



**IMPACT DU COMPORTEMENT THERMO-ÉLECTRO-MÉCANIQUE DE
L'ASSEMBLAGE CATHODIQUE SUR LA PERFORMANCE ÉLECTRIQUE DES
CELLULES D'ÉLECTROLYSE**

Par Omolbanin Saeidi

**Thèse présentée à l'Université du Québec à Chicoutimi en vue de l'obtention du grade
de Philosophiae Doctor (Ph. D.) en ingénierie**

Jury :

Professeure Lyne St-Georges, Département des sciences appliquées de l'UQAC, présidente du jury

Professeur Martin Désilets, Université de Sherbrooke, Membre externe du jury

Professeure Lukas Dion, Département des sciences appliquées de l'UQAC, Membre interne du jury

Professeur Mohamed Rachik, Université de technologie de Compiègne, Membre externe du jury

Professeur Daniel Marceau, Département des sciences appliquées de l'UQAC, Membre interne du jury

Québec, Canada

© Omolbanin Saeidi, 2026

Avant-propos

Cette thèse s'inscrit dans le cadre d'un programme de recherche plus large, financé conjointement par le Fonds de recherche du Québec – Nature et technologies (FRQNT) et Aluminerie Alouette Inc. Ce programme vise à développer des outils de simulation pour l'analyse du comportement des cellules d'électrolyse durant les phases de préchauffage, de démarrage et en opération. Plus précisément, le travail présenté dans cette thèse porte sur l'étude du comportement thermo-électro-mécanique de l'assemblage cathodique desdites cellules. Ce travail représente le fruit de plusieurs années de recherche, marquées par des défis expérimentaux importants, et ce, afin de mieux comprendre les phénomènes qui influencent la performance électrique de l'assemblage cathodique. Il apporte une contribution importante à la compréhension de l'évolution temporelle de la chute de tension des cellules d'électrolyse et constitue une solide base de réflexion pour les travaux futurs dans ce domaine d'importance pour l'industrie de l'aluminium primaire. Les travaux de recherche, initialement entamés dans le cadre d'une maîtrise à l'automne 2021, ont fait l'objet d'un passage accéléré au doctorat à l'automne 2025.

Résumé

La résistance électrique de l'ensemble cathodique des cellules d'électrolyse représente près de 8% de la tension de fonctionnement (4,2V) d'une cellule opérant à près de 400 kA et ce, principalement en raison de la résistance de contact électrique (RCE) à l'interface fonte/carbone. Dépendante de la température et de la pression de contact à cette interface, la RCE dépend indirectement de l'espace d'air initial généré à cette même interface lors du scellement de la cathode. Lors du fonctionnement de la cellule d'électrolyse, les différents mécanismes de déformation en présence dans l'assemblage cathodique font évoluer cet espace d'air et par le fait même, les conditions de contact. Outre l'évolution des déformations instantanée apparaissant lors de la montée en température de l'assemblage cathodique, des déformations en fluage apparaissent dans l'acier de la barre collectrice ainsi que dans la fonte de scellement et progressent tout au long de la vie de la cellule. Ces déformations différées provoquent une réduction des pressions de contact audit interface et par le fait même, une augmentation de la RCE.

Dans ce contexte, cette thèse vise notamment à fournir une meilleure compréhension de l'impact des phénomènes thermo-électro-mécaniques se produisant dans l'assemblage cathodique sur la performance électrique de la cellule d'électrolyse et ce, afin d'en améliorer la conception.

Dans un premier temps, une approche innovante, basée sur l'utilisation de la technologie de scan 3D, est utilisée afin de quantifier précisément la distribution de l'espace d'air initiale à l'interface fonte/carbone. En parallèle, le comportement mécanique des composants métalliques de l'assemblage cathodique est caractérisé à hautes températures, incluant les comportements élastique, plastique et de fluage. Par la suite, un modèle de fluage adapté, calibré et validé à partir de données expérimentales, est fourni en vue de son utilisation dans le logiciel d'analyse par éléments finis ANSYS™.

Enfin, un modèle numérique simplifié (modèle tranche) d'une cellule électrolyse est développé dans ANSYS™, et ce, afin de quantifier l'impact des phénomènes différés sur une période de 3,2 ans de fonctionnement. Les résultats obtenus mettent en évidence une déformation en fluage marquée au sein de l'assemblage barre/fonte, entraînant une augmentation significative et progressive de la chute de tension. Selon les données fournies par le partenaire industriel, ce phénomène serait responsable d'environ 19 % de la chute de tension observée en conditions opérationnelles.

Abstract

The electrical resistance of the cathode assembly in reduction cells represents nearly 8% of the operating voltage (4,2 V) of a cell operating at approximately 400 kA, primarily due to the electrical contact resistance (ECR) at the cast iron/carbon interface. Dependent on the temperature and the contact pressure at this interface, the ECR is indirectly influenced by the initial air gap generated at this interface during the cathode rodding process. During cell operation, various deformation mechanisms within the cathode assembly cause this initial air gap to evolve, and therefore the contact conditions too. In addition to the evolution of instantaneous deformations occurring during the temperature rise of the cathode assembly during start up, creep deformations gradually occur in both the collector bar (steel) and the rodding cast iron throughout the service life of the cell. These time-dependent deformations lead to a reduction in contact pressure at the cast iron/carbon interface, thereby increasing the ECR.

In this context, the aim of this research is to provide an in-depth understanding of the impact of thermo-electro-mechanical phenomena occurring in the cathode assembly on the electrical performance of the reduction cell, with a view to improving its design.

Initially, an innovative approach based on 3D scanning technology is used to accurately quantify the distribution of the initial air gap at the cast iron/carbon interface. In parallel, the mechanical behavior of metallic components of the cathode assembly is characterized at high temperatures, including elastic, plastic, and creep behaviors. Subsequently, a suitable creep model, calibrated and validated using experimental data, is provided for using in the ANSYSTM finite element software.

Finally, a simplified numerical model (slice model) of a reduction cell is developed in ANSYSTM to quantify the impact of time-dependent phenomena over 3,2 years of operation. The results highlight significant creep deformation in the bar/cast iron assembly, leading to a notable increase in voltage drop. According to data provided by the industrial partner, this phenomenon is responsible for approximately 19% of the voltage drop observed under operating conditions.

Table des matières

Avant-propos.....	i
Résumé.....	ii
Abstract.....	iii
Liste des figures	viii
Liste des tableaux.....	xii
Remerciements.....	xiv
CHAPITRE 1: INTRODUCTION	1
1.1 Généralités.....	1
1.2 Problématique	5
1.2.1 Espace fonte/carbone.....	7
1.2.2 Mécanismes de déformation différée	8
1.2.3 Changement de phase dans l'assemblage cathodique	9
1.2.4 Effet de la contamination	10
1.2.5 Modélisation du comportement des cellules d'électrolyse	11
1.3 Objectifs	12
1.4 Contenu et portée de la thèse	13
CHAPITRE 2: REVUE DE LITTÉRATURE ET MÉTHODOLOGIE ADOPTÉE	15
2.1 Généralité	15
2.2 Revue de la littérature	15
2.2.1 Efficacité énergétique des cellules d'électrolyse	16
2.2.2 Comportement TEM de l'assemblage cathodique	21
2.2.3 Modélisation du comportement TEM des cellules d'électrolyse	24
2.2.4 Distribution initiale de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone.....	27

2.2.5 Caractérisation thermomécanique à haute température	31
2.2.6 Modélisation du comportement en fluage.....	41
2.3 Méthodologie	43
2.3.1 Distribution initiale de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone cathodique	43
2.3.2 Caractérisation des propriétés mécaniques de l'acier 1006 et de la fonte de scellement à haute température	44
2.3.3 Sélection d'un modèle de fluage et identification des paramètres	46
2.3.4 Validation du modèle de fluage dans le logiciel ANSYS™	47
2.3.5 Exploitation dans un modèle d'assemblage cathodique.....	47
CHAPITRE 3: CARACTÉRISATION DE L'ESPACE D'AIR INITIAL À L'INTERFACE FONTE/CARBONE CATHODIQUE	49
3.1 Généralité	49
3.2 Approche scan 3D	49
3.3 Application de la procédure à un assemblage cathodique	53
3.4 Analyse des résultats	58
3.5 Écarts liés à l'utilisation d'une valeur constante de l'espace	62
3.6 Analyse statistique de la distribution d'espaces d'air	63
3.7 Évaluation de l'incertitude associée à la précision du scan 3D	66
CHAPITRE 4: CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE À HAUTE TEMPÉRATURE DES COMPOSANTS MÉTALLIQUES DE L'ASSEMBLAGE CATHODIQUE	69
4.1 Généralité	69
4.2 Approche basée sur la corrélation d'images numériques.....	70
4.3 Comportement thermomécanique instantané.....	72
4.3.1 Défis expérimentaux et considérations méthodologiques.....	78
4.3.2 Déformation d'origine thermique.....	85

4.3.3 Courbe contrainte/déformation	87
4.4 Comportement thermomécanique différé	97
4.4.1 Acier 1006	102
4.4.2 Fonte de scellement.....	108
4.5 Fiabilité des mesures	116
4.5.1 Propagation des incertitudes.....	116
4.5.2 Répétabilité.....	121
CHAPITRE 5: MODÉLISATION DU COMPORTEMENT TEM DE L'ASSEMBLAGE CATHODIQUE	123
5.1 Généralité	123
5.2 Choix du modèle de fluage et calage des paramètres	123
5.3 Interpolation des paramètres du modèle de fluage en fonction de la température...	128
5.4 Validation du modèle de fluage sélectionné	129
5.5 Comportement TEM d'un assemblage cathodique	134
5.5.1 Représentation géométrique.....	134
5.5.2 Maillage du modèle.....	135
5.5.3 Conditions initiales, conditions aux limites et stratégie de résolution	136
5.6 Résultats obtenus.....	139
5.6.1 Déformation en fluage et pression de contact	140
5.6.2 Comparaison des chutes de tension avec les mesures industrielles	142
5.6.3 Distribution de la déformation en fluage, la pression de contact et la densité de courant le long de l'assemblage de la barre collectrice.....	146
5.6.4 Contribution respective du fluage de l'acier 1006 et de la fonte de scellement à la chute de tension de l'assemblage cathodique.....	152
CHAPITRE 6: CONCLUSION	155
6.1 Généralité	155

6.2 Rétrospectives	155
6.3 Faits saillants	157
6.4 Recommandations	159
6.5 Originalité	162
RÉFÉRENCES	164

Liste des figures

Figure 1-1 : Schéma d'une cellule d'électrolyse, adapté de [2].....	3
Figure 1-2 : L'assemblage cathodique	4
Figure 1-3 : Formation d'espace d'air à l'interface fonte/carbone après refroidissement	7
Figure 1-4 : La plage de température de l'assemblage de la barre collectrice extraite d'un modèle de cellule d'électrolyse dans ANSYS	9
Figure 1-5 : Interférence entre la barre collectrice et le bloc cathodique, adapté de [9].....	10
Figure 1-6 : Déformation de la barre collectrice; a: barre collectrice déformée; b: mesure de la barre collectrice déformée après la durée de vie [5]	11
Figure 2-1 : Influence de la DAC sur l'efficacité de courant, adapté de [10].....	18
Figure 2-2 : Chute de tension en fonction de la pression de contact pour un système carbone/acier à température ambiante, adapté de [14].....	21
Figure 2-3 : RCE cathodique prédite et expérimentale, adapté de [15].....	22
Figure 2-4 : Expansion thermique linéaire nominale pour un acier et un carbone cathodique, adapté de [9].....	24
Figure 2-5 : Valeurs initiales de l'espace d'air, adapté de [1]	28
Figure 2-6 : CDT de l'acier et de la fonte en fonction de la température, adapté de [1]	32
Figure 2-7 : Dilatation thermique et changement de phase pendant la phase de chauffage, adapté de [5].....	32
Figure 2-8: Courbe de fluage et ses trois phases caractéristiques.....	38
Figure 2-9 : Courbes de déformation - temps à 900 °C, 1 et 2 MPa, adapté de [5]	39
Figure 3-1 : Procédure de scan 3D.....	51
Figure 3-2 : Détermination de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique: procédure de scan 3D (images fournies par AAI)	56
Figure 3-3 : Détermination de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique	57

Figure 3-4 : Répartition de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique (échelle en mm).....	58
Figure 3-5 : Hypothèse de la courbure de la barre due à son gradient de température.....	60
Figure 3-6 : Hypothèse de la courbure de la barre due à une contraction supérieure de la fonte par rapport à la barre collectrice	60
Figure 3-7 : Répartition des écarts (%) à l'interface fonte/carbone cathodique (versus valeur constante de 0,5 mm) [44]	63
Figure 3-8 : Analyse de la distribution des espaces d'air; a: ensemble des mesures des trois surfaces de contact; b: côté coulée; c: côté non coulée.....	64
Figure 4-1 : Schéma illustrant les différentes étapes de réalisation des essais utilisant la Gleeble™, couplée à un système de CIN	73
Figure 4-2 : Étapes des essais de dilatométrie et de traction à haute température,	74
Figure 4-3 : Traçage des images dans le logiciel GOM Correlate, a: première image au début de l'essai; b: image pendant la striction; c: déformations axiale et transversale	75
Figure 4-4: Évaluation de différents revêtements à 1000 °C	80
Figure 4-5: Images capturées lors des essais thermiques;	80
Figure 4-6: Évolution du système de montage de la caméra; a : configuration initiale;	82
Figure 4-7: Comparaison du bruit de mesure de la déformation pour différentes configurations de caméra; a: configuration mobile; b: configuration fixe; c: configuration fixe modifiée	83
Figure 4-8: Comparaison entre les contraintes obtenues par la méthode du L-gauge et les fluctuations de la cellule de charge	85
Figure 4-9 : Courbes de déformation d'origine thermique en fonction de la température de l'acier 1006 et de la fonte de scellement.....	86
Figure 4-10 : Courbes contrainte/déformation de l'acier 1006 en fonction de la température	88
Figure 4-11 : Paramètres caractéristiques extraits des courbes contrainte/déformation de l'acier 1006	90
Figure 4-12: Comparaison de l'évolution du module de Young : résultats expérimentaux, modèle de Seif <i>et al.</i> et prédictions de l'Eurocode 3	92

Figure 4-13 : Courbes contrainte/déformation de la fonte de scellement en fonction de la température	93
Figure 4-14 : Propriétés mécaniques de la fonte en fonction de la température.....	95
Figure 4-15 : Réalisation de l'essai de fluage/recouvrance	98
Figure 4-16 : Courbe de fluage/recouvrance à un niveau de contrainte donné.....	99
Figure 4-17 : Variation de la contrainte critique en fonction du rapport d'élancement, adapté de [60]	101
Figure 4-18 : Influence du niveau de contrainte sur le flambage des échantillons lors des essais de fluage à 600 °C; a: 90 % YS; b: 60 % YS.....	102
Figure 4-19 : Courbe de fluage/recouvrance pour l'acier 1006 pour différentes températures; a: 600 °C; b: 800 °C et c: 900 °C.....	103
Figure 4-20 : Carte schématique des mécanismes de déformation, adapté de [61]	106
Figure 4-21 : Processus de coulée des cylindres en fonte; a: Coulée dans le moule; b: Cylindres solidifiés	110
Figure 4-22 : Courbes de fluage/recouvrance de la fonte de scellement obtenues lors des essais de fluage en compression à; a: 600 °C; b: 800 °C c: 900 °C.....	111
Figure 4-23 : Impact de la vitesse de refroidissement sur le comportement en fluage de la fonte de scellement à 800 °C.....	116
Figure 5-1 : Résultats de l'ajustement de courbe pour le modèle de fluage par loi de puissance; a: acier 1006; b: la fonte de scellement	125
Figure 5-2 : Comparaison des courbes de fluage expérimentales et modélisées pour l'acier 1006 à 900 °C et 7.5 MPa	127
Figure 5-3 : Simulation numérique dans ANSYS TM pour valider le modèle de fluage....	130
Figure 5-4 : Comparaison entre les prédictions du modèle de fluage et les essais expérimentaux pour l'acier 1006 : a.873,15 K, b. 1073,15 K, c.1173,15 K.....	132
Figure 5-5 : Comparaison entre les prédictions du modèle de fluage et les essais expérimentaux pour la fonte: a.873,15 K, b. 1073,15 K, c.1173,15 K.....	133
Figure 5-6 : Représentation 3D du modèle de cellule d'électrolyse dans ANSYS TM	134
Figure 5-7 : Modèle maillé dans ANSYS TM	136

Figure 5-8 : Carte de la température initiale	138
Figure 5-9 : Application des conditions aux limites sur les surfaces du modèle	139
Figure 5-10 : Évolution de la déformation en fluage et de la pression de contact au cours du fonctionnement de la cellule d'électrolyse pour les deux scénarios considérés	141
Figure 5-11 : Évolution de la chute de tension de l'assemblage cathodique pour les deux scénarios.....	143
Figure 5-12 : La distribution de la déformation en fluage le long de l'assemblage de la barre collectrice; gauche: côté externe; droite: côté interne.....	147
Figure 5-13 : La distribution de la pression de contact le long de l'assemblage de la barre collectrice; gauche: côté externe; droite: côté interne.....	149
Figure 5-14 : La distribution de densité du courant au cours de fonctionnement; gauche: côté externe; droite: côté interne.....	151
Figure 5-15 : Évolution de la chute de tension de l'assemblage cathodique selon le comportement en fluage des matériaux constitutants	152

Liste des tableaux

Tableau 2-1 : Répartition de la tension dans les cellules de type Hall-Héroult	20
Tableau 2-2 : Facteur de réduction du module de Young.....	35
Tableau 2-3 : Facteur de réduction de la limite d'élasticité à différents niveaux de déformation	35
Tableau 2-4 : Caractéristiques mécaniques à différentes températures de la fonte grise [30]	36
Tableau 2-5 : Paramètres du modèle de fluage	43
Tableau 3-1 : Spécifications techniques du scanner HandySCAN BLACK™ [43].....	53
Tableau 4-1: Comparaison entre l'approche CIN et l'extensomètre conventionnel.....	71
Tableau 4-2 : Essais de traction : Géométrie et dimensions de l'échantillon	74
Tableau 4-3 : Paramètres expérimentaux des mesures de déformation par CIN	77
Tableau 4-4 : Données extraites des courbes de fluage/recouvrance.....	107
Tableau 4-5 : Données extraites des courbes de fluage/recouvrance.....	113
Tableau 4-6 : Incertitude moyenne des variables mesurées lors des essais de traction	120
Tableau 4-7 : Coefficient de variation moyen des propriétés mesurées lors des essais de traction	122
Tableau 5-1 : Les paramètres du modèle de fluage pour l'acier 1006 et la fonte	126
Tableau 5-2 : Propriétés principales du maillage du modèle	136

À la mémoire de mes parents :

Hassan Saeidi
Soghra Saeidi

dont l'amour, les sacrifices et les enseignements
ont guidé chacun de mes pas

Remerciements

Je souhaite adresser ma profonde gratitude à toutes les personnes qui ont apporté leur soutien et contribué, de près ou de loin, à la réalisation de cette thèse.

Je tiens tout d'abord à exprimer ma profonde reconnaissance à mon directeur de recherche, **Prof. Daniel Marceau**, pour m'avoir guidée tout au long de ce projet. Travailler sous sa supervision a été une expérience enrichissante à bien des égards. Son soutien constant, ses conseils avisés et sa bienveillance ont été essentiels pour me permettre de mener à bien ce travail dans les meilleures conditions. Je lui suis infiniment reconnaissante pour tout ce qu'il a fait.

Je souhaite exprimer toute ma gratitude à mon codirecteur, **Prof. Mohamed Rachik**, pour son aide précieuse et continue. Son expertise, dans le domaine du fluage des matériaux, a été essentielle à la réussite de ce projet.

Je tiens également à remercier **M. Simon-Olivier Tremblay**, professionnel de recherche à l'UQAC, pour sa précieuse contribution à la simulation numérique réalisée dans le cadre de cette thèse. Son expertise en modélisation a joué un rôle déterminant dans l'obtention des résultats pertinents et fiables.

Je tiens à adresser mes plus chaleureux remerciements à **M. Dany Racine**, responsable de laboratoire au Département des Sciences appliquées de l'Université du Québec à Chicoutimi (UQAC), et à **M. Martin Truchon**, technicien au Centre universitaire de recherche sur l'aluminium (CURAL) de l'UQAC, pour leur aide inestimable et leur expertise technique. Leur appui a été essentiel au bon déroulement de mes expérimentations et m'a grandement aidé à surmonter les nombreux défis rencontrés tout au long des travaux expérimentaux.

Je dédie ce travail à la mémoire de mes parents, **Hassan Saeidi et Soghra Saeidi**, qui m'ont inculqué la passion de l'apprentissage. Leur amour de la connaissance et leur persévérance exemplaire ont été des sources d'inspiration tout au long de mon parcours. Je leur suis profondément reconnaissante pour leur influence constante et leur soutien. Ce travail est le reflet de leur impact durable sur ma vie académique et personnelle.

Je remercie profondément mon mari, **Mohammadhossein Dabaghi**, pour son soutien indéfectible, sa patience et sa compréhension durant cette période exigeante. Je dédie aussi ces pages à mes enfants. Leur présence, leurs sourires et leur amour ont été une source de motivation et de réconfort inestimable. Merci de m'avoir inspirée, même sans le savoir.

Je souhaite exprimer ma sincère reconnaissance envers les organismes qui ont soutenu ce projet. Aluminerie Alouette Inc., pour son soutien technique et financier (**M. Yvan Duchesne, M. Dominic Dubé**), ainsi que son soutien professionnel (**M. Antoine Godefroy**),

le Fonds de recherche du Québec - Nature et technologies, le Regroupement stratégique sur l'Aluminium – REGAL, et la Fondation de l'Université du Québec à Chicoutimi (FUQAC), pour leurs contributions financières qui ont rendu cette recherche possible.

Je remercie toutes les personnes qui ont manifesté et qui manifesteront de l'intérêt pour ce travail. J'espère que cette thèse offrira des perspectives pertinentes et des informations utiles pour enrichir leurs propres recherches et projets.

CHAPITRE 1

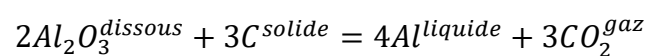
INTRODUCTION

1.1 Généralités

L'aluminium constitue environ 8 % de la croûte terrestre, ce qui en fait l'un des éléments les plus abondants sur notre planète. Ce métal est le deuxième métal le plus utilisé au monde après le fer. Il est également le deuxième métal le plus malléable et le sixième métal le plus flexible. L'aluminium est trois fois plus léger que l'acier, et certains de ses alliages ont une résistance mécanique équivalente à l'acier. Aujourd'hui, l'aluminium est utilisé dans la construction, l'emballage, l'industrie électrique, le transport, le design et la pharmacie, et ce, en raison de ses propriétés particulières telles que son rapport résistance-poids, sa bonne conductivité électrique et thermique, sa bonne ductilité, sa haute résistance à la corrosion, sa recyclabilité, sa capacité de revêtement ainsi que sa non-toxicité au contact de la plupart des aliments. Grâce à son impressionnante recyclabilité et à ses nombreuses qualités, l'aluminium s'impose comme un matériau d'avenir aux possibilités infinies, jouant un rôle clé dans le développement de technologies durables et innovantes. De plus, l'aluminium est considéré comme un matériau critique par le gouvernement du Canada, compte tenu de son importance pour l'économie et de son rôle dans plusieurs secteurs stratégiques.

Il existe deux principales sources de production d'aluminium. La première source, l'aluminium primaire, est obtenu à partir de l'électrolyse de l'alumine qui a été préalablement extraite de la bauxite. La seconde source, l'aluminium recyclé, est obtenu après traitement et refonte de pièces d'aluminium en fin de vie utile. L'aluminium secondaire ne peut pas répondre à la demande mondiale en raison de la croissance économique, d'un spectre croissant d'applications et des exigences en matière de pureté. Ainsi, la production d'aluminium primaire joue toujours un rôle majeur dans ce secteur économique.

Le procédé Hall-Héroult, qui est le principal procédé industriel pour la production primaire d'aluminium, est réalisé dans des cellules d'électrolyse. Dans ce procédé, un courant électrique de forte intensité (de 60 kA à 600 kA selon la technologie [1]) passe de l'anode à la cathode à travers un bain de cryolithe fondu (Na_3AlF_6), permettant ainsi la dissolution de l'alumine (Al_2O_3) dans une plage de températures avoisinant les 960 °C. L'alumine se décompose selon la réaction suivante [1], qui représente une simplification approximative des mécanismes réels du procédé électrochimique:



Un schéma de cellule d'électrolyse est présenté à la Figure 1-1. Cette dernière est constituée de différents composants fabriqués de divers matériaux métalliques, carbonés et réfractaires et le tout reposant dans un caisson en acier. À la base, le revêtement, constitué de briques isolantes et réfractaires, de dalles de carbure de silicium et de blocs de graphite, constitue le fondement de la cellule d'électrolyse. Il permet de maintenir l'équilibre thermique essentiel aux conditions d'électrolyse et de parer aux agressions chimiques du bain

liquide et gazeux.

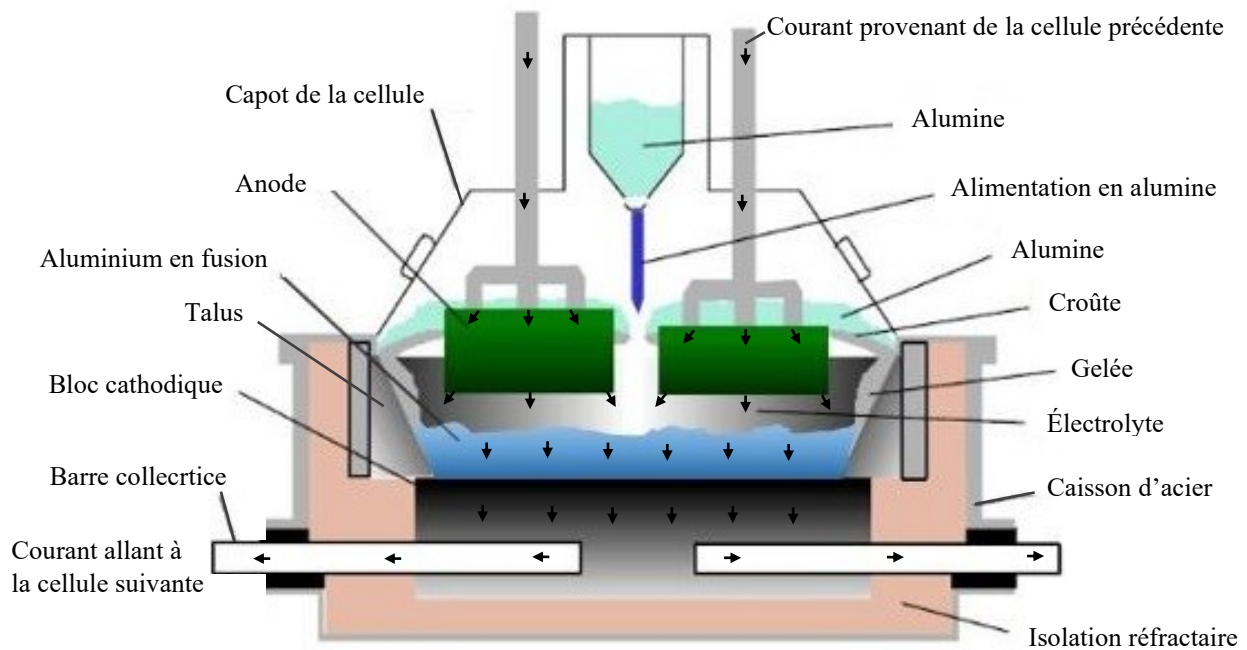


Figure 1-1 : Schéma d'une cellule d'électrolyse, adapté de [2]

La cathode, constituée de carbone graphitisé, est située sous la nappe de métal. Le passage du courant à la cellule suivante est assuré via l'assemblage cathodique constitué de barres collectrices (avec ou sans inserts de cuivre selon la technologie) scellées à la fonte dans les rainures de la cathode. La Figure 1-2 illustre un assemblage cathodique après le processus de scellement de la cathode.

La barre collectrice est généralement en acier faiblement allié et possède une haute conductivité électrique. Le scellement des barres collectrices, à l'aide d'une fonte à haute teneur en carbone (fonte grise), assure leur connexion mécanique avec le bloc cathodique. Après un préchauffage du bloc cathodique et des barres collectrices, ces dernières sont insérées dans les rainures de la cathode, puis la fonte est coulée dans lesdites rainures afin

d'établir une connexion mécanique entre les composants, ainsi qu'un contact électrique stable entre les barres collectrices et le bloc cathodique [3]. Cependant, après le refroidissement, un espace d'air se forme entre la fonte solidifiée et la paroi de la rainure. La présence de cet espace joue un rôle essentiel, car elle contribue à réduire le risque de fissuration du bloc cathodique lors du démarrage de la cellule d'électrolyse, en compensant la différence de dilatation thermique des composants métalliques et de la cathode en carbone. Toutefois, cet espace doit rester suffisamment restreint pour garantir une résistance de contact électrique (RCE) acceptable.

Un insert de cuivre peut également être disposé au niveau de la barre collectrice afin de réduire la chute de tension à travers l'assemblage cathodique, favoriser l'extraction de la chaleur, ainsi que améliorer le champ de densité de courant au sein du métal liquide [1].

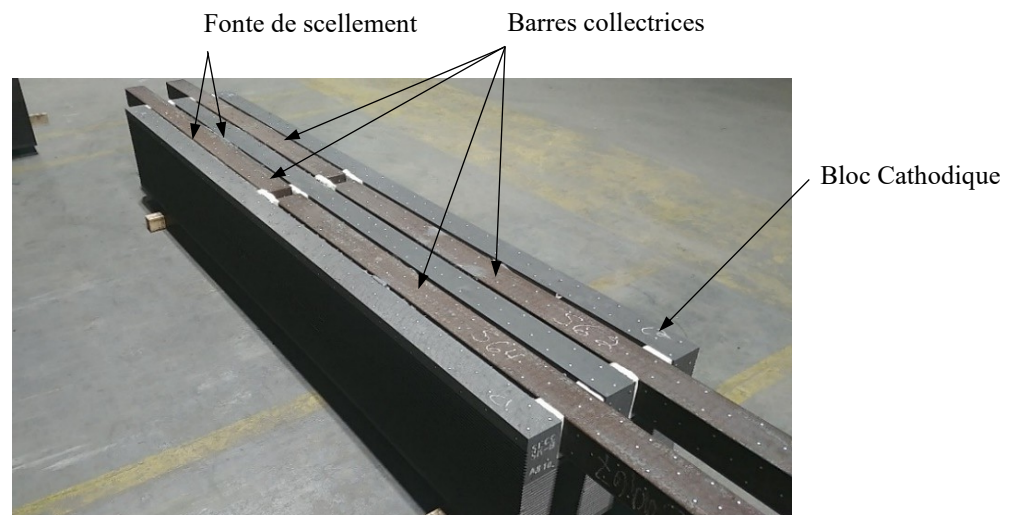


Figure 1-2 : L'assemblage cathodique

Bien que la production d'aluminium soit relativement coûteuse, sa demande demeure élevée sur le marché mondial. En effet, la demande mondiale en aluminium devrait

augmenter de 40 % d'ici 2030. Pour répondre à cette demande tout en demeurant compétitif au niveau des coûts de production, il est impératif d'accroître l'efficacité énergétique des cellules d'électrolyse. Le besoin énergétique théorique pour produire une tonne métrique d'aluminium est de 6 MWh. En pratique, le besoin varie entre 12,5 et 16 MWh/t d'aluminium, ce qui indique un potentiel significatif pour la réduction de la consommation d'énergie de ce procédé [4].

1.2 Problématique

En opération, les divers matériaux composants la cellule d'électrolyse sont confrontés à des sollicitations de nature électrique, thermique, mécanique et chimique qui évoluent dans le temps. Ceci a comme conséquence:

- Évolution des propriétés électriques, thermiques et mécaniques des matériaux et des interfaces, ce qui a pour effet de modifier les conditions locales de conduction du courant, de transfert thermique, ainsi que la capacité des matériaux à résister aux efforts mécaniques. Ces altérations peuvent entraîner une augmentation de la résistance électrique, une dissipation thermique accrue, ainsi qu'une perte d'intégrité structurelle de la cellule d'électrolyse, due à la déformation progressive de certains composants.
- Expansion thermique et chimique, ce qui a pour effet de modifier l'état de contraintes, pouvant ainsi mener à la formation de fissures dans les matériaux carbonés et réfractaires ou encore à la plastification des matériaux métalliques;

- Fluage et relaxation des matériaux métalliques et carbonés, ce qui a pour effet d'accroître les déformations ou de relaxer les contraintes dans le temps;
- Érosion de la surface cathodique, ce qui a pour effet de perturber l'équilibre thermique et la performance électrique de la cellule d'électrolyse tout en affectant sa durée de vie de façon significative.

Ces phénomènes affectent l'intégrité structurale de la cellule d'électrolyse, réduisant ainsi potentiellement sa performance et sa durée de vie. Cela entraîne également une augmentation des matériaux à recycler, impactant négativement l'environnement et les coûts de production. La durée de vie moyenne d'une cellule d'électrolyse est aujourd'hui de 2500 jours, mais pourrait atteindre 3000 à 4000 jours si la détérioration était limitée à l'érosion des blocs de cathode [5]. Augmenter la durée de vie des cellules d'électrolyse de façon significative nécessite une meilleure compréhension des phénomènes décrits précédemment.

D'autre part, la production d'aluminium primaire, en tant que processus énergivore et coûteux, exige un effort soutenu afin de parvenir à des solutions plus écoénergétiques et ce, pour demeurer compétitive à l'ère des ressources énergétiques limitées. Dans cette optique, il importe donc de bien comprendre le comportement électrique de la cellule d'électrolyse pour identifier les zones pouvant faire l'objet d'amélioration afin d'y réduire les chutes de tension non essentielles, ce qui aura un impact direct sur l'efficacité de la cellule d'électrolyse.

1.2.1 Espace fonte/carbone

Plusieurs facteurs contribuent à la formation de l'espace d'air entre la fonte et le carbone cathodique lors du processus de scellement de la cathode, incluant la composition de la fonte, la température de préchauffage de l'assemblage, la température initiale de la fonte, ainsi que la position d'injection de la fonte dans la rainure du bloc cathodique. En fait, ces facteurs influencent directement le taux de refroidissement de la fonte, la courbure de la barre collectrice pendant la phase de refroidissement ainsi que la récupération de la déformation thermique de chaque matériau pendant la phase de refroidissement. Ces trois mécanismes jouent un rôle déterminant dans la formation de l'espace d'air entre la fonte et le carbone. La Figure 1-3 illustre un schéma de l'espace d'air formé après le scellement, une fois l'assemblage refroidi.

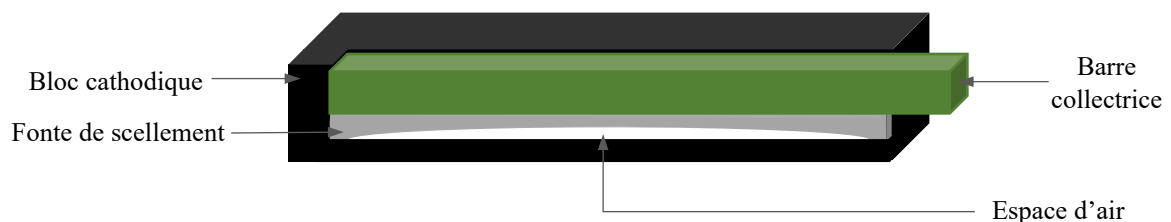


Figure 1-3 : Formation d'espace d'air à l'interface fonte/carbone après refroidissement

Cet espace d'air est responsable de la majeure partie de la résistance électrique de l'assemblage cathodique. Environ 8 % de la chute de tension totale de la cellule d'électrolyse est attribuable à celle de la cathode [6, 7]. En effet, lors de la mise en opération de la cellule d'électrolyse, cet espace d'air aura tendance à se refermer et les pressions ainsi générées à l'interface fonte/carbone seront garantes de la RCE à cette même interface [8]. Les zones de

l'interface fonte/carbone avec des espaces d'air initiaux plus grands auront tendance à présenter une RCE plus élevée comparées aux régions avec un espace d'air initial plus faible. D'un point de vue mécanique, des espaces d'air plus faibles auront tendance à créer des contraintes plus importantes dans la cathode, augmentant ainsi les risques de fissures et de rupture fragile.

La détermination de la distribution de cet espace d'air constituait jusqu'alors un défi non résolu, aucune technique efficace n'existant pour déterminer précisément cette information cruciale. La répartition de l'espace d'air fut généralement estimée à l'aide de relations empiriques, de simulations numériques complexes du processus de scellement, ou encore par des mesures manuelles simples effectuées à l'aide de cales sur les zones accessibles de l'interface.

1.2.2 Mécanismes de déformation différée

La distribution de température dans les composants métalliques de la barre collectrice, variant de 965 °C au centre à 356 °C à son extrémité libre (voir Figure 1-4), met en évidence l'apparition de mécanismes de fluage et de relaxation, ceux-ci devenant significatifs à partir d'environ 40 % de la température de fusion des matériaux (T_m), soit environ 570 °C pour l'acier ($T_m = 1425$ °C) et 504 °C pour la fonte ($T_m = 1260$ °C). Par ailleurs, les mécanismes de déformation plastique peuvent également se manifester en raison de la forte diminution de la limite d'élasticité des matériaux à haute température. Toutefois, il convient de souligner que très peu de données expérimentales concernant le comportement élastoplastique à haute température et en fluage de l'acier et de la fonte de scellement sont disponibles dans la

littérature, ce qui limite le potentiel des outils de simulation pour représenter avec précision la réponse mécanique de ces composants.

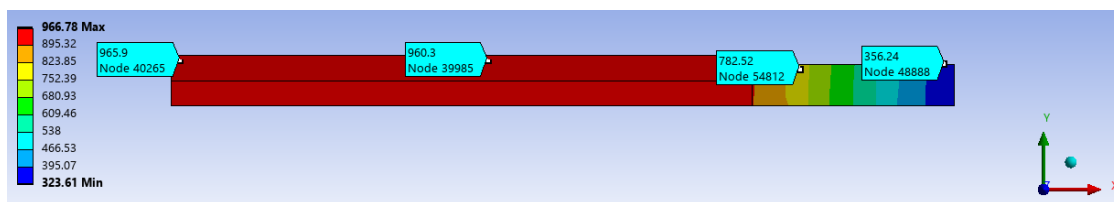


Figure 1-4 : La plage de température de l'assemblage de la barre collectrice extraite d'un modèle de cellule d'électrolyse dans ANSYS

1.2.3 Changement de phase dans l'assemblage cathodique

L'expansion thermique de l'assemblage cathodique a un impact significatif en raison des différences de comportement entre les matériaux qui le composent. Plus précisément, dans la plage de température comprise entre 750 °C et 900 °C, la barre collectrice et la fonte de scellement subissent des changements de phase entraînant une contraction. Cette contraction réduit la pression de contact à l'interface fonte/carbone, ce qui provoque une augmentation de la RCE. Cette contraction est en partie responsable de la chute de tension observée à cette interface qui est estimée à environ 100 mV [9].

La Figure 1-5 illustre l'évolution de l'interférence entre la barre collectrice et le bloc cathodique durant la montée en température de la cellule d'électrolyse, issue du modèle numérique présenté par Beeler [9]. Dans le cadre de cette étude, le terme interférence désigne l'écart de positionnement mesuré entre la surface du bloc cathodique et celle de la barre collectrice, dans la zone où elles sont censées être en contact. Des valeurs négatives indiquent la présence d'un espace d'air à l'interface (absence de contact). Au cours de la montée en

température, cet espace d'air se réduit progressivement jusqu'à atteindre sa valeur minimale vers 800 °C. Un desserrage progressif est toutefois observé durant le changement de phase, ce qui traduit une contraction de la barre collectrice.

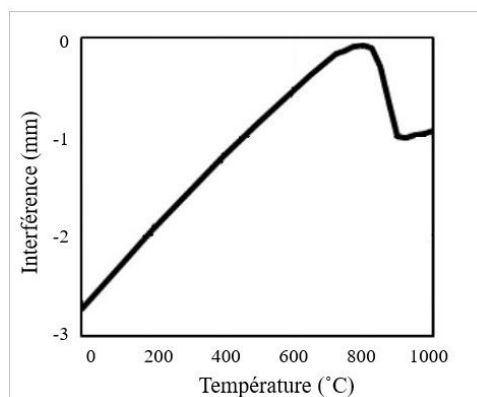


Figure 1-5 : Interférence entre la barre collectrice et le bloc cathodique, adapté de [9]

1.2.4 Effet de la contamination

En opération, on notera également que le plan cathodique est exposé à des températures élevées ainsi qu'à des composés chimiques pouvant causer sa dégradation. De nombreux phénomènes contribuent à la déformation des blocs cathodiques dont l'expansion thermique, le gonflement sodique, la migration du bain, etc. Ces mécanismes et leurs effets ont été bien étudiés dans la littérature [5]. De plus, il convient de noter que cette contamination migre vers le bas de la cellule d'électrolyse, traversant ainsi l'assemblage cathodique ce qui aura pour effet de modifier potentiellement ses performances électriques et mécanique.

Les autopsies de cellules d'électrolyse en fin de vie ont révélé que la montée progressive du plan cathodique, combinée aux pressions exercées sur les barres collectrices par la déformation excessive des briques réfractaires contaminées de la paroi latérale, entraîne une

déformation significative des barres collectrices au cours de la vie de la cellule. Ces efforts excessifs, exercés à haute température sur les barres collectrices, mobiliseront davantage les mécanismes de fluage et potentiellement de plastification (voir Figure 1-6).



Figure 1-6 : Déformation de la barre collectrice; a: barre collectrice déformée; b: mesure de la barre collectrice déformée après la durée de vie [5]

La contamination chimique altère les propriétés thermo-électro-mécaniques (TEM) des composants ainsi que celles des interfaces de l'assemblage cathodique. En raison du manque de données expérimentales disponibles sur ce sujet, il est indispensable d'évaluer son influence sur le comportement des composants afin d'améliorer les modèles numériques, ce qui permettrait de reproduire plus fidèlement la réponse mécanique réelle de ces composants.

1.2.5 Modélisation du comportement des cellules d'électrolyse

Étant donné la complexité des phénomènes en jeu dans l'étude de l'assemblage cathodique, le recours à la modélisation numérique demeure une approche à privilégier. Toutefois, ces modèles doivent intégrer des paramètres représentatifs du comportement des matériaux et des interfaces. En particulier, il est crucial de représenter avec précision l'évolution de la RCE à l'interface fonte/cathode, ce qui implique une représentation en fonction de la température et de la pression de contact. Cette dernière dépend fortement de

l'évolution de l'espace d'air à l'interface, lui-même lié à la valeur initiale issue du scellement. De plus, la pression de contact doit tenir compte des mécanismes de déformation des composants métalliques, notamment le fluage et la plastification.

Dans ce contexte, l'amélioration des performances des cellules d'électrolyse repose sur une compréhension approfondie du comportement de l'assemblage cathodique, ce qui nécessite l'usage de modèles TEM transitoires et fortement non linéaires. Il est important de souligner qu'à ce jour très peu de modèles intègrent les comportements élastique, plastique et en fluage de la barre collectrice et de la fonte de scellement ainsi que la valeur réelle de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone, bien qu'ils aient un impact majeur sur le comportement global de l'assemblage.

1.3 Objectifs

L'objectif principal de ce projet est de quantifier l'impact du comportement TEM de l'assemblage cathodique sur la performance électrique de la cellule d'électrolyse durant sa vie utile. Plus spécifiquement, on entend quantifier l'impact des déformations différées ainsi que de l'espace initial réel à l'interface fonte/carbone sur :

1. L'évolution de la détérioration de la chute de voltage cathodique;
2. L'évolution de la densité du courant dans l'assemblage barre/fonte.

À plus long terme, les fruits de ce travail permettront une meilleure compréhension du comportement de l'assemblage cathodique tout en offrant des outils performants pour

optimiser sa conception afin de répondre à des exigences de performances accrues. Les améliorations qui pourraient en découler seraient susceptibles de s'aligner avec les Objectif de Développement Durable (ODD) des Nations Unies, notamment, l'augmentation de la durée de vie de la cellule (en alignement avec ODD 7), l'augmentation de son efficacité et, par conséquent, une réduction des coûts de production (conformément à l'ODD 8), ainsi que la diminution des émissions environnementales. Ces progrès favorisent un processus d'électrolyse plus durable et économiquement avantageux, répondant ainsi à l'ODD 9.

1.4 Contenu et portée de la thèse

Cette thèse est structurée en six chapitres qui suivent une progression logique afin de répondre aux objectifs de l'étude.

