure 4.2). Ils ont une taille de 8 μ m x 2 μ m x 2 μ m selon les direction L-T-N respectivement.



FIGURE 4.2: Microstructure de la tôle en Zircaloy-4 détendu observée en microscopie optique (Doan, 2009)

L'échantillon a été analysé par diffraction aux rayons X et il s'est avéré que les pôles associés aux plans prismatiques sont préférentiellement alignés parallèlement à la direction de laminage (Figure 4.3).



FIGURE 4.3: Figures de pôles $<10\overline{10}>$ (plans prismatiques) et <0002> (plans de base) calculés du Zircaloy-4 (Doan, 2009)

Les facteurs de Kearns obtenus sur la tôle selon l'analogie $(N,T,L)=(r,\theta,z)$ (Tableau 4.2) sont légèrement différents des facteurs qu'on a obtenu sur les tubes en Zircaloy-4 détendu (Tableau 3.2) surtout selon les directions L et T. Cependant, la valeur obtenue selon la direction normale (radiale pour les tubes) est quasiment la même pour les deux produits.

\mathbf{K}_N	\mathbf{K}_L	\mathbf{K}_T
$0,\!56$	0,20	$0,\!24$

TABLE 4.2: Facteurs de Kearns obtenus de la tôle en Zircaloy-4 détendu (Doan, 2009)

Il y a alors une différence entre la texture des tubes et celle des tôles qui résulte principalement de la différence entre les deux procédés d'élaboration des deux produits (laminage classique pour la tôle et laminage à pas de pèlerin pour les tubes).

4.3 Essais de traction uniaxiés isothermes sur tôle

En dehors de cette caractérisation microstructurale, une caractérisation mécanique en conditions d'uniaxialité de chargement était nécessaire afin de vérifier l'existence d'une différence de comportement entre tôle et tube utilisés dans cette étude. Pour cette raison, une campagne d'essais de traction uniaxiés isothermes a été menée afin de solliciter la tôle dans trois directions de chargement (Figure 4.4) : laminage (0°), diagonal (45°) et transverse (90°). Une éprouvette plate de 30 mm de longueur utile a été usinée selon les normes ASTM E8/E8M-16 a et ASTM E21-09 afin de réaliser des essais entre 25 et 700 °C. Le plan de l'éprouvette est donné dans l'Annexe E.



FIGURE 4.4: Directions des prélèvements des éprouvettes de traction plates par rapport à la direction de laminage de la tôle $(L=0^{\circ})$

Cette base de données en essais de traction uniaxiés isothermes a été également enrichie avec les essais réalisés dans le cadre des travaux de (Doan, 2009) sur le matériau détendu.

Les essais de traction uniaxiés isothermes ont été réalisés sur une machine INSTRON[®] 8502 équipée d'un four à lampes (Figure 4.5).



FIGURE 4.5: Machine de traction et four à lampes utilisés

Un thermocouple de type K a été soudé au centre de l'éprouvette pour l'asservissement du four. L'essai a été instrumenté par corrélation d'images 2D à travers une fenêtre du four. Des pièces ont été également usinées pour maintenir les éprouvettes dans les mors de la machine.



FIGURE 4.6: Courbes de traction sur tôles dans la direction de laminage à 10^{-2} s⁻¹

Les résultats des essais de traction isothermes (Figure 4.6) sur les éprouvettes plates montrent une bonne cohérence avec les résultats de (Doan, 2009) où les déformations ont été mesurées à l'aide d'un extensomètre. De plus, nous avons aussi réalisé des essais à des températures comprises entre 250 et 600 °C, une gamme qui présente un fort intérêt puisqu'on s'attend à des ruptures dans cette plage en conditions de biaxialité et de chargement anisotherme. Nos courbes de tractions sont tracées jusqu'à la limite de la corrélation d'images exploitable. À ce niveau, on ne reviendra pas sur les effets de la vitesse de déformation, de la direction de sollicitation (anisotropie) ou de la température. Ils sont largement discutés dans l'étude de (Doan, 2009). La Figure 4.7 montre l'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la direction de sollicitation de la tôle à plusieurs températures pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s⁻¹. En général, le Zircaloy-4 détendu présente une anisotropie de contrainte moins marquée que le matériau recristallisé (Doan, 2009), (Allais et al., 1995). Ceci se manifeste principalement par une faible différence de contrainte entre les directions L et T au moins jusqu'à 430 °C. La différence observée entre les deux directions de sollicitation à 600 °C résulte probablement de la recristallisation du matériau à cette température. En effet, les données à 250 et 600 °C proviennent des travaux de (Doan, 2009) et on ne dispose pas de l'historique complet de la température pour estimer l'effet du temps du maintien avant l'essai sur la microstructure du matériau. Or, nous avons montré dans le chapitre précédent qu'un maintien de quelques secondes à 600 °C est suffisant pour recristalliser le matériau initialement détendu. La contrainte d'écoulement est minimale dans la direction diagonale (45°) au moins jusqu'à 430 °C, cette tendance semble s'inverser avec l'augmentation de la température. Il est clair aussi que les tendances évoluent au cours de la déformation. En effet, pour la majorité des essais, la limite élastique est maximale dans la direction T alors que la résistance mécanique est maximale dans la direction L.



FIGURE 4.7: Évolution de la contrainte d'écoulement à 25 (a.), 250 (b.), 430 (c.) et 600 °C (d.) pour plusieurs niveaux de déformation en fonction de la direction de prélèvement

La résistance mécanique ou la contrainte maximale mesurée au cours des essais de traction dans la direction de laminage de la tôle (Figure 4.8) est moins élevée que celle obtenue sur les essais de traction uniaxiés isothermes sur tubes.



FIGURE 4.8: Évolution de la résistance mécanique en fonction de la température selon la direction de sollicitation à 10^{-2} s⁻¹

À 25 °C et 10^{-2} s⁻¹, on a mesuré un Rm de 812 MPa dans la direction axiale des tubes et un Rm de 576 MPa dans la direction de laminage de la tôle. La résistance mécanique de la tôle décroît en fonction de la température. Elle est plus élevée dans la direction de laminage à 25, 250 et 600 °C que dans la direction transverse. La tôle montre donc un comportement différent de celui des tubes qui se traduit principalement par une contrainte d'écoulement plus faible. La mise en forme différente de ces deux produits est certainement à l'origine de cet écart observé. Cependant, l'objectif consiste à étudier les effets couplés de chargement anisotherme et biaxial indépendamment de la représentativité de la tôle par rapport aux tubes et d'étudier par la suite l'impact du chargement anisotherme sur la fonction de transfert de l'état uniaxié à l'état biaxié.

4.4 Développement d'un nouvel essai de traction biaxié anisotherme

La phase de développement de cet essai concerne principalement le choix d'une géométrie d'éprouvette, la mise en place d'un dispositif de chauffage adapté à cette géométrie et le pilotage synchronisé dans le temps des déplacements des 4 vérins et le chauffage.

4.4.1 Choix de la géométrie d'éprouvette

La matière disponible au magasin EDF se présente sous forme d'une tôle fine d'une épaisseur de 0,8 mm. La première difficulté consiste à adapter cette matière et en concevoir une géométrie d'éprouvette. La faible épaisseur de la tôle nous oblige à accorder une attention particulière à la localisation des champs de déformation. La machine est équipée de mors standards pour des éprouvettes LCF ou HCF (Hannon et Tiernan, 2008), (Demmerle et Boehler, 1993), (Samir et al., 2006), (Naka et al., 2003), (Zhang et al., 2007), (Kuwabara et al., 1998), (Bonnand et al., 2011), (Hoferlin et al., 1998), (Green et al., 2004), (Cui et al., 2013), (W. Brown et J. Miller, 1985), (Maurel, 2002), (Rekik, 2014). En s'inspirant des géométries précédemment employées dans le cadre de ces travaux et des géométries utilisées au Centre des Matériaux sur la même machine, plusieurs géométries d'éprouvettes ont été proposées dans un premier temps (Figure 4.9). Des modélisations par éléments finis ont été effectuées sur ces géométries afin d'étudier les localisations des champs de déformations.



FIGURE 4.9: Géométries cruciformes étudiées : HCF sans peigne (a.), HCF avec peigne (b.) et LCF (c.)

Pour le calcul, uniquement la partie située entre les mors de la machine a été modélisée avec une épaisseur de 0,8 mm. Ces géométries sont souvent testées avec une épaisseur initiale de 9,5 mm et avec deux réductions d'épaisseur ; l'épaisseur intermédiaire est de 7 mm, l'épaisseur finale est de 1,5 mm. Dans le calcul, une zone au centre de l'éprouvette est chauffée à 400 et 600 °C. Le but consiste aussi à définir approximativement la taille de cette zone à chauffer afin d'adapter par la suite nos moyens de chauffage. En prenant une zone chauffée de 16 mm de diamètre, les simulations réalisées ont montré que la localisation sur les géométries HCF se produit toujours dans les congés de l'éprouvette. La localisation sur la géométrie LCF a lieu dans les bras de l'éprouvette, zone dans laquelle la section est minimale. Pour résoudre ce problème, une réduction d'épaisseur au centre de l'éprouvette a été nécessaire. La géométrie choisie présente alors une réduction au centre jusqu'à 0,4 mm. Le plan détaillé de l'éprouvette est disponible en Annexe E. L'épaisseur de 0,4 mm est constante sur un diamètre de 16 mm (zone chauffée), une zone de transition en épaisseur se trouve entre 16 et 32 mm de diamètre. Au-delà de 32 mm l'épaisseur devient constante et égale à l'épaisseur initiale de la tôle (0,8 mm). Le choix de cette géométrie est validé par des simulations à 400 et 600 °C.



FIGURE 4.10: Localisation du champ de déformation plastique dans la direction de la minage de la tôle (a.) et champ de température imposé (b.)

Quand la zone au centre de l'éprouvette est à 400 °C (Figure 4.10-(b.)), les calculs montrent que la déformation se localise principalement au centre de la cuvette (zone amincie). Le maximum de déformation dans la direction de laminage se situe entre 7 et 8 mm environ du centre de l'éprouvette (Figure 4.10-(a.)). La localisation observée résulte de la superposition des effets de la réduction d'épaisseur et du champ de température imposé dans le calcul. En effet, quand la zone chauffée est plus petite (diamètre inférieur à 16 mm) le maximum de déformation se déplace vers l'intérieur de la géométrie. En absence d'une loi de comportement identifiée sur la tôle de l'étude, ces calculs préliminaires ont été réalisés à l'aide de la loi Crocodile-RIA identifiée sur tubes sous conditions isothermes. À ce stade, le but a consisté simplement à déterminer les localisations du champ de déformation sur les différentes géométries étudiées.



FIGURE 4.11: Profil de déformation typique en fonction de la distance du centre vers l'extrémité de l'éprouvette

La Figure 4.11 montre une évolution typique de la déformation totale en fonction de la distance à partir du centre de l'éprouvette vers l'extrémité. Le deuxième pic observé à 26 mm environ correspond au point où la section est minimale. Concernant le dispositif du chauffage, un four à induction a été connecté à WaveMatrixTM pour faciliter le pilotage et la synchronisation des chargements dans le temps. C'est la géométrie de l'inducteur qui déterminera par la suite la taille de la zone chauffée et donc la localisation du champ de déformation. Pour le chauffage des pièces avec des surfaces plates les inducteurs dits «pancakes» ou bobines plates restent la solution la plus adaptée. En général, ces inducteurs sont fabriqués en enroulant des tubes en cuivre sous forme de spirale plate, cylindrique, allongés, carrés ou rectangulaires (Michalet, 2013). Les inducteurs sont conçus d'une façon permettant une évolution de chaleur adéquate afin de maximiser le rendement du générateur. L'inducteur permet de créer un champ magnétique alternatif qui brasse la pièce tout en supportant des courants importants en engendrant le minimum de pertes par effet Joule (Madougou, 2011). Un inducteur a été alors conçu et réalisé par fabrication additive. Il est placé derrière l'éprouvette (Figure 4.12). La distance qui sépare l'inducteur de l'éprouvette a été optimisée. Elle est constante de 3 mm environ. Cet inducteur présente l'avantage d'avoir une section interne constante. En effet, des tubes en cuivre sont soudés aux extrémités de l'inducteur, ces tubes permettent la circulation de l'eau de refroidissement. La partie active de l'inducteur est conçue de manière à avoir la même section que ces tubes ce qui garantit un flux d'eau constant à l'intérieur de l'inducteur et donc une réponse thermique plus stable. Le design de cet inducteur est disponible dans l'Annexe E. L'inducteur a seulement deux spires situées dans le même plan avec un diamètre extérieur de 18 mm.



FIGURE 4.12: Mise en place de l'inducteur

4.4.2 Présentation et pilotage de la machine

La machine biaxiale (Figure 4.13) employée pour la réalisation des essais de traction biaxiés anisothermes peut être pilotée manuellement à l'aide des commandes de déplacement sur le bâti de la machine ou via le contrôleur et le programme installé sur le poste de commande.



FIGURE 4.13: Machine biaxiale

Pour chaque axe (A1-A2 ou B1-B2), on peut piloter simultanément la translation des deux vérins ou l'écartement entre ces derniers. Le montage de l'éprouvette est documenté et défini selon la géométrie testée. Dans un premier temps, les vérins sont pilotés en déplacement jusqu'à une position de montage bien définie correspondant à la géométrie LCF. Avant chaque essai, un tarage des cellules de forces est effectué sur les 4 vérins afin de ramener la charge moyenne et la différence de charge de chaque axe à zéro. L'éprouvette est maintenue dans les mors à l'aide des vis de centrage de telle sorte que la direction de laminage de la tôle soit confondue avec l'axe B1-B2 de la machine et la direction transverse avec l'axe A1-A2. Des cales sont ensuite insérées à l'avant et à l'arrière de l'éprouvette pour compenser la différence d'épaisseur et la ramener à sa valeur standard (9,5 mm). Cette opération nous permet de serrage à 7 N.m, axe par axe, à l'aide d'une visseuse électrique en adoptant une séquence de serrage bien déterminée. L'éprouvette et les cales de compensation sont alors maintenues dans les mors de la machine (Figure 4.14-(a.)). On effectue par la suite le préserrage des vis perpendiculaires.



FIGURE 4.14: Mors de la machine (a.) et capteurs LVDT (b.)

À ce stade, le préserrage de l'éprouvette est terminé, on se met alors en mode « protection éprouvette » et on effectue le serrage final à l'aide d'une clé dynamométrique. Les vis de face et les vis perpendiculaires de chaque mors sont serrées à 102 et 94 N.m respectivement. On adopte la même méthode et la même séquence pour le serrage des vis. Finalement, à travers l'interface de contrôle de la machine, on se met en contrôle de charge nulle. Pour le pilotage en déplacement au cours de nos essais deux capteurs LVDT (Figure 4.14-(b.)) sont installés sur la face arrière des mors. Le four à induction est positionné également à l'arrière de la machine. Un thermocouple d'asservissement de type K est soudé au centre de la face arrière de l'éprouvette. Pour cette campagne, un enregistreur de type Hioki est utilisé pour enregistrer directement les mesures des thermocouples et des signaux récupérés de la machine (efforts, déplacements vérins, déplacements LVDT) ce qui permet d'obtenir des mesures rapides et directement synchronisées des différents paramètres de l'essai.

4.5 Essais de traction biaxiés anisothermes

Cette partie du manuscrit est dédiée à la présentation des résultats des essais de traction biaxiés anisothermes sur tôle de faible épaisseur en Zircaloy-4 détendu. Les essais ont été réalisés sur la machine biaxiale INSTRON[®] précédemment présentée. Les champs de déformation sont mesurés directement sur l'éprouvette par stéréo-corrélation d'images. Encore une fois, l'objectif du développement de cet essai n'était pas limité à appliquer des rampes de chauffage très élevées. L'un des défis consistait aussi à instrumenter ces essais en mettant en place des dispositifs de suivi capables de nous fournir des informations sur l'évolution des différents champs au cours de l'essai. L'instrumentation mise en place (Figure 4.15) est la même que celle employée pour les essais de traction anisothermes sur tubes. La fréquence d'acquisition des caméras de stéréo-corrélation est limitée à 25 Hz parce que les dimensions de l'éprouvette cruciformes sont beaucoup plus importantes que la longueur utile des tubes ce qui impose une taille d'image de 2048 x 2048 pixels (pleine résolution) et donc ce qui limite la vitesse d'acquisition des images. Pour le reste des dispositifs (programme machine, Hioki et caméra IR), les données sont enregistrées à une fréquence de 100 Hz soit un point à chaque 10 millisecondes.



Caméra de thermographie IR

Caméras de stéréo corrélation 3D

FIGURE 4.15: Dispositifs mis en place pour l'instrumentation des essais sur la machine biaxiale

L'interpolation des déformations calculées par stéréo-corrélation d'images entre les pas de mesure a donc été effectuée. La présence d'un gradient de température induit par la géométrie de l'inducteur et la conductivité thermique du matériau (température ambiante au niveau des mors de la machine) nous ont amenés à faire un suivi par thermographie IR de chaque essai. Le thermocouple d'asservissement soudé au centre de la face arrière de l'éprouvette (Figure 4.16) pour l'asservissement du four à induction. Il nous a permis également d'étalonner la caméra thermique à n'importe quel instant de notre essai en faisant l'hypothèse d'absence de gradient de température dans l'épaisseur de la tôle, ce qui se justifie facilement par la très faible épaisseur de la zone centrale des éprouvettes.



FIGURE 4.16: Instrumentation employée sur la face arrière de l'éprouvette

Le thermocouple de type K visible sur la Figure 4.16 est connecté à la fois, à l'enregistreur Hioki sur lequel on enregistre les autres signaux provenant de la machine, et aussi au four à induction. Ce dernier est équipé d'un Eurotherm[®] 2704. Des essais de chauffage sur une plaque amincie jusqu'à 0,4 mm au centre ont permis de faire le réglage de deux jeux de PID. Le premier est actif jusqu'à 280 °C, le deuxième prend le relai au cours de la phase de chargement rapide, c'est-à-dire au-delà de 280 °C.

