HAL
open science

Dimensionnement mécanique d'un carter-cylindres par modélisation continue du comportement d'un alliage d'aluminium du procédé de fabrication à la tenue en service

Lenny Jacquinot

To cite this version:

Lenny Jacquinot. Dimensionnement mécanique d'un carter-cylindres par modélisation continue du comportement d'un alliage d'aluminium du procédé de fabrication à la tenue en service. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2020. Français. NNT : 2020UPSLM048 . tel-03142420

HAL Id: tel-03142420

https://pastel.hal.science/tel-03142420

Submitted on 16 Feb 2021

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

PSL UNIVERSITÉ PARIS

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à MINES ParisTech

Dimensionnement mécanique d'un carter-cylindres par modélisation continue du comportement d'un alliage d'aluminium du procédé de fabrication à la tenue en service

Soutenue par

Lenny Jacquinot

Le 17 décembre 2020

École doctorale n°621

Ingénierie des Systèmes, Matériaux, Mécanique, Énergétique

Spécialité

Mécanique

Composition du jury :

Sandrine Thuillier Professeur, Université Bretagne Sud	*Présidente*
Monique Gaspérini Professeur, Université Paris 13	*Rapporteure*
Michel Coret Professeur, École Centrale de Nantes	*Rapporteur*
Laurent Barrallier Professeur, ENSAM Aix-en-Provence	*Examinateur*
Fabien Szmytka Professeur associé, ENSTA Paris	*Directeur de Thèse*
Vincent Maurel Maître de recherche, Mines ParisTech	*Directeur de Thèse*
Pierre Osmond Ingénieur-docteur, Groupe PSA	*Examinateur*
Alain Köster Ingénieur de recherche, Mines ParisTech	*Examinateur*

MINES ParisTech | PSL

REMERCIEMENTS

Je souhaite tout d'abord remercier le Groupe PSA de m'avoir fait confiance pour mener ces travaux, et plus particulièrement Pierre Osmond, mon encadrant industriel, dont l'apport sur le plan industriel mais également scientifique s'est révélé fort significatif. Merci pour le partage de tes connaissances affutées de la métallurgie mais également du monde de l'industrie automobile, et tout cela avec une bonne humeur constante.

Je présente également mes remerciements à Vincent Maurel, mon directeur de thèse côté Mines ParisTech, pour la confiance qu'il m'a accordé tout au long de ces travaux, pour ses conseils, sa coolitude quotidienne et ses idées parfois ...originales ! Merci à Alain Köster pour m'avoir aidé à dompter ces machines d'essais parfois capricieuses, mais si satisfaisantes lorsque finalement tout se déroule comme prévu. Réaliser des essais sur des éprouvettes à la frontière de l'état liquide restera un des grands moments de ces travaux !

Enfin, je remercie vivement Fabien Szmytka, mon directeur de thèse côté ENSTA, que j'ai d'abord connu en tant qu'élève sur les bancs de l'ENSTA. Toujours présent pour ses élèves, et encore plus pour ses doctorants, ce fût un réel plaisir de travailler et d'apprendre à tes côtés. Beaucoup de bons souvenirs, les sessions de travail avec Pierre, la conférence à Lund et les cours avec Agathe !

Je souhaite remercier les membres du jury, à commencer par Sandrine Thuillier, qui a accepté d'endosser le rôle de présidente du jury. Je remercie également les deux rapporteurs, Monique Gaspérini et Michel Coret, d'avoir accepté de rapporter ces travaux et d'avoir soulevé de nouveaux axes de travail forts intéressants. Enfin, je remercie Laurent Barrallier, d'une part pour son rôle d'examinateur mais également pour son apport et celui de ses équipes dans la fourniture de précieuses données expérimentales permettant d'alimenter ces travaux.

J'adresse mes remerciements à l'ensemble des équipes du Groupe PSA que j'ai pu côtoyer de près ou de loin sur les sites de La Garennes-Colombes, Carrières-sous-Poissy ou Vélizy. Un remerciement particulier à Agathe, Pierre-Damien et Philippe qui m'ont apporté leur aide par tout temps.

Je remercie l'ensemble du personnel de l'ENSTA et du laboratoire de mécanique pour leur sympathie. J'en profite pour remercier les différents professeurs de mécanique que j'ai pu côtoyer à l'ENSTA au cours de mes études, qui ont joué un rôle certain dans mon envie de continuer en thèse afin d'aller plus loin dans la compréhension cet immense domaine qu'est la thermomécanique.

C'est maintenant au tour du Centre des Matériaux, dont j'ai bien usé les couloirs ! C'était un véritable plaisir de venir chaque jour retrouver mes camarades doctorants ainsi que l'ensemble du personnel qui s'est toujours montré bienveillant. J'adresse mes remerciements à Matthieu, qui m'a épaulé pour mener les essais mécaniques ainsi qu'à René et l'ensemble de l'atelier pour l'usinage de ces fantastiques éprouvettes que je me suis efforcé de casser une par une. Merci Clément, Jean-Michel, Juan, Jonathan, Bastien ...et tous les autres, les plus jeunes et les plus anciens pour tous ces bons moments ! Un remerciement tout particulier à Chloé et Rossen, avec qui nous avons passé de longues heures à tester la résistance à la fatigue de la machine à café...

Cette expérience n'aurait pas eu la même saveur sans cette équipe fantastique du bureau B102 ! Les anciens : Mariem, Lauranne, Vincent, Robin (et oui t'es un ancien maintenant !), et les nouveaux : Zeineb, Nicolas et Abderrahman.

Je remercie mes parents et ma sœur pour avoir eu le courage de suivre entièrement la soutenance et les échanges avec le jury, sans même un pot de thèse en récompense. Merci à Deborah, ma compagne, de supporter mes envies de science depuis presque 8 ans, et à toute notre petite famille : Kiwai, Loup, Sam et Snow.

TABLE DES MATIÈRES

1 Contexte industriel et scientifique **7**

1.1 Contexte industriel 7

1.1.1 Conception automobile dans un environnement contraint 7

1.1.2 Carter-cylindres : une structure complexe 10

1.1.3 Panorama des matériaux utilisés pour les carters-cylindres 11

1.1.4 Procédé de fabrication : le choix de la fonderie 12

1.1.5 Vie en service et impacts sur la conception 16

1.2 Problématiques et objectifs de l'étude 18

1.2.1 Problématique industrielle 18

1.2.2 Problématique scientifique 19

1.2.3 Objectifs de l'étude 21

1.2.4 Organisation du manuscrit 24

2 Matériau et caractérisation **25**

2.1 Généralités 25

2.1.1 Métaux et mécanismes de déformation 25

2.1.2 Alliages d'aluminium 28

2.1.3 Traitement thermique et vieillissement 31

2.1.4 Alliages d'aluminium hypoeutectiques Al-Si 32

2.1.5 Phases durcissantes dans les alliages Al-Si-Cu-Mg 35

2.2 Moyens de mesure 38

2.2.1 Essais de dureté 38

2.2.2 Calorimétrie différentielle à balayage 40

2.3 Matériau de l'étude : AlSi9Cu3Mg DF 42

2.3.1 Propriétés physiques 42

2.3.2 Caractérisation de l'interfût 43

2.3.3 Caractérisation du vieillissement 45
2.3.4 Étude des phases en présence 47
2.3.5 Influence de la vitesse de refroidissement 50
2.4 Synthèse 52

3 Caractérisation du comportement mécanique 53
3.1 Éprouvette représentative 54
3.1.1 Géométrie d'éprouvette 54
3.1.2 Zone de prélèvement 55
3.1.3 Vieillissement des éprouvettes 56
3.2 Moyens d'essai 57
3.2.1 Dispositifs expérimentaux 57
3.2.2 Extensomètrie 58
3.2.3 Dispositif haute température 59
3.3 Base de données expérimentale 62
3.3.1 Écrouissage cyclique 62
3.3.2 Traction-relaxation 68
3.3.3 Fluage 72
3.3.4 Synthèse 75
3.4 Apport à la base d'essais 76
3.4.1 Traction monotone 78
3.4.2 Essais Gleeble 82
3.4.3 Traction-relaxation-cycle 89
3.4.4 Fluage à température intermédiaire 91
3.4.5 Bilan des apports expérimentaux 93
3.5 Analyse des propriétés mécaniques 94
3.5.1 Module de Young 94
3.5.2 Limite d'élasticité 97
3.5.3 Comportement viscoplastique 99
3.6 Synthèse 102

4 Comportement mécanique 103
4.1 Cadre général de la modélisation du comportement mécanique 104
4.1.1 Différentes approches de modélisation 104
4.1.2 Thermodynamique des milieux continus 105
4.2 Comportement mécanique élémentaire 108
4.2.1 Comportement thermoélastique 108
4.2.2 Définition de la fonction de charge 109

4.2.3 Comportement plastique 111
4.2.4 Comportement visqueux 116
4.3 Comportement à l'état solide 118
4.3.1 Modèle de comportement 118
4.3.2 Identification des paramètres 120
4.4 Vers une formulation plus adaptée 129
4.4.1 Mécanismes de déformation et cartes d'Ashby 129
4.4.2 Développement du modèle 130
4.4.3 Identification des paramètres 135
4.5 Comportement à l'état liquide et transition liquide-solide 146
4.5.1 Comportement à l'état semi-solide 146
4.5.2 Méthodes d'homogénéisation 150
4.5.3 Comportement à l'état liquide 154
4.5.4 Gestion de la transition liquide-solide 155
4.6 Synthèse 159

5 Calcul sur structures et corrélations expérimentales 161
5.1 Modèle numérique du carter-cylindres 162
5.2 Étude de sensibilité sur une structure simplifiée 165
5.2.1 Définition du problème simplifié 165
5.2.2 Influence des paramètres de transition liquide-solide 166
5.2.3 Influence des paramètres du modèle de comportement solide 169
5.3 Mesures sur structure instrumentée 171
5.3.1 Métrologie tridimensionnelle 172
5.3.2 Déformations et contraintes résiduelles 173
5.3.3 Résultats 177
5.4 Comparaison calculs - essais 183
5.4.1 Calcul de structure 183
5.4.2 Résultats 186
5.4.3 Comparaison entre modèles et mesures 188
5.5 Synthèse 195

Conclusion 197

Bibliographie 203

A Figures complémentaires pour les essais mécaniques **217**

A.1 Écrouissage cyclique 218

A.2 Fluage 219

A.3 Essais de traction 221

A.4 Graphes vitesse de déformation viscoplastique - contraintes 222

B Essais de brûlure **225**

C Méthodes d'homogénéisation **227**

C.1 Problème d'Eshelby 227

C.2 Modèle de Hill 228

C.3 Modèle de Kröner 229

CHAPITRE 1

CONTEXTE INDUSTRIEL ET SCIENTIFIQUE

Les travaux de recherche présentés dans ce manuscrit ont été réalisés dans le cadre d'un contrat CIFRE (co-financé par l'ANRT) au sein du Groupe PSA, en partenariat avec deux laboratoires de recherche : le Centre des Matériaux des Mines ParisTech - UMR CNRS 7633 et l'Institut des Sciences de la Mécanique et Applications Industrielles (IMSIA - UMR EDF/CNRS/CEA/ENSTA 9219) rattaché à l'ENSTA Paris.

1.1 Contexte industriel

1.1.1 Conception automobile dans un environnement contraint

Le Groupe PSA, constructeur automobile d'envergure mondiale et fournisseur de mobilité, doit continuellement innover et améliorer ses produits pour faire face à deux grands enjeux : la concurrence mondialisée intense du secteur automobile et la transition énergétique qui amène le secteur à reconcevoir ses produits. Cependant, ce dernier point et particulièrement la question des émissions de gaz à effet de serre est une problématique bien connue des constructeurs automobiles. En effet, l'Union Européenne pilote plusieurs réglementations sur les véhicules neufs vendus dans son espace commercial depuis les années 90. Il faut bien distinguer deux types de pollution : les émissions de gaz directement nocifs pour la santé (oxydes d'azote, monoxyde de carbone, hydrocarbures ou particules fines) et les émissions de gaz à effet de serre (notamment le CO_2) qui contribuent au dérèglement climatique.

Les émissions de gaz polluants nocifs pour la santé sont régies depuis 1992 par les normes européennes d'émission EURO (I à VII) [1]. Concernant les émissions de gaz à effet de serre, l'Union Européenne a établi dès 1995 des recommandations à atteindre sur les émissions de CO_2, recommandations qui se sont transformées en obligations réglementaires à partir de 2009. Cela fait donc près de 30 ans que les constructeurs sont sensibilisés à cette problématique. De plus d'autres territoires, notamment la Chine, se sensibilisent aux questions environnementales et instaurent des normes (China VI [2]) également de plus en plus strictes.

Pour diminuer ces émissions de gaz, les constructeurs ont joué sur plusieurs leviers : allégement des véhicules, aérodynamisme, qualité de la combustion, capture ou destruction des particules polluantes [3, 4, 5, 6]. Si l'optimisation de ces différents aspects étaient jusqu'alors suffisants pour satisfaire les normes d'émissions européennes, ces dernières deviennent de plus en plus ambitieuses et de facto contraignantes. De plus, elles sont maintenant couplées à de nombreuses initiatives plus locales, notamment dans les grandes métropoles pour améliorer la qualité de l'air. Pour répondre à ces évolutions et atteindre les objectifs fixés, les constructeurs se sont alors intéressés à de nouvelles technologies de motorisation [7, 8, 9]. En s'intéressant plus en détail à certains de ces axes d'optimisation, les travaux présentés ici peuvent être liés à trois grands axes :

• L'allègement des structures :

L'allègement est un travail d'amélioration continue, tant au niveau du développement de nouveaux matériaux, de la meilleure compréhension des matériaux et des phénomènes mécaniques pour permettre un dimensionnement plus fin, de l'optimisation des procédés de fabrication et de mise en forme. De façon empirique, une réduction de 10% de la masse d'un véhicule permet une économie d'environ 5 à 8% de consommation de carburant, et donc des émissions associées [10]. Dans cette optique, et pour le périmètre du groupe moto propulseur, un remplacement progressif des alliages "lourds" (acier, fonte) vers les alliages plus légers (notamment l'aluminium) [11] s'est rapidement opéré. Néanmoins, cette transition n'est pas anodine en termes de dimensionnement thermomécanique. Les alliages d'aluminium ou de magnésium ayant des propriétés mécaniques plus limitées que celles de leurs prédécesseurs, notamment à haute température, ces alliages sont alors sollicités dans des gammes proches de leurs limites d'utilisation, impliquant alors une conception et un dimensionnent plus complexes.

• L'amélioration de la combustion :

Les gaz polluants rejetés par un moteur thermique sont en grande partie dus à une combustion imparfaite. Ainsi, au lieu de ne rejeter que du dioxyde de carbone (CO_2), du diazote (N_2) et de l'eau (H_2O), le moteur va également rejeter du monoxyde de carbone (CO), des oxydes d'azote (NOx), des hydrocarbures non brûlés et des particules fines. Parmi les solutions techniques possibles pour limiter les émissions, l'augmentation de la température et l'amélioration de son homogénéité dans la chambre de combustion sont des paramètres de premier ordre. L'utilisation de méthodes de combustion avec pré-mélange [5] ou l'optimisation des paramètres d'injection du carburant [12] sont également des solutions étudiées et déployées. Pour les gaz polluants subsistants post-combustion, des dispositifs anti-pollution comme les catalyseurs ou encore les filtres à particules [13] ont également été développés.

Une des solutions phare promue par les constructeurs au cours des 20 dernières années se trouve à l'intersection entre allègement des structures et amélioration de la combustion. En effet, élever les températures dans la chambre de combustion permet, à iso-puissance, de réduire la cylindrée du moteur. Un allègement du groupe motopropulseur est immédiatement obtenu. Ce procédé est couramment appelé « downsizing ». Cependant, augmenter la température de combustion n'est pas sans conséquences d'un point de vue du dimensionnement thermomécanique. Cela implique également une augmentation de la température du groupe motopropulseur dans son ensemble et donc des risques de défaillance qui demandent un dimensionnement adéquat sur la tenue en service des pièces chaudes.

• Le changement de motorisation :

Concernant les nouvelles motorisations et donc l'abandon ou à minima l'hybridation des moteurs thermiques, la dernière décennie a marqué le départ de la course a l'électrification pour de nombreux constructeurs. Cependant l'avancée actuelle des technologies ne permet pas encore de proposer des véhicules 100% électriques qui répondent aux besoins exprimés d'autonomie ou de temps de recharge des batteries. Le coût final pour le client est également un obstacle conséquent. Cette transition passe donc par l'utilisation de motorisations dites hybrides, qui vont embarquer à la fois une motorisation thermique et une motorisation électrique, comme illustré à la figure 1.1.

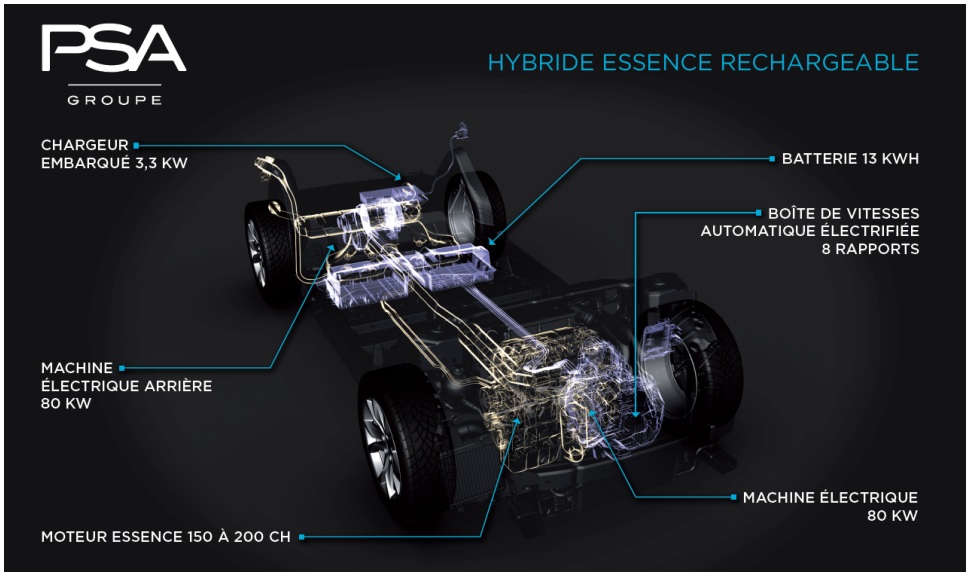


FIGURE 1.1 – Schéma d'une motorisation hybride [14]

Le Groupe PSA étant présent à l'international, au-delà de la maturité propre de la motorisation électrique, de nombreux pays ne disposent en outre pas encore d'infrastructures capables de proposer une densité de bornes de rechargement assez importante pour rendre l'utilisation de véhicules électriques viable. Dans ce cadre, l'amélioration de la motorisation thermique reste un sujet d'actualité pour encore plusieurs années.

Pour l'ensemble de ces leviers, les outils de conception a priori, comme la simulation numérique, occupent une place de plus en plus importante au sein de la stratégie de recherche et développement des constructeurs automobiles. Au fur et à mesure des progrès scientifiques et technologiques, ces outils sont devenus incontournables pour concevoir un nouveau produit ou optimiser l'existant. La simulation numérique permet à la fois un développement plus rapide et moins coûteux. En effet, avec des outils de simulation fiables, une multitude de solutions différentes peuvent être testées, le nombre de prototypes nécessaires réduits significativement, tandis que les boucles de conception sont limitées à l'essentiel.

Cependant, ces outils de simulation doivent impérativement être alimentés par des données expérimentales et la description de phénomènes parfois complexes et multiphysiques reste une thématique de recherche ouverte. La formulation mathématique de modèles de comportement, l'identification objective des paramètres nécessaires à leurs usages ainsi que leur implémentation numérique constituent un enjeu constant dans le domaine de la mécanique des matériaux et des structures.

1.1.2 Carter-cylindres : une structure complexe

Le groupe motopropulseur (GMP) représente l'ensemble des éléments qui participent à la motricité du véhicule. Le carter-cylindres, objet de l'étude, est une composante principale du GMP des véhicules à motorisation thermique (voir figure 1.2). Le carter-cylindres est donc une pièce de première importance pour les constructeurs automobiles, d'autant plus qu'elle est susceptible d'être impactée par les stratégies induites par les trois leviers précédemment cités. Un allègement se traduira par l'utilisation de matériaux différents ou d'une conception différente du design de la pièce. Concernant l'amélioration de la combustion, le carter-cylindres fait partie des pièces en première ligne pour absorber les flux de chaleur associés à la combustion du moteur. Enfin, la motorisation thermique restant un incontournable pour les années à venir à travers les véhicules hybrides, son bon dimensionnement et son optimisation reste un enjeu majeur.

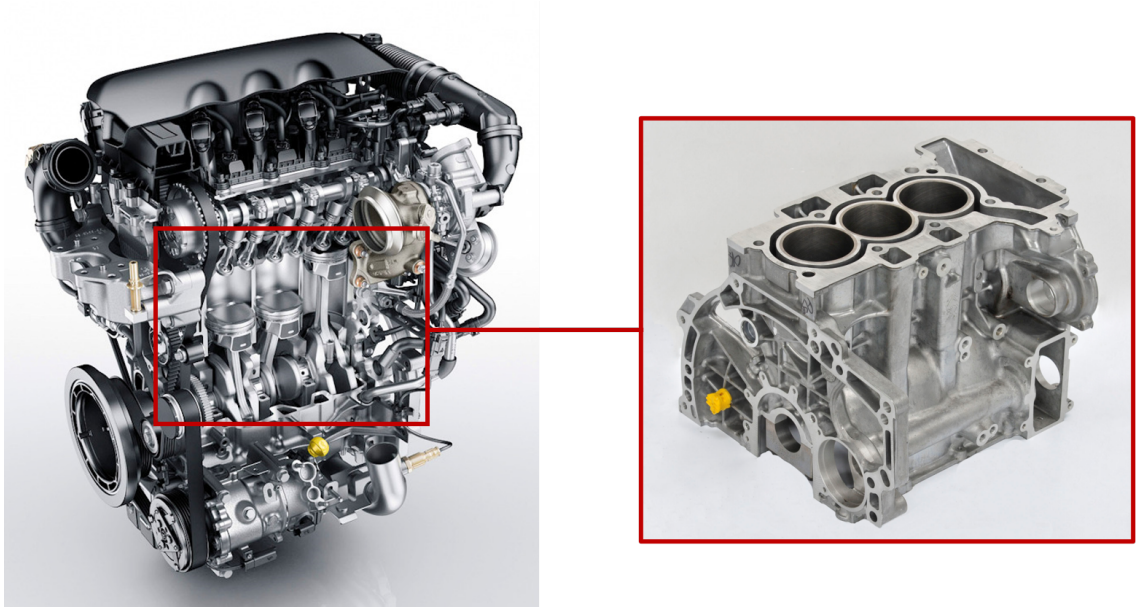


FIGURE 1.2 – Emplacement du carter-cylindres dans un groupe motopropulseur PureTech du Groupe PSA

D'une grande complexité technique, le carter-cylindres assure de nombreuses fonctions : intégration des chemises, étanchéité de la chambre de combustion, guidage du mouvement de translation du piston et guidage de l'axe du vilebrequin via les paliers. Le carter est constitué d'une enveloppe massive en alliage d'aluminium, hébergeant des chemises en fonte destinées à abriter la combustion et guider les pistons. Le terme de "fût" est utilisé pour désigner la partie cylindrique en alliage d'aluminium qui vient entourer une chemise en fonte. Un "interfût" désigne la zone fine d'alliage d'aluminium qui sépare deux chemises (voir figure 1.3). La face supérieure du carter-cylindre, en contact avec la culasse, est quant à elle nommée "face flamme".

Les nombreuses fonctions de cette pièce se traduisent par une géométrie complexe, couplée à la présence de deux matériaux différents. La production d'une telle pièce en grande série nécessite alors un procédé de fabrication spécifique : la coulée sous pression avec insertion préalable des chemises en fonte dans le moule. La zone proche des chemises étant fortement sollicitée au cours de la vie du carter-cylindres, la réalisation de la pièce doit impérativement répondre aux spécifications définies.

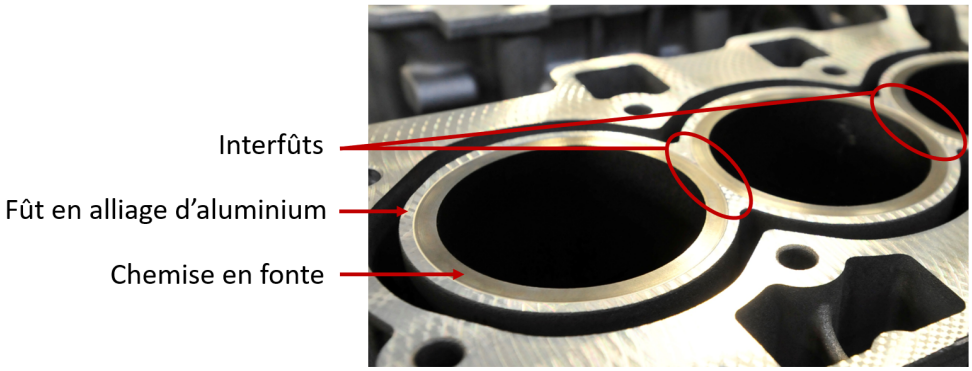


FIGURE 1.3 – Description des différentes parties du carter-cylindres

1.1.3 Panorama des matériaux utilisés pour les carters-cylindres

Historiquement, les carters-cylindres étaient fabriqués entièrement en fonte. Cependant, les constructeurs ont vite mesuré l'intérêt de migrer vers une pièce majoritairement en alliage d'aluminium, permettant un gain de masse important par véhicule. L'usage de la fonte est quant à elle uniquement limitée aux chemises qui abritent la combustion [11].

Dans le secteur des transports et plus largement de l'industrie, l'aluminium s'est progressivement imposé comme un des métaux de référence [15]. Il offre de nombreux avantages : une faible densité, une résistance mécanique correcte tout en présentant une bonne durabilité, une bonne conductivité thermique, une bonne coulabilité et un prix peu élevé [16, 15]. Ces atouts expliquent pourquoi l'aluminium est le second métal le plus utilisé dans le monde après l'acier [17]. D'après les données de l'International Aluminium Institute, la production d'aluminium a atteint 64 millions de tonnes en 2019 [18], en augmentation constante depuis plus d'un siècle [19] (figure 1.4).

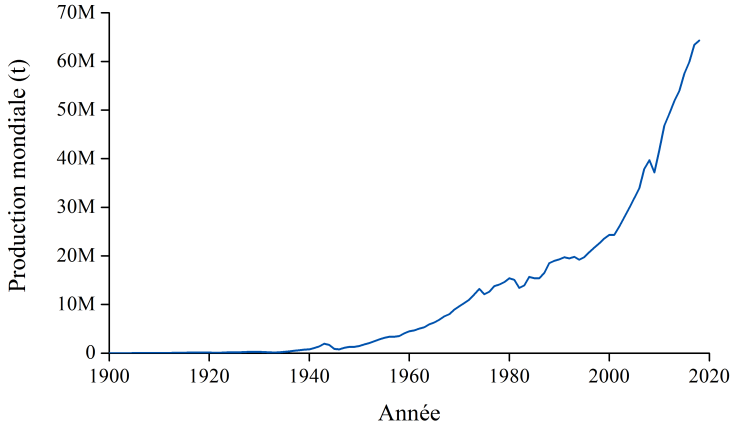


FIGURE 1.4 – Production mondiale d'aluminium par année [18, 19]

Cette étude porte sur un alliage d'aluminium à haute teneur en silicium, caractéristique des alliages d'aluminium de fonderie, facilitant la bonne coulabilité au sein du moule pour une coulée sous pression. De plus, la bonne conductivité thermique de l'alliage est un réel atout pour évacuer rapidement les calories générées par la combustion et garantir des températures de fonctionnement maitrisées dans le groupe motopropulseur.

Cependant, si son comportement à très haute température est un avantage pour la coulée sous pression, il devient un inconvénient lorsqu'il s'agit de résister à la chaleur et aux gradients thermiques induits par le cycle de combustion. C'est pourquoi des chemises en fonte sont insérées préalablement dans le moule. Ce procédé permet ainsi d'optimiser la masse de la structure en alliant la légèreté et la coulabilité de l'aluminium à la résistance à chaud de la fonte.

Les alliages d'aluminium sont étudiés depuis de nombreuses décennies [20, 21, 22] et de nombreuses études ont été menées sur les relations entre leur composition, leur mode d'élaboration, leur microstructure et leurs propriétés physiques. Cela permet de moduler le procédé de fabrication de façon à obtenir les propriétés physiques et mécaniques adaptées à l'application industrielle à laquelle le matériau est destiné.

Dans la continuité de ces travaux, étendre le domaine de compréhension du comportement de ces alliages, notamment à très haute température, est un enjeu majeur pour améliorer la compétitivité des procédés et la fiabilité des pièces produites. Ce travail s'inscrit donc dans la problématique de compréhension de l'évolution des propriétés mécaniques d'un alliage d'aluminium, sur une très large gamme de température (depuis le solidus jusqu'à la température ambiante), afin d'offrir une méthode de dimensionnement plus précise à la fatigue thermomécanique.

Concernant les chemises en fonte, elles sont constituées d'une fonte à graphite lamellaire centrifugée (GLC). Les fontes sont des alliages fer-carbone dont le pourcentage massique du carbone varie entre 2 et 6,7%. La proportion excédentaire de carbone étant à l'origine de la présence de graphite.

Ces alliages offrent une excellente coulabilité, de très bonnes propriétés mécaniques sur le domaine de température d'usage, de bonnes propriétés de frottement et un faible prix de revient, ce qui en font des candidats idéals pour la production en grande série. En revanche, leur forte masse volumique est un frein à l'utilisation, notamment pour les industries de transport, c'est pourquoi l'aluminium a majoritairement remplacé la fonte dans la fabrication de carter-cylindres.

1.1.4 Procédé de fabrication : le choix de la fonderie

Les industriels portent un intérêt croissant aux procédés de fabrication et la mise en forme des matériaux métalliques [23, 24, 25, 26, 27]. Les exigences deviennent de plus en plus sévères, tant en termes de géométrie, de qualité et de coûts que de connaissances de l'état métallurgique et mécanique du matériau à la fin du procédé. Le procédé de fabrication est un choix de première importance qui va conditionner le comportement mécanique d'une structure. En effet, si plusieurs exemplaires d'une même pièce sont produits avec différents procédés de fabrication, alors autant d'états métallurgiques différents que de procédés seront obtenus et donc autant de niveaux de résistances mécaniques.

Une bonne compréhension des phénomènes en jeu est primordiale pour quiconque souhaite trouver le procédé qui offre le meilleur compromis entre la facilité de mise en œuvre, la rapidité du procédé, la température nécessaire, la durée de vie du moule, le respect des exigences de cotation et surtout l'état mécanique et métallurgique de la structure en fin de procédé.

En raison de la complexité géométrique du carter-cylindres, la famille de procédé la plus adaptée est celle des procédés de fonderie. De manière générale, le principe est de porter un alliage à sa température de fusion et, une fois sous forme liquide, de le verser dans un moule (permanent ou à

utilisation unique) jusqu'au remplissage. L'ensemble est ensuite laissé à refroidir jusqu'à solidification totale. Ce type de procédé permet alors d'obtenir directement la structure sous sa forme finale à quelques opérations d'usinage près. Ainsi, de multiples opérations de reprise et d'usinage, souvent longues et complexes pour arriver à la géométrie désirée sont évitées, ce qui permet de soutenir une cadence de production élevée même pour des pièces complexes (voir figure 1.5), le Groupe PSA produisant environ 3,5 millions de véhicules chaque année.

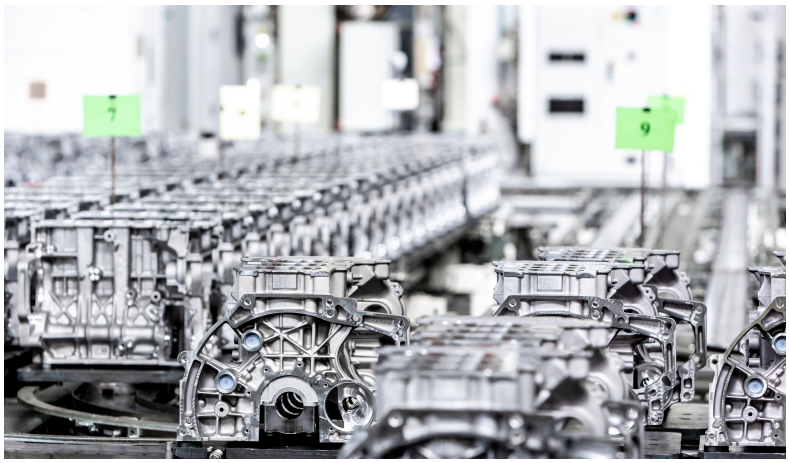


FIGURE 1.5 – Ligne de production de carters-cylindres de l'usine de Tremery (Groupe PSA)

Concernant les techniques de coulée, la technique la plus basique est la coulée par gravité : l'alliage liquide est versé dans le moule puis le remplissage se fait par l'action de la gravité. Ce procédé peut cependant vite montrer ses limites pour des géométries complexes dotées de zones fines. Lors de l'étape de remplissage, certaines zones sont parfois délicates à atteindre par la seule force de la gravité. Ensuite, lors du refroidissement, le manque de matière induit par le retrait du matériau peut entrainer la formation de retassures [28]. De plus, il nécessite un temps assez long pour garantir un bon remplissage, ce qui peut être un frein aux productions en grandes séries notamment pour les pièces complexes. Pour pallier à ces difficultés, des méthodes de coulée sous pression, plus rapides, ont été développées à la fin du 19ème siècle pour les industries de l'imprimerie et du vélo, puis pour des applications militaires durant les guerres mondiales qui ont suivi [29].

Dans cette configuration, l'alliage en fusion versé dans un premier compartiment est poussé dans le moule sous une certaine pression à l'aide d'un piston reposant sur un dispositif hydraulique accompagné d'accumulateurs de gaz, permettant un meilleur contrôle des paramètres d'injection (voir figure 1.6). Avec ce procédé, la vitesse de coulée de l'alliage dans le moule peut alors être contrôlée en continu. Pour la fabrication des carters-cylindres, le Groupe PSA utilise un procédé de coulée à haute pression. Cela permet d'avoir un remplissage extrêmement rapide du moule (de l'ordre de 0,5 seconde) et de s'assurer d'un remplissage homogène même pour des géométries complexes. La rapidité du remplissage est également un atout dans le cadre d'une production en grande série. De plus, l'utilisation d'un procédé sous pression permet une augmentation significative du rendement de la coulée (passant alors d'environ 60 à 95% [30]), et donc une économie conséquente de matière première face à une coulée sous gravité.

Une pression élevée permet par ailleurs de diminuer le taux de porosité [31] dans la structure en favorisant un bon remplissage du moule, notamment en introduisant une phase de maintien sous haute pression permettant de combler le retrait de l'alliage lors de sa solidification. Cependant,

une vitesse d'écoulement élevée de la solution liquide peut entraîner des turbulences. La solubilité de l'hydrogène étant bien supérieure dans l'alliage sous forme liquide que sous forme solide, ces turbulences vont favoriser la création de bulles de gaz, à l'origine de pores [32, 31, 33]. Hormis les paramètres d'injection, les températures initiales du métal en fusion et du moule sont également des paramètres importants pour la dynamique du refroidissement. La production d'un carter-cylindres par fonderie sous pression nécessite donc l'optimisation et le contrôle de nombreux paramètres de procédé.

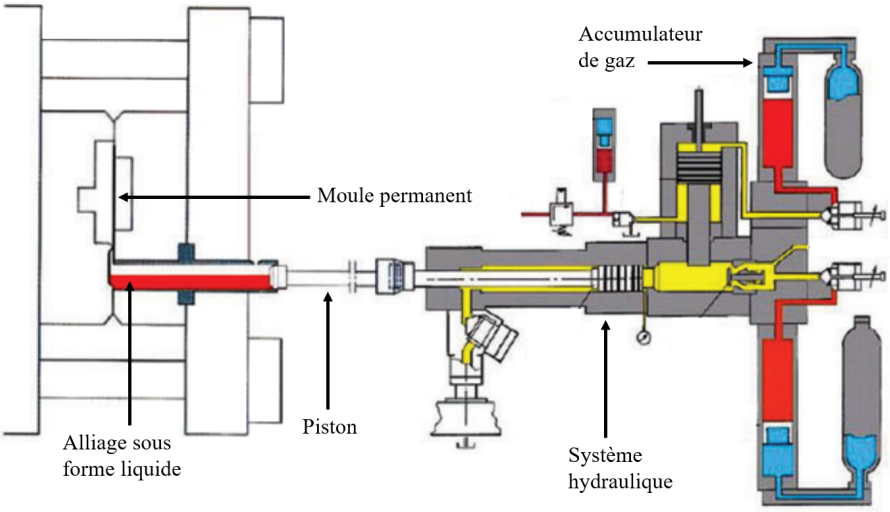


FIGURE 1.6 – Illustration d'un système d'injection à haute pression [34]

Dans le cas des carters-cylindres, le moule joue un rôle central dans la qualité de la pièce produite. Pour les techniques de moulage, il existe de nombreuses techniques différentes comme le moulage sable à moule perdu, très utilisé pour les pièces en alliage d'aluminium en raison de leurs températures de fusion inférieures à celle du sable à base de silice [24]. Dans ce procédé le moule est brisé à la fin du procédé pour récupérer la pièce. Le Groupe PSA opte plutôt pour le moulage par coquille (ou à moule permanent). Par opposition au moulage sable à moule perdu, le moule, généralement en acier, est réutilisé plusieurs centaines de milliers de fois [24]. Pour cela le moule est constitué de plusieurs parties de façon à permettre son ouverture en fin de procédé. Disposer d'un moule permanent permet également de pouvoir mettre en place des stratégies de refroidissement plus fines qu'avec un procédé à moule perdu, permettant de mieux contrôler le refroidissement au sein de la pièce et d'atteindre ainsi un meilleur état de santé matière.

Le procédé de fonderie se divise finalement en deux grandes étapes : le remplissage du moule et le refroidissement (se déroulant dans le moule puis hors du moule). Durant la phase de remplissage, l'alliage sous forme liquide va remplir le moule dans un temps très court (de l'ordre de 0,5 seconde) puis la pression sera ensuite maintenue pendant une période dépendante de l'alliage et de la géométrie de la pièce. La solidification va débuter de façon quasi instantanée au contact du moule qui est à température basse, entre 30 et 80 °C compte tenu de l'inertie thermique du moule et de la cadence de production. Un gradient de température très important va alors se former au sein de la structure entre les zones massives éloignées des parois et les zones minces au contact du moule.

Ce phénomène est bien visible sur la figure 1.7 présentant la cartographie des vitesses de refroidissement aux premiers instants après remplissage du moule, issue d'un calcul thermique du procédé.

Toutefois, si les cinétiques de refroidissement peuvent être très importantes aux premiers instants, l'inertie thermique de la structure, couplée à la phase de refroidissement hors du moule, va entraîner des cinétiques de refroidissement plus modérées que les modalités de trempe par eau ou huile. En effet, l'évolution de la température au cours du procédé, présentée sur cette même figure pour deux points caractéristiques, à l'interfût et dans une partie plus massive de la structure, montre bien des cinétiques de refroidissement plus modérées au cours du temps. L'évolution non monotone de la température à l'interfût, avec un refroidissement rapide suivi d'une rebond de la température s'explique par la phase de refroidissement hors du moule. Le phénomène de conduction thermique avec le moule à basse température n'étant plus présent, la température de cette zone va alors converger vers la température moyenne de la structure présentant une forte inertie thermique.

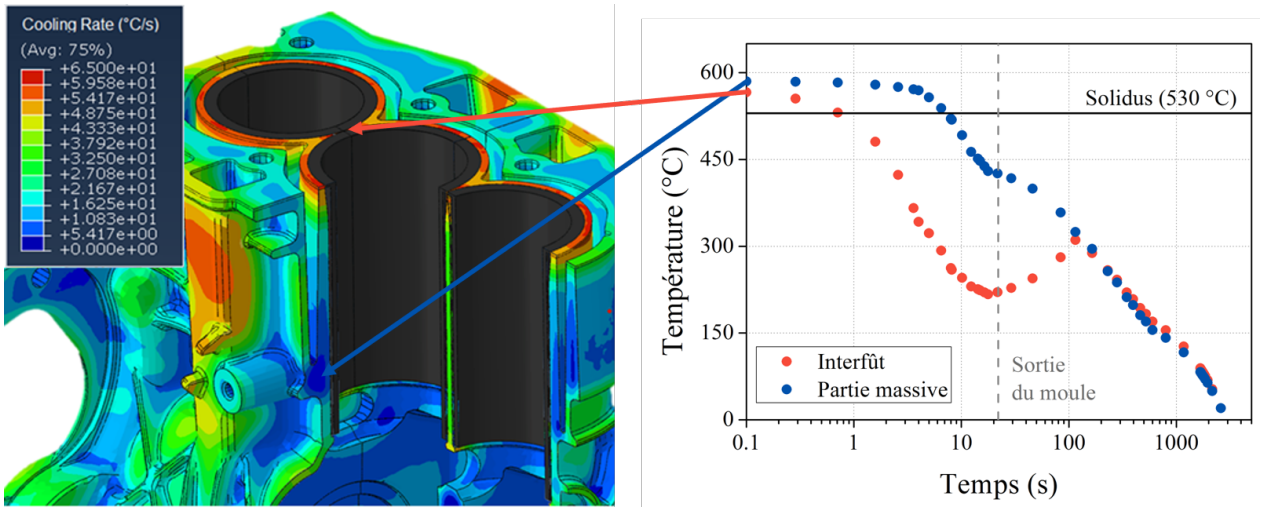


FIGURE 1.7 – Cartographie de la vitesse de refroidissement à la fin de la phase de remplissage du moule et évolution de la température au cours du procédé pour deux points caractéristiques

Pendant la phase de solidification et de refroidissement, un premier retrait dû au passage de l'état liquide à l'état solide apparaitra puis sera suivi par le retrait thermique standard de l'alliage durant sa phase de refroidissement jusqu'à ce que la température ambiante soit atteinte. La présence de chemises en fonte dans le moule va de plus générer un différentiel de contraction thermique au sein de la structure. L'ensemble de ces mécanismes va finalement aboutir à l'introduction de champs de contraintes résiduelles au sein de la structure. La création de ces contraintes internes peut devenir un problème majeur dans le dimensionnement des structures. En effet, ces dernières vont directement influer sur la tenue en service soit en favorisant ou limitant l'amorçage de fissures de fatigue au cours de la vie de la structure, soit en se redistribuant sous l'action des températures de fonctionnement, entrainant ainsi des dérives dimensionnelles indésirables mettant en péril le bon fonctionnement du carter-cylindres.

À la fin de cette étape, le carter-cylindres est alors dans un état dit "brut". D'autres étapes complémentaires sont ensuite nécessaires pour parvenir à un carter-cylindres prêt à être monté sur un véhicule. La première d'entre elles est le grenaillage qui consiste en une projection de billes sphériques à très haute vitesse afin de nettoyer la surface des résidus de l'étape de coulée. Elle permet notamment le retrait des bavures formées aux défauts d'étanchéité du moule. Toutefois cette opération est également utilisée pour générer des contraintes résiduelles sur une fine couche du matériau de façon à entrainer un écrouissage en surface. Ce procédé permet d'augmenter la durée de vie en fatigue des pièces en limitant l'amorçage et la propagation de fissures en surface.

Vient ensuite une étape de parachèvement, consistant à enlever des résidus de matière superflue. Puis un traitement thermique de 5 heures à 200 °C est appliqué à la structure afin d'arriver à un état métallurgique cible. À la suite de ce traitement thermique, le carter subit une dernière étape d'usinage et de rodage, permettant aux chemises d'atteindre des dimensions assurant des propriétés optimales de frottement avec le piston. Cet usinage se traduit par un enlèvement de matière, ce qui entraîne une relaxation des contraintes résiduelles et une redistribution de celles-ci. Le carter-cylindres est alors prêt à être assemblé. Le bilan des différentes opérations est résumé sur la figure 1.8.

FIGURE 1.8 – Résumé des différentes étapes de l'élaboration du carter-cylindre

1.1.5 Vie en service et impacts sur la conception

Avant de pouvoir débuter sa mise en service effective, le carter-cylindres devra être assemblé avec les autres composants du groupe motopropulseur pour ensuite être monté sur le véhicule. Ces étapes supplémentaires vont également introduire des contraintes au sein de la structure en raison des différents bridages. Le carter-cylindres est en contact direct, sur sa partie supérieure avec la culasse, et sur sa partie inférieure avec le carter chapeau.