Le Chapitre 2 combine une revue de la littérature et une description de la méthodologie, fournissant un cadre théorique solide pour l'étude. Il présente les travaux antérieurs sur les interactions thermiques, mécaniques et électriques au sein des cellules d'électrolyse, tout en introduisant les approches expérimentales et numériques adoptées pour l'investigation. La méthodologie adoptée s'appuie sur les connaissances issues de la littérature consultée, permettant d'orienter les approches expérimentales et numériques choisies pour répondre aux objectifs de la recherche.

Le Chapitre 3 examine la distribution initiale de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone cathodique en s'appuyant sur une approche expérimentale avancée basée sur le scan 3D. Il analyse également les mécanismes potentiels responsables de cette distribution critique

résultant du processus de scellement. Les résultats obtenus permettent de mieux comprendre l'impact de cette distribution sur la RCE et les contraintes mécaniques.

Le Chapitre 4 se concentre sur la caractérisation du comportement mécanique de l'acier de la barre collectrice et de la fonte de scellement à haute température. Cette caractérisation inclut les propriétés mécaniques instantanées et différées des matériaux métalliques de l'assemblage cathodique, telles que le fluage, la plasticité et les déformations thermiques. Les résultats obtenus permettent de mieux représenter les mécanismes à l'origine des contraintes et des variations de température dans l'assemblage cathodique, fournissant ainsi des données essentielles pour les modèles de simulation.

Le Chapitre 5 présente d'abord le modèle de fluage sélectionné, calibré à partir des données expérimentales et capable de représenter avec précision le comportement en fluage dans le cadre du modèle numérique. Il décrit ensuite le modèle numérique TEM, en détaillant la représentation géométrique, les hypothèses de modélisation adoptées et présente les résultats (évolution des contraintes, déformations et performances électriques, etc.) en intégrant les effets du fluage dans le temps. La chute de tension obtenue est ensuite comparée aux données industrielles collectées sur des assemblages cathodiques chez Aluminerie Alouette Inc. (AAI).

Enfin, le Chapitre 6 conclut cette thèse en présentant une rétrospective, les faits saillants ainsi que des recommandations pour des travaux futurs ou encore pour approfondir les connaissances sur le comportement des cellules d'électrolyse. Il met également en évidence les contributions originales de ce travail.

CHAPITRE 2

REVUE DE LITTÉRATURE ET MÉTHODOLOGIE ADOPTÉE

2.1 Généralité

Ce chapitre présente une revue exhaustive de la littérature en lien avec les éléments clés de la recherche ainsi que les détails inhérents à la méthodologie proposée.

2.2 Revue de la littérature

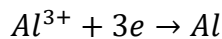
La revue de littérature réalisée pour atteindre les objectifs de ce projet se concentre sur six axes majeurs : 1) facteurs influençant la performance énergétique des cellules d'électrolyse et les stratégies d'amélioration de leur efficacité; 2) le comportement TEM de l'assemblage cathodique; 3) approches de modélisation du comportement TEM des cellules d'électrolyse; 4) détermination de la distribution initiale de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone; 5) comportement mécanique des composants métalliques (acier et fonte) de l'assemblage cathodique à haute température, ainsi que les méthodes expérimentales permettant de décrire les mécanismes de déformation d'origine thermique, élastique, plastique et de fluage; 6) modélisation du comportement en fluage.

2.2.1 Efficacité énergétique des cellules d'électrolyse

La production d'aluminium primaire se caractérise par une consommation énergétique élevée. Pour cette raison, les technologies visant à économiser de l'énergie sont essentielles pour améliorer l'efficacité des cellules d'électrolyse. La consommation énergétique (W) est un indicateur clé de performance pour les cellules d'électrolyse. Elle s'exprime généralement en kWh/t d'aluminium tel que :

$$W = \frac{2980 \times V}{EC} \quad (1)$$

où V désigne la chute de tension moyenne à travers la cellule d'électrolyse (V) et EC correspond à l'efficacité de courant (exprimée en fraction ou en pourcentage). L'efficacité de courant est le rapport entre le courant utile (celui qui sert à produire le métal) et le courant total fourni à la cellule d'électrolyse. La constante 2980 (en kWh/t.V) représente l'énergie théorique requise pour produire une tonne d'aluminium avec une chute de tension de 1 V et une efficacité de courant de 100 %. Elle s'obtient à partir des données fondamentales de la réaction électrochimique (la loi de Faraday). En effet, la production d'une mole d'aluminium (masse molaire $M = 26,98 \text{ g/mol}$) nécessite le transfert de 3 moles d'électrons, selon la réaction suivante:



La charge électrique totale (Q), exprimée en coulombs (C), nécessaire pour produire une tonne d'aluminium est donc :

$$Q = \frac{1\,000\,000 \text{ g}}{26,98 \text{ g/mol}} \times 3 \times F \quad (2)$$

avec $F = 96485 \text{ C/mol}$, la constante de Faraday. L'énergie électrique théorique correspondante, pour une tension de 1 V, s'obtient par la conversion des coulombs en kWh :

$$E = \frac{Q \times 1 \text{ V}}{3,6 \times 10^6} \approx 2980 \text{ kWh/t.V} \quad (3)$$

À l'examen de l'expression (1), il existe deux approches permettant de réduire la consommation énergétique : 1) améliorer l'efficacité de courant; 2) abaisser la tension de la cellule d'électrolyse. Pour une cellule fonctionnant à 4 V avec une efficacité de courant de 93 %, une réduction de la chute de tension de 0,1 V réduirait la consommation énergétique de 320 kWh/t d'aluminium. De même, une augmentation de l'efficacité de courant de 1 % entraînerait une réduction de 136 kWh/t d'aluminium [10].

La tension de la cellule d'électrolyse joue un rôle essentiel dans les équilibre thermique et énergétique, car elle influence à la fois la dissipation thermique interne et la consommation électrique globale. Elle détermine la température de l'électrolyte ainsi que le surchauffe. Ces paramètres influencent à leur tour l'épaisseur de la croûte protectrice (talus, gelée) sur les parois latérales, essentielle pour assurer la stabilité et limiter les pertes thermiques. En outre, la tension détermine la distance entre l'anode et la cathode (DAC), un facteur clé qui impacte l'efficacité de courant [11]. Lorsqu'une cellule d'électrolyse est exploitée, la tension doit être ajustée via la DAC afin de maintenir un équilibre optimal entre les performances électriques et thermiques. Comme illustré à la Figure 2-1, la diminution de la DAC réduit la tension de la cellule d'électrolyse, mais peut également entraîner une perte d'efficacité de courant. Ces relations confirment qu'une gestion efficace de la tension est cruciale pour maximiser la performance globale du procédé.

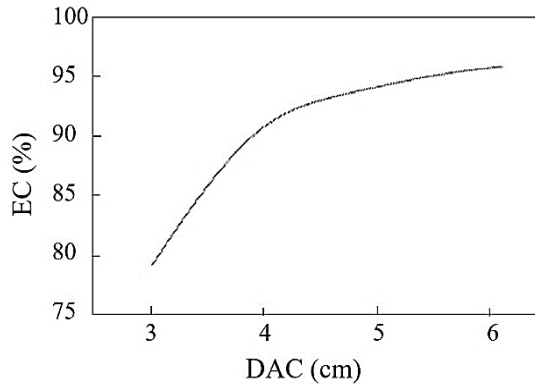


Figure 2-1 : Influence de la DAC sur l'efficacité de courant, adapté de [10]

La chute de tension présente dans la cellule d'électrolyse peut être décomposée en trois grandes sources :

Tension de décomposition : Elle correspond à l'énergie libre de Gibbs pour la réaction globale de l'électrolyse. Elle est déterminé par les paramètres thermodynamiques du système et ne peut être significativement modifié.

Les surtensions : Elles résultent de la polarisation des interfaces des électrodes. Cela inclut les surtensions anodique (réaction anodique et surtension de concentration) et les surtensions de concentration cathodiques.

- La surtension anodique est fortement influencée par la concentration en alumine et peut être réduite en maintenant une concentration optimale qui minimise la pseudo résistance. En fait, cette pseudo résistance reflète la difficulté accrue des ions à atteindre l'électrode lorsque l'alumine est insuffisante. Cependant, la méthode actuelle de contrôle de la concentration en alumine repose sur l'augmentation de la surtension anodique due à l'épuisement de l'alumine.

- La surtension cathodique est principalement associée aux phénomènes de polarisation à l'interface entre l'aluminium liquide et la cathode. Elle dépend notamment de la densité de courant imposée à la cathode. En diminuant la densité de courant, la polarisation cathodique diminue, ce qui entraîne une réduction de la surtension et, par conséquent, de la chute de tension associée à cette composante. Toutefois, une diminution de la densité de courant implique généralement une réduction du courant total utilisé pour la production d'aluminium lorsque la surface cathodique demeure constante. Cette diminution peut entraîner une baisse de la productivité de la cellule et modifier les conditions opératoires favorables à une bonne efficacité de courant. Ainsi, bien qu'une réduction de la densité de courant puisse contribuer à diminuer la surtension cathodique, elle ne constitue pas nécessairement une stratégie avantageuse pour réduire la consommation énergétique globale de la cellule.

Les chutes de tension ohmiques : Celles-ci sont causées par la résistance dans différentes zones de la cellule (électrolyte, bulles de gaz anodiques, anode, cathode, et conducteurs externes). Les chutes de tension ohmiques offrent encore des marges d'amélioration, en particulier dans les zones de l'électrolyte et des électrodes [11]. Bien que certaines contributions soient intrinsèquement fixées par les propriétés du procédé, des efforts substantiels peuvent encore être déployés pour réduire les pertes ohmiques et ainsi améliorer l'efficacité énergétique globale.

Le Tableau 2-1 présente deux exemples de distributions de tension dans des cellules

d'électrolyse utilisant le procédé Hall-Héroult, mettant en évidence les contributions spécifiques de chaque composant aux pertes électriques globales.

Tableau 2-1 : Répartition de la tension dans les cellules de type Hall-Héroult

<i>Type de tension (V)</i>	<i>Données de Haupin [12]</i>	<i>Données de Dugois [13]</i>
<i>Décomposition et surtensions</i>	1,779	1,65
<i>Assemblage anodique</i>	0,235	0,26
<i>Électrolyte</i>	1,640	1,4
<i>Bulles de gaz sous l'anode</i>	0,259	-
<i>Assemblage cathodique</i>	0,3	0,36
<i>Barres omnibus externes</i>	0,160	-
<i>Contribution de l'effet anode</i>	-	0,05
<i>Tension totale de la cellule</i>	4,373	3,72
<i>Efficacité de courant(%)</i>	93	89,5
<i>Consommation d'énergie (kWh/kg Al)</i>	14,02	12,9
<i>Commentaires</i>	Données typiques pour cellules à anodes précuites	Données industrielles pour 140 cellules pendant 6 mois

Les chutes de tension aux cathodes peuvent être réduites par l'application des mesures suivantes [10]:

- Utiliser des blocs cathodiques graphitisés ayant une résistivité électrique plus basse;
- Réduire de manière appropriée la densité de courant dans les barres collectrices afin de limiter les pertes;
- Améliorer la connexion entre les barres collectrices et les blocs cathodiques pour minimiser la RCE.

2.2.2 Comportement TEM de l'assemblage cathodique

Letizia *et al.* [14] ont proposé une expression permettant d'estimer la chute de tension à l'interface entre la barre collectrice et le bloc cathodique à température ambiante telle que :

$$VD = \frac{1495}{CP + 0,854} \quad (4)$$

où VD désigne la chute de tension (mV) et CP correspond à la pression de contact (kg/cm^2). Dans cette expression, la pression de contact est exprimée en kg/cm^2 . Dans le Système international d'unités (SI), la pression s'exprime en Pa, soit en N/m^2 . Pour exprimer la pression de contact en N/cm^2 , la relation est réarrangée en multipliant le numérateur et le dénominateur par l'accélération gravitationnelle standard $g = 9,81 \text{ m/s}^2$. L'équation devient alors :

$$VD = \frac{14666}{CP + 8,378} \quad (5)$$

où CP est désormais exprimée en N/cm^2 . Selon cette relation, la chute de tension est fortement influencée par la pression de contact appliquée à l'interface (voir Figure 2-2).

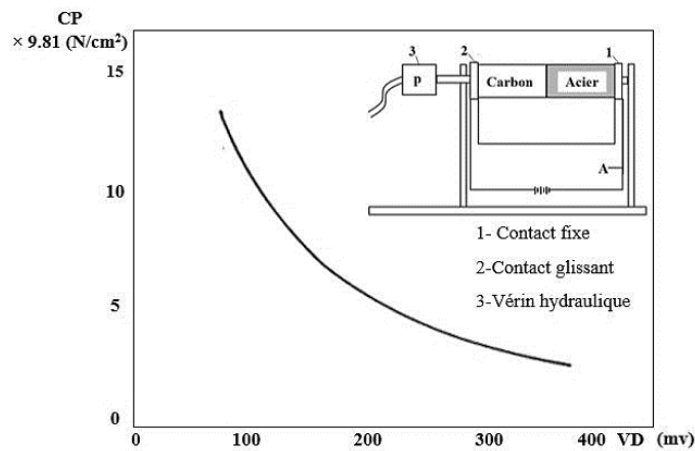


Figure 2-2 : Chute de tension en fonction de la pression de contact pour un système carbone/acier à température ambiante, adapté de [14]

Les auteurs ont constaté que, lorsque la pression (CP) atteint une valeur de l'ordre de $137,34 \text{ N/cm}^2$, la chute de tension semble se stabiliser à une asymptote au voisinage de 90 mV . Cela signifie qu'une augmentation supplémentaire de la pression de contact n'a aucun effet notable sur la chute de tension (VD).

Richard *et al.* [15] ont développé un modèle TEM basé sur la méthode des éléments finis pour prédire la RCE à l'interface fonte/carbone dans les cathodes et les anodes. Ce modèle permet de formuler une équation constitutive semi-empirique reliant la pression de contact nominale et la température à la RCE. La Figure 2-3 présente une comparaison entre les mesures expérimentales et les prédictions du modèle. Comme illustré dans cette figure, la température et la pression de contact influencent de manière significative la RCE.

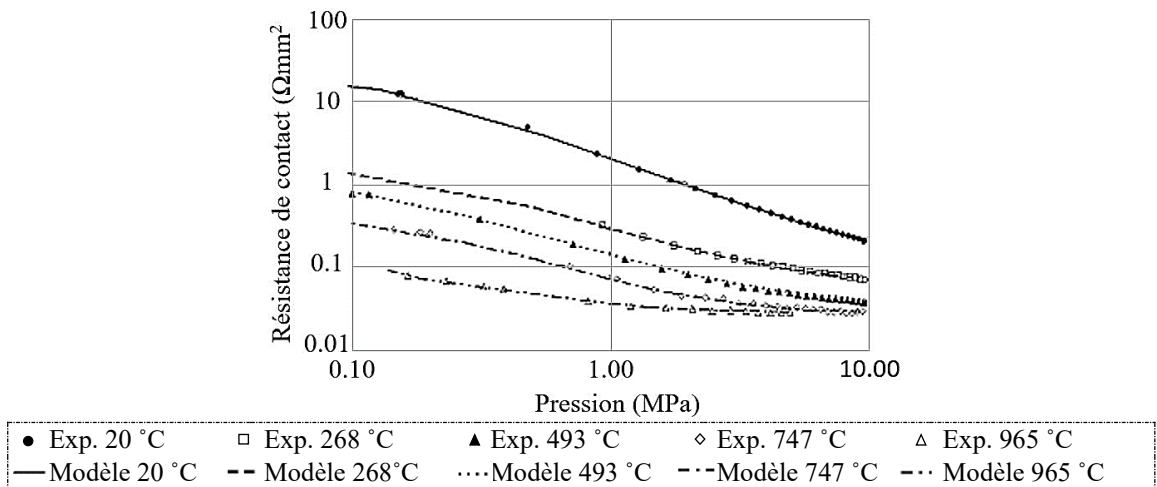


Figure 2-3 : RCE cathodique prédite et expérimentale, adapté de [15]

Dans une étude menée par Beeler [9], il a été rapporté que la RCE est de l'ordre de $10 \text{ } \Omega\text{mm}^2$, contribuant ainsi à une chute de tension d'environ 100 mV dans la cellule. Beeler a identifié également quatre mécanismes responsables de cette RCE élevée, attribuables à

une faible pression de contact et à une répartition non uniforme du contact. Ces mécanismes sont :

- 1- Flexion temporaire de la barre pendant la solidification de la fonte de scellement lors du processus de scellement, qui entraîne une répartition non uniforme des espaces d'air et, par conséquent, une perte de contact localisée à certains endroits de l'interface fonte/carbone;
- 2- Contraction de la barre collectrice associée à la transformation de phase de la ferrite en austénite pendant le démarrage de la cellule d'électrolyse, provoquant une réduction des pressions de contact, voire une perte de contact à l'interface fonte/carbone;
- 3- Différence de comportement en dilatation thermique entre l'acier de la barre collectrice et le carbone du bloc cathodique, qui entraîne une altération du contact. Plus précisément, l'acier d'une barre collectrice typique présente une expansion thermique plus importante que celle du carbone (voir Figure 2-4). Lors de la mise en service de la cellule électrolytique, cette différence de dilatation provoque un resserrement progressif de l'interface fonte/carbone, car la largeur de la barre augmente plus rapidement que la fermeture de la rainure du bloc cathodique;
- 4- Diminution des pressions de contact due au fluage de l'acier de la barre collectrice, affectant ainsi la RCE au fil du temps.

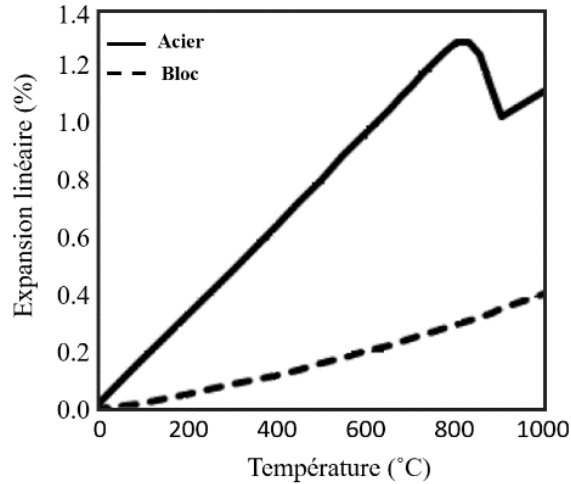


Figure 2-4 : Expansion thermique linéaire nominale pour un acier et un carbone cathodique, adapté de [9]

Ces mécanismes soulignent la complexité des interactions entre les phénomènes mécaniques et thermiques des composants de l'assemblage cathodique ainsi que leur impact sur la performance dudit assemblage. Il est donc indispensable de s'attarder à l'étude de ces interactions pour une meilleure compréhension du comportement de l'assemblage cathodique.

2.2.3 Modélisation du comportement TEM des cellules d'électrolyse

Dans les études sur la modélisation des cellules d'électrolyse, les phénomènes thermiques, électriques et mécaniques sont souvent pris en compte de manière séparée ou avec un couplage limité, généralement restreint à des interactions thermoélectriques, thermomécaniques ou électromécaniques [16, 17]. Les modèles intègrent rarement une analyse complète des interactions TEM dans les composants critiques, comme l'assemblage cathodique. Ces interactions sont pourtant essentielles, car les phénomènes thermiques,

électriques et mécaniques des matériaux et interfaces y sont intrinsèquement couplées. Par exemple, la dilatation thermique d'un composant au sein d'un tel assemblage modifie nécessairement l'état de contrainte dans les autres composants ainsi que les conditions de contact aux interfaces entre les composants. Une modélisation adéquate nécessiterait donc de prendre en compte ces interactions complexes de manière complètement couplée afin d'offrir une représentation fiable des conditions réelles de fonctionnement.

À notre connaissance, les études antérieures portant sur le comportement TEM de l'assemblage cathodique n'ont pas intégré simultanément certains éléments essentiels dans leurs modèles. Parmi ceux-ci figurent la répartition précise de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone, les déformations thermiques, les variations des propriétés mécaniques, ainsi que les effets de fluage à haute température des composants métalliques. Pourtant, ces facteurs jouent un rôle crucial dans le comportement TEM global de l'assemblage, influençant directement la performance et la durabilité de la cellule d'électrolyse.

Dupuis [18] a présenté un modèle TEM de l'assemblage cathodique développé sous ANSYS™ afin d'évaluer l'influence de différentes configurations de rainures et de barres collectrices sur la chute de tension de la cathode en opération. Le modèle intègre la RCE ($\Omega\text{-mm}^2$), qui variait en fonction de la température et de la pression. Cependant, il n'a pas considéré explicitement la présence d'un espace d'air initial à l'interface fonte/carbone à température ambiante. À la place, la température de référence utilisée pour calculer les déformations thermiques à l'interface a été obtenue à partir des données expérimentales issues d'un essai de solidification de la fonte, la température de solidification étant considérée

comme la température de référence. En fait, l'espace d'air à l'interface fonte/carbone cathodique peut être déterminé à l'aide des expressions proposées par Richard [20]. L'étude réalisée par ce dernier est présentée dans la section suivante. Cela permettait de reproduire indirectement les effets thermiques du scellement sur les conditions initiales du modèle, en considérant l'état de contact tel qu'il existait à la température de solidification de la fonte, c'est-à-dire sans espace d'air notable à l'interface. Bien que cette simplification réduise la complexité du modèle, elle a influencé la répartition du contact à l'interface et par conséquent, la RCE. La pression de contact nécessaire à l'évaluation de la RCE a été déduite des déformations thermomécaniques induites par les gradients de température appliqués à l'assemblage cathodique. Il convient de noter que l'étude ne précise pas clairement si le modèle prend en compte l'évolution des propriétés mécaniques avec la température. Cette absence de clarification soulève des interrogations quant à la précision des résultats obtenus.

Jeddi [19] a développé un modèle TEM dans ANSYSTM afin d'étudier la chute de tension anodique dans les cellules Hall-Héroult. Les propriétés thermomécaniques des composants, notamment l'acier, la fonte et le carbone, ont été intégrées dans le modèle. Cependant, les propriétés mécaniques dépendantes de la température, telles que le module de Young et le coefficient de Poisson, ont été considérées constantes. Par ailleurs, l'auteur a souligné l'impact potentiel du fluage des composants métalliques, bien que ce phénomène n'ait pas été pris en compte dans les simulations. Enfin, la distribution de l'espace d'air initial a été déterminée en fonction de l'épaisseur de la fonte de scellement le long de l'interface, à l'aide de l'expression proposée par Richard [20].

2.2.4 Distribution initiale de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone

Richard [20] a proposé une expression basée sur la combinaison du retrait thermique linéaire dans les composants en acier et en fonte pendant la phase de refroidissement pour estimer l'espace d'air résiduel à l'interface fonte/carbone de l'assemblage anodique. En employant cette approche globale pour l'assemblage cathodique, l'espace d'air horizontal (g) peut être estimé par :

$$g = \gamma + (t - \gamma) \times \alpha_{\text{fonte}}(T_s - T_0) \quad (6)$$

où t , T_s , T_0 et α_{fonte} représentent respectivement l'espace occupé par la fonte, la température de solidification de la fonte, la température ambiante, et le coefficient de dilatation thermique (CDT) de la fonte. γ représente le retrait final de la barre collectrice après refroidissement et est donné par :

$$\gamma = \frac{l}{2} \times \alpha_{\text{acier}}(T_c - T_0) \quad (7)$$

l , α_{acier} et T_c représentant respectivement la largeur de la barre collectrice, le CDT de l'acier, et la température de la barre collectrice lors de la solidification de la fonte. Bien que l'expression (6) permette l'estimation d'un paramètre fort complexe à obtenir, son utilisation doit être faite avec grande prudence. En effet, la répartition non uniforme de la température dans l'acier et la fonte, ainsi que son évolution durant le refroidissement, compliquent l'application de l'expression (6) sur l'ensemble de l'interface. Par ailleurs, la microstructure de la fonte évolue en fonction du taux de refroidissement, ce qui génère une distribution hétérogène du CDT au sein de la fonte. Combinée aux éventuelles transformations de phase

liées à sa composition, cette variabilité peut entraîner des écarts notables entre les résultats de l'expression (6) et le comportement réel du système.

Gagnon [1] a développé un modèle TEM pour l'optimisation de la conception des barres collectrices dans une cellule d'électrolyse. Ce modèle intègre l'espace d'air initial (g_0), tel que défini à partir des dimensions mesurées aux extrémités des blocs cathodiques (voir Figure 2-5). Bien évidemment, ces dimensions furent posées constantes sur toute la longueur du bloc. Bien que cette simplification ait facilité la modélisation, elle a influencé nécessairement la qualité de la distribution des pressions de contact et par le fait même, la chute de tension dans l'ensemble cathodique.

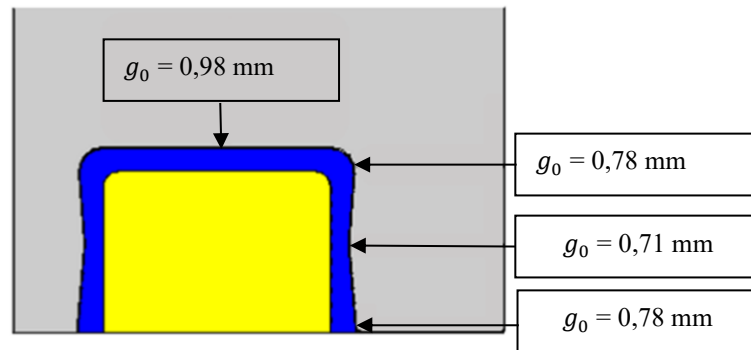


Figure 2-5 : Valeurs initiales de l'espace d'air, adapté de [1]

La modélisation de l'étape de scellement constitue l'une des approches les plus prometteuses pour déterminer l'espace entre la fonte et le carbone. Toutefois, en raison de la complexité des phénomènes associés à la solidification de la fonte, cette méthode représente encore aujourd'hui un défi majeur.

Ding *et al.* [21] ont proposé un modèle intégré pour prédire la perte de tension sur les

connexions électriques des cellules d'électrolyse. Dans leur approche, le procédé de scellement d'un assemblage anodique typique a initialement été modélisé en utilisant une approche thermomécanique non couplée dans le logiciel ABAQUS™. Une analyse transitoire du transfert de chaleur a d'abord été effectuée, et l'historique de température obtenu a ensuite servi de donnée d'entrée pour un modèle thermomécanique visant à estimer l'espace d'air final après refroidissement. Toutefois, la précision de la prédiction de cet espace fut limitée par l'absence de couplage fort entre les phénomènes thermiques et mécaniques. Par ailleurs, aucune indication n'a été donnée quant à la fiabilité de la distribution spatiale de l'espace d'air obtenue.

Gunasegaram *et al.* [22] ont modélisé le procédé de scellement d'un assemblage anodique en utilisant une approche thermomécanique transitoire entièrement couplée dans le logiciel ABAQUS™. Malgré la prise en compte des couplages d'intérêt, il n'a pas été possible de valider la distribution de l'espace d'air obtenue.

Cao *et al.* [23] ont développé un modèle thermomécanique couplé dans le logiciel ABAQUS™ pour simuler le procédé de scellement de l'assemblage cathodique. Une température initiale de 1375 °C a été considérée pour la fonte, tandis que les plages de préchauffage étaient de 530 à 630 °C pour la barre collectrice et de 270 à 350 °C pour la cathode. La température et le taux de refroidissement du modèle ont été calibrés à l'aide de mesures expérimentales et les déplacements de la barre collectrice et de la cathode, enregistrés pendant le procédé de scellement, ont également été intégrés à cette calibration. La distribution de l'espace d'air prédite par le modèle a ensuite été comparée à celle

réellement formée, mesurée en bout de la cathode à l'aide d'un jeu de cales. Bien qu'une bonne concordance ait été observée à certains emplacements, de nombreux points ont présenté des écarts significatifs.

Aucun des travaux précédents ne prend en compte les conditions de coulée ou les changements métallurgiques qui se produisent lors du refroidissement de la fonte, qui peuvent avoir un impact significatif sur la distribution finale de l'espace d'air. Seuls quelques travaux publiés ont été identifiés concernant la détermination de l'espace d'air à l'aide de logiciels spécialisés tels que ProCast™, Flow3D™, Novacast™, entre autres.

Récemment, Shamroukh *et al.* [24] ont développé un modèle thermoélectrique dans le logiciel ANSYS™ pour optimiser les conditions de contact de l'assemblage anodique. Dans leur étude, un espace de 2 mm a été utilisé entre le bas du rondin et le tourillon pour permettre une RCE élevée à cette interface. Des mesures *in situ* ont été effectuées sur les anodes modifiées pour valider les résultats prédits. La distribution initiale de l'espace d'air a été obtenue en simulant le processus de scellement de l'anode à l'aide du logiciel ProCast™ pour deux conceptions différentes d'assemblage anodique, afin de confirmer les résultats numériques (chute de tension) obtenus à l'aide du logiciel ANSYS™. Cependant, aucun détail spécifique n'a été fourni concernant la simulation du processus de scellement, et il n'y avait pas de validation de la distribution de l'espace d'air obtenue avec des mesures *in situ*.

En résumé, de nombreuses études utilisant la modélisation et la simulation numérique ont été menées afin de mieux comprendre le comportement des assemblages anodiques et cathodiques, et ce, dans le but d'optimiser le procédé d'électrolyse. Cependant, le manque de

connaissances lié à la distribution de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone demeure un questionnement majeur. L'accès à des valeurs de référence précises pour cet espace d'air est essentiel pour des fins de validation et d'optimisation.

2.2.5 Caractérisation thermomécanique à haute température

L'obtention de résultats réalistes dans le cadre de la modélisation numérique de systèmes soumis à de hautes températures nécessite l'utilisation de propriétés matérielles représentatives. À cet effet, l'ensemble des propriétés sensibles à la température doit être pris en compte, et les interfaces caractérisées sur toute la plage de température pertinente. Ainsi, une revue de la littérature sur le comportement thermomécanique de l'acier de la barre collectrice (AISI 1006) et de la fonte de scellement, incluant la déformation d'origine thermique, le comportement mécanique instantané et le comportement mécanique différé, devient nécessaire.

a. Déformation d'origine thermique

En général, avec l'augmentation de la température, le CDT des matériaux augmente. Si une transition de phase se produit avec l'augmentation de la température, le comportement du matériau changera également sous la forme de contraction et/ou dilatation. La Figure 2-6 illustre l'évolution du CDT de l'acier AISI 1006 et de la fonte dans une plage allant de la température ambiante à 1000 °C. Aux alentours de 800 °C, l'acier et la fonte subissent un changement de phase à l'état solide, passant de la ferrite à l'austénite, ce qui entraîne une contraction malgré l'augmentation de la température.

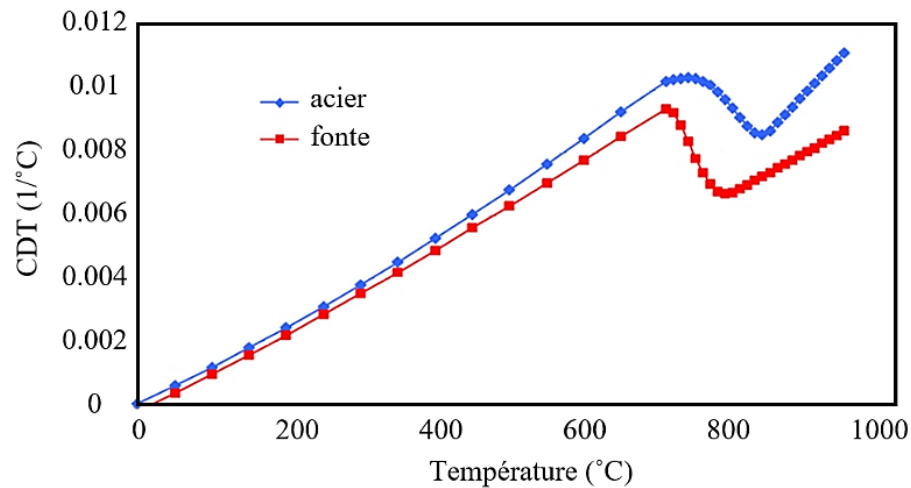


Figure 2-6 : CDT de l'acier et de la fonte en fonction de la température, adapté de [1]

Fekoya *et al.* [5] ont présenté la courbe de déformation thermique de l'acier de la barre collectrice en fonction de la température, pendant la phase de chauffage préalable à l'essai de fluage à 900 °C, sous une précharge légère. Les données extraites ont révélé une déformation thermique maximale d'environ 1,25 %. Le CDT pour ce matériau est de $18 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$. Voir la Figure 2-7.

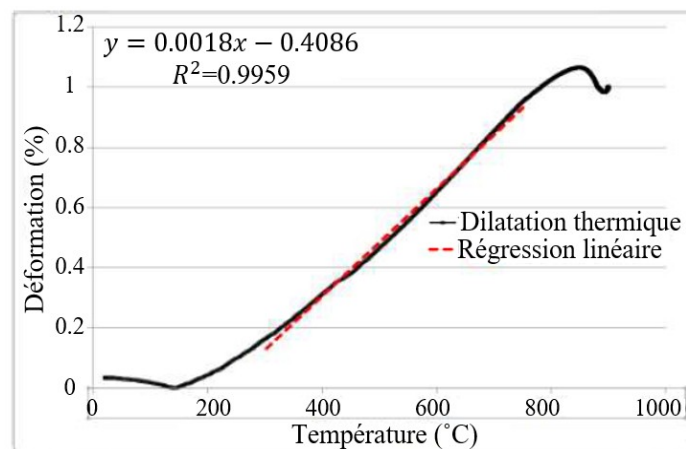


Figure 2-7 : Dilatation thermique et changement de phase pendant la phase de chauffage, adapté de [5]

b. Comportement mécanique instantané

Xinb *et al.* [25] ont réalisé des essais de compression sur des échantillons d'acier AISI 1006 recuit à des températures variant de 550 à 850 °C pour divers taux de déformation et ce, afin d'estimer la contrainte d'écoulement. Les courbes contrainte/déformation obtenues à partir des essais réalisés sur des échantillons recuits ne sont cependant pas appropriées pour caractériser le comportement mécanique de l'acier de la barre collectrice. Cela est dû à deux raisons : 1) le recuit affecte les propriétés physiques du matériau, augmentant sa ductilité et sa formabilité à froid tout en réduisant sa dureté; 2) les taux de déformation utilisés dans ces tests sont significativement supérieurs aux valeurs recommandées (0,005 /min) dans la norme ASTM E21-09 pour établir les courbes contrainte/déformation.

Fakoya *et al.* [5] ont déterminé le module de Young de l'acier de la barre collectrice à partir des données de la phase de chargement d'un essai de fluage réalisé à 900 °C sous une contrainte de 1 MPa. Une valeur de 12 GPa a été obtenue. Il convient de souligner que cette valeur provient de la phase de chargement d'un essai de fluage, et non d'un essai de traction ou de compression conventionnel généralement utilisé pour établir la courbe contrainte/déformation.

À notre connaissance, il n'y a aucun travail de recherche accessible au public mené sur les caractéristiques mécaniques de la fonte de scellement à hautes températures. De plus, en raison de sa composition spécifique, il n'est pas possible d'exploiter les propriétés des autres fontes grises ordinaires. Cependant, un examen approfondi de la littérature existante est réalisé afin d'étudier les caractéristiques à haute température des aciers à faible teneur en

carbone et de la fonte grise, qui sont des matériaux susceptibles de présenter des caractéristiques similaires aux matériaux étudiés.

En 2000, Mina *et al.* [26], ont proposé une équation décrivant l'évolution du module de Young des aciers de construction avec la température, sur la base de données expérimentales disponibles publiquement, comme suit:

$$\frac{E(T)}{E_0} = \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{T^*}{e_3}\right)^{e_1} - \frac{1}{2}\left(\frac{T^*}{e_4}\right)^{e_2}\right) \quad (8)$$

où E_0 est le module de Young à température ambiante ($T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$), T^* , la température au-dessus de la température ambiante ($T^* = T - 20\text{ }^{\circ}\text{C}$), e_1 à e_4 , les coefficients inconnus et obtenus par régression des moindres carrés non linéaires pour $T \leq 725\text{ }^{\circ}\text{C}$. Conséquent des valeurs expérimentales obtenues, les valeurs de e_1 à e_4 ont été rapportées comme étant respectivement 3,768, 1, 639, et 1650. La courbe résultante était très similaire à celle de Schleich (1987) et aux recommandations de l'ASME 2004 jusqu'à $600\text{ }^{\circ}\text{C}$.

En 2012, Qiang *et al.* [27] ont réalisé une étude sur la détérioration du module de Young et de la limite d'élasticité de l'acier à haute résistance S690 à des températures élevées. Les essais de traction ont été effectués à l'aide d'un système Gleeble™ 3800. La détérioration de chaque propriété a été quantifiée par un facteur de réduction à la température concernée. Ce facteur de réduction a été calculé en divisant la valeur de la propriété à une température par celle à température ambiante. Les résultats sont présentés dans les Tableau 2-2 et Tableau 2-3. Il apparaît que les facteurs de réduction pour le module de Young et la limite d'élasticité (correspondant à 0,2% de déformation) à $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ sont respectivement de 0,141, et 0,1. Cela

met en évidence la sensibilité des propriétés mécaniques de l'acier à haute température, soulignant ainsi l'importance de les prendre en compte dans les modélisations thermomécaniques à haute température.

Tableau 2-2 : Facteur de réduction du module de Young

<i>Température (° C)</i>	<i>Module de Young (MPa)</i>	<i>Facteur de réduction</i>
20	204,690	1,000
100	204,592	1,000
200	179,146	0,875
300	171,819	0,839
400	158,608	0,775
500	140,127	0,685
550	111,788	0,546
600	76,105	0,372
700	28,848	0,141

Tableau 2-3 : Facteur de réduction de la limite d'élasticité à différents niveaux de déformation

<i>Température (°C)</i>	<i>Facteur de réduction</i>			
	0,2%	0,5%	1,5%	2,0%
20	1,000	1,000	1,000	1,000
100	0,947	0,874	0,958	0,968
200	0,884	0,854	0,956	0,982
300	0,879	0,751	0,952	0,975
400	0,794	0,794	0,864	0,850
500	0,628	0,605	0,655	0,624
550	0,554	0,438	0,557	0,533
600	0,380	0,345	0,382	0,371
700	0,100	0,114	0,133	0,133

En 2013, Motoyama *et al.* [28] ont étudié l'évolution du module de Young de la fonte grise (avec le même contenu en carbone que la fonte de scellement) en fonction des changements de température. Ils ont observé que le module de Young passait de 125 GPa à température ambiante à 56,5 GPa à 1000 °C avec une réduction significative au-dessus de 600 °C.

Sambas *et al.* [29] ont étudié l'effet de la teneur en phosphore dans la fonte sur ses caractéristiques mécaniques. En effectuant des essais de traction sur des échantillons avec différents taux de phosphore, il a été observé qu'avec une augmentation du pourcentage de phosphore dans l'échantillon de 0,42 à 1,12 %, les valeurs de résistance à la traction ultime diminuaient de 257,43 à 175,49 MPa. Cela montre que la teneur en phosphore pourrait affecter fortement les propriétés mécaniques de la fonte.

Pevec *et al.* [30] ont réalisé des essais de traction afin d'évaluer les propriétés mécaniques de la fonte grise à faible teneur en carbone (EN-GJL-250) à différentes températures : température ambiante, 500 °C, 600 °C et 700 °C. Le Tableau 2-4 présente les caractéristiques mécaniques extraites des courbes contrainte/déformation, à savoir le module de Young, la limite d'élasticité et la résistance ultime. Une diminution marquée de ces trois propriétés est observée à 700 °C.

Tableau 2-4 : Caractéristiques mécaniques à différentes températures de la fonte grise [30]

<i>Température (°C)</i>	<i>Module de Young (GPa)</i>	<i>Limites d'élasticité (MPa)</i>	<i>Résistance ultime (MPa)</i>
<i>Ambiante</i>	104	244	284
<i>500</i>	84	182	228
<i>600</i>	77	133	158
<i>700</i>	48	48	53

Il convient de noter que dans les études précédentes, les expériences ont été réalisées en utilisant de l'acier AISI 1006, qui est couramment employé comme barre collectrice. Cependant, dans notre étude, les échantillons d'acier ont été prélevés directement sur une barre collectrice ayant subi la procédure de scellement, ce qui permet d'obtenir des propriétés mécaniques plus représentatives des conditions réelles d'exploitation, en intégrant

notamment les effets thermiques et métallurgiques induits par ce procédé.

Lors du scellement de la cathode, les barres collectrices sont soumises à des températures de préchauffage généralement comprises entre 500 et 700 °C. Lors de la coulée de la fonte en fusion, dont la température est d'environ 1300–1450 °C, la température des barres collectrices peut temporairement atteindre 700–800 °C. Ces conditions thermiques constituent un traitement susceptible d'entraîner une relaxation des contraintes résiduelles et une évolution de la microstructure de l'acier, et peuvent ainsi influencer ses propriétés mécaniques.

c. Comportement mécanique différé

À haute température, les matériaux peuvent présenter une déformation différée, c'est-à-dire une déformation qui évolue progressivement avec le temps sous l'effet d'une contrainte maintenue. Ce comportement, appelé fluage, est généralement décrit en trois phases successives. La phase primaire est caractérisée par une diminution du taux de déformation avec le temps, tandis que la phase secondaire correspond à un taux de déformation relativement constant. Enfin, durant la phase tertiaire, le taux de déformation augmente progressivement jusqu'à la rupture (Figure 2-8). Dans le contexte de l'assemblage cathodique, la déformation différée peut modifier progressivement l'état de contact entre la fonte de scellement et le bloc cathodique et, par conséquent, influencer la résistance de contact électrique au cours du fonctionnement de la cellule.

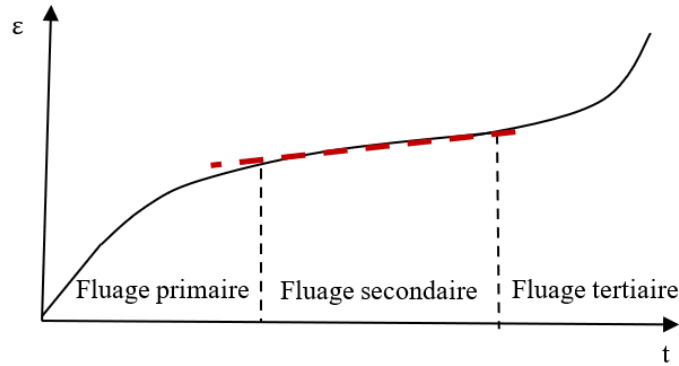


Figure 2-8: Courbe de fluage et ses trois phases caractéristiques

Wilkening *et al.* [31], ont réalisé une étude sur le taux de fluage de la barre collectrice sous de faibles charges allant de 1 à 5 MPa. Ils ont observé que la barre collectrice se déformait lentement sous de petites charges à des températures supérieures à 700 °C. Le taux de fluage a été rapporté à environ 0,002 %/h (1 % de fluage en trois semaines) à 900 °C sous une charge de 1,3 MPa. Ces résultats montrent encore que, même sous de faibles contraintes, le fluage peut provoquer des déformations importantes si le matériau est exposé à une température élevée pendant une longue période

Fakoya *et al.* [5] ont étudié également le comportement en fluage de la barre collectrice à 900 °C et à deux niveaux de contrainte de 1 et 2 MPa en utilisant des essais de fluage en compression (Figure 2-9). Les données de déformation ont montré une courbe de fluage sur une période de 160 heures sous une contrainte appliquée de 1 MPa. Un taux de déformation par fluage de 0,0028 %/h a été mesuré, ce qui fut très proche de la valeur publiée de 0,0025 %/h pour l'acier à faible teneur en carbone. À une contrainte appliquée de 2 MPa, les données de déformation ont montré une courbe de fluage s'étendant sur 100 heures, dominée principalement par la région de fluage secondaire. La déformation maximale fut de 0,32 %

et le taux minimal de déformation par fluage fut de 0,0033 %/h. Ces résultats suggèrent que, sur le long terme, le fluage peut provoquer des déformations notables à haute température, même sous des niveaux de contrainte relativement faibles.