4.5.1 Séquence de chargement thermomécanique appliquée

La séquence de chargement est programmée dans WaveMatrixTM et elle est identique à celle réalisée pour les essais de traction uniaxiés anisothermes. Dans un premier temps, les deux axes de la machine sont pilotés en contrôle de charge nulle pour compenser la compression de l'éprouvette sous l'effet de la dilatation thermique dans la phase de préchauffage jusqu'à 280 °C. Une fois cette température atteinte, on fait un maintien de stabilisation puis on bascule vers un pilotage en LVDT en mode « Modal », ce qui permet de piloter les deux vérins de chaque axe via un LVDT de façon synchronisée. Le capteur LVDT pilote alors l'écartement des deux vérins de chaque axe. Comme il est difficile de prédire la température à rupture de l'essai, on impose une rampe continue dans le temps jusqu'à 1200 °C. Pour

4.5 900 Commande de Température Thermocouple 800 4 LVDT L LVDT T 700 Déplacement LVDT (mm) 3.5 Début chargement mécanique Rupture * Température (°C) 600 3 2.5 500 2 400 300 1.5 200 1 100 0.5 0 ں لــ 100 10 50 20 40 70 30 60 80 90 0 Temps (s)

cette raison, l'éprouvette peut continuer à chauffer même après la rupture. Un exemple d'une séquence typique réelle d'un essai biaxié anisotherme est illustré dans la Figure 4.17.

FIGURE 4.17: Séquence de chargement typique appliquée au cours des essais biaxiés anisothermes

Plusieurs vitesses de chauffage ont été testées au cours de cette campagne d'essais dans la gamme 100-550 °C.s⁻¹. Les vitesses d'écartement des deux vérins sont comprises entre 1 et 4 mm.s⁻¹. On a donc parcouru une gamme de rapport de biaxialité en déplacement LVDT située entre 0,25 et 1. Les températures initiales et à rupture qui correspondent aux mesures de thermocouple de chaque essai sont mentionnées dans le Tableau 4.3.

Chapitre	4:	Comportement	an isotherme	en	sollicitation	biaxiale
----------	----	--------------	--------------	----	---------------	----------

\dot{V}_{LVDT} sens L (mm.s ⁻¹)	\dot{V}_{LVDT} sens T (mm.s ⁻¹)	\dot{T} (°C.s ⁻¹)	T initiale (°C)	T rupture (°C)
2	4	115	$342,\! 6$	374,2
4	4	138	$381,\! 6$	470,9
2	4	221	370,8	426, 1
4	4	265	389,6	466, 1
1	4	315	386,8	511,8
4	4	358	463	$597,\! 6$
2	4	456	427,9	645, 1
4	4	502	434	602,2
1	4	531	450,8	774

TABLE 4.3: Températures initiales et à rupture des essais de traction biaxiés anisothermessur tôles

L'utilisation d'un inducteur pour le chauffage de la plaque implique naturellement la présence d'un gradient de température. Ce gradient sera caractérisé dans la section qui suit. Les températures à rupture mentionnées dans le tableau ci-dessus ne représentent pas alors les températures maximales atteintes au cours des essais, mais correspondent aux mesures de thermocouple au centre de l'éprouvette à l'instant de la rupture.

4.5.2 Conditions aux limites : rampes de température et gradient thermique

Les différentes rampes de températures (Figure 4.18) sont calculées entre la température initiale et la température à rupture mesurées par le thermocouple soudé au centre de la face arrière de l'éprouvette.



FIGURE 4.18: Rampes de température appliquées au cours des essais de traction biaxiés anisothermes

Comme indiqué précédemment, l'utilisation de la caméra thermographique infrarouge a permis de caractériser le gradient de température dans la zone chauffée (cuvette) au cours des essais de traction biaxiés anisothermes. Dans cette étude, nous avons supposé que la température est homogène dans l'épaisseur de la tôle pour pouvoir calibrer les mesures de la caméra avec les mesures du thermocouple. Le fait d'avoir une température qui évolue au cours du temps nous oblige à calibrer nos mesures à chaque pas de temps de l'essai. Le gradient thermique sur l'éprouvette a été caractérisé et mesuré en conditions isothermes (400 et 600 °C) et anisothermes (358 °C.s⁻¹). En effet, 3 essais isothermes ont été réalisés à 400, 500 et 600 °C afin de vérifier les effets de biaxialité en conditions isothermes. Afin d'étudier la différence de température entre les deux directions de sollicitation de la tôle, des profils de température ont été tracés pour chaque axe entre les deux extrémités de l'éprouvette (entre les mors de la machine). Ces profils obtenus en conditions isothermes à 400 et 600 °C sont illustrés dans la Figure 4.19. Pour une même distance à partir du centre de l'éprouvette, la différence maximale de température entre les deux directions de sollicitation est de 32 et 57 °C à 400 et 600 °C respectivement. Pour l'essai réalisé à 600 °C, le deuxième filtre de la caméra IR, fonctionnel au-delà de 550 °C environ, a été utilisé. Pour cette raison, les faibles températures (<550 °C) ne sont pas détectées. Des profils de température sont également tracés en conditions anisothermes (Figure 4.20) au cours de l'essai biaxié réalisé à 358 °C.s^{-1} . Les mesures sont réalisés 210 millisecondes après le démarrage de l'essai, quand le thermocouple a détecté une température de 537 °C au centre de l'éprouvette. La différence de température maximale à cet instant est de 54 °C environ. Il semble que cette différence de température n'augmente pas énormément en passant du régime stationnaire au dynamique. En tenant compte de la géométrie et des dimensions de la zone chauffée de l'éprouvette, cette différence de température reste acceptable.



FIGURE 4.19: Profils de température en conditions isothermes à 400 (a.) et 600 °C (b.)



FIGURE 4.20: Profil de température en conditions anisothermes à 358 $^\circ\mathrm{C.s^{-1}}$

Une moyenne de température est calculée à l'intérieur de la zone amincie ayant 16 mm de diamètre (Figure 4.21). Les mesures de température correspondant aux essais précédemment présentés sont disponibles dans le Tableau 4.4.



FIGURE 4.21: Définition de la température moyenne dans la zone amincie à 0,4 mm

Essai	Tmin (°C)	Tmax (°C)	Moyenne (°C)	Thermocouple (°C)
Isotherme 400 $^\circ\mathrm{C}$	367	435	403	400
Isotherme 600 $^{\circ}\mathrm{C}$	506	624	579	600
Anisotherme 358 $^{\circ}C.s^{-1}$	489	610	571	537

CHAPITRE 4 : Comportement anisotherme en sollicitation biaxiale

TABLE 4.4: Températures mesurées à l'intérieur de la zone amincie à 0,4 mm

Le gradient de température est légèrement plus élevé en conditions anisothermes à l'intérieur de la zone amincie de l'éprouvette. Afin de valider l'hypothèse d'absence de gradient de température dans l'épaisseur de la tôle, une modélisation par éléments finis a été menée. Le chargement thermique appliqué à l'éprouvette au cours de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 138 °C.s⁻¹ a été reproduit. Il s'agit d'une modélisation thermique non linéaire en 3D. Pour ce calcul, on a adopté les évolutions en fonction de la température des paramètres du Tableau 4.5.

Paramètres	Expression en fonction de T(K)	Validité	Incertitude
Densité (kg/m^3)	6550 - 0, 1685T	$T < 1083 \ \mathrm{K}$	_
Chaleur spécifique $(J/(kg.K))$	255,66+0,1024T	273 – 1100 K	20 %
Conductivité thermique (W/(m.K)			4 % (300 K)
	$12767 - 5434810^{-4}T + 8981810^{-6}T^2$	300 – 1800 K	5 % (500 K)
	12,707 = 3,4340.10 1 + 0,9010.10 1		6 % (800 K)
			7 % (>1200 K)

TABLE 4.5: Paramètres adoptés pour le calcul thermique non linéaire tirés de (IAEA, 2006)et (IAEA, 2008)

Les données de thermographie IR sont récupérées pour chaque essai. Une correction a été appliquée aux différents champs de température obtenus à chaque pas de temps en se référant à la température du thermocouple. Pour le calcul, l'état initial a été défini à l'aide du champ de température récupéré à l'instant initial de l'essai. La première étape a consisté à faire une rotation de 45° des images brutes enregistrées par la caméra thermographique pour faciliter la modélisation dans Code _ASTER[®]. La difficulté principale rencontrée à ce niveau consiste aux différences de résolutions entre le champ obtenu par thermographie IR et notre maillage créé pour ce calcul. En effet, la caméra enregistre des images d'une résolution de 320 x 256 pixels, la taille de chaque pixel en mm dépend de la distance de travail. Pour cet essai, la dimension physique de chaque pixel correspond approximativement à 0,389 mm. Les dimensions physiques sont alors récupérées dans un fichier avec les mesures de températures correspondantes à chaque pas temps à l'aide d'un programme python qui assure la rotation des champs de température (à 45°) (Figures 4.23-(a.) et (b.)) et la conversion des coordonnées de pixel en millimètre pour chaque mesure. Ce fichier est réutilisé par la suite dans une

deuxième boucle python qui précède le calcul dans Code_ASTER[®] et qui a pour rôle de parcourir la face supérieure du maillage thermique (Figure 4.22) nœud par nœud et d'aller chercher dans le fichier précédemment créé le pixel ayant les coordonnées physiques les plus proches et stocker sa température.



FIGURE 4.22: Maillage 3D utilisé

Pour chaque nœud de la face supérieure du maillage, une fonction est créée pour lui affecter à chaque pas de temps du calcul la température du pixel le plus proche. On a créé ainsi l'évolution de température dans le temps de la face supérieure du maillage qui correspond à la face observée. La deuxième difficulté rencontrée réside dans l'hétérogénéité du champ de température qui nous empêche de simplifier le calcul en adoptant des symétries de géométrie d'éprouvette. On est alors dans l'obligation de modéliser la totalité de la géométrie de l'éprouvette. Un exemple du champ récupéré de l'éprouvette et créé pour le calcul est illustré dans les Figures 4.23-(c.) et (d.). Enfin, nous avons comparé les températures imposées au centre de la face supérieure de l'éprouvette aux températures calculées sur la face inférieure de l'éprouvette. On rappelle que l'épaisseur de l'éprouvette dans le centre est de 0,4 mm.



FIGURE 4.23: Image brute (a.), image après rotation (b.), champ récupéré (c.), et champ final obtenu dans ASTER (d.)



FIGURE 4.24: Différence de température entre les deux faces de l'éprouvette

La Figure 4.24 montre que la différence entre les températures imposées en face supérieure et mesurées sur la face opposée est faible. Le gradient de température dans l'épaisseur d'une tôle en Zircaloy-4 engendré par la conduction thermique reste alors négligeable (<2,5 °C).

4.5.3 Essais références : Essais de traction biaxiés isothermes

Avant de réaliser les essais de traction biaxiés anisothermes, trois essais biaxiés isothermes ont eu lieu à 400, 500 et 600 °C (mesure thermocouple) afin d'observer le comportement de la tôle en condition de biaxialité isotherme et de vérifier par la suite les effets de la biaxilité du chargement sur le comportement du matériau (Yunchang et Koss, 1985), (Nakatsuka et Hayashi, 1982), (Dressler et Matucha, 1977), (Ding et al., 2018), (Shinozaki et al., 2016), (Mihara et al., 2018), (Glendening et al., 2005), (Miyamoto et al., 1976). Les données de la littérature sur l'effet du chargement biaxial des tôles en Zircaloy-4 détendu restent rares. Dans un premier temps, il s'agit d'identifier l'effet de la biaxialité du chargement indépendamment de celui du chargement anisotherme. Ces trois essais ont été réalisés avec une vitesse de déplacement LVDT constante (4 mm.s⁻¹) sur les 2 axes de la machine. Au cours des essais biaxiés, le programme de la machine détermine une moyenne de charge (en kN) selon chaque axe ainsi qu'une différence de charge entre les deux cellules d'un même axe et qui reste quasiment nulle au cours de l'essai. Pour ce type d'essai et en présence d'une géométrie d'éprouvette assez complexe (section variable, réduction d'épaisseur,...), le calcul d'une contrainte expérimentale est impossible. Pour la comparaison des essais biaxiés, on s'est alors intéressé aux moyennes des efforts illustrées dans la Figure 4.25 en fonction des déformations (allongements entre les bras de l'éprouvette) mesurées par extensométrie optique (stéréo-corrélation d'images). Pour chaque essai, deux extensomètres optiques de 60 mm de longueur utile ont été placés dans les deux directions de l'éprouvette (L et T). Les résultats montrent que l'effort mesuré diminue avec l'augmentation de la température. Des caractéristiques du comportement similaires à celles observées au cours d'une sollicitation uniaxiale sont à noter comme une limite élastique légèrement plus élevée dans la direction transverse et une charge maximale plus élevée dans la direction de laminage. L'allongement à rupture augmente avec la température. Une diminution de l'anisotropie est constatée surtout à 600 °C.


FIGURE 4.25: Courbes effort Vs déformation des essais de traction biaxiés isothermes

4.5.4 Résultats des essais anisothermes

Pour les essais biaxiés anisothermes, le but a consisté à parcourir une gamme de chargement représentative des conditions atteintes lors d'un RIA. La course des vérins de la machine est limitée à 10 mm environ ce qui rend ces essais encore plus complexes. Pour des raisons de sécurité, on s'est limité à une vitesse maximale de 4 mm.s⁻¹ en déplacement LVDT. Afin de faire varier les rapports de biaxialité au cours de ces essais, la vitesse de déplacement selon la direction transverse a toujours été fixée à 4 mm.s⁻¹. Dans la direction de laminage, on a exploré 3 vitesses de déplacement LVDT : 1, 2 et 4 mm.s⁻¹. Bien évidemment, un déplacement LVDT à 4 mm.s⁻¹ selon les deux directions de sollicitation n'implique pas un état de chargement en équibiaxialité. Des suivis des champs de déformations dans les deux directions de sollicitation et du champ de température enregistrés au cours de l'essai biaxié anisotherme à 138 °C.s⁻¹ sont illustrés dans les Figures 4.26 et 4.27 respectivement.





FIGURE 4.26: Suivi par stéréo-corrélation d'images des champs de déformation dans les directions de laminage et transverse de la tôle au cours de l'essai biaxié anisotherme à 138 °C.s⁻¹

4.5 Essais de traction biaxiés anisothermes





FIGURE 4.27: Suivi par thermographie infrarouge du champ de température sur la tôle au cours de l'essai biaxié anisotherme à 138 °C.s $^{-1}$

La Figure 4.26 montre que la localisation de la déformation expérimentale sur l'éprouvette est en accord avec le calcul réalisé à 400 °C(Figure 4.10) et aussi avec d'autres travaux réalisés sur le même type de géométrie LCF standard (9,5 mm d'épaisseur au niveau des bras de l'éprouvette, 1 mm d'épaisseur de la cuvette) (Coudon, 2017).

Pour analyser les essais anisothermes, la même démarche que celle adoptée dans (Yunchang et Koss, 1985) et (Nakatsuka et Hayashi, 1982) a été suivie. La technique de stéréo-corrélation d'images nous a permis de déterminer une déformation locale à rupture dans les deux directions (L et T). Le calcul de la déformation dans la direction N de la tôle est déterminé via l'hypothèse de conservation de volume (Eq 4.1).

$$\mathbf{\varepsilon}_N = -\mathbf{\varepsilon}_L - \mathbf{\varepsilon}_T \tag{4.1}$$

Les paramètres caractérisant l'instant de rupture de chaque essai biaxié sont donnés dans le Tableau 4.6. Il s'agit d'une analyse locale au niveau de la rupture. Les valeurs de déformations obtenues dépendent fortement de la localisation de la rupture. Les valeurs de déformation locale négatives (Figure 4.28-(a.)) sont expliquées par les effets du coefficient de Poisson ainsi que la compression impliquée par la dilatation thermique du matériau. Les températures à rupture sont déterminées à l'endroit de la rupture par les mesures de thermographie IR.

$\dot{d}_L(mm.s^{-1})$	$\dot{d}_T(mm.s^{-1})$	\dot{T} (°C.s ⁻¹)	ϵ_L	ϵ_T	ϵ_N	T rupture ($^{\circ}C$)
4	4	$T{=}400$ °C	$0,\!0512$	0,0258	-0,0770	420
4	4	$T{=}500$ °C	-0,0022	0,0113	-0,0090	502
4	4	T=600 °C	0,0264	0,0356	-0,0620	661
2	4	115	0,0042	0,0839	-0,0882	395
4	4	138	0,1040	-0,0033	-0,1007	524
2	4	221	-0,0032	0,0244	-0,0211	439
4	4	265	0,0304	0,0850	-0,1155	447
1	4	315	-0,0080	0,0699	-0,0619	582
4	4	358	0,0249	0,0272	-0,0521	648
2	4	456	0,0044	0,0050	-0,0094	686
4	4	502	0,0561	0,0592	-0,1153	649
1	4	531	0,0149	0,0789	-0,0938	868

TABLE 4.6: Paramètres à rupture des essais biaxiés



163

FIGURE 4.28: Champ de déformation obtenu après rupture de l'essai biaxié réalisé à 315 °C.s^{-1} dans la direction de laminage (a.) et transverse (b.)

Quelle que soit la nature de l'essai (isotherme ou anisotherme) et quel que soit le rapport de biaxialité la rupture s'initie toujours dans la cuvette.



FIGURE 4.29: Localisation de la rupture des différents essais biaxiés réalisés et lien avec le champ de température (instant initial de l'essai biaxié réalisé à 138 °C.s⁻¹)

L'emplacement et l'orientation de la fissure dans la zone amincie sont déterminés par le champ de température et le rapport de biaxialité imposé (Figure 4.29). Aucune rupture n'a été obtenue dans la cuvette du côté du bras gauche de l'éprouvette, ce qui est relié au champ de température. En effet, dans cette zone la température est légèrement plus faible que le reste de la cuvette comme le montrent les profils de température précédemment représentés dans les Figures 4.19 et 4.20. En conditions anisothermes et quand la vitesse de déplacement (LVDT) est la même dans les deux directions, la rupture peut s'initier (Figure 4.30) en haut (265 °C.s^{-1}) , à droite $(138 \text{ °C.s}^{-1}, 358 \text{ °C.s}^{-1}, 502 \text{ °C.s}^{-1})$ ou en bas (531 °C.s^{-1}) de la cuvette. En conditions isothermes, la rupture a lieu en haut (500 °C) ou à droite (400 °C, 600 °C) de la cuvette. On rappelle que le haut et le bas (la droite et la gauche) de l'éprouvette correspondent à la direction transverse (de laminage) de la tôle. Ensuite, la fissure s'oriente vers les zones de raccordement de l'éprouvette où la contrainte de cisaillement est maximale (Figure 4.31). L'analyse par stéréo-corrélation d'images a montré aussi que localement, à l'endroit où s'initie la fissure, la vitesse de déformation atteint des valeurs comprises entre 3.10^{-3} et 6.10^{-1} s⁻¹. Ces vitesses de déformation présentent un fort intérêt, on a montré dans le chapitre précédent que le comportement du matériau est impacté par le chargement anisotherme dès lors que la vitesse de déformation est relativement faible permettant ainsi une évolution importante de la température au cours de l'essai. Cette fois-ci, l'effet de cette gamme de vitesse a été couplé à l'effet de la biaxialité du chargement. En général, la tôle a montré une ductilité inférieure à celle employée dans l'étude de (Yunchang et Koss, 1985) (tôle recristallisée en Zircaloy-2). En traction uniaxiale dans la direction de laminage, (Yunchang et Koss, 1985) ont obtenu un allongement à rupture de 80 % sur une tôle recristallisée en Zircaloy-2. Dans la même direction et à la même température on a obtenu un allongement à rupture de 20 à 25 % pour des vitesses de déformation comprises entre 10^{-1} et 10^{-3} s⁻¹. En conditions de biaxialité, nos valeurs de déformation à l'échelle locale sont également moins élevées. Cependant, nos résultats obtenus en conditions de biaxialité sont en cohérence avec les déformations à rupture sur des tubes en Zircaloy-2 recristallisé (Miyamoto et al., 1976) et détendu (Nakatsuka et Hayashi, 1982) ou encore sur des tubes en Zircaloy-4 détendu (Dressler et Matucha, 1977). Ces résultats tirés de la littérature sont synthétisés dans le Tableau 4.7.