Lors du cycle de vie du moteur, le carter-cylindres est soumis à un chargement thermomécanique cyclique. À température ambiante en phase d'arrêt, la structure oscille en service sur une plage de températures comprises entre 90 °C et 250 °C pour les zones les plus chaudes du carter. Ces températures peuvent paraître relativement basses en comparaison des températures subies par d'autres composants tel que le collecteur d'échappement qui peut être exposé à des températures de l'ordre de 1000 °C. Cependant, cela représente un chargement thermique sévère pour un alliage d'aluminium. En effet, la température de fusion T_f de l'alliage utilisé (détaillé au chapitre 2), étant d'environ 530 °C ($\sim$ 800 K), une température de fonctionnement de 250 °C ($\sim$ 520 K) dépasse en température absolue le seuil de $0,5\ T_f$. Au-delà de ce seuil, l'aspect visqueux du comportement ne peut plus être raisonnablement négligé et doit être pris en compte dans le cadre d'une modélisation.

De plus, le maintien à ces niveaux de température durant de longues périodes va impliquer un autre effet : le vieillissement de l'alliage. L'exposition d'un alliage à durcissement structural à des températures significatives entraîne une évolution notable de sa microstructure de précipitation et donc des propriétés mécaniques associées comme la limite d'élasticité [35].

La fonte a, quant à elle, une température de fusion de l'ordre de 1800 K. Les phénomènes visqueux ou de vieillissement sont donc négligeable, les températures en jeu représentent en effet moins de $0,3\ T_f$. Pour cette raison, le comportement mécanique de la fonte sera décrit par un modèle élastoplastique déjà connu par le Groupe PSA. La modélisation de son comportement ne sera donc pas un enjeu de ces travaux qui se concentreront sur le comportement élastoviscoplastique de l'alliage d'aluminium, bien plus critique pour le dimensionnement du carter-cylindres.

Le cycle de vie d'un moteur pouvant fortement varier selon les usages, la solution la plus robuste consiste alors à dimensionner un moteur par rapport au chargement le plus sévère qu'il pourrait rencontrer en utilisation. Le Groupe PSA a donc défini un essai de validation, appelé choc thermique, représentant un chargement cyclique très sévère pour la structure. Cet essai consiste à faire subir au moteur une succession de cycles démarrage-fonctionnement-arrêt. Il est admis que ce sont les phases de démarrage et d'arrêt, représentant un fort changement de température, qui sont les plus sévères pour la structure. Les amplitudes de température, les vitesses de chauffage et de refroidissement appliquées durant ce cycle visent à représenter des chargements extrêmes rencontrés de façon ponctuelle dans la vie d'un véhicule. Chaque cycle est composé d'une phase de fonctionnement moteur de 150 secondes, résultant en un chauffage de la structure, suivi d'un arrêt du moteur pendant 70 secondes, résultant en un refroidissement de la structure, illustré figure 1.9. Le cahier des charges vise à supporter un essai de 10 000 cycles sans dégradation des fonctions du moteur.

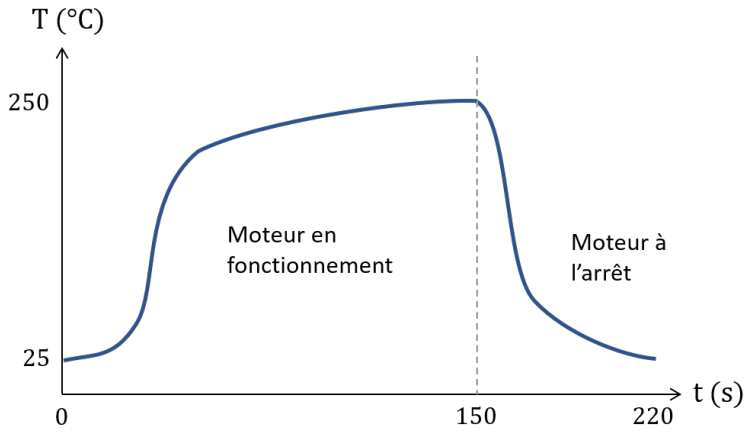


FIGURE 1.9 – Description d'un cycle de l'essai choc thermique défini par le Groupe PSA [35]

En effet, la succession d'un grand nombre de cycles de chargement thermomécanique n'est pas anodine pour la tenue mécanique d'une structure. Si une structure supporte sans problème apparent un cycle de chargement, la répétition de ces cycles dans le temps peut mener à l'amorçage, à la propagation de fissures ainsi qu'à des dérives dimensionnelles entrainées par la redistribution des contraintes internes, mettant alors en péril la capacité du carter-cylindres à remplir ses fonctions.

1.2 Problématiques et objectifs de l'étude

1.2.1 Problématique industrielle

Le carter-cylindres étant une pièce maîtresse, sa défaillance est synonyme de ruine du groupe motopropulseur. Un dimensionnement adéquat, prenant en compte les défaillances possibles est donc indispensable. Le carter-cylindres peut ainsi être sujet à trois grands types de défaillances dont les zones critiques sont décrites figure 1.10 :

- Endommagement de la zone de palier de vilebrequin (mise en pression répétée des cylindres)
  → Implique une perte de transmission des efforts du système bielle/manivelle
- Endommagement de la zone interfût (fatigue thermomécanique)
  → Entraîne une perte d'étanchéité de la chambre de combustion
- Instabilité géométrique (relaxation des contraintes résiduelles présentes post-procédé)
  → Engendre une perte d'étanchéité entre le piston et la chemise

Les deux premiers modes de dégradation sont déjà couverts par des méthodologies existantes. Le caractère conservatif des méthodes de dimensionnement à la fatigue thermomécanique permet d'avoir, dès la conception des carters-cylindres, des spécifications qui permettent de ne pas rencontrer ce type d'endommagement bien connu du Groupe PSA pour les moteurs automobiles [35]. Plusieurs études ont été faites au sein du Groupe PSA sur ces problématiques de tenues essentiellement pour la culasse, également en alliage d'aluminium [36, 37, 38, 39].

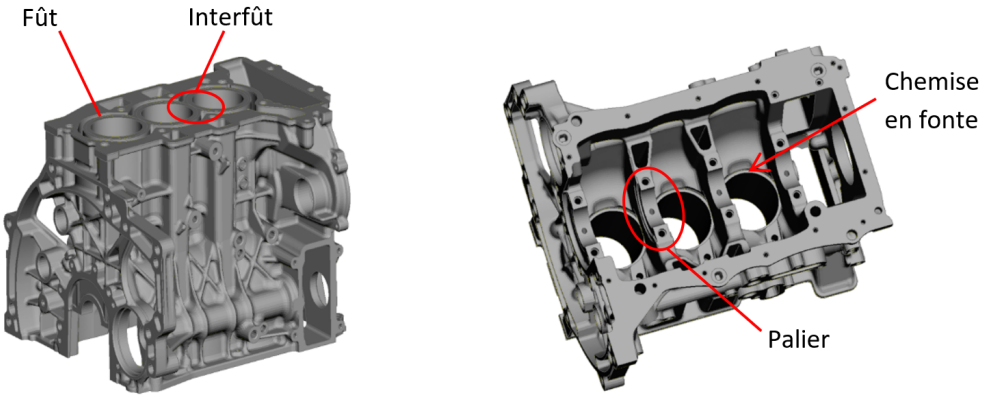


FIGURE 1.10 – Illustration des zones les plus critiques du carter-cylindres

La stabilité dimensionnelle des fûts est une exigence fonctionnelle visant à limiter les consommations d'huile et à garantir un fonctionnement optimal du moteur : elle est vérifiée expérimentalement a posteriori. En effet, la filière de dimensionnement numérique actuelle n'offre pas une précision suffisante pour permettre un dimensionnement fiable lors de la phase de conception. Faute d'une modélisation suffisamment prédictive, ce processus peut donc entraîner des boucles de conception onéreuses visant à satisfaire le cahier des charges fonctionnelles ainsi que des difficultés pour définir des exigences robustes pour le sous-système de segmentation.

Si le procédé de fonderie est bien appréhendé, en termes de remplissage du moule, de solidification et de refroidissement d'un point de vue thermique, les connaissances sur le comportement mécanique de la structure à très hautes températures sont encore limitées. Par conséquent, la génération puis la

relaxation de contraintes résiduelles sont mal appréhendées. Ce manque dans la filière de dimensionnement numérique constitue donc la problématique industrielle motivant ces travaux de recherche. L'objectif industriel se résume ainsi au développement d'une méthodologie numérique permettant la description quantitative et précise des instabilités géométriques rencontrées sur carter-cylindres, lors de sa fabrication et tout au long de sa vie en service à l'aide d'une modélisation prédictive. Cette méthodologie doit également être accompagnée d'un protocole de caractérisation adapté à la modélisation développée.

L'objectif industriel de la thèse couvre aussi la meilleure façon de mettre en oeuvre cette méthodologie, notamment en définissant à minima le protocole de caractérisation et de calibration à utiliser. L'amélioration de la modélisation de ces phénomènes, en plus de permettre un dimensionnement plus juste des carters existants, constituerait un gain substantiel de fiabilité lorsque que de nouvelles technologies, comme un carter-cylindres sans chemises en fonte, doivent être évaluées, et notamment leurs conséquences sur la tenue mécanique des carters-cylindres.

1.2.2 Problématique scientifique

Les contraintes résiduelles présentes au sein de la structure sont à l'origine des instabilités géométriques et proviennent des différentes étapes de fabrication du carter-cylindres. Pour avoir une bonne estimation des champs de contraintes dans le carter-cylindres brut, simuler la phase de solidification et de refroidissement au sein de moule est primordial car c'est principalement lors du procédé de fabrication que ces contraintes sont générées.

La simulation des contraintes résiduelles de fin de procédé pour les composants en alliage d'aluminium à durcissement structural n'est pas un sujet nouveau. De nombreux travaux ont été et continuent à être menés sur ce sujet depuis les années 90 [40, 41]. Pour autant, les études portant sur la prise en compte de ces contraintes résiduelles et de leur impact sur le dimensionnement de structures chaudes en alliage d'aluminium sont rares dans la littérature. En effet, dans le cas de structures "chaudes" et donc soumises en service à des températures locales ($> 0,5\ T_f$) et des gradients de température élevés, une description continue de "l'histoire" thermomécanique de la structure est nécessaire pour obtenir une description fidèle de l'évolution de son équilibre mécanique et des évolutions géométriques qui en découlent. Cette "histoire" doit intégrer l'étape de fabrication du composant et son assemblage qui contribuent à la génération des contraintes résiduelles tout comme son évolution en cours d'utilisation contribue à la relaxation de ces contraintes et à la déformation progressive de la pièce. De plus, le matériau n'étant pas thermodynamiquement stable, son état métallurgique évolue au cours de sa fabrication et de son usage, influant sur ses propriétés mécaniques. La prise en compte de ce phénomène est également une interrogation à lever [35].

Une pratique répandue pour traiter ce genre de problématique, utilisée au sein du Groupe PSA, est l'utilisation de deux modélisations distinctes : une pour la mise au point du procédé de fonderie et une pour le dimensionnement en service. L'utilisation de modélisations distinctes impose un transfert des variables mécaniques entre les différentes étapes de simulation dont la faisabilité dépend de la nature des variables internes, V_i, utilisées. En clair, si les modélisations diffèrent en termes de variables internes, le transfert est délicat voire impossible. Pour notre application, les modélisations actuelles ne permettent pas un tel transfert, rendant dès lors impossible une description robuste de l'évolution des déformées en service (voir figure 1.11a). L'utilisation d'une loi unique ou de lois compatibles tout au cours de la filière constitue de fait une solution à privilégier (figure 1.11b).

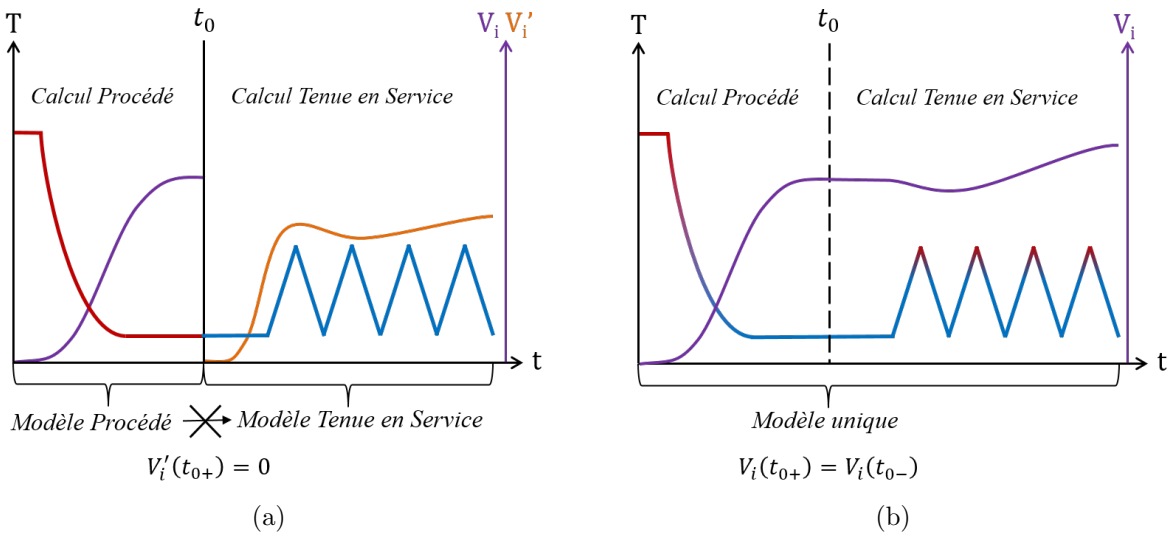


FIGURE 1.11 – (a) Utilisation de deux modèles incompatibles (b) Utilisation d'un modèle unique

Le Groupe PSA a mené de nombreux travaux de développement de modèles de comportement pour les matériaux métalliques travaillant à haute température et qui sont aujourd'hui disponibles pour le calcul [36, 13, 42]. Cependant ceux-ci ne permettent pas de retranscrire fidèlement les réponses sur l'étendue de vitesses de sollicitations présentes sur les carters-cylindres (estimées de $10^{-10}s^{-1}$ à $10^{-2}s^{-1}$) [43, 44]. Les bases physiques de leurs formulations sont en effet inadaptées au matériau étudié.

Ainsi, le développement d'une modélisation ad hoc du comportement mécanique applicable à l'ensemble de la filière (procédé, refroidissement et vie en service) constitue un problème scientifique majeur. Le problème de dérive dimensionnelle se traduisant par une évolution progressive de la géométrie de la structure, la simulation de ce phénomène nécessite l'utilisation d'un modèle dépendant du temps, prenant en compte l'aspect visqueux du comportement de l'alliage d'aluminium mais aussi l'évolution de ses propriétés au cours de son cycle de vie causée par le phénomène de vieillissement.

Le développement d'une modélisation capable de décrire le comportement de l'alliage d'aluminium sur une large gamme de sollicitation, autant en températures qu'en vitesses de déformation n'est cependant possible que si une base expérimentale adéquate existe. Parcourir la plage des vitesses de déformation, et notamment les vitesses les plus faibles, peut se faire avec des essais bien connus (relaxation ou fluage). En revanche, caractériser les différentes facettes viscoplastiques du comportement à des tesmpératures très élevées, avec un matériau à la frontière entre un état solide et un état liquide est bien moins courant dans la littérature. De plus, l'évolution de l'état métallurgique du matériau doit également être investigué.

Enfin, la phase d'identification des paramètres, permettant de lier la base expérimentale à la modélisation développée, n'est pas une tâche triviale [45, 46]. Pour des modèles de comportement complexes comportant parfois une dizaine de paramètres matériaux, bien souvent à identifier pour chaque température testée, cette phase peut être longue et laborieuse. Le défi principal étant d'identifier des paramètres valables pour décrire le comportement du matériau sur des essais différents de ceux utilisés pour l'identification.

1.2.3 Objectifs de l'étude

L'objectif global de cette étude est donc de pouvoir estimer les contraintes résiduelles induites par le procédé, permettant alors par la suite de décrire la réponse mécanique de la structure sous les sollicitations de service. Pour se faire, un état de l'art devra être conduit sur une gamme de domaines assez variés : métallurgie, procédé de fabrication, vieillissement, comportement haute température, méthodes expérimentales, modélisation élastoviscoplastique et simulation à l'échelle de la structure. L'étude va ainsi se décliner en plusieurs objectifs.

Premier objectif de la thèse : Définition des états métallurgiques représentatifs

Une première étape sera de caractériser l'état métallurgique de l'alliage d'aluminium et notamment d'analyser l'effet du durcissement structural sur ses propriétés mécaniques et leurs évolutions en service. Les études menées au sein du Groupe PSA semblent indiquer des vitesses de refroidissement dans le moule suffisamment importantes (de l'ordre de quelques °C/s) pour piéger suffisamment d'éléments d'alliages en solution solide et ainsi provoquer par la suite un durcissement par précipitation significatif. Pour cela, une étude des phases en présence à l'état initial, puis de leur évolution pour des températures représentatives du fonctionnement moteur servira de base de réflexion pour les modélisations à développer.

La prise en compte du durcissement structural dans les procédures de calcul numérique n'est pas une problématique nouvelle pour les constructeurs automobiles [36, 47]. Cependant, les méthodologies disponibles sont généralement limitées à la prise en compte de la dégradation des propriétés mécaniques observées en service, désignée par le terme vieillissement [35]. Ces méthodologies reposent sur la définition d'un état de vieillissement équivalent et pourraient permettre de répondre à l'évolution des propriétés mécaniques sous chargement de service, si celle-ci se révèle significative. En complément, les travaux menés viseront à définir la stratégie adaptée pour rendre compte de l'état métallurgique pendant la phase du refroidissement post-solidification, en vue d'assurer une bonne estimation des contraintes résiduelles formées au refroidissement. L'influence de l'état métallurgique est connu comme significatif dans les niveaux des contraintes résiduelles simulées dans des conditions rapides de trempe [40, 41]. Toutefois, ces conditions se révèlent assez différentes de celles présentes sur le carter-cylindres, où les cinétiques de refroidissement dans le moule sont plus modérées. Les travaux menés devront alors statuer sur la nécessité de prendre en compte cet effet de durcissement structural dans la modélisation du comportement à partir d'une analyse expérimentale appropriée.

Second objectif de la thèse : Définition de la base expérimentale optimale

La caractérisation des propriétés mécaniques en cours de trempe, avec un matériau présentant un état métallurgique spécifique, est une problématique particulièrement délicate. Pour le cas du carter-cylindres la pratique actuelle consiste à reproduire les cinétiques de refroidissement observées dans le moule de fonderie en partant d'un état mis en solution, considéré comme représentatif du matériau tout juste solidifié [41]. La caractérisation du comportement mécanique s'étend alors sur une gamme de température allant de la température de mise en solution (environ 500 °C) à la température ambiante.

Un tel protocole se révèle très délicat à mettre en œuvre expérimentalement, et implique l'utilisation de dispositifs expérimentaux spécifiques (machine Gleeble). La pertinence d'une telle pratique peut toutefois être interrogée, notamment dans le cas où les cinétiques de trempe sont modérés ou

présentant des rebonds vers des températures plus élevées. En effet, en dehors du fait qu'il est de toute façon complexe de garantir une réelle représentativité métallurgique, une interrogation peut se poser sur le besoin de partir d'un état métallurgique représentatif pour toutes les configurations, notamment lorsque la cinétique de trempe n'est pas suffisante pour permettre une hétérogénéité importante des propriétés mécaniques au sein de la structure.

Ensuite, la caractérisation expérimentale constitue un point essentiel mais complexe quand l'intérêt porte sur des comportements isothermes à très hautes températures, pouvant s'approcher des températures de brûlures de l'alliage (de l'ordre de 530 °C), ceci pour un matériau où la stabilité métallurgique n'est pas assurée. La stratégie mise en œuvre se divisera donc en deux parties : analyse de la base expérimentale existante et enrichissement de cette base expérimentale avec des essais complémentaires, notamment pour les températures au-delà de la limite haute en service.

Plus largement, une réflexion peut être menée sur le besoin de disposer d'une base d'essai complexe. Une étude de sensibilité de la réponse de la structure aux différents paramètres matériaux contrôlant le comportement mécanique peut donner des indications sur la pertinence de certains essais. En effet, un plan d'expérience adapté et sollicitant les paramètres des conditions de sollicitation les plus sensibles pourraient donner des résultats plus pertinents. Une stratégie de caractérisation "simplifiée", plus adaptée à une mise en œuvre en contexte industriel, pourra être proposée.

Dans ce but, des essais originaux seront développés afin de pouvoir caractériser plusieurs aspects du comportement de l'alliage (plasticité, viscosité, restauration) avec un nombre d'éprouvettes réduit, notamment pour la gamme des hautes températures lorsque la caractérisation mécanique gagne en complexité.

Troisième objectif de la thèse : Formulation d'un nouveau modèle de comportement

Une fois que le comportement de l'alliage d'aluminium sera caractérisé expérimentalement, l'étape suivante sera de proposer une modélisation adaptée au comportement observé. Compte-tenu de la nécessité de prendre en compte des gammes de températures (entre 25 et 530 °C) et de vitesses de déformation (entre 10^{-10} et 10^{-2} s^{-1}) très larges, les modèles de comportement le plus communément utilisés ne seront pas adaptés. Une étude détaillée des modèles utilisés dans la littérature ainsi que leurs limites le confirmera. À partir de ces observations, un modèle enrichi pourra être proposé avec une stratégie d'identification ad hoc.

La littérature regorge de modélisations et faire un choix n'est pas trivial. En effet, deux grandes familles de modèle co-existent le plus souvent : les modèles phénoménologiques, qui s'attachent à décrire le comportement observé à partir de fonctions mathématiques parfois complexes et généralement empiriques, et les modèles micro, qui s'attachent à décrire plus ou moins directement les phénomènes physiques moteurs du comportement observé, en devant parfois s'intéresser à des échelles très petites en regard de la structure considérée.

Un modèle purement phénoménologique, sans limite de complexité mathématique, pourra aisément reproduire n'importe quel type de comportement si les plages de variation de température ou vitesse de déformation sont réduites à quelques essais. En revanche, cette démarche mène inévitablement à de nombreuses formulations, avec une plage de validité réduite au matériau considéré, sur une gamme de température et de déformation bien définie. Une des difficultés récurrentes à ce type

de modélisation est la phase d'identification des paramètres généralement obtenu par la minimisation d'une fonction coût. La complexité des modèles et l'étendue de la plage de variation possible des paramètres fait que de nombreux jeux de paramètres très différents offrent une minimisation équivalente de cette fonction coût. D'un point de vue purement mathématique, toutes ces solutions sont équivalentes. Sans considération physique, il est alors difficile de faire un choix justifié entre ces différents jeux de paramètres et de garantir que le choix permette de décrire le comportement sur une plage de sollicitations différente de celle utilisée pour l'identification.

Le principe des modèles basés sur la mise en équation de phénomènes physiques sera plutôt, à partir de l'observation de phénomènes aux petites échelles, de remonter vers les grandes échelles. L'état des connaissances actuelles permet déjà, à partir d'observations microscopiques, voir nanoscopiques, de remonter les échelles jusqu'à atteindre celle de la structure. Cependant, les nombreuses équations et théories en jeux sont extrêmement complexes, rendant alors l'application sur une structure complète peu accessible et rédhibitoires dans un contexte industriel.

L'enjeu principal de cette partie sera alors de garder en tête la finalité industrielle de la modélisation développée. Le développement d'une nouvelle modélisation n'a d'intérêt industriel que si elle est intégrable dans les solutions logicielles utilisées en bureau d'étude. L'enjeu est alors de pouvoir conduire des simulations complexes sur une structure complète, conditionné par une modélisation robuste d'un point de vue numérique. Il faudra donc viser un juste équilibre entre le niveau de détail de la description des phénomènes physiques mis en jeux, la facilité d'identification des paramètres matériaux et la robustesse de la modélisation pour être utilisée en condition industrielle avec des temps de calcul raisonnables.

Quatrième objectif de la thèse : Intégration numérique et validation sur structure

In fine, la modélisation développée devra d'abord être intégrée numériquement dans Abaqus, le solveur éléments finis utilisé au sein du Groupe PSA. L'application sur un cas de structure complète sera l'occasion d'affiner la modélisation à travers différents prismes. Premièrement, une étude de sensibilité permettra d'analyser à l'échelle de la structure quels sont les paramètres les plus impactants sur la formation de contraintes résiduelles. Cela permettra de fournir des éléments factuels pour alimenter le protocole d'identification et de disposer d'une hiérarchie de l'influence des variables. Dans l'optique de recherche de la base expérimentale optimale, ces informations permettront d'évaluer la pertinence de conserver des essais destinés à identifier finement des paramètres qui joueraient à la marge sur les grandeurs d'intérêt sera conduite.

Ensuite, une phase de validation du modèle via une confrontation entre les résultats obtenus par simulation et les mesures expérimentales recueillis sur structure sera menée. Les données seront principalement composées de mesures de contraintes résiduelles aux abords des fûts, et de l'analyse des dérives dimensionnelles notamment aux niveaux de la face flamme (face supérieure du carter-cylindres, en contact avec la culasse), et des fûts. Cette étape permettra in fine, si besoin, de procéder à une étape de recalage des paramètres ajustables pour tendre vers une simulation plus proche des observations expérimentales.

Enfin, la méthodologie développée sera confrontée avec la méthodologie existante, en termes d'évaluation des contraintes résiduelles générées, des relaxations de celles-ci ou encore des déformées de fût. Les temps de calcul de la méthodologie proposée devront également être évalués pour s'assurer qu'ils soient industriellement acceptables.

1.2.4 Organisation du manuscrit

Après ce premier chapitre d'introduction, de mise en contexte, et de définition des objectifs de ces travaux, cinq chapitres viennent composer ce manuscrit. Ils s'attachent à décrire le processus classique du dimensionnement, de la caractérisation du matériau aux petites échelles au calcul sur structure (figure 1.12) :

Le **chapitre 2** présente quelques éléments sur les alliages d'aluminium ainsi qu'une première étude aux petites échelles du matériau étudié et notamment du phénomène de vieillissement. Ce chapitre servira de base pour répondre au premier objectif de la thèse.

Le **chapitre 3** se divise en deux parties. La première s'attache à décrire la base expérimentale à disposition au début de l'étude, et la seconde décrit les essais expérimentaux additionnels qui ont pu être réalisés au cours de cette thèse. Une discussion sur les essais composants cette base expérimentale sera menée. Ce chapitre permettra de répondre aux premier et second objectifs de la thèse.

Le **chapitre 4** décrit le modèle de comportement qui a été développé pour décrire le comportement de l'alliage d'aluminium sur toute sa gamme de température ainsi que le protocole d'identification associé. Il propose une réponse au troisième objectif de la thèse.

Le **chapitre 5** présente la phase finale de validation, comprenant les mesures réalisées sur structure lors d'essais instrumentés, les simulation sur structure complète ainsi que la phase de confrontation entre simulation et expérience. Il propose une réponse au quatrième objectif de la thèse.

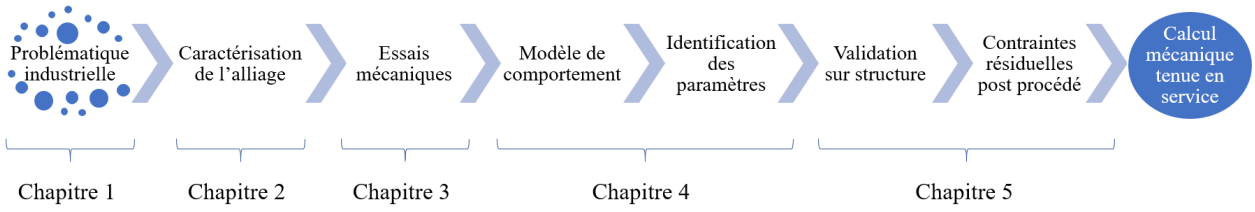


FIGURE 1.12 – Déroulement des travaux de thèse

CHAPITRE 2

MATÉRIAU ET CARACTÉRISATION

2.1 Généralités

2.1.1 Métaux et mécanismes de déformation

Les métaux et les alliages sont constitués d'assemblages d'atomes liés entre eux par des forces électromagnétiques naissant entre les électrons d'atomes voisins. Les métaux se présentent généralement à l'état d'assemblages de cristaux. La structure des métaux se forme lors de leur solidification et de leur refroidissement. La température du liquide diminuant, les distances interatomiques décroissent, la distance critique pour laquelle des liaisons s'établissent est atteinte en quelques points répartis aléatoirement, qui constituent alors les premiers germes de croissance des cristaux.

Chaque germe donne naissance à un cristal dont la croissance est limitée par les cristaux voisins. L'ensemble forme un polycristal constitué de grains ayant chacun une orientation différente. Ces grains sont séparés par des défauts à deux dimensions nommés joints de grains.

Une déformation élastique est le résultat à l'échelle atomique de variations des espaces interatomiques nécessaires pour équilibrer une sollicitation extérieure. Ces variations sont réversibles et reviennent à la normale une fois que la sollicitation extérieure cesse. Le cristal parfait tel qu'il vient d'être décrit peut rendre compte de l'élasticité, cependant la plasticité ne s'explique que par la présence de défauts qui viennent perturber le réseau cristallin, il s'agit des dislocations. Les déformations plastiques ou viscoplastiques correspondent donc à la création et aux mouvements de ces dislocations.

Le mouvement à longue distance de ces dislocations intervient au-delà d'un certain état de contrainte, communément appelé limite d'élasticité. Cet état de contrainte dépend des propriétés du réseau cristallin et de la population d'obstacles présents dans le cristal. Chaque obstacle à même de s'opposer aux déplacements des dislocations peut alors contribuer à l'augmentation de la limite d'élasticité et donc son durcissement. C'est le phénomène d'écrouissage.

Le mode de déplacement des dislocations varie en fonction des conditions de température et de vitesse. À basse température, le mouvement des dislocations par glissement est privilégié. Celui-ci

intervient sur le plan compact correspondant pour les alliages cubiques à faces centrées à la famille de plan [1 1 1]. Les dislocations vont glisser sur leur plan de glissement jusqu'à s'empiler sur un obstacle.

Sous le régime de glissement, les populations d'obstacles peuvent être classées en cinq grandes catégories :

• Atomes du réseau : le réseau cristallin crée lui-même un premier obstacle au mouvement des dislocations en provoquant une contrainte de friction sur les dislocations, aussi appelée contrainte de Peierls-Nabarro [48].

• Dislocations : les dislocations interagissent entre elles. Lors de leur glissement, des effets d'interactions interviennent entre les dislocations situées sur le même plan de glissement ou sur des plans de glissements différents et freinent ainsi leur progression. Ces interactions peuvent aller jusqu'à l'ancrage temporaire de certaines dislocations, formant alors des dislocations immobiles, s'opposant aux dislocations en mouvement, désignées mobiles [49]. Lorsque la densité de dislocation augmente par l'application d'une contrainte extérieure, ces dislocations vont s'organiser et, in fine, s'opposer au mouvement des dislocations mobiles.

• Atomes de solutés : présent en insertion ou en substitution dans la matrice, leur différence de taille avec les atomes de la matrice peut provoquer un champ de contraintes local qui va s'opposer au déplacement des dislocations et provoquer une augmentation de la contrainte locale d'écoulement [50].

• Joints de grains : les joints de grains vont également jouer le rôle d'obstacle en empêchant les dislocations de passer dans le grain adjacent. Les dislocations vont donc s'accumuler à proximité du joint de grains et exercer une force sur celui-ci jusqu'à permettre le franchissement de la barrière énergétique que constitue ce joint de grains. La contribution des joints de grains dépend de la taille de grain et est communément représentée par l'expression proposée par Hall-Petch [51, 52] :

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \tag{2.1}$$

Avec σ_Y la limite d'élasticité, d la taille de grains et k la constante de Hall et Petch.

• Précipités : les précipités présents dans la matrice sont des obstacles majeurs pour les dislocations. Les précipités agissent comme des points d'ancrage sur les dislocations, jusqu'à atteindre une contrainte critique. Cette dernière dépend du mode de franchissement qui peut se faire, en fonction de la taille du précipité et de sa relation d'orientation avec la matrice, soit par cisaillement soit par contournement. Le mode de franchissement privilégié est le moins coûteux énergétiquement [53].

Concernant le franchissement par cisaillement (voir figure 2.1a), plus le précipité sera petit, plus il sera facilement cisaillable à condition d'avoir une cohérence suffisante avec la matrice. La contrainte nécessaire au cisaillement du précipité évolue selon $\sqrt{r}$, avec r la taille caractéristique du précipité [54]. Il faut noter que le cisaillement d'un précipité facilite le passage des dislocations suivantes, ce type de franchissement s'accompagne donc d'un écrouissage faible.

Dans le cas d'un franchissement par contournement, les dislocations vont former des boucles, dites boucles d'Orowan autour du précipité afin de le franchir (voir figure 2.1b). Ce mécanisme sera d'autant plus facile à mettre en œuvre que la distance inter-précipité sera importante. Contrairement au

mécanisme de cisaillement, l'accumulation des boucles de dislocations autour des précipités favorise une augmentation de l'écrouissage. La contrainte nécessaire pour franchir le précipité, s'exprime par [55] :

$$\sigma = \sqrt{\alpha \frac{\mu b}{h}} \tag{2.2}$$

avec μ le module de cisaillement, b le vecteur de Burgers, h la distance inter-précipité et α une constante proche de l'unité.

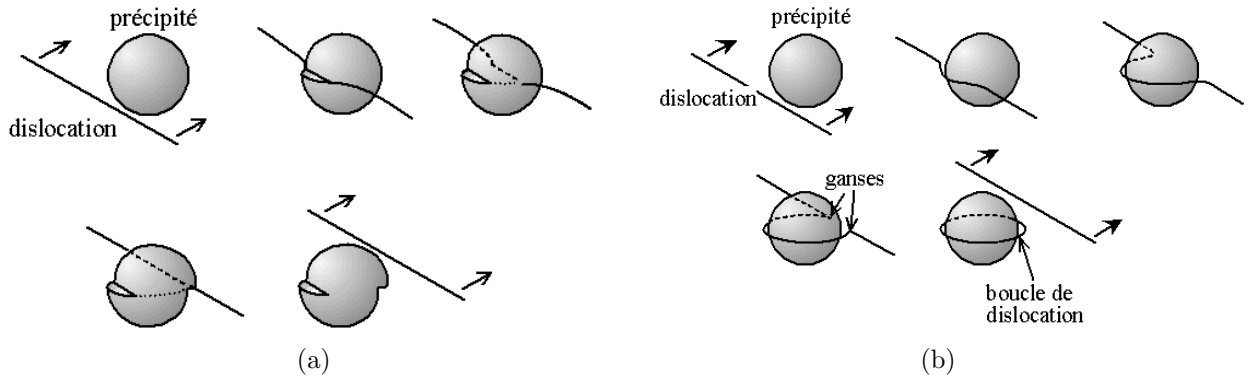


FIGURE 2.1 – Schéma illustratif des phénomènes (a) de cisaillement et (b) de contournement d'un précipité [56]

En raisonnant à fraction volumique f_v constante, la distance inter-précipité dépend directement de la taille r des précipités. Dès lors, pour des précipités de petite taille, c'est le franchissement par cisaillement qui est privilégié, et pour des précipités de taille plus importante, c'est le régime de contournement qui domine.

L'évolution de l'incrément de contrainte nécessaire au franchissement du précipité est tracé en fonction de son rayon caractéristique, une évolution telle que décrite en figure 2.2 est alors obtenue. Le pic de durcissement d'un matériau correspond à la transition entre les deux modes de franchissements, qui peut être associée à un rayon critique.

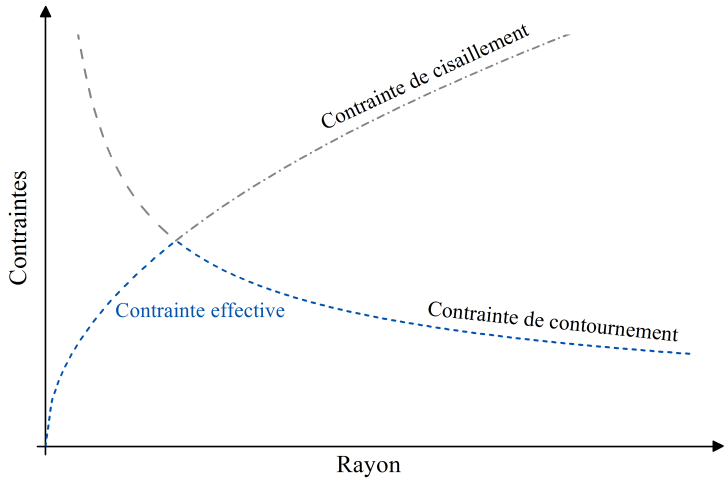


FIGURE 2.2 – Contrainte nécessaire pour franchir un précipité en fonction de sa taille [57]

Lorsque le domaine des hautes températures est approché, de nouveaux mécanismes de déformation apparaissent avec l'amélioration de la mobilité des atomes. Un second mode de franchissement par transport diffusif prend place : la montée des dislocations (figure 2.3), ce phénomène est dit thermiquement activé. Selon la température, deux modes de montée se distinguent : la montée par diffusion au cœur des dislocations aux températures intermédiaires [58] et la montée par diffusion en volume ou en réseau pour les hautes températures ($> 0,6\ T_f$).

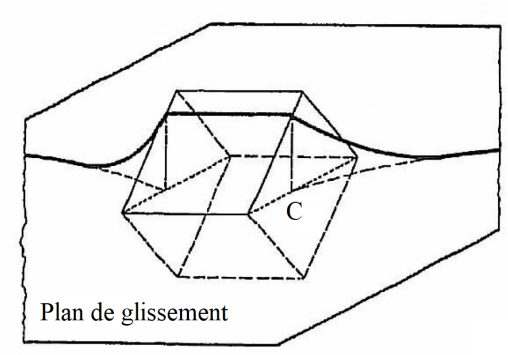


FIGURE 2.3 – Schéma d'un franchissement de précipité cubique par montée [59]

Finalement, deux grands modes de déformation viscoplastique sont distingués [60] : le glissement, qui est dominant aux faibles températures ($< 0,5\ T_f$) et la montée des dislocations, présent à haute température ($> 0,5\ T_f$).

2.1.2 Alliages d'aluminium

Si l'aluminium est l'un des métaux les plus utilisés au monde en raison de sa faible masse volumique, il ne se trouve que très rarement sous sa forme pure en raison de ses faibles propriétés mécaniques. Généralement, il est sous forme d'un alliage dans lequel des éléments d'addition ont été ajoutés. D'un point de vue métallurgique, sa structure cristalline est cubique à face centrées (CFC) comme illustré figure 2.4 :

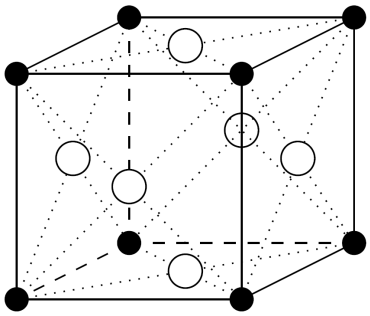


FIGURE 2.4 – Structure cristalline cubique faces centrées (CFC)

Voici quelques propriétés de l'aluminium [16] :

- Masse volumique : 2699 kg/m^3
- Point de fusion : 660 °C
- Paramètre de maille : 0,405 nm à 298 K
- Conductivité thermique à 20 °C : 217,6 $W.m^{-1}.K^{-1}$
- Coefficient de dilatation moyen : 2,55 10^{-5} $°C^{-1}$
- Retrait volumique : 5,6%
- Module de Young : 68 GPa
- Limite d'élasticité 0,2% : 35 MPa
- Allongement à rupture : 25%

Une première distinction au sein des alliages d'aluminium peut se faire selon leur mode d'élaboration. Les aluminiums de fonderie trouvent leur forme définitive directement après fonderie et les aluminiums de corroyage sont transformés par des techniques de forges, c'est-à-dire par des transformations à chaud ou à froid (laminage, extrusion) à partir de lingots de fonderie.

Les alliages d'aluminium sont classifiés en différentes séries selon l'élément chimique d'addition principalement présent après l'aluminium. Huit séries sont distinguées :

- 1xxx : Aucun : faible propriétés mécaniques, légèreté, haute conductivité thermique
- 2xxx : Cuivre : augmentation des propriétés mécaniques et résistance à l'endommagement
- 3xxx : Manganèse : résistance à la corrosion
- 4xxx : Silicium : point de fusion abaissé, meilleure coulabilité
- 5xxx : Magnésium : diminution masse volumique, augmentation limite d'élasticité
- 6xxx : Magnésium - Silicium : plus grande limite d'élasticité, bonne formabilité à chaud
- 7xxx : Zinc : très haute résistance mécanique
- 8xxx : Autres ...

Enfin, les alliages d'aluminium peuvent être distingués par leur mode privilégié de durcissement, par écrouissage ou par addition d'éléments. Deux classes apparaissent : les alliages à durcissement par écrouissage (alliages non-trempants) et les alliages à durcissement structural (alliages trempants).

• Alliages à durcissement par écrouissage : le traitement se fait ici par laminage ou étirage lors de la mise en forme du produit. Ces opérations vont générer une multiplication de la population des dislocations qui vont se gêner mutuellement et ainsi augmenter la limite d'élasticité du matériau (séries 1, 3, 5).

• Alliages à durcissement structural : l'ajout de certains éléments d'alliage vont permettre, avec un traitement thermique précis, la formation de précipités qui deviendront des obstacles pour les dislocations. Ce durcissement sera d'autant plus marqué avec des précipités cohérents avec la matrice, répartis de manière dense et homogène, le durcissement étant fonction de la taille des précipités et de la distance inter-précipités. Ce sont les phénomènes de dissolution-précipitation qui régissent essentiellement l'évolution de la dureté de ces matériaux (séries 2, 4, 6 et 7).

Afin de mieux appréhender les traitements thermiques et les phénomènes de précipitations en général, il est utile de décrire les différentes phases de la précipitation avec l'hypothèse d'une température constante (voir figure 2.5) :

- La germination : la solution solide de départ offre généralement des sites préférentiels de nucléation comme les joints de grains, les défauts d'empilement, les dislocations ou les inclusions. Les précipités vont germer prioritairement sur ces sites pour des raisons énergétiques, la germination est alors dite hétérogène. Cette étape est caractérisée par une augmentation du nombre N de précipités et de la fraction volumique f_v associée. Un durcissement peut déjà être observé à cette étape.

- La croissance : une fois que les germes sont stabilisés, la phase de croissance peut alors débuter. Elle est principalement pilotée par la migration des atomes de solutés vers les germes, résultant en un appauvrissement de la solution solide au bénéfice de la croissance des précipités. Ce processus prend fin lorsque la concentration en éléments de solutés s'approche de la composition d'équilibre thermodynamique. Au cours de cette étape, la taille des précipités augmente ainsi que leur fraction volumique pour un nombre N de précipités constant. Cette étape contribue donc fortement au durcissement.

- Le mûrissement d'Ostwald [61, 62] : lorsque la composition d'équilibre est atteinte, la fraction volumique en précipités ne croît plus. L'évolution se fait alors par mûrissement (ou croissance sélective) : les précipités les plus petits se dissolvent au profit des précipités les plus gros. Si cette étape voit une augmentation de la taille des précipités, la croissance se fait au détriment de la population de précipités. La distance inter-précipités va donc augmenter, résultant potentiellement en un adoucissement. Un traitement thermique trop long peut donc être néfaste aux propriétés mécaniques de l'alliage.

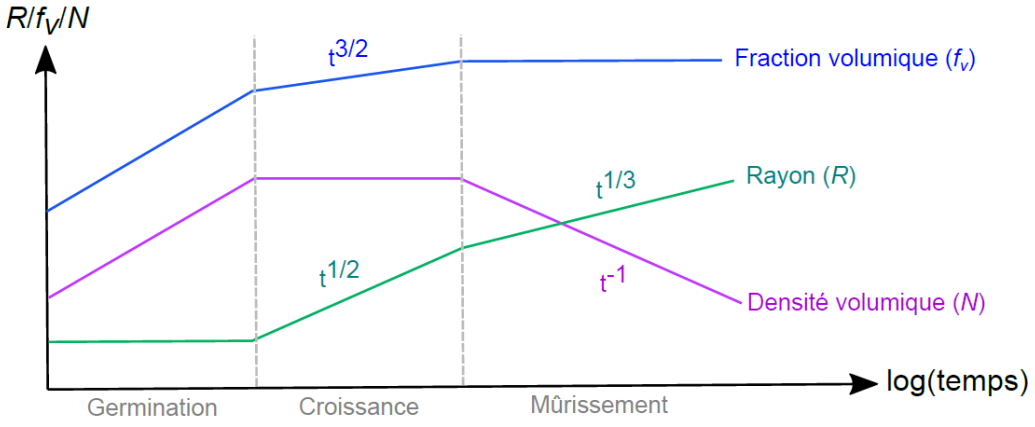


FIGURE 2.5 – Illustration des différentes phases de la précipitation [63, 26]

Une combinaison de ces deux méthodes est également une possibilité. La phase de traitement thermique est une étape cruciale dans l'élaboration d'un alliage d'aluminium, c'est celle-ci qui va permettre de modeler l'état métallurgique du matériau afin de le faire tendre vers l'état optimal pour des conditions d'utilisation données.