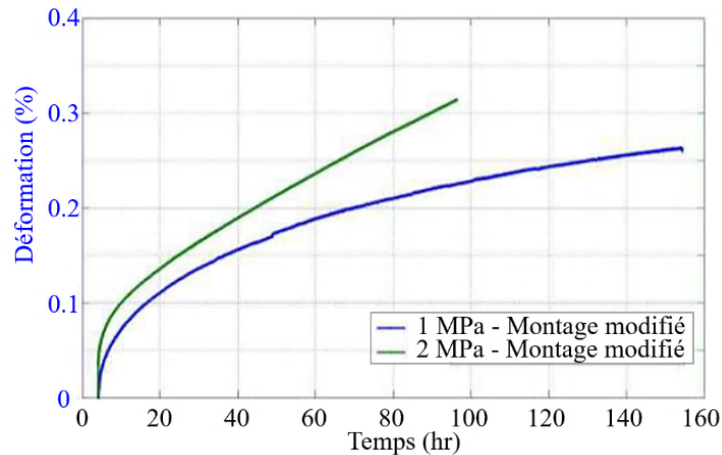


Figure 2-9 : Courbes de déformation - temps à 900 °C, 1 et 2 MPa, adapté de [5]

Une étude réalisée par Wang *et al.*[32] sur un acier de type Q460 (équivalent à l'ASTM A572 Grade 65) a permis d'acquérir une compréhension plus approfondie de l'influence de la température et de la contrainte sur le comportement en fluage.

Pour les courbes de fluage-temps à différents niveaux de contrainte:

- À des températures plus basses (300-400 °C), la réponse au fluage s'était limitée généralement aux phases primaire et secondaire. Toutefois, à 400 °C sous une contrainte de 476 MPa, une phase de fluage tertiaire a été observée.
- Dans la plage de températures modérées (450-500 °C), les trois phases du fluage se sont produites. Les phases secondaire et tertiaire ont évolué plus rapidement. Pour

des niveaux de contrainte très élevés, la déformation maximale avant rupture était inférieure à celle observée à des niveaux de contrainte plus faibles.

- À des températures très élevées (600-900 °C), le fluage primaire devenait très court et la déformation se produisait en seulement quelques minutes.

Pour les courbes de fluage–temps à différentes températures:

- Dans une plage de températures de 300 à 700 °C (moins de $0,5 T_m$), à un niveau de contrainte donné, le fluage a augmenté significativement avec l'augmentation de la température, même pour de faibles hausses de température de l'ordre de 50 °C.
- Dans la plage de températures de 800 à 900 °C, les déformations par fluage furent similaires à celles obtenues à 800 °C et 900 °C sous la même contrainte. La déformation en fluage semblait rester constante malgré l'augmentation de la température.

À notre connaissance, aucune étude n'a été menée spécifiquement sur le comportement en fluage de la fonte de scellement utilisée dans l'assemblage cathodique. Toutefois, une sélection d'études réalisées sur la fonte grise est présentée ci-dessous afin d'illustrer les tendances générales de son comportement en fluage.

Wu *et al.* [33] ont réalisé une étude sur le comportement en fluage de la fonte à graphite compacté. Les résultats ont montré qu'à une contrainte de 150 MPa, la déformation en fluage demeurait faible à des températures inférieures à 350 °C puis apparaissait de façon plus

significative à une température de 500 °C. Puis, la déformation augmentait de manière spectaculaire en peu de temps. À une température de 500 °C, il y avait une légère déformation en fluage sous des charges de 40 à 150 MPa. La transition de la phase primaire à la phase secondaire n'était pas claire. Cependant, si la température passait à 550 °C, avec l'augmentation de la charge (110 à 150 MPa), l'échantillon se déformait de manière drastique en peu de temps, bien que la déformation ait été faible pour des charges inférieures à 100 MPa. Le taux de fluage en régime secondaire a été présenté comme une fonction exponentielle de la température et du niveau de charge.

2.2.6 Modélisation du comportement en fluage

Wang *et al.*[32] ont utilisé ANSYSTM pour la modélisation du comportement en fluage de l'acier Q460. Plus spécifiquement, ils ont utilisé le modèle #11 de fluage par durcissement combiné au temps tel que décrit par :

$$\varepsilon_{cr} = \varepsilon_{primaire} + \varepsilon_{secondaire} = \frac{x_1 \sigma^{x_2} t^{x_3+1} e^{\frac{-x_4}{T}}}{x_3 + 1} + x_5 \sigma^{x_6} t e^{\frac{-x_7}{T}} \quad (9)$$

où ε_{cr} , σ , t et T représentent respectivement la déformation en fluage, la contrainte, le temps et la température et x_1 à x_7 les paramètres du modèle à déterminer. Des résultats d'essais réalisés à des températures de 300, 400, 450, 500, 550, 600, 700, 800 et 900 °C ont été utilisés pour identifier les sept paramètres du modèle. Ce modèle fut sélectionné car il permet de capturer les phases de fluage primaire et secondaire, tout en intégrant explicitement l'effet de la contrainte, du temps et de la température. Cela facilite l'analyse indépendante de l'influence de chaque paramètre sur le comportement en fluage. L'outil de régression non

linéaire disponible dans le logiciel ANSYS™ a été utilisé pour ajuster les paramètres (x_1 à x_7) pour chaque température (huit ensembles de paramètres pour huit températures d'essai). Le modèle a montré une bonne concordance avec les données expérimentales.

Kodur et Dwaikat [27] ont présenté les paramètres associés au modèle de fluage #11 du logiciel ANSYS™ pour un acier de construction. Deux ensembles indépendants de données provenant d'essais de fluage à haute température ont été utilisés pour ajuster le modèle de fluage à l'aide de l'outil de régression non linéaire du logiciel ANSYS™. Le premier ensemble fut tiré des données d'essais de fluage publiées par Nippon Steel Corporation pour l'acier de construction SM50A (équivalent à A992 dans la désignation américaine ou S355 dans les normes européennes) [34]. Les expériences ont été réalisées en régime stationnaire, à une température de 550 °C et à contrainte constante (49, 73,6, 98, 122,6 MPa). Le deuxième ensemble de données fut tiré des données d'essais de fluage réalisées par Kirby et Preston [35]. Les expériences ont été réalisées en régime transitoire avec une augmentation de la température de 10 °C/min, tandis que la contrainte fut maintenue constante. Les résultats ont démontré une bonne concordance entre le modèle et les données d'essai.

Howard *et al.* [36] ont développé un modèle de fluage pour une vanne de turbine à vapeur (acier moulé allié 1Cr-1Mo-0,25V) dans ANSYS™ afin de prédire la durée de vie de ces vannes dans les centrales thermiques. Ils ont utilisé les données de fluage disponibles fournies par l'Institut National Japonais des Sciences des Matériaux. L'expression (9) a été utilisée pour analyser le fluage primaire et secondaire du matériau étudié. Considérant qu'une estimation appropriée des paramètres dans l'algorithme d'optimisation conduirait à une

convergence plus rapide, ils ont estimé les paramètres x_4 et x_7 avec une grandeur de 10^4 comme hypothèse initiale (en raison de leur rôle dans une relation exponentielle de type Arrhenius avec la température, ce qui correspond à l'ordre de grandeur typique des énergies d'activation). Une hypothèse initiale pour x_6 , l'exposant de contrainte du fluage secondaire, a été obtenue en utilisant le modèle simple de fluage par loi de puissance $\dot{\epsilon}_m = A\sigma^n$. En utilisant les données disponibles sur le taux de déformation minimal, ils ont obtenu une approximation pour x_6 en déterminant le gradient des données expérimentales $\log(\sigma) - \log(\dot{\epsilon}_m)$. Les paramètres obtenus sont présentés au Tableau 2-5.

Tableau 2-5 : Paramètres du modèle de fluage

<i>Paramètre</i>	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	x_6	x_7
<i>Valeur</i>	$3,96 \times 10^{-4}$	1,67	-0,813	9177	$1,22 \times 10^{-12}$	12,99	51573

2.3 Méthodologie

L'atteinte des objectifs de ce projet passe par une méthodologie en cinq volets :

- 1) Détermination de la distribution initiale de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone cathodique;
- 2) Caractérisation des propriétés mécaniques de l'acier 1006 et de la fonte de scellement à haute température;
- 3) Sélection d'un modèle de fluage et identification des paramètres;
- 4) Validation du modèle de fluage dans le logiciel ANSYSTM;
- 5) Exploitation du modèle de fluage dans un modèle d'assemblage cathodique.

2.3.1 Distribution initiale de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone cathodique

On propose ici de déterminer l'espace d'air le long de l'interface fonte/carbone cathodique

en utilisant une approche innovante basée sur la technologie de scan 3D. La technologie mentionnée est largement utilisée dans diverses applications nécessitant une haute résolution et précision, incluant l'ingénierie inverse, l'analyse et la conception de surfaces complexes, le secteur de la santé, l'architecture, le contrôle qualité, la création de prototypes, le développement d'outils industriels, et de nombreux autres domaines [37-40]. Elle se révèle donc particulièrement adaptée pour une identification précise de l'espace d'air à cette interface.

2.3.2 Caractérisation des propriétés mécaniques de l'acier 1006 et de la fonte de scellement à haute température

La caractérisation des déformations d'origine thermique, élastique, plastique et en fluage sera réalisée en trois étapes pour l'acier 1006 et la fonte de scellement et ce, à divers niveaux de température et de contrainte. Le bloc cathodique en carbone n'a pas été inclus dans cette étude, ses propriétés ayant déjà été déterminées dans des travaux antérieurs [41].

Étape 1 : Essais de dilatométrie

La déformation d'origine thermique sera déterminée par dilatométrie pour des températures allant de la température ambiante jusqu'à 1000 °C à l'aide d'une presse Gleeble™ 3800.

Étape 2 : Essais de traction à haute température

Les courbes contrainte/déformation seront obtenues en réalisant des essais de traction à

l'aide d'une presse Gleeble™ 3800 à température ambiante, 350 °C, 550 °C, 750 °C, 850 °C et 1000 °C. Les caractéristiques mécaniques, tels que le module de Young, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité et la résistance ultime en seront déduits. Durant ces essais, la presse Gleeble™ 3800 sera couplée à un système de corrélation d'images numériques (CIN) pour la mesure des déformations. La CIN est une technique de mesure optique qui repose sur les principes du traitement d'image numérique et du calcul numérique

Étape 3 : Essais de fluage

Les essais de fluage/recouvrance seront réalisés à l'aide d'une presse CRIMS RDL100. Les niveaux de contrainte appliqués seront définis en fonction de ceux obtenus par simulation numérique, en régime établi du comportement d'une cellule d'électrolyse et ce, en considérant un comportement linéaire élastique de l'assemblage cathodique, ce qui correspond au scénario de contrainte maximale. Il est raisonnable de supposer l'absence de fluage tertiaire, ce qui permet de limiter les essais à la phase de fluage secondaire, jusqu'à ce que la courbe de déformation atteigne un régime stable, représentatif de cette phase et caractérisé par un taux de fluage pratiquement constant. En effet, malgré l'exposition prolongée des assemblages cathodiques à des températures élevées pendant le fonctionnement, aucun signe d'endommagement caractéristique du fluage tertiaire de l'assemblage de la barre collectrice/source n'a été observé lors des autopsies des cellules d'électrolyse. Les déformations les plus importantes ont plutôt été observées à l'extrémité de la barre collectrice située du côté de la sortie de la cellule. À cet endroit, la température demeure relativement inférieure à $0,5 T_m$ du matériau, ce qui limite les mécanismes de

déformation en fluage. La déformation observée à cette extrémité pourrait ainsi être principalement attribuée à une déformation plastique résultant des contraintes mécaniques induites par le gonflement des briques réfractaires contaminées. Ces observations suggèrent que les mécanismes d'endommagement associés au fluage tertiaire et menant éventuellement à la rupture ne constituent pas un mode de défaillance dominant dans les conditions de fonctionnement considérées. Par la suite, le retrait de la contrainte initiera la phase de recouvrance. Cette phase permet de différencier les mécanismes de déformation réversibles, instantanée (élastique) ou différée (viscoélastique), des déformations irréversibles, instantanée (plastique) ou différée (viscoplastique).

2.3.3 Sélection d'un modèle de fluage et identification des paramètres

D'entrée de jeu, il importe de mentionner que le logiciel ANSYS™ a depuis longtemps fait ses preuves pour l'étude du comportement des cellules d'électrolyse. Il s'agit d'un outil performant, flexible, robuste et disposant d'une riche bibliothèque de lois de comportement mécanique et thermomécanique. Puisque cette étude vise à alimenter des outils de simulations dans ANSYS™, il est essentiel d'exploiter ses fonctionnalités pour analyser le comportement en fluage. À cet effet, ANSYS™ dispose de 13 modèles permettant de représenter le fluage primaire, secondaire ou les deux simultanément. Plusieurs facteurs doivent être pris en compte lors du choix d'un modèle de fluage. Le facteur le plus déterminant demeure la capacité du modèle à reproduire fidèlement le comportement observé. Dans notre cas, et conformément à la littérature consultée, il est raisonnable de considérer les phases de fluage primaire et secondaire, avec des paramètres dépendant à la

fois de la température et du niveau de contrainte appliquée.

Une fois le modèle sélectionné, les paramètres seront identifiés par ajustement de courbe à partir des essais de fluage décrits précédemment et à l'aide de l'outil MAPDL (Mechanical APDL) d'ANSYS™, et ce, pour chaque température testée.

2.3.4 Validation du modèle de fluage dans le logiciel ANSYS™

Avant même d'utiliser le modèle de fluage calé dans le cadre de simulations complexe, il demeure essentiel d'en valider l'utilisation sur un modèle simple. À cet effet, un modèle représentatif de l'essai de fluage à haute température sera élaboré dans ANSYS™ afin de corroborer les courbes de fluage obtenues expérimentalement sur chacun des matériaux (acier 1006 et fonte de scellement). L'essai de fluage sera donc simulé à différentes températures et contraintes en régime transitoire. Les prédictions du modèle seront comparées aux mesures expérimentales.

2.3.5 Exploitation dans un modèle d'assemblage cathodique

Une fois le modèle de fluage validé, il sera possible de l'exploiter afin de réaliser diverses études plus complexes. Dans le cadre de ce travail, on propose de réaliser l'étude d'un assemblage cathodique tel qu'utilisé dans les cellules d'électrolyse. Le modèle proposé consiste en une tranche de cellule d'électrolyse d'une largeur correspondant à une demi-cathode avec une barre collectrice scellée et incluant la distribution de l'espace fonte/carbone obtenue par Scan 3D. L'objectif de cette étude est de déterminer, via une analyse TEM en régime transitoire, si le fluage a une incidence significative sur la perte de performance

électrique dudit assemblage au fil du temps, pour une cuve en opération. Les résultats seront par la suite comparés avec les grandes tendances observées chez le partenaire industriel.

Le modèle permettra d'examiner, au fil du temps, l'évolution de plusieurs paramètres, notamment les pressions de contact à l'interface fonte/carbone, la déformation de l'assemblage barre collectrice/fonte, la chute de tension de l'assemblage cathodique ainsi que la densité du courant dans l'assemblage barre collectrice/fonte. La chute de tension obtenue à partir du modèle sera ensuite comparée aux mesures réalisées par le partenaire industriel sur des assemblages cathodiques.

CHAPITRE 3

CARACTÉRISATION DE L'ESPACE D'AIR INITIAL À L'INTERFACE FONTE/CARBONE CATHODIQUE

3.1 Généralité

La distribution de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique constitue un facteur clé influençant à la fois les performances électriques et mécaniques des cellules d'électrolyse. Cet espace d'air agit directement sur la RCE à l'interface ainsi que sur l'intensité et la répartition des efforts dans le bloc cathodique. Les résultats obtenus pourront ensuite être intégrés aux modèles de simulation pour prédire de manière réaliste, l'impact de cet espace d'air initial sur le comportement de la cellule d'électrolyse. Ce chapitre présente la méthode utilisée pour identifier et caractériser cette distribution, en s'appuyant sur une approche expérimentale novatrice.

3.2 Approche scan 3D

Le scan 3D est l'une des technologies de mesure permettant de reproduire avec précision les données physiques d'un composant dans un environnement simulé. Il constitue une méthode rapide et précise pour la collecte de données sur des objets physiques complexes,

avec des détails de surface de haute qualité. À l'aide de logiciels spécialisés, les nuages de points générés par le scan 3D sont utilisés pour construire un modèle CAD (Computer-Aided Design 3D) représentant la géométrie des pièces, qui peut ensuite être optimisé en termes de performance et de conception. De plus, cette approche permet de générer des fichiers au format STL (Standard Triangulated Language), qui peuvent être utilisés avec des imprimantes 3D pour créer des prototypes. Pour améliorer la flexibilité et la fiabilité du processus, le scan 3D s'appuie sur des logiciels avancés assurant une mesure précise, ainsi qu'une analyse détaillée des données.

Le scan 3D est une technique de mesure sans contact et non destructive, largement adoptée parmi les technologies tridimensionnelles disponibles. Elle se distingue par sa capacité à capturer avec précision des géométries complexes à haute résolution. Contrairement aux systèmes de mesure par contact, tels que les machines à mesurer tridimensionnelles (Coordinate Measuring Machine -CMM-), les instruments portatifs ou les équipements de contrôle traditionnels, qui ne peuvent capturer qu'un point de mesure à la fois, le scan 3D permet de capturer plusieurs millions de points en quelques secondes. Cela réduit considérablement le temps et les ressources humaines nécessaires pour mener des études précises.

Par ailleurs, le scan 3D ne présente aucune contrainte particulière liée au matériau, à la forme ou à la taille de l'objet scanné, ce qui en fait un outil de collecte de données extrêmement polyvalent. Cette technologie est aujourd'hui largement utilisée dans de nombreux secteurs industriels et scientifiques, notamment dans les domaines nécessitant une

haute résolution et une grande précision [42].

Le scanner 3D, tel que le HandySCAN BLACK™ utilisé dans cette étude, utilise des faisceaux laser bleus en croix projetés sur l'objet. La déformation de ces faisceaux est capturée par les capteurs optiques intégrés au scanner, permettant ainsi de reconstruire numériquement la géométrie exacte de l'objet sous forme d'un nuage de points en trois dimensions.

Pour garantir une représentation précise de la géométrie, des marqueurs réfléchissants sont collés directement sur la surface de l'objet. Ils permettent au scanner de localiser sa position et son orientation dans l'espace, d'aligner automatiquement les différentes prises de vue et de réduire les erreurs d'alignement, en particulier sur les pièces de grande taille ou aux géométries complexes. Le positionnement des marqueurs doit être effectué de manière homogène, en respectant un espacement optimal recommandé par le fabricant, afin d'assurer une couverture complète de la surface scannée.

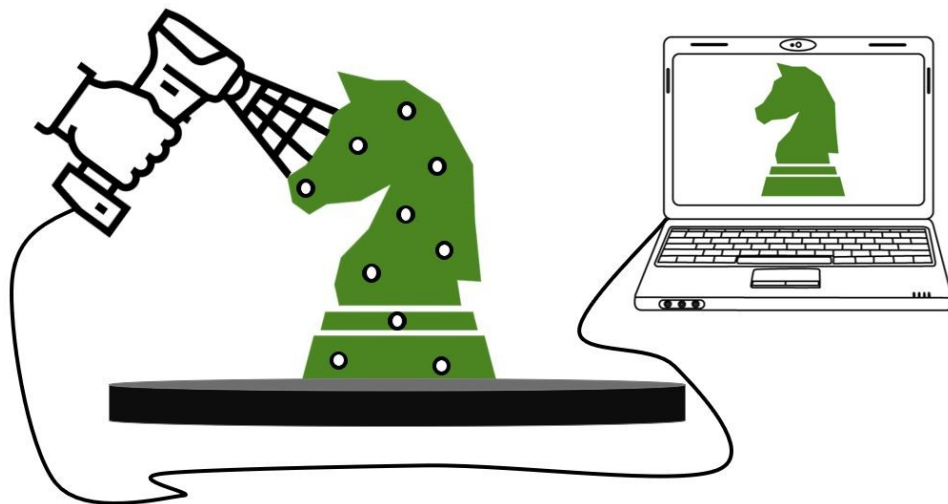


Figure 3-1 : Procédure de scan 3D

Une fois l'acquisition terminée, le nuage de points brut généré par le scanner est traité à l'aide de logiciels spécialisés afin de le convertir en un fichier au format STL. Ce format, fondé sur un maillage de triangles, permet de représenter avec précision la géométrie complexe des surfaces scannées.

La précision des mesures obtenues par scan 3D dépend de plusieurs facteurs, notamment:

- La résolution du scanner : la résolution détermine le niveau de détail capturable. Plus elle est élevée, plus les détails géométriques fins peuvent être mesurés avec précision.
- Le calibrage des capteurs : avant chaque session de numérisation, un calibrage optique est réalisé conformément aux procédures recommandées par le fabricant. Cela permet de garantir que les données acquises sont géométriquement fiables.
- Les conditions d'éclairage : la qualité de la lumière (intensité, direction, homogénéité) influence directement la qualité de l'acquisition, notamment pour des surfaces réfléchissantes ou sombres. Des surfaces trop brillantes ou trop sombres peuvent perturber la réflexion du signal optique, nécessitant parfois l'application d'un traitement de surface (poudre matifiante, par exemple) afin de limiter les réflexions parasites et d'améliorer la lisibilité optique.
- Le traitement des données : les logiciels utilisés par les scanners modernes intègrent des outils de filtrage automatique permettant de réduire le bruit et d'optimiser la qualité du nuage de points.

3.3 Application de la procédure à un assemblage cathodique

L'approche scan 3D a été utilisée pour déterminer avec précision la distribution de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone. Ici, la procédure a été appliquée à un assemblage cathodique réel, tel qu'utilisé dans les cellules d'électrolyse d'AAI et fabriqué selon le procédé industriel de scellement utilisé dans l'entreprise. L'assemblage comporte quatre barres collectrices, chacune étant associée à une interface fonte/carbone distincte. Il convient de mentionner que la procédure de scan 3D a été réalisée par un professionnel qualifié en métrologie 3D chez AAI. Tous les paramètres pouvant influencer la précision des mesures, tels que la résolution, le calibrage, l'éclairage et le traitement des données, ont été rigoureusement vérifiés afin de garantir la qualité et la fiabilité des données collectées.

Les spécifications techniques du scanner HandySCAN BLACK™ sont présentées au Tableau 3-1.

Tableau 3-1 : Spécifications techniques du scanner HandySCAN BLACK™ [43]



<i>Nombre et type de laser</i>	<i>Précision mm</i>	<i>Résolution mm</i>	<i>Taux de mesure mesure/s</i>	<i>Zone de scan mm</i>
<i>sept croix laser bleues</i>	0,035	0,025	800 000	310×350

L'approche proposée peut être décrite en quatre étapes distinctes :

1. Scan #1 : bloc cathodique seul (Figure 3-2a) :

a. Positionnement des marqueurs cibles sur le bloc cathodique au niveau des

rainures et surfaces voisines;

b. Réalisation du scan du bloc cathodique (surfaces marquées);

2. Scan #2 : Assemblage cathodique après scellement (voir Figure 3-2b);

a. Installation des barres collectrices dans les rainures;

b. Positionnement des marqueurs cibles sur les surfaces visibles de la barre collectrice;

c. Réalisation du scellement de la barre collectrice;

d. Réalisation du scan de l'assemblage cathodique après refroidissement. Il est essentiel que le scan soit effectué une fois l'assemblage complètement refroidi à température ambiante. Lors du scellement, les composants, en particulier les éléments métalliques, sont exposés à des températures élevées qui provoquent une dilatation thermique temporaire. Réaliser le scan à chaud introduirait des erreurs sur les dimensions mesurées, car celles-ci ne représenteraient pas la configuration réelle à froid. Étant donné que l'objectif est de déterminer la distribution d'espaces d'air à température ambiante, il est impératif que toutes les acquisitions soient réalisées à température ambiante, une fois les déformations thermiques dissipées.

3. Scan #3 : Assemblage barre collectrice/fonte (Figure 3-2c et Figure 3-2d)

- a. Extraction de l'assemblage barre collectrice/fonte;
- b. Positionnement des marqueurs cibles sur les surfaces visibles de l'assemblage barre collectrice/fonte;
- c. Réalisation du scan de l'ensemble barre collectrice/fonte;

Il est à noter que l'assemblage barre/fonte est extrait de la rainure de la cathode en appliquant une force à l'aide d'un treuil mécanique. L'extraction s'est révélée relativement aisée et n'a pas nécessité un effort important, selon l'observation réalisée lors du démontage. Une observation similaire a été faite pour les quatre assemblages barre/fonte du bloc cathodique étudié. Bien que la force d'extraction n'ait pas été mesurée directement, la facilité et la répétabilité de l'extraction suggèrent que les forces de frottement à l'interface fonte/carbone étaient relativement faibles et que les pressions de contact ne généraient pas une résistance importante au glissement. Ce comportement s'explique par la présence d'un espace d'air à l'interface fonte/carbone ainsi que par l'action lubrifiante du graphite présent dans la cathode. La facilité d'extraction témoigne donc d'un faible niveau d'interférence à l'interface fonte/carbone. Cependant, au début de l'extraction, les « pics » de fonte logés dans les défauts de la rainure nécessitaient une force plus importante. Après extraction, la présence de ces aspérités a été confirmée par l'observation de « pics » sur la surface de la fonte et de stries, provoquées par ces irrégularités, localisées sur la surface de la rainure.

Enfin, il convient de préciser qu'aucune déformation significative ni retour

élastique de l'assemblage n'ont été observés lors de l'extraction, ce qui confirme que la géométrie obtenue après extraction reflète fidèlement la configuration réelle après scellement. En effet, lors du scellement, la cathode est soumise à une déflexion inverse destinée à compenser partiellement les efforts induits par les forts gradients thermiques. Ainsi, lors du relâchement de cette déflexion, le retour élastique de la barre, bien qu'inévitable, demeure relativement faible compte tenu de la faible intensité des forces de contact (normales et de frottement) agissant sur l'assemblage barre/fonte avant l'extraction.

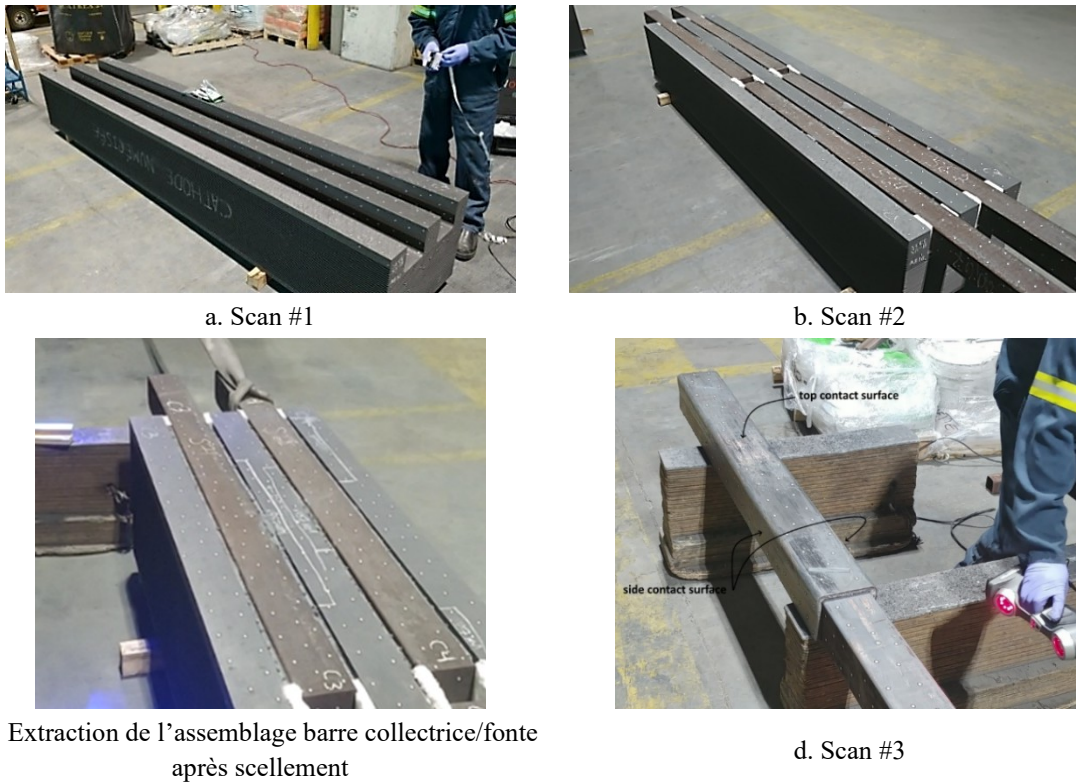
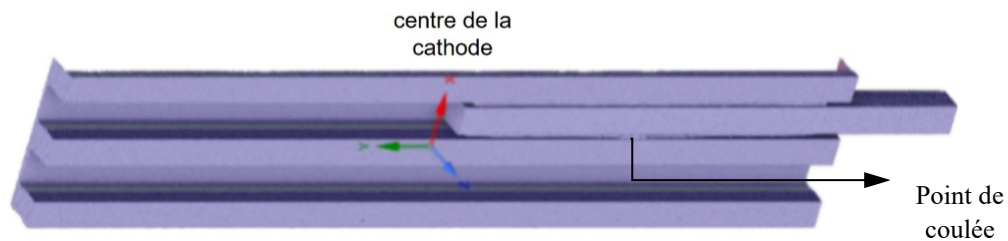


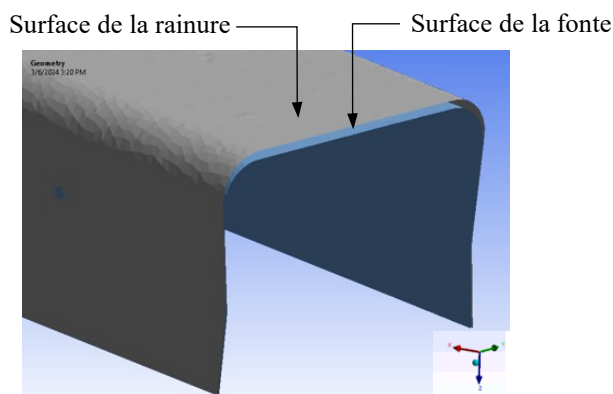
Figure 3-2 : Détermination de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique:
procédure de scan 3D (images fournies par AAI)

4. Post traitement des données (voir la Figure 3-3);

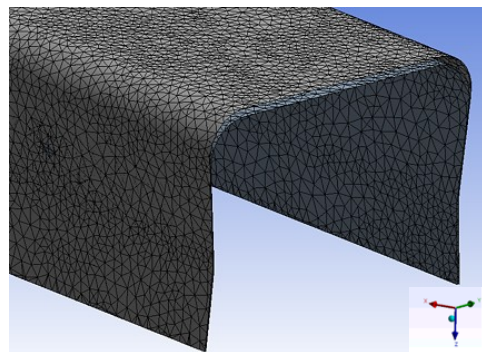
- a. À l'aide d'un logiciel spécialisé de traitement d'image (VXelements™), la superposition des scans #1 et #3 afin d'extraire les deux surfaces composant l'interface fonte/carbone cathodique (la surface de la rainure et la surface de la fonte) au format STL. Le scan #2 est utilisé comme système de positionnement de référence. Autrement dit, dans ce logiciel, le modèle de l'assemblage de la barre collectrice (issue de scan #3) a été inséré à l'intérieur de la rainure du modèle du bloc cathodique (provenant de scan #1), afin de reconstituer la configuration réelle observée après le scellement (scan #2). Cette procédure permet d'ajuster précisément les surfaces afin qu'elles correspondent à la géométrie capturée lors du scan #2, utilisée comme référence spatiale.



a. Superposition des scans #1 et #3



b. Importation d'un fichier STL dans ANSYS™



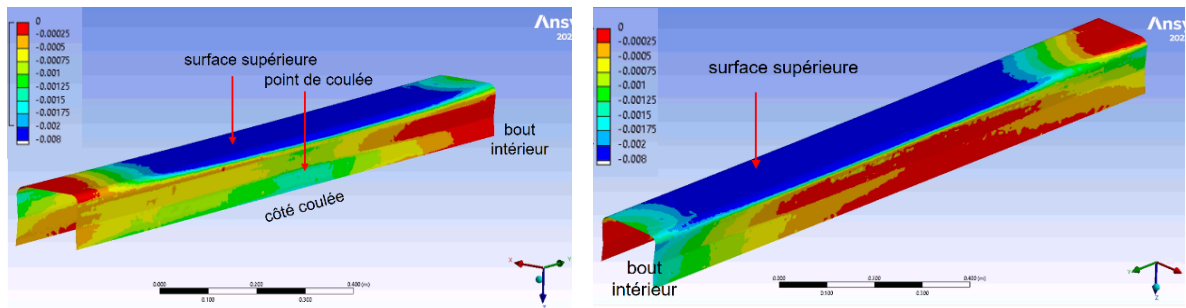
c. Génération du maillage

Figure 3-3 : Détermination de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique

- b. Importation du fichier au format STL dans le logiciel ANSYSTM, génération d'un maillage surfacique sur les surfaces de la rainure en carbone et de la fonte, puis détermination de la distribution de l'espace d'air en évaluant la distance entre les deux surfaces. Dans ce cadre, la surface du carbone a été définie comme surface maître et celle de la fonte comme surface esclave. Les espaces d'air ont été calculés à partir de la projection perpendiculaire de la surface maître sur la surface esclave.

3.4 Analyse des résultats

La Figure 3-4 illustre la distribution de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique obtenue grâce à l'approche proposée. Comme le montrent les Figure 3-4a et Figure 3-4b, des espaces d'air très asymétriques peuvent être observés à la fois sur les surfaces de contact supérieures et latérales de l'interface. Dans cette étude, la surface de contact supérieure désigne l'interface située au fond de la rainure de la cathode.



a. Côté coulée
b. Côté non coulée
Figure 3-4 : Répartition de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique
(échelle en mm)

Répartition sur la surface de contact supérieure

L'espace d'air initial sur la surface de contact supérieure de la barre collectrice est généralement plus grand comparé aux deux côtés, ce qui correspond aux tendances prédites par le modèle de Cao [23]. À la surface de contact supérieure de la barre collectrice, l'espace d'air atteint sa valeur maximale près de la mi-longueur de la barre collectrice (environ 4 mm) et diminue vers les extrémités, ce qui est la tendance opposée à celle prédite dans le modèle de Cao. Plus spécifiquement, le modèle de Cao prévoit la présence de grands espaces dans une région limitée aux extrémités de la barre collectrice et qui diminuent progressivement vers la mi-longueur avec une valeur maximale observée près de l'extrémité du bloc cathodique. L'assemblage cathodique comprend quatre barres collectrices et, par conséquent, quatre interfaces fonte/carbone pour lesquelles la distribution de l'espace d'air initial a été déterminée. La distribution présentée correspond à l'une de ces quatre interfaces et est représentative de la tendance générale observée. En effet, une répartition similaire de l'espace d'air a été obtenue pour les quatre interfaces barre collectrice/fonte du bloc cathodique.

Une des hypothèses pouvant expliquer cette répartition de l'espace d'air initial, tel que mentionné également dans des études précédentes [5], est la flexion de la barre collectrice autour de l'axe X positif lors du processus de scellement. Comme illustré dans la Figure 3-5a, la courbure de la barre le long de l'axe Z est causée par le gradient de température entre la surface supérieure de la barre (en contact avec la fonte liquide) et sa surface inférieure (en contact avec l'air). Cette courbure de la barre collectrice a pour conséquence de mener à une

épaisseur de fonte variable le long de cette dernière, créant ainsi un espace d'air lenticulaire après refroidissement (voir Figure 3-5b) [44].

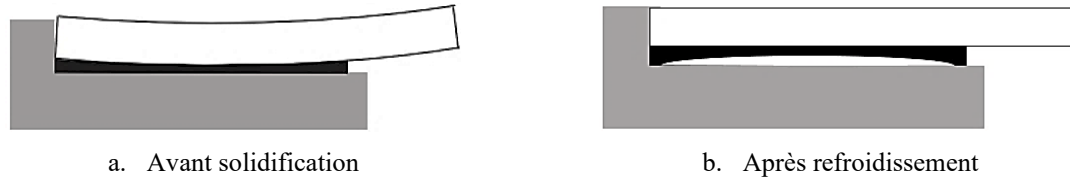


Figure 3-5 : Hypothèse de la courbure de la barre due à son gradient de température

Une autre hypothèse pouvant expliquer cette répartition de l'espace d'air initial est la flexion potentielle de la barre collectrice dans la direction opposée (autour de l'axe X négatif), lors de la solidification et du refroidissement jusqu'à la température ambiante. Plus précisément, en supposant que la contraction totale de la fonte soit plus importante que celle de la barre collectrice, en raison de sa température plus élevée lors des phases de coulée, cela entraînerait la flexion observée de l'assemblage barre collectrice/fonte après refroidissement (voir Figure 3-6).



Figure 3-6 : Hypothèse de la courbure de la barre due à une contraction supérieure de la fonte par rapport à la barre collectrice

Toutefois, les résultats obtenus par notre approche montrent que la barre collectrice ne retrouve pas entièrement sa position initiale après refroidissement. Une flexion permanente subsiste, entraînant ainsi un dépassement de la barre collectrice par rapport à la surface du

bloc cathodique dans les zones de flexion maximale. La répartition de l'espace d'air obtenue pourrait potentiellement être expliquée par une combinaison des hypothèses décrites dans les Figure 3-5 et Figure 3-6 [44].

Répartition sur les surfaces de contact latérales

Les résultats révèlent également une répartition asymétrique de l'espace d'air initial sur les deux côtés de contact de la barre collectrice. Dans les quatre scans (voir la Figure 3-4a), l'espace d'air initial maximal est observé du côté de la coulée, atteignant une valeur maximale de 1.5 mm près du point de coulée (à mi- longueur de la barre collectrice). Inversement, du côté non coulée, l'espace est toujours à sa valeur minimale près de la mi-longueur de la barre collectrice Figure 3-4b).

Une hypothèse qui pourrait expliquer cette répartition de l'espace d'air initial est la flexion de la barre collectrice autour de l'axe Z négatif, de sorte que la déflexion maximale se produit près du point de coulée dans tous les cas. Comme la coulée ne se produit que d'un côté de la barre collectrice, l'ampleur des mécanismes de déformation n'est pas identique de chaque côté. En effet, cette procédure de coulée asymétrique engendrerait un gradient de température entre le côté coulé et le côté non coulé de la barre collectrice, induisant une courbure de celle-ci et, par conséquent, la formation d'un espace d'air initial asymétrique, comme illustré dans l'hypothèse de la Figure 3-5. Il est important de souligner que la paroi de la rainure du côté de la coulée est située à proximité immédiate d'une rainure adjacente, tandis que celle du côté non coulé se trouve à proximité de l'air à la température ambiante. Lorsque la rainure adjacente est déjà scellée, la température locale au moment de la seconde coulée peut être

amplifiée, ce qui accentue davantage la flexion de la barre collectrice.

Une autre explication possible est que la température plus élevée de la fonte du côté de la coulée, comparée à celle de la fonte du côté non coulée, conduit à une flexion de l'assemblage barre collectrice/fonte autour de l'axe Z positif, conduisant ainsi à la formation de la répartition de l'espace d'air initial observée à la Figure 3-6.

De plus, selon les résultats obtenus via notre approche, l'assemblage barre collectrice/fonte ne présente aucune flexion résiduelle notable le long de l'axe X après refroidissement. Conséquent de la nature complexe des phénomènes entourant l'étape de scellement, des investigations supplémentaires seraient nécessaires afin de valider les hypothèses mentionnées.

3.5 Écarts liés à l'utilisation d'une valeur constante de l'espace

L'expression (6) a été largement utilisée pour estimer l'espace d'air à l'interface fonte/carbone cathodique, conduisant à un espace d'air constant de l'ordre de 0,5 mm. Il devient alors intéressant d'évaluer la distribution des écarts associés à cette estimation par rapport aux mesures obtenues à partir de notre approche. Ces écarts ont été calculés à l'aide de l'expression (10) :

$$\text{Écart (\%)} = \left| \frac{e_{scan} - e_{const}}{e_{const}} \right| \times 100 \quad (10)$$

où e_{scan} correspond à l'espace d'air obtenue à partir du scan 3D et e_{const} à la valeur constante de 0,5 mm. La Figure 3-7 montre la distribution des écarts à l'interface

fonte/carbone cathodique lors de l'utilisation de la valeur constante de l'espace d'air.

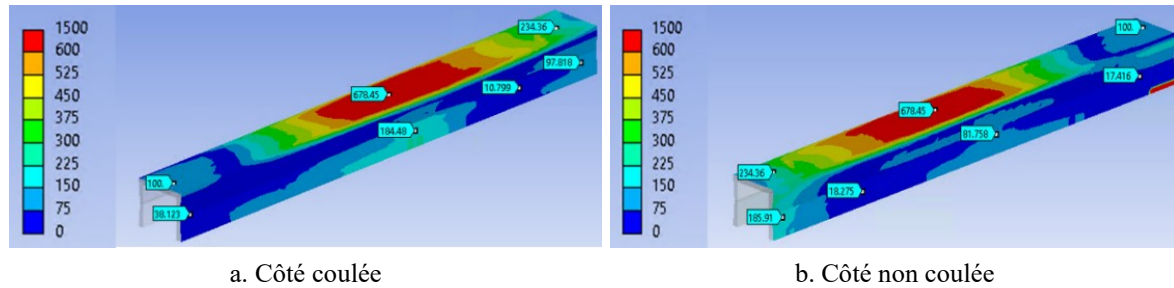


Figure 3-7 : Répartition des écarts (%) à l'interface fonte/carbone cathodique (versus valeur constante de 0,5 mm) [44]

La zone d'écart la plus élevée est observée sur la surface de contact supérieure de la barre collectrice, avec une valeur maximale d'environ 678 %. Sur les deux côtés, l'écart est généralement plus faible, avec des valeurs maximales de 184 % et 81 % respectivement du côté coulé et du côté non coulé. Dans ce contexte, l'utilisation d'une distribution constante de l'espace d'air initial dans les outils de simulation ne permet pas une représentation réaliste de la RCE à l'interface fonte/carbone cathodique et par conséquent, de la répartition des densités de courant.

3.6 Analyse statistique de la distribution d'espaces d'air

La Figure 3-8 présente la distribution statistique des espaces d'air mesurés à l'interface fonte/carbone pour un assemblage barre collectrice/fonte, à partir des données obtenues par scan 3D. La figure comprend l'analyse réalisée pour l'ensemble des surfaces de contact, pour la surface de contact latérale du côté coulé et pour la surface de contact latérale du côté non coulé. Elle montre à la fois la fréquence absolue des valeurs mesurées et leur fréquence

cumulée.

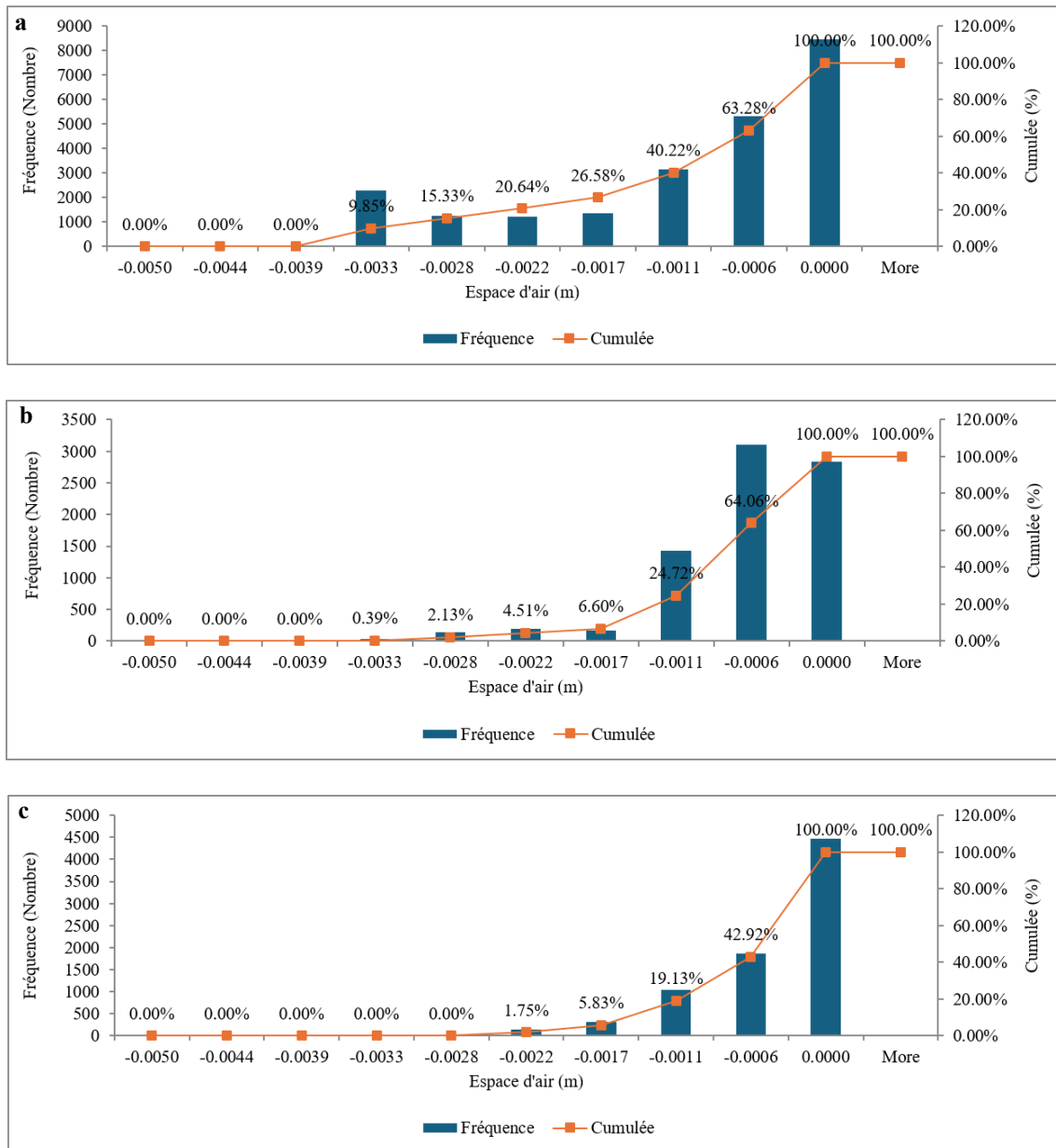


Figure 3-8 : Analyse de la distribution des espaces d'air; a: ensemble des mesures des trois surfaces de contact; b: côté coulée; c: côté non coulée

Pour l'ensemble des surfaces de contact, environ 10 % des mesures présentent un espace d'air supérieur à 3,3 mm, ce qui montre que des espaces d'air de grande amplitude, proches

de la valeur maximale mesurée d'environ 4 mm, sont présents de manière non négligeable. La comparaison des trois graphiques montre que la majorité de ces mesures se situe sur la surface de contact supérieure, ce qui est cohérent avec la distribution spatiale obtenue par scan 3D et présentée à la Figure 3-4. En effet, les espaces d'air supérieurs à 2 mm sont rares sur les surfaces de contact latérales, pour lesquelles la majorité des mesures est inférieure à 1,1 mm.