Étude	$\alpha = \sigma_{axiale} / \sigma_{circ}$	$\epsilon_{axiale}(\%)$	$\epsilon_{circ}(\%)$	$\epsilon_{rad}(\%)$	$\epsilon_{eff}(\%)$	T(°C)
	0	-51,3	69,3	-18	71,9	350
	0,5	0	3,9	-3,9	4,5	350
(Nakatsuka et Hayashi, 1982) ⁽¹⁾	1	7,1	2	-9,1	9,3	350
	2	45,5	-20	-25,5	45,6	350
	∞	57	-29,9	-27,1	57	350
	0	-7,7	9,7	-	-	25
	0,5	-2,8	8	_	-	25
$(\text{Mixemete of al} 1976)^{(2)}$	0,7	-0,21	8	-	-	25
	1	4,8	5,1	-	-	25
	2	$12,\!3$	-5,5	_	-	25
	∞	13,6	-9,6	-	-	25
	-0,5	-1,45	0,95	-	-	25
	0	-2,6	1,1	_	-	25
(Drossler et Matucha, 1977)	0,5	0,01	1,26	_	-	25
(Dressier et Matuella, 1977)	1	0,72	0,37	-	-	25
	1,5	4	-0,35	_	-	25
	2	4,5	-0,85	_	-	25

TABLE 4.7: Déformations locales à rupture tirées des études de la littérature

⁽¹⁾ : Essais sous Argon

⁽²⁾ : Déformations plastiques

La ductilité du matériau détendu est certainement inférieure à celle du matériau recristallisé, mais les différences entre nos allongements à rupture et ceux obtenus dans (Yunchang et Koss, 1985) résultent probablement d'une différence de base de mesure. En effet, nos allongements à rupture en conditions d'uniaxialité sont calculés à partir d'une longueur utile de 30 mm conformément aux exigences des normes ASTM E8/E8M-16a et ASTM E21-09. L'essai uniaxié réalisé à 430 °C en direction de laminage à 10^{-1} s⁻¹ a été dépouillé à l'aide de plusieurs longueurs utiles. Une différence importante au niveau des allongements à rupture a été constatée. Pour 30, 20 et 7,5 mm de longueur utile, on a obtenu des allongements à rupture de 12.3, 18.2 et 43 %. Aucune indication n'a été donnée dans (Yunchang et Koss, 1985) concernant le calcul des déformations en conditions d'uniaxialité de chargement.



FIGURE 4.30: Aspects des éprouvettes de traction biaxiés après rupture et localisation de l'initiation de la fissure



FIGURE 4.31: Champ de déformation de cisaillement obtenu à l'instant de la rupture de l'éprouvette biaxiale testée à 315 °C.s⁻¹

Un diagramme de rupture est illustré dans la Figure 4.32, il donne les déformations à rupture obtenues dans les directions de laminage et transverse des différents essais réalisés sur la tôle. Il est évident que la biaxialité du chargement réduit la ductilité du matériau. Un coefficient de correction de biaxialité a été établi en tenant compte de l'hydruration du matériau (Yang, 2002) pour estimer la déformation à rupture en conditions de biaxialité à partir d'une déformation à rupture mesurée en condition de chargement uniaxial. Ce rapport a été déterminé à partir des essais réalisés dans l'étude de (Yunchang et Koss, 1985). Les déformations à rupture obtenues en uniaxialité de chargement dans la direction principale de sollicitation ont été calculées à partir des déformations mesurées localement dans la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation en adoptant les hypothèses d'isotropie et de conservation de volume. Cette première analyse montre aussi que la prise en compte du chargement anisotherme a peu d'influence sur le comportement du matériau en conditions de biaxialité. En effet, en comparant les essais biaxiés isothermes et anisothermes, on a remarqué que l'on obtient le même ordre de grandeur pour la déformation à rupture. Nous n'avons pas noté de différence entre les comportements isothermes et anisothermes en conditions de biaxialité, la charge maximale enregistrée est similaire. Aucun changement au niveau du mode de rupture n'a été constaté. Pour vérifier cette première analyse, une analyse fondée sur le calcul d'une déformation équivalente à la rupture sera présentée dans la section qui suit.



FIGURE 4.32: Déformations à rupture obtenues dans les deux directions de sollicitations au cours des essais uniaxiés et biaxiés sur tôle

4.5.5 Effet du chargement anisotherme en conditions de biaxialité

Pour identifier l'influence du chargement anisotherme en conditions de biaxialité, on s'est orienté vers le calcul d'une déformation équivalente à rupture. Pour cette étape, une identification d'une matrice d'anisotropie est nécessaire. La même démarche que celle suivie par (Schäffler, 1997) et (Bosso, 2015) a été adoptée. L'hypothèse d'orthotropie du matériau mène à proposer une matrice d'anisotropie sous la forme suivante :

$$\mathbb{M} = \begin{pmatrix} M_{11} & M_{12} & M_{13} & 0 & 0 & 0 \\ M_{12} & M_{22} & M_{23} & 0 & 0 & 0 \\ M_{13} & M_{23} & M_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & M_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & M_{66} \end{pmatrix}_{(1=N,2=T,3=L)}$$
(4.2)

$$\mathbb{M} = \begin{pmatrix} F+H & -F & -H & 0 & 0 & 0 \\ -F & G+F & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & -G & G+H & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & N \end{pmatrix}_{(1=N,2=T,3=L)}$$
(4.3)

Avec :

$$\begin{cases} M_{11} + M_{12} + M_{13} = 0\\ M_{12} + M_{22} + M_{23} = 0\\ M_{13} + M_{23} + M_{33} = 0 \end{cases}$$
(4.4)

Les 9 composantes ci-dessus peuvent s'exprimer en fonction des trois coefficients F,G et H.

$$M_{12} = M_{21} = -F \tag{4.5}$$

$$M_{13} = M_{31} = -H \tag{4.6}$$

$$M_{23} = M_{32} = -G \tag{4.7}$$

$$M_{11} = -M_{12} - M_{13} = F + H \tag{4.8}$$

$$M_{22} = -M_{23} - M_{12} = G + F \tag{4.9}$$

$$M_{33} = -M_{13} - M_{23} = H + G \tag{4.10}$$

Les différents paramètres de la matrice d'anisotropie sont calculés à partir des rapports $Lk^{p}(\mathbf{\phi})$ où $\mathbf{\phi}$ est la direction de prélèvement des éprouvettes par rapport à la direction de laminage de la tôle.

$$Lk^{p}(\varphi) = \frac{M_{22}\sin^{2}\varphi\cos^{2}\varphi + M_{33}\sin^{2}\varphi\cos^{2}\varphi + M_{23}\cos^{4}\varphi + M_{23}\sin^{4}\varphi - 2M_{44}\sin^{2}\varphi\cos^{2}\varphi}{2M_{23}\sin^{2}\varphi\cos^{2}\varphi + M_{33}\cos^{4}\varphi + M_{22}\sin^{4}\varphi + 2M_{44}\sin^{2}\varphi\cos^{2}\varphi}$$
(4.11)

Pour la direction de laminage L : $\phi = 0^{\circ}$

$$Lk^{p}(0) = Lk_{L}^{p} = \frac{M_{23}}{M_{33}}$$
(4.12)

Pour la direction transverse T : $\phi = 90^{\circ}$,

$$Lk^{p}(90) = Lk_{T}^{p} = \frac{M_{23}}{M_{22}}$$
(4.13)

Pour la direction diagonale D : , $\phi = 45^{\circ}$,

$$Lk^{p}(45) = Lk_{D}^{p} = \frac{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} + 2M_{44}}{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} - 2M_{44}}$$
(4.14)

Les rapports $Lk^p(\varphi)$ sont déterminés à l'entrée en plasticité à 0,2 % de déformation. Une première matrice d'anisotropie a été définie à 25 °C à partir des essais de traction uniaxiés isothermes sur tôle réalisés à 10^{-2} s⁻¹ dans les trois directions de sollicitation (L, T et D). Les rapports obtenus sont :

$$Lk^{p}(0^{\circ}) = \frac{M_{23}}{M_{33}} = -0,62$$
(4.15)

$$Lk^{p}(90^{\circ}) = \frac{M_{23}}{M_{22}} = -0,78 \tag{4.16}$$

$$Lk^{p}(45^{\circ}) = \frac{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} + 1/2M_{44}}{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} - 1/2M_{44}} = -0,84$$
(4.17)

Le coefficient M_{33} correspondant à la direction L est arbitrairement fixé à $\frac{2}{3}$. Les essais réalisés ne permettent pas une identification des coefficients de cisaillement M_{55} et M_{66} . Ils sont alors fixés à 1 (valeurs isotropes). La matrice d'anisotropie identifiée à 25 °C est alors donnée par :

$$\mathbb{M}(25) = \begin{pmatrix} 0,362 & -0,115 & -0,247 & 0 & 0 & 0\\ -0,115 & 0,534 & -0,419 & 0 & 0 & 0\\ -0,247 & -0,419 & 2/3 & 0 & 0 & 0\\ 0 & 0 & 0 & 2,082 & 0 & 0\\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0\\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}_{(1=N,2=T,3=L)}$$
(4.18)

Avec :

$$F = 0,115; G = 0,419; H = 0,247$$
(4.19)

La même démarche a été appliquée aux essais de traction réalisés à 430 °C dans les trois directions de sollicitation (L, T et D) à 10^{-2} s⁻¹ ce qui nous a menés à obtenir les rapports suivants :

$$Lk^{p}(0^{\circ}) = \frac{M_{23}}{M_{33}} = -0,57 \tag{4.20}$$

$$Lk^{p}(90^{\circ}) = \frac{M_{23}}{M_{22}} = -0,46 \tag{4.21}$$

$$Lk^{p}(45^{\circ}) = \frac{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} + 1/2M_{44}}{M_{22} + M_{33} + 2M_{23} - 1/2M_{44}} = -0,43$$
(4.22)

La matrice d'anisotropie identifiée à 430 $^\circ\mathrm{C}$ à partir des rapports ci-dessus est alors donnée par :

$$\mathbb{M}(430) = \begin{pmatrix} 0,733 & -0,445 & -0,288 & 0 & 0 & 0 \\ -0,445 & 0,824 & -0,379 & 0 & 0 & 0 \\ -0,288 & -0,379 & 2/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0,835 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}_{(1=N,2=T,3=L)}$$
(4.23)

Avec :

$$F = 0,445; G = 0,288; H = 0,379 \tag{4.24}$$

Nous rappelons que la configuration isotrope peut être déterminée par les coefficients suivants : $M_{11} = M_{22} = M_{33} = 2/3$; $M_{12} = M_{13} = M_{23} = -1/3$; $M_{44} = M_{55} = M_{66} = 1$. On constate que les valeurs F, G et H identifiés à 430 °C se rapprochent plus de $\frac{1}{3}$ traduisant ainsi une diminution de l'anisotropie du matériau avec l'augmentation de la température. Les déformations équivalentes à la rupture sont calculées par :

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{(2H + 2G - F)(\varepsilon_N - \varepsilon_T)^2 + (2F + 2H - G)(\varepsilon_T - \varepsilon_L)^2 + (2F + 2G - H)(\varepsilon_N - \varepsilon_L)^2}{9(FG + GH + HF)}}$$
(4.25)

Pour les essais de traction uniaxiés réalisés à 25 °C, le calcul de la déformation équivalente à rupture a été effectué à l'aide des coefficients F, G et H identifiés à 25 °C (Eq 4.19). Pour la totalité des essais uniaxiés ou biaxiés, isothermes en température ou anisothermes, le calcul a été réalisé à l'aide du deuxième jeu de paramètres (Eq 4.24) identifiés à 430 °C.



FIGURE 4.33: Déformations équivalentes à rupture en fonction de la température à rupture des différents essais réalisés sur tôles

La Figure 4.33 donne l'évolution de la déformation équivalente en fonction de la température atteinte à la rupture.

Pour les essais biaxiés, la rupture correspond à l'instant d'apparition de la première fissure sur l'éprouvette.

Dans le cas d'un chargement uniaxial, la déformation équivalente à rupture a été calculée à partir des déformations mesurées par corrélation d'images. Dans la direction principale de sollicitation, la déformation a été calculée par un extensomètre de 30 mm de longueur utile. Dans la largeur de l'éprouvette, la déformation a été calculée par la mesure directe de la largeur de l'éprouvette après rupture. La déformation équivalente à rupture augmente avec la température mettant en évidence une meilleure ductilité du matériau à chaud.

Il est clair que l'état de biaxialité est très pénalisant pour la rupture du matériau. En effet, la biaxialité du chargement implique une chute de 80 % environ de la déformation équivalente à rupture dans la plage de 400 à 700 °C. Le graphique ne montre pas un effet du chargement anisotherme dans cette plage étudiée, il semble que la déformation équivalente anisotherme reste dans le même ordre de grandeur des essais biaxiés isothermes.

Dans la suite de cette partie, nous allons suivre la même démarche que celle adoptée dans (Desquines et al., 2011) pour estimer le rapport des contraintes ($\alpha = \frac{\sigma_L}{\sigma_T}$) en fonction du rapport des déformations ($\beta = \frac{\varepsilon_L}{\varepsilon_T}$) mesurés au point de la rupture des essais biaxiés.

Comme cela est le cas pour les essais intégraux (CABRI-Na et NSRR) où les déformations circonférentielles ont été mesurées après les essais, seules les déformations sont mesurées au cours de nos essais. Pour estimer ce rapport des contraintes, on suppose dans un premier temps le fait qu'on a un état de contrainte plane, le tenseur des contraintes s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \approx 0 & \approx 0 & \approx 0 \\ \approx 0 & \sigma_T & \approx 0 \\ \approx 0 & \approx 0 & \sigma_L \end{pmatrix}_{(N,T,L)}$$
(4.26)

Selon la notation adoptée, la contrainte équivalente au sens de Hill s'écrit :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} (F(\sigma_N - \sigma_T)^2 + G(\sigma_T - \sigma_L)^2 + H(\sigma_N - \sigma_L)^2)}$$
(4.27)

Seules les contraintes dans les directions de laminage et transverse sont considérées. En partant de la règle de normalité ($\underline{\dot{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \sigma_H}{\partial \underline{\sigma}}$) et en faisant l'hypothèse d'un chargement linéaire dans le temps :

$$\beta = \frac{\varepsilon_L}{\varepsilon_T} = \frac{G(\sigma_L - \sigma_T) + H(\sigma_L - \sigma_N)}{G(\sigma_T - \sigma_L) + F(\sigma_T - \sigma_N)}$$
(4.28)

Or $\sigma_N \approx 0$, on obtient donc :

$$\beta = \frac{\varepsilon_L}{\varepsilon_T} = \frac{G(\alpha - 1) + \alpha H}{G(1 - \alpha) + F}$$
(4.29)

Ou:

$$\alpha = \frac{\sigma_L}{\sigma_T} = \frac{\beta(F+G) + G}{G(\beta+1) + H}$$
(4.30)

A partir des rapports des déformations obtenus à la rupture des essais biaxiés (Tableau 4.6), on a estimé les rapports de contraintes en appliquant l'équation 4.29 et en adoptant les paramètres d'anisotropie identifiés à 430 °C (Eq 4.24). Les rapports de déformation obtenus au cours des essais intégraux (CABRI-NA et NSRR) sont récupérés des travaux de (Desquines et al., 2011) et présentés en fonction des rapports de contrainte réévalués en tenant compte de l'anisotropie. La Figure 4.34 montre que les différents essais réalisés dans cette étude encadrent les essais intégraux en termes de biaxialité des contraintes. Une large gamme de biaxialité a été parcourue. Cependant, ces résultats ne représentent certainement pas l'état réel de biaxialité des contraintes dans les éprouvettes testées. À ce stade, la simulation numérique des essais biaxiés est le seul moyen pour remonter aux champs de contrainte. Dans la section qui suit, la démarche de modélisation par éléments finis des essais biaxiés sera présentée. Une vérification de ces rapports de contraintes estimées aura lieu via la modélisation des essais.



FIGURE 4.34: Évolution du rapport de biaxialité des déformations en fonction du rapport des déformations en tenant compte de l'anisotropie de la tôle

4.6 Simulation des essais de traction biaxiés anisothermes

Cette section est consacrée à la présentation du travail de modélisation numérique. L'objectif consiste à obtenir des rapports de contraintes calculées pour mieux se repérer par rapport aux conditions caractéristiques du RIA en général et par rapport aux essais intégraux en particulier.