2.1.3 Traitement thermique et vieillissement

La microstructure de précipitation des alliages peut significativement évoluer si des températures permettant la précipitation ou la dissolution de phases sont atteintes lors d'un traitement thermique. En effet, si le maintien en température permet la précipitation de certaines phases, la croissance de précipités, et le durcissement du matériau, des dissolutions d'autres phases ont également lieu en parallèle. L'histoire thermique subie par le matériau peut donc être déterminante pour ses propriétés mécaniques.

Les opérations de traitement thermique ont généralement lieu en quatre étapes : mise en solution, trempe, maturation et revenu (voir figure 2.6). Une étape d'écrouissage peut également être introduite dans le procédé.

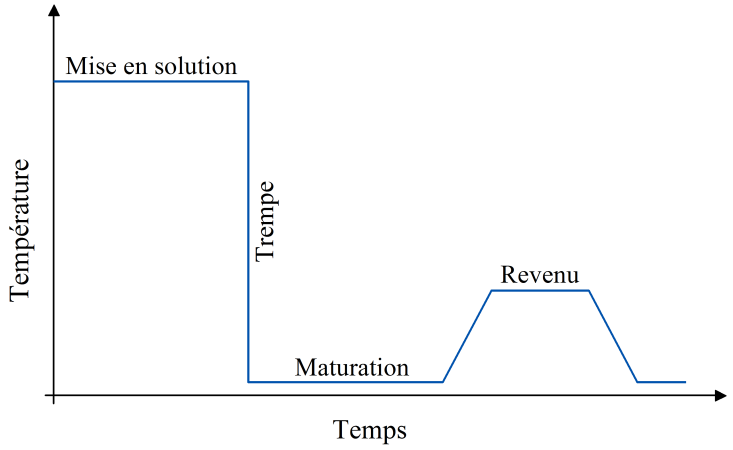


FIGURE 2.6 – Principe du traitement thermique

De façon plus détaillée :

• La mise en solution : l'alliage est porté à une haute température afin de dissoudre les précipités grossiers formés lors d'un refroidissement non contrôlé dans le but d'obtenir une solution solide sursaturée en éléments d'alliage (notée SSS) [64].

• La trempe : l'alliage est refroidi brutalement avec l'objectif de figer la microstructure du matériau en limitant la décomposition de la solution solide. Toutefois, une trempe homogène et rapide est difficile à mettre en œuvre sur une pièce massive. Il est alors courant de constater la germination de précipités lors de la trempe. Le refroidissement se fait généralement à l'air ambiant ou encore à l'eau où il est plus facile de contrôler la température. Cette étape peut également être source de contraintes résiduelles importantes en raison de vitesses de refroidissement hétérogènes au sein de la structure.

• La maturation : l'alliage est laissé à température ambiante quelques heures, les premiers signes de précipitation apparaissent avec la formation d'amas d'atomes.

• Le revenu : l'alliage est amené puis maintenu à une température élevée (mais inférieure à celle de son solvus), dans le but d'activer le processus de précipitation. Le temps et la température sont soigneusement déterminés de manière à obtenir la microstructure de précipitation et donc le durcissement et les propriétés mécaniques souhaitées.

Ce processus est indicatif et il existe de nombreuses variations dans les traitements thermiques appliqués. La phase de mise en solution peut se faire spécifiquement dans un four ou alors être directement intégrée lors de la coulée sous pression lorsque l'alliage est à l'état liquide. La phase de maturation peut avoir lieu sans revenu et inversement. Une étape d'écrouissage peut également être introduite dans le processus. L'état métallurgique d'un matériau pourra donc être très variable selon les traitements qu'il aura subit lors de son élaboration.

Pour les alliages à durcissement structural, c'est l'étape de revenu qui est de première importance pour atteindre l'état de précipitation optimal pour l'application visée. Lorsque le matériau est exposé en service à des températures équivalentes voire supérieures aux températures de revenu, une évolution de l'état métallurgique intervient, c'est le phénomène de vieillissement [35].

L'état de précipitation va donc évoluer jusqu'à atteindre des propriétés mécaniques bien différentes de l'état métastable initial. Il est donc nécessaire d'analyser ce vieillissement en caractérisant l'influence du temps de maintien à haute température sur les propriétés et le comportement mécanique afin d'évaluer le ou les états métallurgiques représentatifs du fonctionnement en service [35]. De plus, les développements sur le durcissement et le vieillissement se font généralement pour une température constante alors que la structure est soumise à un chargement anisotherme.

Pour le cas présenté, le carter-cylindres est fabriqué par un procédé de coulée sous pression. Au début du procédé l'alliage est sous forme liquide et homogène, ce qui se substitue à la phase de mise en solution. Vient ensuite la coulée dans le moule qui est à température ambiante, ce refroidissement très brutal fait office d'étape de trempe. Le moule est ensuite retiré au bout de quelques secondes et la structure subit donc une seconde étape de trempe à l'air ambiant. Cette façon de procéder avec une trempe imparfaite et mal maitrisée conduit à la formation de précipités au cours du refroidissement de la structure. En revanche, d'un point de vue industriel, cela permet d'éviter une étape de mise en solution suivie d'une trempe qui serait de toute façon très compliquée à mettre en œuvre. Cette étape est suivie d'une période de maturation, puis d'une étape de revenu de 5 heures à 200 °C.

Maintenant que les généralités sur les alliages d'aluminium, les traitements thermiques et les mécanismes de déformation ont été posées, les spécificités des alliages d'aluminium Al-Si vont être approfondies.

2.1.4 Alliages d'aluminium hypoeutectiques Al-Si

Chaque alliage peut être décrit par un diagramme de phase (ou d'équilibre). Une phase est un domaine du matériau dont les propriétés physiques et chimiques sont uniformes. Ce diagramme permet de résumer les constitutions d'équilibre d'un système d'alliage. Deux facteurs principaux ont une influence sur la nature et la composition des phases présentes : la température et la pression. Cependant cette dernière est habituellement négligée car elle n'a d'influence qu'à des niveaux extrêmement élevés. Le diagramme montre classiquement le système (composition, température).

Les courbes du diagramme déterminent les limites de domaines dans lesquels peuvent exister des phases, la composition et la proportion de ces phases. De nombreux alliages ont un point dit eutectique. Ce point invariant est le point qui a la température de fusion la plus basse, inférieure à celle de ses deux constituants. Les alliages situés à gauche de ce point sont des alliages dits hypoeutectiques et ceux à droite des alliages hypereutectiques.

Pour les aluminiums de fonderie, le silicium est le principal élément ajouté à l'aluminium à des fins de mise en forme [65]. Il permet d'abaisser la température de fusion, d'améliorer la coulabilité de l'alliage et de diminuer le retrait lors de la solidification. Les alliages utilisés en procédé de fonderie classique (moulage, coquille, gravité ...) sont généralement hypoeutectiques, c'est-à-dire contenant une fraction massique de silicium inférieure à 12.2% (voir figure 2.7).

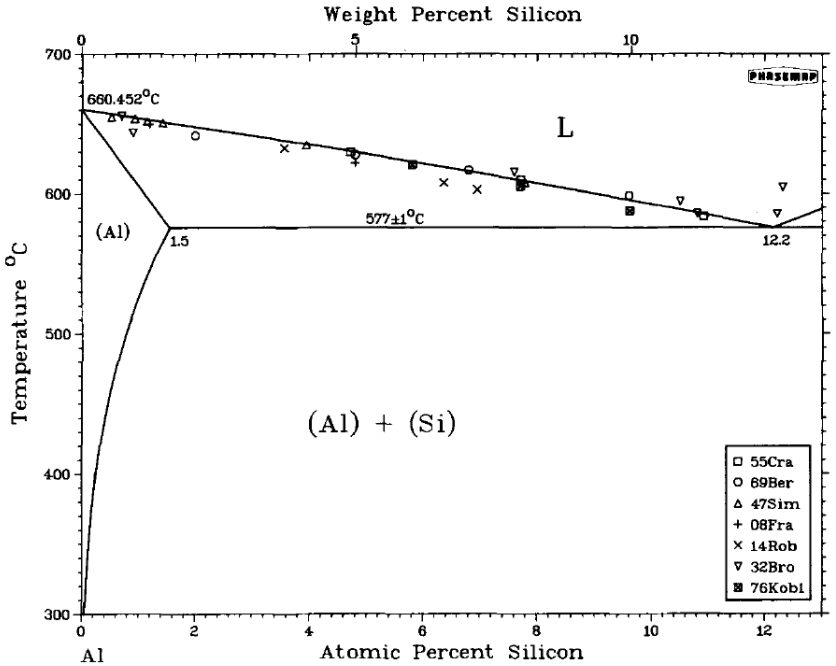


FIGURE 2.7 – Diagramme de phase du système binaire Al-Si [66]

La composition de l'alliage est ensuite complétée par d'autres éléments d'addition pour obtenir un compromis entre propriétés de moulage et propriétés mécaniques :

• Le cuivre : sa présence permet la formation de précipités durcissants ce qui se traduit par une augmentation des propriétés mécaniques. Il permet une meilleure usinabilité, une amélioration de la tenue à chaud et diminue le coefficient de dilatation thermique. Ce composant est donc essentiel pour les utilisations hautes températures. En revanche, la résistance à la corrosion et la conductivité thermique sont dégradées.

• Le magnésium : de manière similaire au cuivre, le magnésium améliore les propriétés mécaniques de l'alliage, en revanche il réduit son usinabilité. Lorsqu'il est associé au silicium, il est précurseur à la formation de précipités engendrant un fort durcissement.

Des impuretés sont également présentes au sein de tout alliage. Ces impuretés doivent être prise en compte car elles modifient les propriétés du matériau. Pour les alliages d'aluminium, le fer est la principale impureté naturelle. Sa présence entraîne la formation de composés intermétalliques qui peuvent fragiliser la structure du matériau en raison de leurs aspects durs et fragiles, propices à la décohésion.

Ces composés intermétalliques, principalement à base de fer, sont localisés dans les zones eutectiques, et se trouve sous forme d'écritures chinoises. Ils présentent peu d'intérêts en termes d'amélioration

des propriétés mécaniques du fait de leur taille grossière et de leur répartition mal maîtrisée lors de la solidification. Leur présence est fortement liée à la vitesse de solidification : plus elle est faible et plus les composés intermétalliques sont grossiers. L'utilisation de manganèse permet de diminuer leur effet néfaste par la formation de composés intermétalliques présentant des formes moins aiguës.

Les aluminiums de fonderie sont donc majoritairement composés de Si-Cu-Mg, dont les proportions vont différer selon l'objectif d'utilisation. La microstructure type des alliages d'aluminium hypoeutectiques est composé de :

- Phases dendritiques primaires α-Al
- Phases inter-dendritiques eutectiques Al-Si
- Composés intermétalliques riches en fer ou en cuivre

Dans le cas d'un alliage hypereutectique, des cristaux primaires de silicium noyés dans un mélange eutectique Al-Si sont également présents.

La structure dite dendritique (voir figure 2.8) de ces alliages de fonderie résulte des conditions de solidification et principalement des gradients thermiques générés par le refroidissement. C'est la vitesse de refroidissement locale qui va piloter la finesse et l'espacement des dendrites d'aluminium [67] ainsi que la taille et la forme des particules de silicium dans l'eutectique [20, 22, 68].

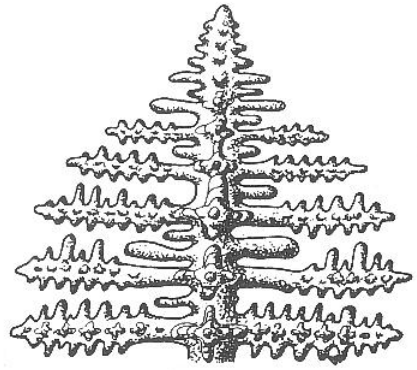


FIGURE 2.8 – Représentation d'une dendrite avec son arbre primaire et ses bras secondaires [69]

Lors de la solidification, chaque germe va ainsi donner naissance à un arbre primaire et plusieurs bras secondaires formant une dendrite. Par la suite, lorsque la température aura diminué, la phase eutectique Al-Si pourra alors se solidifier entre les bras des dendrites, et sera composée de particules de silicium et d'une matrice d'aluminium.

La finesse de la structure dendritique est un indicateur robuste des caractéristiques mécaniques de l'alliage. Pour la caractériser, il existe deux grandeurs : la longueur de l'arbre primaire, ou alors, plus communément utilisée, l'espacement entre ses bras secondaires (SDAS, pour Secondary Dendrite Arm Spacing). Dans le cas du refroidissement d'une structure massive où la vitesse de refroidissement est fortement hétérogène au sein de la structure, un gradient des microstructures entre les zones refroidies plus ou moins rapidement est attendu. Une analyse de la finesse de la structure dendritique est généralement mise en œuvre pour une première évaluation de ces gradients.

2.1.5 Phases durcissantes dans les alliages Al-Si-Cu-Mg

Les travaux de recherches pour des applications de fonderie ont été nombreux concernant les systèmes Al-Si-Cu-Mg. Ces travaux s'intéressent notamment aux systèmes de précipitation présents. Le potentiel durcissant des précipités durcissants est intimement lié à leurs propriétés géométriques et cristallographiques. La figure 2.9 illustre ce lien pour le cas de la famille d'alliage Al-Mg-Si. Le pic de résistance intervient généralement en présence de fins précipités cohérents, β'' dans le cas du système Al-Mg-Si. Lors d'un maintien prolongé en température la forme métastable cohérente β'' évoluera vers la forme semicohérente β' puis la forme stable β.

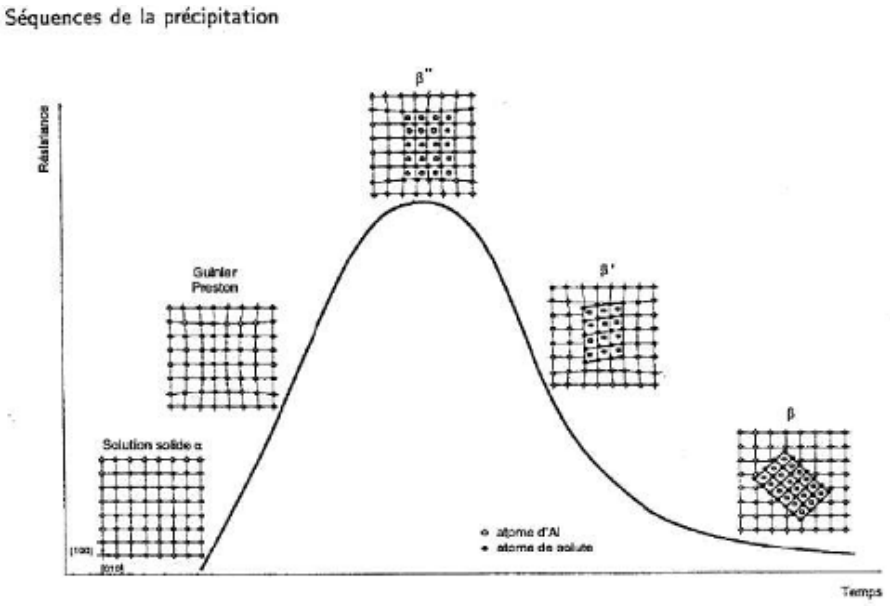


FIGURE 2.9 – Résistance du matériau au fonction de l'état de précipitation pour un Al-Mg-Si [70]

Initialement, après mise en solution et trempe, l'alliage présente une solution solide sursaturée (SSS) en éléments d'alliages. Cette solution, fortement instable, donne rapidement naissance à des zones dites de Guinier-Preston (GP) cohérentes avec la matrice. Les étapes de maturation ou de revenu permettront ensuite la formation de nouvelles phases selon les éléments d'alliages présents.

Cas de l'alliage Al-Si-Mg :

En présence d'Al-Si-Mg, les zones de Guinier-Preston, amas d'atomes de Mg, font office de sites de nucléation pour les précipités β'' (ou zone GP II) [71]. Ces précipités de petite taille peuvent être facilement cisaillés par les dislocations. Lorsque la croissance des précipités se poursuit, un réseau β' semi-cohérent apparaît [72, 73] et co-existe avec des phases B' [21, 74], U1 [75] et U2 [76], puis des précipités β stables [77], incohérents, que les dislocations ne peuvent alors franchir que par contournement.

La phase d'équilibre β, ayant pour composition Mg_2Si, dans le cas d'un ratio atomique Mg/Si inférieur à 2, l'alliage comporte un excès de Si, ce qui résulte en la présence simultanée de phases β et Si [37].

La séquence de précipitation dans les alliages Al-Si-Mg est donnée sous la forme [78] :

$$SSS \rightarrow zone\ GP \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta'/B'/U1/U2 \rightarrow \beta\text{+Si}$$

Avec pour composition :

Phase	β''	β'	B'	$U1$	$U2$	β
Composition	Mg_5Si_6	$Mg_{1,7}Si$	$Mg_9Al_3Si_7$	$MgAl_2Si_2$	MgAlSi	Mg_2Si
Cohérence	Cohérent	Semi-cohérent	-	-	-	Incohérent

Table 2.1 – Synthèse des différentes phases présentes pour un alliage Al-Si-Mg

Cas de l'alliage Al-Cu :

La précipitation des alliages Al-Cu est une des première a avoir été étudiée [79]. Dans cette configuration, la présence de cuivre va favoriser l'apparition des phases de type θ. La séquence de précipitation démarre de manière systématique par la formation de zones de Guinier-Preston, dans le cas présent, formées d'amas d'atomes de Cu. La formation de phases θ'', cohérentes avec la matrice, sera ensuite observée, entrainant un durcissement du matériau en raison de l'accroissement des précipités. Par la suite viennent les phases θ', qui sont elles semi-cohérentes.

Généralement le pic de durcissement est atteint au cours de la transition θ'' vers θ'. Avec la poursuite de la précipitation, les phases θ' vont grossir et perdre en cohérence jusqu'à tendre vers leur état d'équilibre et devenir des phases θ. L'augmentation de la distance inter-précipités et la perte de cohérence facilitent à nouveau le déplacement des dislocations, c'est la phase dite de survieillissement. La séquence de précipitation se résume donc à [64] :

$$SSS \rightarrow Zones\ GP \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$$

Phase	θ''	θ'	θ
Composition	Al_2Cu	Al_2Cu	Al_2Cu
Cohérence	Cohérent	Semi-cohérent	Incohérent

Table 2.2 – Synthèse des différentes phases θ pour un alliage Al-Cu

Cas de l'alliage Al-Cu-Mg :

Avec l'ajout de magnésium, la séquence de précipitation change et des phases de type S sont observées. De même que précédemment, les précipités évoluent d'un état instable et cohérent vers un état stable et incohérent avec la matrice. Il est à noter que les phases S et S' possèdent des structures cristallographiques très proches [37], la phase S' peut être vue comme la version cohérente de la phase S. La séquence de précipitation pour un alliage Al-Cu-Mg est définie telle que [80] :

$$SSS \rightarrow Zones\ GP \rightarrow S'' \rightarrow S' \rightarrow S$$

Cependant, selon le rapport massique Cu/Mg, il peut y avoir présence de la phase θ en plus de la phase S pour un rapport Cu/Mg compris entre 4 et 8 [80].

Phase	S''	S'	S
Composition	$Al_5Cu_3Mg_3$	Al_2CuMg	Al_2CuMg
Cohérence	Cohérent	Semi-cohérent	Incohérent

TABLE 2.3 – Synthèse des différentes phases S pour un alliage Al-Cu-Mg

Cas de l'alliage Al-Si-Cu-Mg :

Lorsque tous les principaux éléments d'alliages (Si-Cu-Mg) sont réunis, des phases de type Q' et Q [81, 82, 83] peuvent être observées en plus des phases β et θ déjà décrites, en revanche, la formation de phases S n'a pas été observée.

De même que pour les phases S et S', les phases Q et Q' sont très proches cristallographiquement, la phase Q' est considérée comme la version cohérente de la phase Q [84, 85]. La séquence de précipitation est définie comme suit [21] :

$$SSS \rightarrow Zones\ GP \rightarrow \beta'' + \theta'' \rightarrow \beta'/B'/U1/U2 + Q' + \theta' \rightarrow \beta + Q + \theta + \mathrm{Si}$$

Phase	Q'	Q
Composition	Indéterminée	$Al_3Cu_2Mg_9Si_7$
Cohérence	Semi-cohérent	Incohérent

TABLE 2.4 – Synthèse des différentes phases Q pour un alliage Al-Si-Cu-Mg

Il est intéressant de noter que les phases stables, β, S, θ et Q sont des phases généralement incohérentes avec la matrice. Cette information est de première importance car une phase incohérente avec la matrice est difficilement cisaillable. Les dislocations ne peuvent alors franchir ces précipités que par contournement, et c'est donc la contrainte d'Orowan qui vient piloter le franchissement de ces précipités.

2.2 Moyens de mesure

2.2.1 Essais de dureté

L'essai de dureté repose sur l'indentation d'une surface au moyen d'une pointe calibrée. Selon la taille de pointe utilisée il s'agira d'une nano, micro ou macro-indentation. Le principe général est d'appliquer une force avec cette pointe qui va laisser une empreinte sur la surface matériau dont la taille est mesurée pour remonter à une mesure de dureté. La dureté caractérise donc la résistance mécanique d'un matériau à la pénétration d'un corps dur.

Même si des grandeurs utilisables ne sont pas directement obtenues avec cette mesure, mais plutôt des relations qualitatives avec d'autres propriétés comme la limite d'élasticité, la mesure de dureté est un procédé très utilisé pour les matériaux métalliques en raison de sa facilité et rapidité de mise en œuvre en plus d'être peu destructive pour le matériau testé. En effet, il est expérimentalement observé que l'évolution de la dureté reflète l'évolution de la limite d'élasticité [86, 87], comme illustré sur la figure 2.10. La relation entre variation de dureté et variation de limite d'élasticité est parfois simplement linéaire [88]. Les travaux de Hoche [35] ont également montré que la dureté pouvait être un indicateur du comportement cyclique.

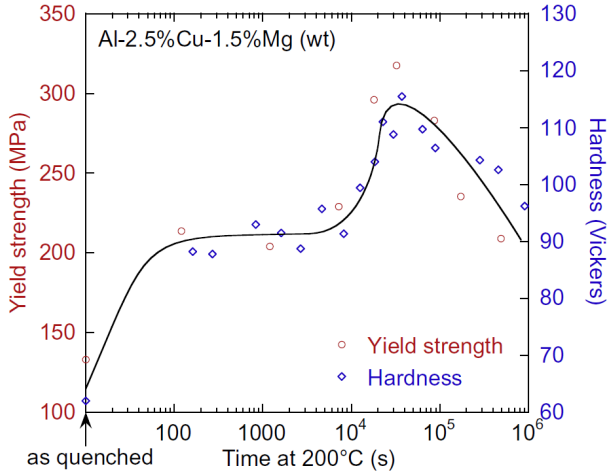


FIGURE 2.10 – Évolution de la dureté Vickers et de la limité d'élasticité en fonction du temps de vieillissement à 200 °C pour un alliage d'aluminium [87]

C'est donc un outil qui permet d'obtenir des informations sur un grand nombre de matériaux ou de traitements thermiques différents avec un équipement restreint dans un temps relativement court. Des moyens d'essais plus classiques comme des essais de traction demandent un investissement en moyen et en temps bien plus élevé. Pour cette étude, des mesures de dureté sont utilisées pour caractériser l'état initial du matériau et son état à différents stades de vieillissement dans le but d'évaluer la nécessité de prendre en compte le vieillissement dans la démarche de dimensionnement.

Il existe différentes méthodes de mesure de dureté, avec notamment des pointes calibrées qui peuvent varier. Les deux plus répandues sont la dureté Vickers et la dureté Brinell.

Dureté Vickers

L'indenteur le plus utilisé pour les matériaux métalliques est l'indenteur Vickers (ISO 6507, ASTM E92) qui est une pyramide de diamant à base carrée avec un angle de 136 degrés entre les faces opposées (voir figure 2.11). Étant donné sa géométrie, le même indenteur est utilisé que ça soit pour un essai de micro ou macro-dureté. Le paramètre ajustable est la force à appliquer.

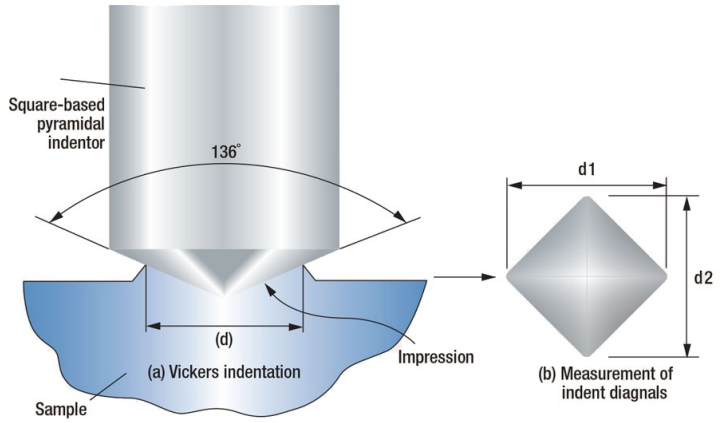


FIGURE 2.11 – Schéma du dispositif de mesure Vickers [89]

Afin d'éviter d'éventuels défauts de surface qui perturberaient la mesure, l'échantillon analysé doit être poli avant l'essai. La force d'essai est appliquée en rampe pendant 5 à 8 secondes puis est maintenue 10 à 15 secondes. Cette méthode appartient à la catégorie des mesures dites statiques, contrairement à des mesures dynamiques où la force est appliquée instantanément. Le calcul de la dureté se fait ensuite par mesure des diagonales de l'empreinte laissée :

$$HV_x = \frac{2Psin(\frac{\alpha}{2})}{d^2} = \frac{1.854P}{gd^2} = \frac{0.1891P}{d^2} \tag{2.3}$$

avec P la pression appliquée, d la moyenne des deux diagonales de la pyramide, g l'accélération de la pesanteur et α la valeur de l'angle d'ouverture de la pointe pyramidale. La constante g vient du fait que P est exprimé en Newton alors que HV l'est en kilogrammes-force. Les longueurs d_1 et d_2 des deux diagonales ne doivent pas présenter plus de 5% de différence pour obtenir une mesure valide.

Pour l'exemple, la notation d'une mesure de dureté se met sous la forme : 640 HV10/30. Avec 640 la valeur de dureté obtenue, HV le type d'indentation (V pour Vickers), 10 la charge d'essai en kgf et 30 pour le temps de maintien de la force d'essai si elle est hors durée recommandée (10 à 15s).

La méthode Vickers, de par sa géométrie permet ainsi de caractériser tous types de matériaux, de tendre à dur, avec un seul type de pénétrateur.

Dureté Brinell

Une autre méthode répandue est la mesure de dureté Brinell (ISO 6506, ASTM E10), qui utilise une bille d'acier (ou de carbure de tungstène), comme illustré figure 2.12. Cette fois ci le pénétrateur aura un diamètre différent selon l'essai mené. Cette indenteur est généralement utilisé pour les matériaux souples ou pour faire des mesures plus macroscopiques qu'avec la dureté Vickers. Le protocole de

charge reste similaire à celui décrit pour la dureté Vickers, l'échantillon doit également être poli pour les mesures de micro-dureté.

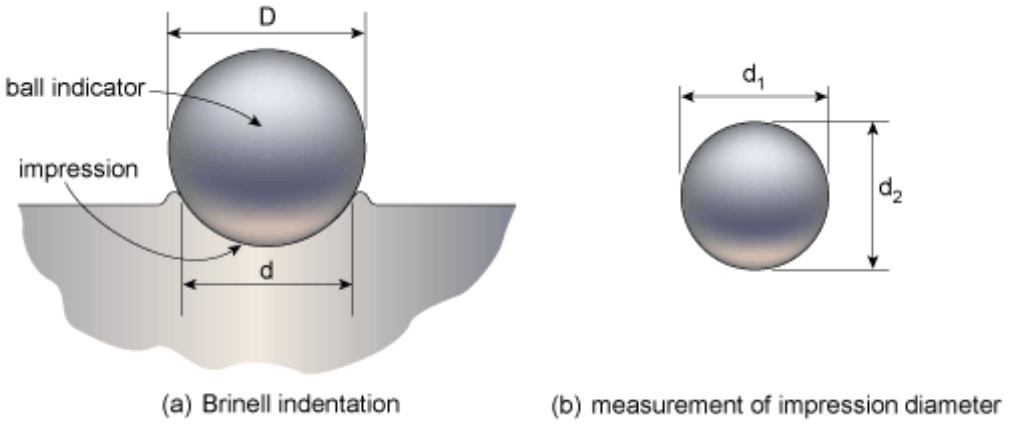


FIGURE 2.12 – Schéma dispositif de mesure Brinell [89]

Le calcul de la dureté se fait par mesure de l'empreinte laissée par l'indenteur :

$$HB_x = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \tag{2.4}$$

avec D le diamètre de la bille et d le diamètre moyen de l'empreinte. Les deux diamètres d_1 et d_2 doivent être similaires et présenter une différence de moins de 5% pour que la mesure soit considérée comme valide. La notation d'une mesure de dureté Brinell a un paramètre supplémentaire, le diamètre de la bille : 640 HB5/10/30 si le diamètre est de 5mm.

La méthode Brinell permet de tester des matériaux non homogènes avec une bille qui peut être de grande dimension, les empreintes de dureté sont plus faciles à mesurer que les duretés Vickers en raison de leur taille, et la surface de l'échantillon peut être brute pour de la macro-dureté. En revanche, compte tenu du matériau de la bille, cette méthode n'est pas applicable aux matériaux très résistants.

Ces mesures de dureté permettent ainsi d'évaluer l'état et l'évolution globale du durcissement de la microstructure même si elles sont relativement macroscopiques, et ne permettent que difficilement de se faire une idée précise des phases en présence à un instant dans l'alliage. Le moyen le plus sûr pour s'assurer de la présence de certaines phases reste d'observer directement le matériau aux plus petites échelles à l'aide de techniques de microscopie électronique en transmission [37, 35]. Toutefois, il existe des méthodes intermédiaires, moins fastidieuses, comme la calorimétrie différentielle à balayage.

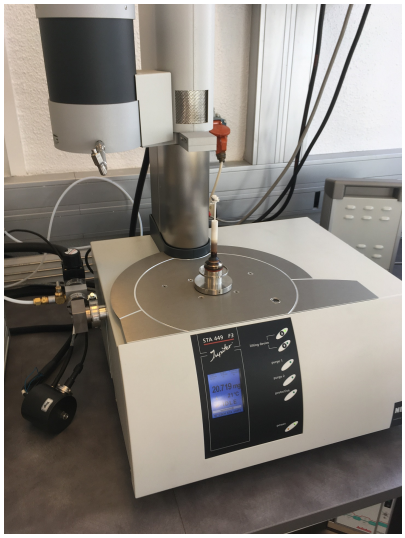
2.2.2 Calorimétrie différentielle à balayage

La calorimétrie différentielle à balayage (communément appelée DSC, pour Differential Scanning Calorimetry) est une technique d'analyse thermique. Cette méthode repose sur le fait qu'un changement d'état physique s'accompagne d'une absorption ou d'une émission de chaleur. La précipitation d'une phase est exothermique tandis que sa dissolution est endothermique. Ces variations sont observées sur un thermogramme (graphe représentant l'évolution du flux de chaleur en fonction de la température). L'appareil utilisé pour cette étude est un modèle STA 449 F3 de la marque Netzsch.

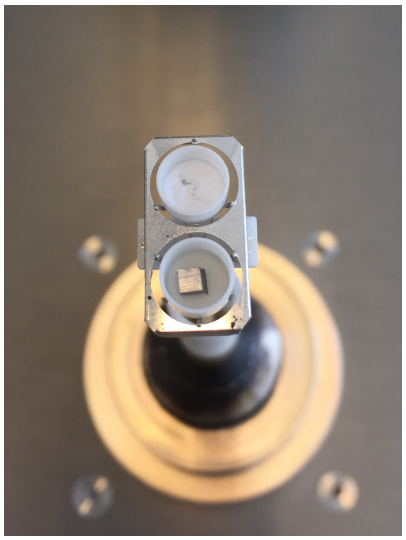
La DSC est largement utilisée dans l'industrie pour une multitude d'objectifs : déterminer des quantités thermiques, étudier des procédés thermiques et comparer des matériaux. En effet, sa mise en place est très simple et ne nécessite qu'un échantillon de quelques mg. Il est alors possible de déterminer les températures de fusion et de cristallisation, les températures de transition vitreuse pour des polymères ou les enthalpies de réaction.

Le dispositif (voir figure 2.13) est composé de deux creusets qui vont accueillir pour l'un l'échantillon à analyser et pour l'autre un matériau de référence inerte thermiquement dans le domaine de température à étudier (de la poudre d'alumine). Ces creusets sont reliés à des thermocouples afin de pouvoir enregistrer leurs températures respectives.

Une enceinte munie d'un four entoure ces deux creusets. Une rampe de température est définie, puis la différence de flux de chaleur à apporter aux deux creusets est mesurée de manière à ce qu'ils suivent exactement la même variation de température. Les variations de flux donnent des informations sur les températures auxquelles se produisent les transitions ainsi que sur la quantité de chaleur absorbée ou émise par le matériau dans le cas d'une fusion ou d'une cristallisation, ce qui se traduit par des transformations endo ou exothermiques. Ces variations de flux peuvent représenter des pics (transformations du premier ordre) ou des points d'inflexion (transformations du deuxième ordre).



(a)



(b)

FIGURE 2.13 – (a) Dispositif de DSC et (b) plateforme accueillant les deux creusets avec la poudre d'alumine en haut et l'échantillon de l'alliage en bas

Pour pouvoir mesurer uniquement la différence de flux de chaleur à apporter au matériau, un premier essai est conduit à vide. Seul le matériau de référence inerte est conservé pour constituer un flux de référence appelé ligne de base, qui sera soustraite au flux obtenu avec le matériau à analyser. L'expérience se déroule sous atmosphère contrôlée, par balayage d'un gaz inerte (en général de l'argon ou de l'azote) afin d'éviter toute réaction du matériau étudié avec l'air ambiant (risque d'oxydation). Pour cela, l'enceinte est mise sous vide avant d'introduire un flux de gaz constant pendant la durée de l'expérience. Avec ce dispositif, le trajet de température peut être contrôlé ainsi que sa vitesse. Les potentiels changements de phase du matériau peuvent donc être observés pour toute sa gamme de température, de la température ambiante jusqu'au-delà du liquidus, pour des vitesses de chauffe et de refroidissement différentes.

2.3 Matériau de l'étude : AlSi9Cu3Mg DF

2.3.1 Propriétés physiques

Cette étude s'intéresse à l'alliage AlSi9Cu3Mg utilisé pour la fabrication du carter-cylindres. Sa composition chimique se compose d'éléments d'addition fondamentaux dont la teneur est précisée par des limites hautes et basses, et des autres éléments (secondaires et impuretés) dont la teneur est précisée uniquement par une borne haute comme indiqué tableau 2.5.

Éléments	Si	Cu	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Pb	Ti	Autres
% mass.	[8-10]	[2.7-3.7]	[0.1-0.3]	< 1.2	< 1.0	< 0.6	< 0.5	< 0.2	< 0.2	< 0.2

Table 2.5 – Tolérance de composition chimique de l'alliage d'aluminium [90]

Cette teneur en silicium place donc ce matériau dans la famille des alliages d'aluminium hypoeutectiques Al-Si avec des éléments d'addition comme le cuivre ou le magnésium. Cette composition comporte des plages communes avec les appellations A226 (USA), A-S9U3G (FR), 46000 (EN) ou LM26 (UK). Les propriétés physiques présentées ici sont issues de données provenant d'études antérieures du Groupe PSA :

- Masse volumique à 20 °C : 2850 kg/m^3
- Solidus : 530 °C
- Conductivité thermique à 20 °C : 148.8 W.m^{-1}.K^{-1}
- Coefficient de dilatation thermique : 2,00 10^{-5} °C^{-1} (20 °C) à 3,10 10^{-5} °C^{-1} (530 °C)
- Module de Young : 68 GPa
- Limite d'élasticité 0,2% : 110 MPa
- Coefficient de Poisson : 0,33

Une microstructure de cet alliage est présentée (figure 2.14), elle comporte les phases typiques d'un aluminium de fonderie hypoeutectique : des phases $\alpha - Al$ sous forme de dendrites et des phases eutectiques. La présence ponctuelle de phases de silicium primaire peut également être soulignée. Plutôt caractéristique des alliages hypereutectiques, ces phases de silicium témoignent d'hétérogénéité locale de composition chimique.

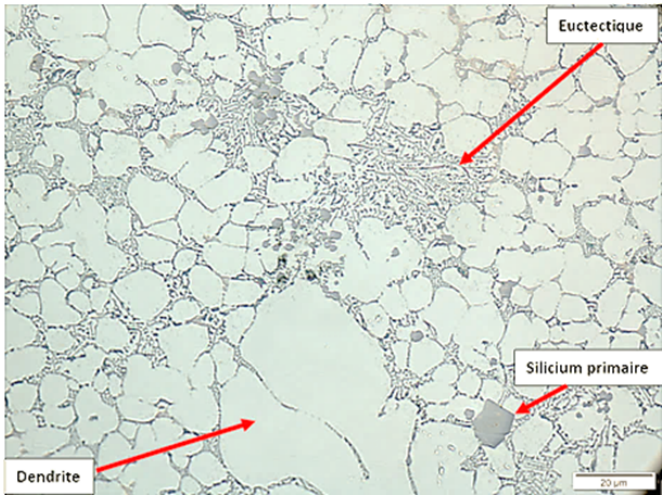


Figure 2.14 – Exemple de microstructure de l'alliage AlSi9Cu3Mg

2.3.2 Caractérisation de l'interfût

Le carter-cylindres étant une pièce massive, la microstructure peut sensiblement varier compte tenu des fortes variations de gradient thermique lors du refroidissement de la structure dans le moule. Une illustration de ce gradient de microstructure est fournie à la figure 2.15 où la taille caractéristique de la microstructure évolue d'une zone à l'autre de la pièce en fonction de la vitesse de refroidissement locale, passant de fine pour une vitesse de refroidissement élevée à grossière pour une vitesse de refroidissement lente.

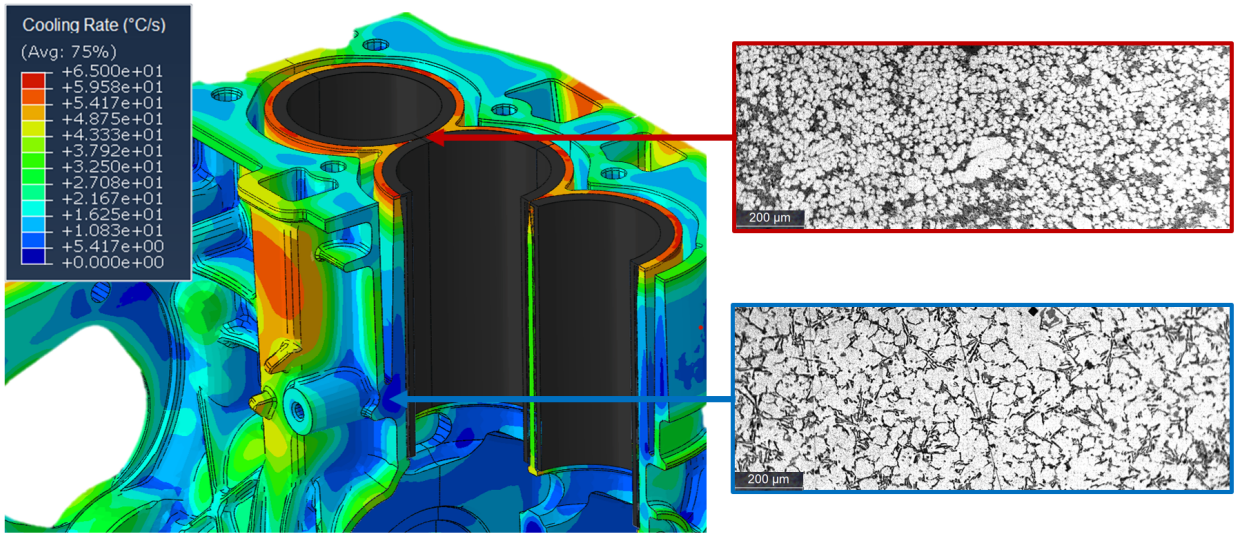


FIGURE 2.15 – Exemple de microstructure observées dans une zone à forte vitesse de refroidissement (encadrée en rouge) et une zone à faible vitesse de refroidissement (encadrée en bleu).

La géométrie de la microstructure, ainsi que les précipités formés vont avoir une influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage. Dans l'optique de mener des calculs sur une structure complète, une première étape est de vérifier si le comportement de l'alliage est bien homogène dans la structure, ou à minima dans les zones d'intérêts. Afin d'évaluer l'effet de ce gradient de microstructure sur les propriétés mécaniques du matériau, une évaluation locale des propriétés mécaniques est réalisée. Pour se faire, la microdureté apparaît comme un moyen particulièrement adapté. Cette analyse se concentre sur les zones dites de l'interfût, particulièrement sollicitées dans le phénomène de dérive dimensionnelle.

Les échantillons sont directement extrait d'un carter-cylindres en fin de procédé, avant tout traitement thermique. Pour cela une tranche correspondant à la zone d'interfût (voir figure 2.16) est prélevée. L'interfût est ensuite découpé en plusieurs tronçons le long de sa hauteur, permettant ainsi de caractériser différents états microstructuraux associés aux différentes conditions présentes dans la profondeur de l'interfût, la partie inférieure de l'interfût étant plus massive que la partie supérieure (voir figure 2.15).

Les alliages d'aluminium sont caractérisés, de par leur composition hypoeutectique, par une microstructure hétérogène composée de dendrites et de mélanges eutectiques. Des travaux ayant montrés que la dendrite contrôle le comportement mécanique tandis que le mélange eutectique joue surtout un rôle dans l'endommagement [91, 92], les mesures de microdureté se font en cœur de dendrite (on parle alors de microdureté dendritique).

La mesure de microdureté dans des microstructures fortement hétérogènes est soumise à une dispersion relativement importante, ceci par la présence de constituants métallurgiques variées dans le volume d'influence autour de l'indentation. Pour chaque tronçon, 10 points de microdureté sont donc réalisés comme indiqué sur le schéma figure 2.16. Ainsi, les mesures se font à la fois sur la hauteur de l'interfût, mais également le long de chaque tronçon.

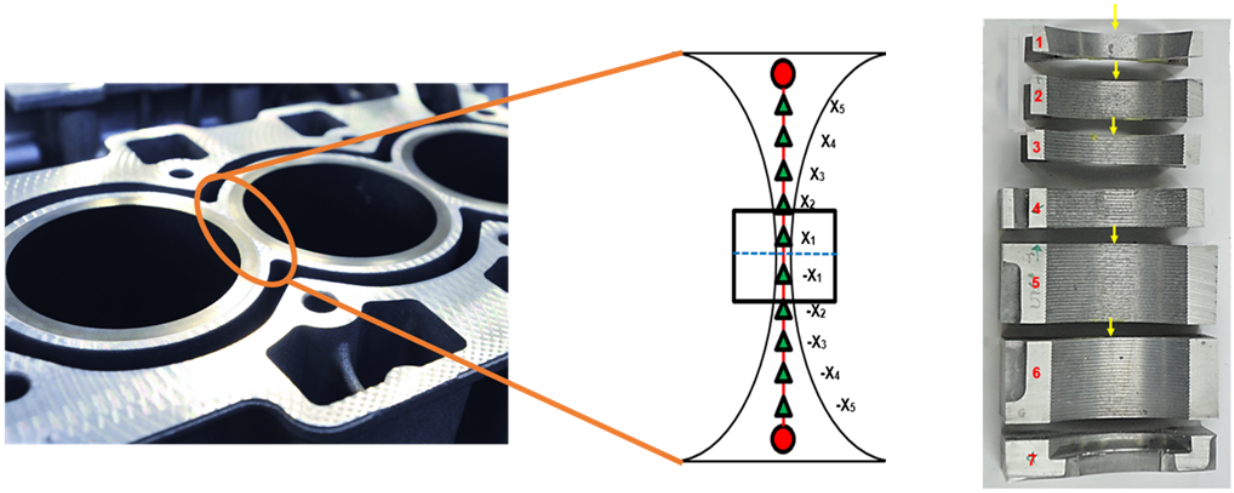


FIGURE 2.16 – Zone de prélèvement des échantillons et points de micro-dureté

Les mesures sont effectuées sous une charge de 5 grammes en dureté Vickers. Une faible charge permet d'avoir des résultats plus fiables pour deux raisons. D'une part l'empreinte laissée étant moins large, il est plus facile de trouver des dendrites de taille adaptée (voir figure 2.17). D'autre part, la profondeur d'empreinte sera moins importante, ce qui diminuera l'incertitude en diminuant le volume d'influence de l'indentation.