La distribution globale montre également que la majorité des mesures sont nettement supérieures à la valeur constante de 0,5 mm couramment utilisés dans les simulations. Plus précisément, environ 63 % des mesures présentent un espace d'air supérieur à 0,6 mm. Cela indique que l'utilisation d'une valeur constante de 0,5 mm pour représenter l'espace d'air dans les modèles numériques pourrait éloigner significativement la simulation des conditions réelles d'assemblage. Un tel modèle pourrait sous-estimer ou surestimer localement les échanges TEM et donc compromettre la précision des prédictions du comportement réel de l'assemblage cathodique en service.

La comparaison des distributions des deux surfaces latérales met également en évidence une asymétrie entre les côtés coulée et non coulée. Le côté coulée présente globalement des espaces d'air plus importants : Environ 64 % des valeurs mesurées du côté coulée sont supérieures à 0,6 mm, tandis qu'environ 36 % sont inférieures à cette valeur. À l'inverse, du côté non coulée, environ 57 % des valeurs sont inférieures à 0,6 mm, ce qui confirme la prédominance de valeurs d'espace d'air plus faibles de ce côté. Cette différence est cohérente avec les variations géométriques observées entre les deux côtés de la barre collectrice lors du

scan 3D (Figure 3-4). Elle confirme ainsi que l'espace d'air initial n'est pas distribué uniformément autour de la barre collectrice et que les caractéristiques géométriques locales de l'assemblage doivent être considérées pour représenter de manière plus réaliste les conditions initiales du contact fonte/carbone.

Il convient de souligner que cette analyse statistique a été réalisée sur un assemblage barre collectrice/fonte, et qu'un comportement similaire est supposé pour les autres assemblage. Toutefois, une analyse complémentaire de la distribution de l'espace d'air pour les trois autres barres collectrices permettrait de vérifier cette hypothèse et de mieux caractériser la variabilité de l'espace d'air à l'échelle du bloc cathodique.

3.7 Évaluation de l'incertitude associée à la précision du scan 3D

Les deux surfaces utilisées pour déterminer l'espace d'air à l'interface fonte/carbone étant obtenues par scan 3D, l'influence de la précision du scanner sur les distances normales calculées a été évaluée. Le scanner HandySCAN BLACK™ utilisé dans cette étude présente une précision de 0,035 mm. L'incertitude associée à cette précision est considérée comme étant égale à la moitié de la précision annoncée, soit 0,0175 mm. La distance normale entre les deux surfaces est déterminée dans ANSYS™, par projection perpendiculaire de la surface maître, correspondant à la surface du carbone, sur la surface esclave, correspondant à la surface de la fonte. Pour un point donné, cette distance peut être exprimée à partir du produit scalaire entre le vecteur normal unitaire à la surface maître et le vecteur reliant les deux surfaces :

$$d_n = n \cdot (P_f - P_c) \quad (11)$$

où d_n représente la distance normale entre les deux surfaces, n le vecteur normal unitaire à la surface maître, et P_f et P_c les coordonnées respectives des points considérés sur les surfaces de la fonte et du carbone. L'équation de la distance normale peut être développée sous la forme :

$$d_n = n_x \cdot (x_f - x_c) + n_y \cdot (y_f - y_c) + n_z \cdot (z_f - z_c) \quad (12)$$

Selon la norme ISO GUM, la propagation des incertitudes sur un paramètre y (u_y) est telle que :

$$u_y = \sqrt{\sum \left(\frac{\partial y}{\partial x_i} u_{xi} \right)^2} \quad (13)$$

où y , x_i et u_{xi} représentent respectivement le paramètre à l'étude, la i^e variable (force, allongement, etc.) permettant d'obtenir le paramètre y et l'incertitude associées à la i^e variable. Dans le présent cas, les six coordonnées des deux surfaces sont considérées comme les variables d'entrée. À partir de l'équation de la distance normale (expression (12)), les dérivées partielles par rapport aux coordonnées de la surface de la fonte sont :

$$\frac{\partial d_n}{\partial x_f} = n_x \quad \frac{\partial d_n}{\partial y_f} = n_y \quad \frac{\partial d_n}{\partial z_f} = n_z \quad \frac{\partial d_n}{\partial x_c} = -n_x \quad \frac{\partial d_n}{\partial y_c} = -n_y \quad \frac{\partial d_n}{\partial z_c} = -n_z$$

Les deux surfaces étant obtenues à partir du même scanner 3D, la même incertitude de mesure est considérée pour chacune des coordonnées ($u_s = 0.0175 \text{ mm}$). L'expression (13) devient donc :

$$u_{d_n} = \sqrt{(n_x u_s)^2 + (n_y u_s)^2 + (n_z u_s)^2 + (-n_x u_s)^2 + (-n_y u_s)^2 + (-n_z u_s)^2}$$

$$u_{d_n} = u_s \sqrt{2 (n_x^2 + n_y^2 + n_z^2)}$$

Puisque n est un vecteur normal unitaire, ses composantes satisfont la relation :

$$n_x^2 + n_y^2 + n_z^2 = 1$$

L'incertitude associée à la distance normale se réduit donc à:

$$u_{d_n} = \sqrt{2} u_s = 0.0247 \text{ mm}$$

Cette valeur représente donc la contribution de la précision du scanner à l'incertitude de la distance normale calculée.

CHAPITRE 4

CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE À HAUTE TEMPÉRATURE DES COMPOSANTS MÉTALLIQUES DE L'ASSEMBLAGE CATHODIQUE

4.1 Généralité

Ce chapitre vise la caractérisation à haute température des propriétés mécaniques des composants métalliques de l'assemblage cathodique, soit l'acier 1006 et la fonte de scellement. La plaque de cuivre n'a pas été incluse dans la présente étude, compte tenu de sa contribution négligeable à la résistance mécanique et au comportement en déformation de l'assemblage cathodique. L'étude est structurée en deux parties principales: 1) Le comportement instantané, incluant la dilatation thermique et la relation contrainte vs déformation; 2) Le comportement différé, mettant en lumière le phénomène de fluage. Les résultats présentés dans ce chapitre fournissent les données essentielles pour la bonne prise en compte du comportement des composants de l'assemblage cathodique dans le cadre de simulations TEM de la cellule d'électrolyse à l'aide du logiciel ANSYS™.

4.2 Approche basée sur la corrélation d'images numériques

La corrélation d'images numériques (CIN) est une technique optique permettant de mesurer avec une grande précision les déplacements et les déformations bidimensionnels (2D) et tridimensionnels (3D) des éléments structuraux soumis à un chargement mécanique ou à une variation de température. Cette méthode, considérée comme une approche optique non interférométrique de référence, s'est largement imposée comme un outil puissant et flexible pour la mesure des déformations dans le domaine de la mécanique expérimentale des solides. La méthode repose sur la comparaison directe d'images numériques de la surface de l'échantillon dans son état non déformé (état de référence) et dans son état déformé, permettant ainsi de déterminer les champs de déplacements et de déformations. La CIN est une technique de mesure basée sur les principes du traitement d'images numériques et du calcul numérique [45].

L'utilisation de techniques de mesure par contact est appropriée pour quantifier des déformations homogènes. Toutefois, dans la majorité des applications en ingénierie, les déformations sont non homogènes, rendant nécessaire la mesure des champs locaux de déformation. Le Tableau 4-1 présente une comparaison entre la technique de CIN et les méthodes conventionnelles de mesure, telles que les extensomètres et les jauges de déformation.

Cependant, lors de l'utilisation pratique de la CIN pour la mesure des déformations à haute température, il a été observé que lorsque la température environnante dépasse certaines limites, le rayonnement propre de l'objet chauffé (rayonnement du corps noir selon la loi de

Planck) provoque un effet important de décorrélation dans les images acquises par un système optique conventionnel [45]. Ce phénomène s'explique par le fait que la lumière émise par la surface chauffée augmente la luminosité globale des images et réduit leur contraste, limitant ainsi la précision des mesures de déformation. Par conséquent, les systèmes optiques conventionnels deviennent inadéquats pour des analyses CIN précises à haute température.

Tableau 4-1: Comparaison entre l'approche CIN et l'extensomètre conventionnel

<i>CIN</i>	<i>Extensomètre</i>
Capacité à mesurer les déplacements et les déformations d'échantillons de dimensions variées	Capacité à mesurer les déplacements et les déformations d'échantillons ayant des dimensions appropriées
Mesure sans contact	Mesure avec contact
Possibilité d'effectuer un nombre illimité de mesures de déformation	Limité à une seule mesure de déformation
Possibilité de réaliser des essais sur des échantillons de formes et de matériaux variés	Nécessite des conditions de surface spécifiques (souvent planes et régulières) pour l'installation
Capacité à mesurer les déformations dans un plan ou dans un espace 3D selon n'importe quel axe (X, Y, Z)	Capacité à mesurer les déformations uniquement selon l'axe sélectionné
Fournit une analyse plein champ des déformations sur la surface de l'échantillon	Mesure les déformations uniquement aux emplacements où les capteurs sont fixés
Permet la mesure des déplacements maximaux et des concentrations locales de déformation	Mesure limitée par la capacité maximale de déplacement de l'extensomètre
Grande sensibilité aux hétérogénéités de déformation et aux effets localisés	Capacité limitée à capter la localisation des déformations ; fournit principalement des valeurs moyennes
Adapté aux essais à haute température avec une configuration optique appropriée	Performance à haute température limitée par le matériau des capteurs et leur mode de fixation

Afin de surmonter les difficultés associées au rayonnement propre de l'objet chauffé, de nombreuses approches ont été développées pour obtenir des images de haute qualité lors du

suivi des déformations à température élevée. Les méthodes actuellement utilisées incluent l'application de revêtements de surface appropriés, l'utilisation de sources d'éclairage à courte longueur d'onde, telles que les lumières ultraviolette, verte et bleue, ainsi que l'emploi de filtres optiques passe-bande. En particulier, les lumières bleue et ultraviolette permettent de réduire efficacement l'intensité relative du rayonnement du corps noir par rapport à la lumière réfléchie, ce qui étend la plage de température dans laquelle la CIN demeure applicable. Grâce à ces approches, des mesures de déformation ont pu être réalisées avec succès à des températures atteignant 3000 °C [45-51].

4.3 Comportement thermomécanique instantané

Les essais de dilatométrie et de traction ont été réalisés à des températures allant jusqu'à 1000 °C afin d'évaluer les mécanismes de déformation provoqués par la température et les efforts mécaniques, permettant ainsi de caractériser le comportement thermomécanique des matériaux étudiés. Les essais de dilatométrie ont été effectués avec un taux de chauffage de 50 °C/min, tandis que les essais de traction ont été réalisés à un taux moyen de déformation de 10^{-4} s^{-1} , conformément aux exigences de la norme ASTM E21-09. Lors des essais, la mesure des déformations a été réalisée à l'aide de la technique de CIN, permettant une mesure précise et sans contact. La méthode privilégiée est telle que montrée à la Figure 4-1.

Il convient de souligner que les échantillons ont été usinés et préparés à partir de segments de barres collectrices ayant subi le procédé industriel de scellement cathodique réalisé chez Aluminerie Alouette Inc. La géométrie et les dimensions des échantillons sont présentées au Tableau 4-2.

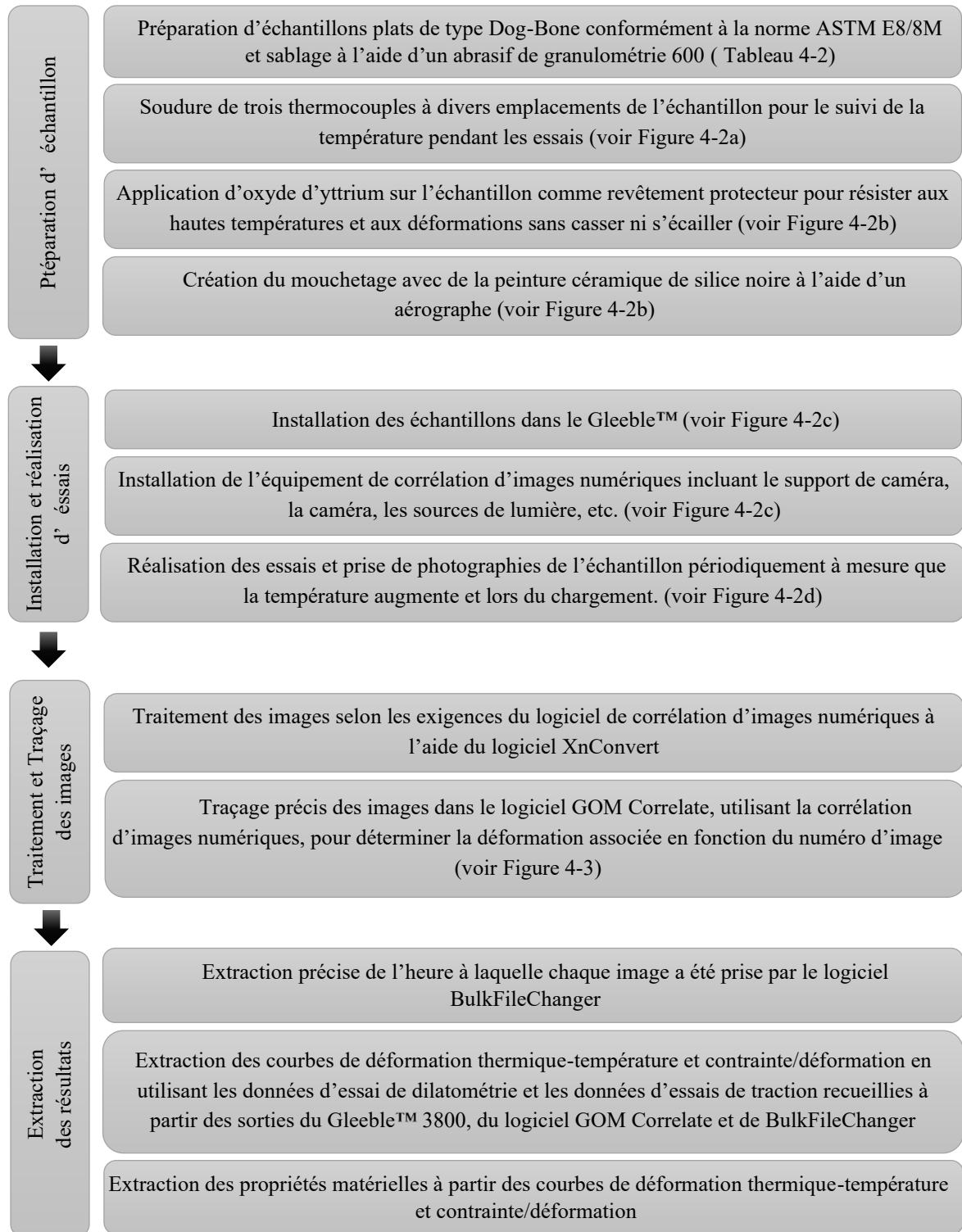
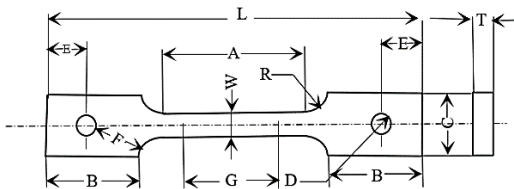


Figure 4-1 : Schéma illustrant les différentes étapes de réalisation des essais utilisant la Gleeble™, couplée à un système de CIN

Tableau 4-2 : Essais de traction : Géométrie et dimensions de l'échantillon



Paramètre	G	W	T	R	L	A	B	C	D	E	F
Dimension (mm)	15,88	7,94	3,18	9,53	104,78	34,93	25,4	31,75	9,53	12,7	12,7

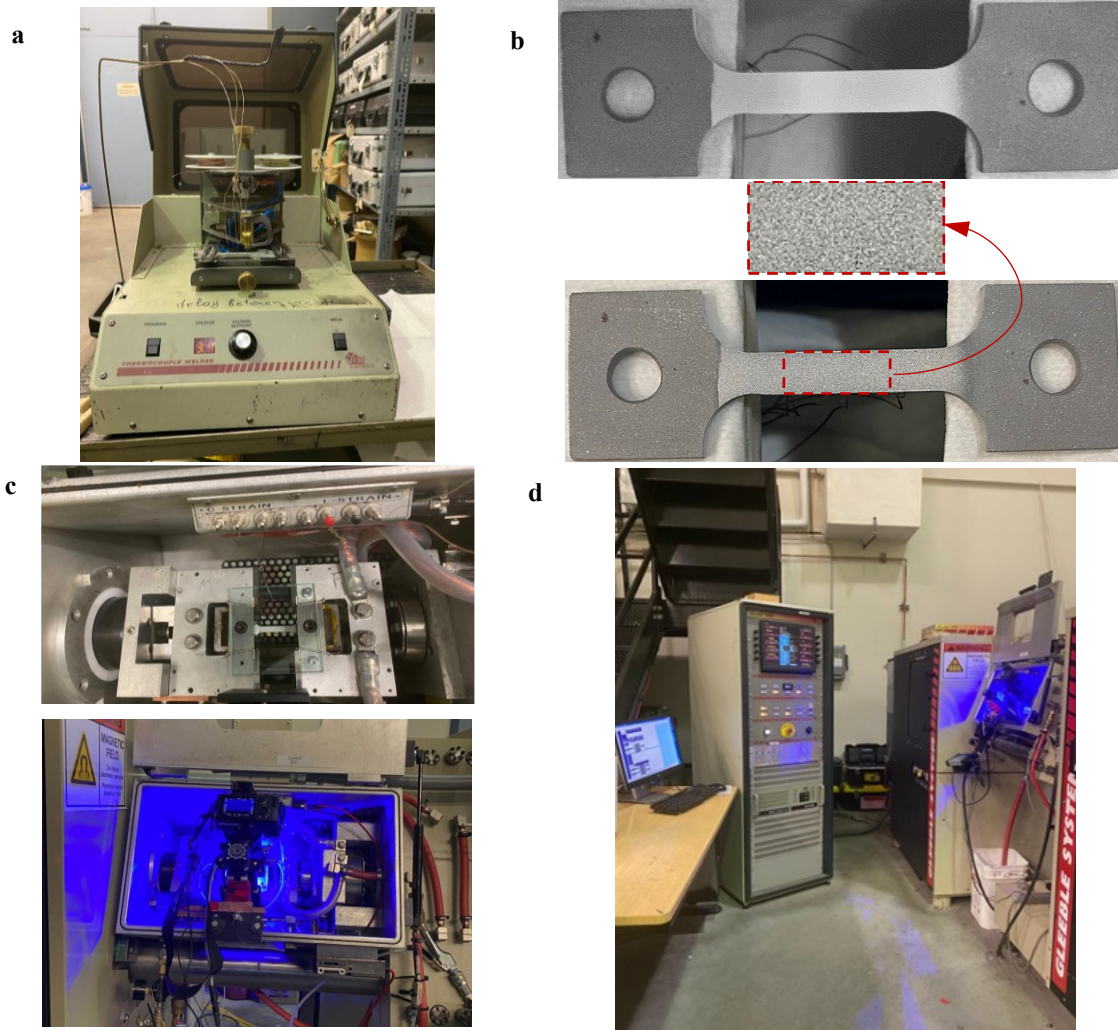


Figure 4-2 : Étapes des essais de dilatométrie et de traction à haute température,

a: soudage des thermocouples; b: application du revêtement et création du mouchetage;

c: installation de l'échantillon et de l'équipement de CIN; d: réalisation de l'essai

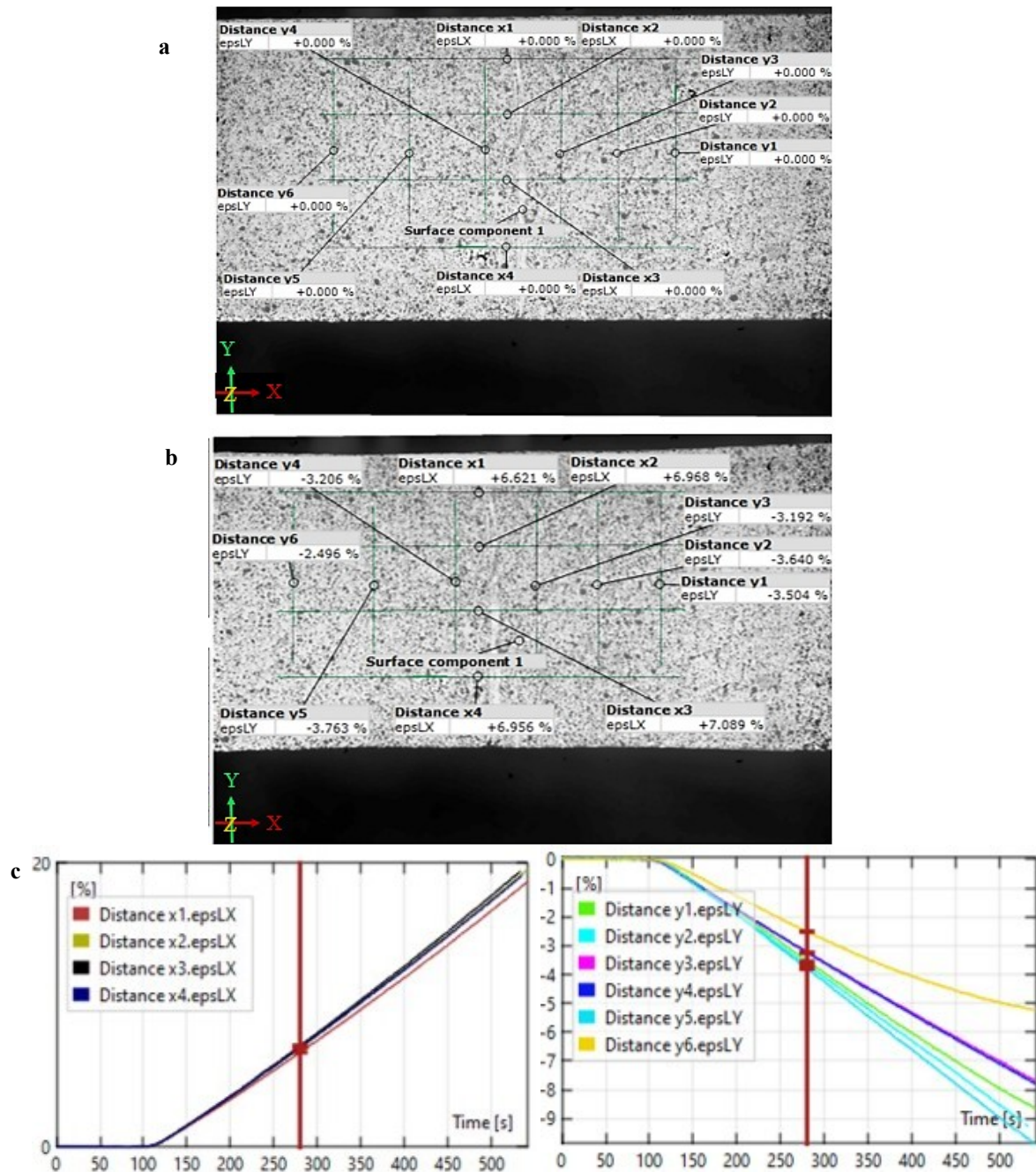


Figure 4-3 : Traçage des images dans le logiciel GOM Correlate, a: première image au début de l'essai; b: image pendant la striction; c: déformations axiale et transversale

Comme mentionné, les mesures de déformation ont été obtenues par la technique de CIN, par traitement des images avec le logiciel GOM Correlate. Avant l'analyse de corrélation, les

images ont été converties en niveaux de gris à l'aide du logiciel XnConvert afin d'assurer leur compatibilité avec le processus de corrélation. Après prétraitement, les champs de déformation ont été calculés dans GOM Correlate par suivi du mouchetage appliqué à la surface des échantillons durant les essais. L'analyse a été restreinte à la section utile centrale des échantillons afin de limiter les effets de bord associés aux concentrations de contraintes. Les déformations ont été déterminées à l'aide d'extensomètres virtuels définis dans cette région. Quatre lignes horizontales ont été utilisées pour mesurer la déformation axiale, tandis que six lignes verticales ont servi à évaluer la déformation transversale (Figure 4-3). L'utilisation de plusieurs lignes de mesure permet de réduire l'influence des hétérogénéités locales de déformation et d'obtenir des valeurs moyennes plus représentatives. Les horodatages des images acquises ont été extraits à l'aide du logiciel BulkFileChanger et synchronisés avec les données de force obtenues à partir du système Gleeble 3800. La contrainte a été calculée en divisant la force enregistrée par la section transversale initiale de l'échantillon, tandis que la déformation a été obtenue à partir des mesures DIC. Les données synchronisées de contrainte et de déformation ont ensuite été utilisées pour établir les courbes contrainte-déformation à chaque température d'essai. Dans le cas des essais de dilatation thermique, les données de température ont été extraites à partir du système Gleeble 3800 et synchronisées avec les mesures de déformation obtenues par CIN. Les courbes de déformation d'origine thermique ont ensuite été établies en fonction du cycle thermique appliqué.

Le Tableau 4-3 regroupe les principales caractéristiques et paramètres expérimentaux adoptés pour la mesure de la déformation par CIN lors des essais de traction. Ces paramètres

ont été soigneusement sélectionnés afin d’assurer une précision optimale dans l’analyse des déformations de la surface de l’échantillon. Leur sélection a été guidée par les équipements de laboratoire disponibles, les contraintes techniques associées à l’installation du système de CIN sur la Gleeble™, les recommandations issues de la littérature [45, 52, 53], ainsi que par des essais préliminaires visant à réduire les sources de bruit, notamment les fluctuations du système d’acquisition d’images, afin d’optimiser la précision des mesures de déformation. Ils incluent notamment les spécifications de la caméra utilisée, les conditions d’acquisition des images, ainsi que les paramètres de traitement des images dans le logiciel.

Tableau 4-3 : Paramètres expérimentaux des mesures de déformation par CIN

<i>Paramètre</i>	<i>Descriptions</i>
Modèle de caméra	Sony α 7RIII (monochrome)
Montage de la caméra	Trépied Canon avec un système de contrôle à distance permettant d’ajuster la distance entre l’objectif et la surface de l’échantillon
Champ de vision	15,5 mm $\times$ 10,3 mm
Fréquence d’acquisition	3-4 images par seconde
Résolution des images	1590 $\times$ 1061 pixels (niveaux de gris)
Logiciel d’analyse	GOM Correlate
Taille du subset	26 $\times$ 26 pixel
Taille du pas	19 pixel (distance entre le centre du subset et le subset voisin le plus proche)
Interpolation sous-pixel	Bicubique
Résolution	0,1 pixel
Mesure de la déformation	Déformation ϵ_x : Moyenne des allongements sur 4 lignes horizontales le long du champ de vision.
	Déformation ϵ_y : Moyenne des allongements sur 6 lignes verticales sur la largeur de l’échantillon.

Il convient de souligner que les propriétés du matériau ont été dérivées de l’analyse de la courbe contrainte/déformation, comme détaillé ci-dessous:

- a. Le module de Young a été déterminé en calculant la pente de la courbe contrainte versus déformation dans la région linéaire (élastique).
- b. La limite d'élasticité a été déterminée conformément à la norme ASTM E8, en traçant une ligne parallèle à la portion élastique de la courbe contrainte/déformation, décalée de 0,2 % en déformation, jusqu'à son intersection avec la courbe expérimentale.
- c. La résistance à la traction ultime a été définie comme le point maximum sur la courbe contrainte versus déformation.
- d. Le coefficient de Poisson (ν) a été déterminé en calculant la pente de la courbe de déformation latérale versus déformation axiale dans la région élastique.

Il est important de mentionner que deux à trois essais ont été réalisés pour chaque condition expérimentale. Le nombre d'essais a été adapté en fonction de la qualité des résultats obtenus. Lorsque les deux premiers essais présentaient une excellente concordance, deux essais ont été considérés comme suffisants. Dans les cas où une dispersion plus importante était observée, un troisième essai a été réalisé afin de mieux évaluer la variabilité expérimentale. Les données présentées correspondent aux valeurs moyennes des essais considérés.

4.3.1 Défis expérimentaux et considérations méthodologiques

Sélection du revêtement pour les essais à haute température

En raison des contraintes associées au montage expérimental de CIN, l'utilisation d'une

chambre fermée n'était pas possible et la porte du système Gleeble 3800 demeurait ouverte durant les essais. Bien que des gaz protecteurs, tels que l'azote et l'argon, aient été utilisés, ceux-ci n'étaient pas suffisants pour empêcher l'oxydation de la surface des échantillons à haute température. L'application d'un revêtement protecteur a donc été retenue comme solution.

Afin d'identifier un revêtement haute température compatible avec les mesures par CIN, plusieurs revêtements potentiels, sélectionnés à partir des recommandations de la littérature pour les applications à haute température, notamment des revêtements céramiques à base de silice ainsi que des peintures au nitrure de bore, ont été évalués sous exposition thermique [48, 53, 54]. Les revêtements ont d'abord été appliqués sur des échantillons rectangulaires (25 × 50 mm) après préparation de surface par sablage (grain 600), en utilisant une, deux et trois couches pour chaque type de revêtement. Les échantillons revêtus ont ensuite été introduits dans un four à 1000 °C pendant une durée de 10 minutes. Après exposition thermique, tous les revêtements évalués ont présenté une dégradation importante. Dans la majorité des cas, les revêtements ont été complètement détériorés ou détachés de la surface. La seule exception observée concernait le revêtement au nitrure de bore appliqué en trois couches, lequel est demeuré intact, mais s'est décollé de la surface de l'échantillon, indiquant une adhérence insuffisante. Finalement, un revêtement monocouche à base d'oxyde d'yttrium (Y_2O_3) a été retenu en raison de son excellente résistance à 1000 °C ainsi que sa bonne adhérence dans des conditions de chargement en traction (Figure 4-4).

De plus, une comparaison des images acquises à température ambiante et à 1000 °C a

montré qu'aucune dégradation significative de la qualité des images liée au rayonnement du corps noir n'était observée, confirmant ainsi la pertinence de ce revêtement pour les mesures par CIN à haute température (Figure 4-5).

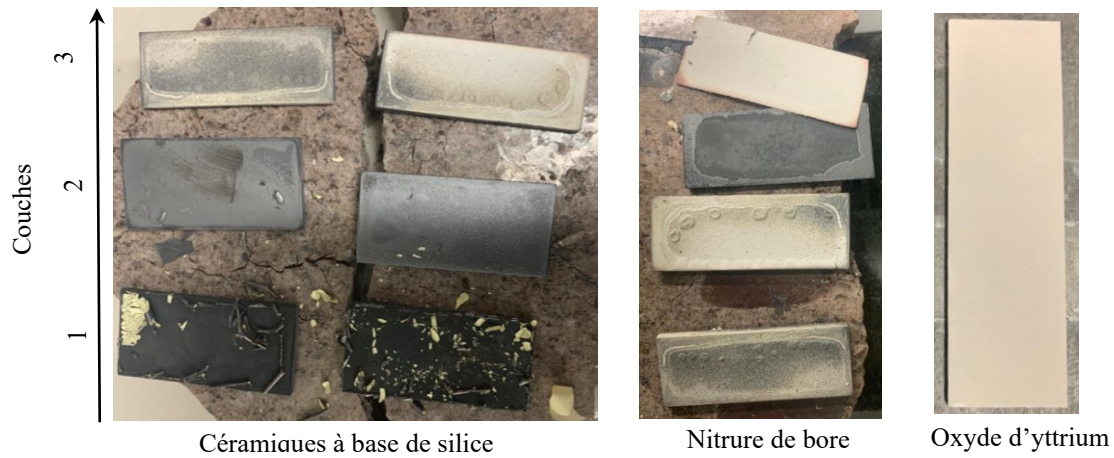


Figure 4-4: Évaluation de différents revêtements à 1000 °C

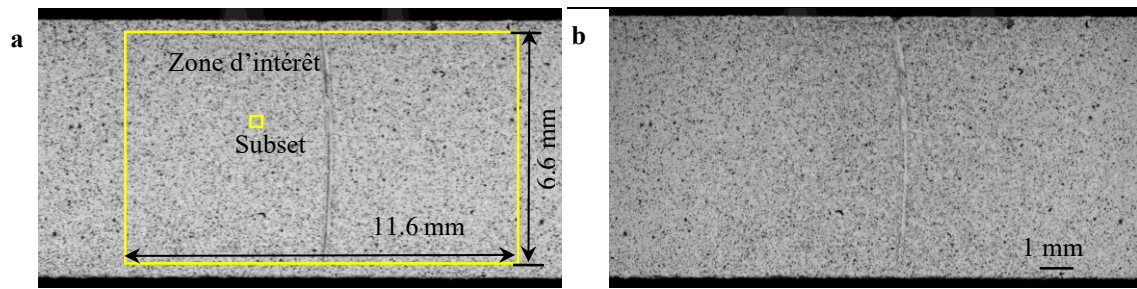


Figure 4-5: Images capturées lors des essais thermiques;

a: à température ambiante; b : à 1000 °C

Bruit de mesure et stabilité du système optique

Des essais préliminaires ont été réalisés sur de l'acier A36 à température ambiante afin d'évaluer la fiabilité du système de CIN. Dans la configuration initiale, la caméra était montée verticalement et focalisée sur une petite région d'intérêt d'environ 8 mm située au centre de l'échantillon. La position de la caméra était ajustée au cours de l'essai à l'aide d'un

système micrométrique afin de suivre cette région pendant l'essai (Figure 4-6a). Dans ces conditions, les mesures de déformation se sont révélées incohérentes, conduisant à des valeurs irréalistes des propriétés mécaniques, particulièrement dans le domaine élastique, ce qui suggérait la présence d'un bruit de mesure important.

Afin d'identifier l'origine de ce bruit, des images ont été acquises pendant une certaine période sur un échantillon non chargé à température ambiante, en conservant les mêmes paramètres d'acquisition et de traitement. Les déformations obtenues à l'aide du logiciel GOM Correlate ont révélé des fluctuations importantes dans les directions longitudinale et transversale (Figure 4-7a), ce qui indiquait que le mouvement de la caméra introduisait un bruit de mesure important.

Dans une seconde configuration, la caméra a été fixée en position horizontale et la région d'intérêt a été augmentée à environ 15 mm afin de limiter la nécessité de déplacer la caméra durant l'essai. Bien que cette modification ait permis de réduire le bruit, des fluctuations importantes demeuraient présentes (Figure 4-7b). Plusieurs modifications ont alors été apportées au système de support de la caméra afin d'améliorer sa stabilité mécanique. Tout d'abord, deux vis supplémentaires ont été ajoutés au support incliné, alors que la configuration initiale n'était maintenue que par une seule vis (b). Cette modification a permis de limiter les faibles mouvements de rotation et les vibrations en améliorant les conditions de serrage, en répartissant plus uniformément les forces de contact et en réduisant les degrés de liberté du système. De plus, une couche de mousse a été placée entre le support et le système Gleeble 3800 afin d'amortir la transmission des vibrations provenant du système et

d'améliorer la stabilité du montage expérimental Figure 4-6b). Finalement, des barres de renfort ont été ajoutées afin d'augmenter la rigidité de la structure inclinée et de limiter les déplacements parasites du montage (Figure 4-6c). Ces modifications ont significativement amélioré la stabilité globale du système, réduisant les mouvements induits par les vibrations et augmentant ainsi la fiabilité des mesures par CIN (Figure 4-7c). La Figure 4-7 présente le bruit mesuré pour les trois configurations étudiées. Les valeurs moyennes ainsi que les écarts-types du bruit sont également présentés pour les déformations longitudinales et transversales.

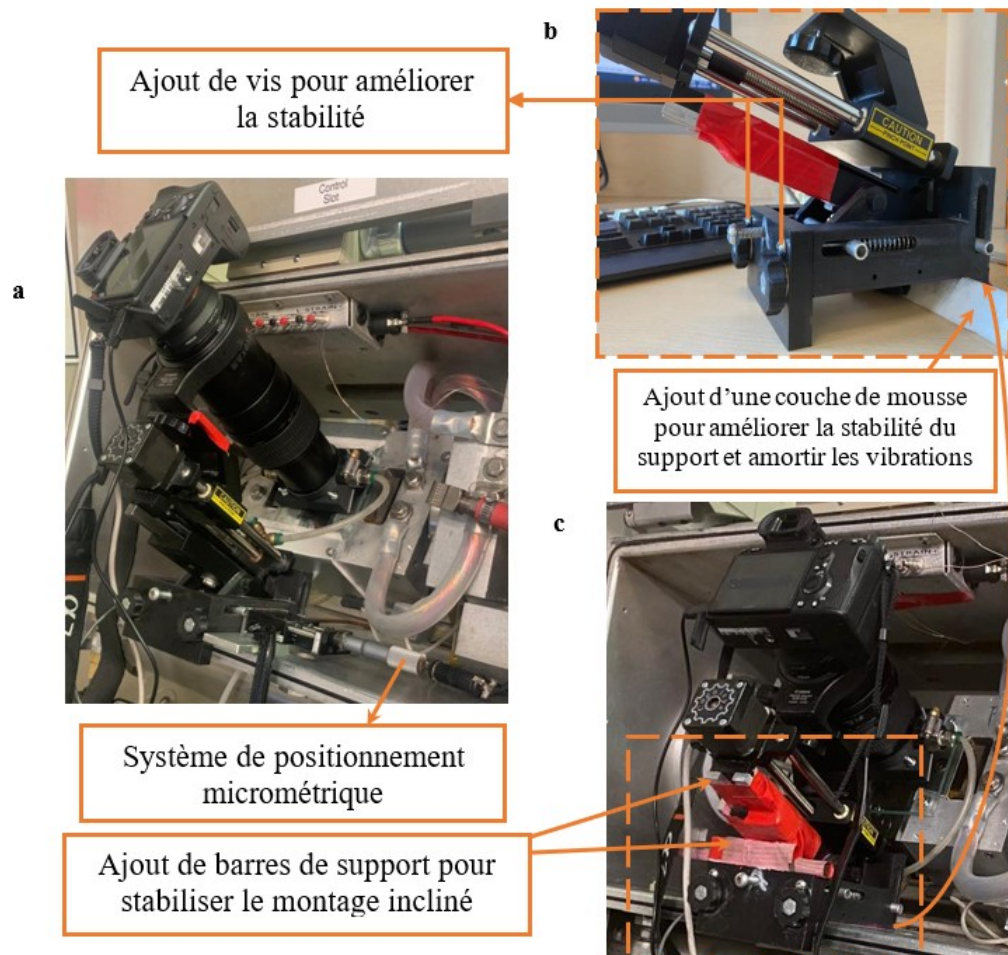


Figure 4-6: Évolution du système de montage de la caméra; a : configuration initiale;
b et c : configurations modifiées.

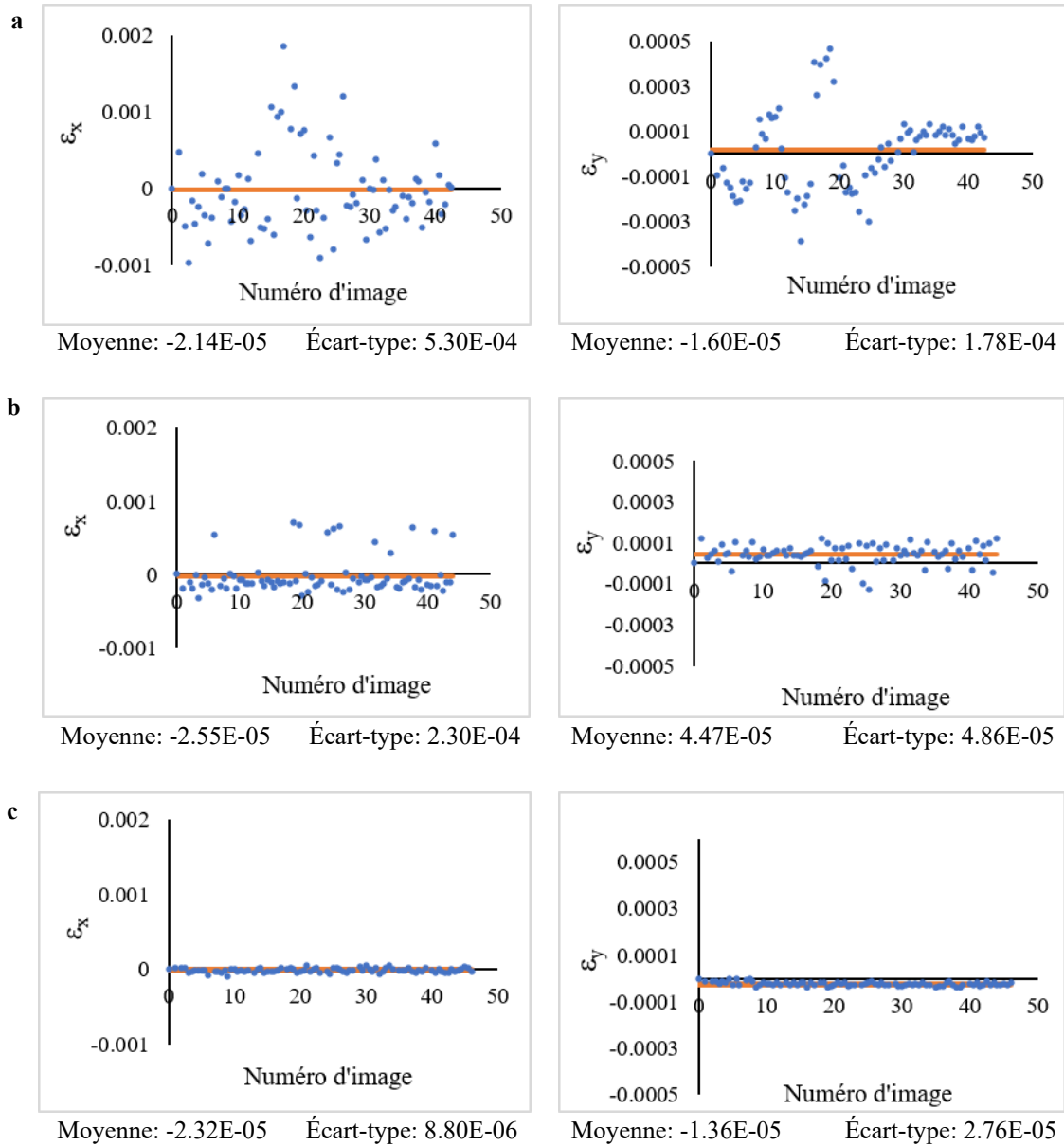


Figure 4-7: Comparaison du bruit de mesure de la déformation pour différentes configurations de caméra; a: configuration mobile; b: configuration fixe; c: configuration fixe modifiée

Il convient de noter que la déformation moyenne mesurée sur l'échantillon non chargé dans la configuration modifiée et fixe demeure très proche de zéro, tant dans la direction

longitudinale que dans la direction transversale. Comparativement aux niveaux de déformation enregistrés durant les essais de traction (généralement de l'ordre de 10^{-4} à 10^{-3}), ces valeurs sont suffisamment faibles pour être considérées comme négligeables dans la détermination des propriétés mécaniques de l'acier et de la fonte.