4.6.1 Identification d'une loi de comportement sur tôle

Pour déterminer ce rapport de biaxialité de contrainte, une loi de comportement qui reproduit le comportement de la tôle est nécessaire pour effectuer les simulations. La tôle employée dans cette étude et caractérisée mécaniquement à travers plusieurs essais de traction uniaxiés a montré un comportement différent de celui des tubes. En effet, la tôle a une contrainte d'écoulement inférieure à celle d'un tube en Zircaloy-4 détendu. Pour cette raison, on s'est orienté vers l'identification d'une loi de comportement propre à la tôle de l'étude. Une loi de comportement viscoplastique de type Chaboche a été utilisée au format Mfront (Helfer **et al.**, 2015). Cette loi est souvent employée pour reproduire des essais cycliques qui font intervenir un ou deux termes d'écrouissage cinématique. L'identification s'est limitée aux paramètres d'écrouissage isotrope dans notre cas. L'évolution de la déformation plastique est gouvernée par une loi d'écoulement normale à un critère de plasticité de Hill qui s'écrit en général sous la forme suivante :

$$F(\mathbf{\sigma}, \mathbf{R}, \mathbf{X}) = (\underline{\mathbf{\sigma}} - X_1 - X_2)_{eq} - \mathbf{R}(p)$$
(4.31)

Avec X_1 et X_2 les deux termes d'écrouissage cinématiques et R l'écrouissage isotrope où :

$$R(p) = R_{\infty} + (R_0 - R_{\infty})e^{-bp}$$
(4.32)

La viscosité est modélisée de façon simple par :

$$\dot{p} = \langle \frac{F}{K} \rangle^m \tag{4.33}$$

Où $\langle F \rangle$ désigne la partie positive de F définie ci-dessus, soit : $\langle F \rangle = max(0,F)$ Le module d'Young est pris dépendant de la température, la même évolution de ce paramètre dans la loi Crocodile-RIA (Parrot et Leclercq, 2007) a été retenue et le coefficient de Poisson est pris égal à 0,37. Les propriétés matériau de ce modèle sont donc $E, \mathfrak{G}, R_{\infty}, R_0, b, m$ et K. La matrice d'anisotropie identifiée à 25 °C a été introduite dans la loi. Pour l'identification, un outil développé en interne à EDF R&D sous MAP (Materials Ageing Plateform) (Latourte et al., 2013) a été utilisé. L'outil d'identification repose sur des simulations Mtest sur point matériel (0D) (www.tfel.sourceforge.net/mtest.html). Un jeu de paramètre est défini à l'état initial. Une optimisation des paramètres a lieu par la suite. La base d'identification peut être constituée d'un seul ou plusieurs essais. L'utilisation de l'outil nous limite a une identification dans une seule direction de sollicitation. On a donc fait le choix de procéder à une identification dans la direction transverse de la tôle, suivie par une vérification de la réponse du modèle selon la direction de laminage. Les paramètres d'écrouissage ont été identifiés à chaque température où l'on dispose de résultats d'essais de comportement. Une interpolation a eu lieu par la suite afin de déterminer une évolution de chaque paramètre en fonction de la température. Les paramètres m et K sont pris constants (m = 6,35 et K = 100). L'identification a été réalisée sur les essais uniaxiés isothermes mentionnés dans le Tableau 4.8 jusqu'au point de la contrainte maximale atteinte au cours de l'essai. Les résultats de l'identification sont présentés dans l'Annexe F. Seule l'anisotropie à l'entrée en plasticité est prise en compte à travers la matrice d'anisotropie. L'évolution de l'anisotropie des contraintes (différences de contraintes d'écoulement selon les directions de sollicitation) au cours de la déformation plastique n'est pas considérée. L'évolution des paramètres d'écrouissage isotrope en fonction de la température est donnée dans la Figure 4.35. Les paramètres sont extrapolés au delà de la température maximale d'identification (550 °C).

Température (°C)	Vitesse de déformation (s^{-1})
25	10^{-1}
25	10^{-2}
25	10^{-3}
25	10 ⁻⁴
250	10^{-1}
250	10^{-2}
250	10^{-3}
430	10 ⁻²
430	10 ⁻³
550	10 ⁻²

TABLE 4.8: Base d'identification : essais de traction uniaxiés isothermes dans la direction transverse de la tôle



FIGURE 4.35: Évolution des paramètres d'écrouissage en fonction de la température

Comme on peut le voir en Annexe F.2, la loi ne reproduit pas correctement les essais à température ambiante dans la direction de laminage. L'effet de l'anisotropie de contrainte est plus marqué à cette température. Cependant, pour des températures plus élevées (entre 250 et 550 °C), la loi permet de décrire correctement les essais dans les deux directions de sollicitations. Cette plage de température a été parcourue au cours de la majorité des essais biaxiés isothermes et anisothermes.

4.6.2 Modélisation des essais de traction biaxié

4.6.2.1 Méthodologie

À partir des données de thermographie IR, un nuage de points est créé à l'aide d'un outil développé en interne à EDF R&D sous MAP (Latourte et al., 2013) qui permet de construire un maillage 2D et d'associer un champ de température à ce maillage. Le champ obtenu est introduit dans le calcul pour projeter à chaque pas de temps du calcul ce champ de température 2D sur le maillage 3D employé pour le calcul mécanique. On fait l'hypothèse d'un champ de température homogène dans l'épaisseur de la tôle ce qui a été justifié précédemment par un calcul thermique. Une seule symétrie est considérée, il s'agit de la symétrie dans l'épaisseur de la tôle. Le maillage 3D a donc une épaisseur de 0,2 mm dans la zone amincie et de 0,4 mm au niveau des bras des éprouvettes. Les deux extrémités du maillage sont distantes de 60 mm dans les deux directions. En plus du champ thermique imposé, nous avons imposé aux quatre extrémités de l'éprouvette les déplacements mesurés par stéréocorrélation d'images au cours des essais biaxiés. Les points de mesure par stéréo-corrélation sont également distants de 60 mm dans les directions L et T. Le calcul a été réalisé en grandes déformations à l'aide de Code Aster[®] (version 14.1) et de la loi de comportement Mfront (version 3.0.0) identifiée sur la tôle. L'effet de la dilatation thermique n'est pas pris en compte dans le calcul. Le but de la modélisation des essais biaxiés anisothermes consiste principalement à déterminer le champ de contrainte sur l'éprouvette et de simuler plusieurs des essais assez complexes pour lesquels la rupture a été obtenue dans des endroits différents (Figure 4.29) de l'éprouvette pour vérifier s'il est possible de reproduire les mêmes localisations de déformations.

4.6.2.2 Méthodologie

Comme les conditions aux limites mesurées expérimentalement (champs de températures (Figure 4.36), déplacements aux extrémités (Figure 4.37)) sont imposées dans le calcul, on a réussi à obtenir les mêmes zones de localisation de la déformation entre simulations et essais à l'exception de l'essai réalisé à 358 °C.s⁻¹ durant lequel on a mesuré des déformations assez proches dans les directions L et T conformément à ce qui est indiqué dans le Tableau 4.6. Pour cet essai, la rupture a eu lieu dans la cuvette proche du bras « droit » de l'éprouvette alors que le calcul montre un maximum de déformation dans la cuvette proche du bras « bas » de l'éprouvette. Cette différence résulte peut-être de l'interpolation des champs de déplacement imposés sur les extrémités de l'éprouvette. Comme indiqué précédemment, la localisation de la déformation dépend principalement de la vitesse de sollicitation dans chaque direction de la tôle et du champ de température. Les essais ont été simulés jusqu'à l'instant de rupture, il est vrai que l'identification de la loi de comportement de la tôle a été réalisée jusqu'au point du Rm obtenu en sollicitation uniaxiale. Ceci ne nous a cependant pas empêchés de simuler nos essais biaxiés jusqu'au point de rupture. Ce choix est motivé principalement par les courbes efforts-déformation obtenues en conditions isothermes (Figure 4.25) qui ont montré que l'effort mesuré en striction ne diminue pas significativement par rapport à l'effort maximal mesuré. En conditions de biaxialité, la ductilité de la tôle diminue beaucoup aussi par rapport à la sollicitation uniaxiale et la rupture est rapidement atteinte. De plus, on a montré dans le chapitre précédent que le changement de mode de rupture du Zircaloy-4 se produit pour des températures supérieures à 650 °C environ. Dans la gamme de température située entre 300 et 600 °C, la rupture se produit par instabilité plastique avec une ductilité inférieure à celle obtenue à des températures supérieures à 650 °C (rupture par épuisement de ductilité). La comparaison entre l'effort mesuré expérimentalement et l'effort calculé (Figure 4.38) montre que la simulation numérique reproduit correctement le niveau de charge mesuré à l'instant final de l'essai. Les efforts sont tracés en fonction du déplacement plastique de l'éprouvette calculé à l'aide d'un extensomètre numérique placé entre les deux extrémités de l'éprouvette dans les deux directions de la tôle.



FIGURE 4.36: Champ de température mesuré (a.) et imposé (b.) dans le calcul à t=400 ms de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 315 °C.s⁻¹



FIGURE 4.37: Champs de déplacement mesurés (a.), (c.) et imposés (b.), (d.) dans le calcul à t=400 ms de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 315 °C.s⁻¹ dans la direction de laminage (a.), (b.) et transverse (c.), (d.)



FIGURE 4.38: Comparaison entre l'effort expérimental et l'effort calculé dans les deux directions de la tôle pour l'essai isotherme réalisé à 600 $^\circ\mathrm{C}$

Le Tableau 4.9 donne les efforts obtenus à la rupture et les efforts simulés. Les rapports d'efforts sont également présentés. Les résultats donnent une estimation tout à fait acceptable des rapports calculés à l'instant de rupture.

Essai	Exp T (kN)	Calcul T (kN)	Exp L (kN)	Calcul L (kN)	$\frac{F_L}{F_T}exp$	$\frac{F_L}{F_T}sim$	T rupture (°C)
Isotherme 400 $^{\circ}\mathrm{C}$	7,71	7,28	8,10	6,61	1,05	0,91	420
Isotherme 500 °C	6,95	6,50	7,22	6,22	1,04	0,96	502
Isotherme 600 °C	5,44	$5,\!65$	5,51	5,30	1,01	0,94	661
Anisotherme 115 °C.s ⁻¹	6,90	6,86	7,59	5,45	1,10	0,79	395
Anisotherme 221 $^{\circ}C.s^{-1}$	6,70	6,85	6,88	5,20	1,03	0,76	439
Anisotherme 265 °C.s ⁻¹	7,02	6,83	8,19	6,52	1,17	0,95	447
Anisotherme 315 °C.s ⁻¹	7,37	6,66	6,95	5,19	0,94	0,78	582
Anisotherme 358 $^{\circ}C.s^{-1}$	6,15	5,88	5,89	5,43	0,96	0,92	648
Anisotherme 456 °C.s ⁻¹	5,66	6,57	5,89	5,85	1,04	0,89	686

TABLE 4.9: Efforts et rapports d'efforts mesurés à l'instant de rupture (expérience etmodélisation)

La simulation des essais jusqu'à la rupture ont permis d'obtenir une estimation de la

contrainte à l'endroit de la fissure dont la détermination expérimentale est impossible. Dans ce travail de simulation, nous n'avons sélectionné que quelques essais. Les essais pour lesquels la rupture a été atteinte aux plus hautes températures ont été éliminés puisque les températures élevées atteintes au cours de ces essais sortent du domaine de validité de la loi de comportement (25-550 °C). Cependant, les essais simulés (présentés dans le Tableau 4.9) ont été suffisants pour confronter la simulation à l'expérience et déterminer des rapports de contraintes pour les comparer aux résultats théoriques obtenus (Figure 4.34). Sur la Figure 4.39 est montrée une comparaison entre les champs de déformation mesurés par stéréo-corrélation d'images et simulés de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 115 °C.s⁻¹ dans les deux directions de sollicitation, le champ de déformation en cisaillement est également présenté. La figure montre que dans les deux cas le maximum de déformation a été obtenu selon la direction transverse de la tôle. Ceci résulte principalement de la vitesse de déplacement imposé en LVDT selon la direction transverse qui est deux fois plus élevée que celle imposée selon la direction de laminage. La simulation numérique reproduit bien les localisations de déformation obtenues expérimentalement. Malgré la complexité de l'essai (caractère anisotherme, biaxialié, matériau anisotrope, conditions aux limites hétérogènes), on a réussi à reproduire de façon assez réaliste les conditions aux limites imposées au cours de l'essai au niveau de la simulation. En général, les champs de déformation ou de contrainte simulés ont montré une bonne cohérence avec des simulations isothermes sur la même géométrie LCF (épaisseur standard) réalisées dans ((Coudon, 2017)). Dans certaines simulations, la contrainte maximale (Figure 4.40) peut apparaître au niveau des bras de l'éprouvette, zone dans laquelle la section de l'éprouvette est minimale. À partir de ces champs de contraintes ou de déformation calculés, les champs donnant les rapports de contraintes ou de déformations peuvent être obtenus (Figure 4.41).

4.6 Simulation des essais de traction biaxiés anisothermes



FIGURE 4.39: Champs de déformation mesurés et calculés (direction de laminage (a.) direction transverse (b.) et en cisaillement (c.)) sur la tôle au cours de l'essai biaxié anisotherme réalisé à 115 °C.s⁻¹



FIGURE 4.40: Champs de contrainte dans les directions de laminage (a.) et transverse (b.) obtenus par simulation numérique de l'essai biaxié réalisé à 265 °C.s⁻¹



FIGURE 4.41: Rapports des contraintes (a.) et rapports de déformations (b.) obtenus par simulation numérique de l'essai biaxié réalisé à $265 \ ^{\circ}C.s^{-1}$

À partir de ces champs donnant les rapports de contraintes et de déformations, on a récupéré leurs valeurs à l'instant de rupture au niveau du nœud qui correspond à la localisation de la déformation maximale et donc à l'endroit dans lequel la fissure s'est initiée. Une évolution des rapports de déformations en fonctions des rapports de contraintes à la rupture est de nouveau tracée dans la Figure 4.42 à partir des résultats de simulations. Les rapports des déformations et de contraintes calculés sont donnés dans le Tableau 4.10. Imposer la même vitesse de déplacement LVDT sur les deux axes de la machine ne produit pas un état de chargement

184

équibiaxié. La Figure 4.42 montre que les rapports de déformations et de contraintes les plus élevés sont obtenus lorsque la rupture a lieu du côté « Droit » de la cuvette c'està-dire quand la déformation dans la direction de laminage est plus élevée que celle dans la direction transverse de la tôle. Des rapports de déformation et de contraintes plus intéressants et caractéristiques de la gamme RIA ont été obtenus quand le calcul indique un maximum de déformation dans la direction transverse.

\dot{d} sens L (mm.s ⁻¹)	\dot{d} sens T (mm.s ⁻¹)	\dot{T} (°C.s ⁻¹)	$\frac{\sigma_L}{\sigma_T}$	$\frac{\varepsilon_L}{\varepsilon_T}$	T rupture (°C)
4	4	T=400 °C	1,48	2,79	420
4	4	$T{=}500$ °C	0,67	$0,\!35$	502
4	4	T=600 °C	1,78	3,03	661
2	4	115	0,47	0,0034	395
2	4	221	0,48	-0,006	439
4	4	265	0,65	0,29	447
1	4	315	0,41	-0,011	582
4	4	358	0,68	0,28	648
2	4	456	0,56	0,12	686

 TABLE 4.10: Rapports de déformations et de contraintes obtenus par simulation numérique des essais biaxiés isothermes et anisothermes

La température atteinte au point de rupture ne semble pas avoir d'influence sur les rapports de déformations ou de contraintes. Nous n'avons pas constaté d'effet notable de la vitesse de chauffage sur les rapports de biaxialité obtenus, ce qui rejoint les résultats de l'analyse par déformation équivalente (Figure 4.33). Les résultats du calcul montrent un bon accord avec les estimations du modèle anisotrope établi à 430 °C. La matrice d'anisotropie identifiée sur la tôle à 430 °C convient alors pour décrire le comportement de la tôle entre 400 et 700 °C environ. Les calculs des rapports de contraintes et de déformations montrent que nos essais couvrent une gamme qui présente un intérêt certain pour l'étude du comportement en RIA avec un rapport de déformation compris entre 0 et 0,7. Le dispositif est alors capable de produire un chargement proche de l'état de déformation plane.



FIGURE 4.42: Évolution des rapports de déformation (calculés) et fonction des rapports de contraintes (calculés); H, D, B : haut, droite et bas de la cuvette respectivement

4.7 Conclusions

Dans ce chapitre, on a présenté un nouvel essai développé spécifiquement pour tester des tôles en conditions de biaxialité proches de celles du RIA. Le dispositif est capable de réaliser des transitoires rapides mécaniques (entre 3.10^{-3} et 6.10^{-1} s⁻¹) et thermiques (jusqu'à 530 °C.s⁻¹), d'une manière simultanée, ce qui constitue aussi une deuxième avancée majeure par rapport aux données disponibles dans la littérature. Le design et la fabrication d'un inducteur de type pancake ont permis le chauffage de la zone amincie de l'éprouvette et ainsi la localisation du champ de déformation à l'intérieur de cette dernière. L'emploi du même niveau d'instrumentation que pour le suivi des essais de traction uniaxiés sur tube (stéréo-corrélation d'images pour le suivi de la déformation, thermographie infrarouge pour la détermination des champs de température) a permis de nous fournir une information locale par la mesure de champs en présence de fortes hétérogénéités. En effet, la géométrie

complexe de la tôle et les conditions aux limites qui sont imposées compliquent l'interprétation de ce type d'essai. Le travail de modélisation réalisé en amont a permis de définir une géométrie d'éprouvette adaptée pour la réalisation des essais biaxiés. La tôle employée pour cette étude a fait l'objet d'une étude précédente (Doan, 2009), la caractérisation mécanique de celle-ci a montré que le comportement de la tôle diffère de celui des tubes en Zircaloy-4 détendu. Néanmoins, cela ne nous a pas empêché d'étudier les effets de la biaxialité du chargement en conditions anisothermes. À travers les différents essais anisothermes biaxiés réalisés, on a montré la prédominance de l'effet de la biaxialité. Nos essais biaxiés rejoignent certaines études (Yunchang et Koss, 1985), (Nakatsuka et Havashi, 1982), (Miyamoto et al., 1976), (Dressler et Matucha, 1977) qui confirment la diminution de ductilité lors d'un chargement multiaxial. L'aspect anisotherme du chargement semble ne pas avoir un effet notable dans la gamme de température étudiée (400-800 °C). Contrairement à ce qui a été observé en traction anisotherme uniaxiale à $(5.10^{-1} \text{ s}^{-1})$, une augmentation significative de température n'implique pas une augmentation de ductilité en conditions de biaxialité, même si on garde le même ordre de grandeur en vitesse de déformation. La rupture obtenue en biaxialité dépend principalement de la vitesse de sollicitation dans les deux directions de la tôle et du champ de température. Les effets de la biaxialité et du chargement anisotherme ont été étudiés à deux reprises à travers une analyse par déformation équivalente et par modélisation numérique des essais. La première analyse a montré que la déformation équivalente diminue beaucoup quand on passe d'un état uniaxié à un état biaxié. Le chargement anisotherme n'introduit pas d'effet supplémentaire. La matrice d'anisotropie déterminée lors de cette première analyse a été réutilisée dans la partie numérique du travail. Une loi de comportement viscoplastique sous format Mfront a été identifiée en traction uniaxiale sur la tôle de l'étude avant d'être utilisée dans la simulation numérique des essais biaxiés anisothermes. Les mesures de champs réalisés au cours des essais ont permis une modélisation plus fiable et plus proche des conditions réelles de l'essai. Le champ thermique mesuré par thermographie IR a été importé dans Code Aster[®] ainsi que les déplacements aux extrémités. En général, la même localisation de déformation a été obtenue entre calculs et essais. Ces modélisations numériques ont permis de remonter aux champs de contraintes sur l'éprouvette et de calculer par la suite les rapports de déformations et de contraintes dans cette zone de localisation. Ces résultats nous ont permis de nous positionner par rapport aux conditions du RIA. Les différents essais réalisés ont parcouru une large gamme de taux de biaxialité et ont permis une meilleure compréhension des effets couplés entre chargement anisotherme et taux de biaxialité. Toutefois, plusieurs pistes d'améliorations peuvent être dégagées à l'issue de ce travail. Au niveau de l'instrumentation de ces essais rapides (250-600 millisecondes), l'emploi de caméras rapides pour la stéréo-corrélation d'images permettra d'obtenir plus de données dans le temps grâce à une fréquence d'acquisition plus élevée et permettra d'éviter des interpolations entre les pas de temps expérimentaux ce qui donnera plus de précision à nos calculs. La loi de comportement a été identifiée suite aux écarts constatés entre le comportement de la tôle de l'étude et celui des tubes. Plusieurs améliorations peuvent être introduites comme la dépendance de la matrice d'anisotropie à la température ou la prise en compte de l'anisotropie des contraintes par l'ajout d'un écrouissage cinématique selon la direction de laminage pour améliorer la connaissance des rapports de contrainte. Une campagne expérimentale d'essais uniaxiés aux fortes températures permettra de compléter ce travail et d'étendre le domaine de validité de la loi de comportement. Le chauffage par induction utilisé peut être employé pour atteindre des vitesses de chauffage plus élevées, la limite en puissance du dispositif n'a pas été atteinte au cours de nos essais. Cependant, la réalisation d'essais aux fortes vitesses de chauffage (supérieures à 530 °C.s⁻¹) impose l'emploi de dispositifs de stéréo-corrélation d'images plus rapides.