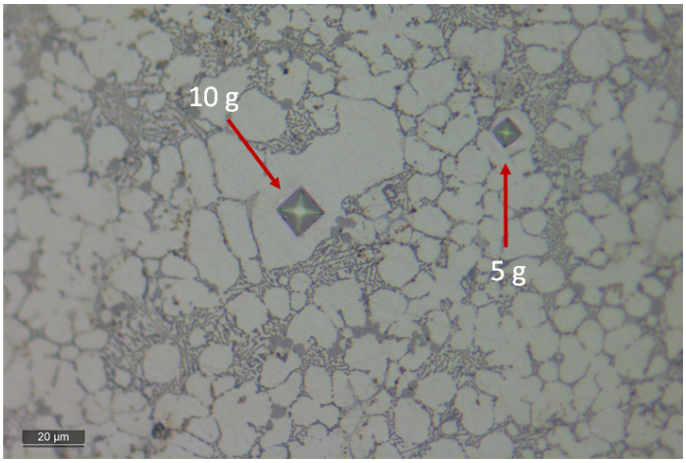
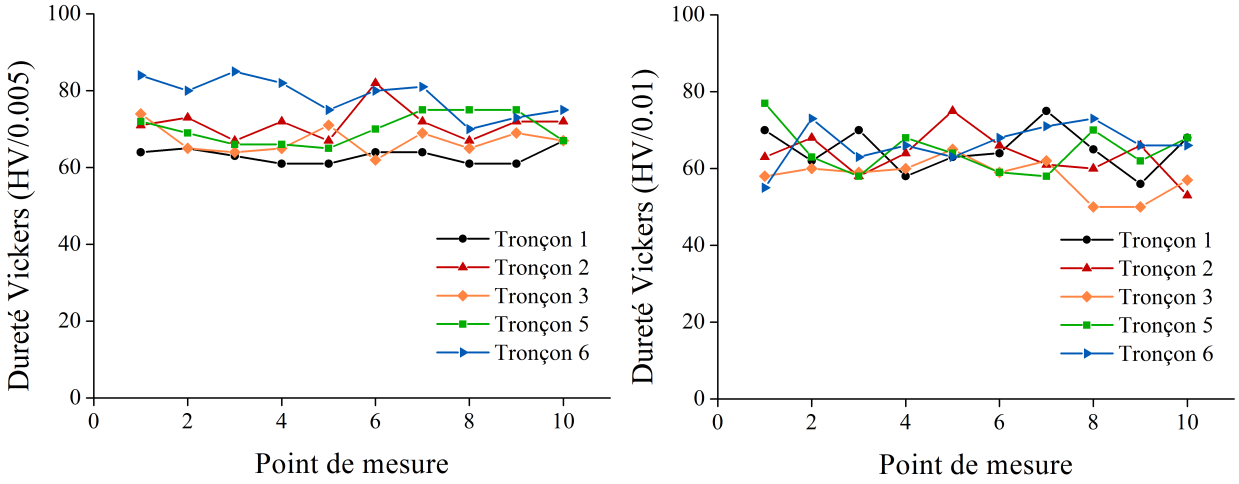


FIGURE 2.17 – Points de microdureté à 5 à 10g

Les résultats sont présentés figure 2.18(a). La position du tronçon, et donc l'état de la microstructure ne semble pas avoir un impact significatif sur la valeur de la microdureté. En effet, aucune hiérarchie n'est distinguée entre les différents tronçons. Les valeurs de microdureté du tronçon 6 semblent se détacher sur quelques points, cependant cet écart n'a pas été relevé sur les autres campagnes de microdureté suivant le même protocole sur des carter-cylindres équivalents comme illustré figure 2.18(b). Un état homogène au sein de l'interfût est donc considéré pour la suite de cette étude.



(a) Échantillon de l'étude

(b) Données PSA pour un autre carter

FIGURE 2.18 – Dureté Vickers pour plusieurs tronçons de l'interfût

2.3.3 Caractérisation du vieillissement

Maintenant que l'hypothèse d'un état mécanique initial (non vieilli) homogène a été posée, la seconde question est donc l'évolution des propriétés mécaniques (observée via microdureté) en fonction du temps et de la température de vieillissement. Pour mener cette étude, des échantillons sont prélevés au même endroit que précédemment puis sont placés dans un four pour différentes durées et différentes températures représentatives du fonctionnement moteur. Cela constitue une première approche pour caractériser l'influence du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau.

Il est important de noter que cette partie se concentre sur l'évolution des propriétés depuis l'état métallurgique atteint en fin de procédé de fabrication. L'objectif étant d'évaluer un état de vieillissement le plus représentatif possible de la phase de vie en service, qui est anisotherme. La problématique de prise en compte de l'état métallurgique du matériau lors du procédé de fabrication est une problématique différente qui est investiguée dans le chapitre suivant. La matrice d'essais définie est résumée dans le tableau 2.6.

Temps de vieillissement (h)	2, 5, 10, 25, 50, 100, 200, 500 et 1000
Températures de vieillissement (°C)	150, 200 et 250

TABLE 2.6 – Matrice d'essais pour caractériser le phénomène de vieillissement

De même que précédemment, 10 points de micro-dureté sont mesurés le long de chaque échantillon afin de s'assurer d'avoir une mesure représentative. Concernant la localisation de chaque échantillon, même si un état mécanique homogène est considéré à l'état initial, la provenance de chaque échantillon (selon le tronçon dont il est extrait) a été tracée afin de détecter une éventuelle influence de la microstructure sur l'évolution de la microdureté mais aucune tendance significative n'a été décelée. La figure 2.19 présente l'évolution de la microdureté en fonction du temps de vieillissement pour plusieurs températures.

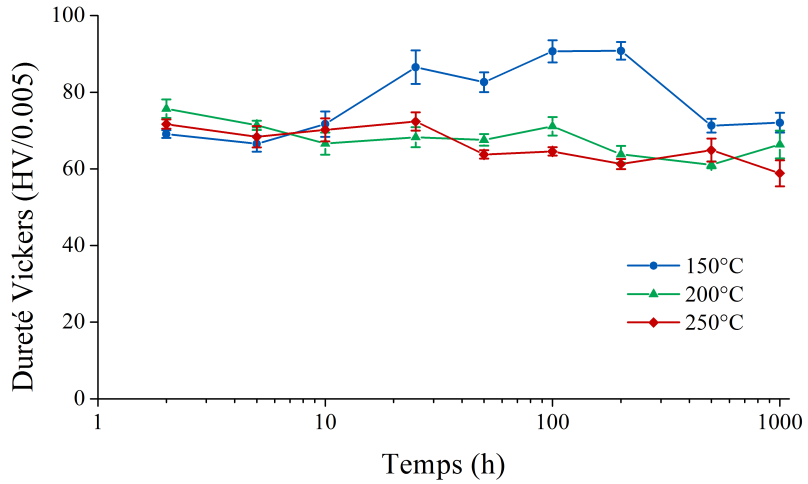


FIGURE 2.19 – Dureté Vickers pour différentes températures de vieillissement

Ces résultats montrent que pour des températures supérieures ou égales à 150 °C, même si l'évolution transitoire diffère, avec une phase de durcissement à 150 °C, les mesures de dureté convergent vers une valeur moyenne de 65,7 HV0,005. Ces résultats sont en accord avec plusieurs observations faites sur les alliages d'aluminium [4]. De plus, la perte de dureté est très limitée (4% de variation entre la dureté initiale moyenne et vieillie 1000h) tandis que certains alliages d'aluminium peuvent voir leur dureté diminuer de 50% [47, 37, 35].

Ces variations relativement faibles tendent à indiquer que le potentiel de durcissement du matériau est relativement limité. Ceci pourrait s'expliquer par des conditions de trempe non optimales, ne permettant pas d'atteindre suffisamment vite une température permettant de conserver un niveau important d'éléments d'alliage en solution. Enfin, la mise en perspective de l'ensemble des analyses de microdureté montre que l'évolution de propriétés par vieillissement est du même ordre de grandeur que la dispersion de propriétés dans la profondeur de l'interfût.

Ces résultats sont de première importance afin de guider les hypothèses de modélisation. Concernant le calcul procédé, le temps est trop court pour voir une quelconque influence du vieillissement. La problématique se situe plutôt au niveau de l'état métallurgique qui est caractérisé lors des essais mécaniques : éprouvette remise en solution ou à l'état initial post-élaboration. En revanche, pour l'évaluation du comportement de la structure en service, le vieillissement est bien présent.

La structure est soumise à un chargement thermique anisotherme avec des températures variant entre l'ambiante et une température de 150 °C pouvant aller jusqu'à 250 °C pour les zones les plus chaudes qui sont aussi les zones d'intérêts de l'étude. Les variations de propriétés observées sous un vieillissement de 150 °C ne sont donc représentatives que d'une partie réduite de la structure. De plus, la phase transitoire où un durcissement structural significatif est observé ne dure, dans le cas le plus défavorable (150 °C), qu'approximativement 500 heures, ce qui est peu à l'échelle de la durée de vie du moteur (10 000 heures).

Pour ces raisons, afin d'identifier le modèle de comportement, et dimensionner la structure, seul l'état asymptotique survieilli du matériau (V250) sera pris en compte, en ignorant la phase transitoire de vieillissement qui complexifierait fortement le modèle, l'identification et la résolution numérique sans apporter une valeur ajoutée significative.

2.3.4 Étude des phases en présence

La partie précédente a permis de constater une évolution de la dureté avec le vieillissement thermique. Au cours du vieillissement, un pic de dureté est atteint à 150 °C, puis une convergence a lieu vers un état survieilli proche de l'état initial en termes de dureté. Pour mieux appréhender ce phénomène, il peut être intéressant d'évaluer les phases en présence pour les différents états de vieillissement.

Trois échantillons représentatifs de ces états (non vieilli, vieilli au pic de dureté à 150 °C et survieilli) sont étudiés par une méthode de calorimétrie différentielle à balayage. Chaque échantillon a une masse d'environ 20 mg. Ils sont prélevés sur les échantillons ayant servis à l'étude de micro-dureté, et donc provenant de la zone d'intérêt.

Ce procédé peut ainsi mettre en évidence la présence de certaines phases en interprétant les pics endo et exothermiques du thermogramme. En effet, chaque phase a sa température de précipitation et de dissolution propre. En repérant ces pics de précipitation ou dissolution, il est alors possible d'identifier les phases en présence à partir de données bibliographiques.

Dans le but d'étudier une potentielle différence entre ces différents états de vieillissement, une analyse des réactions qui apparaissent lors de la montée en température est menée. Ces essais débutent à température ambiante puis montent au-delà de la température de fusion de l'alliage (700 °C pour ces essais). La vitesse de montée en température est un paramètre important car une vitesse trop faible rendra la transformation plus diffuse dans le temps et donc moins facilement mesurables au thermogramme. Après une étude de sensibilité à la vitesse de chauffe, une vitesse de 20 °C/min a été choisie.

Une fois qu'un thermogramme est obtenu, les phases en présence peuvent être identifiées à partir de températures de précipitation ou de dissolution déjà identifiées dans la littérature. De par la composition l'alliage considéré, il est probable d'identifier des phases de la famille β, θ ou Q [47, 93, 94]. Les thermogrammes obtenu sont superposés sur la figure 2.20.

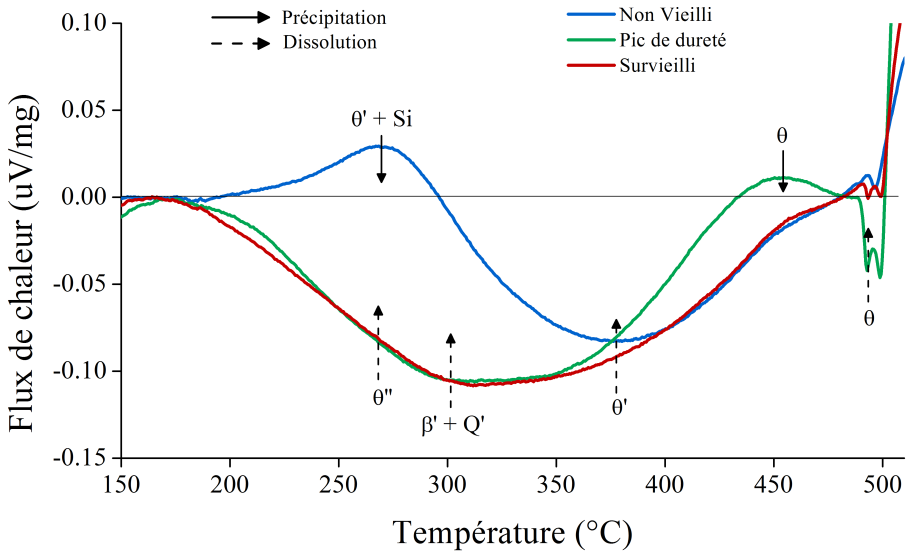


FIGURE 2.20 – Thermogramme pour les trois nuances d'alliage

En s'intéressant à l'échantillon non vieilli, une première phase exothermique est observée entre 220 et 290 °C avec un pic à 275 °C. Dans cette plage de température, la précipitation de silicium [95] et de phase θ' [93, 96] peut être supposée. Cette plage exothermique a une amplitude plus faible que les dissolutions qui suivent. L'hypothèse peut être posée que d'une part, des précipités θ' étaient déjà partiellement présents, et d'autre part qu'une phase endothermique se superpose à ces phases exothermiques, qui pourrait correspondre à la dissolution d'une phase θ" [93, 94].

Vient ensuite une phase endothermique entre 300 et 450 °C avec un pic à 380 °C. Cette phase semble correspondre à une dissolution de la phase θ' [94]. À 450 °C, une brève phase exothermique est observée par le changement de pente de la phase endothermique, pouvant témoigner de la précipitation de la phase θ [93, 94]. Enfin, la dissolution de la phase θ a lieu à 490 °C. Au-delà, les résultats ne sont plus exploitables en raison d'une possible formation d'oxyde autour de l'alliage.

Concernant les échantillons vieillis (au pic de dureté et survieilli), leur évolution est similaire jusqu'à 350 °C. Cette fois-ci, la phase exothermique présente pour l'échantillon non vieilli n'est pas observée. Cette observation mène à la conclusion que les phases Si et θ' sont déjà formées dans les échantillons vieillis. Une phase endothermique très large prend alors place (entre 200 et 450 °C), avec deux pics qui se distinguent à 300 et 380 °C. Le premier pic (à 300 °C) peut correspondre à la dissolution de phases β' ou Q'. Il est peu probable que la phase θ" soit encore présente sur les échantillons vieillis, et les observations macroscopiques confirment cette hypothèse : en effet, le durcissement cyclique [97], témoin de la présence de phases cisaillables, est négligeable pour les essais sur éprouvette vieillie.

Le second pic (aux alentours de 380 °C) lui vient rejoindre la phase endothermique observée sur l'échantillon non vieilli et correspond à la dissolution de la phase θ'. Ensuite vient le changement de pente qui peut s'interpréter comme une phase exothermique (et qui l'est clairement dans le cas de l'échantillon vieilli au pic de dureté) avec un pic à 450 °C, correspondant à la formation de phase θ. Enfin, à 490 °C, la phase de dissolution de la phase θ est à nouveau observée.

Si macroscopiquement les mêmes phases sont observées pour les nuances au pic et survieilli, la différence dans les valeurs de dureté peut être associée aux différences morphologiques de leur populations de précipités respectives. En effet, les précipités vont évoluer, croître, puis mûrir. Lors de la phase de mûrissement, les précipités vont certes continuer à croître, mais par croissance sélective, c'est-à-dire au détriment de plus petits précipités, résultant en une augmentation de la distance inter-précipités qui pilote la contrainte d'Orowan. À l'état survieilli, le murissement de la précipitation est plus avancé, permettant d'envisager une distance inter-précipités en augmentation et en conséquence une contribution plus faible de la précipitation au durcissement structural comparée à celle présente au pic de dureté. Les transformations identifiées sont résumées dans le tableau 2.7 :

Température (°C)		275	300	380	450	490
Non vieilli	Précipitation	θ'			θ	
	Dissolution	θ"	β' + Q'	θ'		θ
Pic de dureté	Précipitation				θ	
	Dissolution		β' + Q'	θ'		θ
Survieilli	Précipitation				θ	
	Dissolution		β' + Q'	θ'		θ

Table 2.7 – Bilan des transformations observées

À partir d'une courbe expérimentale issue d'une DSC, le logiciel Thermocalc, avec sa base de données TCAL5 [98], peut fournir une évaluation des phases stables en présence (voir figure 2.21). La présence de la phase α, de l'eutectique ainsi que des phases θ et Q est supposée. Ces résultats sont cohérents avec les observations faites précédemment et la littérature. Toutefois, l'absence d'identification de la phase β peut mener à s'interroger sur la présence de précipités β' dans l'alliage considéré.

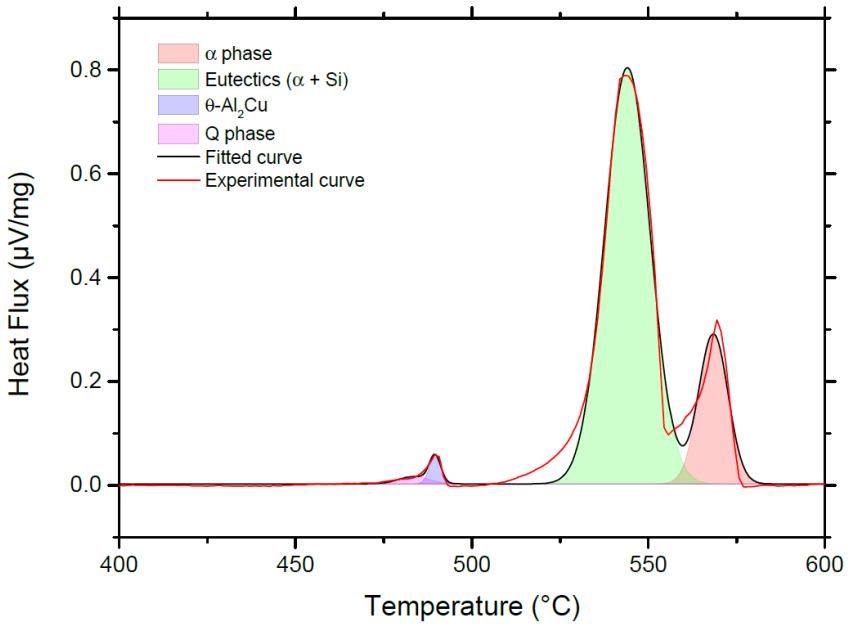


FIGURE 2.21 – Identification des phases en présence à l'équilibre avec le logiciel Thermocalc

Toutefois, ces identifications indirectes ne remplacent pas l'identification formelle par des observations au microscope électronique à transmission (MET) [99, 37, 100]. La caractérisation métallurgique exacte n'étant pas dans les objectifs de ces travaux, ces travaux se limiteront à cette première approche pour mieux comprendre le phénomène de vieillissement et évaluer les phases en présence, permettant ainsi de guider les choix de modélisation. En effet, si les phases GP ou θ" sont cisaillables, les phases θ', β' et Q' sont elles contournables et chacun de ces régimes présentent des conséquences particulières sur le comportement mécanique monotone et cyclique. Le durcissement cyclique témoigne de la présence de précipités cisaillables, alors que la stabilité du comportement témoigne de précipités contournables.

Sur la gamme des hautes températures (> 350 °C), quel que soit l'état de vieillissement considéré, seules des phases contournables et non cisaillables sont en présence. Si en l'absence d'identification formelle par des observations microscopiques il est difficile d'affirmer quelle phase est présente entre les phases θ', β' ou Q', en revanche, toutes ces phases sont contournables. Cette observation permet ainsi d'orienter la modélisation vers des modèles adaptés aux natures des phases en présence. Il faut cependant rappeler que ces analyses sont valables pour un matériau à l'état post-procédé qui n'est pas nécessairement représentatif de l'état métallurgique en cours de trempe.

Enfin, une étude de sensibilité à la vitesse de chauffe a été conduite sur un échantillon non vieilli. Les pics exo/endothermiques conservent une température associée constante pour les phases θ" et θ'. Il peut alors être supposé que les phases en présence ne sont pas significativement impactées par la vitesse de chauffe. Il n'y a donc a priori aucune indication laissant envisager que cette hypothèse ne soit pas valable pour les essais sur éprouvette avec une phase de chauffage à 60 °C/min.

2.3.5 Influence de la vitesse de refroidissement

Lors du procédé de fabrication, lorsque la pièce passe de l'état liquide à l'état solide dans le moule, des vitesses de refroidissement très hétérogènes sont rencontrées dans la structure. Ces vitesses ne permettent pas d'obtenir des conditions de stabilité thermodynamique à chaque instant de la transformation, laissant ainsi présager une influence de la cinétique de refroidissement sur le changement de phase. La DSC permet d'évaluer l'influence possible de la cinétique sur les paramètres de changement d'état, comme la température de liquidus et de solidus. L'objectif est donc de balayer les gammes de vitesses de refroidissement les plus larges possibles compte tenu des possibilités de l'appareil. En effet, avec une atmosphère contrôlée, obtenir un refroidissement rapide et contrôlé est une réelle problématique technique.

L'équipement à disposition permet de faire une étude pour les vitesses de refroidissement suivantes : 1, 5, 10 et 15 °C/min. Pour cette étude, une montée à 30 °C/min est paramétrée jusqu'à 700 °C afin de s'assurer que l'échantillon soit parfaitement liquide, puis est suivie d'une phase de refroidissement contrôlée jusqu'à température ambiante. Les résultats sont présentés sur la figure 2.22.

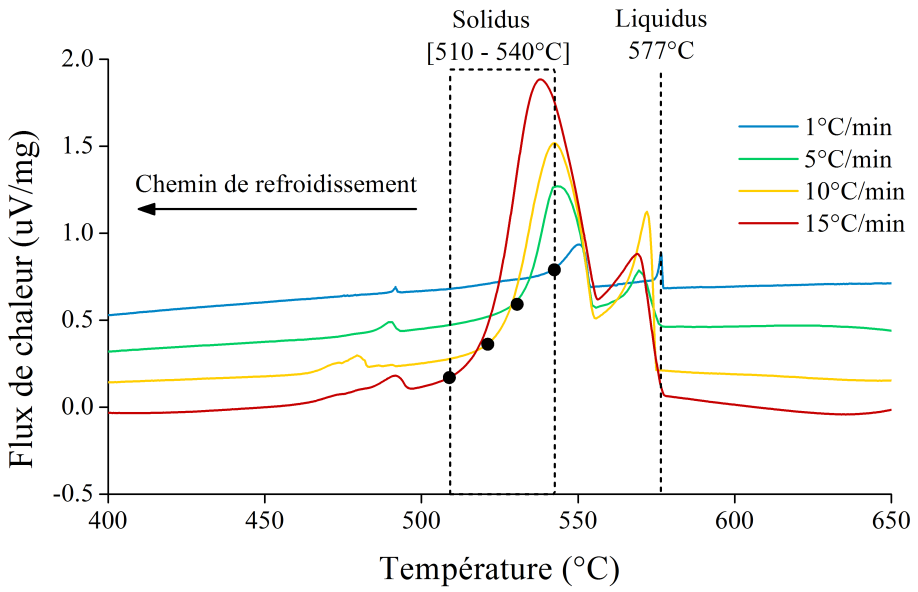


FIGURE 2.22 – Influence de la vitesse de refroidissement sur la transition liquide-solide

La température de liquidus semble identique pour toutes les vitesses de refroidissement. En revanche, la température de solidus varie de façon significative. Un écart d'environ 30 °C est observé entre la vitesse de refroidissement la plus faible et la plus forte. Ces observations sont en phase avec les données issues de la littérature qui montrent également une stabilité de la température de liquidus et une sensibilité significative de la température de solidus face à la vitesse de refroidissement, avec des intervalles pouvant atteindre 35 à 45°C pour des alliage d'aluminium de la famille Al-Si [101, 102].

Cela pose donc une question essentielle concernant la modélisation et la gestion de la température de solidus. Une étude de sensibilité à la température de solidus sera donc menée afin de déterminer si sa variation a un impact significatif sur les contraintes résiduelles générées lors du procédé de fabrication. Les résultats permettront de statuer sur le besoin de prendre en compte sa variabilité.

Une dernière interrogation concerne l'influence de la pression sur ces températures de transition. Le procédé se fait sous haute pression (1000 bars). Pour vérifier l'influence de la pression à l'équilibre, le logiciel Thermocalc [98], se basant sur des données issues de la littérature permet d'apporter des éléments de réponse. Le diagramme de phase pour un système Al-Si à 1 et 1000 bars est tracé figure 2.23.

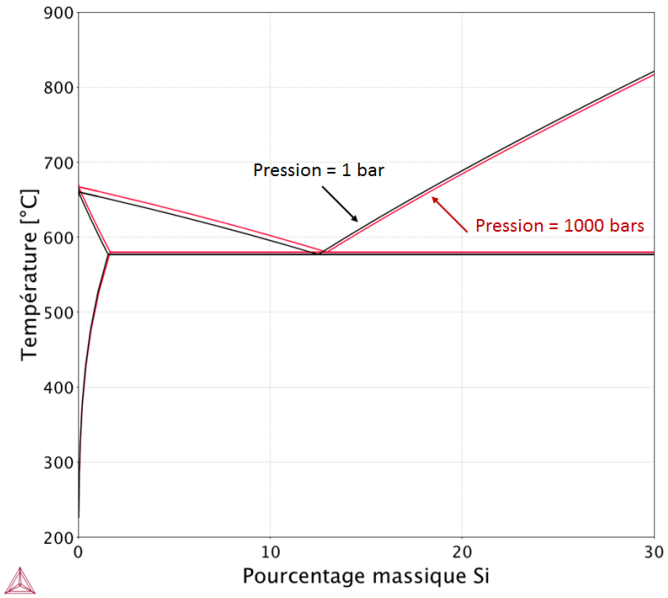


FIGURE 2.23 – Diagramme de phase à 1 et 1000 bars

Entre les deux pressions, la différence de température de transition est peu significative. Il semble alors raisonnable de considérer que les observations obtenues par DSC à pression ambiante sont également valides pour le calcul procédé à haute pression. Il existe également des études sur l'influence de la pression sur les propriétés mécaniques du matériau. Pour un aluminium pur, les constantes élastiques montrent une variation inférieure à 1% à 1000 bars [103], ce qui reste marginal face à la dispersion standard des propriétés du matériau. L'effet pression sera donc négligé dans la suite de cette étude.

2.4 Synthèse

Ce chapitre apporte des informations de premier ordre pour la suite de ces travaux à plusieurs niveaux : pour guider la campagne d'essais, le choix de la modélisation du comportement mécanique ou encore la simulation à l'échelle de la structure. Après des considérations générales sur les métaux et les alliages d'aluminium, l'importance du rôle des précipités et de leur évolution dans les caractéristiques mécaniques des alliages à durcissement structural a pu être souligné.

Ce phénomène est central dans le développement d'un composant car il implique la mise en œuvre de traitements thermiques spécifiques. Ceux-ci, quoique permettant d'atteindre le plein potentiel du matériau, peuvent être à l'origine de contraintes résiduelles d'amplitudes significatives pouvant se révéler néfaste pour la durabilité de la structure. En complément, la stabilité du matériau en condition d'usage est à considérer dès que la structure concernée est exposée à des températures élevées. L'ensemble impose donc l'utilisation de méthodologies de dimensionnement spécifiques [35]. Concernant l'alliage à l'étude, les travaux ici présentés ont permis de préciser cinq points importants en vue de la caractérisation et la modélisation du comportement mécanique :

- *L'homogénéité du comportement mécanique de l'alliage dans la zone d'interfût :* à travers l'étude de microdureté, malgré des différences visuelles en terme de microstructure, peu de différences significatives en termes de microdureté sont observées le long du profil de l'interfût, y compris après vieillissement. Pour la suite de cette étude, l'hypothèse simplificatrice d'une zone présentant des caractéristiques mécaniques homogènes est donc posée.

- *L'effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques :* l'étude de microdureté à différents temps et températures de vieillissement a permis de montrer que s'il existe un effet de durcissement à 150 °C, les valeurs de microdureté convergent toutes à partir de 500 heures, ce qui représente un temps faible à l'échelle de la durée de vie d'un véhicule. De plus, un faible abattement des propriétés est constaté entre l'état vieilli et non vieilli. Ces observations incitent donc à ne pas prendre en compte un effet du vieillissement dans le modèle de comportement, ce qui simplifie fortement les modélisations. Il peut alors être envisagé de dimensionner la structure pour sa phase de vie en service avec le comportement vieilli de l'alliage.

- *L'étude des phases en présence :* d'après les observations menées avec la DSC couplée à des données issues de la bibliographie, poser l'hypothèse de la présence de phases contournables et non cisaillables semble raisonnable. Si le type exact de la phase n'est pas de première importance, cette information est précieuse notamment pour guider les choix de modélisation.

- *L'effet de la vitesse de refroidissement :* une étude de DSC avec plusieurs vitesses de refroidissement a permis d'observer une constance dans la température du liquidus, contrairement à celle du solidus qui varie avec la vitesse de refroidissement. Cette information doit être prise en compte, notamment pour cette application avec des vitesses de refroidissement fortement hétérogènes au sein de la structure. Une étude numérique de sensibilité sera conduite pour statuer sur le besoin de prendre en compte cette variabilité dans les simulations.

- *L'effet de la pression :* une simulation théorique du diagramme de phase d'un alliage d'aluminium de type Al-Si a montré une différence négligeable en termes de températures de transition sous une pression de 1000 bars, correspondant à la pression subie par l'alliage lors du procédé de coulée sous pression. Les observations faites lors de cette étude sont donc considérées comme valables y compris sous haute pression.

CHAPITRE 3

CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE

Afin de pouvoir obtenir des simulations prédictives sur des structures évoluant dans des environnements à moyenne et haute température, la constitution d'une base expérimentale robuste est de première importance. Il faut pouvoir appréhender le comportement du matériau sollicité sur de larges gammes de températures mais aussi de vitesses de déformation. La modélisation mais également les paramètres du modèle seront déduits de ces essais qui conditionneront alors la validité du modèle numérique.

Généralement, les essais expérimentaux visant à caractériser ces matériaux sont contrôlés en déformation à iso-température. Le matériau pourra être sollicité sur plusieurs niveaux de déformation et vitesse de déformation, pour différentes températures afin de mieux comprendre son comportement.

Les différents paramètres d'essais doivent être choisis de manière à reproduire le plus fidèlement possible les types de chargement subi par la structure au cours de son cycle de vie. Afin de pouvoir décrire les dérives dimensionnelles de la structure au cours du temps, la description des phénomènes viscoplastiques est indispensable, il faudra donc s'attacher à balayer une large gamme de vitesses de déformation inélastique.

Avant même la définition d'un essai mécanique, un prérequis à toute caractérisation est de s'assurer que l'éprouvette caractérisée soit bien représentative de la microstructure de la pièce à modéliser. En effet, pour une même composition chimique, une multitude d'états métallurgiques différents sont possibles, la représentativité de l'éprouvette est donc une problématique à part entière.

Ce chapitre s'attachera donc premièrement à justifier le choix des éprouvettes utilisées. Dans un second temps, la base expérimentale du Groupe PSA réalisée en amont de ces travaux sera analysée. Enfin, les essais réalisés au cours de ces travaux afin d'enrichir la base existante seront décrits, notamment sur la gamme des très hautes températures.

3.1 Éprouvette représentative

3.1.1 Géométrie d'éprouvette

Le choix de la géométrie d'une éprouvette, outre la compatibilité avec les moyens d'essais disponibles, est principalement guidé par la recherche d'une bonne représentativité du matériau à caractériser. De par la nature polycristalline de l'alliage, il faut disposer d'un nombre raisonnable de grains dans le volume utile et la surface utile de l'éprouvette pour obtenir un volume élémentaire représentatif du comportement macroscopique homogène de l'alliage.

Pour les essais étudiés ici, deux géométries d'éprouvette différentes sont utilisées. La première, de forme cylindrique est utilisée pour la quasi-totalité des essais (hors essais de fluage). La section de sa zone utile est de 20 mm^2 et sa longueur utile est de 12 mm (figure 3.1).

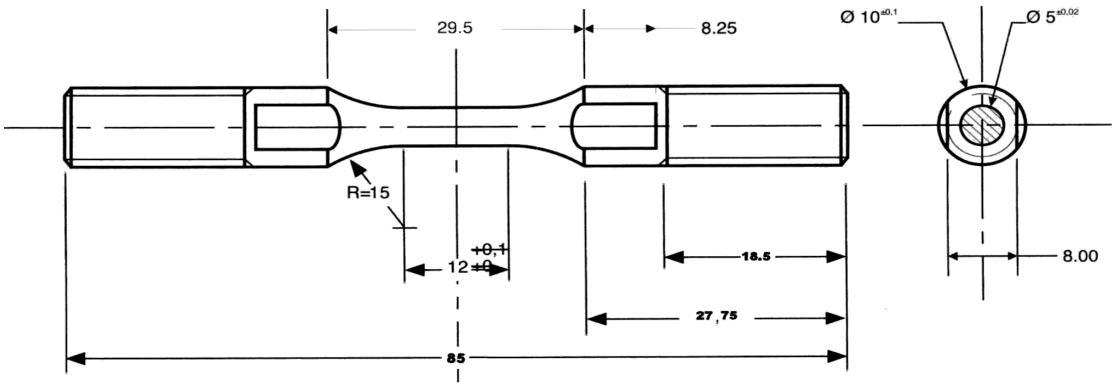


FIGURE 3.1 – Plan de l'éprouvette utilisée pour les essais (hors fluage)

Dans le cas des essais de fluage, une géométrie d'éprouvette plate a été choisie pour convenir aux moyens d'essai à disposition. La section de la zone utile est cette fois-ci de 12.5 mm^2 et la longueur utile de 25 mm (figure 3.2).

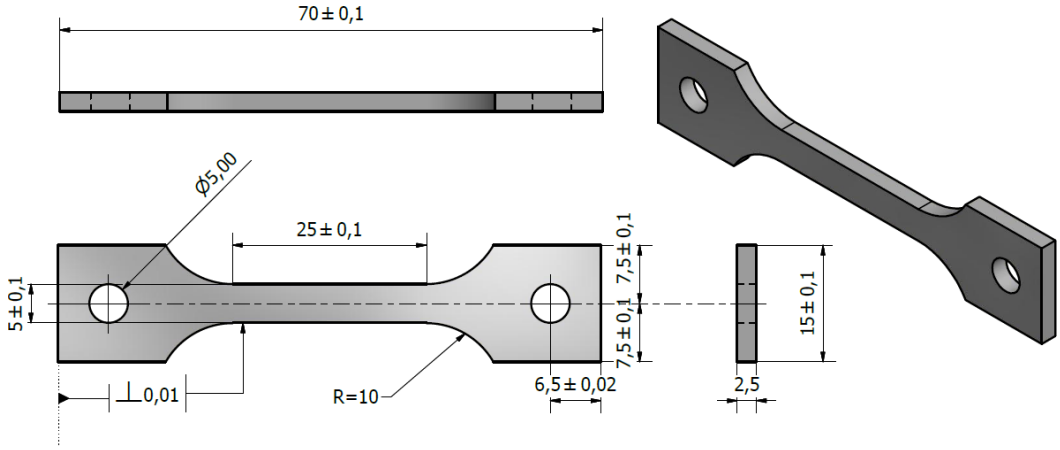


FIGURE 3.2 – Plan de l'éprouvette utilisée pour les essais de fluage

Une fois usinées, ces éprouvettes sont polies à l'aide de papier abrasif Si-C (grit 360 à 800) et de poudre diamantée (6 à 1 μm) de façon à obtenir une surface miroir. Ce procédé permet d'obtenir un état de surface lisse, supprimant les irrégularités pouvant provoquer une concentration de contraintes et une initiation de fissure en surface.

3.1.2 Zone de prélèvement

Comme il a été souligné dans les chapitres précédents, la problématique concerne les dérives dimensionnelles de la structure, qui sont notamment critiques au niveau des fûts. Le procédé de fabrication par coulée sous pression introduisant des dynamiques de refroidissement fortement hétérogènes au sein de la structure, il semble difficile de produire des lingots de matière première permettant d'usiner des éprouvettes qui présenteraient des propriétés mécaniques représentatives de la structure et des hétérogénéités qu'elle comporte.

Pour s'affranchir de ce problème de représentativité inhérent à l'utilisation de matière première n'ayant pas la même histoire thermomécanique que la structure, les éprouvettes sont prélevées directement sur des carters-cylindres provenant de la chaîne de production industrielle. En revanche, la problématique de la représentativité se pose à nouveau.

L'état métallurgique du matériau ne sera pas homogène dans toute la structure en raison de la nature du procédé de fabrication. Caractériser chaque point de la structure n'étant évidemment pas envisageable, la zone d'intérêt de cette étude étant au niveau des fûts et notamment des interfûts, c'est dans cette zone que seront usinées les éprouvettes comme illustré sur la figure 3.3. Cela permet d'assurer une parfaite représentativité du comportement même si l'état mécanique de la structure pourra potentiellement dévier dans les zones éloignées des fûts, qui ne sont cependant pas critiques pour le dimensionnement du carter-cylindres.

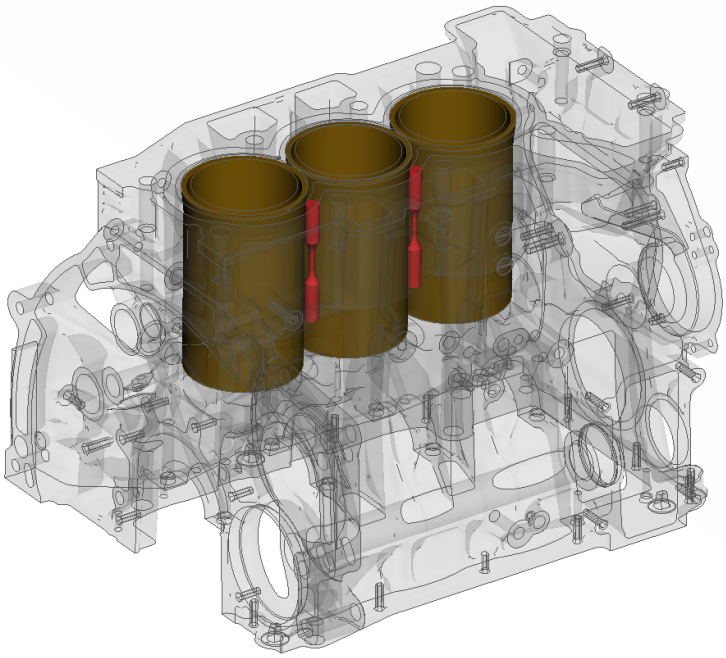


FIGURE 3.3 – Schéma des zones de prélèvement des éprouvettes en zone d'interfût, entre deux chemises en fonte, en marron sur la figure

Ce procédé permet de s'assurer que le comportement matériau soit représentatif à la fois de l'état métallurgique mais également de la population de porosités associée au procédé de fabrication. En prélevant des éprouvettes sur une structure réelle, le comportement du matériau est caractérisé "pores compris".

3.1.3 Vieillissement des éprouvettes

Dans la continuité de l'étude sur les effets du vieillissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage, les essais mécaniques pourront se faire sur des éprouvettes à l'état dit initial ou à l'état vieilli. Pour cela le Groupe PSA étudie traditionnellement deux températures de vieillissement : 200 et 250 °C, qui correspondent aux températures chaudes vues durant le cycle de fonctionnement du moteur, ce qui permet de s'approcher au plus près des conditions réelles d'utilisation. Trois types d'éprouvettes sont distinguées :

- Les éprouvettes à leur état initial, prélevées sur le carter-cylindres et présentant un état caractéristique du refroidissement de la structure post-solidification. Ces éprouvettes n'ayant subi aucun traitement de vieillissement après élaboration, elles seront désignées comme non vieillies (NV).
- Les éprouvettes vieillies 200 heures à 200 °C (V200).
- Les éprouvettes vieillies 200 heures à 250 °C (V250).

Ces paramètres de traitement thermique sont des standards du Groupe PSA qui sont conservés ici afin d'avoir une base de données cohérente avec la base expérimentale déjà constituée. En se reportant à l'étude de vieillissement présentée au chapitre précédent, un traitement de 200 heures à 200 ou 250 °C semble suffisant pour atteindre l'état dit survieilli du matériau, état à partir duquel l'évolution des propriétés mécaniques est considérée suffisamment lente pour être négligeable. En revanche, à 150 °C, une durée de 200 heures serait insuffisante pour atteindre un état survieilli.

3.2 Moyens d'essai

3.2.1 Dispositifs expérimentaux

La majorité des essais complémentaires effectués au cours de cette thèse ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique INSTRON 8502, présentée à la figure 3.4. Le montage est muni d'une cellule de charge 10 kN adaptée aux niveaux de charge atteints lors des essais (environ 3 à 4 kN aux basses températures).

La calibration à l'aide d'une cellule étalon allant jusqu'à 5kN permet d'évaluer une erreur de 0,04%, ce qui donne, compte tenu de la géométrie des éprouvettes, une précision de l'ordre du dixième de mégapascal aux plus hautes charges. Cette précision est satisfaisante pour les objectifs de ces travaux. L'alignement de l'éprouvette avec l'axe de déplacement de la machine est assuré par l'utilisation d'un alliage à bas point de fusion (similaire à un métal de Wood).

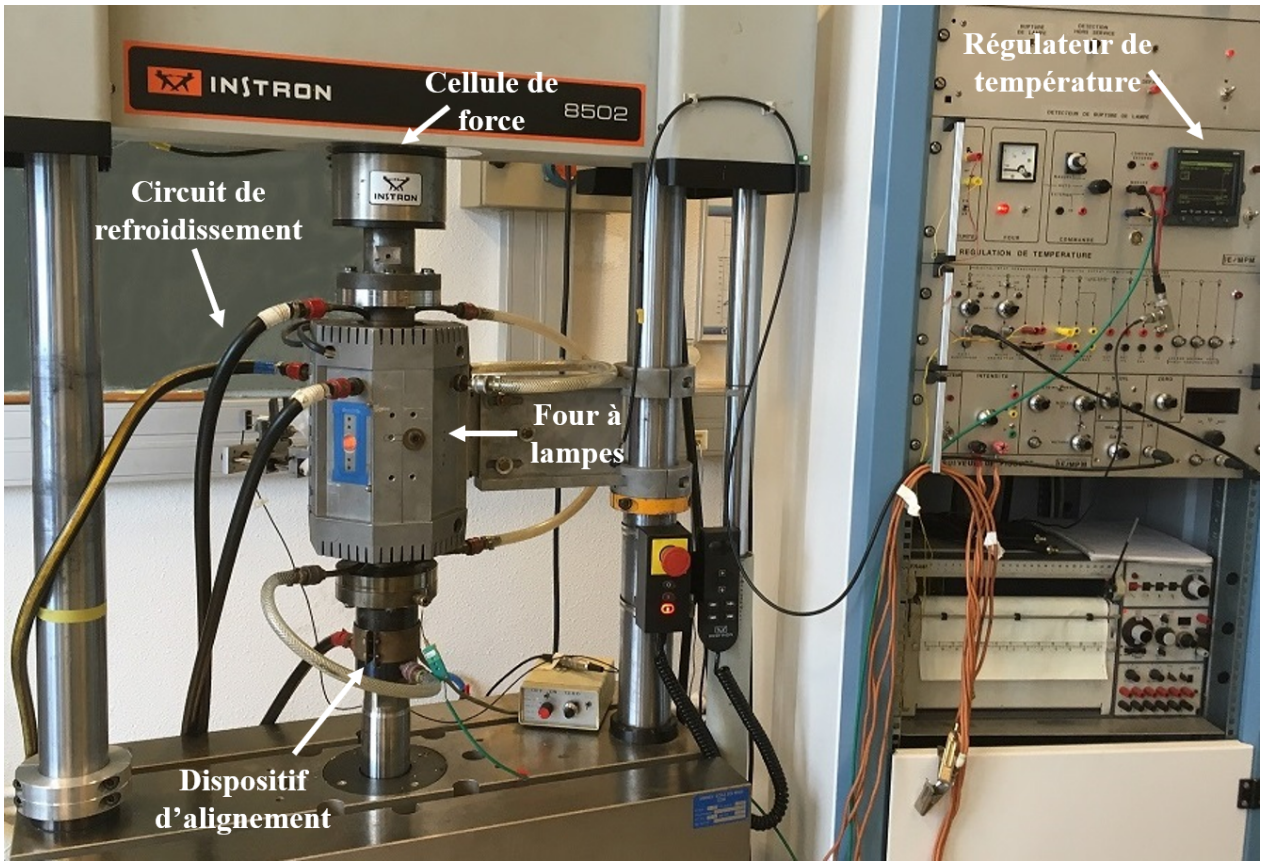


FIGURE 3.4 – Machine d'essai INSTRON 8502

Les essais de fluage ont été réalisés sur un banc spécifique MAYES. Le banc d'essai fonctionne à l'aide de poids morts dont la masse est calculée en fonction de la contrainte à appliquer, de la section de l'éprouvette et du bras de levier propre à la machine. La mise en charge est effectuée en abaissant le vérin hydraulique qui retient le plateau de charge.