Comme mentionné précédemment, la validité de la configuration optimisée a également été vérifiée par la réalisation d'essais de traction sur l'acier A36. Le bon accord entre les résultats mesurés et le comportement mécanique rapporté dans la norme ASTM A36/A36M-19 ainsi que dans la littérature scientifique a permis de confirmer la fiabilité de la méthode de CIN [19–22].

Fluctuations de la force à haute température

Un autre défi rencontré lors des essais de traction à haute température concernait les fluctuations du signal de force mesuré par la cellule de charge du système Gleeble 3800. À des températures élevées, ces fluctuations devenaient importantes et réduisaient la précision du calcul des contraintes lorsque la force était directement obtenue à partir du signal de la machine. Afin de surmonter cette limitation, une approche alternative basée sur le déplacement mesuré par le L-gauge, un dispositif de mesure du déplacement longitudinal de l'échantillon, a été développée. Cette méthode consiste à établir une relation entre la force appliquée et le déplacement mesuré par le L-gauge au moyen d'un essai de calibration réalisé à température ambiante, où le signal de la cellule de charge fut stable et fiable. En traçant la force appliquée en fonction du déplacement du L-gauge, une relation quadratique a été obtenue et utilisée par la suite pour le calcul de la force durant les essais à haute température :

$$F = -113.8 (l - l_0)^2 + 528.3 (l - l_0) \quad (14)$$

où l est le déplacement instantané du L-gauge et l_0 est le déplacement initial du L-gauge. Les valeurs de force calculées à l'aide de la méthode du L-gauge ont ensuite été utilisées pour déterminer la contrainte d'ingénierie. Les résultats ont montré que cette approche réduisait considérablement les fluctuations observées par rapport à la force mesurée directement par la cellule de charge (Figure 4-8).

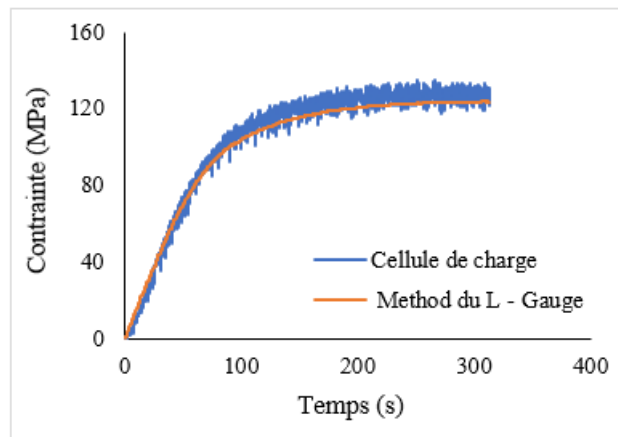


Figure 4-8: Comparaison entre les contraintes obtenues par la méthode du L-gauge et les fluctuations de la cellule de charge

4.3.2 Déformation d'origine thermique

La Figure 4-9 présente les résultats des essais de dilatométrie réalisés sur les matériaux étudiés. Les données révèlent que les deux matériaux ont subi une déformation maximale d'environ 1,2 %. Les CDT, déterminés par régression linéaire jusqu'à 750 °C, sont de $1,6 \times 10^{-5} / ^\circ\text{C}$ pour l'acier 1006 et de $1,4 \times 10^{-5} / ^\circ\text{C}$ pour la fonte.

À environ 750 °C, l'acier 1006 et la fonte subissent un changement de phase à l'état solide,

passant de la ferrite (CC - cubique centré) à l'austénite (CFC - cubique à faces centrées), ce qui les amène à se contracter avec la montée en température. La transition de phase se termine à environ 900 °C. Concernant le phénomène de changement de phase, il convient de mentionner que lorsque les alliages de fer sont chauffés et atteignent la température critique, les atomes au sein du réseau CC de la ferrite gagnent en énergie et commencent à vibrer plus intensément. Cette vibration accrue conduit à une réorganisation des atomes dans une structure CFC plus dense et plus compacte. Ce réaménagement entraîne une contraction du matériau, malgré l'augmentation générale de la température.

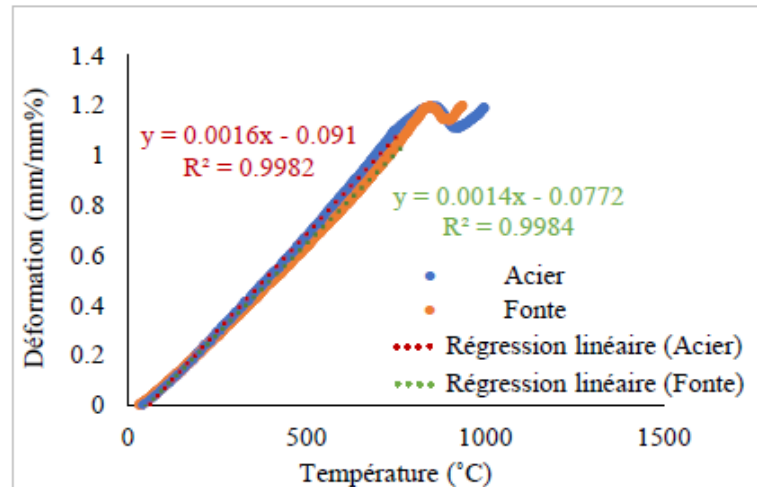


Figure 4-9 : Courbes de déformation d'origine thermique en fonction de la température de l'acier 1006 et de la fonte de scellement

Le comportement en dilatométrie libre observé pour l'acier 1006 et la fonte, notamment le coefficient de dilatation thermique, la déformation maximale à 1000 °C, ainsi que la température de changement de phase, présente une bonne concordance avec les données rapportées dans la littérature[1, 5]. Cependant, la courbe dilatométrique de l'acier rapportée par Fakoya présente un début retardé de la dilatation mesurable, commençant autour de

150 °C, alors que nos résultats montrent une dilatation presque linéaire dès la température ambiante. Par ailleurs, le coefficient de dilatation thermique déterminé dans cette étude pour l'acier est environ 11 % inférieur à la valeur rapportée par Fakoya ($1,8 \times 10^{-5}$ mm/mm/°C). Alors que ses échantillons proviennent d'un acier AISI 1006 à l'état vierge, les échantillons utilisés dans cette étude sont issus d'un assemblage de barre collectrice ayant subi un procédé de scellement de cathode. Cette diminution peut être attribuée à des changements microstructuraux tels que la croissance des grains, l'oxydation ou la relaxation des contraintes résiduelles induites par les cycles thermiques de préchauffage et de scellement, lesquels pourraient avoir limité la dilatation thermique globale du matériau [55-57].

4.3.3 Courbe contrainte/déformation

Acier 1006

La Figure 4-10 illustre les courbes contrainte/déformation de l'acier 1006 mesurées lors des essais de traction effectués aux températures ambiante, 350, 550, 750, 850 et 1000 °C. Il est important de souligner que les essais de traction ont été arrêtés après un certain temps passé en phase de striction, dès qu'une baisse notable de température (environ 50 °C) a été observée au centre de l'échantillon. Dans le système GleebleTM, le chauffage est assuré par le passage d'un courant électrique à travers l'échantillon (effet Joule). Pendant la striction, la réduction de la section transversale au centre de l'échantillon augmente la résistance électrique locale et modifie la répartition du courant, entraînant une génération de chaleur non uniforme le long de l'échantillon. Cela crée des gradients de température dans la longueur de jauge. Par conséquent, la chaleur est conduite vers les mors refroidis par eau, ce

qui rend difficile le maintien de la température cible et provoque une diminution locale de la température mesurée au centre de l'échantillon.

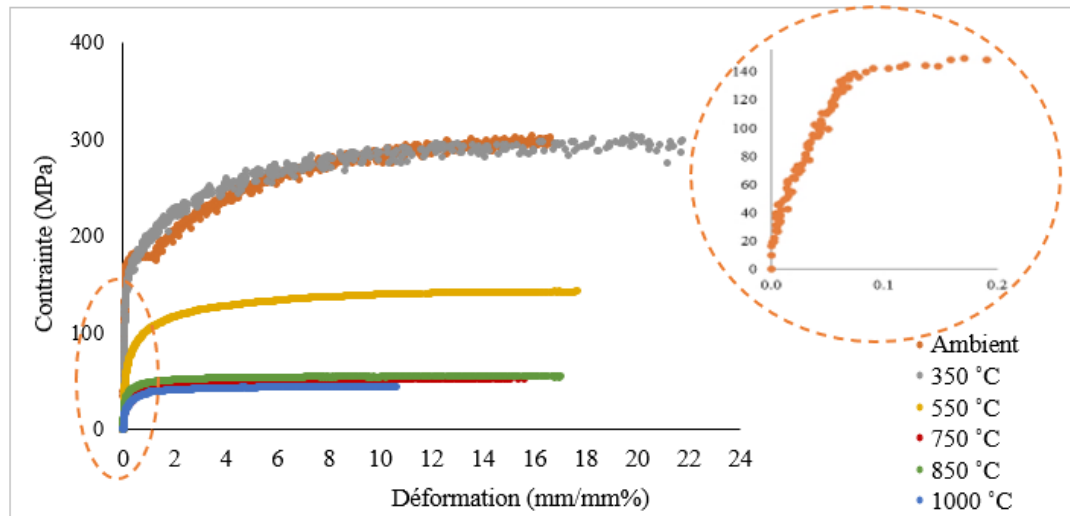


Figure 4-10 : Courbes contrainte/déformation de l'acier 1006 en fonction de la température

À température ambiante, le matériau manifeste un comportement élastique notable avant d'atteindre la limite d'élasticité (YS), suivie d'une phase de durcissement jusqu'à atteindre un plateau, connu sous le nom de résistance à la traction ultime (UTS).

À 350 °C, le matériau conserve encore une proportion notable de la résistance observée à température ambiante. La courbe ne présente pas de durcissement prononcé comparativement à celle obtenue à température ambiante, ce qui suggère que l'élévation de température commence à influencer le potentiel d'écrouissage, tout en maintenant une ductilité appréciable.

À 550 °C, une diminution marquée de la limite d'élasticité ainsi que de la résistance maximale à la traction est observée. Parallèlement, la ductilité de l'acier 1006 augmente, ce

qui se traduit par une réduction des contraintes requises pour atteindre un même niveau de déformation comparativement aux températures plus basses. Ces observations témoignent d'une perte de résistance du matériau sous l'effet de la température élevée.

À des températures de 750, 850 et 1000 °C, la résistance du matériau diminue considérablement. La contrainte augmente très légèrement avec la déformation, indiquant que le matériau est devenu très ramolli et peut se déformer plastiquement avec peu de résistance.

La courbe contrainte/déformation à la température de 850 °C est légèrement au-dessus de la courbe à 750 °C, ce qui ne correspond pas à la tendance attendue avec l'augmentation de la température. Ce comportement peut être dû au fait que l'acier 1006 est dans la plage de transition de phase de la ferrite à l'austénite, période pendant laquelle la structure cristalline et, par conséquent, ses caractéristiques mécaniques subissent des transformations. L'austénite montre une plus grande stabilité à des températures élevées. Si le comportement du matériau à 850 °C reflète les propriétés de l'austénite, il peut présenter une ductilité et une résistance à la traction supérieures comparées à la phase ferritique à 750 °C. Ceci s'explique par la structure cristalline CFC de l'austénite, qui offre davantage de plans de glissement que la structure CC de la ferrite. Cette configuration facilite le mouvement des dislocations, favorisant ainsi la déformation plastique. Par ailleurs, pendant la transition de phase, la densité et la distribution des dislocations peuvent augmenter, conduisant potentiellement à un renforcement si les dislocations ne peuvent pas se déplacer facilement.

Les paramètres caractéristiques extraits des courbes contrainte/déformation sont illustrés

à la Figure 4-11.

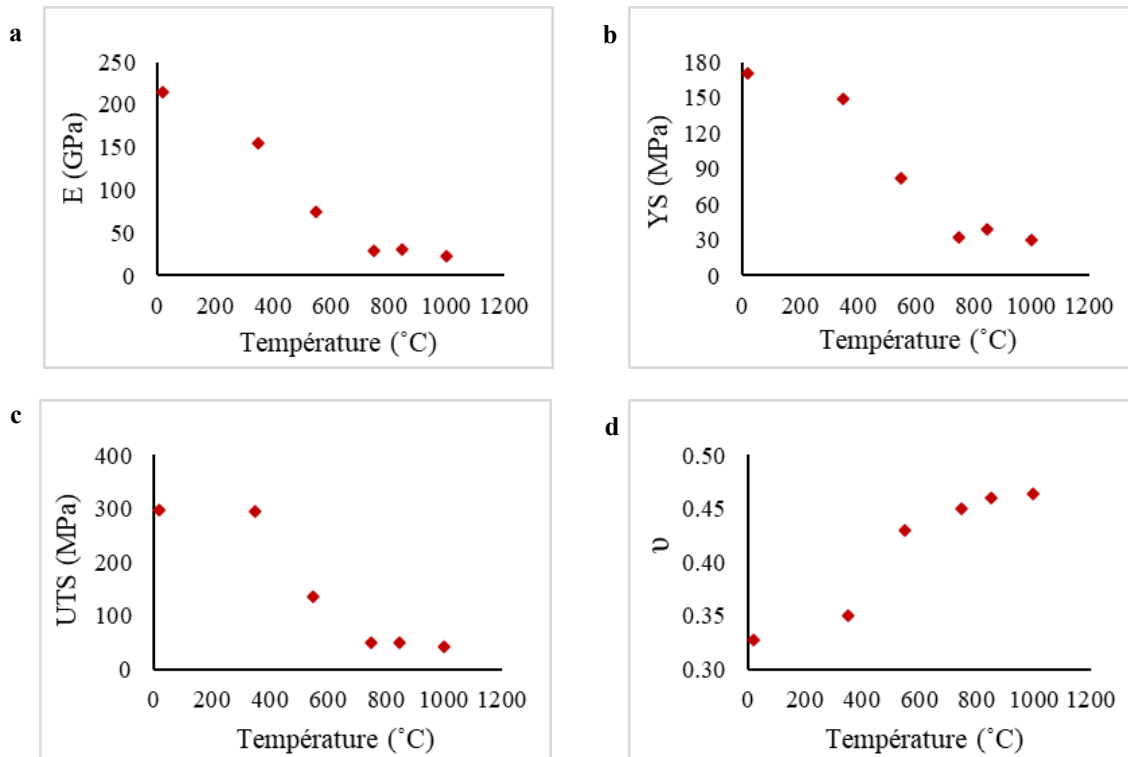


Figure 4-11 : Paramètres caractéristiques extraits des courbes contrainte/déformation de l'acier 1006

On note notamment que :

- L'augmentation de la température entraîne une diminution continue du module de Young (E), reflétant une diminution de la rigidité. Cette diminution est particulièrement prononcée jusqu'à 750 °C, puis tend à se stabiliser.
- La limite d'élasticité suit une tendance similaire au module de Young, avec une baisse majeure entre 350 °C et 750 °C. La légère hausse observée à 850 °C par rapport à 750 °C peut être attribuée au matériau subissant une transition de phase, démontrant

que la phase austénitique domine par rapport à la phase ferritique.

- La résistance maximale à la traction demeure relativement constante jusqu'à 350 °C, puis diminue rapidement jusqu'à 750 °C. Cette diminution, plus progressive que celle de la limite d'élasticité, suggère une augmentation de la ductilité à haute température
- Une hausse progressive du coefficient de Poisson (ν) est observée jusqu'à 350 °C, suivie d'une augmentation plus rapide jusqu'à 750 °C. Par la suite, la croissance se poursuit plus lentement jusqu'à 1000 °C. Cette tendance reflète l'évolution du comportement du matériau vers une plus grande plasticité, s'approchant ainsi du caractère incompressible ($\nu = 0,5$).

Les propriétés mécaniques de l'acier évoluent significativement jusqu'à 750 °C, seuil auquel débutent les transformations microstructurales. À mesure que la température s'élève, l'agitation des atomes s'intensifie, affaiblissant les forces d'attraction qui les lient. Cette condition accroît la mobilité des dislocations, réduisant ainsi la résistance du matériau à la déformation. Une fois 750 °C atteints, le rythme des évolutions ralentit, car la transformation progressive de la microstructure vers la phase austénitique, une structure plus stable à haute température, commence. Les propriétés mécaniques continuent de se dégrader, mais à un rythme nettement réduit.

Les propriétés mécaniques obtenues pour l'acier 1006 à température ambiante, ainsi que leur dégradation avec la température, modérée jusqu'à 350 °C, accentuée entre 350 °C et

750 °C, puis atténuée au-delà, s'accordent bien avec les données de la littérature concernant les aciers à faible teneur en carbone [26, 27]. De plus, la Figure 4-12 compare le module de Young déterminé expérimentalement avec les valeurs prédites par le modèle proposé par Seif et al. (expression (8)), ainsi qu'avec celles issues de l'Eurocode 3 [58]. L'Eurocode 3 fournit des valeurs du module de Young en fonction de la température pour les aciers de construction, établies à partir de bases expérimentales regroupant différents types d'aciers structuraux. Les données expérimentales de cette étude se situent entre ces deux approches et tendent à être plus proches des prédictions de l'Eurocode 3. Cette position intermédiaire des résultats expérimentaux confirme à la fois la validité des mesures réalisées et leur représentativité pour le matériau étudié.

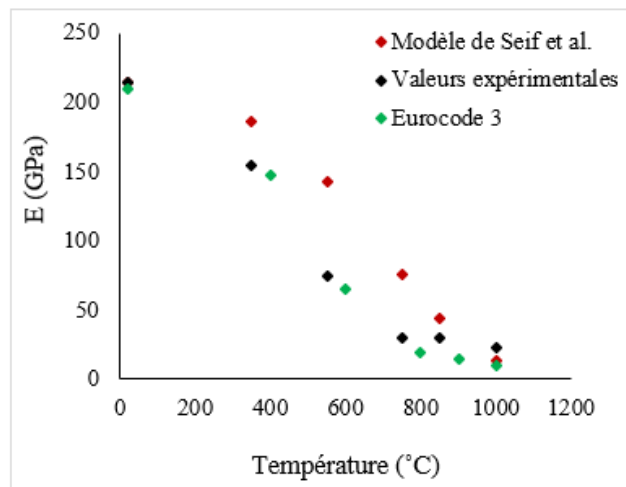


Figure 4-12: Comparaison de l'évolution du module de Young : résultats expérimentaux, modèle de Seif *et al.* et prédictions de l'Eurocode 3

Fonte de scellement

La Figure 4-13 illustre les courbes contrainte/déformation de la fonte de scellement

mesurées aux températures ambiante, 350, 550, 750 et 850 °C.

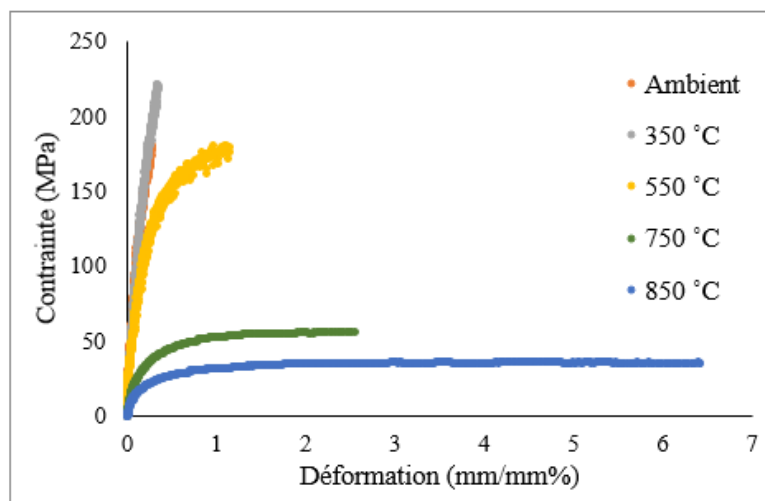


Figure 4-13 : Courbes contrainte/déformation de la fonte de scellement en fonction de la température

À température ambiante, la fonte montre un comportement typique des matériaux fragiles avec une région élastique relativement raide, indiquant que la fonte subit une déformation élastique jusqu'à atteindre son point de limite d'élasticité. Lorsqu'elle atteint ce point, la fonte se fracture rapidement sans subir de déformation plastique significative, ce qui est une caractéristique typique de la fonte à température ambiante.

À 350 °C, la courbe révèle une phase élastique initiale relativement raide et similaire à celle observée à température ambiante, accompagnée d'une légère augmentation de la ductilité. Comme on le voit sur la Figure 4-13, les courbes à température ambiante et à 350 °C se superposent presque entièrement dans cette première partie, ce qui rend celle de l'ambiante difficile à distinguer visuellement. Cependant, la fonte à 350 °C montre une meilleure tolérance à la déformation avant rupture, ce qui suggère que l'élévation de

température commence à atténuer sa fragilité, entraînant une réduction modérée de celle-ci.

À 550 °C, la fonte montre des changements de comportement plus prononcés. La pente de la région élastique subit une légère baisse, indiquant une diminution du module de Young de la fonte. La ductilité est améliorée, permettant à la fonte de subir une déformation plastique accrue avant de se fracturer (comportement quasi-fragile). Le phénomène observé peut être attribué à l'affaiblissement des liaisons atomiques à des températures élevées, facilitant ainsi le mouvement des dislocations, comme mentionné précédemment dans le cas de l'acier 1006.

À 750 °C, la fonte présente un comportement nettement différent de celui observé à température ambiante. La courbe contrainte/déformation devient sensiblement plus plate, traduisant une réduction marquée de la limite d'élasticité et du module de Young. La ductilité augmente de façon significative, indiquant une capacité accrue du matériau à subir une déformation plastique. À cette température, des transformations microstructurales peuvent survenir, telles que la dégradation des paillettes de graphite ou la sphéroïdisation des carbures, contribuant généralement à l'amélioration de la ductilité.

À 850 °C, le matériau présente le plus haut niveau de ductilité par rapport aux autres températures évaluées. La tolérance au stress du matériau est considérablement réduite, et il peut subir une déformation plastique importante, comme l'indique la grande quantité de déformation qu'il peut supporter avant de se fracturer. L'augmentation observée de la ductilité et la perte de résistance peuvent être attribuées aux changements dans la microstructure et au mouvement atomique amélioré à des températures élevées. Ces facteurs facilitent le mouvement des dislocations et la capacité à accommoder la déformation

plastique. Il est important de mentionner que la phase austénitique présente une plus grande ductilité et peut se déformer plus facilement sous contrainte par rapport à la phase ferritique.

Les propriétés mécaniques extraites des courbes contrainte/déformation sont illustrées à la Figure 4-14.

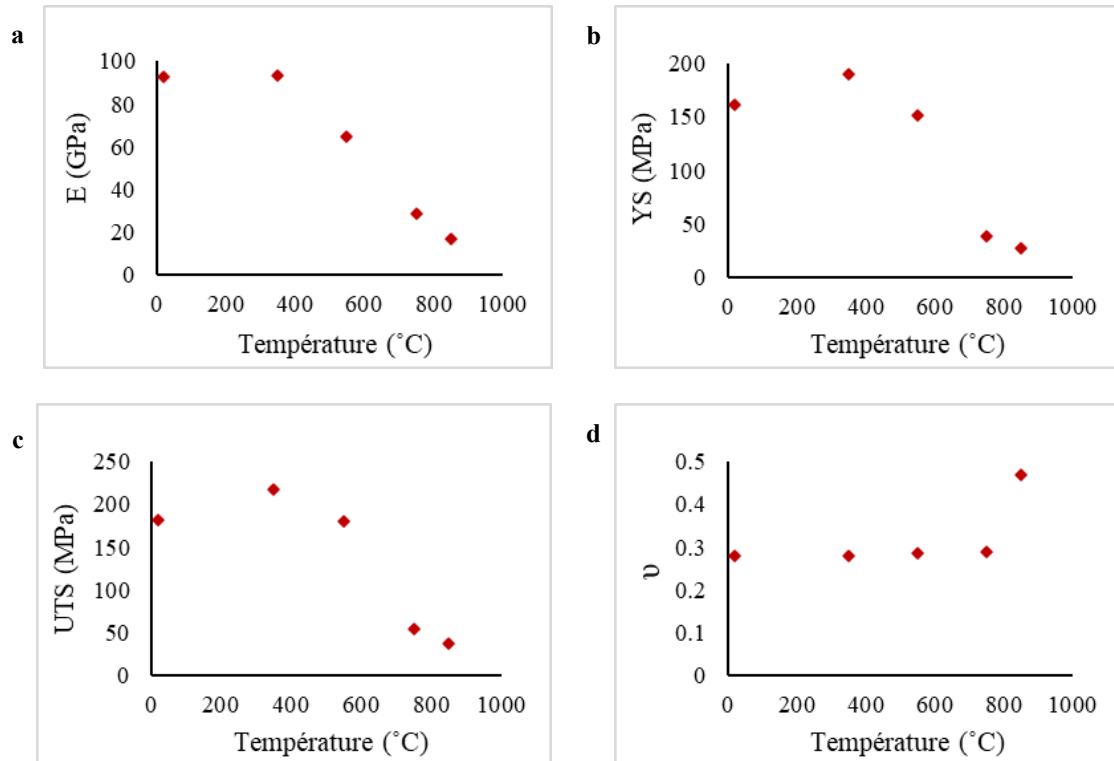


Figure 4-14 : Propriétés mécaniques de la fonte en fonction de la température

On note notamment que :

- Le module de Young augmente légèrement à 350 °C, puis diminue, reflétant une réduction de la rigidité à des températures élevées.
- La limite d'élasticité et la résistance ultime augmentent à 350 °C, après quoi elles

diminuent rapidement, surtout entre 350 °C et 750 °C, indiquant le début de l'adoucissement du matériau.

- Le coefficient de Poisson augmente légèrement jusqu'à 750 °C, avec une augmentation notable à 850 °C.

On constate que les propriétés mécaniques de la fonte de scellement présentent une amélioration apparente dans une plage de température avoisinant 350 °C, point auquel la fonte semble atteindre un équilibre idéal entre ductilité et résistance. La capacité de déformation améliorée sans perte de rigidité peut être attribuée à une ou plusieurs des raisons suivantes :

1. La montée en température jusqu'à 350 °C permet de réduire les contraintes résiduelles générées lors du processus de coulée, principalement par relaxation thermique. Cette diminution des contraintes internes peut limiter les concentrations de contraintes lors d'un chargement ultérieur, réduisant ainsi les risques de fissuration prématurée dans ce matériau.
2. À ces températures, une légère mobilité des dislocations peut contribuer à une réorganisation microstructurale favorable, sans induire de dégradation marquée des propriétés mécaniques. Ce réarrangement pourrait participer à l'élimination de micro-défauts et à l'amélioration locale de la structure interne, possiblement liée à un phénomène de vieillissement thermique sans contrainte, connu pour affiner localement la microstructure.

Les propriétés mécaniques mesurées pour la fonte de scellement à température ambiante, ainsi que leur évolution avec la température, marquée par une légère amélioration jusqu'à environ 350 °C, puis une dégradation rapide au-delà, concordent avec les tendances rapportées dans la littérature. En particulier, l'étude de Maraveas *et al.* [59] décrit un comportement thermomécanique comparable pour les fontes de construction, soulignant une détérioration notable des propriétés mécaniques à partir de 400 °C.

4.4 Comportement thermomécanique différé

L'approche recommandée pour la réalisation des essais de fluage peut être résumée dans les étapes suivantes :

1. Préparation des échantillons cylindriques conformément à la norme ASTM E139 et ASTM E9;
2. Installation de l'échantillon dans la presse CRIMS RDL (Figure 4-15a);
3. Installation de trois thermocouples respectivement au-dessus, en dessous et autour de l'échantillon afin d'assurer un suivi précis de la température durant l'essai (Figure 4-15a);
4. Configuration du four et des paramètres d'essai de fluage/recouvrance;
5. Réalisation de l'essai (Figure 4-15b);
6. Collecte des données après la fin de l'essai puis extraction de la courbe de

déformation/temps.

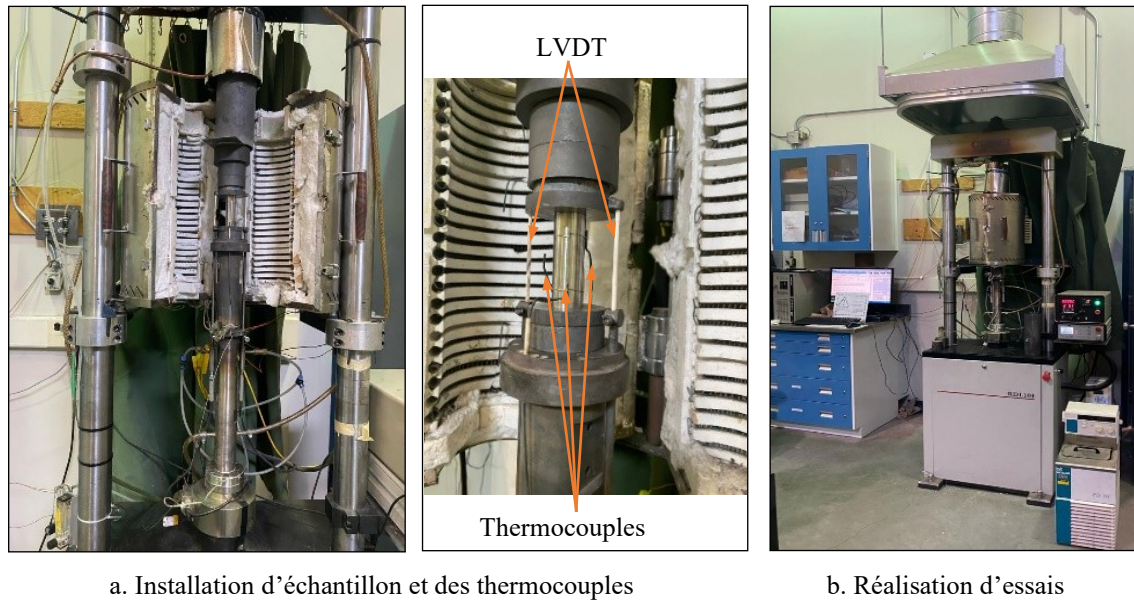


Figure 4-15 : Réalisation de l'essai de fluage/recouvrance

Comme indiqué précédemment, la déformation par fluage a été évaluée en fonction du temps à l'aide des essais de fluage/recouvrance. Pour une compréhension détaillée du protocole expérimental, se référer à la Figure 4-16. Cette figure illustre les différentes phases caractéristiques d'un essai de fluage/recouvrance à température constante. Après le chargement, une déformation élastique instantanée (ε_e) est observée, suivie d'une phase de fluage primaire, caractérisée par une diminution du taux de fluage, puis d'une phase de fluage secondaire, où ce taux devient constant ($\dot{\varepsilon}_{min} = d\varepsilon_{min}/dt$). Lors du déchargement, la déformation élastique est immédiatement récupérée tandis que la déformation viscoélastique ($\varepsilon_{\vartheta e}$) se récupère avec le temps. La déformation viscoplastique ($\varepsilon_{\vartheta p}$), quant à elle, est irréversible et correspond à la déformation permanente. Ces paramètres sont extraits pour

caractériser le comportement différé du matériau.

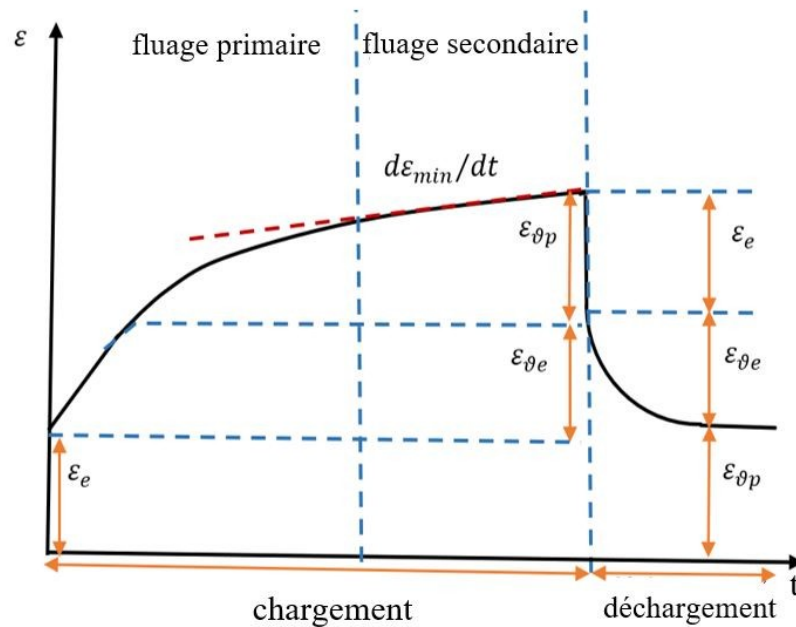


Figure 4-16 : Courbe de fluage/recouvrance à un niveau de contrainte donné

Il convient de souligner que deux LVDT (Linear Variable Differential Transformer) ont été utilisés de part et d'autre de l'échantillon pour mesurer son changement de longueur. La valeur moyenne, calculée automatiquement par le système CRIMS à partir des données enregistrées par les deux capteurs, a servi au calcul de la déformation en fluage. Les LVDT ont été calibrés à température ambiante, avant la montée en température. Après chauffage, un temps de stabilisation d'environ quatre heures a été respecté avant l'application de la charge et le début des essais de fluage, ce qui a permis aux tiges des LVDT de compléter leur dilatation thermique. L'influence de ce phénomène sur la mesure de la déformation en fluage peut donc être considérée comme négligeable.

Il est important de souligner que les mesures de déformation en fluage ont débuté

uniquement après le chargement. Cette procédure garantit que les données enregistrées correspondent au comportement de fluage à température stabilisée et sous charge constante. Le fluage tertiaire n'a pas été pris en compte dans cette étude, car, bien que des déformations aient été observées sur l'assemblage de la barre collectrice lors de l'autopsie de la cellule d'électrolyse, aucun signe de rupture n'a été relevé. Cette observation suggère que, dans les conditions réelles de service, les matériaux n'atteignent pas le stade de fluage tertiaire durant la durée de vie utile de la cellule.

Il convient de noter qu'une attention particulière a été portée au choix des dimensions des échantillons ainsi qu'à la force appliquée, afin d'éviter l'apparition du flambage lors des essais de fluage en compression. Le flambage est une instabilité pouvant survenir lorsqu'un élément est soumis à une charge de compression axiale. Cette instabilité apparaît sous forme d'une déformation latérale entraînant une déviation par rapport à l'axe initial de chargement, ce qui altère l'état de contrainte uniaxiale requis pour des mesures de fluage fiables. Le risque de flambage dépend de plusieurs paramètres, notamment la charge appliquée, la géométrie de l'échantillon (longueur (L) et rayon (r)), les conditions de retenue aux extrémités (représentées par le facteur de longueur efficace (K)), ainsi que les propriétés mécaniques du matériau, telles que le module de Young et la limite d'élasticité. Ce phénomène s'accroît lorsque l'élément structural présente un rapport d'élancement élevé (KL/r). La Figure 4-17 présente la contrainte critique de flambage (σ_{cr}) pour une colonne idéale, soit la contrainte axiale maximale qu'elle peut supporter avant de flamber, en fonction de ce rapport d'élancement. Cette courbe montre clairement que, à mesure que le rapport d'élancement augmente, la contrainte critique diminue fortement, ce qui signifie que les éléments longs et

minces deviennent plus vulnérables à la déformation par flambage sous des charges de compression relativement faibles.

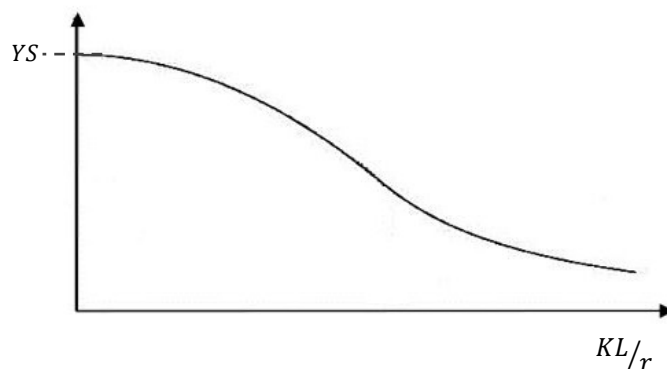


Figure 4-17 : Variation de la contrainte critique en fonction du rapport d'élancement, adapté de [60]

Dans cette étude, pour éviter le flambage lors de l'essai de compression, les dimensions des échantillons ont été définies conformément aux recommandations de la norme ASTM E9 pour des échantillons de taille moyenne, avec un rapport $L/D = 3$. De plus, tous les essais ont été effectués à des niveaux de contrainte inférieurs à 60% de la limite d'élasticité, notamment entre 25 et 60% de cette limite.

La Figure 4-18 présente des échantillons d'acier soumis à des essais de fluage à 600 °C sous différents niveaux de contrainte. L'échantillon sollicitée à un niveau de contrainte correspondant à 90 % de la limite d'élasticité présente une instabilité géométrique importante caractérisée par le phénomène de flambage (Figure 4-18a). En revanche, l'échantillon chargée à 60 % de la limite d'élasticité conserve une géométrie globalement rectiligne après l'essai (Figure 4-18b). Ces observations justifient le choix de limiter les niveaux de contrainte appliqués lors des essais de fluage afin d'éviter les effets de flambage susceptibles d'affecter

la validité des résultats expérimentaux.

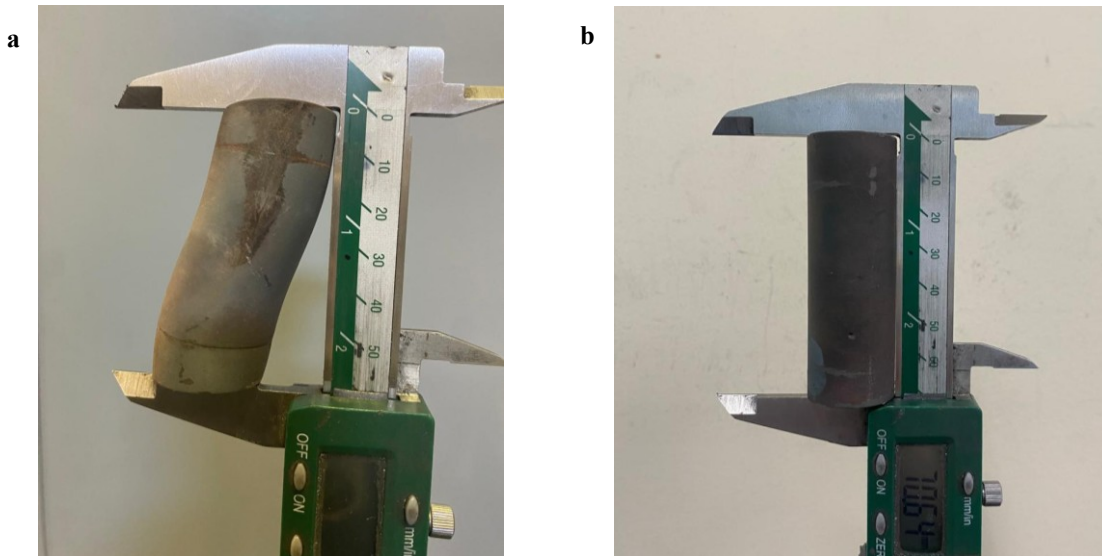


Figure 4-18 : Influence du niveau de contrainte sur le flambage des échantillons lors des essais de fluage à 600 °C; a: 90 % YS; b: 60 % YS

4.4.1 Acier 1006

Des échantillons de forme cylindrique ont été utilisés pour les essais de fluage, conformément aux recommandations de la norme ASTM E9 pour les essais de compression. Parmi les trois types d'échantillons définis par la norme (court, moyen et long), la taille moyenne a été choisie, étant particulièrement adaptée à la caractérisation des propriétés mécaniques en compression des matériaux métalliques. Un diamètre de 22,5 mm et une longueur de 67,5 mm ont été retenus comme dimensions des échantillons pour la réalisation des essais de fluage sur l'acier AISI 1006.

La Figure 4-19 présente les courbes de fluage/recouvrance de l'acier 1006 obtenues lors des essais de compression menés à différentes contraintes et températures, variant de 600 à

900 °C. Le temps initial ($t = 0$) sur l'axe des abscisses correspond à l'instant d'application de la charge sur l'échantillon.

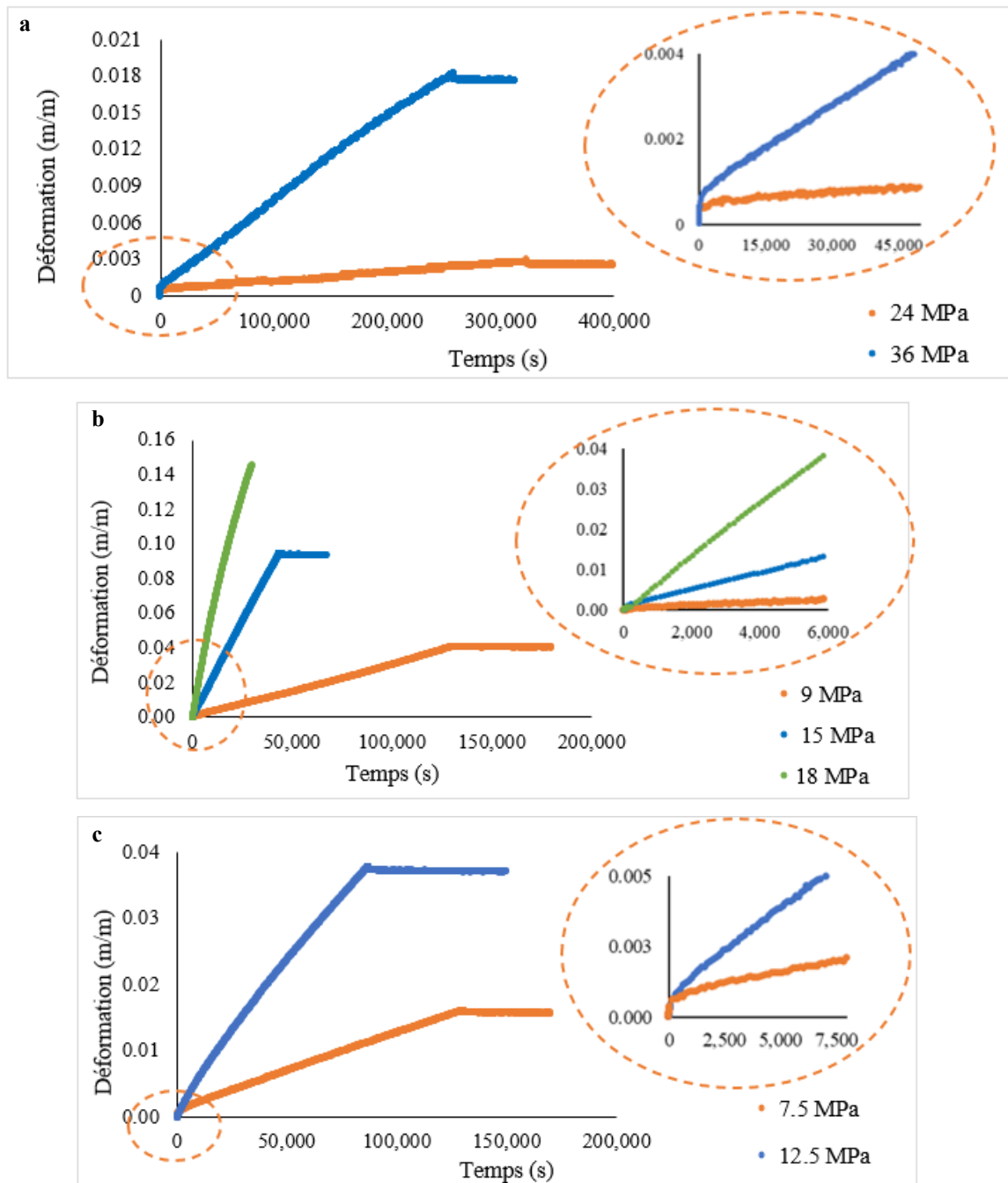


Figure 4-19 : Courbe de fluage/recouvrance pour l'acier 1006 pour différentes températures; a: 600 °C; b: 800 °C et c: 900 °C

L'analyse des courbes de la Figure 4-19 montre que :

- À température constante, la déformation induite par le fluage tend à augmenter avec l'élévation du niveau de contrainte appliquée.
- À 600 °C (Figure 4-19a), pour une contrainte de 24 MPa, la phase de fluage primaire, caractérisée par une diminution progressive du taux de déformation, s'étend sur une période relativement longue. La transition vers le fluage secondaire, où le taux de déformation devient quasi constant et indépendant du temps, s'effectue de manière graduelle. En augmentant la contrainte à 36 MPa, on observe une déformation plus prononcée ainsi qu'une transition plus rapide vers le régime de fluage secondaire.
- À mesure que la température augmente (800 °C et 900 °C, Figure 4-19b et 4-19c), la phase de fluage primaire raccourcit significativement, avec une déformation initiale pouvant s'effectuer en quelques minutes seulement, suivie d'une rapide transition vers le fluage secondaire. En effet, après l'application de la charge, une déformation rapide débute mais n'est pas soutenue, car la structure du matériau se durcit par réajustement des joints de grains (écrouissage). À basse température ($T < 0,4 T_m$), l'écrouissage prédomine sur la récupération, induisant une diminution progressive du taux de déformation et une prédominance du fluage primaire. En revanche, à des températures élevées ($T \geq 0,4 T_m$), un phénomène d'adoucissement intervient, établissant un équilibre entre écrouissage et récupération. Cet équilibre stabilise le taux de déformation à une valeur quasi constante, caractéristique du

fluage secondaire. Par conséquent, l'augmentation de la température accélère la transition du fluage primaire vers le fluage secondaire, qui survient plus rapidement et à des niveaux de déformation plus faibles. Les courbes de fluage obtenues montrent que, dans les conditions étudiées, le fluage secondaire constitue le régime prédominant, jouant un rôle déterminant dans la réponse au fluage de l'acier 1006.