Chapitre 5

Conclusions et perspectives

Conclusions

Au cours de cette étude nous nous sommes intéressés au caractère anisotherme du chargement subi par la gaine combustible lors d'un RIA. Il a notamment été montré à travers une synthèse bibliographie que la vitesse de chauffage pourrait induire des modifications à l'échelle microstructurale du matériau. Cette vitesse de chauffage a des effets sur le comportement du matériau et en particulier sur les cinétiques de restauration – recristallisation et changement de phase ($\alpha \rightarrow \beta$). L'ensemble de l'étude expérimentale a permis à la fois de clarifier et de mieux préciser un certain nombre de points concernant l'effet anisotherme du chargement, mais également d'apporter des éléments nouveaux et originaux permettant d'améliorer notre compréhension vis-à-vis du RIA. En effet, les deux types d'essais développés au cours de cette thèse représentent une avancée majeure et nous ont permis de quantifier l'influence de transitoire anisotherme sur le comportement du matériau de gainage en couplant les effets de ce dernier aux effets des vitesses de déformation (1^{ere} campagne expérimentale) et aux effets du taux de biaxialité du chargement (2^{eme} campagne expérimentale).

Le développement d'un essai uniaxié anisotherme a permis la réalisation d'une série d'essais sur des tubes en Zircaloy-4 détendu avec des vitesses de chauffage comprises entre 85 et 560 °C.s⁻¹. Les deux vitesses de déformations testées (5.10⁻¹ et 5 s⁻¹) ont été suffisantes pour identifier le lien entre la vitesse de chauffage et la vitesse de sollicitation mécanique. En effet, la présence d'un effet anisotherme est conditionnée par le temps de chargement et la plage de température atteinte au cours de l'essai. Une forte vitesse de déformation implique un temps de chargement très court, une rupture atteinte rapidement ainsi qu'une faible évolution de température au cours de l'essai et donc une température à rupture moins élevée que celle obtenue pour une vitesse de déformation relativement plus faible. Quand la vitesse de déformation le permet, le matériau voit sa température augmenter fortement au cours de l'essai, l'évolution de température au cours d'un essai peut atteindre plusieurs centaines de degrés. L'influence du chargement anisotherme au cours d'un essai de traction se manifeste principalement dans une plage de température supérieure à 650 °C environ. Au-delà de cette température, on a constaté des écarts importants sur les contraintes d'écoulement (jusqu'à deux fois la contrainte d'écoulement isotherme à la même température en conditions anisothermes) ainsi qu'un changement au niveau du mode de rupture qui ne se produit plus par instabilité plastique, tel que c'était le cas pour le matériau rompu à des températures plus basses, mais plutôt par épuisement de la ductilité du matériau. Une étude de la cinétique de restauration-recristallisation a permis d'expliquer les écarts observés sur les niveaux des contraintes d'écoulement. Les traitements thermiques réalisés et les mesures de dureté nous ont conduits à identifier un modèle permettant d'estimer la fraction du matériau non recristallisé pour une séquence de chargement thermique donnée. Cette étude a permis de souligner les effets des temps de maintien et des vitesses de montée en température qui précèdent la réalisation d'un essai de traction isotherme. Le modèle est capable de donner une estimation de la fraction non recristallisée en tenant compte de ces deux paramètres. L'application de ce modèle aux différentes séquences thermiques a montré que la microstructure du matériau peut évoluer selon la vitesse de chauffage, la température cible ou le temps de maintien. Certains de nos échantillons testés sous conditions isothermes sont complètement recristallisés avant la réalisation de l'essai de traction. L'application du modèle aux différentes séquences thermiques appliquées sous conditions anisothermes a montré que, dans certaines conditions, le matériau peut rester à l'état détendu. En effet, le processus de restauration/recristallisation se décale vers les températures élevées avec l'augmentation de la vitesse de chauffage ce qui explique la non recristallisation de certaines éprouvettes au cours de nos essais de traction anisothermes.

Le deuxième type d'essai (biaxié et anisotherme) développé a permis d'étudier l'influence du chargement anisotherme couplée à l'effet de biaxialité. En partant des résultats obtenus lors de la première campagne expérimentale sur les tubes, des faibles vitesses de déformation ont été visées pour maximiser l'effet de l'évolution de température au cours d'un essai. Les résultats ont montré que l'effet du chargement anisotherme n'a quasiment aucun effet sur le comportement du matériau dans la gamme étudiée. L'analyse fondée sur le calcul de la déformation équivalente a montré que la multiaxialité du chargement demeure la condition la plus pénalisante pour la ductilité du matériau. Malgré la complexité de ces essais de traction biaxiés, une modélisation par éléments finis a été réalisée en imposant dans les calculs des conditions aux limites mesurées expérimentalement au cours des essais. Une loi de comportement simple de type élastoviscoplastique a été identifiée sur la tôle faisant l'objet de notre étude. Ces calculs ont permis de déterminer les champs de contraintes et de déterminer les rapports de ces derniers à l'endroit de la localisation de la déformation. Les rapports de biaxialité obtenus au cours de nos esssais se rapprochent beaucoup de ceux obtenus au cours des essais intégraux (CABRI et NSRR). Nos essais sont alors intéressants pour l'analyse des cas en réacteur. L'analyse des rapports de déformations à la rupture en fonction des rapports de contrainte a également montré une faible influence du chargement ansotherme par rapport à la biaxialité de chargement. C'est le rapport de biaxialité imposé qui reste le plus déterminant par rapport au lieu d'occurrence de la rupture.

Paramètres	Essais uniaxiés	Essais biaxiés	
Température	++	++	
Chargement anisotherme	++	++	
Anisotropie		++	
Vitesse de déformation	++	+	
Irradiation			
Oxydation	-	-	
Hydruration			

TABLE 5.1: Paramètres intervenant dans les essais mécaniques réalisés

- - = absence; - = quasi-absence; + = faible présence; ++ = forte présence

Perspectives

Il serait intéressant d'explorer des vitesses de chauffage plus élevées et de les coupler aux fortes vitesses de déformations dans cette gamme d'intérêt (au-delà de 650 °C). Des modifications peuvent être apportées au banc d'essai GLEEBLE[®] pour viser une meilleure performance en termes de vitesse de chauffage. Néanmoins, le dispositif peut toujours être utilisé dans sa configuration actuelle pour étudier d'autres thématiques comme l'influence du chargement anisotherme sur matériau oxydé ou hydruré et coupler l'effet du chargement anisotherme sur d'autres paramètres comme la cinétique de remise en solution de l'hydrogène par exemple. Certainement, l'oxydation est présente au cours de nos essais parce qu'ils sont réalisés sous air mais son effet reste négligeable en considérant les courtes durées d'expositions à chaud. Encore une fois, il serait intéressant de coupler les effets anisothermes avec les cinétiques d'oxydation surtout lorsqu'on part d'un matériau déjà oxydée avec des faibles vitesses de déformation permettant d'atteindre des températures élevées pour lesquelles l'oxydation du matériau pourrait avoir un impact plus important sur son comportement.

La mise en place d'une campagne d'essais similaires pour étudier le comportement anisotherme du matériau irradié est certainement très compliquée mais, là aussi, coupler les effets du transitoire thermique avec les cinétiques de restauration des défauts d'irradiation serait une thématique qui pourrait améliorer notre compréhension par rapport aux différents phénomènes qui peuvent intervenir lors d'un RIA. Il serait également intéressant de compléter cette première campagne par une deuxième sur le matériau recristallisé pour éliminer l'hypothèse de présence d'un deuxième phénomène dont les effets se superposent avec l'évolution de la microstructure. L'étude de la cinétique de restauration-recristallisation peut être complétée par une étude à l'échelle métallurgique pour faire la différence entre les effets de la restauration et de la recristallisation. Une loi de comportement numérique qui fait le couplage mécanique/métallurgique, comme la loi développée à EDF pour les transitoires de type APRP et prenant en compte les effets de changements de phases, peut être utile et adaptée pour la simulation des essais anisothermes réalisés aux fortes vitesses de chauffage/températures élevées quand le matériau reste à l'état détendu. Un tel type de loi pourrait convenir aussi pour la simulation des essais isothermes en imposant dans le calcul l'historique complet de température pour prendre en compte les effets de vitesses de chauffage, températures et temps de maintiens qui précèdent la réalisation d'un essai isotherme. L'une des pistes à étudier pourrait être l'introduction du modèle identifié dans cette thèse pour le calcul de la fraction du matériau non recristallisé dans la loi de comportement. Concernant la partie du travail traitant la biaxialité du chargement, on pourrait envisager de refaire la même campagne sur une tôle plus représentative des tubes. De même, le dispositif expérimental actuel pourrait être employé pour tester d'autres matériaux oxydés ou hydrurés. Les essais biaxiés réalisés ont montré qu'à l'aide de ce dispositif expérimental il est possible de parcourir une large gamme de taux de biaxialité par la simple variation des vitesses de sollicitations selon chaque direc-
tion de l'éprouvette. La base de données expérimentales obtenue dans le cadre de cette étude pourrait être enrichie par la réalisation d'autres essais en visant d'autres rapports de biaxialité pour couvrir tous les cas réacteur. Sur le plan numérique, la loi comportement actuelle a été identifiée en raison des écarts constatés entre les contraintes d'écoulements des tubes et celles de la tôle. L'une des améliorations pourrait concerner l'introduction d'une composante d'écrouissage cinématique supplémentaire selon la direction de laminage pour prendre en compte l'effet de l'anisotropie des contraintes surtout aux basses températures. La prise en compte de l'anisotropie du matériau pourrait être améliorée par la réalisation d'essais supplémentaires sur la tôle en conditions de chargement uniaxial pour différentes températures dans le but d'identifier d'autres matrices d'anisotropie et par la suite d'introduire une dépendance de l'anisotropie à la température. Le modèle de restauration-recristallisation pourrait être vérifié pour le cas de la tôle et une intégration de l'effet du transitoire de température pourrait être aussi introduite dans la loi de comportement actuelle.

Bibliographie

- AKHTAR, A. (1973). Basal slip in Zirconium. Acta Metallurgica, 21:1–11.
- ALAM, T., KHAN, M. K., PATHAK, M., RAVI, K., SINGH, R. et GUPTA, S. K. (2011). A review on the clad failure studies. Nuclear Engineering and Design, 241:3658– 3677.
- ALLAIS, L., VAUBERT, V. et TOURNIE, I. (1995). Anisotropie de comportement d'une tôle de zirconium alpha 702. Le Zirconium : Journées d'études propriétésmicrostructures, I.N.S.T.N Saclay, pages 256–266.
- ALLIED-VISION (2016). Manta Technical Manuel. Allied Vision Technologies GmbH, v7.7.0 édition.
- AMBARD, A., BARON, D., BLAT-YRIEIX, M., BOUFFIOUX, P., LECLERCQ, S. et LEGRAS, L. (2010). Livre blanc - Matériaux du combustible. Rapport technique H-T29-2009-03788-FR, EDF.
- ARAI, S., MURABAYASHI, H., TANABE, A., YOSHIDA, K. et SUMIDA, S. (1987). Failure correlation for Zircaloy-2 fuel cladding under high temperature transient conditions. Journal of Nuclear Science and Technology, 24(3):214–219.
- ARMSTRONG, P. G. et FREDERICK, C. O. (1966). A mathematical representation of the multiaxial baushinger effect. Rapport technique, Berkley Nuclear Laboratories.
- BEAURIN, G. (2012). Simulation et étude expérimentale des contraintes résiduelles dans les dépôts durs Norem des matériels de robinetterie. Thèse de doctorat, l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- BLAT, M., LEGRAS, L., NOEL, D. et AMANRICH, H. (2000). Contribution to a better understanding of the detrimental role of hydrogen on the corrosion rate of Zircaloy-4 cladding materials. Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP1354:563-591.
- BONNAND, V., CHABOCHE, J., GOMEZ, P., KANOUTÉ, P. et PACOU, D. (2011). Investigation of multiaxial fatigue in the context of turboengine disc applications. International Journal of Fatigue, 33(8):1006 – 1016. Multiaxial Fatigue Models.
- BOSSO, E. (2015). Comportement du Zircaloy-4 recristallisé : identification du comportement anisotrope pour application à la situation d'accident de réactivité. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- BOUFFIER, L. (2013). Modélisation de la fissuration à chaud lors du soudage de l'alliage base nickel IN600. Thèse de doctorat.

- BRACHET, J.-C., GAVARD, L., BOUSSIDAN, C., LEPOITTEVIN, C., DENIS, S. et SERVANT, C. (1998). Modelling of phase transformations occurring in low activation martensitic steels. Journal of Nuclear Materials, 258-263:1307–1311.
- CARDENAS-GARCIA, J. F., YAO, H. G. et ZHENG, S. (1995). 3d reconstruction of objects using stereo imaging. **Optics and Lasers in Engineering**, 22:193–213. Computer Aided Measurement and Inspection.
- CASTALDELLI, L., FIZZOTTI, C. et LUNDE, L. (1982). Long-term test results of promising new zirconium alloys. American Society for Testing and Materials, Special Technical Publication, pages 105–126.
- CAZALIS, B., DESQUINES, J., CARASSOU, S., JOLU, T. L. et BERNAUDAT, C. (2016). The plane strain tests in the prometra program. Journal of Nuclear Materials, 472:127 - 142.
- CAZALIS, B., DESQUINES, J., POUSSARD, C., PETIT, M., MONERIE, Y., BERNAUDAT, C., YVON, P. et AVERTY, X. (2007). The prometra program : Fuel cladding mechanical behavior under high strain rate. Nuclear Technology, 157:215–229.
- CEZAIRLIYAN, A. (1973). Simultaneous measurement of specific heat, electrical resistivity, and hemispherical total emittance of niobium-1 (wt%) Zirconium alloy in the range 1500 to 2700 K by a transient (subsecond) technique. Journal of research of the National Bureau of Standards - Section A. Physics and chemistry, 77A:45-48.
- CHRISTODOULOU, N. (1989). Evolution of the bauschinger effect in tension and compression in zircaloy-2. Acta Metallurgica, 37(2):529 539.
- CHUNG, H. M., GARDE, A. M. et KASSNER, T. F. (1977). Deformation and rupture behavior of Zircaloy cladding under simulated loss-of-coolant accident conditions. **Zirconium in the Nuclear Industry**, American Society for Testing and Materials:82–97.
- COUDON, F. (2017). Comportement mécanique du superalliage base nickel à solidification dirigée DS200+Hf. Thèse de doctorat, Paris Sciences et Lettres.
- CRÉPIN, J. (1995). Etude des mecanismes de deformation et d'endommagement du Zirconium grade 702 traite beta. (application aux cordons de soudure). Thèse de doctorat, Ecole polytechnique.
- CUI, L., WANG, P., HOCHE, H., SCHOLZ, A. et BERGER, C. (2013). The influence of temperature transients on the lifetime of modern high-chromium rotor steel under service-type loading. Materials Science and Engineering : A, 560:767 – 780.
- DAUM, R., MAJUMDAR, S. et BILLONE, M. (2009). Experimental and analytical investigation of the mechanical behavior of high-burnup zircaloy-4 fuel cladding. ASTM Special Technical Publication, 1505:119–140.
- DAUM, R. S., MAJUMDAR, S., BATES, D. W., MOTTA, A. T., KOSS, D. A. et BILLONE, M. C. (2002). On the embrittlement of Zircaloy-4 under ria-relevant conditions. In ASTM Special Technical Publication, pages 702–718.
- DELOBELLE, P., ROBINET, P., BOUFFIOUX, P., GEYER, P. et LE PICHON, I. (1996a). A unified model to describe the anisotropic viscoplastic behavior of Zircaloy-4 cladding

tubes. ASTM Special Technical Publication, 1295:373–393.