Il faut être vigilant quant à la vitesse de mise en charge lors de l'étude d'un matériau qui présente un comportement visqueux. D'autant plus lorsque la limite d'élasticité est dépassée, la plastification dépendant de la vitesse de déformation pour un certain nombre de métaux. Le plateau de charge est donc abaissé à une vitesse lente constante, de façon à ce que la mise en charge se fasse progressivement sur une durée de 10 secondes.

3.2.2 Extensomètrie

Le but de l'extensomètrie est de mesurer un déplacement et de permettre l'acquisition de cette mesure, ce qui revient généralement à traduire une déformation en signal électrique (ou optique). Pour cela, une jauge de déformation est utilisée. Cette technique est basée sur la propriété qu'ont certains matériaux de voir leur conductivité varier lorsqu'ils sont soumis à des contraintes, pressions ou déformations. Comme ces variations de résistance sont très faibles, il est nécessaire de faire appel à un pont de Wheatstone. Le pont de Wheatstone est un instrument utilisé pour mesurer une résistance électrique inconnue par équilibrage de deux branches d'un circuit en pont, avec une branche comportant la résistance inconnue. Le pont a une tension nulle à l'équilibre et voit sa tension varier si une résistance du montage varie.

Le pilotage en déformation des essais est permis par un extensomètre développé au Centre Des Matériaux (voir figure 3.5). Le déplacement des couteaux au bout des tiges en alumine de l'extensomètre est mesuré à l'aide d'une jauge de déformation conférant au système une précision de l'ordre du dixième de micromètre. L'étalonnage de l'extensomètre se fait à l'aide d'une vis micrométrique. La capacité de mesure de l'extensomètre est d'environ 5%, au-delà, il y a un fort risque que les couteaux glissent sur l'éprouvette. Cette gamme de mesure convient pour cette étude, en effet, le matériau n'a pas vocation à subir de grandes déformations et le phénomène de rupture n'est pas le sujet de ces travaux.

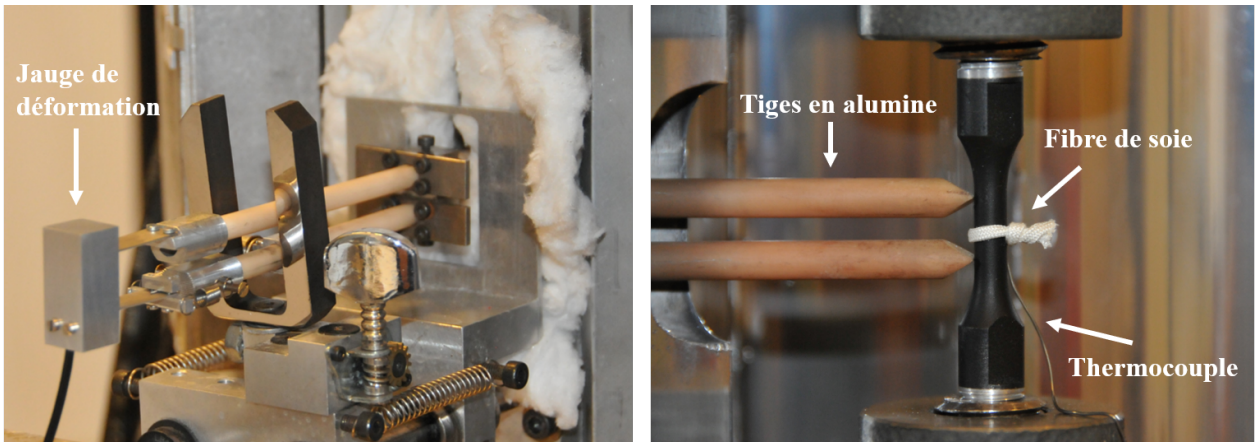


FIGURE 3.5 – Éprouvette instrumentée d'un extensomètre et un thermocouple

Différentes versions de cet extensomètre sont disponibles, avec des tiges fines ou épaisses, et une armature en acier ou en titane. Différents tests ont été effectués pour déterminer la configuration la plus adaptée. L'extensomètre avec des tiges fines est plus léger, et donc plus facilement parasité par des vibrations extérieures qui bruitent les mesures. Pour les extensomètres à tiges épaisses, l'armature en titane permet un choix intermédiaire en termes de masse, plus léger que celle en acier.

L'ensemble permet une masse assez significative pour être moins sensible aux vibrations parasites mais une masse moindre qu'avec l'armature en acier, nécessitant d'appliquer une pression plus faible sur l'éprouvette.

Concernant la machine spécifique au fluage, des cannes rigides fixées sur les têtes des éprouvettes sont reliées à un capteur de déplacement de type LVDT (Linear Variable Differential Transformer).

Le caractère expérimental des données récupérées implique bien souvent des données bruitées. Ce bruit peut provenir de différentes sources : ordre de précision de l'appareil de mesure proche du niveau des variations à mesurer, vibrations parasites provenant de l'environnement, paramètres de régulation mal calibrés, variation de la température ambiante, luminosité variable lors d'une prise de photo.

Si les efforts doivent se concentrer sur la minimisation de ces phénomènes nuisant à la qualité des essais, une stratégie de traitement des données est mise en place afin de faciliter l'utilisation des données pour procéder à l'identification du comportement. Pour cela un filtre passe-bas de type Savitzky-Golay [104] est utilisé. Ce dernier repose sur l'identification d'un polynôme de degré d sur une fenêtre définie, il communément utilisé pour traiter des données bruitées.

3.2.3 Dispositif haute température

Pour réaliser des essais à haute température, la machine est équipée d'un four à quatre lobes en aluminium, composé de quatre lampes halogènes de 1500 W, permettant d'obtenir une température maximale de 1200 °C au foyer du four, ce qui est suffisant pour l'alliage étudié. Un dispositif de circulation d'eau permet de conserver le four et les lignes d'amarrage à une température acceptable (voir figure 3.4). Les refroidisseurs sont judicieusement choisis afin de ne pas introduire un gradient de température au sein de l'éprouvette en refroidissant son extrémité de façon trop prononcée [35].

Les éprouvettes sont recouvertes d'une peinture noir mat résistante jusqu'à 1200 °C qui évite une réflexion des rayons des lampes sur la surface polie miroir, ce qui permet un chauffage de l'éprouvette plus efficace et plus homogène [35]. Pour contrôler la température, un régulateur Eurotherm 2024 est utilisé, accompagné d'un thermocouple de type K plaqué contre la surface de la zone utile à l'aide d'une gaine en fibre de soie (voir figure 3.5). En revanche, contrôler la température en surface de l'éprouvette ne protège pas de potentiels problèmes de gradients thermiques au sein de l'éprouvette, variant selon le montage expérimental [105].

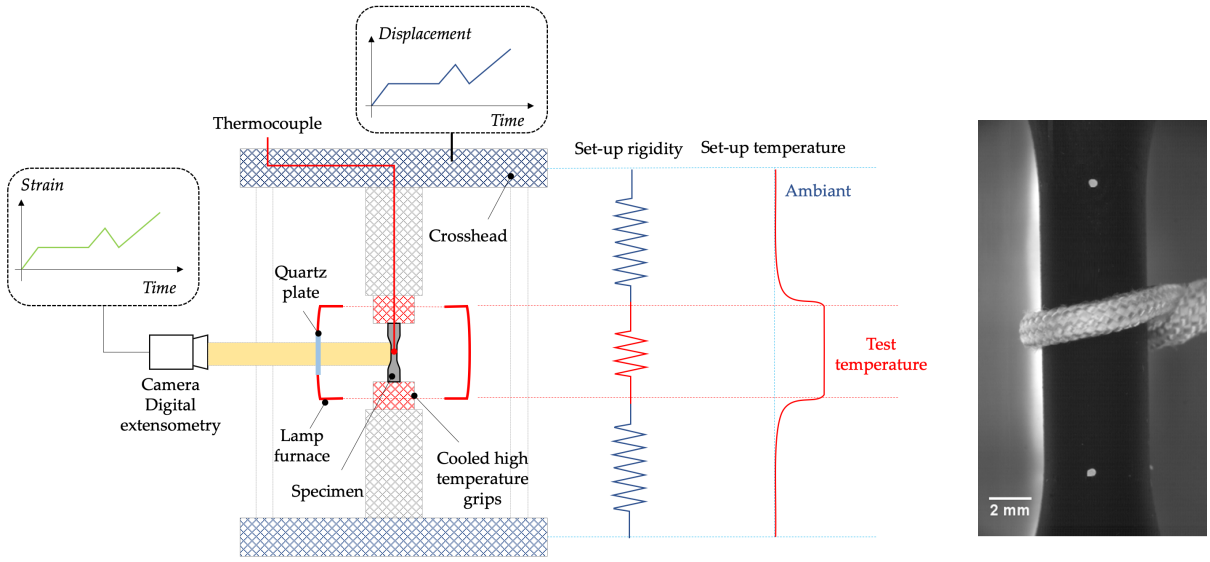
Ce travail d'étude du gradient au sein de l'éprouvette a déjà été mené par F.X. Hoche [35], pour une même géométrie d'éprouvette, un alliage d'aluminium proche et la même machine. Ces travaux ont montré que le gradient était faible ($\sim 2\%$) en se plaçant dans des conditions optimales : éprouvette peinte en noire, thermocouple en surface de l'éprouvette plaqué avec une fibre de soie et lignes de refroidissement courtes. Toujours en accord avec ces travaux, la montée en température se fait avec une rampe de 1 °C/s et une fois la température cible atteinte, une période de maintien est assurée pendant 3 minutes afin de réduire les gradients transitoires au sein de l'éprouvette.

Pour les très hautes températures ($>$ 350 °C), l'utilisation d'un extensomètre devient néfaste à la bonne tenue des essais. En effet, la résistance du matériau étant fortement dégradée à ces

températures, la force appliquée par l'extensomètre pourrait introduirait une flexion, un endommagement ou une rupture de l'éprouvette. Pour pallier à ce problème, l'extensomètre est abandonné à haute température au profit d'un pilotage en déplacement par le biais de la traverse.

En parallèle, des marqueurs sont placés sur l'éprouvette qui sera prise en photo à intervalle régulier durant toute la durée de l'essai. À l'aide d'une méthode de suivi de marqueurs, la déformation réelle au sein de la zone utile de l'éprouvette est calculée post-essai. Cela permet d'éviter les imprécisions d'un calcul de déformation par le biais du déplacement de la traverse qui sera parasité par les jeux du montage et la rigidité de la machine, notamment avec une rigidité du matériau à très haute température inférieure à celle du montage.

L'éprouvette étant déjà recouverte d'une peinture noire pour les aspects thermiques, les marqueurs, simplement constitués d'un liquide correcteur blanc, sont déposés à l'aide d'une aiguille avec une distance d'environ 12 mm, correspondant à la longueur utile de l'éprouvette (voir figure 3.6(b)). Au cours de l'essai, des photos sont prises à l'aide d'une caméra haute fréquence Phantom Miro M110. Les photos sont prises à intervalles réguliers en fonction de la durée de l'essai, pouvant aller d'une photo toutes les 10 secondes à 200 photos par seconde pour les essais les plus rapides. Le dispositif global est schématisé sur la figure 3.6(a).



(a) (b)

FIGURE 3.6 – (a) Schéma du montage expérimental haute température, (b) observation in situ de l'éprouvette lors d'un essai à 400 °C, les points blancs sont utilisés comme marqueurs pour la corrélation d'image

Le suivi de marqueurs se fait à l'aide du logiciel *Ariane*, développé au Centre des Matériaux [106]. Le fonctionnement se fait de façon classique : à partir de photos de l'éprouvette à différents instants de l'essai, une zone carrée englobant le marqueur à suivre est définie au temps initial, puis la position de cette zone est suivie pour chaque image par une méthode d'intercorrélation. En définissant deux marqueurs avec une certaine distance initiale, l'évolution de la distance entre ces deux marqueurs peut alors être mesurée, ce qui permet alors d'obtenir une déformation [107].

En synthèse, voici les dispositifs expérimentaux utilisés selon la température d'essais :

- 25 °C : extensomètre, pilotage en déformation,
- 150-250 °C : éprouvette peinte, four et refroidissement, extensomètre, pilotage en déformation,
- 350-530 °C : éprouvette peinte, four et refroidissement, suivi de marqueurs avec caméra, pilotage en déplacement.

Pour les essais de fluage, le montage est équipé d'un four trois zones centré sur l'éprouvette. Le four a été calibré pour chaque température d'essai par le biais d'une éprouvette de test (dans un alliage d'aluminium proche, de type Al-Cu-Mg) instrumentée par trois thermocouples de type K le long de sa zone utile afin de mesurer les variations de température au sein de la zone utile de l'éprouvette (gradient de température de l'ordre du degré), voir la figure 3.7.

Une fois que l'éprouvette est à la température cible, soit après environ 90 minutes de chauffe, le temps d'avoir une homogénéité de la température au sein de l'éprouvette, l'essai de fluage peut alors démarrer.

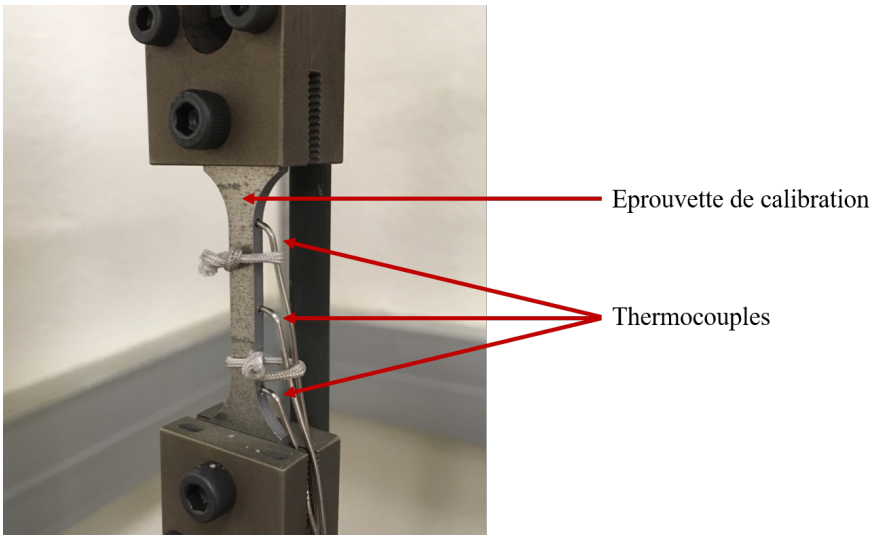


FIGURE 3.7 – Éprouvette instrumentée en vue de la calibration du four pour l'essai de fluage

Pour mener ces essais le protocole est définit tel que :

- Mise en place de l'éprouvette,
- Chauffage sans charge pendant 90 minutes,
- Mise en charge progressive avec une rampe de 10 secondes,
- Arrêt de l'essai au bout de 300 heures ou lors de la rupture.

3.3 Base de données expérimentale

La base présentée dans cette section est la base expérimentale constituée par le Groupe PSA à disposition au début de ces travaux. Les éprouvettes ont été usinées et préparées conformément aux descriptions faites précédemment. Les essais ont été sous-traités à des prestataires différents, à des périodes différentes, ce qui peut induire quelques différences due à l'opérateur, aux moyens d'essais ou à un effet de lot. Cependant un cahier des charges spécifiant le protocole à suivre de façon précise pour chaque essai permet de limiter les incertitudes.

Cette base de données regroupe des essais à des températures de service standards, c'est-à-dire entre 25 et 250 °C. Les éprouvettes testées présentent les trois conditions de vieillissement : NV, V200 et V250. Pour les essais pilotés en déformation, la vitesse de déformation totale cible est de 10^{-3} s^{-1}.

3.3.1 Écrouissage cyclique

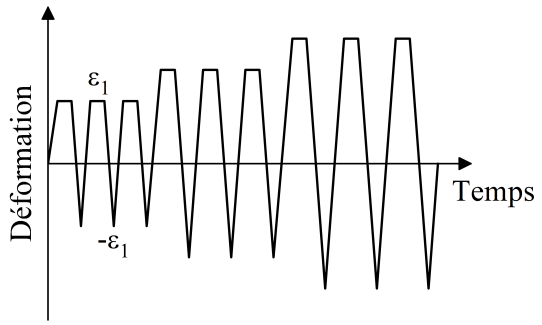


FIGURE 3.8 – Pilotage d'un essai d'écrouissage cyclique

Cet essai, dont le trajet de chargement est décrit figure 3.8, consiste, pour une demi-amplitude de déformation ε_1 donnée, en une phase de traction jusqu'à ε_1, un temps de maintien à déformation constante (phase de relaxation), une phase de compression jusqu'à -ε_1, puis une phase de traction jusqu'à déformation nulle. Ce cycle est répété jusqu'à l'obtention d'un comportement stabilisé, puis le niveau de déformation est augmenté.

Ces essais sont menés avec les paramètres suivants :

- 4 paliers de déformation : 0,25 - 0,4 - 0,6 et 0,8%,
- Pour chaque palier 15 cycles sont effectués afin d'atteindre un comportement stabilisé,
- La vitesse de déformation est contrôlée avec une valeur cible de 10^{-3} s^{-1},
- La phase de relaxation de chaque cycle dure 600 secondes.

L'essai d'écrouissage cyclique, de par son trajet de chargement complexe, permet de caractériser plusieurs aspects du comportement :

<u>Élasticité :</u> lors de la première phase de traction, un comportement élastique est observé, permettant d'estimer la limite d'élasticité du matériau. Le module de Young pourra être mesuré à chaque phase de traction et compression en privilégiant toutefois les phases de descente en charge.

Plasticité : lors des phases de traction ou de compression, une fois la limite d'élasticité franchie, le comportement plastique du matériau peut alors s'exprimer. L'aspect cyclique permet d'évaluer les contributions respectives de l'écrouissage cinématique et isotrope et l'asymétrie du cycle peut permettre de relever une certaine sensibilité de l'écrouissage à l'effet des phases de maintien. Toutefois, l'analyse quantitative de ce dernier reste délicat pour cet essai.

Viscosité : la phase de relaxation permet d'observer le comportement visqueux du matériau, il est alors possible d'atteindre de faibles vitesses de déformations inélastiques, de l'ordre de 10^{-4} à 10^{-7} s^{-1} dans le cas de ce matériau et des conditions d'essais associées.

Cet essai très riche peut donc permettre d'identifier un modèle élastoviscoplastique à lui seul. Des données sont disponibles pour les couples températures - vieillissement décrit dans le tableau 3.1. Les trois nuances de vieillissement sont étudiées, ainsi que quatre températures standards utilisées au sein du Groupe PSA pour caractériser le comportement en service du carter-cylindres.

Température (°C)	NV	V200	V250
25	√	√	√
150	√	√	√
200	√	√	√
250	√	√	√

TABLE 3.1 – Synthèse des données disponibles pour les essais d'écrouissage cyclique

Sur cet essai, ce sont principalement les graphes contrainte - déformation et contraintes - temps (pour les phases de relaxation) qui serviront de références pour l'identification des paramètres des lois de comportement.

La figure 3.9 montre la réponse du matériau sur un graphe contraintes - déformation pour un essai d'écrouissage cyclique. Les quatre paliers de déformation pour l'ensemble des cycles, formant chacun un ensemble de boucles, sont mis en évidence à l'aide de différentes couleurs.

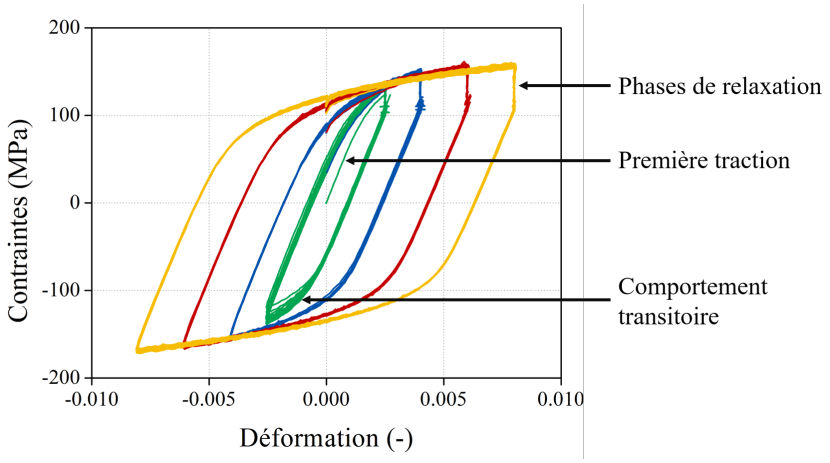


FIGURE 3.9 – Exemple de réponse globale du matériau en contraintes - déformation pour l'ensemble des cycles, ici pour une éprouvette NV à 200 °C

Tracer l'ensemble des cycles peut donner des informations sur le comportement cyclique du matériau. Les boucles, pour un même palier de déformation, suivant le même chemin de chargement, différents phénomènes de plasticité cyclique peuvent alors être mis en avant comme les phénomènes d'adaptation ou d'accommodation. Sur cet exemple, la première boucle est plus large que les autres, témoignant d'un comportement cyclique transitoire avant de converger vers un comportement stabilisé. La toute première phase de traction de l'essai pourra servir à identifier la valeur initiale de la limite d'élasticité.

Dans un second temps, en estimant que le comportement cyclique est assez stable pour être négligé, il est possible de se concentre sur un unique cycle isolé pour chaque palier de déformation (voir figure 3.10(a)), qui représente le comportement supposé stabilisé et sur lequel reposera la modélisation du comportement. Cette boucle stabilisée permet d'identifier le module de Young par exploitation de la phase de compression.

La phase de relaxation à déformation maximum peut également être observée, elle se traduit par une diminution des contraintes à déformation constante. Cette phase apporte des informations sur l'aspect visqueux du comportement, il est alors intéressant de l'isoler et de l'analyser avec un graphe contrainte - temps, comme illustré figure 3.10(b).

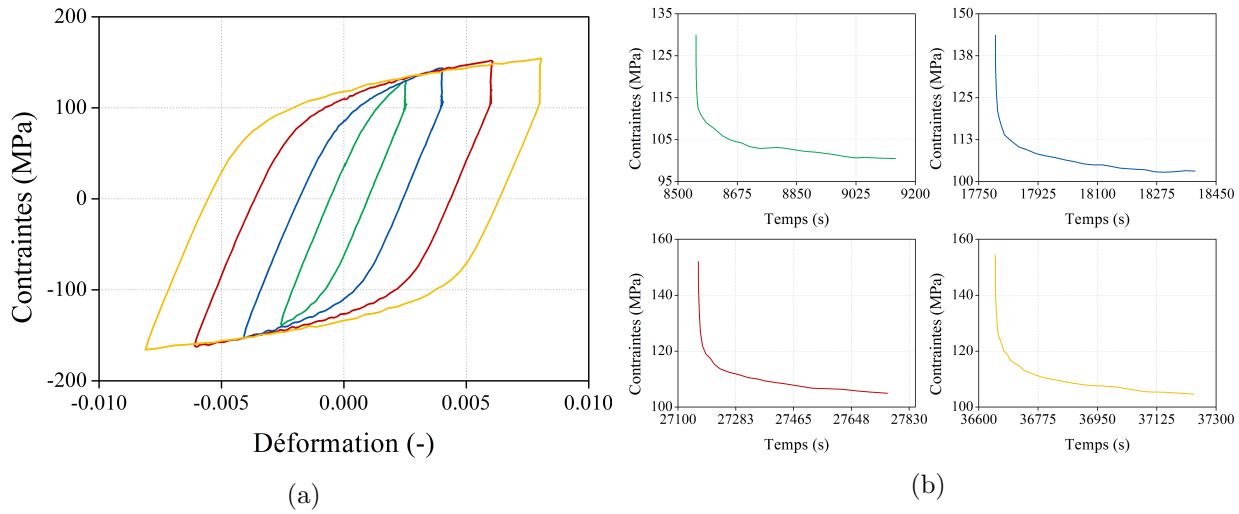


FIGURE 3.10 – Exemple de comportement stabilisé et des relaxations associées durant un essai d'écrouissage cyclique pour une éprouvette NV à 200 °C

Avec une hypothèse de décomposition de la déformation totale en des composantes élastique et viscoplastique, la vitesse de déformation viscoplastique $\dot{\varepsilon^{vp}}$ peut être exprimée, sous sa forme uniaxiale, comme :

$$\dot{\varepsilon^{vp}} = \dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon^{el}} = \dot{\varepsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E} \tag{3.1}$$

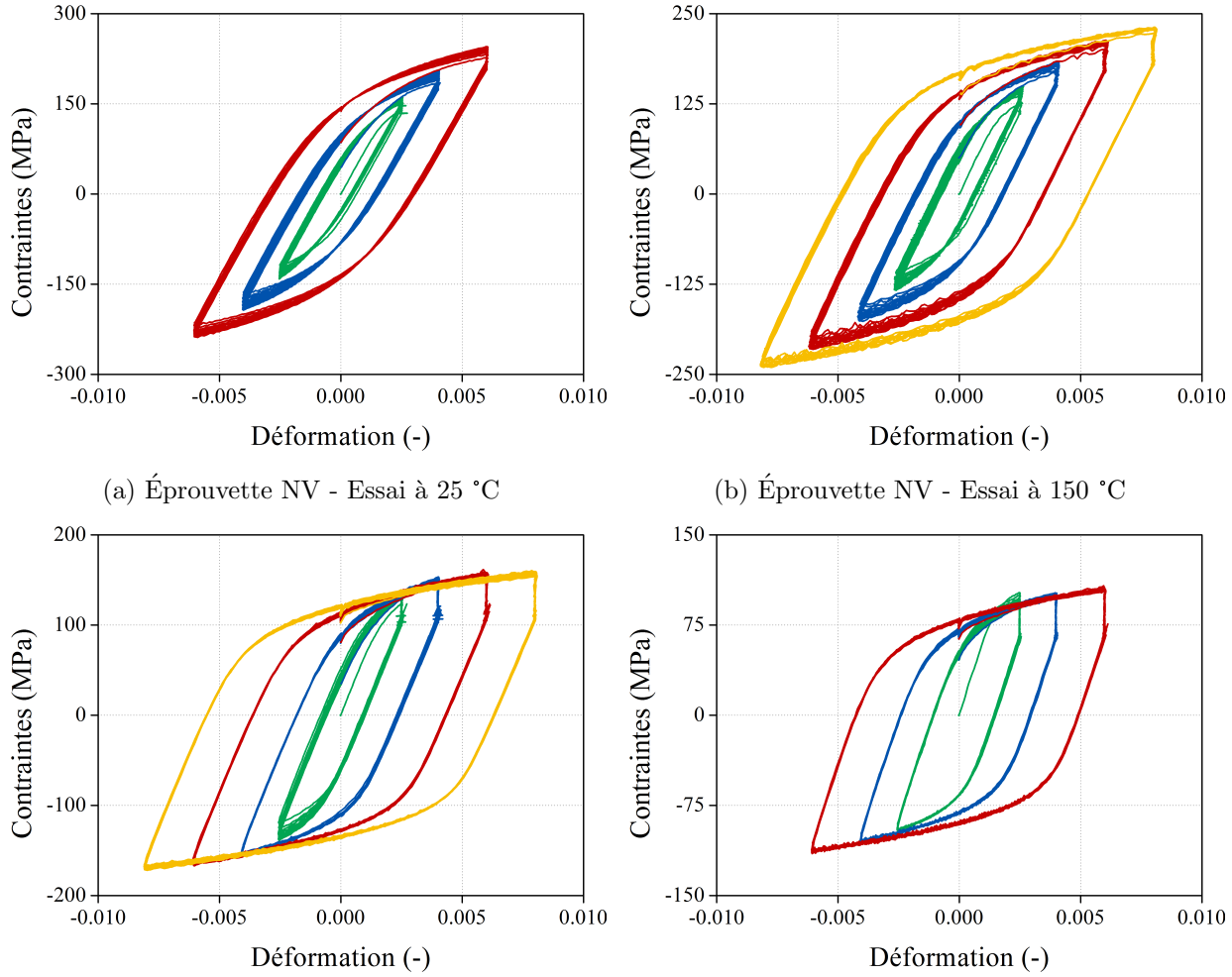
avec σ la contrainte longitudinale et E le module de Young.

L'analyse de l'évolution de la déformation viscoplastique en fonction de la contrainte est de premier

intérêt car elle permet d'évaluer la relation contrôlant le comportement visqueux. Lors d'une phase de relaxation, la déformation totale est théoriquement constante et sa dérivée devient donc nulle. Toutefois, pour une meilleure précision, il est préférable de prendre en compte cette composante afin de pallier à un pilotage en déformation qui peut être imparfait.

Un unique essai permet donc de réunir des informations sur la partie élastique (module de Young), la partie plastique (limite d'élasticité, type d'écrouissage, comportement cyclique) et la partie visqueuse (balayage d'un spectre de vitesse de déformation viscoplastique).

L'essai ainsi que ses apports ayant été décrits, quelques analyses sont menées sur les différents résultats obtenus. Tout d'abord, concernant le comportement cyclique du matériau, en visualisant l'ensemble de l'essai. La figure 3.11 présente les essais à différentes températures pour une éprouvette NV. Une forte influence de la température sur la présence d'un comportement cyclique transitoire peut être notée. En effet, ce phénomène est visible pour tous les paliers à température ambiante, puis uniquement au premier palier de déformation à 200 °C. À 250 °C le matériau montre rapidement un comportement cyclique stabilisé pour les différents paliers de déformation, un léger adoucissement est toutefois présent lors des premiers cycles du premier palier.



(a) Éprouvette NV - Essai à 25 °C

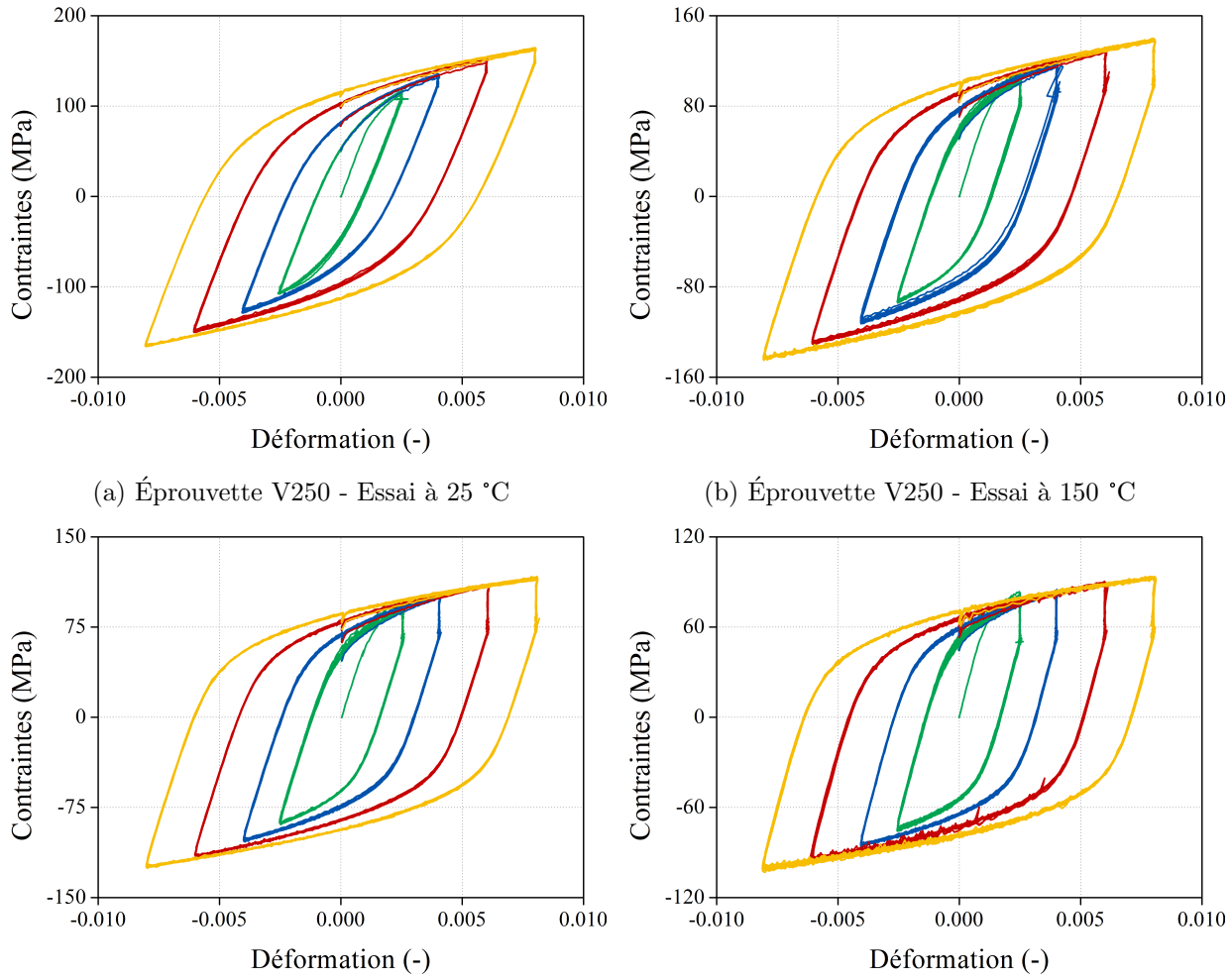
(b) Éprouvette NV - Essai à 150 °C

(c) Éprouvette NV - Essai à 200 °C

(d) Éprouvette NV - Essai à 250 °C

FIGURE 3.11 – Réponse globale contrainte-déformation pour tous les cycles - éprouvette NV

En s'intéressant à la même configuration pour une éprouvette V250, figure 3.12 aucun phénomène de comportement cyclique transitoire ne semble présent, y compris aux basses températures. Les mêmes observations sont faites pour les éprouvettes V200, dont les résultats sont en annexe figure A.1.



(a) Éprouvette V250 - Essai à 25 °C

(b) Éprouvette V250 - Essai à 150 °C

(c) Éprouvette V250 - Essai à 200 °C

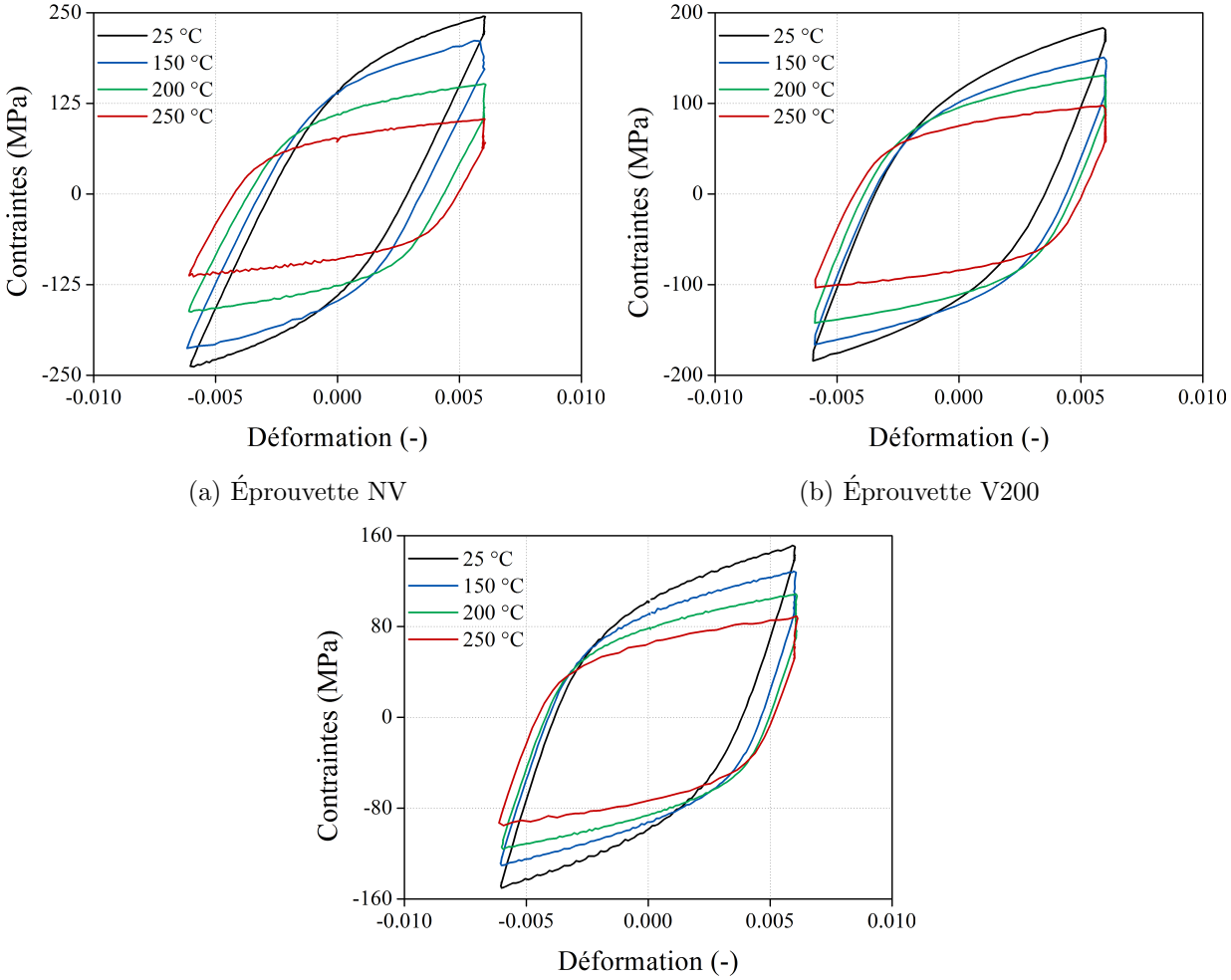
(d) Éprouvette V250 - Essai à 250 °C

FIGURE 3.12 – Réponse globale contrainte-déformation pour tous les cycles - Éprouvette V250

Compte-tenu de l'absence de comportement transitoire pour le matériau à l'état vieilli (V200 et V250), et de son effet, certes présent, mais peu marqué pour une éprouvette non vieillie, se contenter de l'utilisation d'un unique cycle stabilisé pour chaque palier de déformation semble une approximation raisonnable.

Ensuite, en s'intéressant uniquement à ces boucles stabilisées, l'effet de la température sur le comportement du matériau peut être analysé. Dans la figure 3.13, pour le palier de déformation de 0,6%, l'influence de la température pour les trois nuances de vieillissement mis en évidence.

Comme attendu, un effet significatif de la température est observé sur les propriétés mécaniques de l'alliage. Le module de Young, la limite d'élasticité, l'évolution de l'écrouissage ou l'amplitude des contraintes relaxées sont significativement impactés.



(a) Éprouvette NV

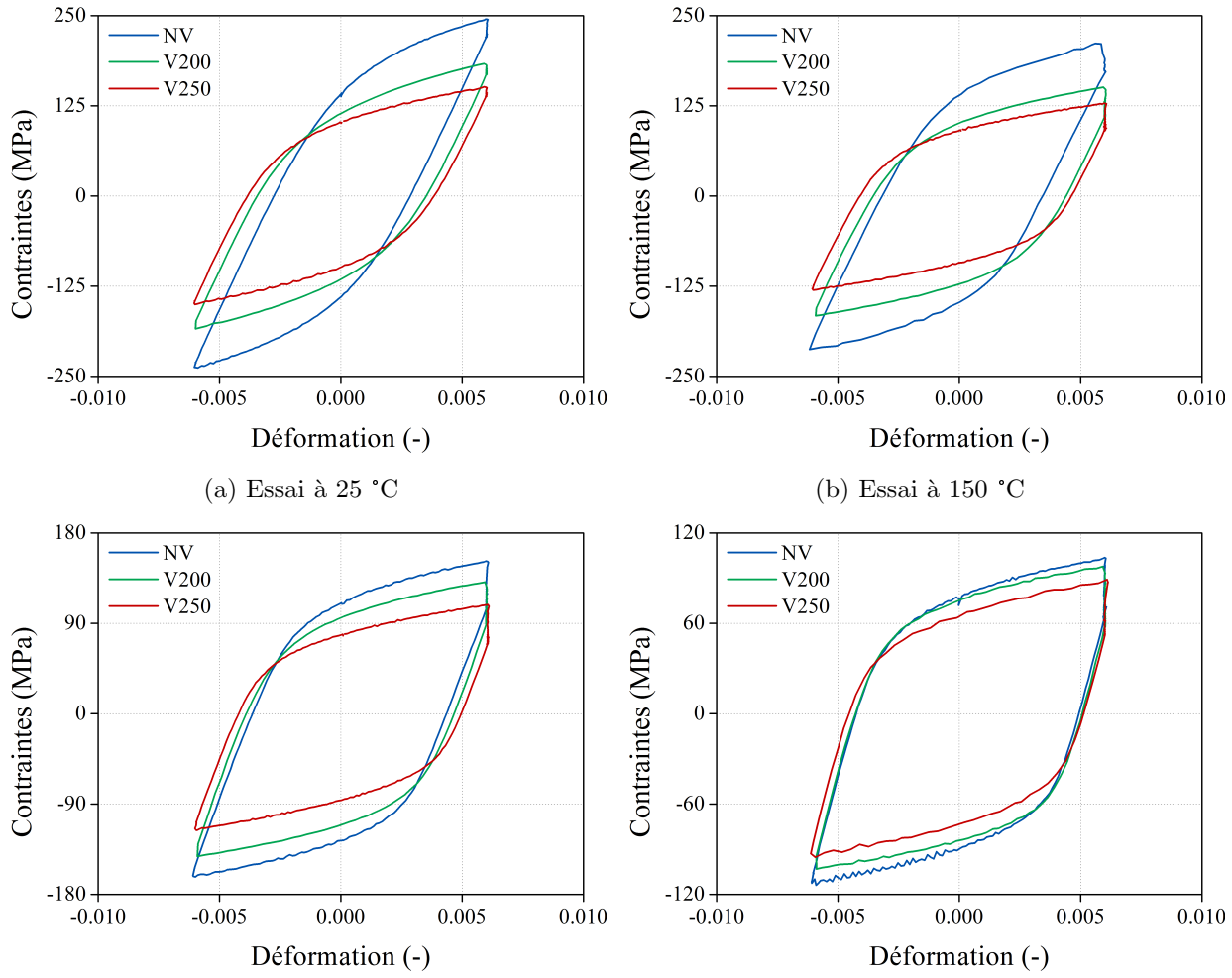
(b) Éprouvette V200

(c) Éprouvette V250

FIGURE 3.13 – Effet de la température sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs nuances de vieillissement pour un cycle $\pm 0,6\%$ de déformation

En isolant maintenant l'effet du vieillissement pour les différentes températures, décrit en figure 3.14, des différences significatives apparaissent. Tout d'abord, les différences entre les nuances de vieillissement s'atténuent avec la montée de la température : les différences sont significatives à température ambiante, puis les boucles deviennent quasi- équivalentes à 250 °C.

Les boucles des nuances vieillies V200 et V250 sont assez proches, la nuance NV est celle qui se différencie le plus. La hiérarchie entre les vieillissements est conservée, ce qui semble cohérent avec l'hypothèse d'une convergence de l'état non vieilli vers un état vieilli stabilisé.