- Dans la plage de température de 800 à 900 °C, les Figure 4-19b et 4-19c montrent que l'augmentation de la température n'a pas d'effet significatif sur la déformation par fluage. Par exemple, à 800 °C sous une contrainte de 9 MPa, la déformation en fluage est plus importante qu'à 900 °C avec une contrainte de 7,5 MPa, malgré un écart de température de 100 °C pour une différence de contrainte de seulement 1,5 MPa. Cela montre que, dans cette plage, la contrainte joue un rôle prédominant, tandis que l'effet de la température devient secondaire. Ce comportement peut être attribué aux raisons suivantes :

- 1- Effet de la microstructure mixte à 800 °C : À cette température, l'acier présente une microstructure biphasée composée de ferrite et d'austénite. La coexistence de ces phases génère une hétérogénéité microstructurale, avec des interfaces ferrite-austénite qui constituent des zones mécaniquement faibles. Ces interfaces favorisent le glissement des dislocations, l'un des principaux mécanismes responsables du fluage, même sous contraintes modérées, conduisant à une déformation localisée accrue. En revanche, à 900 °C, l'acier est entièrement austénitique, microstructure plus homogène qui réduit les concentrations locales de déformation.

- 2- Présence de défauts cristallins à 800 °C: Pendant la transition de phase de la ferrite à l'austénite, des défauts cristallins (dislocations, joints de grains) peuvent apparaître. Ces défauts augmentent la mobilité des dislocations et favorisent les mécanismes de fluage, ce qui peut expliquer une déformation plus importante à cette température.
- 3- Rôle des mécanismes de fluage: Les mécanismes de fluage sont fortement influencés par la contrainte appliquée et la température. Pour mieux illustrer cette relation, la Figure 4-20 présente une carte de déformation typique d'un acier, où les principaux mécanismes de fluage sont représentés en fonction de la contrainte normalisée (σ/E) et de la température normalisée (T/T_m). Cette carte permet d'identifier le mécanisme de fluage dominant en fonction des conditions thermomécaniques.

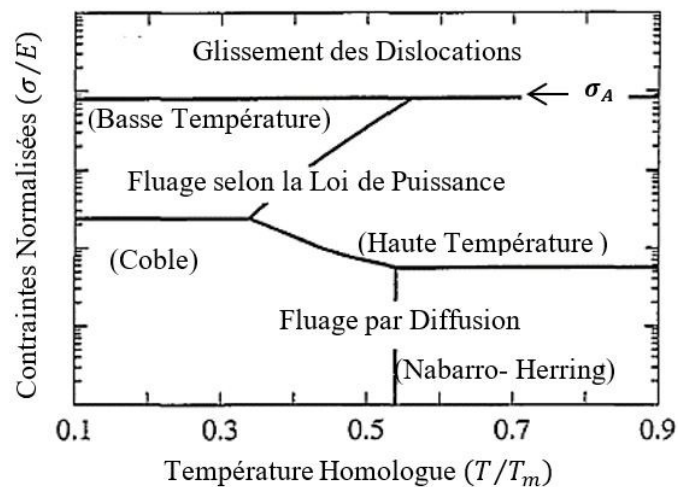


Figure 4-20 : Carte schématique des mécanismes de déformation, adapté de [61]

Dans la plage de températures comprise entre 800 et 900 °C ($T > 0,5 T_m$) et sous

des contraintes élevées, le de fluage prédominant suit une loi de puissance par rapport à la contrainte appliquée. Ce mécanisme est principalement contrôlé par le glissement de dislocation qui est très sensible à la contrainte appliquée. Cela signifie que même si la température est relativement élevée, c'est la contrainte qui joue le rôle dominant dans la déformation. En revanche, sous des contraintes plus faibles, les mécanismes de diffusion atomique (tels que la diffusion de Coble ou de Nabarro – Herring) dominant. Ces mécanismes, bien que favorisés par les températures élevées, sont intrinsèquement plus lents à faibles contraintes.

L'essai réalisé à 800°C sous une contrainte de 18 MPa (Figure 4-19b) a été interrompu en raison d'une déformation excessive atteignant la limite du LVDT et empêchant ainsi l'entrée en phase de recouvrance.

Les données extraites des courbes de fluage/recouvrance lors des processus de chargement et de déchargement sont présentées dans le Tableau 4-4.

Tableau 4-4 : Données extraites des courbes de fluage/recouvrance

<i>Témpérature (°C)</i>	<i>Fluage</i>			<i>Recouvrance</i>		
	Contrainte (MPa)	temps de fluage (h)	$\dot{\epsilon}_{min}(h^{-1})$	ϵ_e (-)	$\epsilon_{\partial e}$ (-)	$\epsilon_{\partial p}$ (-)
600	24	90	0,00003	0,00011	0,00015	0,00252
600	36	72	0,0002	0,00042	0,00012	0,01781
800	9	36	0,0012	0,00009	0,00038	0,04126
800	15	12	0,0078	0,00010	0,00026	0,09405
800	18	8	0,0153		-	
900	7,5	36	0,0004	0,00019	0,00026	0,01624
900	12,5	24	0,0015	0,00026	0,00048	0,03785

Les données fournies comprennent de nombreux paramètres dont la déformation élastique (ε_e) (la déformation récupérable instantanée), la déformation viscoélastique ($\varepsilon_{\theta e}$) (la déformation réversible avec le temps), la déformation viscoplastique ($\varepsilon_{\theta p}$) (la déformation irréversible), et le taux minimal de déformation en fluage secondaire ($\dot{\varepsilon}_{min}$). On note notamment que :

- À des températures et niveaux de contrainte élevés, le taux minimal de déformation en fluage augmente, illustrant la sensibilité de ce type d'acier au fluage dans ces conditions.
- La majorité des déformations causées par le fluage sont viscoplastiques et donc, permanentes, tandis que les déformations élastiques et viscoélastiques sont négligeables.
- L'augmentation de la température entraîne une hausse des déformations élastiques, viscoélastiques et viscoplastiques, avec un effet plus prononcé sur la déformation viscoplastique. Aux températures de 800 °C et 900 °C, la déformation viscoplastique est nettement supérieure à celle observée à 600 °C, surtout sous fortes contraintes, soulignant ainsi l'impact crucial de la température et de la contrainte sur la déformation permanente de l'acier 1006.

4.4.2 Fonte de scellement

En raison de la faible épaisseur de la zone de scellement de l'assemblage cathodique ainsi que de la non-uniformité de l'épaisseur de la fonte après le scellement, il n'a pas été possible

d'y prélever des échantillons conformes aux dimensions spécifiées par la norme de référence, notamment un diamètre minimum de 13 mm pour un échantillon de taille moyenne. De plus, dans la presse CRIMS RDL, pour les échantillons dont la longueur est inférieure à 150 mm, l'utilisation de cales était nécessaire pour compenser le manque de hauteur. Toutefois, l'empilement de plusieurs cales compromettait la stabilité de l'échantillon et pouvait nuire à la qualité de l'alignement, affectant ainsi la précision des mesures de fluage. Afin de contourner ces limitations, des cylindres de diamètre légèrement supérieur aux spécifications normatives ont été coulés dans un moule en graphite, en utilisant une fonte de même composition que celle employée pour le scellement des cathodes chez AAI. Afin de reproduire les conditions de refroidissement du scellement industriel, la température initiale du moule lors de la coulée a été déterminée en fonction de la température de la cathode au moment du scellement (voir Figure 4-21). Cette étape a été réalisée par un technicien spécialisé en métallurgie d'AAI. Ces précautions ont été prises afin d'obtenir une microstructure représentative de celle de la fonte de scellement dans les assemblages cathodiques industriels. Toutefois, aucune analyse métallographique n'a été réalisée pour confirmer cette représentativité. Les cylindres ont par la suite été usinés aux dimensions requises à l'atelier d'usinage du CURAL. Un diamètre de 24 mm et une longueur de 72 mm ont été retenus comme dimensions des échantillons pour la réalisation des essais de fluage sur la fonte de scellement.

Les courbes de fluage/recouvrance de la fonte de scellement, obtenues lors des essais de fluage en compression sont présentées à la Figure 4-22. Il est important de noter que les conditions d'essai furent identiques à celles appliquées à l'acier 1006.

En général, le comportement en fluage de la fonte de scellement est similaire à celui de l'acier 1006. L'accroissement de la température et de la contrainte exercée amplifie le phénomène de fluage, conformément à l'activation thermique des mécanismes de déformation.

À 600°C, les déformations par fluage demeurent limitées, avec de faibles taux de déformation. La phase de recouvrance montre une certaine réversibilité de la déformation, ce qui signifie que les mécanismes de relaxation sont plus efficaces à cette température. À 800 et 900 °C, le fluage devient significatif même sous de faibles niveaux de contrainte, ce qui témoigne de l'influence marquée de la température sur l'activation des mécanismes de déformation différée. La recouvrance y est nettement moins prononcée, suggérant une prédominance des mécanismes de fluage irréversibles, qui limitent la capacité du matériau à retrouver sa forme initiale après déchargement.

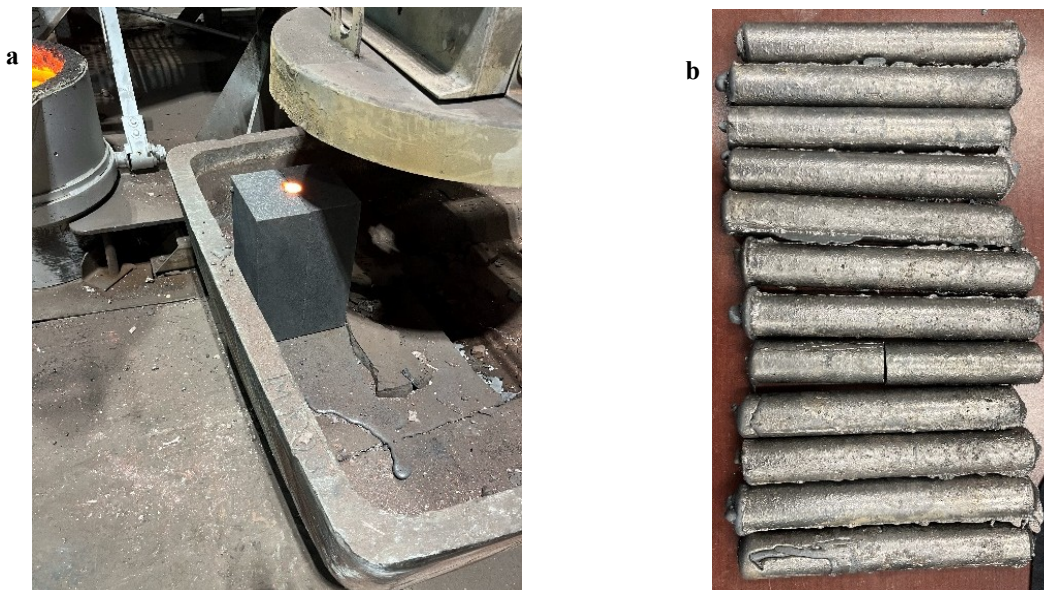


Figure 4-21 : Processus de coulée des cylindres en fonte; a: Coulée dans le moule; b:

Cylindres solidifiés

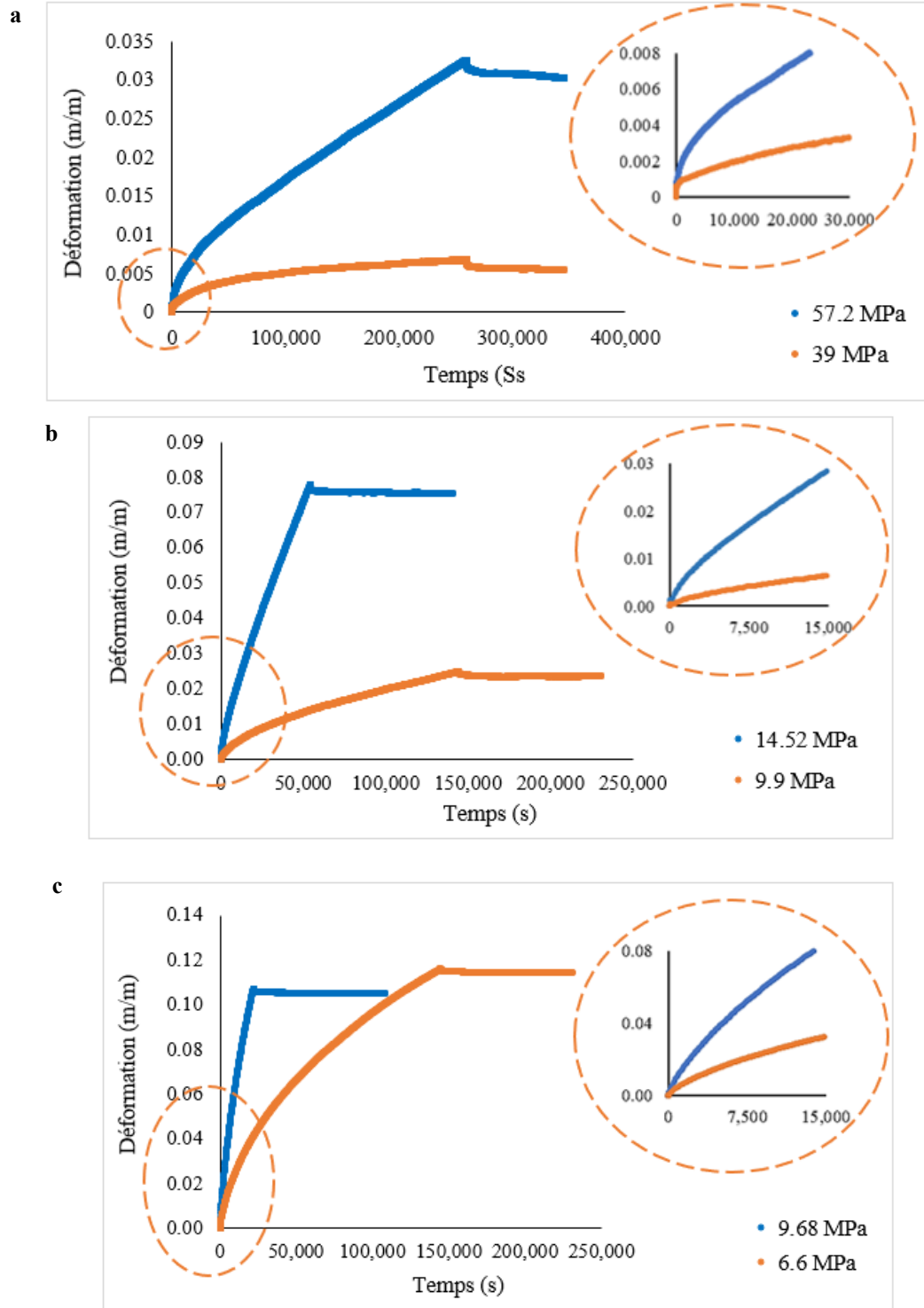


Figure 4-22 : Courbes de fluage/recouvrance de la fonte de scellement obtenues lors des essais de fluage en compression à : a: 600 °C; b: 800 °C c: 900 °C

Contrairement à ce qui a été observé pour l'acier 1006 sur la plage de température de 800 à 900 °C, l'augmentation de la température montre un effet significatif sur la déformation par fluage de la fonte de scellement. Cette différence peut s'expliquer par plusieurs facteurs :

- 1- Alors que l'acier 1006 bénéficie d'une stabilisation microstructurale à 900 °C, la fonte de scellement, en raison de sa composition hétérogène et de la présence de graphite, voit son fluage maintenir sa progression à haute température. Sa forte teneur en carbone et en silicium influence le comportement du changement de phase et empêche une stabilisation complète à 900 °C. La réorganisation de la microstructure pourrait accroître la diffusion atomique et favoriser l'endommagement intergranulaire, ce qui accélérerait le fluage. De plus, la fonte contient des nodules ou lamelles de graphite, qui fragilisent la structure en créant des sites de concentration de contraintes. À 900 °C, la coalescence des porosités ainsi que la dissolution partielle du graphite pourraient favoriser la déformation par fluage diffusif, accentuant ainsi la progression du fluage plutôt que de contribuer à sa stabilisation.
- 2- Contrairement à l'acier 1006, dont le module de Young se stabilise avec l'augmentation de la température dans cette plage (800 à 900 °C), la fonte de scellement présente une diminution progressive de son module de Young sans stabilisation nette. Cela signifie que le matériau devient plus ductile, ce qui facilite la déformation en fluage à 900 °C.
- 3- Le module de Young de l'acier 1006 demeure relativement stable après 750 °C. Ainsi, l'augmentation des contraintes peut jouer un rôle clé dans le changement du

mécanisme de fluage, passant de la diffusion au glissement par dislocation, ce qui provoque davantage de fluage. Dans ce cas, la température devient un facteur secondaire. Cependant, pour la fonte de scellement, le module de Young diminue avec l'augmentation de la température. Par conséquent, la contrainte normalisée (σ/E) ne parvient pas à atteindre un niveau suffisant pour modifier le mécanisme de fluage, comme présenté à la Figure 4-20. Le fluage est donc principalement contrôlé par la diffusion, un mécanisme fortement dépendant de la température.

Les données extraites des courbes de fluage/recouvrance lors des processus de chargement et de déchargement pour la fonte de scellement sont présentées dans le Tableau 4-5.

Tableau 4-5 : Données extraites des courbes de fluage/recouvrance

<i>Témpérature</i> (° C)	<i>Fluage</i>			<i>Recouvrance</i>		
	Contrainte (MPa)	temps de fluage (h)	$\dot{\varepsilon}_{min}h^{-1}$	ε_e (-)	$\varepsilon_{\vartheta e}$ (-)	$\varepsilon_{\vartheta p}$ (-)
600	39	72	0,000035	0,00059	0,00076	0,00592
600	57,2	72	0,00036	0,00078	0,00152	0,03085
800	9,9	40	0,00043	0,00049	0,00079	0,02440
800	14,52	15	0,0042	0,00111	0,00124	0,07750
900	6,6	40	0,0018	0,00038	0,00133	0,11460
900	9,68	6	0,013	0,00049	0,00133	0,10505

L'analyse des données extraites met en évidence les points suivants :

- De façon générale, le comportement en fluage de la fonte de scellement présente des similitudes avec celui de l'acier 1006. Sous des températures élevées et des

contraintes importantes, le taux de déformation minimal en fluage augmente. L'élévation de la température intensifie les déformations élastique, viscoélastique et viscoplastique, avec une influence particulièrement marquée sur la composante viscoplastique.

- À 900 C, soit environ $0,7 T_m$, la déformation viscoélastique apparaît similaire sous deux contraintes différentes. Cela suggère qu'à cette température, la déformation viscoélastique devient peu sensible à la contrainte appliquée. En effet, la viscosité du matériau diminue fortement, entraînant un comportement proche de celui d'un fluide visqueux, où la viscoélasticité devient quasiment indépendante de la contrainte.
- Le taux minimal de fluage est globalement plus élevé pour l'acier 1006 que pour la fonte. Cela signifie que l'acier 1006 subit une déformation viscoplastique plus marquée et rapide que la fonte de scellement sous des contraintes et températures similaires.
- La fonte de scellement présente une déformation viscoélastique plus importante que l'acier 1006. Ce phénomène s'explique par la présence de graphite dans la microstructure de la fonte, qui influence son comportement mécanique. En raison de ses propriétés d'amortissement, le graphite absorbe et dissipe une partie de l'énergie mécanique sous forme de chaleur, ce qui améliore la capacité du matériau à atténuer les vibrations et à favoriser les déformations réversibles.

Influence du taux de refroidissement

Comme mentionné dans les chapitres précédents, lors du scellement de la cathode, le taux de refroidissement de la fonte n'est pas uniforme sur toute la longueur de la cathode. La fonte refroidit plus rapidement dans les zones exposées à l'air. Étant donné que le comportement en fluage des matériaux métalliques est fortement dépendant des conditions thermiques antérieures, le taux de refroidissement constitue un facteur clé dans l'évolution de la microstructure, influençant ainsi les propriétés mécaniques et la résistance au fluage. Afin d'évaluer cet effet, des cylindres de fonte de même composition que la fonte de scellement, ont été coulés chez AAI dans des conditions de refroidissement différentes. Par la suite, des échantillons ont été usinés et soumis à des essais de fluage. Il convient de noter que les cylindres ayant subi un refroidissement plus rapide présentaient des duretés plus élevées que ceux ayant subi un refroidissement plus lent. Des essais de fluage ont été réalisés à 800 °C sous deux niveaux de contrainte (9,9 MPa et 14,5 MPa). Les courbes extraites de ces essais sont présentées à la Figure 4-23.

Les résultats montrent que les échantillons refroidis plus rapidement présentent une déformation légèrement plus importante à contrainte égale, suggérant une modification de leur microstructure. À 9,9 MPa, les taux minimaux de fluage passent de 0,0004 à 0,0005 h⁻¹, tandis qu'à 14,5 MPa, ils augmentent de 0,0042 à 0,0044 h⁻¹ lorsque le taux de refroidissement augmente. Cette différence pourrait s'expliquer par plusieurs facteurs, notamment la redistribution des précipités et des phases au sein de la fonte, la diminution de la relaxation des contraintes internes liée à un refroidissement rapide, ainsi qu'une augmentation de la densité de dislocations, modifiant ainsi le comportement en fluage.

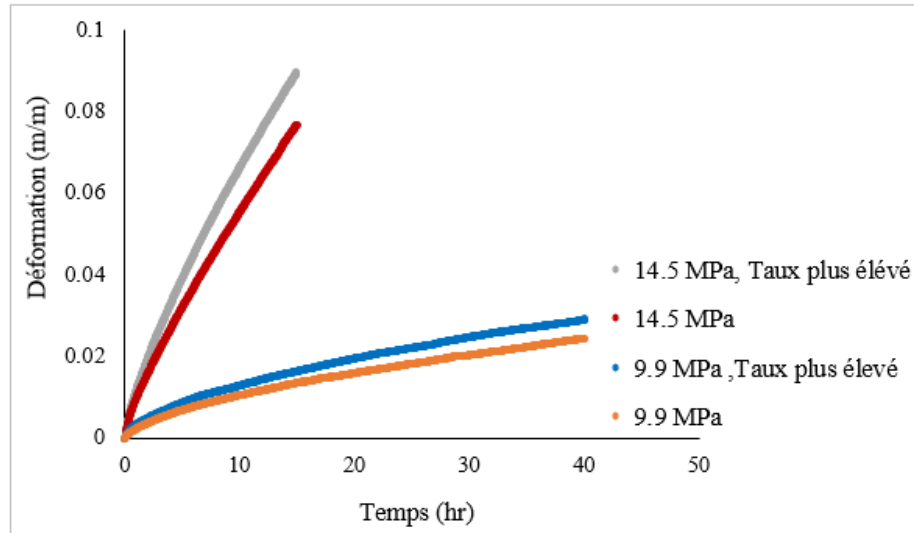


Figure 4-23 : Impact de la vitesse de refroidissement sur le comportement en fluage de la fonte de scellement à 800 °C

4.5 Fiabilité des mesures

La précision des mesures expérimentales est un élément crucial dans l'analyse des résultats obtenus. Cependant, toute mesure expérimentale est sujette à des incertitudes, qui doivent être quantifiées afin d'évaluer la fiabilité des résultats. L'évaluation de la fiabilité des mesures expérimentales repose sur deux aspects fondamentaux : propagation des incertitudes et répétabilité.

4.5.1 Propagation des incertitudes

Cette approche permet d'estimer l'influence des erreurs individuelles de chaque instrument de mesure sur le résultat final, en analysant leur impact global sur la précision des mesures. Comme présenté au chapitre 3, la propagation des incertitudes associées à un

paramètre y (u_y), est calculée à partir de l'expression (13).

Afin d'illustrer l'utilisation de l'expression (13) dans le cadre de cette étude, un exemple de calcul appliqué à la mesure de la déformation, issue du logiciel GOM Correlate, est présenté pour l'un des essais de traction réalisé à température ambiante.

La résolution des images utilisées dans GOM Correlate était de 15,5 mm/1591 pixels, soit 0,0097 mm/pixel. Le logiciel exploite une interpolation bicubique sous-pixel avec une précision de 0,1 pixel, ce qui améliore la fiabilité des mesures en permettant des estimations à une fraction de pixel. L'incertitude liée à cette interpolation peut être estimée à 0,05 pixel (soit la moitié de la précision sous-pixel). Ainsi, l'incertitude associée aux mesures de la longueur initiale u_{L_0} et de l'allongement $u_{\Delta L}$ est calculée comme suit :

$$u_{\Delta L} = u_{L_0} = 0,05 \times 0,0097 = 0,00049 \text{ mm}$$

L'incertitude sur la déformation est déterminée à partir de l'équation suivante :

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0}$$

$$u_\varepsilon = \sqrt{\left(\frac{\partial \varepsilon}{\partial \Delta L} u_{\Delta L}\right)^2 + \left(\frac{\partial \varepsilon}{\partial L_0} u_{L_0}\right)^2} = \sqrt{\left(\frac{1}{L_0} u_{\Delta L}\right)^2 + \left(\frac{-\Delta L}{L_0^2} u_{L_0}\right)^2}$$

En remplaçant par les valeurs expérimentales :

$$u_\varepsilon = \sqrt{\left(\frac{1}{13} \times 0,00049\right)^2 + \left(\frac{-2,14}{13^2} \times 0,00049\right)^2} = 3,82 \times 10^{-5}$$

Il convient de noter que l'incertitude fut calculée pour chaque essai de traction réalisé à différentes températures, puisque la valeur moyenne obtenue fut retenue comme incertitude expérimentale associée aux mesures (u_{exp}). Le terme d'allongement, ΔL , utilisé dans l'équation d'incertitude, varie d'un essai à l'autre et est directement déterminé à partir de l'analyse CIN effectuée avec le logiciel GOM Correlate. Étant donné que ces mesures de déformation sont réalisées dans des conditions réelles de haute température, l'influence de la température sur la qualité des images, les conditions de corrélation ainsi que le niveau de déformation est implicitement prise en compte dans l'incertitude calculée.

De plus, comme discuté précédemment, un bruit résiduel subsistait même après l'optimisation de la configuration du support de la caméra. L'écart-type des déformations longitudinale et transversale mesurées sur un échantillon non chargé fut utilisé afin d'évaluer l'incertitude associée aux vibrations résiduelles du montage optique ainsi qu'aux limitations intrinsèques de la technique de corrélation d'images numériques. Cette contribution représente l'incertitude de base du système de CIN dans des conditions stables (u_{noise}).

Par conséquent, l'incertitude totale fut déterminée en considérant à la fois l'incertitude expérimentale obtenue à partir des essais de traction réalisés à différentes températures et le bruit résiduel de mesure associé au système de CIN. L'incertitude combinée fut calculée à l'aide de la méthode de la somme quadratique, selon l'expression suivante :

$$u_{tot} = \sqrt{u_{exp}^2 + u_{noise}^2} \quad (15)$$

Pour l'exemple présenté précédemment, l'incertitude totale devient :

$$u_{\text{tot}} = \sqrt{(3.8 \times 10^{-5})^2 + (8.8 \times 10^{-6})^2} = 3.90 \times 10^{-5}$$

Ces résultats montrent que l'incertitude sur la déformation est extrêmement faible, confirmant ainsi la très bonne précision de la méthode CIN avec GOM Correlate. Cela met en évidence la fiabilité des mesures obtenues et valide l'utilisation de cette approche pour l'évaluation des déformations avec une grande précision.

Le Tableau 4-6 présente les incertitudes moyennes associées aux différentes variables mesurées lors des essais de traction effectués à différentes températures. Il inclut les équations des grandeurs mécaniques étudiées (la déformation (ε), la contrainte (σ), le module de Young (E) et le coefficient de Poisson (ν)), ainsi que leurs formules d'incertitude respectives.

Les valeurs d'incertitude furent calculées en tenant compte des erreurs de mesure des instruments, notamment :

- Les dimensions de l'échantillon, dont l'incertitude est liée à la précision du pied à coulisse utilisé pour les mesures.
- La force appliquée, influencée par la précision de la Gleeble™, qui contrôle la charge imposée à l'échantillon.
- Les allongements mesurés, déterminés à l'aide de la CIN, dont la précision dépend de la résolution des images et des algorithmes d'interpolation utilisés.

Tableau 4-6 : Incertitude moyenne des variables mesurées lors des essais de traction

<i>Équation</i>	<i>Formule d'incertitude</i>	<i>Précision des mesures</i>	<i>Incertitude moyenne</i>
$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0}$	$u_\varepsilon = \sqrt{\left(\frac{1}{L_0} u_{\Delta L}\right)^2 + \left(\frac{-\Delta L}{L_0^2} u_{L_0}\right)^2}$	$u_{\Delta L} = u_{L_0}$ $= 0,00049 \text{ mm}$	$3,97 \times 10^{-5}$
$\sigma = \frac{F}{S_0}$	$u_\sigma = \sqrt{\left(\frac{1}{S_0} u_F\right)^2 + \left(\frac{-F}{S_0^2} u_{S_0}\right)^2}$ $S_0 = t_0 w_0$ $u_{S_0} = \sqrt{(w_0 u_{t_0})^2 + (t_0 u_{w_0})^2}$	$u_{t_0} = u_w$ $= 0,005 \text{ mm}$ $u_F = 0,00005 \text{ N}$	$0,23 \text{ MPa}$
$E = \frac{\sigma}{\varepsilon}$	$u_E = \sqrt{\left(\frac{1}{\varepsilon} u_\sigma\right)^2 + \left(\frac{-\sigma}{\varepsilon^2} u_\varepsilon\right)^2}$	Calculé dans la zone élastique	$0,10 \text{ GPa}$
$\nu = -\frac{\varepsilon_{trans}}{\varepsilon_{long}}$	$u_\nu = \sqrt{\left(\frac{1}{\varepsilon_{long}} u_{\varepsilon_{trans}}\right)^2 + \left(\frac{-\varepsilon_{trans}}{\varepsilon_{long}^2} u_{\varepsilon_{long}}\right)^2}$	Calculé dans la zone élastique	$0,03$

Pour les essais de fluage, la longueur initiale des échantillons fut mesurée à l'aide d'un pied à coulisse, avec une incertitude associée de $u_{L_0} = 0,005 \text{ mm}$. L'allongement des échantillons pendant l'essai fut mesuré à l'aide des LVDT installés sur le CRIMS, dont la précision était de $0,1 \text{ }\mu\text{m}$, soit une incertitude de $u_{\Delta L} = 0,00005 \text{ mm}$. En utilisant la formule de propagation des incertitudes appliquée au calcul de la déformation (voir première ligne du Tableau 4-6), l'incertitude moyenne associée à la déformation calculée fut estimée à $u_\varepsilon = 3,99 \times 10^{-6}$.

4.5.2 Répétabilité

Cette analyse permet de quantifier la dispersion des résultats lorsque les essais sont répétés dans des conditions identiques, fournissant ainsi une mesure de la stabilité et de la précision des expérimentations. Lorsqu'un ensemble d'essais est réalisé dans les mêmes conditions, le coefficient de variation (CV) est calculé selon les étapes suivantes :

1- Détermination de la moyenne des valeurs mesurées.

$$\bar{x} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_i \quad (16)$$

2- Calcul de l'écart type des essais.

$$s = \sqrt{\frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2} \quad (17)$$

3- Évaluation du coefficient de variation (CV), défini comme le rapport entre l'écart-type et la moyenne, permettant d'exprimer la dispersion relative des résultats. Un CV faible indique une bonne répétabilité.

$$CV(\%) = \frac{s}{\bar{x}} \times 100 \quad (18)$$

Comme mentionné précédemment, trois essais de traction furent réalisés pour chaque condition de température afin d'évaluer la répétabilité des résultats et de quantifier la variabilité des propriétés mécaniques mesurées. Les coefficients de variation moyens de ces propriétés, calculés à partir des essais, sont présentés dans Tableau 4-7.

Tableau 4-7 : Coefficient de variation moyen des propriétés mesurées lors des essais de traction

	<i>E</i>	<i>YS</i>	<i>UTS</i>	<i>v</i>
<i>CV (%)</i>	8,7	6,2	5,1	4,8

Les valeurs des coefficients de variation (CV) sont comparables à celles rapportées dans la littérature scientifique sur les essais de traction des aciers, ce qui témoigne de la fiabilité des résultats expérimentaux [62]. Cette faible dispersion des données confirme la bonne répétabilité des tests et la précision des mesures effectuées.

CHAPITRE 5

MODÉLISATION DU COMPORTEMENT TEM DE L'ASSEMBLAGE CATHODIQUE

5.1 Généralité

Ce chapitre a pour objectif de quantifier l'impact du phénomène de fluage sur le comportement TEM de l'assemblage cathodique. Pour ce faire, un modèle tranche d'une cellule d'électrolyse a été développé à l'aide du logiciel ANSYS™ et étudié en régime transitoire sur une période de 3,2 années. Les résultats issus de cette étude permettent d'étudier l'évolution des mécanismes de déformations, des pressions de contact, de la chute de tension et de la distribution des densités de courant dans les composants de l'assemblage cathodique.

5.2 Choix du modèle de fluage et calage des paramètres

À ce stade, le modèle de fluage #11 du logiciel ANSYS™ et décrit par l'expression (9), est sélectionné pour analyser le comportement en fluage de l'acier 1006 et de la fonte de scellement. On rappelle que ce modèle utilise sept paramètres afin de permettre la prise en compte des différentes phases du fluage soient le fluage primaire, présenté par la première expression du modèle et caractérisé par une diminution progressive du taux de fluage et le

fluage secondaire, présenté par la deuxième expression et caractérisé par un taux de fluage constant. Conséquent des grandeurs utilisées dans l'expression (9), la déformation par fluage, une grandeur sans unité, est calculée en fonction de la contrainte (Pa), du temps (s) et de la température (K). Pour ajuster et identifier les sept paramètres du modèle, les données expérimentales obtenues lors des essais de fluage/recouvrance ont été utilisées. L'ajustement des paramètres a été réalisé à l'aide de la fonction de détermination des paramètres de matériaux de MAPDL du logiciel ANSYS™. Cette procédure de calage consiste à déterminer les valeurs des paramètres du modèle qui permettent de reproduire au mieux les données expérimentales de déformation en fluage. Les données expérimentales sont ainsi comparées aux prédictions du modèle et les coefficients sont ajustés par une procédure d'optimisation afin de réduire l'écart entre les valeurs expérimentales et celles calculées par le modèle.

Étant donné qu'une estimation initiale appropriée des paramètres de l'algorithme d'optimisation conduit à une convergence plus rapide, une stratégie de calage a été élaborée selon les recommandations du guide ANSYS™ et de la revue de la littérature :

- Les paramètres x_4 et x_7 ont été initialement estimés avec un ordre de grandeur de 10^4 comme hypothèse de départ.
- Une hypothèse initiale concernant l'exposant de contrainte secondaire x_6 a été obtenue en déterminant le gradient des données expérimentales $\log(\sigma) - \log(\dot{\epsilon}_m)$ comme illustré à la Figure 5-1. On peut observer que l'exposant de contrainte x_6 est approximativement de l'ordre de grandeur de 1.

- Les paramètres du fluage primaire (modèle #6, correspondant à la première expression du modèle #11) et du fluage secondaire (modèle de Norton, correspondant à la deuxième expression du modèle #11) ont été ajustés séparément à l'aide de MPDL dans ANSYS™ en utilisant les données spécifiques à chaque phase du fluage.

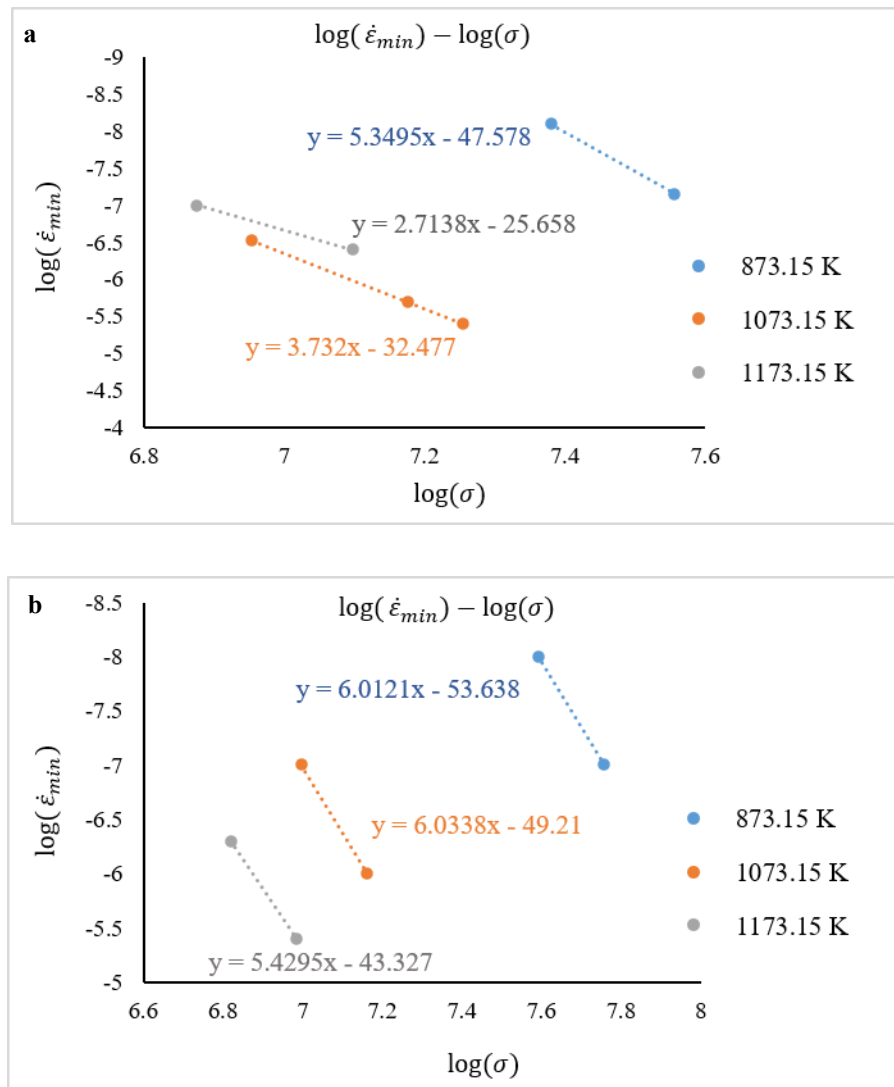


Figure 5-1 : Résultats de l'ajustement de courbe pour le modèle de fluage par loi de puissance; a: acier 1006; b: la fonte de scellement

Par ailleurs, afin de garantir l'unicité de la solution retenue, la convergence des paramètres a été vérifiée en réitérant le processus d'ajustement à partir de différentes valeurs initiales. Les paramètres du modèle #11, obtenus par ajustement de courbe pour l'acier 1006 et la fonte de scellement, sont présentés dans le Tableau 5-1, pour chacune des températures analysées.

Tableau 5-1 : Les paramètres du modèle de fluage pour l'acier 1006 et la fonte

	<i>Température</i>		x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	x_6	x_7
	K	°C							
<i>Acier</i>	873,15	600	2,1200E-22	3,7160	-0,55	23 837	1,2850E-38	5,45200	21 155
	1073,15	800	1,1000E-12	3,5000	-0,6	42 720	5,8500E-22	3,88300	30 453
	1173,15	900	1,5000E-08	2,9834	-0,6	48 420	9,5200E-11	2,40800	36 468
<i>Fonte</i>	873,15	600	8,9902E-18	2,5115	-0,65	13 450	2,6100E-41	6,43000	33 040
	1073,15	800	7,1640E-12	2,2508	-0,65	21 800	6,4572E-37	6,28355	36 500
	1173,15	900	6,8923E-3	1,0120	-0,7	21 800	3,5849E-21	4,75640	49 500

Afin d'illustrer le bon calibrage du modèle, à titre d'exemple, la Figure 5-2 présente une comparaison entre les données expérimentales et celles obtenues à partir du modèle pour l'acier 1006 à 900 °C sous une contrainte de 7,5 MPa. Les courbes du modèle global, ainsi que celles du fluage primaire et secondaire, ont été tracées dans Excel à l'aide des expressions (9). Les résultats indiquent que, pour l'ensemble des conditions de température et de contrainte examinées, les courbes générées par le modèle reproduisent fidèlement les données expérimentales. Cela confirme que le modèle #11 permet de représenter avec précision le comportement en fluage des matériaux étudiés.

Le modèle présente également une bonne distinction entre le fluage primaire et le fluage secondaire. En effet, la courbe de fluage primaire montre une diminution du taux de

déformation au fil du temps, tandis que la courbe de fluage secondaire présente une déformation stable et linéaire, ce qui est conforme au comportement physique attendu. L'intersection de ces deux courbes marque le temps de transition du fluage primaire au fluage secondaire. Ce temps caractéristique, obtenu par simulation, est en bon accord avec les données expérimentales. Pour le cas mentionné, cette transition est observée expérimentalement à $t = 3600$ s.

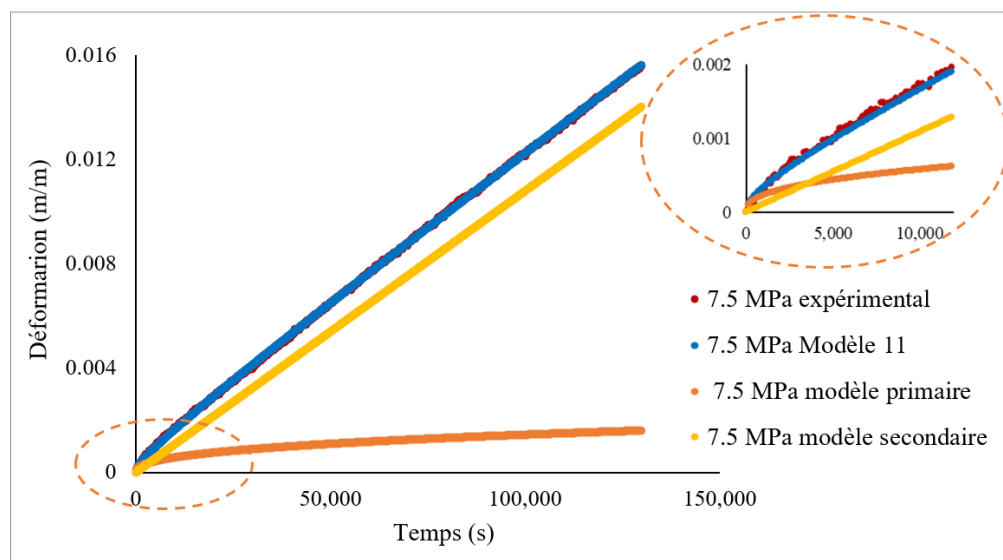


Figure 5-2 : Comparaison des courbes de fluage expérimentales et modélisées pour l'acier 1006 à 900 °C et 7.5 MPa

Il est important de noter que le fluage primaire et le fluage secondaire jouent des rôles distincts dans l'évolution de la déformation. Le premier prédomine principalement durant la phase initiale, avec un taux de fluage initialement élevé qui diminue progressivement. Le second devient particulièrement important pour les simulations de longue durée, puisqu'il permet de représenter l'accumulation progressive de la déformation lorsque le taux de fluage

tend vers un régime établi. Ainsi, bien que le taux de fluage secondaire soit inférieur à celui observé au début de la phase de fluage primaire, son effet cumulatif peut devenir plus important au cours du temps.