- DELOBELLE, P., ROBINET, P., GEYER, P. et BOUFFIOUX, P. (1996b). A model to describe the anisotropic viscoplastic behaviour of Zircaloy-4 tubes. Journal of Nuclear Materials, 238:135–162.
- DEMMERLE, S. et BOEHLER, J. (1993). Optimal design of biaxial tensile cruciform specimens. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 41(1):143 – 181.
- DEREP, J., IBRAHIM, S., ROUBY, S. et FANTOZZI, G. (1980). Deformation behavior of Zircaloy 4 between 77 K and 900 K. Acta Metalurgica, 28:607–619.
- DESQUINES, J., BUSSER, V. et PERTALES, F. (2005). Simulating hydride embrittlement on cold-worked stress-relieved Zircaloy-4 with gurson-tvergaard-needleman damage model. In 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18). Atomic Energy Press.
- DESQUINES, J., DROUAN, D., GUILBERT, S. et LACOTE, P. (2016). Embrittlement of prehydrided Zircaloy-4 by steam oxidation under simulated loca transients. Journal of Nuclear Materials, 469:20–31.
- DESQUINES, J., GUILBERT, S., TAURINES, T. et BUSSER, V. (2018). Fracture mechanics analysis of Zircaloy-4 tubular samples after laboratory simulated loca transient. Engineering Fracture Mechanics, 193:96–107.
- DESQUINES, J., KOSS, D., MOTTA, A., CAZALIS, B. et PETIT, M. (2011). The issue of stress state during mechanical tests to assess cladding performance during a reactivityinitiated accident (ria). Journal of Nuclear Materials, 412(2):250 – 267.
- DING, Y., KIM, J.-S., KIM, H., WON, C., CHOI, S., PARK, S. H. et YOON, J. (2018). Evaluation of anisotropic deformation behaviors in h-charged zircaloy-4 tube. Journal of Nuclear Materials, 508:440 – 450.
- DOAN, D. (2009). Comportement et rupture des alliages de Zirconium de la gaine du crayon combustible des centrales nucléaires en situation accidentelle de type RIA. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- DRESSLER, G. et MATUCHA, K. (1977). Yield and fracture of biaxially stressed zircaloy-4 cladding tubes at room temperature and at 400c. Zirconium in the Nuclear Industry Spec. Tech. Publ. 633.
- DUNLOP, J. W. C., BRÉCHET, Y., LEGRAS, L. et ZUROB, H. (2007). Modelling isothermal and non-isothermal recrystallisation kinetics : Application to Zircaloy-4. Journal of Nuclear Materials, 366:178–186.
- EMERY, A. D., SCOTT, D. B. et STEWART, J. R. (1971). Effects of heating rate and pressure on expansion of Zircaloy tubing during sudden heating conditions. Nuclear Technology, 11:474–478.
- ERBACHER, F. J., NEITZEL, H. J., ROSINGER, H., SCHMIDT, H. et WIEHR, K. (1982). Burst criterion of Zircaloy fuel claddings in a loss-of-coolant accident. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:271–283.

EVANS, W. et PARRY, G. W. (1966). The deformation behavior of zircaloy-2 containing

directionally oriented zirconium hydride precipitates. **Electrochemical Technology**, 4:225–231.

- FAJOUI, J., GLOAGUEN, D., GUILLÉN, R. et GIRARD, E. (2009). Comportement micromécanique d'un d'un alliage de Zirconium en grandes déformations – cas du laminage à pas de pélerin : diffraction des rayons x et modèle de transition d'échelles. In 19ème Congrès Français de Mécanique. 19ème Congrès Français de Mécanique.
- FANDEUR, O. (2001). Étude expérimentale et modélisation mécanique de la corrosion sous contrainte des gaines en Zircaloy–4. Thèse de doctorat, École Centrale Paris.
- FERNER, J. et ROSINGER, H. E. (1985). The effect of circumferential temperature variation on fuel-cladding failure. Journal of Nuclear Materials, 132:167–172.
- FONG, R. W. L., PAINE, M. et NITHEANANDAN, T. (2016). Total hemispherical emissivity of pre-oxidized and un-oxidized Zr-2.5nb pressure-tube materials at 600 °C to 1000 °C under vacuum. CNL Nuclear Review, 5:85–93.
- FORGERON, T., BRACHET, J. C., BARCELO, F., CASTAING, A., HIVROZ, J., MARDON, J. P. et BERNAUDAT, C. (2000). Experimental and modeling of advanced fuel rod cladding behavior under loca conditions : Alpha-beta phase transformation kinetics and edgar methodology. Zirconium in the Nuclear Industry, Americain Society for Testing and Materials:256–278.
- FRECHINET, S. (2001). Transformations et comportement du Zircaloy-4 en conditions anisothermes. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- FUKETA, T., NAGASE, F., ISHIJIMA, K. et FUJISHIRO, T. (1996). NSRR/RIA experiments with high-burnup pwr fuels. Nuclear Safety 37(4), pages 328–342.
- FUKETA, T., SASAJIMA, H. et SUGIYAMA, T. (2000). Behavior of high-burnup PWR fuels with low-tin Zircaloy-4 cladding under reactivity-initiated-accident conditions. Journal of Nuclear Technology, 133:50–62.
- GARDE, A. M. (1989). Effects of irradiation and hybriding on mechanical properties of Zy-4 at high fluence. Zirconium in nuclear industry, ASTM, pages 507–515.
- GARDE, A. M., AIGELTINGER, E., WOODRUFF, B. N. et REED-HILL, R. E. (1975). Concerning the strength of dynamic strain aging in Zirconium. Metallurgical Transactions A, 6:1183–1188.
- GARDE, A. M., SMITH, G. P. et PIREK, R. C. (1996). Effects of hydride precipitate localization and neutron fluence on the ductility of irradiated Zircaloy-4. Zirconium in nuclear industry, ASTM, pages 407–430.
- GARZAROLLI, F., GOLL, W., SEIBOLD, A. et RAY, I. (1996). Effect of in-PWR irradiation on size, structure, and composition of intermetallic precipitates of Zr alloys. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:541–556.
- GLENDENING, A., KOSS, D., MOTTA, A., PIERRON, O. et DAUM, R. (2005). Failure of hydrided zircaloy-4 under equal-biaxial and plane-strain tensile deformation. Zirconium

in the Nuclear Industry, ASTM, STP1467:833–848.

- GOLDAK, J., LLOYD, L. T. et BARRETT, C. S. (1966). Lattice parameters, thermal expansions, and grüneisen coefficients of Zirconium, 4.2 to 1130°K. Physical Review, 144(2):478–484.
- GRANGE, M. (1998). Fragilisation du Zircaloy-4 par l'hydrogène : Comportement, mécanismes d'endommagement, interaction avec la couche d'oxyde - Simulation numérique. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- GREEN, D., NEALE, K., MACEWEN, S., MAKINDE, A. et PERRIN, R. (2004). Experimental investigation of the biaxial behaviour of an aluminum sheet. International Journal of Plasticity, 20(8):1677 1706.
- GRIFFITHS, M., MECKE, J. F. et WINEGAR, J. E. (1996). Evolution of microstructure in Zirconium alloys during irradiation. ASTM Special Technical Publication, 1295:580-602.
- GRIGORIEV, V., JOSEFSSON, B. et ROSBORG, B. (1996). Fracture toughness of Zircaloy cladding tubes. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:431-447.
- HANNON, A. et TIERNAN, P. (2008). A review of planar biaxial tensile test systems for sheet metal. Journal of Materials Processing Technology, 198(1):1 13.
- HASTINGS, I., SMITH, A., FEHRENBACH, P. et CARTER, T. (1986). Fission gas release from power-ramped UO₂ fuel. Journal of Nuclear Materials, 139(2):106 112.
- HEALEY, T., EVANS, H. E. et DUFFEY, R. (1976). Deformation and rupture of pressurized and transiently heated Zircaloy tube. Journal of the British Nuclear Energy Society, 15:247–251.
- HELFER, T., MICHEL, B., PROIX, J.-M., SALVO, M., SERCOMBE, J. et CASELLA, M. (2015).
 Introducing the open-source mfront code generator : Application to mechanical behaviours and material knowledge management within the pleiades fuel element modelling platform. Computers & Mathematics with Applications, 70:994–1023.
- HERRING, R. A. et NORTHWOOD, D. O. (1988). Microstructural characterization of neutronirradiated and post-irradiation annealed Zircaloy-2. Journal of Nuclear Materials, 159:386–396.
- HIGGY, H. et HAMMAD, F. (1972). Effect of neutron irradiation on the tensile properties of zircaloy-2 and zircaloy-4. Journal of Nuclear Materials, 44(2):215 227.
- HILL, R. (1950). The mathematical theory of plasticity. Clarendron Press, 1998, oxford classic texts in physical sciences édition.
- HOFERLIN, E., BAEL, A. V., HOUTTE, P. V., STEYAERT, G. et MARÉ, C. D. (1998). Biaxial tests on cruciform specimens for the validation of crystallographic yield loci. Journal of Materials Processing Technology, 80-81:545 – 550.
- HOLT, R. A. (1980). Model for the kinetics of the phase transformation in Zircaloy-4. In IAEA. Specialists Meeting On Fuel Element Performance Computer Model-

ling, IWGFPT/7. IAEA. Specialists Meeting On Fuel Element Performance Computer Modelling, IWGFPT/7.

- HONG, S. I. et KIM, H. J. (1987). Temperature dependence of elongation in zircaloy-4. Materials Science and Engineering, 86:L1 – L4.
- HONG, S. I., RYU, W. S. et RIM, C. S. (1983). Elongation minimum and strain rate sensitivity minimum of Zircaloy-4. Journal of Nuclear Materials, 116:314–316. cited By 45.
- HONG, S. I., RYU, W. S. et RIM, C. S. (1984). Thermally activated deformation of zircaloy-4. Journal of Nuclear Materials, 120:1–5.
- HUNT, C. E. L. et SCHULSON, E. M. (1980). Recrystallization of Zircaloy-4 during transient heating. Journal of Nuclear Materials, 92:184–190.
- IAEA (2006). Thermophysical properties database of materials for light water reactors and heavy water reactors. Rapport technique, IAEA.
- IAEA (2008). Thermophysical properties of materials for nuclear engineering : a tutorial and collection of data. Rapport technique, IAEA.
- JAE-KYUNG, Y., HEUNG-BAE, P., GI-SUNG, P. et BYONG-WHI, L. (1992). Yielding and dynamic strain aging behavior of Zircaloy-4 tube. Journal of Nuclear Materials, 189:353–361.
- JERNKVIST, L. (2003). Prediction of failure of highly irradiated Zircaloy clad tubes under reactivity initiated accidents. In Transactions of the 17th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 17).
- JOHNSTON, W. V. (1977). Zircaloy three years after the hearings. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:5–23.
- KADDOUR, D. (2004). Fluage isotherme et anisotherme dans les domaines monophasés (α et β) et biphasés ($\alpha + \beta$) d'un alliage Zr-1%NbO. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- KALCK, C. (2012). Caractérisation métallurgique et modélisation de la tenue en fluage à 550°C des liaisons soudées en acier Grade 92. Thèse de doctorat, l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- KAUFMANN, P. D. et BAROCH, E. F. (1974). Potential for improvement of mechanical properties in Zircaloy cold-rolled strip and sheet. Zirconium in Nuclear Applications, American Society for Testing and Materials:129–139.
- KHAN, M. K., PATHAK, M., SUMAN, S., DEO, A. et SINGH, R. (2014). Burst investigation on Zircaloy-4 claddings in inert environment. **Annals of Nuclear Energy**, 69:292–300.
- KIM, H. H., KIM, J. H., MOON, J. Y., LEE, H. S., KIM, J. J. et CHAI, Y. S. (2010). Hightemperature oxidation behavior of Zircaloy-4 and Zirlo in steam ambient. Journal of Materials Science & Technology, 26(9):827–832.
- KIM, J. H., LEE, M. H., CHOI, B. K. et JEONG, Y. H. (2006). Effects of oxide and hydrogen on the circumferential mechanical properties of Zircaloy-4 cladding. Nuclear Engineering and Design, 236:1867–1873.
- KIM, S.-K., BANG, J.-G., KIM, D.-H., LIM, I.-S., YANG, Y.-S., SONG, K.-W. et KIM, D.-S.

(2009). Hoop strength and ductility evaluation of irradiated fuel cladding. Nuclear Engineering and Design, 239(2):254 – 260.

- KIM, Y. (2009). Role of twinning and slip in deformation of a zr-2.5nb tube. **ASTM Special Technical Publication**, 1505:227–243.
- KURODA, M., YAMANAKA, S., NAGASE, F. et UETSUKA, H. (2001). Analysis of the fracture behavior of hydrided fuel cladding by fracture mechanics. Nuclear Engineering and Design, 203:185–194.
- KUWABARA, T., IKEDA, S. et KURODA, K. (1998). Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension. Journal of Materials Processing Technology, 80-81:517 – 523.
- LATOURTE, F., TOULEMONDE, C., RIT, J.-F., SANAHUJA, J., RUPIN, N., FERRARI, J., PERRON, H., BOSSO, E., GUERY, A., PROIX, J.-M. et WATTRISSE, B. (2013). The materials ageing plateform : towards a toolbox to perform a wide range of research studies on the behavior of industrial materials. In PhotoMechanics 2013, May 2013, Montpellier, France, Montpellier, France.
- LECLERCQ, S., PARROT, A. et LEROY, M. (2005). Failure characteristics of cladding tubes under RIA conditions. Nuclear Engineering and Design, 238:2206–2218.
- LEE, D. (1970a). Recrystallization and mechanical behavior of Zircaloy-2 tubing. Journal of Nuclear Materials, 37:159–170.
- LEE, D. (1970b). The strain rate dependent plastic flow behavior of Zirconium and its alloys. Metallurgical Transactions, 1:1607–1616.
- LEE, K. W., KIM, S. K., KIM, K. T. et HONG, S. I. (2001). Ductility and strain rate sensitivity of Zircaloy–4 nuclear fuel claddings. Journal of Nuclear Materials, 295:21–26.
- LEE, M. H., KIM, J. H., CHOI, B. K. et JEONG, Y. H. (2007). Mechanical properties and dynamic strain aging behavior of zr-1.5nb-0.4sn-0.2fe alloy. Journal of Alloys and Compounds, 428(1):99 - 105.
- LEGRAS, L. (1999). Etude de la restauration/recristallisation du Zircaloy-4 au cours de recuits entre 400°C et 520°C. formulation d'un premier modèle prenant en compte l'effet de l'hydrogène. Rapport technique, NT EDF R&D HT-41/99/036/A.
- LESAUX, M. (2008). Comportement et rupture de gaines en Zircaloy-4 détendu vierges, hydrurées ou irradiées en situation accidentelle de type RIA. Thèse de doctorat, École Nationale des Mines de Paris.
- LUSCHER, W. G. et GEELHOOD, K. J. (2014). Material property correlations : Comparisons between FRAPCON-3.5, FRAPTRAN 1.5, and MATPRO (NUREG/CR-7024, revision 1). Rapport technique.
- M. LOWRY, L & J. Markworth, A. . S. P. J. . P. L. M. (1981). Evaluating strength and ductility of irradiated zircaloy, task 5 experimental data final report, report nureg/cr-1729, bmi-2066, vol. 1,. Rapport technique, US Nuclear Regulatory Commission.
- MACDONALD, V., BOULCH, D. L., MENIBUS, A. H., BESSON, J., AUZOUX, Q., CRÉPIN, J. et JOLU, T. L. (2014). Fracture of Zircaloy-4 fuel cladding tubes with hydride blisters.

Procedia Materials Science, 3:233–238. 20th European Conference on Fracture.

- MACEWEN, S., ELLS, C. et WOO, O. (1981). The bauschinger effect in zircaloy-2. Journal of Nuclear Materials, 101(3):336 349.
- MADOUGOU, A. M. S. (2011). Contribution à l'étude et à la commande d'un système de chauffage par induction polyphasé. Thèse de doctorat, L'Université de Toulouse.
- MATSUURA, N., HOOD, G. M. et ZOU, H. (1996). The correspondence between self-diffusion properties and melting temperatures for α-Zr and α-Ti. Journal of Nuclear Materials, 238:260–263.
- MAUREL, V. (2002). multiaxial mechanical state influence induced by blanking on applied properties of magnetic lamination. Theses, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan.
- MENIBUS, A. H., AUZOUX, Q., BESSON, J. et CRÉPIN, J. (2014). Temperature increase of Zircaloy-4 cladding tubes due to plastic heat dissipation during tensile tests at 0.1-10 s^{-1} strain rates. Journal of Nuclear Materials, 454:247–254.
- MENIBUS, A. H. D. (2012). Formation de blisters d'hydrures et effet sur la rupture de gaines en Zircaloy-4 en conditions d'accident d'injection de réactivité. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- MICHALET, H. (2013). Le livre Blanc des inducteurs. Lulu Press INC.
- MIHARA, T., UDAGAWA, Y. et AMAYA, M. (2018). Deformation behavior of recrystallized and stress-relieved zircaloy-4 fuel cladding under biaxial stress conditions. Journal of Nuclear Science and Technology, 55(2):151–159.
- MILOŠEVIĆ, N. D. et MAGLIĆ, K. D. (2006). Thermophysical properties of solid phase Zirconium at high temperatures. International Journal of Thermophysics, 27: 1140–1159.
- MIYAMOTO, Y., KOMATSU, Y., KAKUMA, T. et NAGAI, N. (1976). Mechanical behavior of zircaloy-2 tubing under biaxial stresses. Journal of Nuclear Materials, 61(1):53 65.
- MOTTA, A. T. et CHAN, L. Q. (2012). Hydride formation in Zirconium alloys. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 64:59–63.
- MOTTA, A. T., FALDOWSKI, J. A., HOWE, L. M. et OKAMOTO, P. R. (1996). In situ studies of phase transformations in Zirconium alloys and compounds under irradiation. **Zirconium in the Nuclear Industry**, American Society for Testing and Materials: 557–579.
- MURPHY, E. V. et HAVELOCK, F. (1976). Emissivity of Zirconium alloys in air in the temperature range 100–400°C. Journal of Nuclear Materials, 60:167–176.
- MURTY, K. et CHARIT, I. (2006). Texture development and anisotropic deformation of Zircaloys. **Progress in Nuclear Energy**, 48:325–359.
- NAKA, T., NAKAYAMA, Y., UEMORI, T., HINO, R. et YOSHIDA, F. (2003). Effects of temperature on yield locus for 5083 aluminum alloy sheet. Journal of Materials Proces-

sing Technology, 140(1):494 – 499. Proceedings of the 6th Asia Pacific Conference on materials Processing.