(a) Essai à 25 °C

(b) Essai à 150 °C

(c) Essai à 200 °C

(d) Essai à 250 °C

FIGURE 3.14 – Effet de la nuance de vieillissement sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures

3.3.2 Traction-relaxation

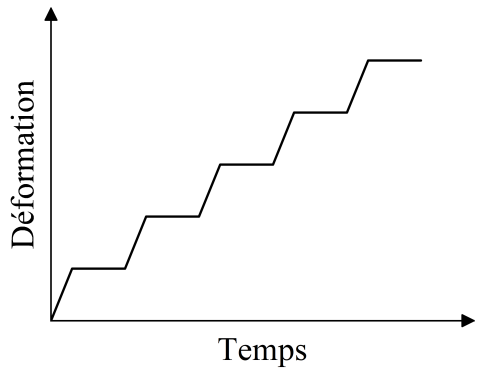


FIGURE 3.15 – Pilotage d'un essai de traction-relaxation

L'essai de traction-relaxation, dont le trajet de chargement est décrit figure 3.15, se traduit par des montées en charge successives pour atteindre différents paliers de déformation avec un incrément de déformation de 0,25%. Chaque montée en charge est suivie d'une phase de relaxation, c'est-à-dire de maintien de la déformation totale à une valeur constante. Pour ces essais les paramètres suivants sont définis :

- 8 paliers de déformation : 0,25 - 0,50 - 0,75 - 1,00 - 1,25 - 1,50 - 1,75 et 2,00%,
- la vitesse de déformation est contrôlée avec une valeur cible de $10^{-3}\ s^{-1}$,
- la phase de relaxation de chaque cycle dure 1800 secondes (30 minutes).

Les différentes phases de l'essai de traction-relaxation permettent de caractériser plusieurs aspects du comportement :

Elasticité : lors de la première phase de traction, le comportement élastique s'exprime en premier, permettant d'estimer le module de Young ou la limite d'élasticité du matériau.

Plasticité : lors des phases de traction, une fois la limite d'élasticité franchie, le comportement plastique du matériau peut s'exprimer. Après une phase de relaxation, la traction suivante peut mettre en lumière un phénomène de restauration statique qui se serait activé durant la phase de relaxation.

Viscosité : la phase de relaxation permet au matériau d'exprimer son aspect visqueux, il est alors possible d'atteindre de faibles vitesses de déformations inélastiques, de l'ordre de 10^{-4} à $10^{-8}\ s^{-1}$.

Sur cet essai, ce sont également les graphes contrainte - déformation et contrainte - temps (pour les phases de relaxation) qui serviront de référence pour l'identification des paramètres des lois de comportement.

Finalement, ces essais permettent une caractérisation de phénomènes assez proche de ceux mis en jeux dans l'essai d'écrouissage cyclique. Cependant, les spécificités du trajet de chargement rendent ces essais complémentaires pour plusieurs raisons :

- paliers de déformation allant jusqu'à 2%, cela permet une étude du comportement sur une plage de déformation plus importante,
- durée de la relaxation de 1800 secondes (600 secondes pour l'essai d'écrouissage cyclique), permettant d'accéder à des vitesses de déformation plus faibles,
- l'alternance traction-relaxation sans phase de compression permet d'évaluer de manière quantitative l'effet des temps de maintien sur l'écrouissage et sa restauration.

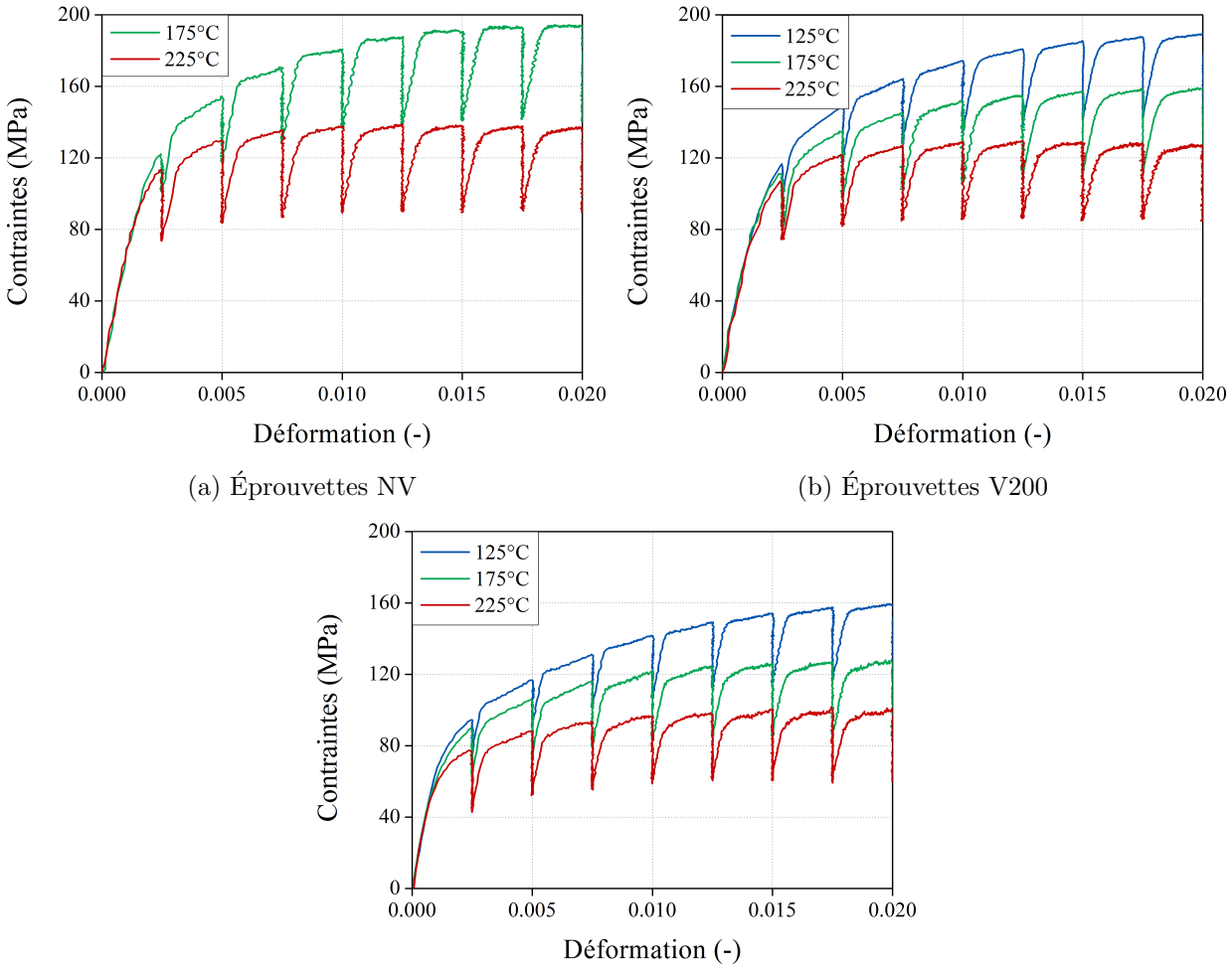
De plus, les températures utilisées pour ces essais sont différentes des températures d'essais des écrouissages cycliques : 125, 175 et 225 °C. Ces températures complémentaires permettent d'affiner l'évolution des propriétés mécaniques avec la température. Des données sont disponibles pour les couples températures - vieillissement décrit dans le tableau 3.2.

Température (°C)	NV	V200	V250
125		√	√
175	√	√	√
225	√	√	√

Table 3.2 – Synthèse des données disponibles pour les essais de traction-relaxation

Une première analyse peut porter sur l'effet de la température pour les différentes nuances de vieillissement, illustrée figure 3.16. De même que pour les essais d'écrouissage cyclique, un effet important de la température sur les propriétés mécaniques du matériau est observé pour toutes les nuances de vieillissement.

Outre les diminutions attendues du module de Young ou de la limite d'élasticité, il est intéressant d'observer la divergence importante des courbes au fur et à mesure de la progression dans les paliers de déformation. L'écart de quelques MPa entre les courbes à différentes températures lors de la première traction devient un écart de plusieurs dizaines de MPa à la fin de l'essai. Ceci dénote donc un effet significatif de l'évolution des propriétés de l'écrouissage avec la température.



(a) Éprouvettes NV

(b) Éprouvettes V200

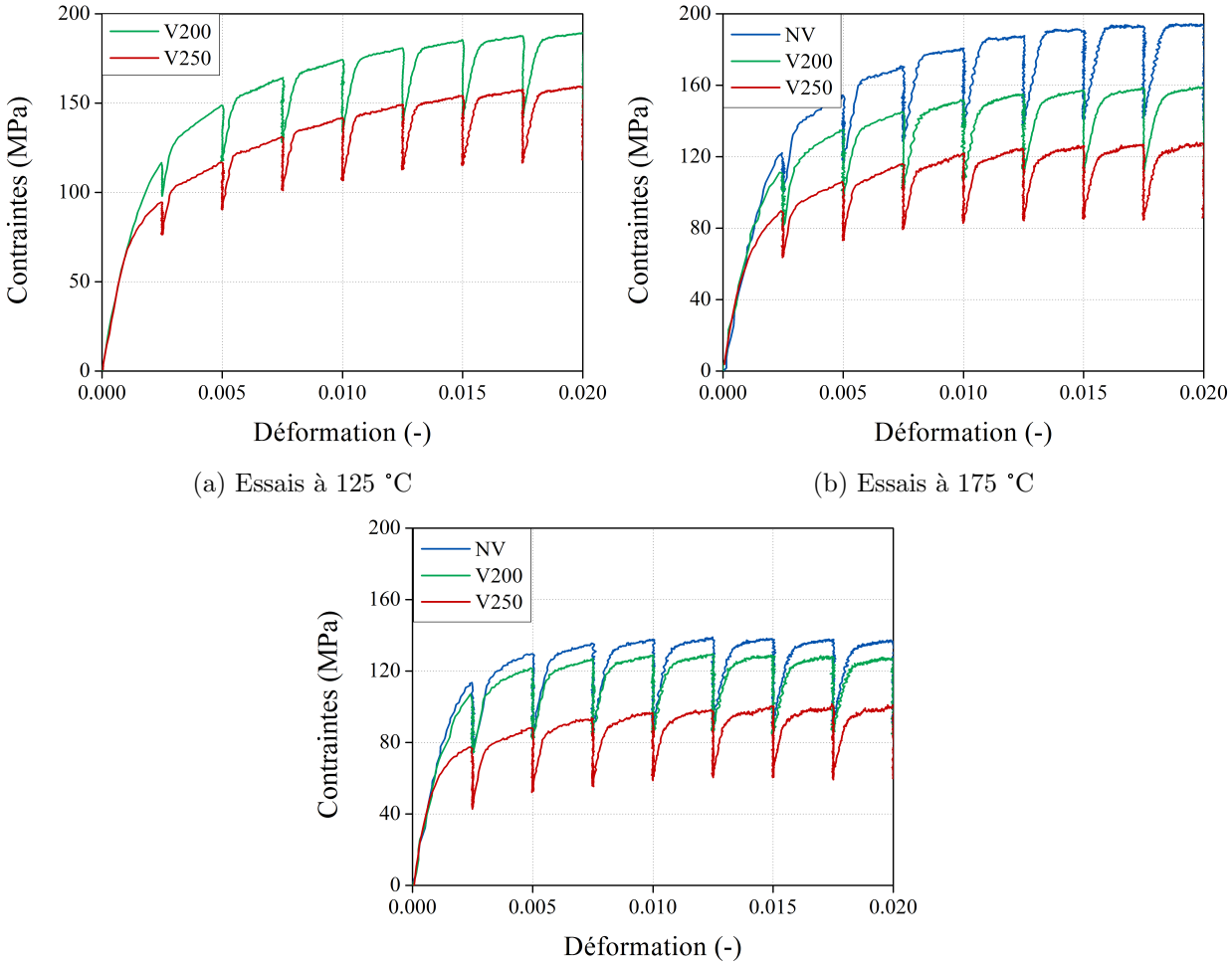
(c) Éprouvettes V250

FIGURE 3.16 – Étude de l'effet de la température sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs nuances de vieillissement pour l'essai de traction-relaxation

La présence d'un phénomène de restauration statique est observée, en lien avec les propriétés d'écrouissage du matériau. La restauration statique est un phénomène thermiquement activé, qui a pour effet une diminution de l'écrouissage et ainsi une restauration de la limite d'élasticité. Cet effet est particulièrement observable à la suite des phases de relaxation, lorsque le matériau entre de nouveau en régime plastique. Ce phénomène est notamment visible pour l'éprouvette V250.

À 125 °C, la limite d'élasticité atteinte après relaxation est sensiblement égale à la contrainte maximale observée avant relaxation. Cette dernière est caractéristique de l'état d'écrouissage atteint avant relaxation. Dans ce cas, l'écrouissage n'a été que très peu modifié par la phase de maintien, où la relaxation des contraintes peut être majoritairement attribuée à la variation de la contrainte visqueuse. À 225 °C, la limite d'élasticité observée après relaxation est inférieure à la contrainte maximale atteinte avant la phase de maintien en déformation, témoignant d'un effet significatif de cette dernière sur l'écrouissage. La déformation plastique étant de très faible amplitude pendant la phase de relaxation, on qualifie cette restauration de "statique". Le même phénomène de restauration peut être observé à 175 °C. L'activation de ce phénomène se produit donc entre 125 et 175 °C.

En s'intéressant maintenant à l'effet du vieillissement pour les différentes températures, décrit en figure 3.17, la même hiérarchie est à nouveau constatée entre les vieillissement. Les effets de restauration commentés pour la condition V250 interviennent aussi pour les conditions non vieillies et V200. À l'instar des tendances observées sur les essais d'écrouissage cyclique, l'écart entre niveaux de contraintes observées pour les différentes conditions de vieillissement se réduit lorsque la température d'essai augmente.



(a) Essais à 125 °C

(b) Essais à 175 °C

(c) Essais à 225 °C

FIGURE 3.17 – Étude de l'effet du vieillissement sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures pour l'essai de traction-relaxation

3.3.3 Fluage

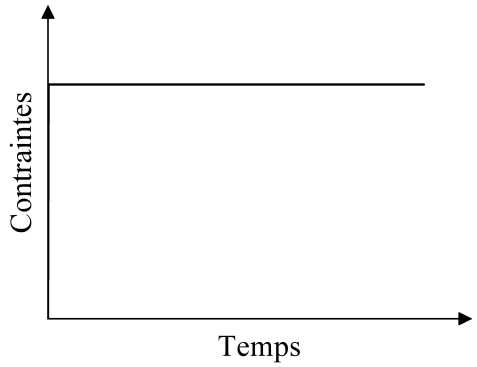


FIGURE 3.18 – Pilotage d'un essai de fluage

L'essai de fluage consiste à imposer une contrainte constante et observer l'évolution de la déformation au cours du temps (voir figure 3.18). C'est l'essai standard pour accéder à de faibles vitesses de déformation. Dans le cadre de cette étude, il permettra d'accéder à des vitesses plus faibles que celles atteintes lors de la phase de relaxation d'un essai d'écrouissage cyclique ou de traction-relaxation. C'est donc un essai qui va venir compléter les faibles gammes de vitesses de déformation et orienter les choix de modélisation pour les termes de viscosité.

Un essai de fluage est donc décomposé en deux étapes : la mise en charge et la phase fluage. Les essais étant réalisés sous charge constante, il faut porter une attention particulière sur la condition de contrainte constante qui n'est plus valable en cas de déformations importantes entraînant une variation de la section utile. Les essais sont traités selon la norme EN ISO 204 [108] :

- le début de la mesure de l'allongement de fluage (t = 0) correspond au moment où la contrainte visée est atteinte,
- pour les essais ininterrompus, ce qui est le cas, l'allongement plastique initial doit être déterminé,
- un jeu de données initial est donc obtenu avec un temps initial à 0 mais une déformation initiale non nulle correspondant à l'allongement plastique initial.

Les essais étant à charge constante, pour balayer une gamme importante de contraintes et de vitesses de déformation, il faut alors multiplier les essais à différentes contraintes imposées. Des essais à des contraintes allant de 50 à 110 MPa sont à disposition, ce qui permet d'évaluer une large gamme de déformations viscoplastiques. Cependant ces données ne regroupent que deux températures d'essais : 150 et 200 °C, toujours pour les trois nuances de vieillissement. La durée des essais de fluage est fixée à 300 heures, sauf si la rupture de l'éprouvette intervient avant. Les données disponibles sont décrites dans le tableau 3.3.

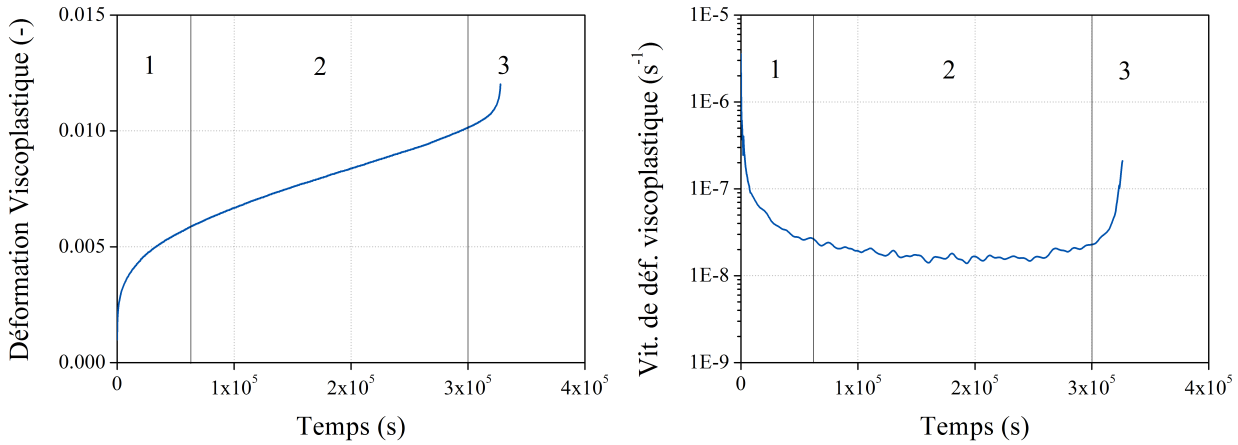
Nuance	NV						V200					V250				
MPa	50	60	70	80	90	110	50	60	70	80	90	50	60	70	80	90
150 °C		√		√		√		√	√	√	√		√		√	
200 °C	√	√	√	√		√	√	√	√	√	√	√	√	√	√	

TABLE 3.3 – Synthèse des données disponibles pour les essais de fluage

La réponse à un essai de fluage est généralement étudiée à travers deux courbes : la déformation viscoplastique en fonction du temps, et la vitesse de déformation viscoplastique en fonction du temps. La figure 3.19 illustre un exemple typique de courbe de fluage. Trois stades caractéristiques d'un essai de fluage peuvent être distingués :

- fluage primaire (stade 1) : la vitesse de déformation diminue jusqu'à stabilisation,
- fluage secondaire (stade 2) : la vitesse de déformation se stabilise,
- fluage tertiaire (stade 3) : la vitesse de déformation augmente jusqu'à rupture de l'éprouvette

La vitesse de déformation décroissante de la phase primaire s'explique par une consolidation et la création de dislocations, ce qui entraîne un durcissement apparent du matériau. Lors de la phase secondaire, la vitesse de déformation reste stable, résultant d'un équilibre entre la création de nouvelles dislocations et la restauration ou le réarrangement de celles-ci. Enfin, la phase tertiaire mène à la rupture de l'éprouvette, engendrée par l'amorçage d'une fissure ou par la striction de la zone utile.



(a) Graphe déformation viscoplastique - temps (b) Graphe vitesse de déf. viscoplastique - temps

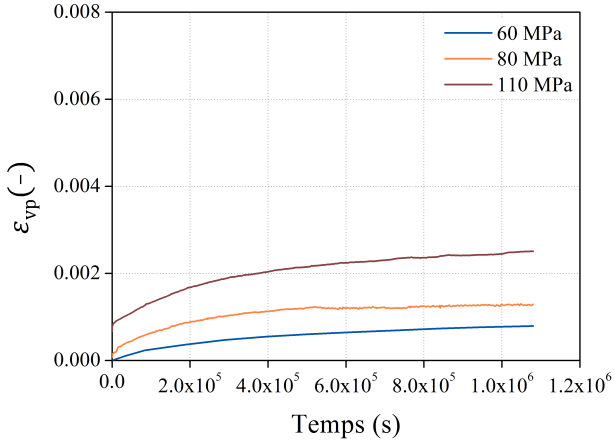
FIGURE 3.19 – Résultat d'un essai de fluage à 200°C avec une charge de 80 MPa sur une éprouvette V250

En s'intéressant à l'ensemble des données à disposition, représentées sur la figure 3.20, l'effet de la charge sur le comportement est visible pour chaque couple de vieillissement - température. Plus la charge est importante et plus la vitesse de déformation est importante, entraînant alors une déformation assez significative pour arriver au stade du fluage tertiaire, et à la rupture de l'éprouvette.

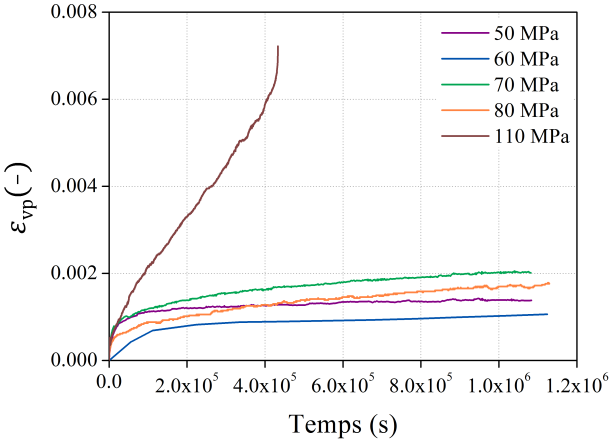
En comparant la colonne de gauche et la colonne de droite, l'effet significatif de la température sur le comportement en fluage avec des déformations plus importantes est observé. Des comparaisons sont faites en annexe figure A.2, pour une même configuration (vieillissement - charge) entre les deux températures testées.

Concernant l'influence du vieillissement sur la réponse observée, l'interprétation n'est pas évidente pour les essais de fluage en raison de la durée caractéristique des essais de fluage. En effet, il s'agit d'essais généralement longs (de l'ordre de 300 heures) réalisés à des températures suffisantes pour activer le phénomène de vieillissement. Dans de telles conditions d'essai un vieillissement significatif peut intervenir en court d'essai.

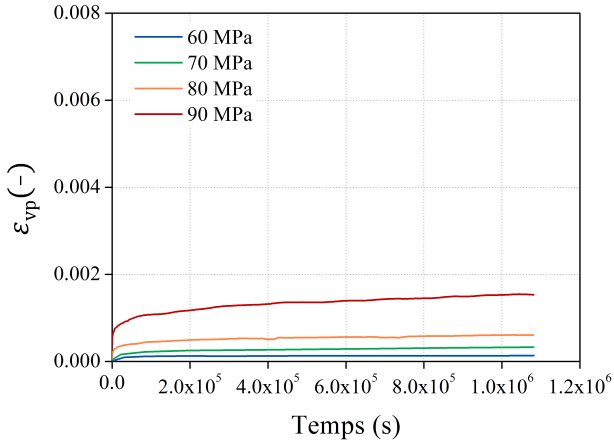
De manière générale, pour une même température et une même charge, une déformation plus importante est observée pour les éprouvettes V250. Cependant il est difficile d'établir une hiérarchie entre les éprouvettes NV et V200. Ces comparaisons sont illustrées en annexe figure A.3.



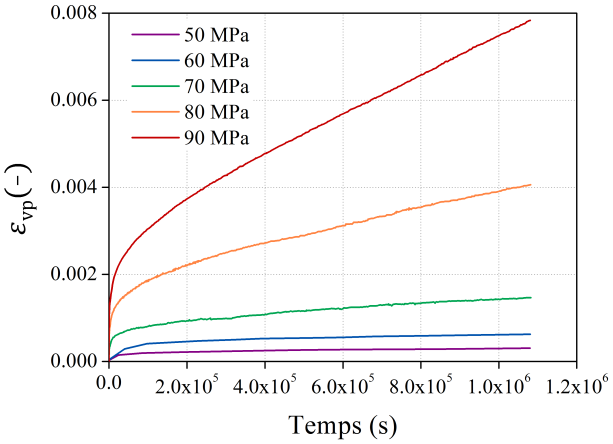
(a) Éprouvette NV - Essai à 150 °C



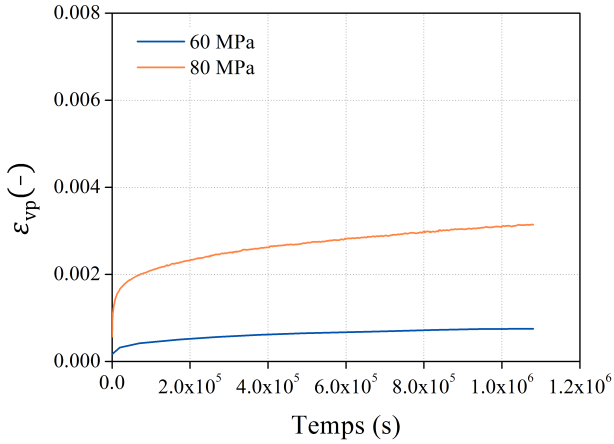
(b) Éprouvette NV - Essai à 200 °C



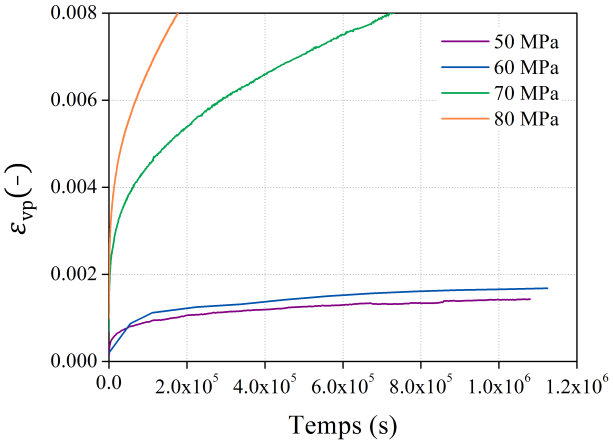
(c) Éprouvette V200 - Essai à 150 °C



(d) Éprouvette V200 - Essai à 200 °C



(e) Éprouvette V250 - Essai à 150 °C



(f) Éprouvette V250 - Essai à 200 °C

FIGURE 3.20 – Effet de la charge appliquée et de la température sur les résultats déformation viscoplastique-temps pour plusieurs nuances de vieillissement

3.3.4 Synthèse

La base de données à disposition est déjà très riche, avec des essais complémentaires, qui permettent de réunir des informations sur les composantes élastiques, plastiques et visqueuses du comportement du matériau. L'étude des différentes nuances de vieillissement permet une approche complémentaire à l'étude de microdureté détaillée dans le chapitre précèdent. Les températures étudiées portent sur toute la gamme des températures de service, entre la température ambiante et 250 °C. Les différents essais permettent de balayer une large gamme de vitesse de déformation. La matrice d'essais à disposition est résumée dans le tableau 3.4.

Essais \ Vieillissement	NV	V200	V250
Écrouissage cyclique	150, 200, 250 °C	25, 150, 200, 250 °C	25, 150, 200, 250 °C
Traction-Relaxation	175, 225 °C	125, 175, 225 °C	125, 175, 225 °C
Fluage	150, 200 °C	150, 200 °C	150, 200 °C

Table 3.4 – Synthèse des données expérimentales à disposition

Cette série d'essai permet de mettre en avant plusieurs éléments pour la suite de ces travaux :

- le comportement viscoplastique du matériau, qui ne peut être négligé,
- un comportement cyclique qui converge rapidement vers un état stabilisé, proche de l'état initial,
- un phénomène de restauration statique présent pour des températures supérieures à 150 °C,
- l'influence significative de la température sur les propriétés mécaniques,
- l'influence du vieillissement sur les propriétés mécaniques tend à diminuer lorsque la température d'essai augmente.

3.4 Apport à la base d'essais

Si la base d'essais précédemment décrite est satisfaisante pour "couvrir" les conditions de sollicitation du matériau en service, elle se révèle insuffisante pour cette étude. En effet, l'objectif est de reproduire le plus fidèlement possible le comportement de l'alliage de son état liquide à son état solide afin de simuler le procédé de fabrication. Dans ce cadre, il faut alors caractériser le domaine des très hautes températures, en se rapprochant le plus possible des températures de fusion de l'alliage. À de fortes températures, avec un comportement viscoplastique prépondérant, des essais adaptés doivent donc être privilégiés.

Afin d'enrichir la base de donnée expérimentale existante, trois axes sont à explorer :

- Les vitesses de déformation : un matériau visqueux va répondre différemment selon la vitesse de sollicitation qui lui est imposée. Or, dans la base d'essai existante, tous les essais pilotés en déformation le sont à une unique vitesse de 10^{-3} s^{-1}. Une gamme de vitesses de déformation plus large pourra donc être investiguée. De plus, pour les faibles vitesses de déformation, aucun essai de fluage n'est réalisé à 250 °C.

- La température : la base expérimentale se concentre sur les températures dites de service (entre 25 et 250 °C). Il manque donc tout l'intervalle entre la température de fonctionnement et le solidus. Une première étape est déjà d'estimer la température de transition entre l'état liquide et solide du matériau. En rassemblant des éléments de la littérature, une étude par DSC, les résultats de simulation Thermocalc, il est possible évaluer une température du solidus autour de 530 °C, ce qui offre une première température de référence.

- L'histoire thermique : l'état métallurgique, et donc le comportement macroscopique, peuvent varier selon les chargements thermiques qu'un matériau a vécu. Le vieillissement qui peut intervenir lors du fonctionnement moteur en est une illustration. La problématique couvrant aussi la phase d'élaboration, il est nécessaire d'évaluer l'effet des transformations métallurgiques pouvant intervenir post-solidification, notamment associées à la formation des précipités responsables du durcissement structural sur le comportement mécanique. Sur le base de ces éléments, il sera ainsi possible de statuer sur l'état métallurgique le plus pertinent à considérer pour la modélisation du comportement mécanique lors de l'élaboration.

Pour amener des réponses à ces différents points, plusieurs types d'essais sont menés :

- Traction monotone, à différentes vitesses de déformation, de la température ambiante jusqu'au solidus. Ces essais permettent d'apporter des éléments pour les trois points soulevés. Le caractère visqueux du matériau pourra être mis en avant avec les différentes vitesses de déformation. Étudier le comportement du matériau aux très hautes températures permet de déterminer les températures à la limite du comportement solide. Enfin, ces essais donneront la réponse du matériau pour une histoire thermique spécifique hérité du refroidissement post-solidification puis de la phase de chauffage à la température d'essai. Cet état métallurgique est plus stable et mature que celui présent en cours de refroidissement post-solidification car la précipitation a eu le temps de croître et de se stabiliser pendant le traitement thermique T5. Des essais avec éprouvettes vieillies seront également menés.

- Essai Gleeble, cet essai est utilisé pour caractériser le comportement du matériau pour un état métallurgique au plus proche de celui présent à l'issue de la solidification. La comparaison des résultats de ces essais avec ceux des essais de traction réalisés à partir de l'état NV permettront d'évaluer l'influence de l'histoire métallurgique sur le comportement mécanique du matériau.

- Traction-relaxation-cycle, un essai original a été développé afin de permettre la caractérisation viscoplastique du matériau aux très hautes températures en prenant en compte la faible tenue mécanique du matériau dans cette gamme. Cet essai permet de balayer une large gamme de vitesse de déformation aux hautes températures.

- Fluage, la base de données en fluage sur la gamme de température de service nécessite des essais complémentaires à 150 et 250 °C. Les très faibles vitesses de déformation caractérisées par les essais de fluage, qui prennent donc une importance aux temps très longs, sont d'une première importance pour le comportement en service du moteur.

- Essai de brûlure, cet essai peu commun permet d'évaluer la température limite (de brûlure), au-delà de laquelle le matériau commence alors sa transition vers l'état liquide et ne présente plus de tenue mécanique significative. Ces essais ayant pour unique but d'évaluer une température de transition et non pas le comportement mécanique du matériau, ils sont présentés en annexe B. La température de transition est ainsi évaluée aux alentours de 500 °C. Ces informations viennent compléter les données issues de la DSC et de la littérature pour identifier la plage de température à étudier.

3.4.1 Traction monotone

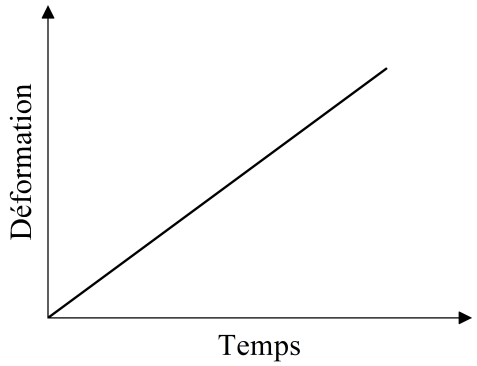


FIGURE 3.21 – Pilotage d'un essai de traction simple

L'essai de traction simple consiste en une unique montée en charge jusqu'à la rupture ou l'atteinte d'un seuil déterminé, comme illustré figure 3.21. Cet essai permet de déterminer entre autres le module de Young et la limite d'élasticité. Une fois la limite d'élasticité franchie, le comportement plastique du matériau peut alors s'exprimer. Si l'essai est mené jusqu'à la rupture, la charge ou l'allongement à rupture peuvent également être déterminés. Toutefois, ces données n'étant sont pas pertinentes dans le cadre de cette étude, une limite de 5% de déformation est fixée si l'éprouvette n'a pas rompue avant.

Ces essais de traction ont plusieurs objectifs :

- Mise en évidence d'un comportement visqueux : pour une même température, différentes vitesses de déformation seront testées : 10^{-2}, 10^{-4} et 10^{-6} s^{-1}.
- Étude de l'effet de la température : caractérisation du comportement du matériau aux très hautes températures.
- Caractériser le comportement du matériau pour différentes histoires thermiques avec des éprouvettes NV et V250.

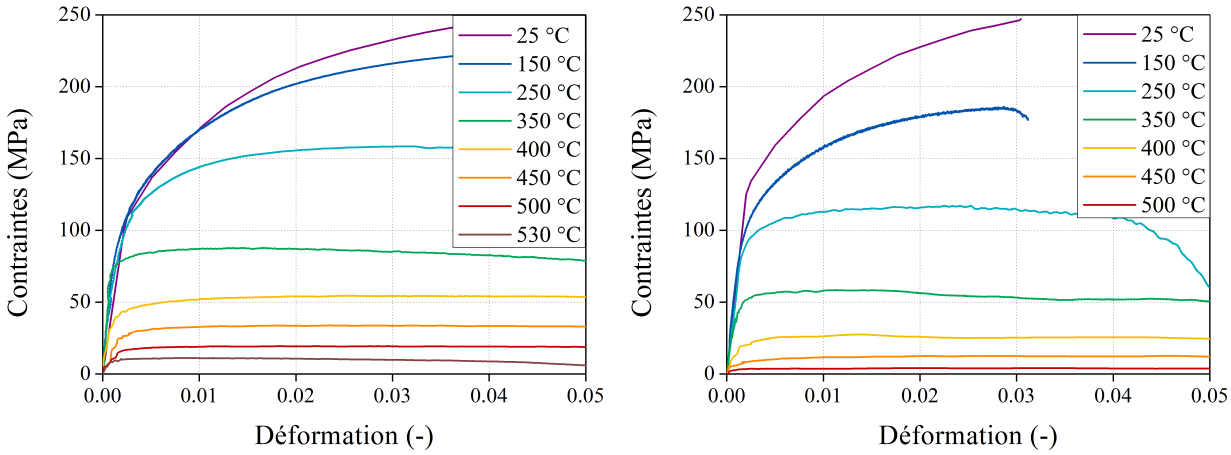
Il est utile de rappeler qu'aux basses et moyennes températures (entre 25 et 250 °C), l'essai est piloté en déformation par le biais de l'extensomètre. Au-delà, l'essai est piloté en déplacement par la traverse et la déformation calculée a posteriori par corrélation d'images, la vitesse de déformation dans la zone utile de l'éprouvette peut alors légèrement différer de la cible.

Concernant l'intervalle de températures testé, les informations réunies par le biais des essais de brûlure couplés à la DSC laissent envisager une caractérisation jusqu'à des températures de l'ordre de 500 - 530 °C. Si pour de faibles vitesses de déformation (10^{-6} s^{-1}), le matériau a vite montré une résistance mécanique très faible (à 400 °C), des essais ont pu être menés à 500 et 530 °C pour des vitesses plus importantes. Des données sont disponibles pour deux nuances de vieillissement, pour les couples température - vitesse de déformation décrits dans le tableau 3.5.

Une première analyse porte sur l'effet de la température pour les différentes vitesses de déformation, dont les résultats sont illustrés figure 3.22.

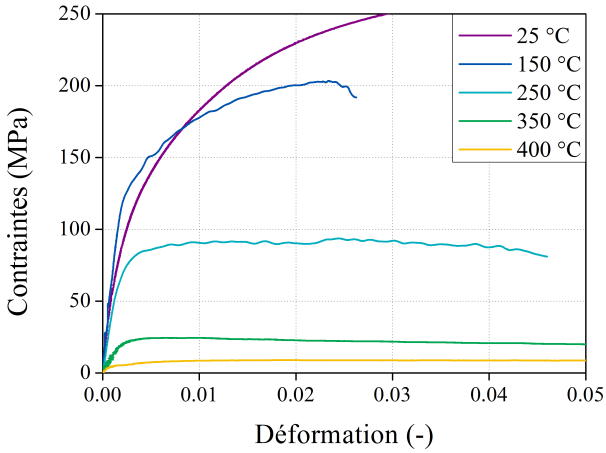
Nuance	NV			V250		
$\dot{\varepsilon}$	10^{-2} s^{-1}	10^{-4} s^{-1}	10^{-6} s^{-1}	10^{-2} s^{-1}	10^{-4} s^{-1}	10^{-6} s^{-1}
25 °C	√	√	√	√	√	
150 °C	√	√	√	√	√	√
250 °C	√	√	√	√	√	√
350 °C	√	√	√			
400 °C	√	√	√			
450 °C	√	√				
500 °C	√	√				
530 °C	√					

TABLE 3.5 – Synthèse des données disponibles pour les essais de traction en fonction de la température et de la vitesse de déformation



(a) Vitesse de déformation : 10^{-2} s^{-1}

(b) Vitesse de déformation : 10^{-4} s^{-1}



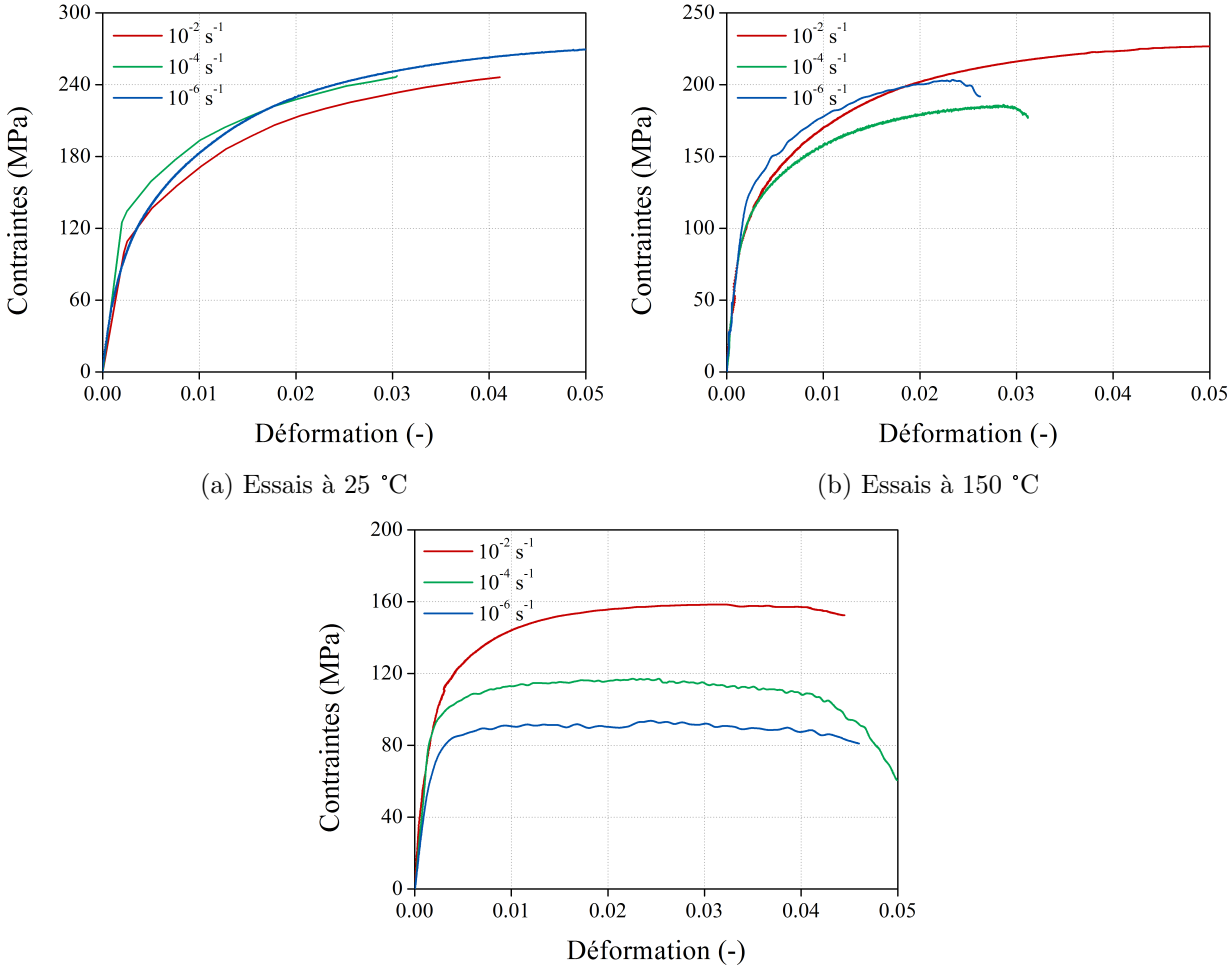
(c) Vitesse de déformation : 10^{-6} s^{-1}

FIGURE 3.22 – Étude de l'effet de la température sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs vitesses de déformation

De même que pour les essais précédents, un effet significatif de la température est observé sur les propriétés mécaniques du matériau, pour toutes les vitesses de déformation. Une chute drastique des propriétés mécaniques est constatée à partir d'une température autour de 250 - 350 °C.

Concernant l'effet de la vitesse de déformation, pour une température donnée, illustré figure 3.23 et 3.24, deux groupes se distinguent en fonction de la température d'essai. En effet, aux basses températures (< 250 °C), figure 3.23, une faible influence de la vitesse de déformation est observée sur les propriétés mécaniques. De plus, la sensibilité du comportement à la vitesse de déformation n'est pas toujours positive, pouvant potentiellement indiquer la présence d'effet de type Portevin-Le Chatelier. Ces observations sont cohérentes avec les observations faites par Osmond [37] sur la même gamme de température pour un autre alliage d'aluminium comportant 3% de cuivre.

Dans tous les cas, l'amplitude des variations constatées restent relativement faible, ce qui comporte une certaine cohérence avec un comportement visqueux moins prononcé aux faibles températures. 250 °C semble marquer une transition dans ce comportement, avec une différenciation plus visible entre les vitesses de déformation et une sensibilité à la vitesse de déformation à nouveau positive.