5.3 Interpolation des paramètres du modèle de fluage en fonction de la température

Il est important de souligner que, afin de limiter les risques de divergence lors du calcul de la déformation en fluage à des températures différentes de celles utilisées pour la calibration du modèle, les paramètres ont été interpolés tous les 25 °C. Cette interpolation linéaire a été effectuée entre les valeurs obtenues aux températures de référence (600, 800 et 900 °C). Pour les paramètres x_1 et x_5 , dont les valeurs sont de l'ordre de 10^{-n} et qui présentent une variation exponentielle avec la température, l'interpolation a été réalisée sur leurs logarithmes. Les valeurs correspondantes aux températures intermédiaires ont ensuite été obtenues par transformation inverse.

L'approche par interpolation a été choisie plutôt que par régression pour deux raisons: 1) l'interpolation est couramment utilisée en analyse numérique parce qu'elle est plus fidèle aux phénomènes physiques réels. Par exemple dans cette étude, les résultats expérimentaux montrent que la déformation par fluage de l'acier 1006 augmente fortement jusqu'à 800 °C, après quoi l'effet de la température devient moins marqué. Cette tendance se reflète dans l'évolution des paramètres du modèle, qui varient de façon significative entre 600 et 800 °C, mais beaucoup plus faiblement entre 800 et 900 °C. Cela indique que le taux de variation des paramètres n'est pas constant sur l'ensemble des températures. Une interpolation linéaire entre chaque paire de points permet donc de mieux représenter cette évolution. En revanche,

une régression globale ne permettait pas de capturer ces variations locales, menant ainsi à une tendance uniforme et donc, inadéquate pour présenter fidèlement le comportement physique du matériau. 2) le mécanisme de fluage évolue avec la température, ce qui signifie que la déformation en fluage ne suit pas toujours la même tendance selon la plage de température considérée. L'interpolation locale entre deux points permet de mieux capturer ces transitions, offrant ainsi une modélisation plus fidèle et réaliste du comportement du matériau.

5.4 Validation du modèle de fluage sélectionné

Afin de valider l'exploitation du modèle de fluage sélectionné dans le cadre de simulations, on procède ici à la modélisation de l'expérimentation en fluage/recouvrance dans le logiciel ANSYSTM.

Conséquent de la symétrie de l'échantillon, la géométrie considérée correspond à un quart d'un échantillon cylindrique (voir la Figure 5-3). Les propriétés matérielles utilisées sont celles obtenues des essais de traction, de fluage et de dilatation thermique.

Les conditions aux limites comprennent (la Figure 5-3) :

- Une charge de compression appliquée sur la surface supérieure de l'échantillon et une condition de température imposée sur le volume de l'échantillon.
- Une condition de contact sans frottement sur la face inférieure, opposée à la face d'application de la force, afin de limiter les déplacements dans les directions

normales à la surface tout en permettant le glissement sur le plateau de la presse dans la direction tangentielle. Cette hypothèse est appuyée par l'observation expérimentale des échantillons, qui ne présentaient pas d'effet tonneau significatif après les essais (Figure 4-18b).

- Des conditions de symétrie appliquées sur deux faces.

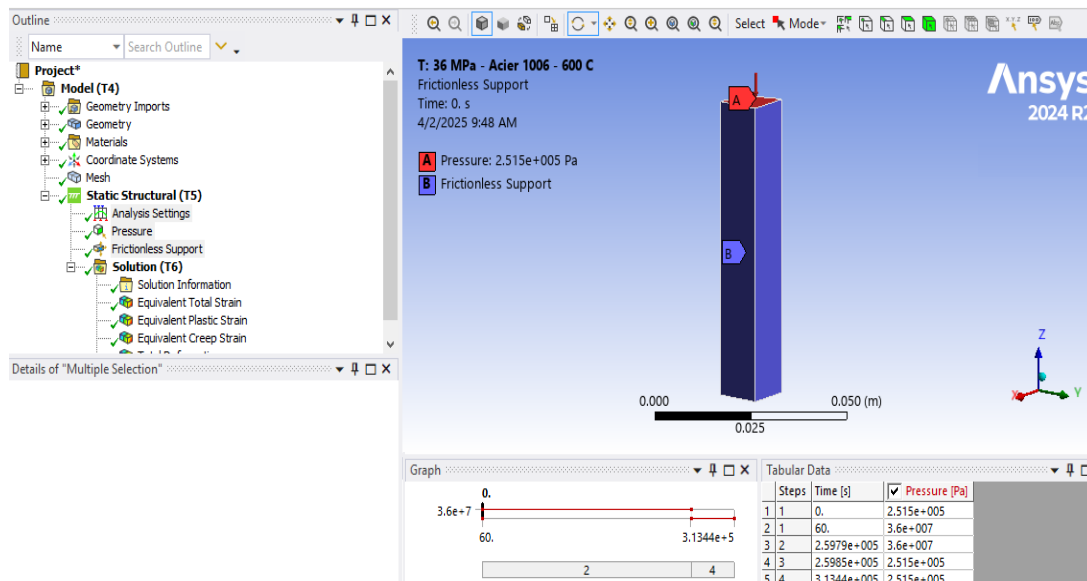


Figure 5-3 : Simulation numérique dans ANSYS™ pour valider le modèle de fluage

L'analyse a été réalisée en régime transitoire afin de prendre en compte le fluage du matériau. Les paramètres d'analyse incluent notamment :

- Un découpage temporel en quatre phases correspondant aux étapes des essais de fluage/recouvrance : chargement (60 secondes), maintien de la charge pendant la durée de la phase de fluage dans l'essai expérimental, déchargement (60 secondes), puis maintien d'une précharge légère pendant la durée prévue pour la phase de

recouvrance, selon l'essai expérimental.

- Un contrôle adaptatif du pas de temps pour assurer la stabilité et la convergence de la simulation, avec une réduction du pas lorsque la déformation dépasse un certain seuil à haute température.

La Figure 5-4 et la Figure 5-5 présentent les courbes de fluage/recouvrance prédites par le modèle numérique, respectivement pour l'acier 1006 et la fonte de scellement, pour différentes températures et différents niveaux de contrainte.

Les résultats obtenus ont été comparées aux courbes expérimentales afin de valider le modèle de fluage sélectionné. Comme le montrent la Figure 5-4 et la Figure 5-5, les simulations numériques présentent une bonne concordance avec les données expérimentales. Cela démontre que le modèle utilisé, de même que la paramétrisation du solveur dans le logiciel ANSYSTM, permettent de prédire de manière fiable le comportement en fluage de l'acier 1006 et de la fonte de scellement.

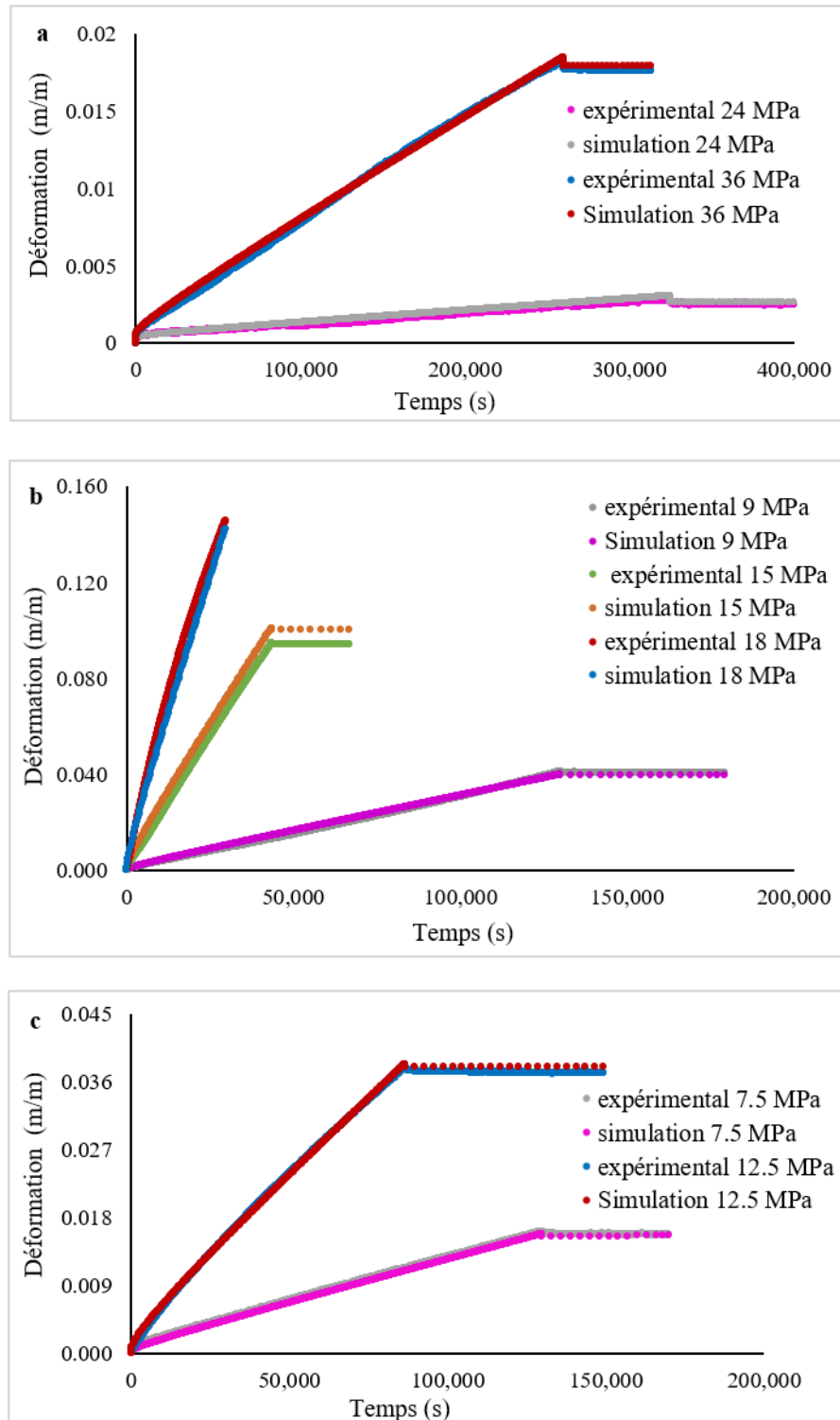


Figure 5-4 : Comparaison entre les prédictions du modèle de fluage et les essais expérimentaux pour l'acier 1006 : a.873,15 K, b. 1073,15 K, c.1173,15 K

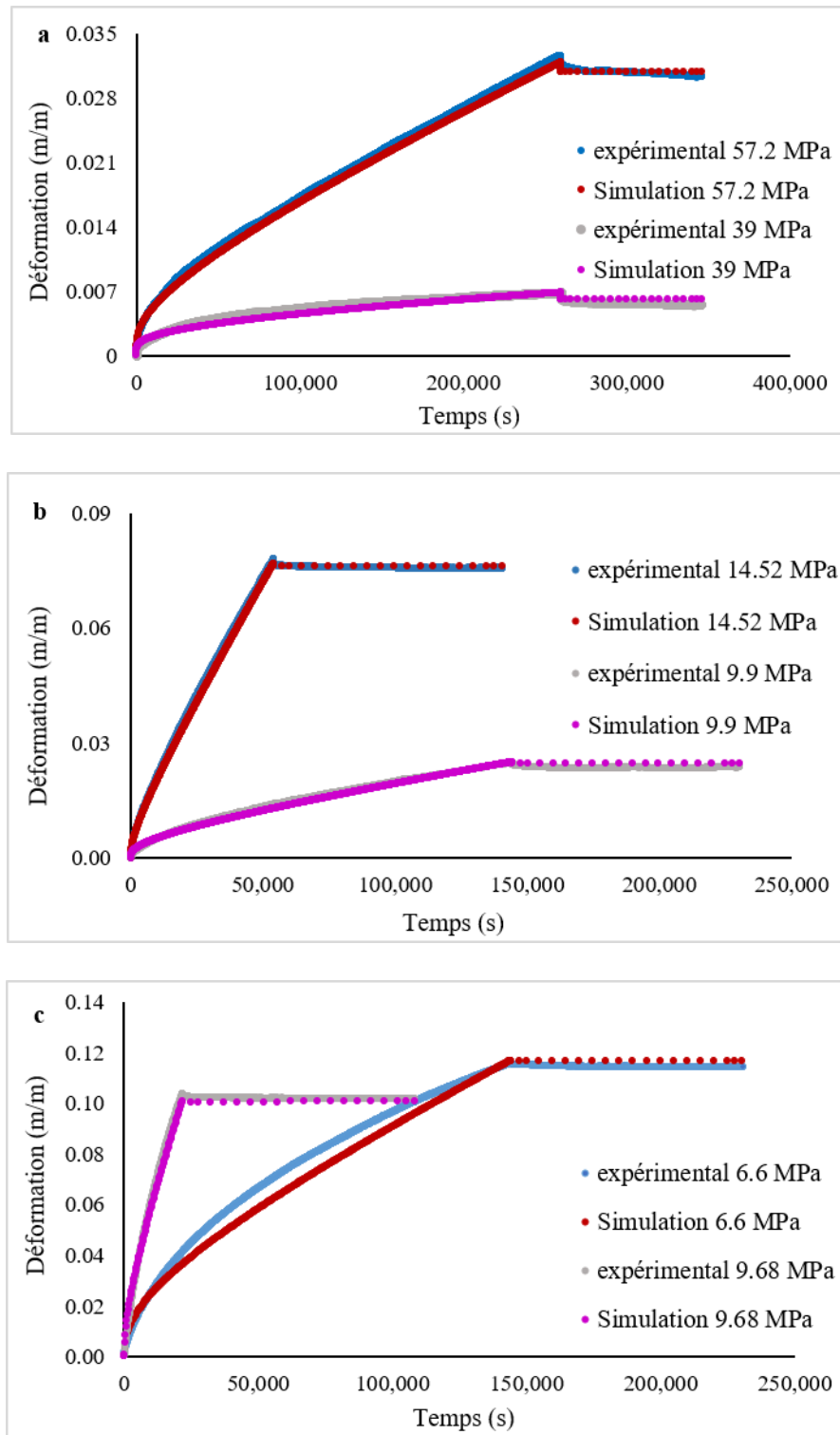


Figure 5-5 : Comparaison entre les prédictions du modèle de fluage et les essais expérimentaux pour la fonte: a.873,15 K, b. 1073,15 K, c.1173,15 K

5.5 Comportement TEM d'un assemblage cathodique

Cette section présente l'étude du comportement TEM d'un assemblage cathodique et ce, via l'exploitation d'un modèle de tranche de cellule d'électrolyse dans le logiciel ANSYS™ 2023 R1.

5.5.1 Représentation géométrique

La Figure 5-6 présente la géométrie 3D du modèle de tranche d'une cellule d'électrolyse typique, correspondant à un quart de cathode. La modélisation simplifiée d'une tranche a permis de réduire la complexité du modèle et de réduire les temps de calcul, tout en respectant des conditions aux limites représentatives de l'environnement réel de la cellule d'électrolyse. Dans ce contexte, les résultats extraits de cette étude peuvent tout de même être généralisés à l'ensemble de la cellule d'électrolyse.

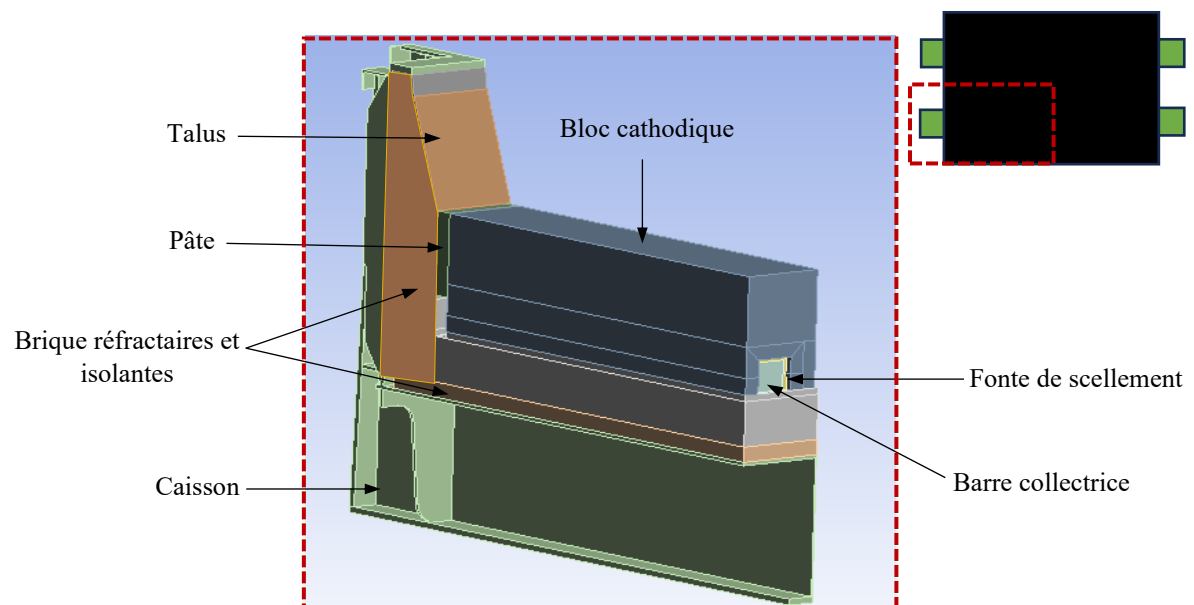


Figure 5-6 : Représentation 3D du modèle de cellule d'électrolyse dans ANSYS™

Le modèle inclut les principaux composants de la cellule d'électrolyse, notamment les matériaux réfractaires; l'assemblage cathodique (avec le bloc cathodique, la barre collectrice, la fonte de scellement et plaque de cuivre), les joints de pâte, le tout contenu à l'intérieur du caisson en acier. Le modèle considère également l'ensemble des interactions thermiques, électriques et mécaniques nécessaires entre les composants.

Les dimensions réelles des composants ainsi que leur disposition typique dans une cellule d'électrolyse industrielle ont été respectées. Les interfaces entre ces différents éléments ont été définies de manière à refléter fidèlement les conditions d'assemblage, ce qui permet une évaluation précise des effets thermiques, électriques et mécaniques au sein de la structure.

Il convient de noter que la distribution initiale de l'espace d'air obtenue à partir du scan 3D a été incluse dans le modèle. Les propriétés TEM de chaque matériau, extraites d'études précédentes [63] et des informations obtenues dans cette étude, ont été importées dans le modèle afin de reproduire fidèlement les conditions réelles de la cellule d'électrolyse. Les données extraites de l'étude menée par Richard *et al.*[15], ont été utilisées pour estimer la RCE à l'interface fonte/carbone en fonction de la température et de la pression de contact.

5.5.2 Maillage du modèle

Le modèle tranche utilisé dans cette étude a été dérivé d'un modèle complet de cellule d'électrolyse. Le maillage du modèle tranche a été généré dans ANSYS™, en reprenant les mêmes caractéristiques de maillage que celles validées pour le modèle global. Les principales propriétés du maillage sont présentées au Tableau 5-2, et un aperçu du modèle maillé est

illustré à la Figure 5-7.

Tableau 5-2 : Propriétés principales du maillage du modèle

<i>Paramètre</i>	<i>Valeur / Option</i>
<i>Nombre total d'éléments</i>	124 298
<i>Nombre total de nœuds</i>	91 334
<i>Type d'élément</i>	Maillage volumique par balayage (Sweep)
<i>Ordre des éléments</i>	Linéaire
<i>Taille globale des éléments</i>	3×10^{-2} m

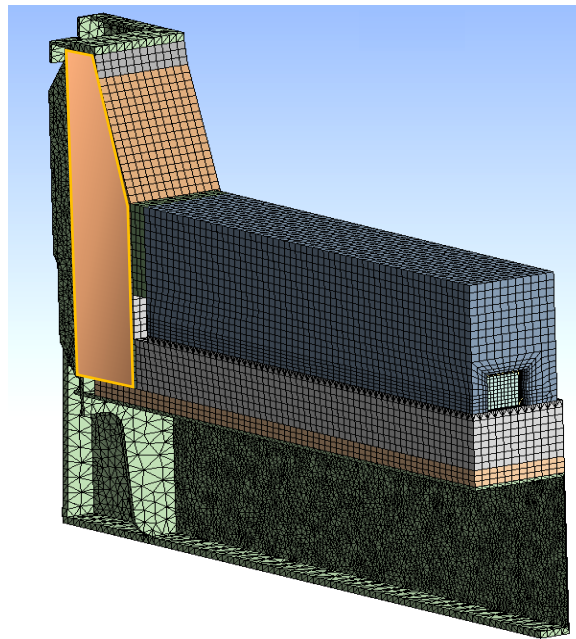


Figure 5-7 : Modèle maillé dans ANSYS™

5.5.3 Conditions initiales, conditions aux limites et stratégie de résolution

La simulation numérique a été réalisée en mode transitoire couplé TEM. La durée simulée correspond à environ 3,2 années de fonctionnement industriel. Le contrôle temporel a été géré automatiquement par ANSYS (Auto-Time Stepping). Les pas de temps minimal et maximal ont été fixés respectivement à 10^{-2} s et 10^6 s. Cette approche permet au solveur d'ajuster automatiquement la durée de chaque sous-pas en fonction de l'évolution du

comportement du système, tout en optimisant le temps de calcul.

Les conditions aux limites ont été choisies de manière à refléter fidèlement l'environnement réel d'une cellule d'électrolyse en fonctionnement. Les conditions appliquées sont les suivantes :

1. Une pression de 18 104 Pa, résultant du poids du bain et du métal liquide, a été appliquée dans la direction normale à la surface supérieure du bloc cathodique;
2. Un courant électrique de 5 kA, représentant la fraction de courant correspondant au modèle de tranche par rapport au courant total de 400 kA circulant dans la cellule d'électrolyse, a été imposé sur la face supérieure du bloc cathodique, tandis que la barre collectrice, à son extrémité située à la sortie de la cellule, est maintenue à un potentiel nul;
3. Une carte de température, extraite du modèle de cellule d'électrolyse de référence (modèle utilisé pour extraire le modèle tranche) en régime établi, a été importée et appliquée aux composants dans la phase initiale de la modélisation, correspondant à une montée en température de courte durée (environ 1 s) (voir Figure 5-8). Le modèle de cellule d'électrolyse de référence représente un quart de la cellule d'électrolyse et a été calibré à partir de mesures industrielles pour reproduire les conditions thermiques observées en fonctionnement. Cette étape permet de prendre en compte les effets thermomécaniques transitoires, tels que la dilatation thermique et l'évolution de la distribution des contraintes à l'interface fonte/carbone, tandis que le fluage est négligé au cours de cette brève phase.

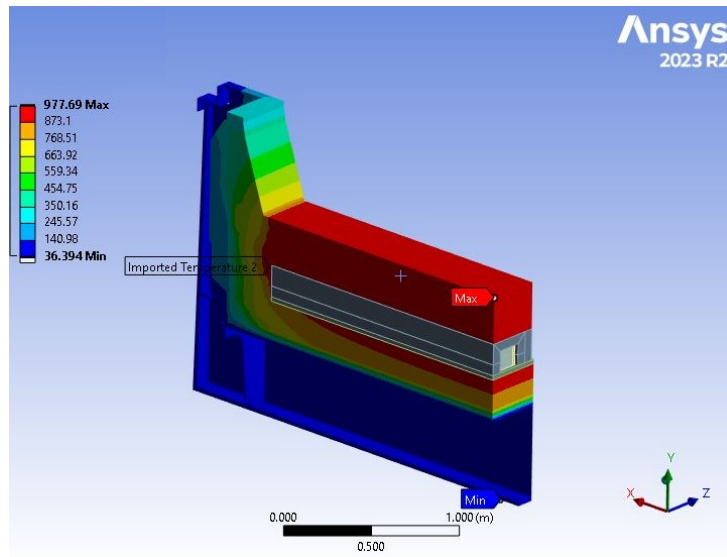


Figure 5-8 : Carte de la température initiale

4. Un flux thermique sortant de 40 kW/m^2 a été appliqué à la surface de la barre collectrice à la sortie de la cellule. Cette condition aux limites, issue du modèle de référence en régime établi, représente les pertes thermiques à travers cette surface;
5. Afin de prendre en compte la rigidité latérale de la tranche, apportée par les autres parties de la cellule d'électrolyse non considérées dans le modèle tranche (voir surface 3, Figure 5-9), deux scénarios de conditions aux limites ont été considérés afin de pouvoir prédire la plage de comportements possibles.
 - Scénario 1: les surfaces 1, 2 et 3 sont bloquées dans la direction normale à leur plan;
 - Scénario 2 : seules les surfaces 1 et 2 sont bloquées dans la direction normale.

Dans le scénario 2, seules les surfaces 1 et 2 sont bloquées, respectivement dans les

directions z et x , tandis que la surface 3 est libre de se déplacer selon l'axe z . Cette configuration, dite libérée, représente un état de moindre contrainte latérale, reflétant une interaction réduite avec les parties voisines non modélisées de la cellule. Dans le scénario 1, un blocage supplémentaire est appliqué à la surface 3 dans la direction z , créant ainsi une configuration entièrement retenue. Cette hypothèse représente une situation de rigidité maximale imposée par les autres parties de la cellule d'électrolyse, non incluses dans le modèle de tranche.

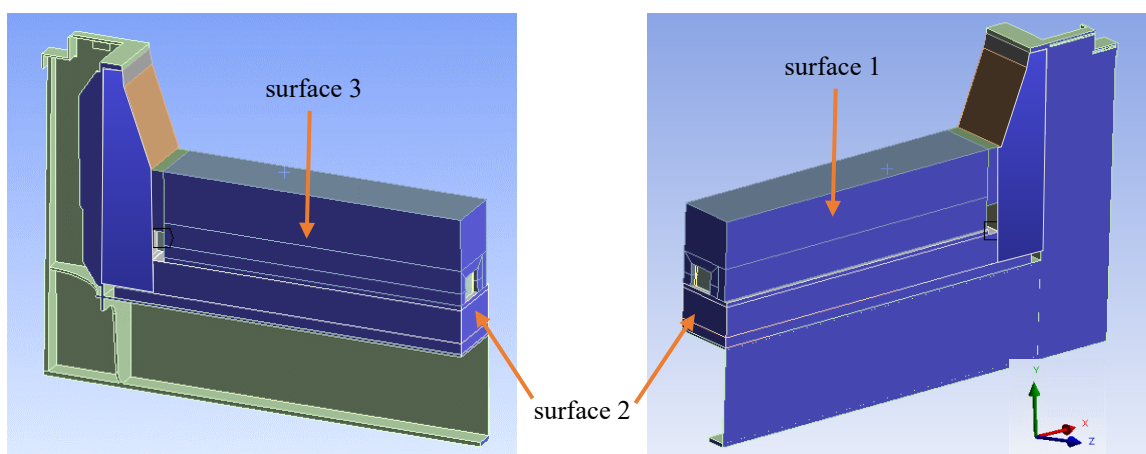


Figure 5-9 : Application des conditions aux limites sur les surfaces du modèle

Ces deux scénarios permettent d'examiner le comportement TEM du modèle dans deux conditions extrêmes. La configuration réelle se situant vraisemblablement entre ces deux cas, cette approche permet d'évaluer la sensibilité du modèle à la rigidité latérale exercée par les éléments non pris en compte dans la modélisation.

5.6 Résultats obtenus

Les simulations ont été effectuées sur un serveur équipé d'un processeur Intel® Core™ i9-13900 (24 cœurs, 32 threads) et de 128 Go de RAM. Le solveur ANSYS™ a été configuré

pour fonctionner en mode distribué sur 20 cœurs, afin d'accélérer le temps de résolution. Chaque scénario, couvrant l'équivalent de 3,2 années de fonctionnement industriel, nécessitait environ 6,5 h de calcul. La résolution a été effectuée en 244 sous-intervalles à pas de temps variables, automatiquement ajustés selon l'évolution observée. Le pas de temps varie ainsi entre un minimum de 0,2 s au début de la simulation et un maximum de 500 000 s (environ 6 jours) en régime établi.

5.6.1 Déformation en fluage et pression de contact

La Figure 5-10 présente les résultats issus de la simulation concernant l'évolution de la déformation en fluage de l'assemblage de la barre collectrice ainsi que celle de la pression de contact à l'interface fonte/carbone, pour les deux scénarios étudiés, sur une période équivalente à 3,2 années de fonctionnement de la cellule d'électrolyse. Étant donné que la déformation et la pression de contact ne sont pas uniformément réparties le long de l'assemblage, les courbes ont été établies à partir des valeurs moyennes fournies par ANSYS™ à chaque intervalle de temps de la simulation. Cette méthode permet d'obtenir une vue d'ensemble de l'évolution de ces grandeurs au fil du temps.

Pour les deux scénarios analysés, la déformation en fluage augmente rapidement au début, puis ralentit progressivement. Cette évolution initiale rapide est attribuable au fluage primaire des composants de l'assemblage de la barre collectrice, caractérisé par un taux de déformation élevé sous l'effet des fortes contraintes (pression de contact initiale) et des températures élevées. Ce fluage entraîne une relaxation des contraintes à l'interface fonte/carbone, ce qui diminue progressivement la pression de contact. Cette baisse de

contrainte réduit à son tour le taux de fluage, qui dépend fortement du niveau de contrainte appliquée. Les courbes indiquent qu'après environ deux mois de fonctionnement, un régime quasi stationnaire est atteint, où la pression de contact et la déformation évoluent à un rythme constant.

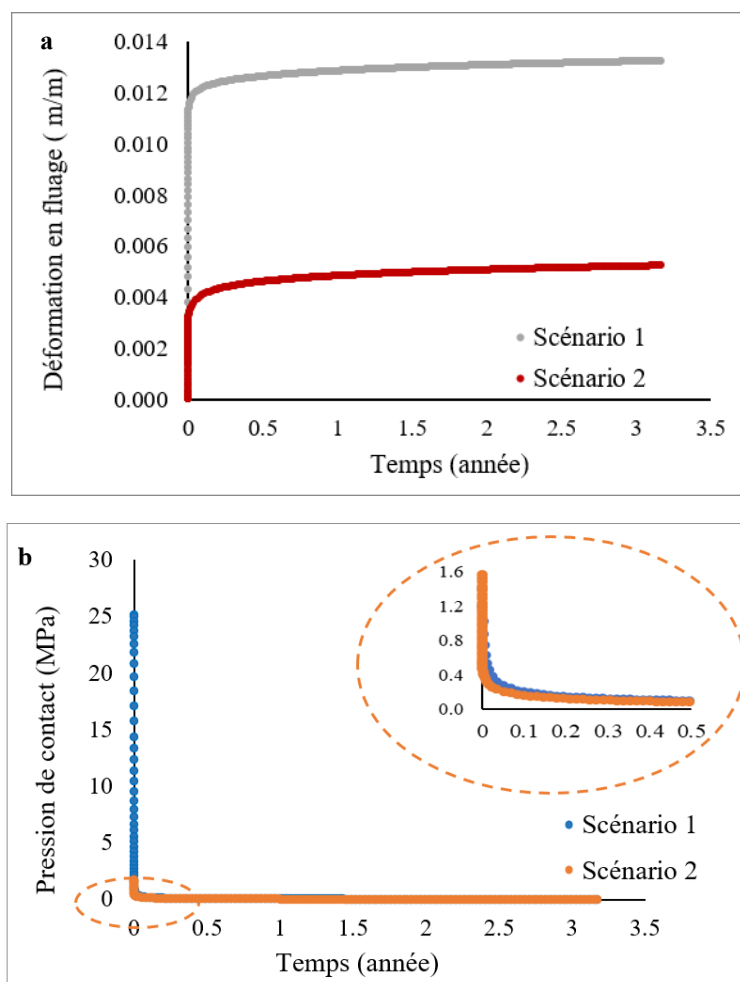


Figure 5-10 : Évolution de la déformation en fluage et de la pression de contact au cours du fonctionnement de la cellule d'électrolyse pour les deux scénarios considérés

Le taux de déformation en fluage en régime établi est identique pour les deux scénarios, soit 0,0002 m/m/an. De même, la pression de contact diminue à un taux constant de

-0,02 MPa/an, traduisant une réduction progressive de la contrainte exercée au fil du temps.

Étant donné que le bloc cathodique est retenu dans le scénario 1, la contrainte initiale à l'interface y est plus élevée que pour le scénario 2. Cette contrainte accrue génère un taux de déformation par fluage plus important dès les premiers instants de fonctionnement. Par conséquent, une relaxation de contrainte se produit rapidement à la surface de contact, entraînant une diminution notable de la pression de contact durant le premier mois d'opération. Les résultats révèlent qu'en moins d'un mois, le taux de déformation par fluage et de pressions de contact dans les deux scénarios convergent vers des valeurs très proches. Cette convergence rapide indique que les conditions aux limites imposées dans les deux scénarios n'influencent le comportement mécanique du modèle que sur une courte période et qu'elles n'affectent pas significativement le comportement à long terme.

5.6.2 Comparaison des chutes de tension avec les mesures industrielles

La Figure 5-11 présente l'évolution de la chute de tension de l'assemblage cathodique pour les deux scénarios considérés sur une période de 3,2 ans de fonctionnement de la cellule d'électrolyse. Comme l'illustre la Figure 5-11, l'évolution de la chute de tension à travers l'assemblage cathodique présente un comportement similaire dans les deux scénarios et suit également la même tendance que la déformation en fluage. Elles augmentent rapidement au début, puis leur taux de croissance diminue progressivement jusqu'à atteindre un régime établi, caractérisé par un taux d'augmentation constant d'environ 0,002 V/an (2 mV/an) pour les deux scénarios. Cette tendance à l'augmentation de la chute de tension résulte d'une élévation progressive de la RCE à l'interface. Étant donné que la RCE est inversement

proportionnelle à la pression de contact, la diminution de cette dernière, causée par la déformation en fluage des composants de l'assemblage de la barre collectrice, entraîne une augmentation de la RCE, et par conséquent, une hausse progressive de la chute de tension.

Il convient de noter que la différence entre les deux scénarios reste très faible. Les courbes de chute de tension se rapprochent rapidement, avec un écart maximal d'environ 3 mV observé après le premier mois de fonctionnement. Cela montre que la chute de tension est également peu sensible aux variations des conditions de retenue latérales à long terme. Étant donné la similarité des résultats entre les deux scénarios à long terme, la suite de l'étude portera uniquement sur le scénario 1, considéré comme représentatif. Ce choix permet de simplifier l'interprétation des résultats sans pour autant en altérer la validité.

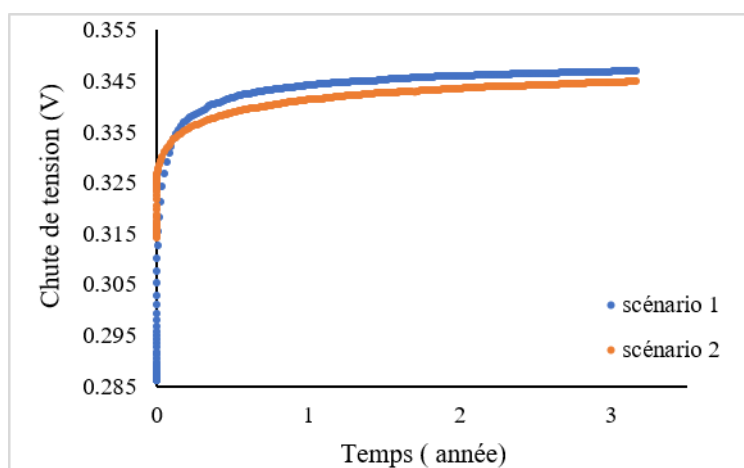


Figure 5-11 : Évolution de la chute de tension de l'assemblage cathodique pour les deux scénarios

Les résultats de simulation ont ensuite été comparés aux données industrielles issues de l'AAI. La variation de la chute de tension de l'assemblage cathodique, mesurée sur une

cellule d'électrolyse en régime établi chez AAI, est rapportée à 52 mV sur une période de cinq ans de fonctionnement, soit un taux moyen de 10.4 mV/an. En comparant ce taux avec celui obtenu par simulation (2 mV/an), il apparaît que le fluage de l'assemblage de la barre collectrice contribue à environ 19 % de la chute de tension observée en conditions réelles. Cela indique que le fluage à haute température a un impact significatif sur les performances électriques de l'assemblage cathodique. Il est donc essentiel de prendre en compte le fluage des composants lors de l'étape de conception afin d'optimiser la performance électrique des assemblages cathodiques.

L'écart entre la simulation et les données industrielles s'explique par d'autres mécanismes non pris en compte dans ce modèle, notamment:

1. Changement du comportement mécanique des composants de la cathode du à la contamination chimique :

Au cours du fonctionnement, divers composants du bain électrolytique, tels que l'aluminium et le sodium, ainsi que certaines impuretés issues de la fonte de scellement elle-même, comme le phosphore [6], peuvent migrer vers la fonte de scellement et la barre collectrice. Cette contamination chimique est susceptible d'altérer les propriétés électriques et mécaniques des matériaux et des interfaces, notamment leur comportement en fluage. Ces modifications peuvent à leur tour influencer la RCE et entraîner une variation de la chute de tension au sein de l'assemblage cathodique.

2. Déformation supplémentaire de l'assemblage de la barre collectrice et modification de

la répartition des contraintes à l'interface fonte/carbone, induites par le gonflement des briques réfractaires :

Le gonflement des briques réfractaires, provoqué par la pénétration des composés sodiques et leur réaction avec les constituants des briques, engendre des pressions importantes sur la barre collectrice à l'extrémité sortant de la cellule d'électrolyse. Ce phénomène peut entraîner une déformation additionnelle de l'assemblage de la barre collectrice, tout en modifiant l'état de contrainte à l'interface fonte/carbone, en raison du déplacement de la barre à l'intérieur de l'assemblage cathodique. Ces altérations affectent directement le comportement électromécanique global de l'assemblage.

3. Érosion et fissuration du bloc cathodique :

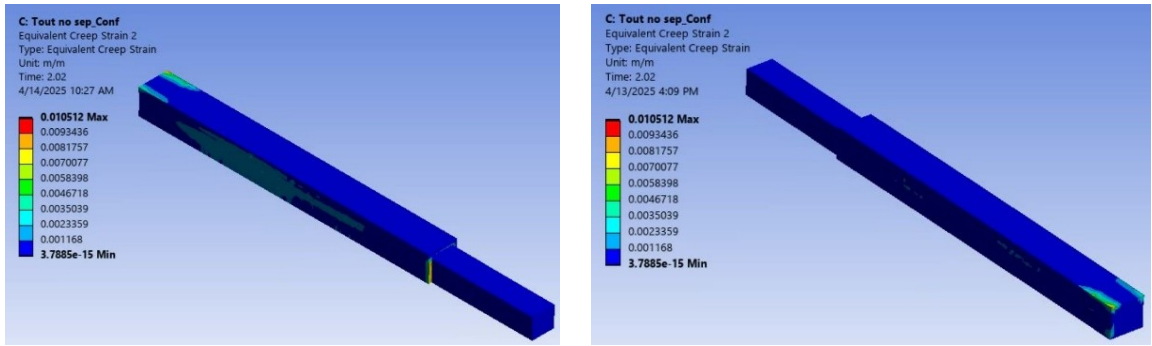
Au cours de l'opération, le mouvement de la nappe de métal, combiné aux réactions chimiques des éléments en présence dans le bain et le métal avec la cathode entraîne une érosion progressive du plan cathodique tout au long de la durée de vie de la cellule d'électrolyse. Les zones érodées sont progressivement comblées par le métal liquide, ce qui modifie l'équilibre thermique de la cellule ainsi que sa chute de tension.

Par ailleurs, le bloc cathodique est également vulnérable à la fissuration dans les zones exposées à de forts gradients thermiques, qui entraînent des concentrations de contraintes mécaniques. Ces fissures introduisent des discontinuités dans le trajet du courant électrique, entraînant ainsi une augmentation de la résistance électrique de la cellule d'électrolyse.

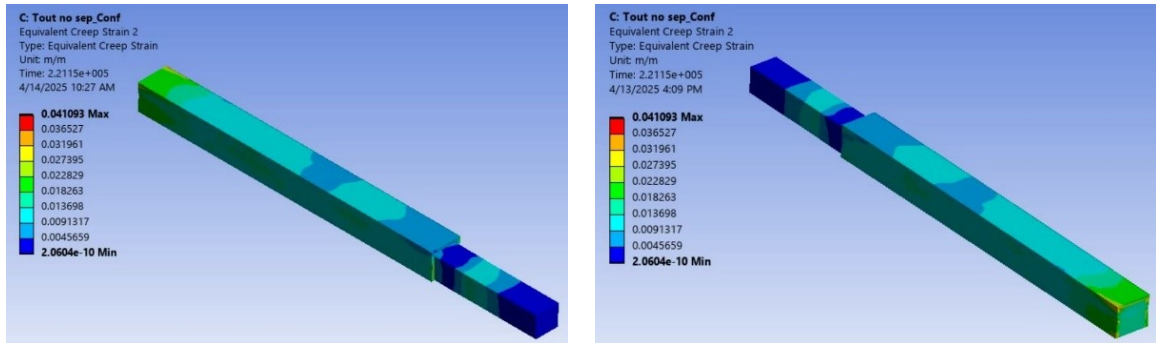
5.6.3 Distribution de la déformation en fluage, la pression de contact et la densité de courant le long de l'assemblage de la barre collectrice

La distribution de la déformation en fluage, la pression de contact et la densité de courant le long de l'assemblage de la barre collectrice sont étudiés à différents instants du fonctionnement afin d'évaluer l'impact du fluage sur la distribution de courant au cours du temps. Plus précisément, ces paramètres sont présentés à quatre moments: au début de la simulation, après environ trois et six jours, puis après huit mois d'opération. Ces intervalles ont été sélectionnés en fonction du rythme d'évolution observé, initialement rapide, puis s'atténuant progressivement, ce qui est cohérent avec le comportement en fluage.

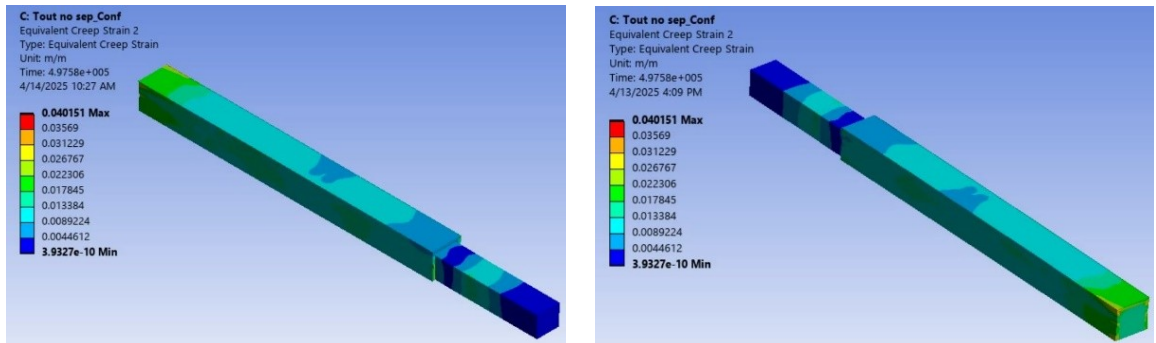
La Figure 5-12 illustre l'évolution de la déformation en fluage de l'assemblage de la barre collectrice à ces différents moments. Les vues situées à gauche montrent la distribution de la déformation sur la surface latérale externe, orientée vers la paroi extérieure du bloc cathodique. Celles de droite correspondent à la surface latérale interne, située du côté central du bloc, là où le scellement est réalisé.