- NAKATSUKA, M. et HAYASHI, Y. (1982). Effect of biaxial stresses on iodine scc behavior of zircaloy fuel cladding tubes. Journal of Nuclear Materials, 105(2):159 171.
- NIKULINA, A. V. (2003). Zirconium-niobium alloys for core elements of pressurized water reactors. Metal Science and Heat Treatment, 45:287–292.
- NORTHWOOD, D. O., GILBERT, R., BAHEN, L., KELLY, P., BLAKE, R., JOSTSONS, A., FAULKNER, D., BELL, W. et ADAMSON, R. (1977). Characterization of neutron irradiation damage in Zirconium alloys – an international "Round-Robin" experiment. Journal of Nuclear Materials, 79:379–394.
- NORTHWOOD, D. O., LONDON, I. M. et BAHEN, L. E. (1975). Elastic constants of Zirconium. Journal of Nuclear Materials, 55:299–310.
- ONIMUS, F. (2003). Approche Expérimentale et Modélisation Micromécanique du Comportement des Alliages de Zirconium Irradiés. Thèse de doctorat, École Centrale des Arts et Manufactures de Paris.
- ONIMUS, F., BÉCHADE, J. L., DUGUAY, C., GILBON, D. et PILVIN, P. (2006). Investigation of neutron radiation effects on the mechanical behavior of recrystallized Zirconium alloys. Journal of Nuclear Materials, 358:176–189.
- PAPIN, J., CAZALIS, B., FRIZONNET, J., DESQUINES, J., LEMOINE, F., GEORGENTHUM, V., LAMARE, F. et PETIT, M. (2007). Summary and interpretation of the CABRI REP-Na program. Nuclear Technology, 157(3):230-250.
- PARADIS, P.-F. et RHIM, W.-K. (1999). Thermophysical properties of Zirconium at high temperature. Journal of Materials Research, 14:3713–3719.
- PARROT, A. (2016). Simulation d'essais EDGAR en rampe de température sur M5 avec le modèle EDGAR M5 V1. Rapport technique, Note technique EDF R&D 6125-2104-2016-14900-FR.
- PARROT, A. et LECLERCQ, S. (2007). Modélisation du comportement mécanique des alliages de Zirconium en situation accidentelle de type RIA - Application au Zircaloy-4 détendu. Rapport technique, Note interne EDF R&D - H-T26-2007-02359-FR.
- PERALES, F. (2005). Modélisation et simulation numérique de l'amorçage et de la propagation de fissures dans les gaines de combustibles lors des transitoires accidentels de type RIA. Thèse de doctorat, École Nationale des Mines de Paris.
- PERALES, F., BOURGEOIS, S., CHRYSOCHOOS, A. et MONERIE, Y. (2008). Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of nonlinear heterogeneous materials. Engineering Fracture Mechanics, 75:3378–3398. Local Approach to Fracture (1986–2006) : Selected papers from the 9th European Mechanics of Materials Conference.
- PERALES, F., MONERIE, Y., DUBOIS, F. et STAINIER, L. (2005). Computational non-smooth fracture dynamics in nonlinear and heterogeneous materials. application to fracture of hydrided zircaloy. In 18th International Conference on Structural Mechanics

in Reactor Technology (SMiRT 18), SMiRT 18 proceedings. 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Pékin, China. PIERRON, O. N., KOSS, D. A., MOTTA, A. T. et CHAN, K. S. (2003). The influence of hydride

blisters on the fracture of Zircaloy-4. Journal of Nuclear Materials, 322:21–35.

PORTIER, L. et BRACHET, J. C. (2003). EDGAR – Modèle V1 de comportement en gonflement et rupture en conditions APRP de l'alliage M5TM à l'état de réception. Rapport technique, NT CEA SRMA 2003-2562.

- PRADILLE, C. (2011). Vers une meilleure compréhension et caractérisation du comportement des aciers à très haute température. Thèse de doctorat, l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- PRISER, M. (2011). Analyses multi-échelles du comportement en fluage d'alliages de Zirconium. Thèse de doctorat, Université de Bretagne-Sud.
- RACINE, A. (2005). Influence de l'orientation des hydrures sur les modes de déformation, d'endommagement et de rupture du Zircaloy-4 hydruré. Thèse de doctorat, École Polytechnique.
- RAMACHANDRAN, V. et REED-HILL, R. E. (1970). Dynamic strain aging and ductility minima in Zirconium. Metallurgical Transactions, 1:2105–2109.
- RASHID, J., MONTGOMERY, R. et LYON, W. (2000). A cladding failure model for fuel rods subjected to operational and accident transients. IAEA Technical Committee Meeting on Nuclear Fuel Behaviour Modelling at High Burnup and Its Experimental Support, Windermere, UK.
- RASHID, Y. R. (1987). Transient failure of Zircaloy cladding. Nuclear Engineering and Design, 101:305–313.
- RAYNAUD, P., KOSS, D., MOTTA, A. et CHAN, K. (2007). Fracture toughness of hydrided zircaloy-4 sheet under through-thickness crack growth conditions. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:163–177.
- REKIK, M. (2014). Measurement and modeling of magneto-mechanical dissipative behavior of high yield stress ferromagnetic materials under multiaxial loading. Theses, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan.
- RIBIS, J., ONIMUS, F., BÉCHADE, J.-L., DORIOT, S., BARBU, A., CAPPELAERE, C. et LEMAIGNAN, C. (2010). Experimental study and numerical modelling of the irradiation damage recovery in Zirconium alloys. Journal of Nuclear Materials, 403:135–146.
- ROBERT, Y. (2007). Simulation numérique du soudage du TA6V par laser YAG impulsionnel : caractérisation expérimentale et modélisation des aspects thermomécaniques associés à ce procédé. Thèse de doctorat, L'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- ROBINET, P. (1995). Étude expérimentale et modélisation du comportement viscoplastique anisotrope du Zircaloy-4 dans deux états métallurgiques. Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté.

ROSINGER, H. E. (1984). A model to predict the failure of Zircaloy-4 fuel sheathing during

postulated LOCA conditions. Journal of Nuclear Materials, 120:41–54.

- RUANO, O. et ELSSNER, G. (1975). On solid solution hardening in the Zirconium-Oxygen system. Journal of the Less Common Metals, 40:121–128.
- RUBENSTEIN, L. S., GOODWIN, J. G. et SHUBERT, F. L. (1961). Transactions. Vol.54 p.20.
- SAMIR, A., SIMON, A., SCHOLZ, A. et BERGER, C. (2006). Service-type creep-fatigue experiments with cruciform specimens and modelling of deformation. International Journal of Fatigue, 28(5):643 651. Selected papers from the 7th International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture (ICBMFF).
- SASAJIMA, H., SUGIYAMA, T., NAGASE, F., FUKETA, T., KAMINAGA, N., HONDA, J. et NISHINO, Y. (2008). Examinations on high-burnup fuels to investigate fuel behavior under reactivity-initiated accident conditions. In : International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance, October 19 23, 2008, Seoul, Korea:7.
- SCHÄFFLER, I. (1997). Modélisation du comportement élasto-viscoplastique anisotrope des tubes de gaine du crayon combustible entre zéro et quatre cycles de fonctionnement en réacteur à eau pressurisée. Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté.
- SCHÄFFLER, I., GEYER, P., BOUFFIOUX, P. et DELOBELLE, P. (1999). Thermomechanical behavior and modeling between 350°C and 400°Cof Zircaloy-4 cladding tubes from an unirradiated state to high fluence (0 to 85.10²⁴nm², e > 1MeV). Journal of Engineering Materials and Technology, 122:168–176.
- SCHMITZ, F. et PAPIN, J. (1999). High burnup effects on fuel behaviour under accident conditions : the tests CABRI REP-Na. Journal of Nuclear Materials, 270:55–64.
- SCOTT, D. B. (1965). Physical and mechanical properties of Zircaloy 2 and 4. Rapport technique, Westinghouse Electric Corp., Pittsburgh, Pa. Atomic Power Div.
- SEDLÁČEK, R. et DEUBLE, D. (2016). Kinematic hardening in creep of zircaloy. Journal of Nuclear Materials, 479:338 346.
- SELL, H.-J. et ORTLIEB, E. (2002). Effects of alpha-beta transformation on high temperature (LOCA) creep behavior of Zr-alloys. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:658–672.
- SENOR, D. J., THOMAS, J. K. et PEDDICORD, K. L. (1990). Transport property correlations for the Niobium-1% Zirconium alloy. Journal of Nuclear Materials, 173:274–283.
- SERRES, A. (2008). Corrosion sous contrainte par l'iode du Zircaloy-4 : cinétiques de fissuration et influence de l'irradiation sur l'amorçage. Thèse de doctorat, l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- SHINOZAKI, T., UDAGAWA, Y., MIHARA, T., SUGIYAMA, T. et AMAYA, M. (2016). Improvededc tests on the zircaloy-4 cladding tube with an outer surface pre-crack. Journal of Nuclear Science and Technology, 53(9):1426–1434.
- SHRIWASTAW, R. S., SAWARN, T. K., BANERJEE, S., RATH, B. N., DUBEY, J. S., KUMAR, S., SINGH, J. L. et BHASIN, V. (2017). Estimation of ring tensile properties of steam oxi-

dized Zircaloy-4 fuel cladding under simulated LOCA condition. Journal of Nuclear Materials, 493:460–470.

- SILLS, H. E. et HOLT, R. A. (1979). Predicting high-temperature transient deformation from microstructural models. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:325–341.
- STRAALSUND, J. L., FISH, R. L. et JOHNSON, G. D. (1975). Correlation of transient-test data with conventional mechanical properties data. **Nuclear Technology**, 25:531–540.
- SUMAN, S., KHAN, M. K., PATHAK, M., SINGH, R. N. et CHAKRAVARTTY, J. K. (2016). Rupture behaviour of nuclear fuel cladding during loss-of-coolant accident. Nuclear Engineering and Design, 307:319–327.
- SUNDERAND, D., MONTGOMERY, R. et OZER, O. (2004). Evaluation of recent RIAsimulation experiments with the FALCON fuel performance code. International Meeting on Light Water Reactor Fuel performance, pages 551–564.
- SUTTON, M., ORTEU, J.-J. et SCHREIER, H. W. (2009). Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. Springer Science, isbn : 978-0-387-78746-6 édition.
- SUTTON, M. A., MCNEILL, S. R., HELM, J. D. et CHAO, Y. J. (2000). Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision. Springer Berlin Heidelberg.
- TALIA, J. E. et POVOLO, F. (1977). Tensile properties of Zircaloy-4. Journal of Nuclear Materials, 67:198–206.
- TENCKHOFF, E. (1988). Deformation mechanisms, texture, and anisotropy in Zirconium and Zircaloy. Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM, (STP966):1-77.
- TENCKHOFF, E. (2005). Review of deformation mechanisms, texture, and mechanical anisotropy in Zirconium and Zirconium base alloys. Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM, 2:25–50.
- THORPE, W. R. et SMITH, I. O. (1978). Tensile properties of Zr-1 wt.% Nb alloy. Journal of Nuclear Materials, 78:49–57.
- TOSCANO, E. H., BOČEK, M. et PETERSEN, C. (1980). The prediction of failure strain for Zircaloy-4 subjected to non-stationary loading conditions. Journal of Nuclear Materials, 91:151–155.
- URBANIC, V. F. (1977). Oxidation of Zirconium alloys in steam at 1000 to 1800°C. Zirconium in the Nuclear Industry, American Society for Testing and Materials:168– 181.
- W. BROWN, M. et J. MILLER, K. (1985). Mode i fatigue crack growth under biaxial stress at room and elevated temperature. **ASTM Special Technical Publication**, pages 135–152.
- WHITE, R. (2004). The development of grain-face porosity in irradiated oxide fuel. Journal of Nuclear Materials, 325(1):61 77.

WISNIEWSKI, J. (2009). Modélisation thermomécanique de la fissuration à chaud

en soudage par faisceau d'électrons d'un alliage CuCrZr. Thèse de doctorat.

- YAGNIK, S., HERMANN, A. et KUO, R. (2005). Ductility of Zircaloy-4 cladding and guide tubes at high fluences. Zirconium in the Nuclear Industry, pages 604–631.
- YANG, R. (2002). Topical report on reactivity initiated accident : Bases for ria fuel and core coolability criteria. Rapport technique, EPRI.
- YUEH, K., GRIGORIEV, V., LIN, Y., LUTZ, D. et SCHRIRE, D. (2011). Zircaloy-2 ductility recovery under RIA transient conditions. In Water Reactor Fuel Performance Meeting. Water Reactor Fuel Performance Meeting.
- YUNCHANG, F. et KOSS, D. A. (1985). The influence of multiaxial states of stress on the hydrogen embrittlement of Zirconium alloy sheet. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 16, page 675–681.
- ZHANG, M. (2014). Comportement viscoplastique des alliages austénitiques pendant la recristallisation sous faibles contraintes. Thèse de doctorat, l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- ZHANG, S., HARADA, M., OZAKI, K. et SAKANE, M. (2007). Multiaxial creep-fatigue life using cruciform specimen. International Journal of Fatigue, 29(5):852 – 859.

Annexe A

Système d'amarrage pour la machine GLEEBLE®

Pour la réalisation d'un essai de traction sur la machine GLEEBLE[®], il a fallu concevoir un nouveau système de traction sur tubes. Ce montage a pour rôle d'assurer la conduction du courant électrique pour le chauffage ainsi que de maintenir parfaitement les tubes dans les mors pour la traction. Pour la première raison, on s'est orienté vers un montage qui permet le serrage des tubes de l'intérieur. Dans cette configuration, les mors en cuivre auront un double rôle : le renfort extérieur et la conduction électrique par contact direct avec l'éprouvette. Pour le serrage intérieur, on a usiné deux pièces contenant une forme conique (mâle et femelle). Le serrage de forme conique contre la pièce expansible par l'intermédiaire de l'écrou assure le blocage du tube contre les mors en cuivre. La pièce expansible contient des rainures qui permettent sa dilatation sous l'effet de l'effort exercé par la forme conique après son serrage. Une vue du montage (éclatée et assemblée) est disponible dans la Figure A.1.



FIGURE A.1: (a.) Vue éclatée et (b.) assemblée du montage de traction

La forme conique et la pièce expansible (Figure A.2) sont usinées à partir d'une barre de 10 mm de diamètre en Zircaloy-4 (Référencée RND-M-B-498) pour s'assurer d'avoir le même coefficient de dilatation thermique et garantir ainsi un serrage uniforme, quelle que soit la température dans les mors sachant que celle-ci évolue de 20 jusqu'à 65 °C environ.



FIGURE A.2: Pièces usinées du montage de traction

La Figure A.3 montre le montage installé sur la plateforme de la machine avant le serrage final précédent l'essai de traction.



FIGURE A.3: Montage de traction installé

Annexe B

Procédure de polissage

La procédure de polissage mécanique du Zircaloy-4 détendu est souvent difficile à mettre en place parce que le matériau s'écrouit rapidement. Plusieurs procédures de polissage existent, plusieurs d'entre elles font intervenir des attaques chimiques qui restent difficiles à maitriser pour plusieurs raisons (temps d'immersion variable, quantités mal maîtrisées, vieillissement des produits utilisés, ...). Pour avoir de belles observations au microscope la procédure détaillée dans le Tableau B.1 a été employée. Le polissage a été effectué sur une polisseuse automatique (modèle Tegramin de Struers[®]). Les échantillons ont été nettoyés entre les différentes étapes du polissage à deux reprises automatiquement (modèle Lavamin de Struers[®]). Le nettoyage automatique regroupe toutes les étapes classiques (passage dans un bac ultrason, rinçage à l'eau distillée puis à l'acétone et enfin à l'éthanol) et permet un gain important au niveau du temps alloué à cette étape. Le dernier passage à l'OP-S (étape 6) permet de faire disparaître les dernières rayures, enlève la couche écrouie et révèle les différents grains. Lors des différentes étapes du polissage mécanique, les échantillons sont installés sur des supports.

Etape	1	2	3	4	5	6
Support / drap	Piano 120	MD-Allagro	MD-Largo	MD-Dac	MD-Nap	MD-Chem
Vitesse de rotation (tr/min)	300	150	150	150	150	150
Suspension		Diam 9 <i>µ</i> m	Diam 3 μ m	Diam 3 μ m	Diam 1 μ m	OP-S
Lubrifiant	Eau	Bleu	Bleu	Bleu	Bleu	Bleu
Force (N)	/ 30	/ 20	/ 20	/ 20	/ 20	/ 15
Vitesse de rotation (tr/min)	150	150	150	150	150	150
${f Temps}\ (min)$	3	5	3	8	2	20

TABLE B.1: Procédure de polissage adoptée

Cette procédure est souvent employée au Laboratoire Combustible à EDF pour des gaines testées sur le dispositif semi-intégral APRP. Cette procédure a été utilisée dans notre étude

pour les observations microscopiques du matériau dans la phase de caractérisation à l'état de réception et également dans le cadre de l'étude de restauration / recristallisation. Avant le passage au microduromètre, les échantillons doivent être polis jusqu'à l'obtention d'une surface parfaitement lisse afin d'éviter les artefacts induits par l'état de surface des échantillons.

Annexe C

Techniques de corrélation (2D) et stéréo-corrélation (3D) d'images

Sommaire

C.1	Marquage des échantillons	218
C.2	Corrélation d'images en 2D	219
C.3	Stéréo Corrélation d'images en 3D	222

Dans cette partie, la technique de stéréo-corrélation d'images largement employée dans cette étude est présentée.

La corrélation d'image est une méthode optique sans contact qui fournit des déplacements locaux dans un espace 3D permettant de constituer un champ de déformation à partir de la comparaison d'une image présentant une configuration déformée à une image de référence prise à l'état initial. La surface de l'échantillon est illuminée par des spots en LED tout le long de l'essai. La comparaison de la configuration déformée à la configuration initiale se fait grâce à des mouchetis appliqués sur la surface de l'échantillon. Les applications de corrélation d'images présentées dans ce document ont été réalisées à l'aide des logiciels Vic-2D[®] et Vic-3D[®] de Correlated Solutions (www.correlatedsolutions.com). La technique s'impose aujourd'hui comme une alternative aux outils d'extensométrie classiques qui présentent aujourd'hui plusieurs limitations en présence de chargements complexes ou de comportements hétérogènes tel qu'il est le cas dans notre étude (présence de gradient de température). Les méthodes de suivi classiques présentent également des limitations provenant du contact direct avec l'échantillon induisant ainsi des erreurs de mesures. La méthode de stéréocorrélation offre l'avantage d'accéder aux champs de déplacements locaux dans le plan et hors plan. Pour l'obtention d'un champ de déformation, cinq étapes sont nécessaires :

- L'application des mouchetis sur la surface
- Calibration du dispositif d'acquisition
- Acquisition d'images au cours de l'essai via le logiciel Vic-Snap®
- Traitement des images via Vic-2D[®] ou Vic-3D[®] pour le calcul des champs de déplacements

— Calcul des champs de déformation par traitement numérique

Le logiciel Vic-Snap[®] est connecté à une carte d'acquisition. Des connexions analogiques peuvent alors être réalisées entre le logiciel et les différents paramètres enregistrés en temps réel sur les dispositifs d'essais. Cela permet une synchronisation entre les paramètres d'essais comme la température, les efforts ou les déplacements vérins et les champs de déplacements et de déformations mesurés par corrélation d'images. Des caméras de stéréo-corrélation d'images de modèle Manta[®] G-419B ont été employées. Un objectif de 50 mm et une bague-allonge de 10 mm ont été utilisés. Les caméras sont équipées d'un capteur de type CMOS et elles ont une résolution de 2048 x 2048 pixels. Dans cette configuration, la vitesse d'acquisition maximale est de 28,6 images par seconde. Comme le montre la Figure C.1, la diminution de la définition des images entraine une augmentation de la vitesse d'acquisition.