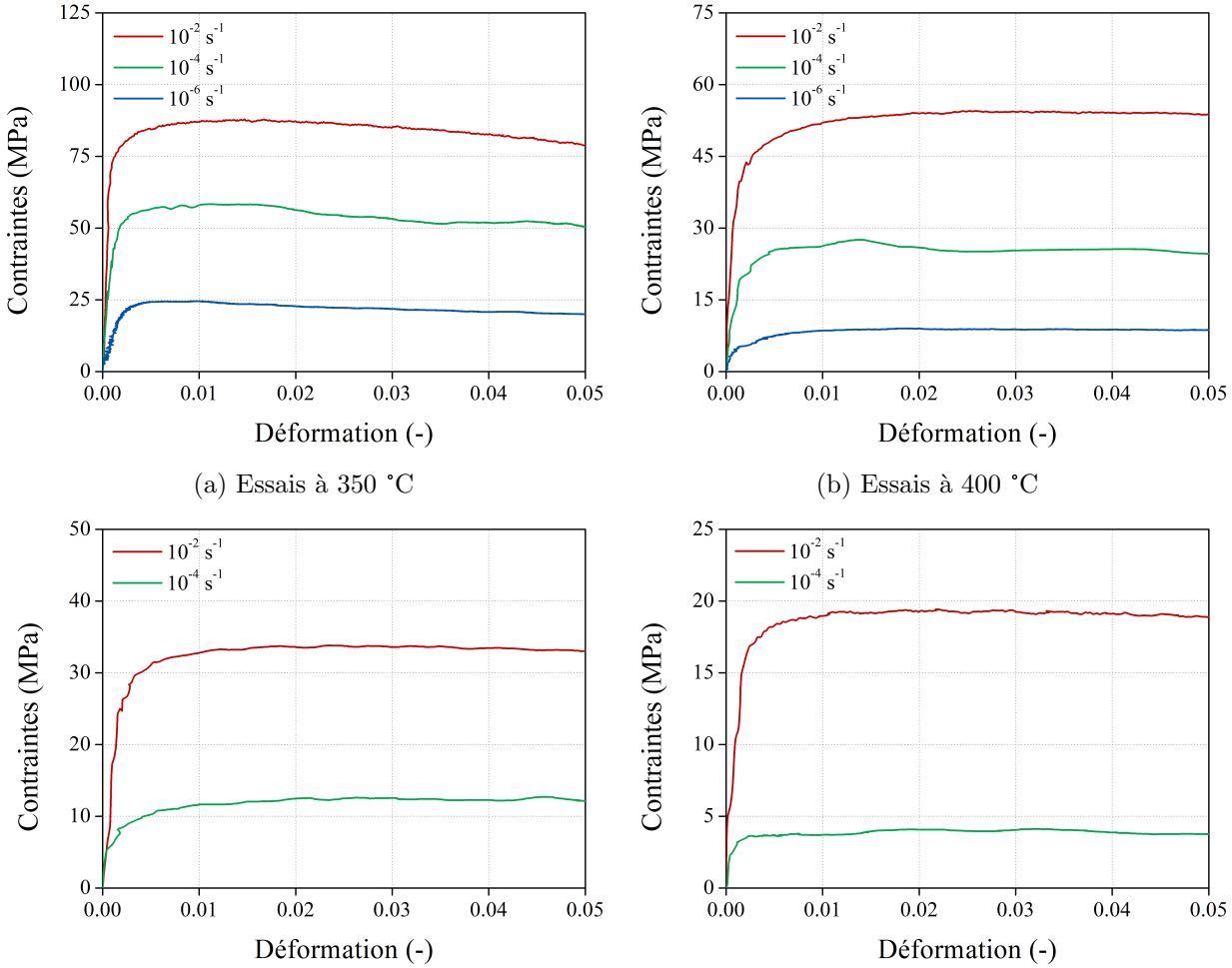
(a) Essais à 25 °C

(b) Essais à 150 °C

(c) Essais à 250 °C

FIGURE 3.23 – Étude de l'effet de la vitesse de déformation sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures sur une éprouvette NV (1/2)

Ensuite, à partir de 350 °C, figure 3.24, l'effet devient très significatif, avec des ratios importants entre les contraintes maximums atteintes aux différentes vitesses de déformation. Les différents ratios sur les contraintes atteintes (mesurées à 2% de déformation) entre les vitesses de déformation sont notés sur le tableau 3.6.



(a) Essais à 350 °C

(b) Essais à 400 °C

(c) Essais à 450 °C

(d) Essais à 500 °C

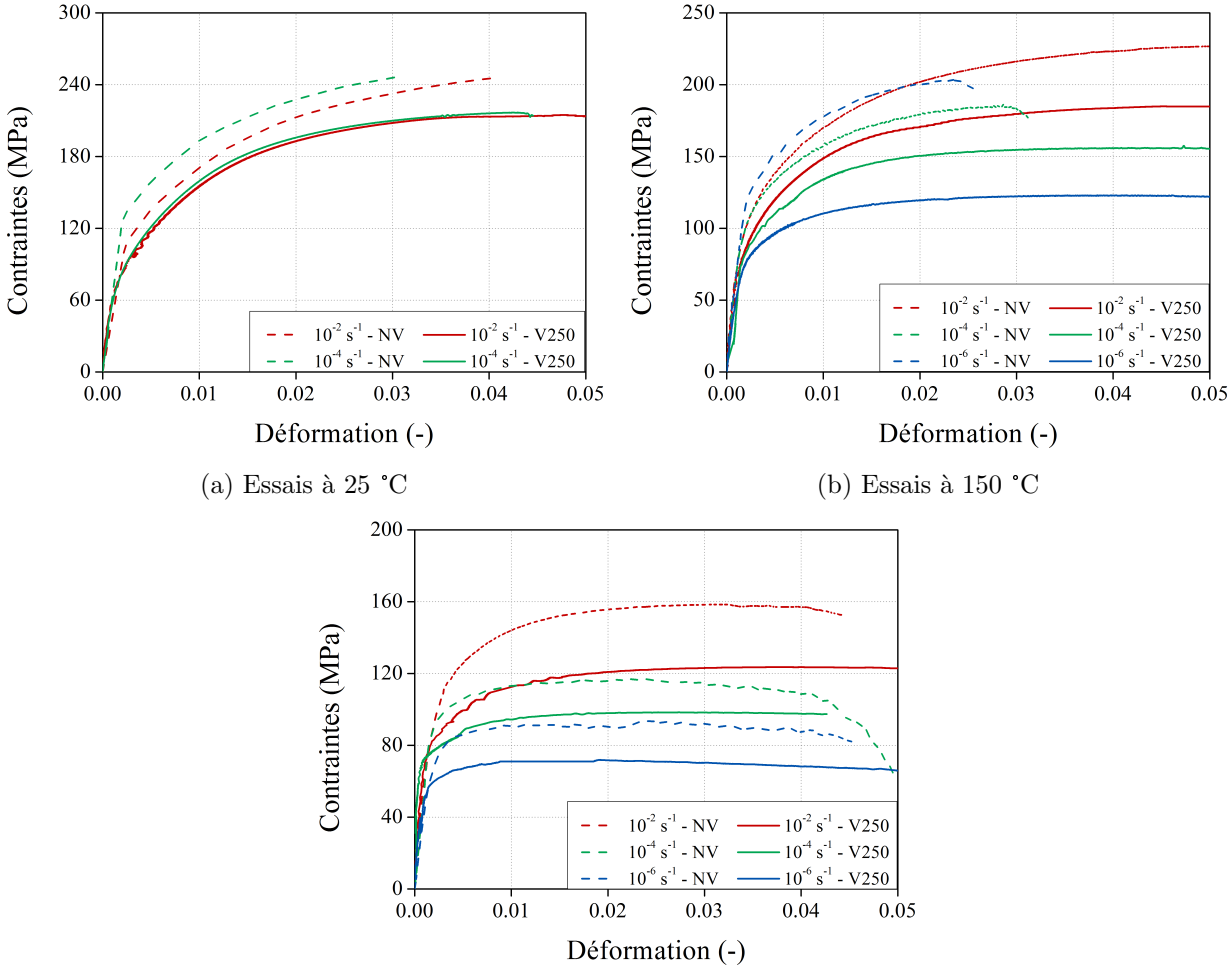
FIGURE 3.24 – Étude de l'effet de la vitesse de déformation sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures sur une éprouvette NV (2/2)

Température (°C)	25 °C	150 °C	250 °C	350 °C	400 °C	450 °C	500 °C
$\sigma_{0.02}^{10^{-4}}$ / $\sigma_{0.02}^{10^{-2}}$	1.06	0.89	0.74	0.65	0.48	0.37	0.21
$\sigma_{0.02}^{10^{-6}}$ / $\sigma_{0.02}^{10^{-2}}$	1.07	0.99	0.63	0.26	0.17	-	-

TABLE 3.6 – Rapport des contraintes relevées à 2% selon les vitesses de déformation

Le même phénomène est observé pour les éprouvettes V250 testées aux basses températures. Les résultats sont présentés en annexe figure A.4. À nouveau les courbes sont semblables à température ambiante, puis se différencient à 250 °C. La différentiation est plus marquée à 150 °C pour ces éprouvettes V250 que pour les éprouvettes NV.

Concernant l'effet du vieillissement, les deux nuances NV et V250 sont comparées à différentes températures figure 3.25. Comme observé pour les essais d'écrouissage cyclique ou les essais de traction-relaxation, les éprouvettes V250 présentent des propriétés mécaniques moindre que les éprouvettes NV.



(a) Essais à 25 °C

(b) Essais à 150 °C

(c) Essais à 250 °C

FIGURE 3.25 – Étude de l'effet du vieillissement sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures

3.4.2 Essais Gleeble

L'essai Gleeble [109, 110, 111] est utilisé pour caractériser le comportement du matériau pour un état métallurgique au plus proche de celui présent à l'issue de la solidification. Pour cela, le banc d'essai permet de chauffer l'éprouvette à haute température, proche du solidus, afin d'enclencher une phase de remise en solution. Après une phase d'homogénéisation de la solution, l'éprouvette est refroidie à une vitesse contrôlée jusqu'à atteindre la température d'essai visée. Ainsi, les essais peuvent être menés avec un état métallurgique plus proche de la réalité par rapport à un essai de traction mené de façon classique.

Cette campagne d'essai, réalisée au cours des travaux de thèse a été sous-traitée à un prestataire. Les essais sont réalisés sur un banc thermomécanique Gleeble de capacité 100 kN permettant un chargement thermique rapide par effet Joule. Le refroidissement est contrôlé par une buse d'air. La mesure d'allongement est enregistrée au moyen d'un extensomètre optique. Ces essais, en plus de nécessiter un dispositif expérimental particulier, sont complexes à mettre en place et à piloter. La valeur ajoutée de ces essais doit donc être significative pour les conserver dans un protocole de caractérisation industriel.

L'état métallurgique visé par ces caractérisations est l'état présent lors du refroidissement post-solidification. Celui-ci évolue à partir d'une composition chimique dendritique relativement homogène à partir duquel la précipitation durcissante va se former au cours du refroidissement. Afin de caractériser un état au plus proche de celui présent post-solidification, un traitement spécifique a été mis en place.

Tout d'abord, les éprouvettes, sous forme d'ébauches cylindriques, sont soumises à une mise en solution préalable de 1h à 490 °C suivi d'une trempe eau. À la suite de ce traitement, les ébauches sont conservés à -20°C jusqu'à usinage. Après usinage, les éprouvettes sont ensuite montées sur le moyen d'essai, soumises à une nouvelle phase de mise en solution (10 min à 490°C) dans l'objectif de dissoudre la précipitation durcissante qui aurait pu se former pendant le temps d'usinage. Ensuite, les éprouvettes sont refroidies à vitesse contrôlée jusqu'à la température d'essai, puis maintenu à température pendant 60 secondes avant début de l'essai. Une schématisation du déroulé de l'essai est fourni à la figure 3.26. Deux vitesses de refroidissement différentes sont considérées : 1 et 15 °C/s. Le choix de ces vitesses réside en un compromis entre vitesse de refroidissement observée sur structure pendant la phase de refroidissement dans le moule et faisabilité expérimental et permet ainsi de couvrir une majeure partie des cinétiques de refroidissement observée sur la structure.

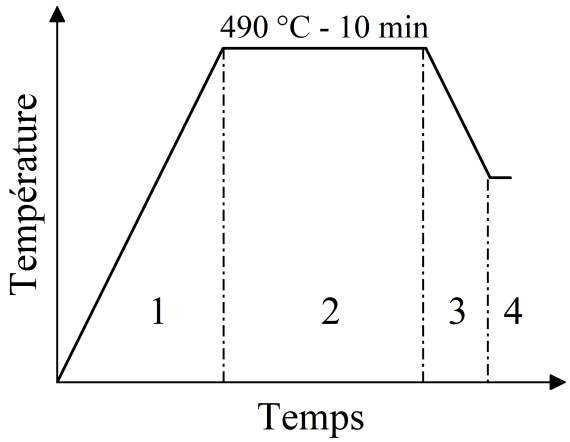


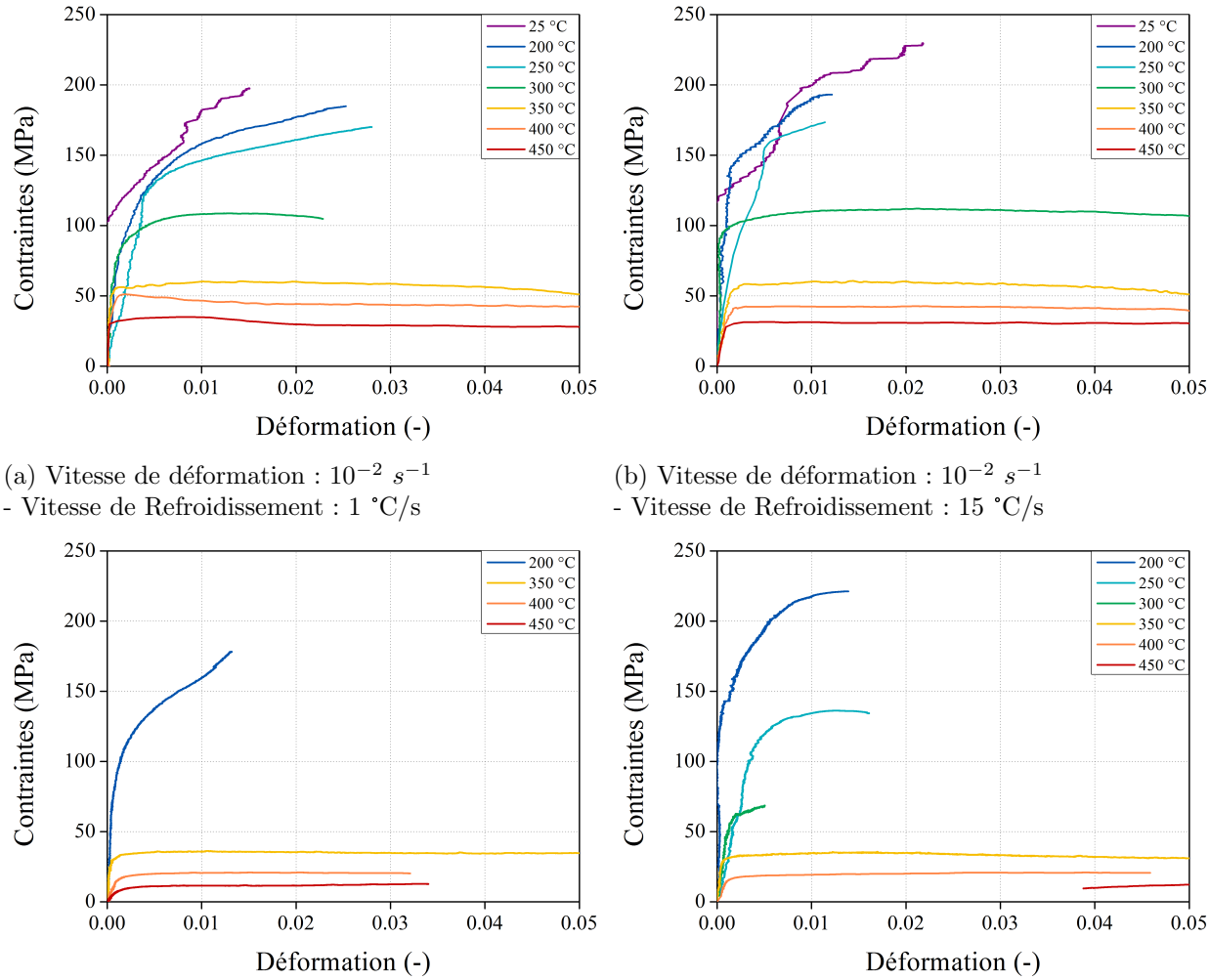
FIGURE 3.26 – Pilotage d'un essai de type Gleeble : (1) phase de chauffe, (2) maintien en température, (3) refroidissement jusqu'à température cible, (4) temps d'homogénéisation

Pour chaque température, les essais sont menés à deux vitesses de déformation : 10^{-2} et 10^{-4} s^{-1}. La base de données obtenue comporte avec une large gamme de température (entre 25 et 450 °C), pour deux vitesses de déformation du même ordre que celles utilisées pour les essais de traction simple, facilitant leur comparaison. Les données à disposition sont décrites dans le tableau 3.7 pour les paramètres température-vitesse de refroidissement-vitesse de déformation.

Avant de procéder à la confrontation entre les essais Gleeble et les essais de traction simple, plusieurs phénomènes se distinguent en se concentrant uniquement sur les essais Gleeble. Premièrement, de la même façon que pour les essais de traction simple, la température a une influence significative sur les propriétés mécaniques de l'alliage, illustré figure 3.27. Une chute significative des propriétés mécaniques est constatée aux hautes températures, avec une transition autour de 300 °C, ce qui est en phase avec une transition évaluée entre 250 et 350 °C pour les essais de traction.

Vitesse refroidissement	1 °C/s		15 °C/s	
Vitesse déformation (s^{-1})	10^{-2}	10^{-4}	10^{-2}	10^{-4}
25 °C	√		√	
200 °C	√	√	√	√
250 °C	√		√	√
300 °C	√		√	√
350 °C	√	√	√	√
400 °C	√	√	√	√
450 °C	√	√	√	√

TABLE 3.7 – Synthèse des données disponibles pour les essais Gleeble



(a) Vitesse de déformation : 10^{-2} s^{-1} - Vitesse de Refroidissement : 1 °C/s

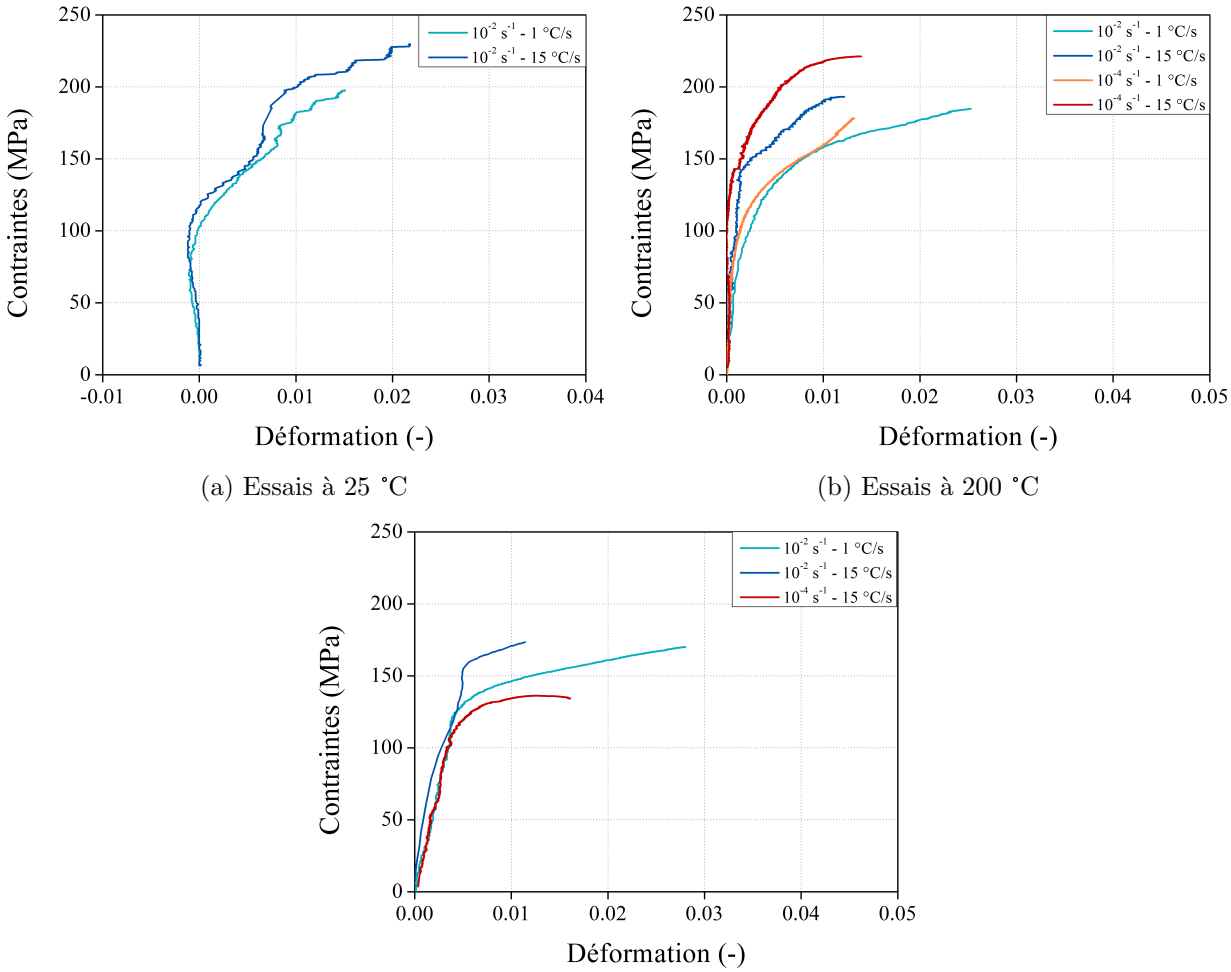
(b) Vitesse de déformation : 10^{-2} s^{-1} - Vitesse de Refroidissement : 15 °C/s

(c) Vitesse de déformation : 10^{-4} s^{-1} - Vitesse de Refroidissement : 1 °C/s

(d) Vitesse de déformation : 10^{-4} s^{-1} - Vitesse de Refroidissement : 15 °C/s

FIGURE 3.27 – Étude de l'effet de la température sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs vitesses de déformation et de refroidissement pour des essais Gleeble (traction après remise en solution à 490 °C)

Les figures 3.28 et 3.29 présentent, pour une même température, l'évolution contrainte-déformation pour différentes vitesses de refroidissement et de déformation. La vitesse de refroidissement influe de façon marginale sur la réponse mécanique du matériau en comparaison avec l'influence de la vitesse de déformation. Comme pour les essais de traction simple, la vitesse de déformation a un effet significatif pour les hautes températures (> 250 °C) (figure 3.29) et s'estompe aux basses températures, figure 3.28.



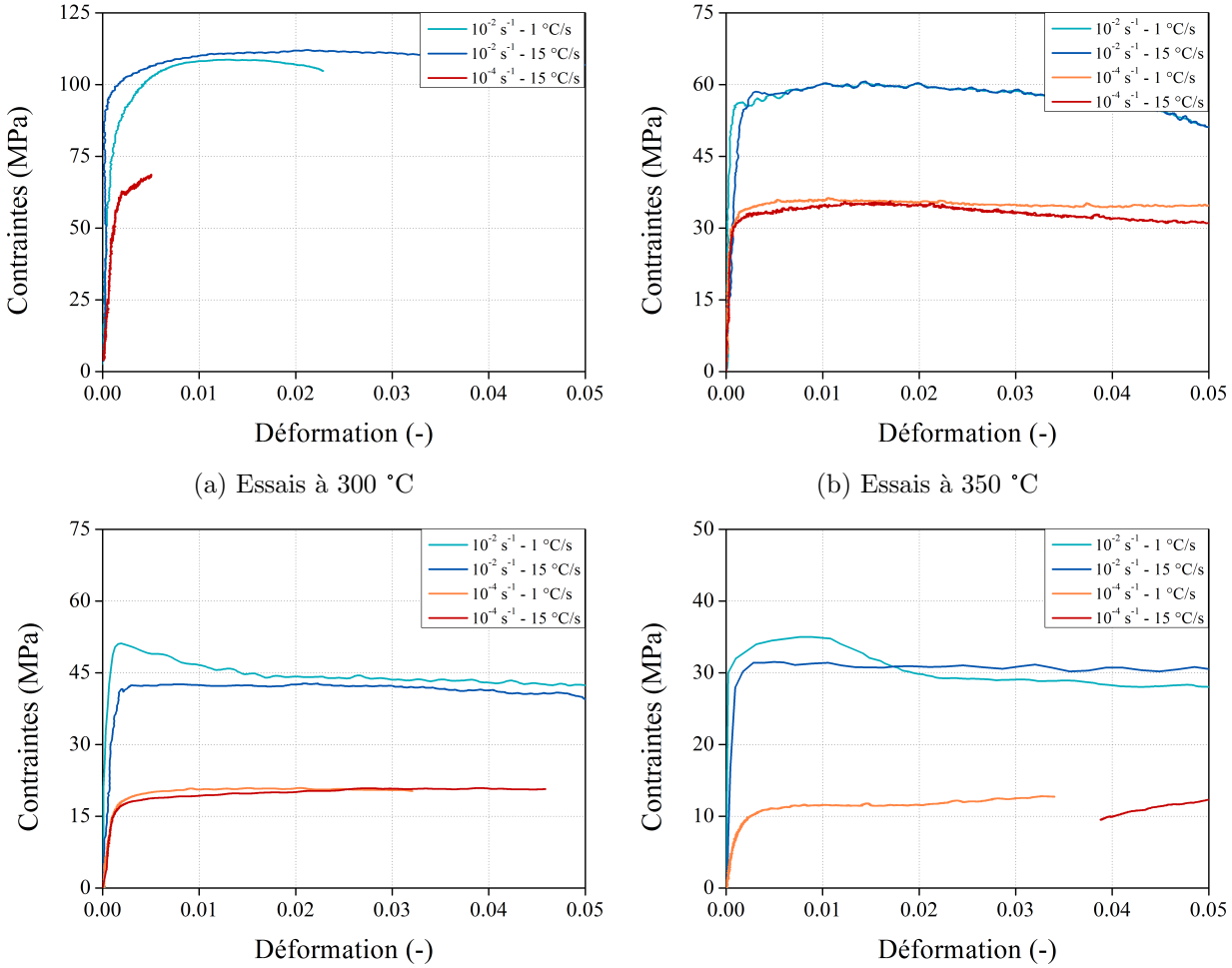
(a) Essais à 25 °C

(b) Essais à 200 °C

(c) Essais à 250 °C

FIGURE 3.28 – Étude de l'effet de la vitesse de déformation et de refroidissement sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures pour des essais Gleeble (traction après remise en solution à 490 °C) (1/2)

Une comparaison des réponses pour une même température et une même vitesse de déformation est ensuite menée entre les conditions remis en solution puis trempé à 15 °C/s (Gleeble 15 °C/s), remis en solution puis trempé à 1 °C/s (Gleeble 1 °C/s) et NV, fournies par ordre de maturité croissante de la précipitation durcissante, dans l'objectif d'évaluer l'effet de l'état de la précipitation sur le comportement mécanique. Les résultats sont présentés figures 3.30 pour les températures inférieures à 350 °C et figure 3.31 pour les températures supérieures à 350 °C.



(a) Essais à 300 °C

(b) Essais à 350 °C

(c) Essais à 400 °C

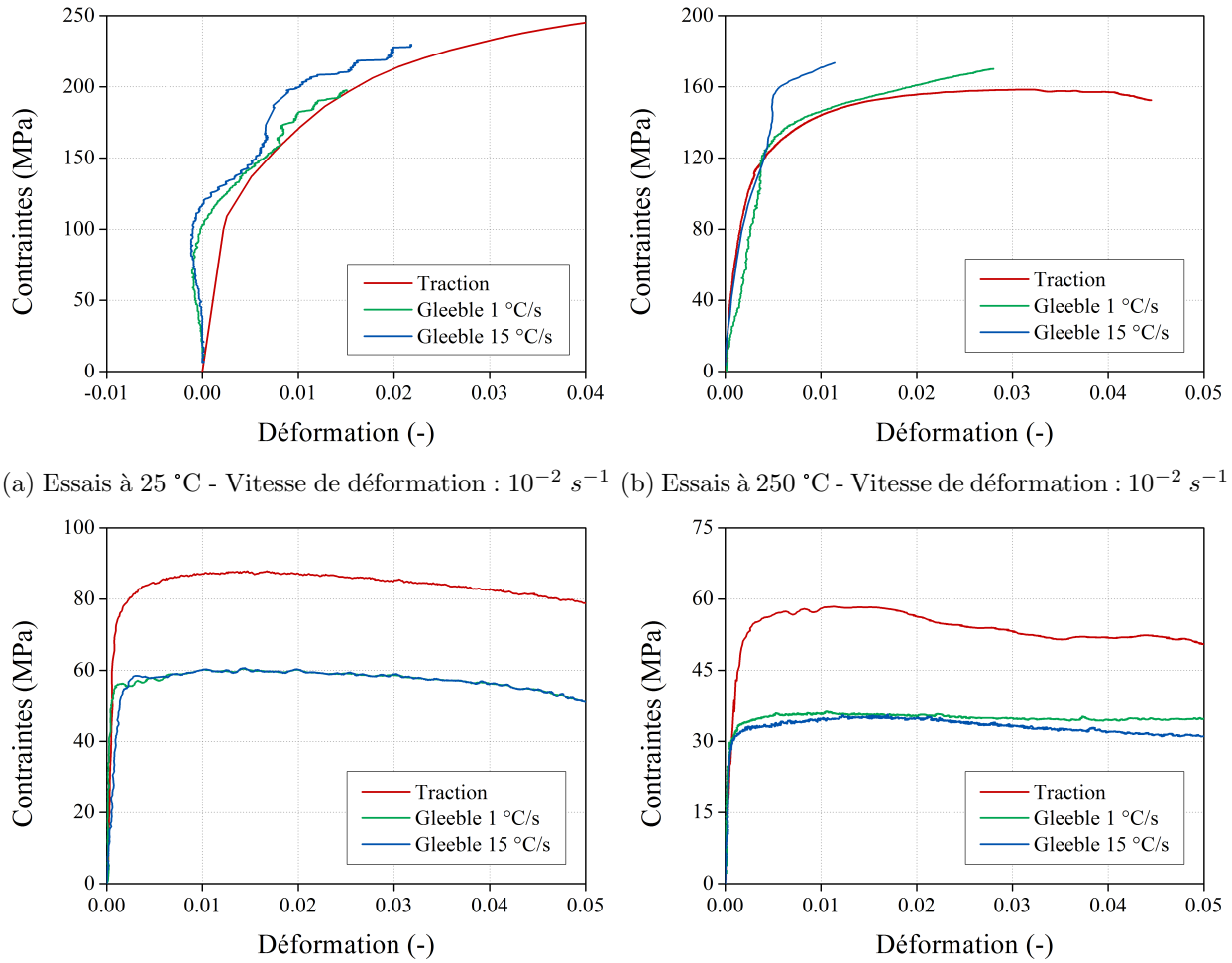
(d) Essais à 450 °C

FIGURE 3.29 – Étude de l'effet de la vitesse de déformation et de refroidissement sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures pour des essais Gleeble (traction après remise en solution à 490 °C) (2/2)

Aux basses températures (< 250 °C), une faible influence de l'histoire thermique est observée sur la réponse de l'alliage, témoignant d'un état microstructural proche. Toutefois, pour l'état remis en solution et trempé à 15 °C/s, à l'incertitude expérimentale près, des niveaux de contraintes légèrement supérieurs sont observés, témoignant potentiellement d'une microstructure de précipitation plus finement répartie, conférant ainsi une capacité durcissante supérieure.

Pour les températures comprises entre 350 et 400 °C, la tendance est différente, avec un état NV présentant une limite d'élasticité supérieure aux conditions remises en solution, témoignant d'une certaine contribution de la précipitation durcissante formée lors de la phase de refroidissement post-solidification puis "stabilisée" lors de la phase de montée en température vers la température d'essai.

Aux plus hautes températures, à 450 °C, la différence entre les différentes conditions s'estompe, témoignant alors de la dissolution des phases présentes à l'état NV, l'état métallurgique convergeant alors vers un état métallurgique proche des états remis en solution.



(a) Essais à 25 °C - Vitesse de déformation : 10^{-2} s^{-1} (b) Essais à 250 °C - Vitesse de déformation : 10^{-2} s^{-1}

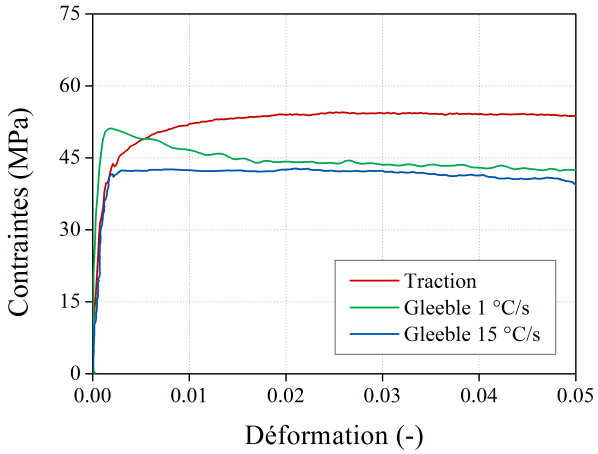
(c) Essais à 350 °C - Vitesse de déformation : 10^{-2} s^{-1} (d) Essais à 350 °C - Vitesse de déformation : 10^{-4} s^{-1}

FIGURE 3.30 – Étude de l'influence de l'historique thermique sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures d'essai (1/2)

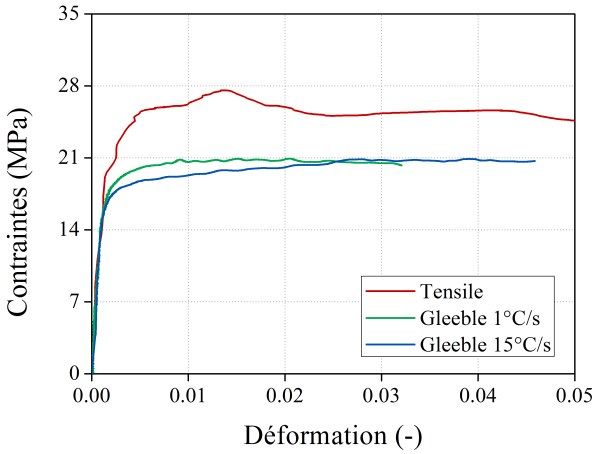
Ainsi, une faible influence de l'histoire thermique est observée pour les trois états testés aux basses (< 250 °C) et hautes (> 450 °C) températures. C'est à l'intersection entre ces deux gammes de température, à 350 °C, que l'effet le plus marqué de l'histoire thermique est observé, avec un effet encore présent mais moins prononcé à 400 °C. Cette observation est cohérente avec l'étude de DSC présentée au chapitre précédent, en effet, les précipitations et dissolutions de phases sont principalement présente dans la plage de température 250-400 °C. Des scénarios peuvent alors être envisagés selon les températures d'essais :

- Aux basses températures (< 250 °C), les vitesses de refroidissement en jeu pour les états remis en solution permettent, durant la phase de refroidissement, une précipitation de phases durcissantes équivalentes à celles en présence à l'état NV, résultant en un état microstructural proche. Cette constatation atteste donc d'une bonne représentativité du protocole d'essai, notamment pour le cas trempé à 1 °C/s, vis-à-vis du trajet réel de refroidissement du carter post-solidification représenté par l'état NV.
- Aux hautes températures (> 400 °C), la plupart des phases présentes à l'état NV ont été dissoutes pendant la phase de chauffage, l'état microstructural s'approche alors de l'état remis en solution.

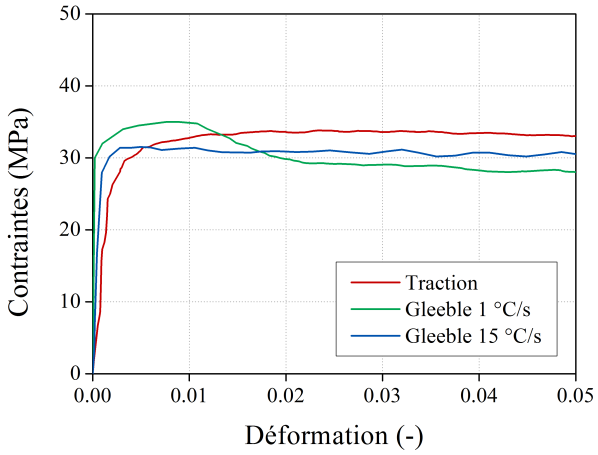
- Aux températures intermédiaires (250 - 400 °C), la température n'est pas assez élevée pour que les phases présentes à l'état NV soient dissoutes, et la température n'est pas assez basse pour qu'il y ait, à partir de l'état remis en solution, une précipitation des phases présentant une capacité durcissante significative.



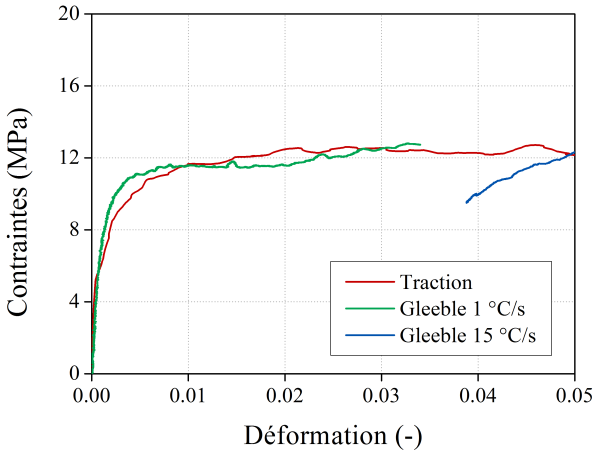
(a) Essais à 400 °C - Vitesse de déformation : $10^{-2}\ s^{-1}$



(b) Essais à 400 °C - Vitesse de déformation : $10^{-4}\ s^{-1}$



(c) Essais à 450 °C - Vitesse de déformation : $10^{-2}\ s^{-1}$



(d) Essais à 450 °C - Vitesse de déformation : $10^{-4}\ s^{-1}$

FIGURE 3.31 – Étude de l'influence de l'historique thermique sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures d'essai(2/2)

À la lecture de ces résultats, le besoin de disposer d'essais Gleeble peut, pour les conditions testées, être remis en question. La vitesse de refroidissement n'a qu'un effet marginal, il semble donc peu utile de doubler les essais sauf à pouvoir atteindre des vitesses plus importantes. Ensuite, la différence d'état métallurgique entre les différents alliages n'a pas un effet significatif sur la majorité de l'espace des températures testées. Il subsiste toutefois un intervalle intéressant à étudier, entre 300 et 400 °C.

De plus, l'alliage NV montre dans cette gamme de température des propriétés mécaniques supérieures à celles de l'alliage remis en solution. Dans le cas d'un calcul procédé, c'est essentiellement le refroidissement qui agit entre 300 et 400 °C résultant en une contraction thermique. Il semble donc réaliste d'envisager, pour une même déformation imposée, qu'utiliser les propriétés de l'alliage NV résultera en des contraintes estimées plus importantes qu'avec les propriétés issues d'états remis en solution, ce qui est conservatif du point de vue du dimensionnement.

3.4.3 Traction-relaxation-cycle

Les précédents essais ayant apporté une vision plus claire sur le comportement du matériau aux hautes températures, la caractérisation se poursuit alors par l'étude du comportement viscoplastique de l'alliage sur cette gamme de température, avec un cycle de chargement plus complexe, facilitant l'identification des différents aspects du comportement.

Cependant, compte-tenu de la faible résistance mécanique et de la forte composante visqueuse du comportement à ces températures, des essais standards comme les essais d'écrouissage cyclique, comportant de nombreuses répétitions de cycles, portent un risque important de dérive du pilotage. Dans le domaine des hautes températures, assurer le pilotage précis d'un trajet de déformation se complexifie fortement sans possibilité d'utiliser un dispositif à contact du fait du risque d'indentation et de flambement de l'éprouvette. L'essai est alors piloté en déplacement même si cette solution peut impliquer une dérive au niveau de la déformation réellement perçue par l'éprouvette.

La gamme de température étudiée sera entre 350 et 500 °C, représentant la limite de résistance mécanique de l'alliage, avec des contraintes atteintes de l'ordre de quelques mégapascals lors des essais de traction. Au-delà de ces températures, la résistance mécanique devenant quasiment nulle.

Ensuite, en termes de vitesse de déformation, toujours en accord avec les observations faites sur les essais de traction simple, une vitesse élevée de $10^{-2}\ s^{-1}$ est choisie afin d'avoir une résistance mécanique assez significative pour faciliter le pilotage de l'essai. L'essai proposé est composé de trois phases différentes (voir figure 3.32) :

- une phase de traction allant de 0 à 0.5% de déformation à une vitesse de $10^{-2}\ s^{-1}$,
- une phase de pseudo-relaxation avec un déplacement maintenu constant (entre 45 et 300 secondes selon la température),
- un cycle comportant une traction de 0.5% à 2.5%, une compression jusqu'à 0.5% puis une traction jusqu'à 5%, toujours avec une vitesse de déformation de $10^{-2}\ s^{-1}$.

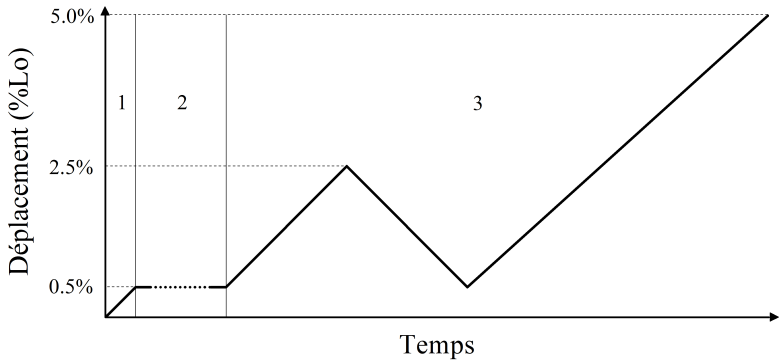


FIGURE 3.32 – Consigne de déplacement de l'essai de traction-relaxation-cycle

Les valeurs de déformation à atteindre sont données à titre indicatif, elles pourront légèrement différer d'un essai à l'autre compte-tenu du pilotage en déplacement. L'essai se situe alors entre un essai de traction-relaxation et un essai d'écrouissage cyclique comportant un unique cycle. Les différentes phases définies ont été construites de façon à caractériser différents aspects du comportement matériau :

Élasticité : la phase 1 présente une phase élastique permettant d'estimer le module de Young et la limite d'élasticité initiale.

Plasticité : les phases 1 et 3 mettent en avant l'écrouissage du matériau, la phase 2 permet d'activer une éventuelle restauration statique. Le cycle de la phase 3 peut également permettre d'évaluer le module de Young sur une phase de décharge et de dissocier les composantes isotrope et cinématique de l'écrouissage.

Viscosité : la phase 2 donne des informations sur le comportement visqueux du matériau pour des vitesses de déformation allant de 10^{-6} à 10^{-2} s^{-1}.

Les résultats de ces essais, pour les différentes températures testées (350, 400, 450 et 500 °C) sont présentés sur la figure 3.33. Le contrôle en déplacement, à défaut d'un contrôle en déformation explique l'évolution non conventionnelle de la contrainte lors de la phase de pseudo-relaxation, en raison d'une déformation totale qui varie légèrement au cours de la relaxation.