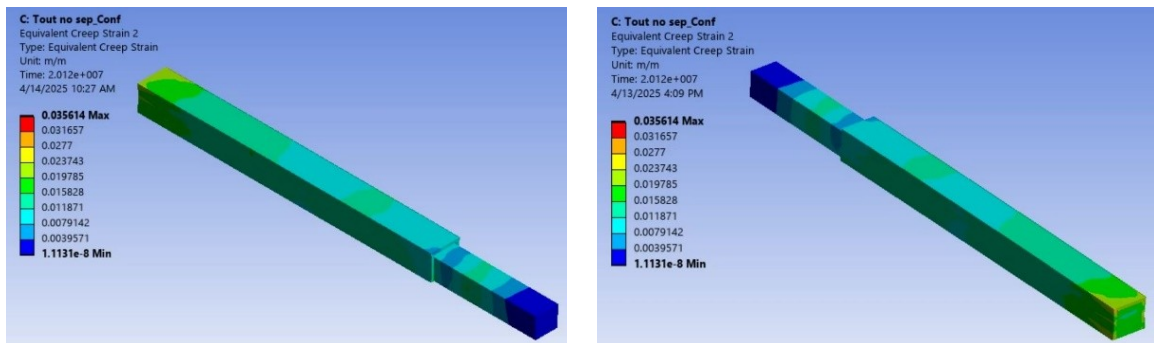
Au début de fonctionnement



Après environ 3 jours de fonctionnement



Après environ 6 jours de fonctionnement

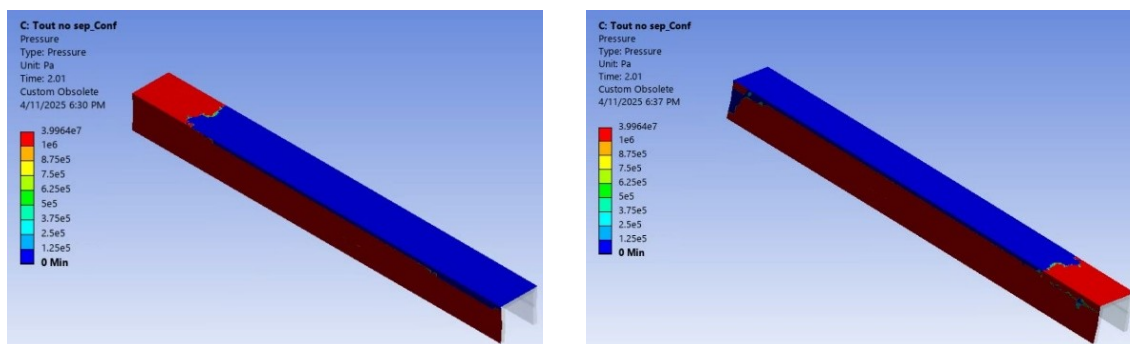


Après environs 8 mois de fonctionnement

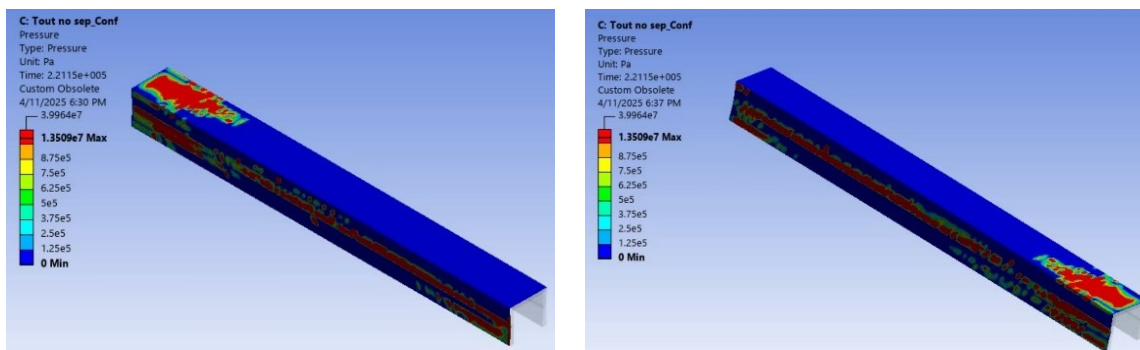
Figure 5-12 : La distribution de la déformation en fluage le long de l'assemblage de la barre collectrice; gauche: côté externe; droite: côté interne

Une répartition non uniforme de la déformation en fluage est observée dès le début du fonctionnement sur l'ensemble de l'assemblage de la barre collectrice, tant sur sa face supérieure que sur ses faces latérales. Étant donné que le fluage est fortement influencé par la température et le niveau de contrainte, il se manifeste de manière plus prononcée à l'extrémité de la barre située au centre de la cellule, où la pression de contact et la température sont les plus élevées. À l'inverse, à l'extrémité opposée, où la pression est faible et la température plus modérée, la déformation en fluage reste négligeable. Avec le temps, la zone affectée par le fluage s'étend progressivement, si bien qu'après environ huit mois de fonctionnement, une part importante de l'assemblage présente des déformations significatives, témoignant de l'effet cumulatif du phénomène sur le long terme.

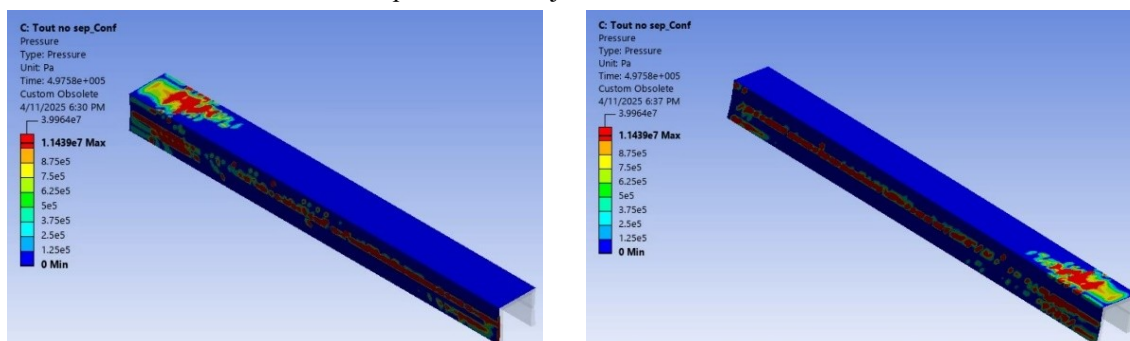
Comme le montre la Figure 5-13, la pression de contact est initialement élevée à l'extrémité centrale de la cellule, sur la surface supérieure et les faces latérales de l'assemblage. Cette répartition s'explique par la présence d'un espace d'air initial non uniforme à l'interface fonte/carbone, ainsi que par les différences d'expansion thermique entre l'assemblage de la barre collectrice et le bloc cathodique. Au fil du temps, avec la progression du fluage, une diminution progressive de la pression de contact est observée. Après environ huit mois de fonctionnement, une pression significative ne persiste que dans quelques zones localisées sur les surfaces supérieure et latérales, tandis qu'elle devient très faible dans le reste de l'assemblage.



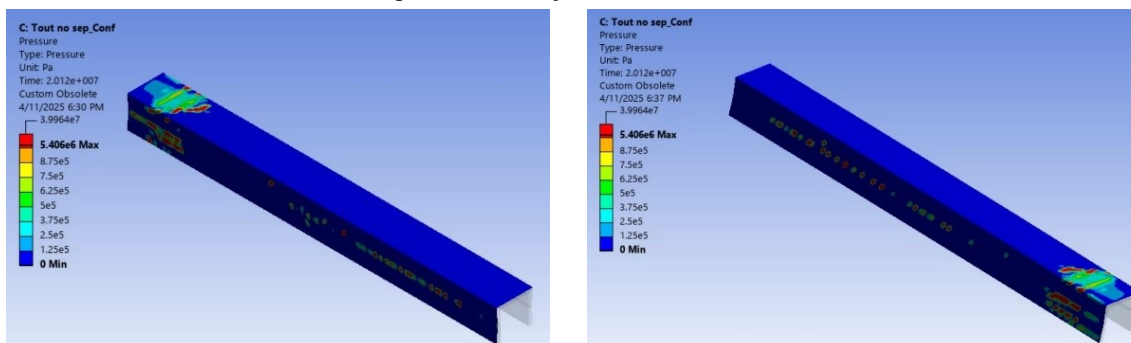
Au début de fonctionnement



Après environ 3 jours de fonctionnement



Après environ 6 jours de fonctionnement



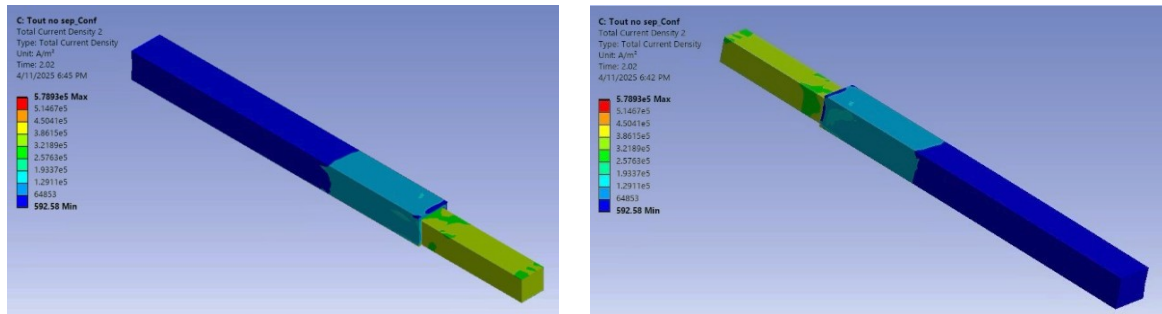
Après environs 8 mois de fonctionnement

Figure 5-13 : La distribution de la pression de contact le long de l'assemblage de la barre collectrice; gauche: côté externe; droite: côté interne

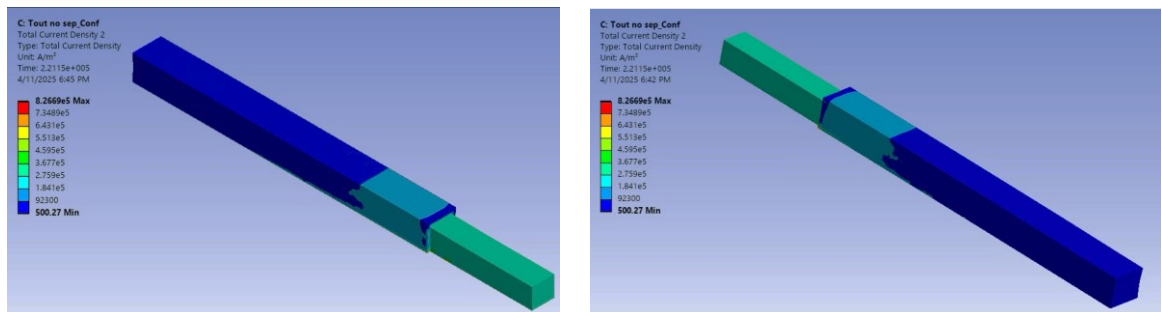
La Figure 5-14 présente la distribution de la densité de courant le long de l'assemblage de la barre collectrice. Il est observé qu'au début de la simulation, la densité de courant est plus élevée à l'extrémité située du côté de la sortie de la cellule d'électrolyse, et ce malgré une pression de contact plus importante à l'extrémité opposée, au centre de la cellule, sur la surface supérieure. Cela s'explique par le fait que la distribution du courant ne dépend pas uniquement de la pression de contact, mais également de l'effet de bord, induit par la configuration géométrique et électrique de l'assemblage. En effet, bien que la pression soit plus élevée au centre de la barre, cette zone, plus éloignée des connexions vers les barres omnibus, participe moins au transport du courant. Ce dernier tend à se concentrer dans les régions plus proches des points de connexion. Cependant, au fil du temps, le relâchement progressif de la pression de contact dû au fluage des composants de l'assemblage de la barre collectrice entraîne une augmentation locale de la RCE. Cette évolution, particulièrement marquée dans les zones où la déformation par fluage est plus importante, fragilise le contact mécanique et provoque une redistribution du courant vers des zones présentant une résistance moindre. Encore une fois, l'extrémité de l'assemblage, du côté de la sortie de la cellule, présente un taux de déformation par fluage plus faible, ce qui permet de maintenir une RCE réduite et, par conséquent, une densité de courant plus élevée dans cette région.

À mesure que la déformation par fluage progresse et que le contact mécanique se détériore, la zone de forte densité de courant devient de plus en plus restreinte. Après environ huit mois de fonctionnement, elle est confinée à une petite région située au bas des surfaces latérales de l'assemblage de la barre collectrice. Cette concentration localisée du courant peut entraîner un échauffement excessif dans cette zone, aggravant les contraintes thermiques

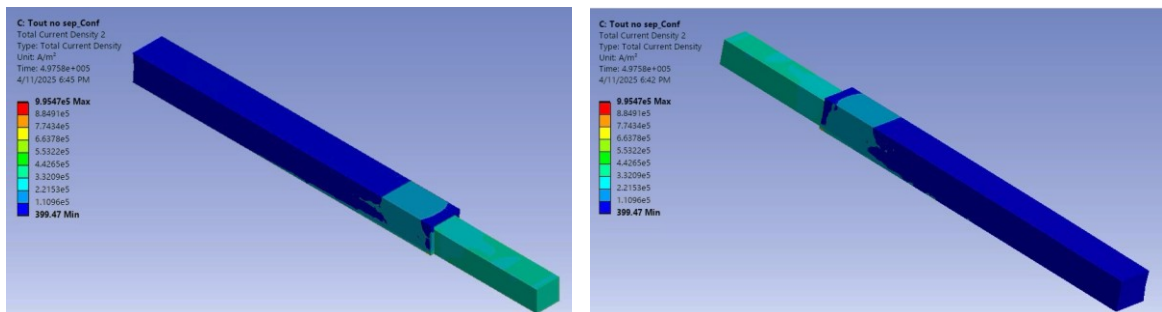
locales, et contribuant ainsi à la dégradation prématurée de l'assemblage.



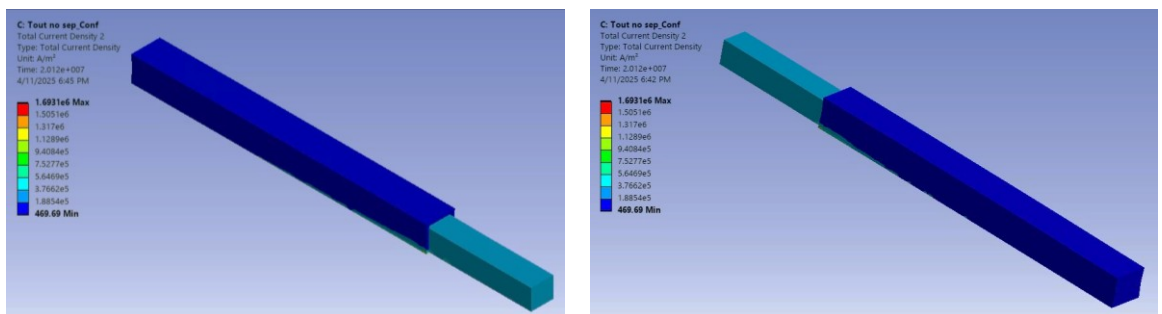
Au début de fonctionnement



Après environ 3 jours de fonctionnement



Après environ 6 jours de fonctionnement



Après environs 8 mois de fonctionnement

Figure 5-14 : La distribution de densité du courant au cours de fonctionnement; gauche: côté externe; droite: côté interne

Il convient de souligner qu'après environ huit mois, la distribution de la densité de courant atteint un état stable, traduisant une évolution lente des conditions de contact à l'interface.

5.6.4 Contribution respective du fluage de l'acier 1006 et de la fonte de scellement à la chute de tension de l'assemblage cathodique

Finalement, afin de déterminer lequel des matériaux, entre l'acier 1006 ou la fonte de scellement, joue un rôle prédominant dans la performance électrique de l'assemblage cathodique au cours du fonctionnement de la cellule d'électrolyse, deux scénarios spécifiques ont été considérés. Dans le premier scénario, seul le comportement en fluage de la fonte de scellement a été pris en compte, l'acier 1006 étant supposé sans fluage. Dans le second scénario, c'est l'inverse, seul l'acier 1006 a été autorisé à fluer au cours du temps. Ces deux scénarios ont été comparés au modèle de référence dans lequel le fluage est pris en compte pour les deux matériaux. La Figure 5-15 présente la chute de voltage obtenu à partir de modèle pour les trois cas étudiés.

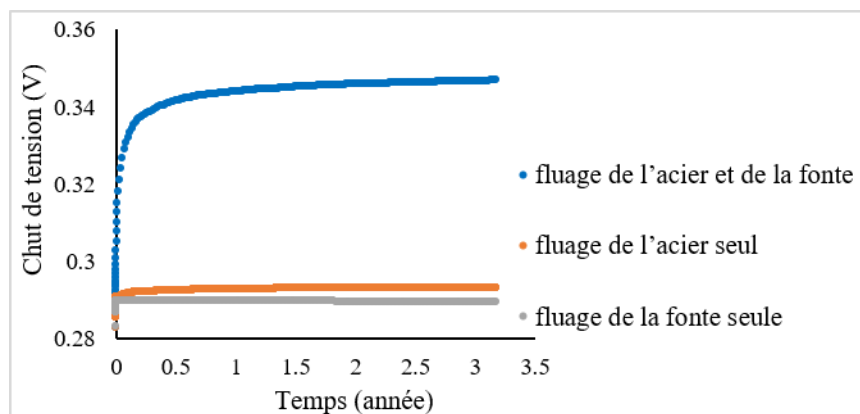


Figure 5-15 : Évolution de la chute de tension de l'assemblage cathodique selon le comportement en fluage des matériaux constitutifs

Lorsque seule la fonte flue, une chute de tension transitoire rapide est observée au début du fonctionnement. Par la suite, la chute de tension se stabilise rapidement vers un taux de variation pratiquement nul. En fait, la fonte occupe un volume relativement mince dans l'assemblage. Sa capacité à générer une déformation globale significative est donc limitée par sa géométrie. En conséquence, la pression de contact est peu affectée spécialement en régime établi, ce qui entraîne une variation négligeable de la RCE.

Dans le cas où seul l'acier 1006 flue, la chute de tension devient plus marquée, tant en régime transitoire qu'en régime établi, par rapport au cas précédent. Cela indique une contribution plus significative du fluage de l'acier 1006 à la dégradation des performances électriques. Toutefois, comme la fonte reste en régime élastique dans ce cas, elle agit comme un point d'appui mécanique qui contribue à maintenir une certaine pression de contact et freine l'évolution des déformations. Le taux de chute de tension en régime stationnaire est de 0.2 mV/an, soit dix fois moins que dans le cas où les deux matériaux fluent simultanément.

Lorsque le fluage est activé à la fois pour l'acier 1006 et la fonte de scellement, une augmentation marquée de la chute de tension est observée. Ce comportement souligne que la réponse globale de l'assemblage cathodique ne résulte pas d'une simple superposition linéaire des effets individuels de chaque matériau. L'interaction entre deux matériaux sujets au fluage entraîne une diminution rapide et soutenue de la pression de contact, ce qui se traduit par la chute de tension la plus importante parmi les trois scénarios analysés.

En somme, bien que le fluage de l'acier 1006 semble avoir un impact plus marqué sur la performance électrique de l'assemblage, le rôle mécanique de la fonte ne doit pas être sous-

estimé. En agissant comme un appui pour la barre collectrice, elle contribue à limiter la déformation de l'assemblage. Cela suggère que, dans la réalité, le renforcement de la fonte de scellement, afin de réduire sa sensibilité au fluage, pourrait contribuer à préserver la pression de contact et, par conséquent, à diminuer la chute de tension. Cette approche pourrait représenter une piste d'optimisation pertinente pour améliorer la performance électrique de l'assemblage cathodique.

CHAPITRE 6

CONCLUSION

6.1 Généralité

Ce chapitre présente une synthèse des travaux réalisés, accompagnée des principales conclusions et recommandations issues de l'étude. Celle-ci visait principalement à quantifier l'impact du comportement TEM de l'assemblage cathodique sur la performance électrique des cellules d'électrolyse. Les résultats obtenus ont permis de mieux cerner l'interaction entre les phénomènes thermiques, mécaniques et électriques au sein de l'assemblage cathodique, contribuant ainsi au développement d'outils pertinents pour optimiser sa conception et en accroître l'efficacité énergétique

6.2 Rétrospectives

Pour atteindre l'objectif principal de cette étude, une approche combinée d'investigations expérimentales et de simulations numériques a été adoptée:

Dans un premier temps, la distribution de l'espace d'air initial à l'interface fonte/carbone cathodique, formée à la suite du processus de scellement de la barre collectrice dans la cathode, a été caractérisée à l'aide de la technologie de scan 3D. Cette méthode innovante,

de plus en plus utilisée dans le domaine de l'ingénierie de haute précision, a permis d'obtenir une cartographie détaillée de la répartition de l'espace d'air à l'interface.

Dans un second temps, une caractérisation des matériaux métalliques de l'assemblage cathodique, l'acier de la barre collectrice et la fonte de scellement, a été effectuée à haute température, jusqu'à 1000 °C. Cette étape cruciale inclut notamment des essais de dilatation thermique, de traction et de fluage. Les essais de dilatation et de traction ont été réalisés à l'aide de la technique de corrélation d'images numériques, une méthode de mesure avancée, sans contact, offrant une grande précision dans le suivi des déformations. Les essais de fluage/recouvrance ont également été menés pour évaluer le comportement différé des matériaux sous charge constante et à température élevée. La phase de recouvrance a permis de séparer les déformations viscoélastiques et viscoplastiques.

Pour modéliser le comportement en fluage des matériaux étudiés, le modèle de fluage #11 d'ANSYS™, intégrant à la fois les phases de fluage primaire et secondaire, a été retenu. Les données expérimentales ont servi à calibrer les paramètres du modèle à l'aide de l'outil MAPDL dans ANSYS™. La validation du modèle a ensuite été effectuée en simulant des essais de fluage/recouvrance et en comparant les prédictions du modèle de fluage aux mesures expérimentales. La bonne concordance entre les résultats simulés et mesures expérimentales a confirmé la capacité du modèle à reproduire de manière fiable le comportement en fluage de l'acier et de la fonte.

Finalement, une fois toutes les données nécessaires rassemblées, un modèle numérique représentant une tranche de cellule d'électrolyse, correspondant à un quart de la cathode, a

été développé dans ANSYS™ afin d'étudier le comportement TEM de l'assemblage cathodique sur une période de 3,2 ans de fonctionnement de cellule d'électrolyse.

6.3 Faits saillants

Distribution de l'espace d'air initial à l'interface fonte/ carbone : les résultats extraits de scan 3D ont montré une distribution fortement asymétrique sur toute la longueur de la barre collectrice, tant sur la surface de contact supérieure que latérales. La détermination de cet espace, qui n'avait pas été étudié avec autant de précision auparavant, a permis d'établir des conditions réalistes pour la modélisation numérique des cellules d'électrolyse.

Déformation d'origine thermique : Les essais de dilatation thermique ont révélé une expansion significative de l'acier de la barre collectrice et de la fonte de scellement à haute température, atteignant environ 1,2 % à 1000 °C. Cette valeur est nettement supérieure à l'expansion thermique rapportée pour le bloc cathodique dans la littérature, qui est d'environ 0,4 % à la même température [9]. Une telle dilatation joue un rôle clé dans la fermeture de l'espace d'air initial au démarrage de la cellule d'électrolyse, entraînant une augmentation notable de la pression de contact à l'interface. Par ailleurs, un retrait marqué a été observé entre 750 °C et 900 °C (voisinage des températures d'opération de la cellule d'électrolyse), phénomène attribué à une transformation de phase microstructurale, de la ferrite vers l'austénite, dans les matériaux étudiés.

Caractérisation mécanique : Les essais de traction ont mis en évidence une forte sensibilité des composants métalliques de l'assemblage cathodique à la température et à la

contrainte mécanique. Les propriétés mécaniques telles que la limite d'élasticité, le module de Young et la résistance à la traction ultime diminuent significativement avec l'élévation de la température, rendant ces matériaux plus vulnérables à la déformation plastique sous charge.

Comportement en fluage : Les composants métalliques de l'assemblage cathodique ont présenté une déformation en fluage fortement influencée par la température et le niveau de contrainte appliqué. L'analyse de la phase de recouvrance des essais a révélé que la majeure partie des déformations induites par le fluage est de nature viscoplastique et donc irréversible. La déformation permanente importante observée à haute température, même sous des contraintes relativement faibles, met en évidence la nécessité d'intégrer les effets du fluage dans la conception des assemblages cathodiques pour garantir leur performance et leur durabilité.

Comportement TEM de l'assemblage cathodique : Les simulations du fonctionnement de la cellule d'électrolyse sur une période de 3,2 ans ont révélé une augmentation rapide de la déformation par fluage durant le premier mois d'opération, suivie d'un ralentissement progressif jusqu'à atteindre un taux constant après environ deux mois. Cette évolution engendre une diminution progressive des pressions de contact à l'interface fonte/carbone, provoquant une élévation de la RCE et, par conséquent, une hausse de la chute de tension dans l'assemblage cathodique. La comparaison des résultats de simulation avec les données fournies par le partenaire industriel a permis d'estimer qu'environ 19 % de la chute de tension de l'assemblage cathodique est attribuable à la déformation en fluage de l'assemblage de la

barre collectrice. Ces résultats soulignent l'importance cruciale de prendre en compte les effets du fluage lors de la conception et de l'optimisation des assemblages cathodiques.

En résumé, cette étude fournit des résultats essentiels pour les ingénieurs concepteurs et chercheurs impliqués dans le design des cellules d'électrolyse. Une compréhension approfondie des phénomènes TEM affectant l'assemblage cathodique leur permet de développer des solutions concrètes visant à optimiser sa conception, améliorer son rendement énergétique et réduire les coûts de production.

6.4 Recommandations

Ce chapitre se termine par des recommandations pour orienter les travaux futurs et proposer des solutions pratiques pour améliorer l'optimisation des assemblages cathodiques.

Exploitations potentielles du modèle numérique développé

Le modèle numérique développé dans cette étude constitue une plateforme robuste pour approfondir l'analyse des phénomènes TEM régissant le comportement de l'assemblage cathodique des cellules d'électrolyse. Plusieurs pistes de recherche peuvent être envisagées, parmi lesquelles :

- L'intégration des phases transitoires de préchauffage et de démarrage de la cellule, qui n'ont pas été explicitement considérées dans le modèle actuel. Dans cette étude, une carte de température correspondant au régime établi a été appliquée directement au modèle afin de reproduire l'état thermomécanique de fonctionnement stable de la

cellule. Ainsi, bien que les effets finaux de la dilatation thermique soient pris en compte, l'évolution progressive des champs de température, des contraintes et des déformations durant les étapes de préchauffage et de démarrage n'a pas été simulée. L'intégration de ces étapes permettrait d'analyser plus finement l'évolution temporelle des conditions de contact à l'interface fonte/carbone, notamment les mécanismes de fermeture locale de l'espace d'air ainsi que leur influence sur la distribution des densités de courant, les contraintes mécaniques et les risques de dégradation associés à ces phases transitoires.

- L'analyse détaillée des contraintes mécaniques dans le bloc cathodique au cours du démarrage et du fonctionnement, afin d'identifier les zones les plus sollicitées et les mécanismes susceptibles de conduire à la fissuration ou à la dégradation prématurée.

Effet de la simplification géométrique de l'espace d'air sur la réponse TEM

Le modèle développé dans cette étude intègre la distribution d'air initial obtenue par scans 3D. Une analyse complémentaire pertinente consisterait à remplacer cette distribution réaliste par une valeur constante de 0,5 mm, couramment utilisée dans les simulations, afin d'évaluer de manière comparative l'impact de la distribution réel sur les performances TEM de l'assemblage cathodique.

Impact de la contamination sur les caractéristiques mécaniques et le fluage

Dans cette étude, les essais mécaniques ont été réalisés sur des échantillons d'acier 1006 et de fonte de scellement tirés de l'assemblage scellé et avant leur utilisation dans la cellule.

Cependant, les conditions réelles de fonctionnement, notamment la contamination chimique subie par ces composants, peuvent modifier leurs propriétés thermiques, électriques et mécaniques. Ainsi, analyser l'impact de cette contamination sur l'évolution des propriétés mécaniques et sur la déformation différée des matériaux contribuerait significativement à améliorer les modèles numériques et à reproduire plus fidèlement les conditions opérationnelles dans les simulations.

Optimisation de la composition des matériaux pour augmenter la résistance au fluage

Des études antérieures [64-66] ont prouvé que l'ajout de certains éléments d'alliage, comme le chrome, le nickel et le molybdène, améliore la résistance au fluage des aciers à température élevés. Inclure ces éléments, qui présentent aussi une bonne conductivité électrique, dans la composition de la barre collectrice et de la fonte de scellement peut être une solution pratique pour renforcer leurs propriétés mécaniques à haute température. Cela permet de maîtriser la déformation différée de ces matériaux, contribuant ainsi à maintenir les performances électriques de l'assemblage cathodique pendant son fonctionnement.

Impact de l'érosion du bloc cathodique sur la performance électrique

Le modèle développé dans cette étude ne prend pas en compte l'érosion du plan cathodique, un phénomène actuellement inévitable au cours de la durée de vie d'une cellule d'électrolyse, pouvant modifier la chute de tension de la cellule d'électrolyse. L'intégration de ce phénomène dans les simulations permettrait d'obtenir des résultats plus représentatifs des conditions réelles de fonctionnement.

Impact du gonflement des briques réfractaires sur la déformation de la barre collectrice

Le gonflement des briques réfractaires (sous les cathodes et dans le revêtement de côté), qui provoque une déformation supplémentaire de l'assemblage de la barre collectrice et modifie l'état de contrainte à l'interface fonte/carbone, influence directement le comportement électromécanique de l'assemblage cathodique. Intégrer ce phénomène dans les simulations permettrait d'évaluer son impact sur la déformation de la barre, l'évolution des contraintes à l'interface fonte/carbone, ainsi que sur la performance électrique de l'assemblage. Cette prise en compte contribuerait également à développer un modèle numérique plus fidèle aux conditions réelles de fonctionnement.

6.5 Originalité

Cette étude s'est intéressée à des aspects encore peu explorés de l'assemblage cathodique, en mettant en évidence des phénomènes importants souvent négligés dans la littérature. Elle se distingue par des résultats expérimentaux et numériques originaux, contribuant à une meilleure compréhension du comportement TEM de la cellule d'électrolyse:

- Une distribution réelle de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone de l'assemblage cathodique a été obtenue, un aspect crucial rarement étudié jusqu'à présent. Ces données furent déterminées grâce à la réalisation de scans 3D à différentes étapes du procédé de scellement d'un assemblage cathodique industriel chez AAI. Cette approche a permis de reconstituer avec précision la configuration réelle de l'interface fonte/carbone, fournissant ainsi une base de données inédite, comprenant les valeurs

locales de l'espace d'air tout au long de l'assemblage barre collectrice/fonte, et essentielle /pour la modélisation.

- Une caractérisation mécanique à haute température fut réalisée pour deux matériaux clés de l'assemblage cathodique : l'acier 1006 et la fonte de scellement. Cette étude a porté sur leur comportement mécanique instantané, notamment l'évolution de leurs propriétés mécaniques en fonction de la température, pour lesquelles les données disponibles dans la littérature demeurent limitées dans des conditions représentatives du fonctionnement des cellules d'électrolyse. Elle a également inclus l'analyse de leur comportement différé (fluage) à haute température, un aspect souvent négligé dans les travaux antérieurs pour ces matériaux, en particulier pour la fonte de scellement. Les résultats obtenus ont permis ainsi de fournir des données expérimentales actuellement indisponibles dans la littérature, essentielles pour une description plus réaliste du comportement thermo-électro-mécanique de l'assemblage cathodique.
- Un modèle numérique TEM a été développé dans ANSYSTM, intégrant simultanément les éléments originaux mentionnés, notamment la distribution réelle de l'espace d'air à l'interface fonte/carbone et les propriétés thermomécaniques mesurées, incluant le comportement en fluage. À notre connaissance, aucun modèle de cellule d'électrolyse ne combine à ce jour l'ensemble de ces aspects dans l'étude de son comportement. Cette approche a permis d'évaluer, de manière plus réaliste, l'évolution des performances électriques de l'assemblage cathodique tout au long de la durée de vie d'une cellule d'électrolyse.

RÉFÉRENCES

- [1] Gagnon-Morin. M. (2013). "Optimisation of the cathode collector bar in a Hall-Héroult cell," *Université Laval*.
- [2] Gauvin. G. (2011). "Investigation de l'augmentation de la résistivité des barres collectrices utilisées dans les cuves d'électrolyse d'aluminium," *Université Laval*.
- [3] Hankel. J, Kernebeck. S, Deuerler. F, and Weber. S. (2020). "Long-term heat treatment of collector bars for aluminium electrolysis: impact on microstructure and electrical properties," *SN Applied Sciences*, vol. 2, no. 9, pp. 1-11.
- [4] Jeddi. E, Marceau.D, Kiss L. I, St-Georges. L, Laroche. D, and Hacini. L. (2016). "Experimental and numerical investigation of voltage drop in anode assemblies," *Light Metals 2013*: Springer, pp. 1347-1352.
- [5] Fakoya. F. R (2014). "A study on the deformation behaviour of the cathode collector bar at high temperature and low levels," *Université Laval*
- [6] Tezel. A. O (2012). "Investigation of Carbon Block/Cast Iron/Collector Bar Interfaces in Aluminum Electrolysis," *NTNU*.
- [7] Haupin. W and Kvande. H. (2000). "Thermodynamics of Electrochemical Reduction of Alumina. *Light Metals: Aluminum Reduction Technology*," vol. 2, pp. 160-167.
- [8] St-Georges. L, Kiss. L. I, Rouleau. M, Bouchard. J, and Marceau. D. (2011). "Effects of high temperatures and pressures on cathode and anode interfaces in hall-heroult electrolytic cells," *Light Metals 2011*: Springer, pp. 997-1002.
- [9] Beeler. R. (2016). "Bar to block contact resistance in aluminum reduction cell cathode assemblies," *Light Metals 2014*, pp. 507-510.
- [10] Naixiang. F, Jianping. P, Yaowu. W., Yuezhong. D, and Xian'an. L. (2016). "Energy reduction technology for aluminum electrolysis: choice of the cell voltage," *Light Metals 2013*, pp. 549-552.
- [11] Kvande. H and Haupin. W. (2000). "Cell voltage in aluminum electrolysis: A practical approach," *Jom*, vol. 52, no. 2, pp. 31-37.

- [12] Haupin. W (2016). "Interpreting the components of cell voltage," in *Essential Readings in Light Metals: Volume 2 Aluminum Reduction Technology*: Springer, pp. 153-159.
- [13] Dugois. J. (1975). "An Example of Power Saving Technology--the Auzat Pechiney Plant," *Paper from "Light Metals 1975*, vol. 1.
- [14] Letizia. I, Bizzarri. C, and Lezzerini. M. (2013). "How to Improve the Pig Iron Sealing of Metallic Bars in Cathode Carbon Blocks," *Essential Readings in Light Metals: Volume 4 Electrode Technology for Aluminum Production*: Springer, pp. 787-792.
- [15] Richard. D, Fafard. M, Lacroix. R, Cléry. P, and Maltais. Y. (2000). "Thermo-electro-mechanical modeling of the contact between steel and carbon cylinders using the finite element method," *Light Metals*, pp. 523-528.
- [16] Gunasegaram. D. R and Molenaar. D. (2015). "Towards improved energy efficiency in the electrical connections of Hall-Hérault cells through Finite Element Analysis (FEA) modeling," *Journal of cleaner production*, vol. 93, pp. 174-192.
- [17] Dupuis. M. (2000). "Development of a 3D transient thermo-electric cathode panel erosion model of an aluminum reduction cell," *CIM Light Metals*, pp. 169-178.
- [18] Dupuis. M. (2011). "Development and application of an ANSYS based thermo-electro-mechanical collector bar slot design tool," *Light Metals 2011*: Springer, pp. 519-524.
- [19] Jeddi. E. (2012). "Numerical study of anodic voltage drop in the hall-heroult cells by finite element method," *Université du Québec*.
- [20] Richard. D. (2000). "Design of the stub hole of the anode used in a Hall-Hérault cell using the finite element method," *Laval University*.
- [21] Ding. K, Molenaar. D, and Kapoor. A. (2012). "Prediction of voltage loss on electrical connections for aluminium smelter reduction cells," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, vol. 226, no. 4, pp. 981-994.
- [22] Gunasegaram. D and Molenaar. D. (2016). "A fully coupled thermal-electrical-mechanical transient FEA model for a 3D anode assembly," *Light Metals 2013*: Springer, pp. 1341-1346.

- [23] Cao. G, Zhang. X, and Zhang. H. (2014). "Numerical Simulation of Full Life Cycle Cathode Assembly Performances for Design Optimization," *Light Metals 2014*: Springer, pp. 501-506.
- [24] Shamroukh. A.M. M, Salman. S, Berends. W, Abdel-Fadeel. W, and Abdel-Jaber. G. (2020), "Energy saving in Hall-Hérault cell by optimization of anode assembly design," *Light Metals 2020*: Springer, pp. 1267-1277.
- [25] Xinbo. L, Fubao. Z, Jianhua. F, and Zhiliang. Z. (2002). "Research on the flow stress characteristics of AISI 1006 and AISI 5140 in the temperature range of warm forging by means of thermo-mechanical experiments," *Journal of materials processing technology*, vol. 122, no. 1, pp. 38-44.
- [26] Seif. M *et al.* (2016). "Temperature-dependent material modeling for structural steels: formulation and application," US Department of Commerce, *National Institute of Standards and Technology*.
- [27] Qiang. X , Bijlaard. F, and Kolstein. H. (2012). "Dependence of mechanical properties of high strength steel S690 on elevated temperatures," *Construction and Building Materials*, vol. 30, pp. 73-79.
- [28] Motoyama. Y, Takahashi. H, Okane. T, Fukuda. Y, and Yoshida. M. (2013). "Numerical and experimental study on residual stress in gray cast iron stress lattice shape casting," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 44, no. 7, pp. 3261-3270.
- [29] Sambas. A, Gamawan. A, and Gunara. S. (2018). "Analyze the effect of phosphorus on the mechanical properties and microstructure on cast iron," *MATEC Web of Conferences*, vol. 204: EDP Sciences, p. 05008.
- [30] Pevec. M, Oder. G, Potrč. I, and Šraml. M. (2014). "Elevated temperature low cycle fatigue of grey cast iron used for automotive brake discs," *Engineering Failure Analysis*, vol. 42, pp. 221-230.
- [31] Wilkening. S and Winkhaus. G (1989). "Material problems in electrowinning of aluminium by the Hall-Heroult process," *Journal of applied electrochemistry*, vol. 19, no. 4, pp. 596-604.
- [32] Wang. W, Yan. S, and Liu. J. (2017). "Studies on temperature induced creep in high strength Q460 steel," *Materials and Structures*, vol. 50, no. 1, pp. 1-14.
- [33] Wu. Y. *et al.* (2018). "Creep behavior accompanying oxidation of compacted graphite

- cast iron," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 723, pp. 174-181.
- [34] KK. N. (1989). "Fire-resistant steel for building structural use," *Nippon Steel Corporation, Tokyo*.
 - [35] Kirby. B and Preston. R. (1988). "High temperature properties of hot-rolled, structural steels for use in fire engineering design studies," *Fire safety journal*, vol. 13, no. 1, pp. 27-37.
 - [36] Howard. G. J. (2017). "Finite element modelling of creep for an industrial application," *University Of Pretoria*.
 - [37] Alshawabkeh. Y, Baik. A, and Miky. Y. (2021). "Integration of laser scanner and photogrammetry for heritage BIM enhancement," *ISPRS International Journal of Geo-Information*, vol. 10, no. 5, p. 316.
 - [38] Haleem. A, Javaid. M, Goyal. A, and Khanam. T. (2022). "Redesign of car body by reverse engineering technique using Steinbichler 3D scanner and projet 3D printer," *Journal of Industrial Integration and Management*, vol. 7, no. 02, pp. 171-182.
 - [39] Klimecka-Tatar. D and Krynke. M. (2025). "Reverse engineering tools-3D scanning-as support for precise quality control in automated special processes," *Procedia Computer Science*, vol. 253, pp. 1933-1942, 2025.
 - [40] Verykokou. S and Ioannidis. C. (2023). "An overview on image-based and scanner-based 3D modeling technologies," *Sensors*, vol. 23, no. 2, p. 596.
 - [41] Bouzemmi. W. (2010). "Caractérisation des matériaux carbonés des blocs cathodiques utilisés dans la cuve d'électrolyse Hall-Héroult," *Université Laval*.
 - [42] Javaid. M, Haleem. A, Singh. R. P, and Suman. R. (2021). "Industrial perspectives of 3D scanning: Features, roles and it's analytical applications," *Sensors International*, vol. 2, p. 100114.
 - [43] H. T. M. Tools. "Handyscan Silver Series." https://www.hmrhightech.co.za/Handyscan_Silver_Series.html.
 - [44] Saeidi. O, Tremblay. S.-O, Marceau. D, Godefroy. A, and Charest. S. (2024). "Determination of the Air-Gap Distribution at the Cast Iron to Carbon Cathode Interface Using a 3D Scanning Approach," *TMS Annual Meeting & Exhibition*, Springer, pp. 786-793.

- [45] Pan. B, Qian. K, Xie. H, and Asundi. A. (2009). "Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review," *Measurement science and technology*, vol. 20, no. 6, p. 062001.
- [46] Gradl. P. R and Valentine. P. (2017). "Carbon-carbon nozzle extension development in support of in-space and upper-stage liquid rocket engines," *53rd AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference*, p. 5064.
- [47] Thai. T, Ruesch. J, Gradl. P, Truscott. T, and Berke. R. (2022). "Speckle pattern inversion in high temperature DIC measurement," *Experimental Techniques*, vol. 46, no. 2, pp. 239-247.
- [48] Jalali. S. I. A, Kumar. P, and Jayaram. V. (2020). "Customized high-temperature bending with DIC for high-throughput determination of creep parameters: Technique, instrumentation, and optimization," *Jom*, vol. 72, no. 12, pp. 4522-4538.
- [49] Pan. B, Wu. D, Wang. Z, and Xia. Y. (2010). "High-temperature digital image correlation method for full-field deformation measurement at 1200 C," *Measurement science and technology*, vol. 22, no. 1, p. 015701.
- [50] Hu. Y, Wang. Y, Chen. J, and Zhu. J. (2018). "A new method of creating high-temperature speckle patterns and its application in the determination of the high-temperature mechanical properties of metals," *Experimental Techniques*, vol. 42, pp. 523-532.
- [51] Thai. T, Hansen. R, Smith. A, Lambros. J, and Berke. R. (2019). "Importance of exposure time on DIC measurement uncertainty at extreme temperatures," *Experimental Techniques*, vol. 43, pp. 261-271.
- [52] Qassem. M. (2023). "Evaluation of hot tearing susceptibility of wrought aluminum alloys based on their semisolid tensile properties," *Université du Québec à Chicoutimi*.
- [53] Valeri. G, Koohbor. B, Kidane. A, and Sutton. M. A. (2017). "Determining the tensile response of materials at high temperature using DIC and the Virtual Fields Method," *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 91, pp. 53-61.
- [54] Koohbor. B, Valeri. G, Kidane. A, and Sutton. M. A. (2016). "Thermo-mechanical properties of metals at elevated temperatures," *Advancement of Optical Methods in Experimental Mechanics*, Volume 3: Proceedings of the 2015 Annual Conference on Experimental and Applied Mechanics, Springer, pp. 117-123.

- [55] Švec. M. (2016). "The Influence of Microstructure, Heat-Treatment and Type of Crystal Lattice of Iron Aluminides on Coefficient of Thermal Expansion," *Defect and Diffusion Forum*, vol. 368: Trans Tech Publ, pp. 41-44.
- [56] Wang. H, Cao. L, Li. Y, Schneider. M, Detemple. E, and Eggeler. G. (2021). "Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of a low-carbon low-alloyed steel," *Journal of Materials Science*, vol. 56, no. 18, pp. 11098-11113.
- [57] Dieter. G. E. (2005). "Bulk workability of metals," *Metalworking: Bulk Forming*.
- [58] EN 1993-1-2 Eurocode 3 (2005) " Design of Steel Structures. Part 1-2: General Rules. Structural Fire Design. Brussels: *European Committee for Standardization (CEN)*"
- [59] Maraveas. C, Wang. Y, Swailes. T, and Sotiriadis. G. (2015). "An experimental investigation of mechanical properties of structural cast iron at elevated temperatures and after cooling down," *Fire Safety Journal*, vol. 71, pp. 340-352.
- [60] Farshi. B and Kooshesh. F. (2009). "Buckling analysis of structural steel frames with inelastic effects according to codes," *Journal of constructional steel research*, vol. 65, no. 10-11, pp. 2078-2085.
- [61] Maruyama. K, Sawada. K, Koike. J, Sato. H, and Yagi. K. (1997). "Examination of deformation mechanism maps in 2.25 Cr—1Mo steel by creep tests at strain rates of 10^{-11} to 10^{-6} s $^{-1}$," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 224, no. 1-2, pp. 166-172.
- [62] Liu. J. (2016). "Updates to expected yield stress and tensile strength ratios for determination of expected member capacity in the 2016 AISC seismic provisions," *Engineering Journal*, vol. 53, no. 4, pp. 215-228.
- [63] Tremblay. S.-O *et al.* (2023). "Numerical Investigation of Thermal, Electrical, and Mechanical Behaviour of Aluminium Cell During Preheating Phase," *TMS Annual Meeting & Exhibition*, Springer, pp. 765-772.
- [64] "High-Temperature Characteristics of Stainless steels," no. *American Iron and Steel Institute*.
- [65] Liu. X. Y and Fujita. T. (1989). "Effect of chromium content on creep rupture properties of a high chromium ferritic heat resisting steel," *ISIJ International*, vol. 29, no. 8, pp. 680-686.
- [66] Mohyla. P and Foldyna. V. (2009). "Improvement of reliability and creep resistance

in advanced low-alloy steels," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 510, pp. 234-237.