FIGURE C.1: Évolution de la vitesse d'acquisition de la définition des images (Allied-Vision, 2016)

Les différents paramètres adoptés pour le dépouillement et l'analyse des essais réalisés dans le cadre de ce travail sont détaillés dans les deux tableaux C.1 et C.2. Afin d'augmenter la fréquence d'acquisition des caméras, une réduction de la définition des images est nécessaire. Au niveau des traitements de données, on a essayé de choisir la même taille de subset et donc la même résolution spatiale pour tous les essais. En effet, cette résolution spatiale représente quasiment la moitié du VER du Zicaloy-4 qui est de l'ordre de 300 μ m. Le choix du pas est également important parce qu'il détermine le nombre des points de calcul ce qui influe directement sur l'homogénéité du champ récupéré. La Figure C.2 montre la différence entre un champ de déformation obtenu sur un tube avec un pas de 7 pixels et celui obtenu avec un pas de 1 pixel.

Type d'essai	Uniaxié sur tube			
Vitesse de déformation (s^{-1})	10^{-2}	5.10^{-1}	5	
Définition de l'image (Pixel x Pixel)	2048×2048 (4,1mpx)	600x1200	350x600	
Zone d'intérêt	600x600	600x600	350x600	
Fréquence d'acquisition (Hz)	10	50	100	
Taille du pixel (μ m)	5,5	5,5	5,5	
Subset (Pixel x Pixel)	25 x 25	$25 \mathrm{x} 25$	$25 \mathrm{x} 25$	
Pas (Pixel)	7	7	7	
Résolution spatiale (mm)	0,1375	0,1375	0,1375	

 TABLE C.1: Configuration des caméras de stéréo-corrélation d'images pour les essais de traction sur tubes

Type d'essai	Uniaxié sur tôle	Biaxié sur tôle	
Vitesse de déformation (s-1)	De 10^{-3} à 10^{-1}	_	
Définition de l'image (Pixel x Pixel)	1280x868	2048x2048 (4,1mpx)	
Zone d'intérêt	1000 x 250	Géométrie d'éprouvette (LCF)	
Fréquence d'acquisition (Hz)	25	25	
Taille du pixel (μ m)	5,5	5,5	
Subset (Pixel x Pixel)	30x30	35x35	
Pas (Pixel)	10	12	
Résolution spatiale (mm)	0,165	0,1925	

 TABLE C.2: Configuration des caméras de stéréo-corrélation d'images pour les essais de traction sur tôles

ANNEXE C : Techniques de corrélation (2D) et stéréo-corrélation (3D) d'images



FIGURE C.2: Influence d'un pas de 1 pixel(a.) et de 7 pixels (b.) sur le champ de déformation mesuré par stéréo-corrélation d'images 3D

C.1 Marquage des échantillons

Afin de faire une comparaison entre la configuration déformée et la configuration initiale, un marquage de l'éprouvette doit être réalisé. Ce marquage a été réalisé par l'application de mouchetis sur toute la surface de l'éprouvette d'une façon aléatoire et hétérogène avec de forts contrastes (Figure C.3). L'application des mouchetis doit être réalisée avec beaucoup de soin parce que la taille de ces mouchetis est déterminante pour la résolution spatiale. Des mouchetis de grandes tailles impliquent une dégradation de la résolution spatiale. Une peinture résistante à haute température (ULFALUX Ofenfarbe[®]) a été donc appliquée. Dans un premier temps, un dépôt de peinture blanche a eu lieu sur toute la surface de l'échantillon par un spray. La peinture blanche permet d'accentuer le contraste et éviter le reflet de la lumière, ce qui est pénalisant pour la corrélation d'images. Dans un second temps, une projection d'une peinture noire (Jelt[®]) a été réalisée d'une façon hétérogène créant ainsi les motifs, éléments essentiels pour chercher la correspondance d'une zone locale sur les images à différents instants de l'essai.



FIGURE C.3: Mouchetis appliqués sur tube (a.) et sur tôle (b.)

C.2 Corrélation d'images en 2D

Pour les trois essais de traction uniaxiés isothermes sur tubes présentés dans le deuxième chapitre de ce document, on s'est contenté d'une mesure en 2D pour caractériser la déformation. Une seule caméra a été employée et placée perpendiculairement à l'échantillon tel qu'il est montré dans la Figure C.4. En effet, la lumière réfléchie par la surface de l'échantillon est détectée par le capteur CCD de la caméra de corrélation qui traduit cette information en niveaux de gris pour chaque pixel.



FIGURE C.4: Schématisation des dispositifs d'acquisition en corrélation en 2D (Sutton et al., 2000)

L'étalonnage de la caméra a été réalisé en plaçant du papier millimétré sur la surface de l'échantillon. Le principe consiste à définir une zone d'intérêt (Region Of Interest : ROI) ou une zone de corrélation sur l'image correspondant à la configuration de référence. Ensuite, cette ROI est découpée en imagettes de forme carrée, et espacées d'un pas régulier qui ne peut pas excéder la taille de l'imagette au maximum. En pratique, le rapport entre la taille de l'arrête de l'imagette et le pas est souvent pris égal à trois. Le pas permet de recouvrir complètement notre ROI. Chaque imagette est identifiée par des niveaux de gris. À chaque pixel est attribué un niveau de gris bien déterminé. La méthode consiste à aller chercher dans les images correspondantes aux états déformées le domaine le plus semblable en terme de niveau de gris (Figure C.5) et d'établir par la suite un coefficient de corrélation entre les configurations en adoptant une hypothèse de conservation de niveaux de gris entre les deux états.



FIGURE C.5: Schéma de principe de la déformation d'une imagette (www.correlatedsolutions.com/digital-image-correlation)

Par exemple, si (a,b) sont les coordonnées en pixels d'un point P (centre d'une imagette de taille 2n+1), l'image du point P par translation est le point P'(a',b'). La corrélation 2D consiste à analyser (par niveaux de gris) l'image à l'état déformé est trouver la zone ayant la même taille que l'imagette à l'état initial dont le centre est déplacé de k et l pixels par rapport à l'état de référence. Une fonction de corrélation ζ est alors effectuée :

$$\zeta(k,l) = \sum_{i,j=-n}^{n} \left[I(a+i,b+j) - I^*(a+k+i,b+l+j) \right]^2$$
(C.1)

Où I(a,b) et $I^*(a,b)$ sont les valeurs de pixels des images à l'état initial et déformé respectivement. Une étape de minimisation a lieu après pour trouver k et l vérifiant :

$$\begin{cases} a' = a + k \\ b' = b + l \end{cases}$$
(C.2)



FIGURE C.6: Principe de la corrélation d'image en 2D

Dans la configuration bidimensionnelle, le champ de déplacement recherché de l'imagette suit l'équation suivante :

$$u(x,y) = u_0 + u_1 x + u_2 y \quad ; \quad v(x,y) = v_0 + v_1 x + v_2 y \tag{C.3}$$

Vic-2D[®] et Vic-3D[®] permettent le calcul de plusieurs types de déformations (Biot, Lagrange, Hencky, Euler-Almansi,...). Pour nos essais, nous avons retenu les déformations de Green-Lagrange définies en 2D par :

$$\varepsilon_{xx} = u_1 + \frac{1}{2}(u_1^2 + v_1^2) \tag{C.4}$$

$$\varepsilon_{yy} = v_1 + \frac{1}{2}(u_2^2 + v_2^2) \tag{C.5}$$

$$\mathbf{\varepsilon}_{xy} = \frac{1}{2}(u_2 + v_1) \tag{C.6}$$

De cette manière, les déformations mesurées expérimentalement par stéréo-corrélation d'images seront en cohérence avec les déformations issues des modélisations par éléments finis.

C.3 Stéréo Corrélation d'images en 3D

Comme son nom l'indique, cette technique permet de reconstruire un objet en 3D (Cardenas-Garcia et al., 1995) L'utilisation des dispositifs de corrélation en 2D est généralement limitée aux échantillons plans ou qui présentent peu de déplacement hors plan. L'utilisation d'un dispositif de stéréo-corrélation 3D permet, par l'utilisation d'une deuxième caméra orientée vers l'échantillon d'une direction différente Figure C.7, de reconstituer la forme de l'échan-tillon dans un espace tridimensionnel et d'apporter un complément d'information qu'une

222

seule caméra est incapable de le faire dans certains cas (Figure C.9). En plus de cette reconstitution de forme, le déplacement dans les trois directions de l'espace peut être mesuré par la comparaison de l'état initial et l'état déformé.



FIGURE C.7: Schématisation des dispositifs d'acquisition en stéréo corrélation 3D (Sutton et al., 2000)

La détermination de la forme et du déplacement nécessite une précision dans l'emplacement et les caractéristiques opératoires des deux caméras utilisées. Cette information est fournie après calibration. Cette fois-ci la calibration en 3D nécessite l'utilisation des mires de calibrations (Figure C.10). La calibration des deux caméras à la fois est détaillée dans (Sutton et al., 2009), dans cette approche les deux caméras sont considérées comme un seul système de mesure. La procédure consiste à attribuer le rôle de maître à une première caméra et celui d'esclave à la deuxième. L'orientation et la position du système de coordonnées de l'objet sont déterminées par rapport au repère maître. Ensuite, l'orientation et la position de la deuxième caméra (esclave) sont déterminées toujours par rapport au repère maître. La relation entre les caméras (orientation et position) est supposée rester constante durant la calibration et la mesure. Les mouvements à l'étalonnage sont déterminés par rapport au système maître. Les relations nécessaires pour la calibration simultanée sont schématisées dans la Figure C.8.



FIGURE C.8: Schématisation des transformations entre les éléments d'un système de stéréo corrélation

Si on suppose que la caméra jouant le rôle maître est la caméra 1, seulement l'orientation (R_{0-1}) et le vecteur de position (t_{0-1}) sont considérés comme des paramètres extrinsèques. Les paramètres intrinsèques incluent les six termes indépendants dans (R_{1-2}) et (t_{1-2}) , les paramètres internes pour les caméras 1 et 2.

$$\left\{ \begin{array}{c} X_{L1} \\ Y_{L1} \\ Z_{L1} \end{array} \right\} = \left[R_{0-1} \right] \left\{ \begin{array}{c} X_W \\ Y_W \\ Z_W \end{array} \right\} + \left\{ \begin{array}{c} t_{X_{0-1}} \\ t_{Y_{0-1}} \\ t_{Z_{0-1}} \end{array} \right\}$$
(C.7)

$$\left\{ \begin{array}{c} X_{L2} \\ Y_{L2} \\ Z_{L2} \end{array} \right\} = \left[R_{0-2} \right] \left\{ \begin{array}{c} X_W \\ Y_W \\ Z_W \end{array} \right\} + \left\{ \begin{array}{c} t_{X_{1-2}} \\ t_{Y_{1-2}} \\ t_{Z_{1-2}} \end{array} \right\}$$
(C.8)

 $\left\{ \begin{array}{l} X_{L2} \\ Y_{L2} \\ Z_{L2} \end{array} \right\} = \text{Système de coordonnées pour le point 3D commun P} \\ \left\{ \begin{array}{l} t_{X_{1-2}} \\ t_{Y_{1-2}} \\ t_{Z_{1-2}} \end{array} \right\} = \text{Position du point } O_2 \text{ par rapport à } O_1 \\ t_{Z_{1-2}} \end{array}$

Dans cette formulation, toutes les positions 3D d'un objet sont relatives à la caméra jouant le rôle maître. En analyse tridimensionnelle, le champ de déplacement dans l'espace est calculé à partir des différences position de la surface entre deux instants. Par la suite, le champ de déformation est en déduit par dérivation discrète. En considérant les géométries

224

complexes de nos échantillons (géométrie tubulaire pour les essais de traction uniaxiés et géométrie de type LCF avec une réduction d'épaisseur pour les essais de traction biaxiés), la technique de stéréo-corrélation 3D a été adoptée pour le suivi des champs de déplacement et de déformation au cours de ces essais.



FIGURE C.9: Couverture de la 3ème dimension par l'utilisation d'une deuxième caméra (Sutton **et al.**, 2009)



FIGURE C.10: Mire de calibration pour dispositif de stéréo corrélation en 3D

Annexe D

Faciès de rupture des essais de traction uniaxiés

Sommaire

D.1 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes 228
D.1.1 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes à 5 s $^{-1}$. 228
D.1.2 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes à 5.10^{-1} s ⁻¹ 229
D.2 Faciès de rupture des essais de traction isothermes
D.2.1 D.2.1. Faciès de rupture des essais de traction isothermes à $5 \text{ s}^{-1}230$
D.2.2 Faciès de rupture des essais de traction isothermes à 5.10^{-1} s ⁻¹ 231

D.1 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes

D.1.1 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes à 5 s⁻¹



FIGURE D.3: 353 $^{\circ}$ C.s⁻¹

Figure D.4: 558 $^\circ\mathrm{C.s^{-1}}$

D.1.2 Faciès de rupture des essais de traction anisothermes à 5.10^{-1} s^{-1}



Figure D.5: 117 $^\circ\mathrm{C.s^{-1}}$

FIGURE D.6: 208 $^{\circ}$ C.s⁻¹



Figure D.7: 256 $^{\circ}$ C.s⁻¹
- D.2 Faciès de rupture des essais de traction isothermes
- D.2.1 D.2.1. Faciès de rupture des essais de traction isothermes à 5 s^{-1}



Figure D.8: 280 $^\circ\mathrm{C}$

Figure D.9: 480 $^{\circ}$ C



Figure D.10: 700 $^\circ\mathrm{C}$

D.2.2 Faciès de rupture des essais de traction isothermes à 5.10^{-1} s^{-1}



Figure D.11: 800 $^\circ\mathrm{C}$

Annexe E

Plans des éprouvettes et de l'inducteur



FIGURE E.1: Plan de l'éprouvette cruciforme LCF de traction biaxié anisothermes



FIGURE E.2: Plan des éprouvettes plates pour les essais de traction uniaxiés isothermes



FIGURE E.3: Plan de l'inducteur conçu pour le chauffage par induction

Annexe F

Résultats de l'identification de la loi de comportement sur tôle

Sommaire

F.1	Direction transverse de la tôle	237
F.2	Simulation dans la direction de laminage de la tôle	238



F.1 Direction transverse de la tôle



238 ANNEXE F: Résultats de l'identification de la loi de comportement sur tôle

F.2 Simulation dans la direction de laminage de la tôle

Pour rappel, l'identification des paramètres de la loi de comportement a eu lieu uniquement dans la direction transverse de la tôle. Dans cette partie, les résultats de la simulation des essais dans la direction de laminage de la tôle sont présentés après l'identification des paramètres.









RÉSUMÉ

Les gaines combustibles conçues en alliages de zirconium constituent la première barrière de confinement dans les centrales nucléaires. Ce travail a pour but d'établir une meilleure compréhension du comportement thermomécanique du Zircaloy-4 au cours d'un transitoire accidentel de type RIA. Un premier dispositif expérimental a été développé pour étudier les effets d'un transitoire de température sur le matériau de gainage au cours d'un essai de traction uniaxié. Il permet de tester les gaines jusqu'à des vitesses de 600 °C.s⁻¹ environ couplées à un chargement mécanique rapide pouvant atteindre une vitesse de déformation de 5 s⁻¹. Une campagne expérimentale menée sur ce dispositif a permis de mettre en évidence les premiers effets d'un chargement anisotherme et d'établir par la suite une comparaison entre l'état isotherme et anisotherme. Un impact important a été constaté aux faibles vitesses de déformation et hautes vitesses de chauffage: la contrainte d'écoulement est bien plus importante que celle attendue à partir des essais isothermes. Une étude de la recristallisation du matériau en conditions dynamiques a montré qu'un retard au déclenchement du processus de recristallisation serait la cause des effets anisothermes observés lors des essais de traction. Un second dispositif expérimental a été développé pour coupler les effets d'un chargement biaxial et anisotherme. Une tôle en Zircaloy-4 a été testée selon les deux directions principales (laminage et transverse) avec un système de chauffage par induction. L'analyse des essais a montré que la multiaxialité du chargement est le paramètre dominant en ce qui concerne la ductilité du matériau, aucune influence notable d'un chargement anisotherme n'a été observée lors de ces essais. Des simulations numériques ont été entreprises à l'aide de modèles de comportement mécanique macroscopique existant et développé dans cette étude. Ces simulations ont notamment permis la détermination des champs de contrainte des essais biaxiés et montré que les essais réalisés se trouvaient bien dans le domaine d'intérêt des études sur le RIA.

MOTS CLÉS

Zirconium, Zircaloy-4, RIA, Traction anisotherme, Transitoire thermomécanique, Propriétés mécaniques, Biaxialité, Restauration, Recristallisation, Déformation.

ABSTRACT

Fuel clads made of zirconium alloys are the first safety barrier in the nuclear power plants. This work aims to enhance the understanding of the thermomechanical behavior of Zirlcaoy-4 during RIA accidental scenario. A first experimental test device was developed to study the effects of temperature transient on the cladding material during uniaxial tensile test. It allows to reproduce loading conditions close to the ones occuring during a RIA accident. It allows clad testing up to 600 $^{\circ}$ C.s⁻¹ heating rates coupled to rapid mechanical loading reaching 5 s⁻¹ in terms of strain rate. First experiments showed initial effects of anisothermal loading and allowed us to establish as a second step a comparison between isothermal and anisothermal states. A marked effect of anisothermal loading was observed at low strain rates and high heating rates: the flow stress is much higher than that expected from the isothermal tests. A study of the recrystallization of the material under dynamic conditions has shown that a delay in triggering the recrystallization process would be the cause of the anisothermal loading. A sheet of Zircaloy-4 was tested along its two main directions (rolling and transverse) with an induction heating system. The analysis of the tests showed that the multiaxiality of the loading is the dominant parameter with regard to the ductility of the material, no significant influence of the anisothermal loading was observed during these tests. In support of the analysis of uniaxial and biaxial anisothermal tensile tests, numerical FEM calculations were undertaken using two macroscopic mechanical behavior models: one previously established and one developed in this study. These simulations made it possible to determine the stress fields of the biaxial tests and showed that the tests carried out were in the field of interest of the RIA studies.

KEYWORDS

Zirconium, Zircaloy-4, RIA, Ansiothermal tensile, Thermomechanical transitory, Mechanical properties, Biaxiality, Restoring, Recrystallization, Deformation.