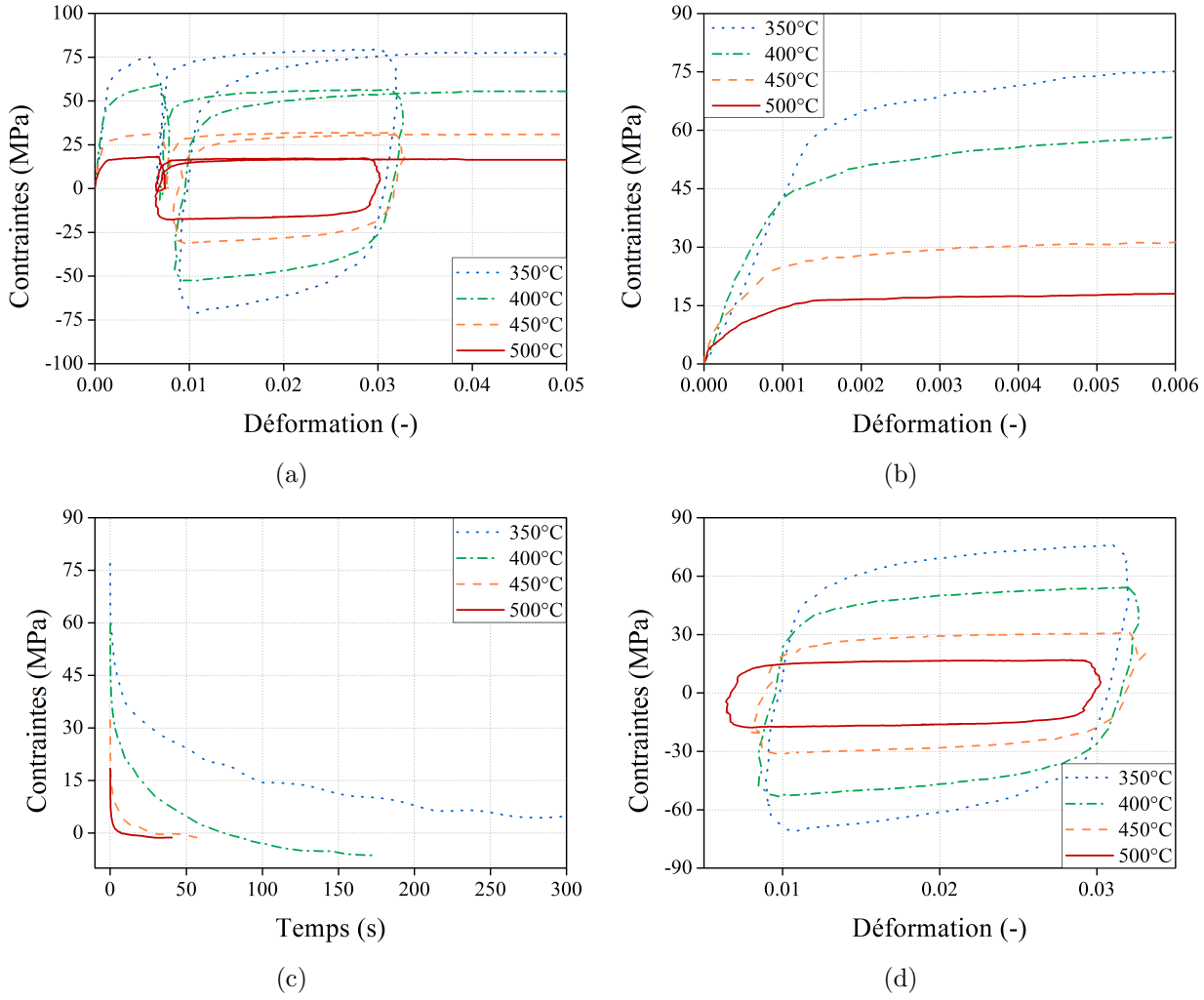


FIGURE 3.33 – Traction-relaxation-cycle de 350 à 500 °C (a) Évolution contrainte-déformation pour l'ensemble de l'essai, (b) Évolution contrainte-déformation pour la phase 1, (c) Évolution contraintes-temps pour la phase 2 (pseudo-relaxation), (d) Évolution contrainte-déformation pour la boucle de la phase 3

La figure 3.33(a) permet d'observer, lors de la phase de relaxation, une légère dérive positive de la déformation, suivie d'une dérive négative de l'ordre de 0.05%. Comme observé sur les autres essais, le comportement du matériau montre une forte sensibilité à la température. Une baisse significative de la résistance mécanique est observée avec l'augmentation de la température.

La figure 3.33(b) détaille la phase 1 et met en avant la forte baisse des propriétés mécaniques avec la température, la saturation de l'écrouissage semble être atteinte lors de cette phase, avec une saturation rapide à partir de 450 °C. Enfin, 80% de la valeur de la contrainte à 0.6% de déformation est perdue entre 350 et 500 °C.

La figure 3.33(c) montre la phase 2 de relaxation et permet de mettre en avant l'aspect visqueux du comportement. À partir de 450 °C, la relaxation des contraintes est très rapide (quelques secondes) et le niveau de contrainte tend vers zéro, soulignant la forte contribution de la viscosité dans le comportement mécanique à ces températures. À 350 °C, le temps de relaxation est plus important avec une stabilisation autour de 8 MPa.

À 400 °C l'interprétation est plus complexe car des contraintes négatives sont atteintes. Ce résultat s'explique par l'application d'un déplacement traverse constant qui n'assure pas une déformation constante de l'éprouvette. En effet, même si l'éprouvette est bien régulée à la température cible, ce n'est pas le cas du reste du montage qui présente une inertie thermique plus importante que l'éprouvette en plus d'être en partie placé hors de la zone régulée par le four (voir figure 3.6(a)). Des variations de la rigidité du montage ou de sa dilatation thermique peut donc se produire au cours de l'essai. Ces évolutions vont alors nécessiter une variation de la force à appliquer pour maintenir un déplacement de la traverse constant, se répercutant sur la déformation de l'éprouvette. Cet effet de bord, particulièrement visible à 400 °C est moins prononcé à 450 ou 500 °C en raison d'un temps de relaxation plus faible.

Les figures 3.33(a) et (d) soulignent un écrouissage cinématique avec une restauration statique et dynamique. La restauration statique est notamment visible lors de la phase de traction de la phase 3 qui suit la relaxation. Un comportement quasiment similaire à celui de la première traction de la phase 1 est observé, témoignant d'un phénomène de restauration statique, comme constaté sur les essais de traction-relaxation à plus basses températures.

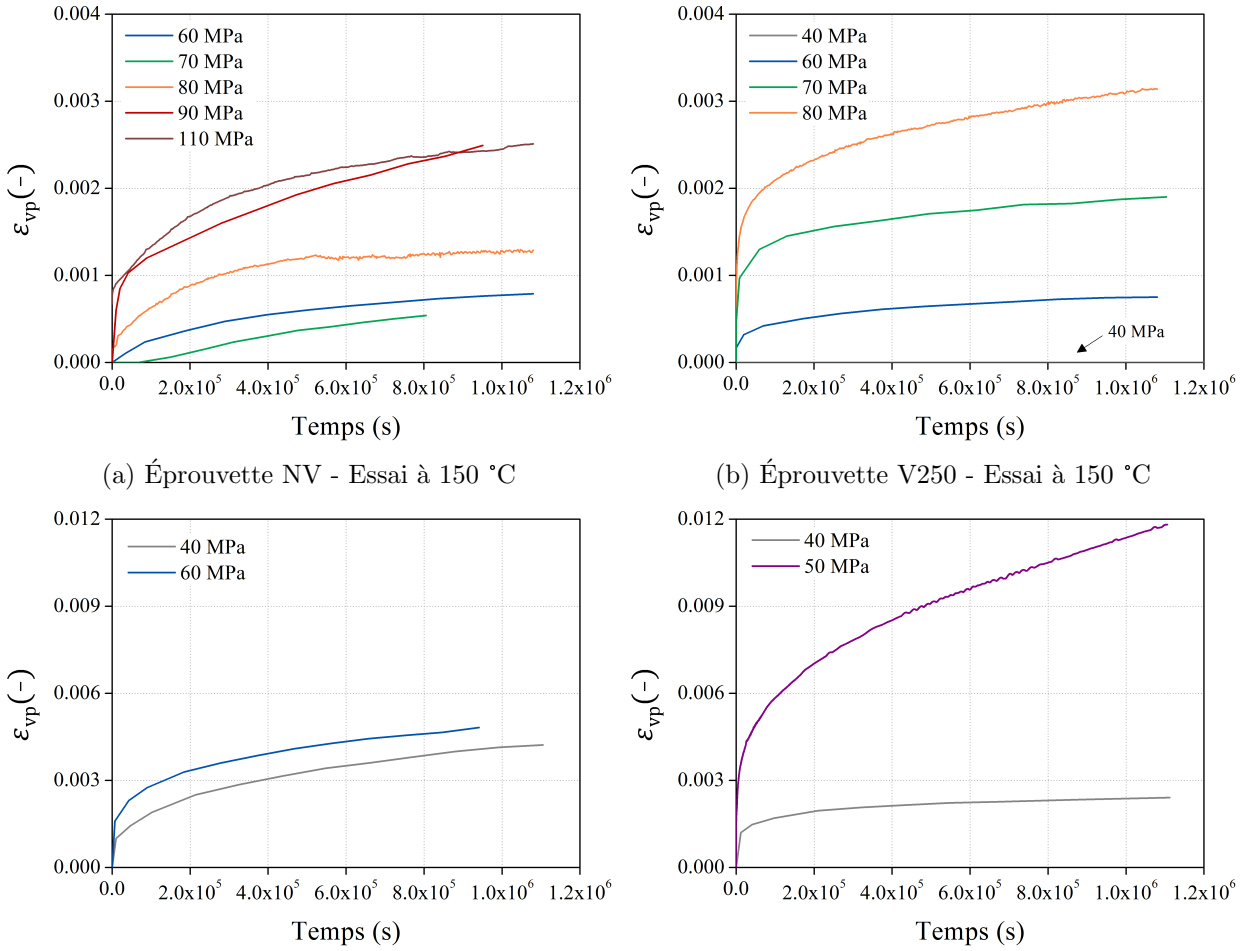
3.4.4 Fluage à température intermédiaire

L'essai de fluage a déjà été présenté précédemment, le même protocole sera suivi ici. L'objectif est de compléter la base existante avec des essais à 250 °C, température non présente dans la base de données initiale, avec des éprouvettes NV et V250. Quelques essais complémentaires à 150 °C sont également menés. La matrice d'essai se résume donc à :

- 150 °C - NV : 70 et 90 MPa (60, 80 et 110 MPa déjà existants),
- 150 °C - V250 : 40 et 70 MPa (60 et 80 MPa déjà existants),
- 250 °C - NV : 40 et 60 MPa,
- 250 °C - V250 : 40 et 50 MPa.

À 150 °C, la gamme des contraintes testées est complétée avec des essais additionnels. À 250 °C, les efforts se concentrent sur les faibles contraintes pour atteindre les plus petites vitesses de déformation, les plus hautes contraintes étant déjà couvertes avec les phases de relaxation des essais d'écrouissage cyclique.

La figure 3.34 présente les mêmes graphes déformation viscoplastique - temps pour les couples nuance de vieillissement - températures auxquels les nouvelles données ont été ajoutées. Malgré les sources différentes des données présentées, les essais effectués respectent une hiérarchie entre les différents chargements. Pour la condition d'essai 40 MPa, 150 °C dans un état V250, les valeurs de déformations sont très faibles en raison de la faible contrainte appliquée.



(a) Éprouvette NV - Essai à 150 °C

(b) Éprouvette V250 - Essai à 150 °C

(c) Éprouvette NV - Essai à 250 °C

(d) Éprouvette V250 - Essai à 250 °C

FIGURE 3.34 – Effet de la charge appliquée et de la température sur les résultats déformation viscoplastique-temps pour plusieurs nuances de vieillissement

Ces nouvelles données permettront d'agrémenter la base expérimentale afin d'identifier les termes propres à la viscosité et la restauration statique.

3.4.5 Bilan des apports expérimentaux

Les différents essais effectués au cours de ces travaux ont permis d'enrichir la base de données existante, notamment sur la gamme des hautes températures qui était absente. Les essais de traction simple offrent de nombreuses informations sur le comportement viscoplastique de l'alliage, avec différentes vitesses de déformation et températures testées. Des essais à des températures très proches de la température de brûlure ont pu être menés, ce qui est assez rare y compris dans la littérature.

La comparaison avec les essais Gleeble permet d'analyser l'intérêt d'intégrer de tels essais dans un protocole expérimental. Les essais de traction-relaxation-cycle permettent, grâce à un trajet de chargement complexe, d'identifier de nombreuses composantes du comportement viscoplastique du matériau à haute température. Les essais complémentaires de fluage permettent de compléter les données pour les très faibles vitesses de déformation, notamment à 250 °C où il n'y avait pas de données.

La matrice des essais mener durant ces travaux est présentée dans le tableau 3.8.

Essais \ Vieillissement	NV	V250	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})
Traction simple	25 à 530 °C	25 à 250 °C	10^{-2}, 10^{-4}, 10^{-6}
Tract.-Relax.-Cycle	350 à 500 °C		10^{-2}
Fluage	150, 250 °C	150, 250 °C	-
Gleeble	25 à 450 °C		10^{-2}, 10^{-4}

Table 3.8 – Résumé des données expérimentales produites durant ces travaux en fonction du vieillissement et de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$

3.5 Analyse des propriétés mécaniques

À partir de la base de données présentée précédemment, plusieurs propriétés mécaniques peuvent être identifiées comme le module de Young ou la limite d'élasticité. Des analyses viscoplastiques peuvent également être menées afin de guider le choix d'une modélisation viscoplastique. Pour cette section, en légende, des acronymes sont utilisés pour représenter les différents essais :

- T = Traction simple,
- TR = Traction-relaxation,
- EC = Écrouissage Cyclique,
- TRC = Traction-relaxation-cycle,
- GL = Gleeble,
- F = Fluage.

3.5.1 Module de Young

Le module de Young caractérise la pente de la courbe (σ,ε) dans la partie élastique. Il est alors possible d'identifier ce dernier dès lors qu'une phase de traction ou de compression est présente. Le module de Young varie avec la température, en effet, celle-ci va influer sur la tenue mécanique du matériau comme constaté sur les essais présentés. Avec des essais à différentes températures, son évolution en fonction de la température peut être obtenue.

Premièrement, en s'intéressant à la gamme de température en service, entre 25 et 250 °C, décrite figure 3.35. Si théoriquement le module Young, caractérisant le comportement purement élastique du matériau, est unique pour une température donnée, une certaine tendance se dessine dans les résultats présentés.

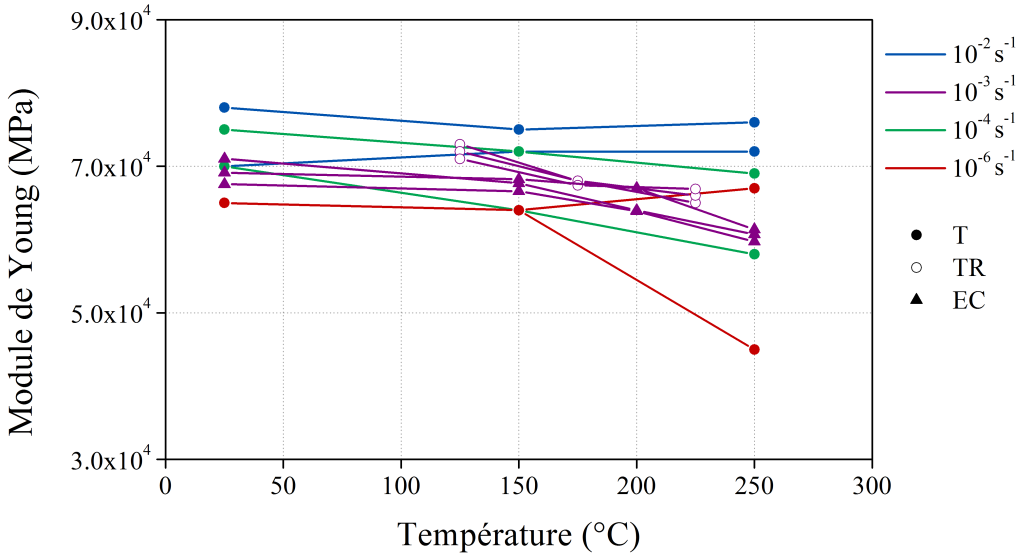


FIGURE 3.35 – Évolution du module de Young en fonction de la température pour différentes vitesses de déformation

Pour les essais présentés, comportant des vitesses de déformation de 10^{-6}, 10^{-4}, 10^{-3} ou 10^{-2} s^{-1}, une variation du module de Young mise en évidence avec une couleur pour chaque vitesse de déformation est mise en évidence. Une hiérarchie se forme avec des modules plus importants pour les vitesses de déformation plus élevées. Concernant l'effet du vieillissement, aucune influence notable n'a été observée sur les valeurs des modules de Young.

Il faut cependant rester prudent, mesurer un module de Young sur des essais ne produit pas des mesures parfaites. D'une part le module mesuré lors d'une phase de traction peut être différent de celui mesuré lors de la décharge, d'autre part, la déformation n'étant qu'une mesure issue de l'extensomètre, pour des essais rapide comme à 10^{-2} s^{-1}, il n'est pas exclu que le capteur de déformation soit lui-même soumis à des effets viscoélastiques, affectant la précision des données mesurées.

En observant l'ensemble des données, entre 25 et 530 °C, décrit figure 3.36, plusieurs informations ressortent de ce graphe. Tout d'abord, la hiérarchie entre les différentes vitesses de déformation est toujours observée aux plus hautes températures, avec un effet encore plus marqué qu'à basse température. Ensuite, une chute drastique des valeurs est observée entre 250 et 350 °C, entraînant une rupture de pente par rapport aux valeurs déterminées pour les températures de service. Le module de Young semble tendre vers zéro en s'approchant du solidus.

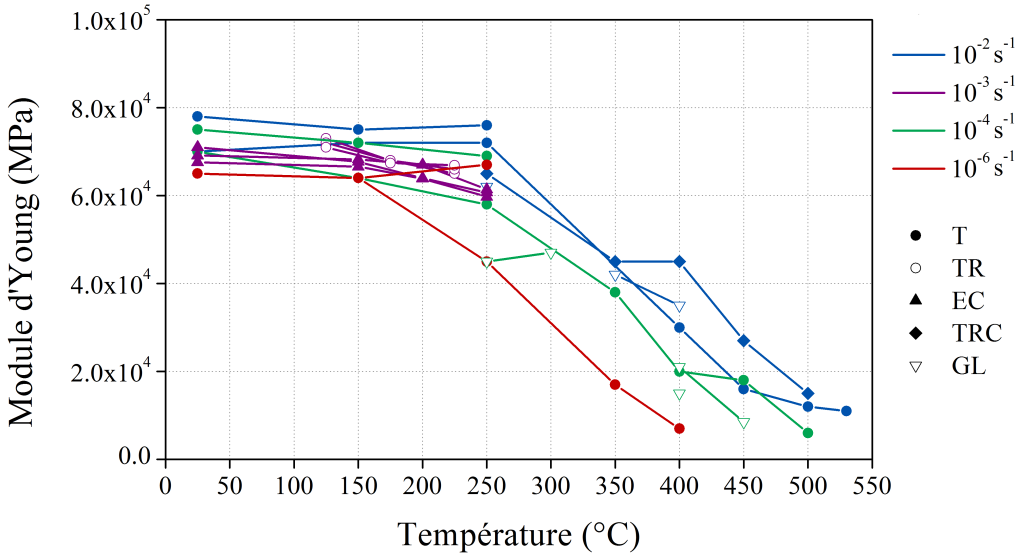


FIGURE 3.36 – Évolution du module de Young en fonction de la température pour différentes vitesses de déformation

À nouveau, il faut rester prudent avec ces observations expérimentales. Si une phase linéaire peut être distinguée au début d'un essai, la signification physique de cette mesure peut être complexe. En effet, des valeurs de modules de Young peuvent être identifiée à 400, 450, 500 ou 530 °C sur des essais de traction. Toutefois, quelle valeur physique leur attribuer alors que des relaxations à ces températures, observées sur les essais de traction-relaxation-cycle figure 3.32, mènent à des contraintes qui tendent vers zéro ? Il est alors probablement qu'avec une limite d'élasticité quasiment nulle à ces températures, la mesure n'est finalement qu'une mesure propre aux phénomènes viscoplastiques et non pas à l'élasticité. En étant dans la zone viscoplastique, il est alors cohérent de voir une amplification de l'effet de la vitesse de déformation sur ces mesures.

Une seconde approche consiste alors à se tourner vers des modèles d'évolution théorique du module de Young en fonction de la température. L'équation déterminée par Frost et Ashby [60] s'exprime telle que :

$$E = E_0\left(1 - \theta\,\frac{T - T_0}{T_m}\right) \tag{3.2}$$

Avec E_0 le module de Young identifié à température ambiante T_0, T la température, T_m la température de fusion, chacune exprimée en Kelvin et θ un paramètre matériau identifié à 0,5 pour l'aluminium [103, 112].

En traçant deux courbes théoriques du module de Young, avec une borne haute et une borne basse, illustré figure 3.37, l'évolution du module de Young est cohérente avec les mesures réalisées aux températures de service, puis, se détache des mesures effectuées aux hautes températures, appuyant l'hypothèse précédente : aux très hautes températures, la limite élastique est si faible qu'il devient difficile de mesurer un module de Young.

Une approche alternative, proposée par Wachtman [113, 114] puis reprise par Klepaczko [115], se construit autour des liens entre température et interactions entre les atomes du matériau [116]. Aux basses températures, proches du zéro absolu (0 K), l'équation est construite de façon à satisfaire le troisième principe de la thermodynamique, ou théorème de Nernst, impliquant une dérivée partielle nulle des constantes élastiques en fonction de la température au zéro absolu.

Le module de Young reste alors quasiment constant aux basses températures, jusqu'à arriver autour de la température ambiante. À haute température, lorsque la température de fusion est atteinte, la structure du matériau perd sa cohésion et passe à l'état liquide, le module de Young tend alors vers une valeur nulle. Ce type de formulation permet une utilisation sur une plage très large de la température, y compris aux températures les plus basses. L'équation suivante est obtenue :

$$E = E_0\left(1 - \frac{T}{T_m}\,\exp\left[\theta^*\left(1 - \frac{T_m}{T}\right)\right]\right) \tag{3.3}$$

Avec E_0 le module de Young identifié au zéro absolu, T_m la température de fusion, exprimée en Kelvin et θ^* un paramètre matériau tel que $\theta^* = T^*/T_m$ avec T^* la température caractéristique. Pour des matériaux de type cubique face centrée (CFC), le paramètre θ^* a généralement une valeur de l'ordre de 0.9 [117].

Toutefois, en se focalisant sur la plage de température étudiée, entre 25 et 530 °C, la formulation résulte en une évolution relativement linéaire avec la température et donc assez proche de l'évolution linéaire proposée par Ashby et Frost (figure 3.37). Toutefois, Ashby et Frost postulent un module qui tend vers une valeur non nulle à la température de fusion contrairement au modèle de Klepaczko proposant un module nul. Cette dernière approche permet une description beaucoup plus proche des mesures expérimentales, mais qui peuvent, comme discuté précédemment, s'apparenter à des modules caractérisant le comportement viscoplastique plus qu'élastique pour les plus hautes températures.

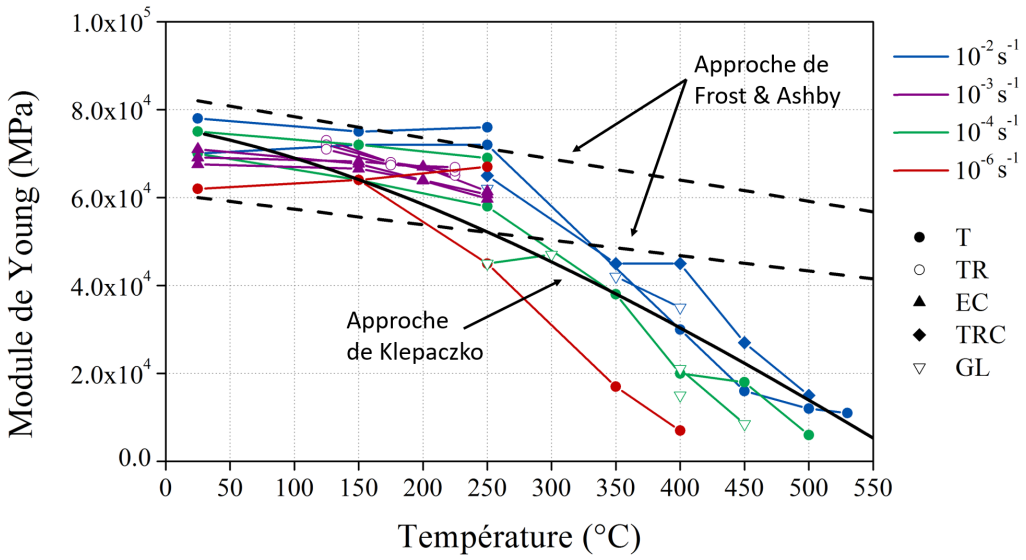


FIGURE 3.37 – Comparaison entre mesures expérimentales et modèles d'évolution théorique de Frost-Ashby et de Klepaczko (équations 3.2 et 3.3)

Pour la suite de ces travaux, les valeurs utilisées pour le module d'Young se baseront sur une évolution théorique du module de Young selon Frost et Ashby, identifiée à partir des essais réalisés à basses températures. Une partie de la modélisation proposée dans le chapitre suivant se basant sur leurs travaux, une meilleure cohérence sera ainsi assurée.

3.5.2 Limite d'élasticité

À titre de rappel, la limite d'élasticité détermine la contrainte seuil à partir de laquelle le matériau exprime un comportement inélastique. C'est la limite entre l'élasticité et l'apparition de phénomènes inélastiques, comme la plasticité ou la viscoplasticité.

Pour la déterminer, il faut se place à une déformation plastique de référence qui définit alors la contrainte associée, appelée limite d'élasticité. Le critère conventionnel pour la limite d'élasticité est une déformation plastique de 0,2% (notée alors $R_{0,2}$). Cependant, pour les essais d'écrouissage cyclique, dont le premier palier de déformation est à 0,25%, la déformation plastique n'atteint pas le seuil de 0,2%. Pour pouvoir extraire des mesures de limite d'élasticité comparables aux autres essais, un critère de 0,05% de déformation plastique est choisi.

À nouveau, en se concentrant sur la gamme de température en service, entre 25 et 250 °C, décrite figure 3.38, une première observation peut se faire en séparant les différents essais en trois groupes, cette fois-ci selon leur nuance de vieillissement : NV, V200 et V250. Malgré une dispersion inhérente au matériau et aux conditions d'essai, une hiérarchie assez claire se forme entre les différents vieillissements. L'histoire thermique jouant un rôle majeur dans l'évolution des précipités, en termes de type de précipités, de taille ou de distance inter-précipités, il est cohérent de trouver ces démarcations entre les différentes conditions de vieillissement. Aucune influence significative de la vitesse de déformation sur la limite d'élasticité du matériau n'est constatée.

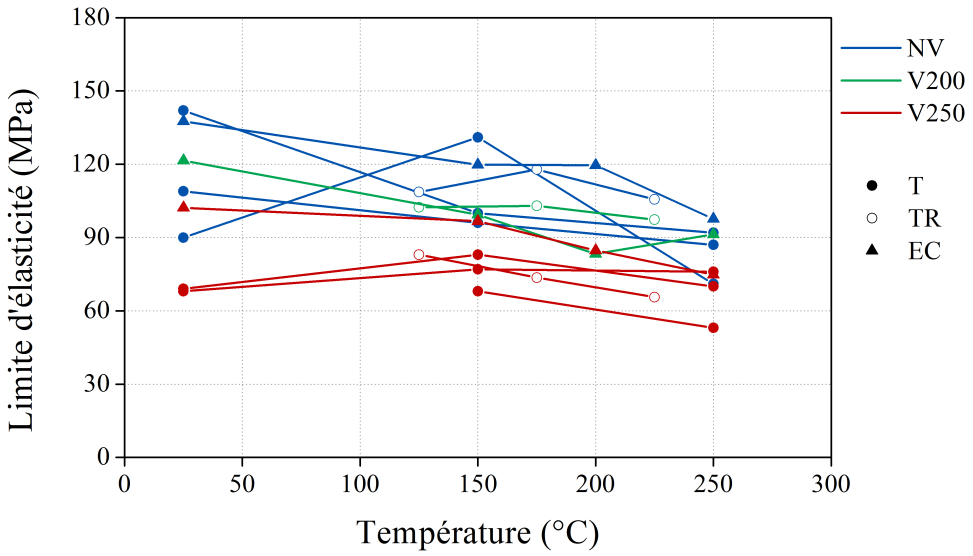


FIGURE 3.38 – Évolution de la limite d'élasticité en fonction de la température pour différents vieillissements, toutes vitesses de déformation confondues

La gamme complète de température, entre 25 et 530 °C, est tracée figure 3.39. Sur ce graphe plusieurs tendances se dessine. Premièrement, une chute marquée de la limite d'élasticité est observée à partir de 300-350 °C, qui tend ensuite vers une valeur nulle. Ensuite, l'effet de la condition de vieillissement sur la limite d'élasticité est prévalent à basse température. Pour des températures supérieures ou égales à 250°C, cet effet devient négligeable devant l'effet de la vitesse de déformation.

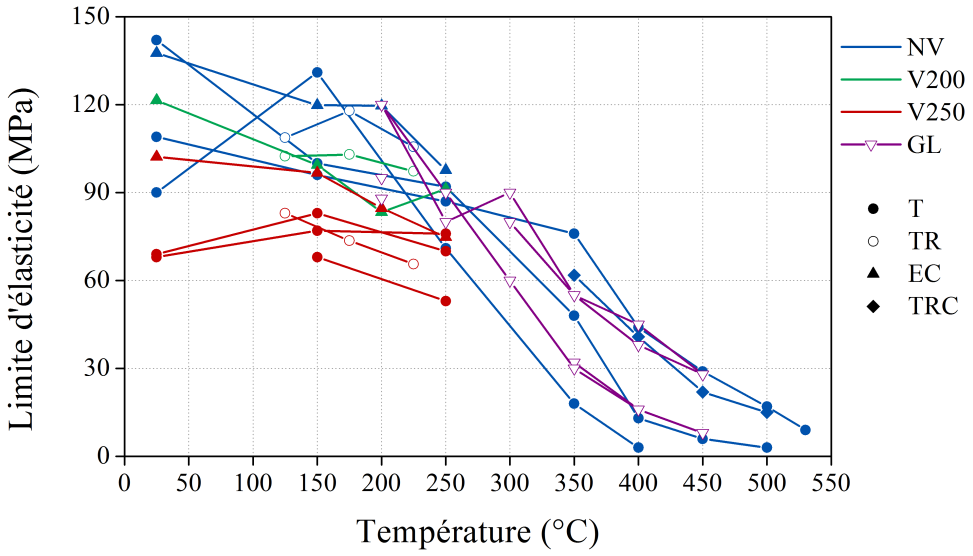


FIGURE 3.39 – Évolution de la limite d'élasticité en fonction de la température pour différents vieillissements, toutes vitesses de déformation confondues

Contrairement aux basses températures, pour la gamme des hautes températures, une hiérarchie se dessine entre les différentes vitesses de déformation. En traçant les essais faits à hautes températures (traction, traction-relaxation-cycle et Gleeble) et en analysant les résultats en fonction de leur vitesse de déformation, un effet de la vitesse de déformation se dessine sur la figure 3.40.

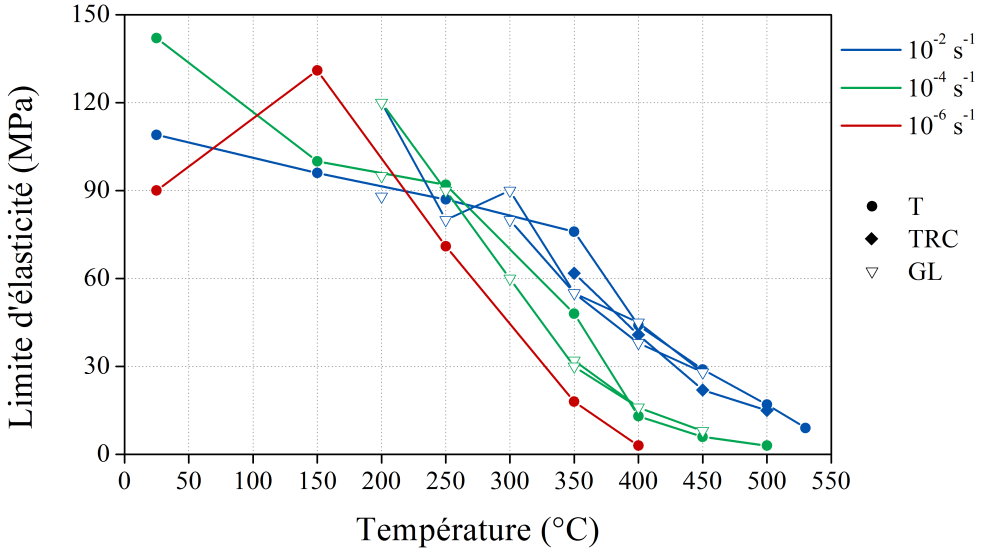


FIGURE 3.40 – Évolution de la limite d'élasticité en fonction de la température pour différentes vitesses de déformation pour des éprouvettes NV

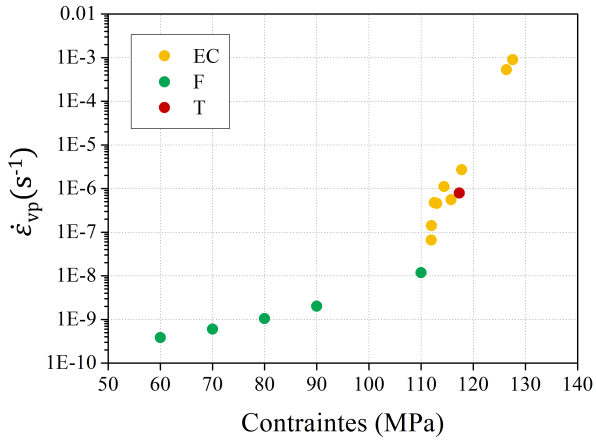
Ces observations rejoignent les commentaires faits pour les mesures de module de Young aux hautes températures. Dans la gamme des très hautes températures, au-delà de 400 °C, le domaine viscoplastique est très rapidement atteint, dès les premiers mégapascals, la question de la pertinence d'une mesure de limite d'élasticité peut alors se poser. De plus, celle-ci est également liée à la valeur du module de Young pour déterminer la part de déformation plastique dans la déformation totale. Avec une limite d'élasticité proche de zéro, la limite d'élasticité est finalement identifiée dans un domaine déjà viscoplastique et la mesure s'apparente alors plus à un indicateur de la sensibilité du comportement viscoplastique à la vitesse de déformation. Toutefois, les mesures réalisées semblent indiquer une augmentation de la viscosité avec la température ce qui est reste cohérent avec l'activation thermique des mécanismes contrôlant la viscosité.

3.5.3 Comportement viscoplastique

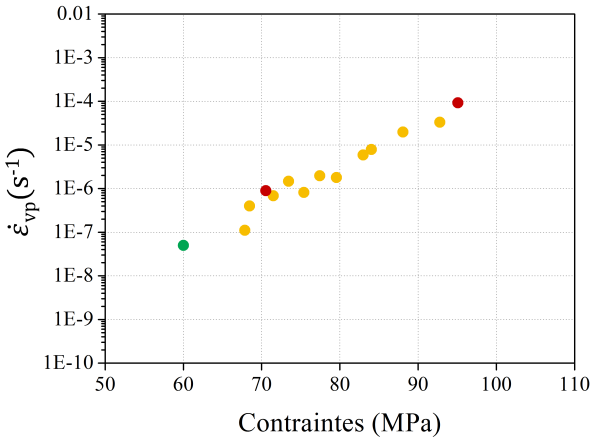
Pour caractériser le comportement viscoplastique, il est commun de tracer, pour une température, l'évolution de la vitesse de déformation viscoplastique en fonction de la contrainte pour différents essais complémentaires permettant de balayer une large plage de vitesses de déformation. Cette analyse permet d'évaluer la relation contrôlant la viscosité du matériau et ainsi de proposer un potentiel viscoplastique en mesure de rendre compte de celle-ci. Cette analyse implique certaines précautions, visant notamment à assurer la cohérence d'une part des régimes de déformation, et donc d'écrouissage, inhérents aux différentes sollicitations et d'autre part des conditions de vieillissement. Pour cela, les points de mesure utilisés doivent correspondre à un même niveau de déformation viscoplastique cumulée et un même état métallurgique.

Les données sont présentées pour trois essais différents : écrouissage cyclique (ou traction-relaxation-cycle aux hautes températures), fluage et traction simple. Le niveau de déformation viscoplastique est défini tel que celui-ci soit atteint lors de la première relaxation, intervenant au premier niveau de déformation de l'essai d'écrouissage cyclique, et tel que ce niveau de déformation soit atteint pour des temps de fluage relativement courts, permettant de limiter un potentiel effet de vieillissement au

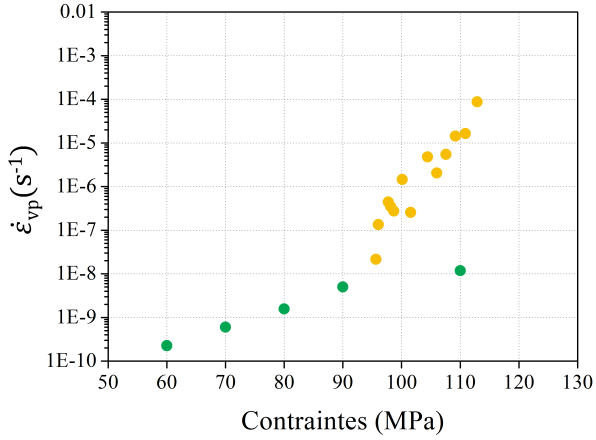
cours de l'essai. Ainsi, l'ensemble des points considérés répond à un régime d'écrouissage purement monotone avec des conditions microstructurales équivalentes. La figure 3.41 présente les graphes pour les différentes nuances de vieillissement, aux températures de fonctionnement à 150 et 250 °C, températures où des essais de fluage sont disponibles.



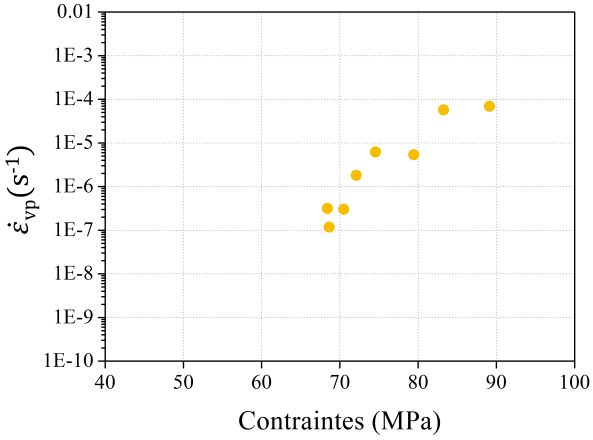
(a) Éprouvette NV - Essai à 150 °C



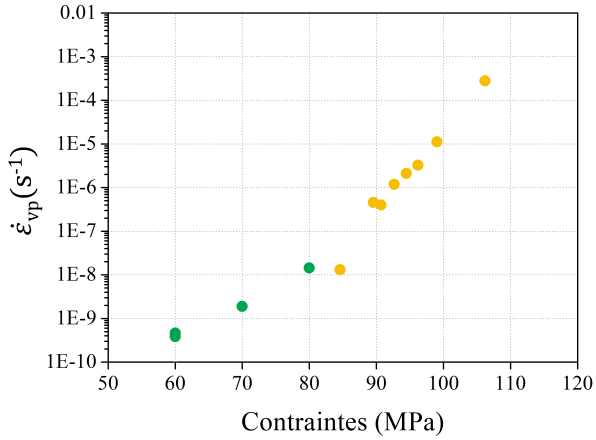
(b) Éprouvette NV - Essai à 250 °C



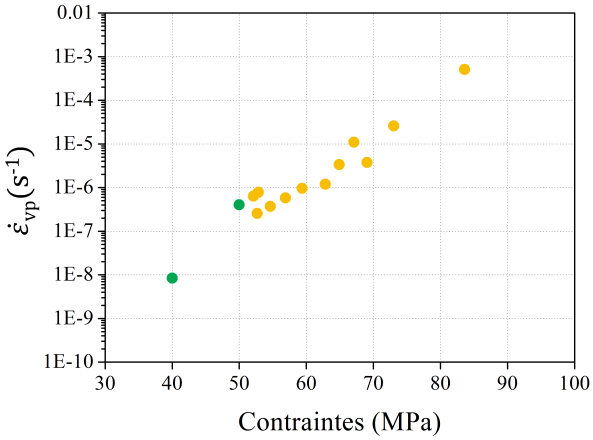
(c) Éprouvette V200 - Essai à 150 °C



(d) Éprouvette V200 - Essai à 250 °C



(e) Éprouvette V250 - Essai à 150 °C

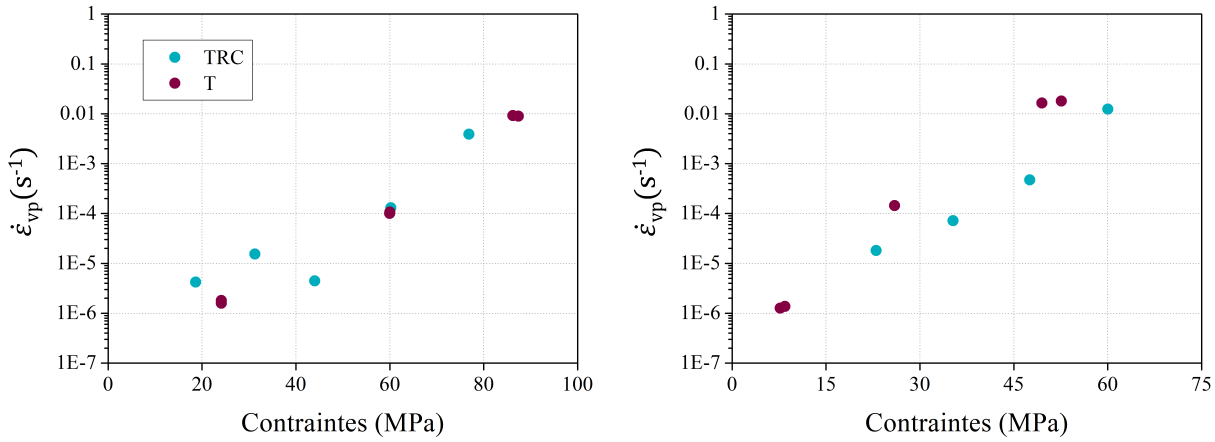


(f) Éprouvette V250 - Essai à 250 °C

FIGURE 3.41 – Graphe vitesse de déformation viscoplastique - contraintes aux températures de service

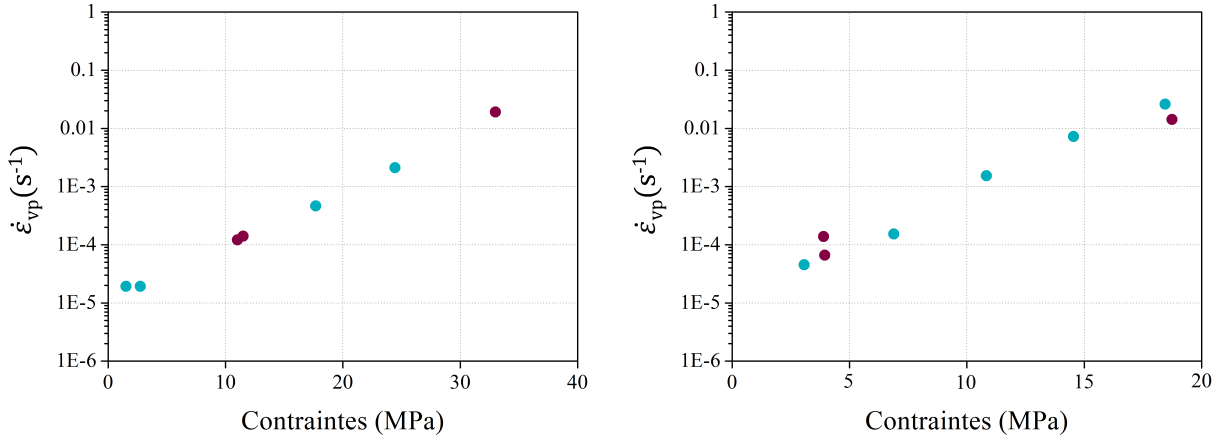
En premier lieu, un bon accord général est constaté entre les différents essais. La complémentarité entre les essais de relaxations et de fluage apparait bien sur ces graphes, permettant d'accéder à de larges vitesses de déformation. À 150 °C un phénomène de rupture de pente est observé, notamment sur la gamme NV à partir de 110 MPa, pouvant évoquer un changement de régime de viscosité. Un tel changement de pente pourrait refléter une transition entre deux régimes de déplacement des dislocations, par exemple du glissement aux hautes contraintes, vers le régime de montée aux contraintes inférieures. Cette rupture de pente devient moins marquée pour les éprouvettes présentant des conditions de vieillissement plus sévère. Les résultats pour les autres températures sont présentés en annexe figures A.5 à A.7.

Sur la figure 3.42 qui présente les résultats pour les très hautes températures pour les essais de traction simple et de traction-relaxation-cycle, les données montrent également une très bonne cohérence globale.



(a) Éprouvette NV - Essai à 350 °C

(b) Éprouvette NV - Essai à 400 °C



(c) Éprouvette NV - Essai à 450 °C

(d) Éprouvette NV - Essai à 500 °C

FIGURE 3.42 – Graphe vitesse de déformation viscoplastique - contraintes aux très hautes températures

En somme, les différents essais permettent, par leur complémentarité, d'offrir de nombreuses informations, sur le comportement élastique, plastique ou viscoplastique du matériau. Toutes ces observations pourront ensuite aider à guider les choix de modélisation permettant de décrire les comportements observés.

3.6 Synthèse

Ce chapitre comporte deux parties : la première porte sur l'étude de la base expérimentale existante, puis la seconde sur l'enrichissement de celle-ci selon trois axes : température, vitesse de déformation et histoire thermique. La base expérimentale résultante, enrichie par de nouveaux essais, couvre désormais une très large gamme de sollicitations, autant en termes de températures, que de vitesses de déformation. L'influence de l'histoire thermique du matériau a également été investiguée avec des éprouvettes présentant différents états métallurgiques. Toutes ces observations expérimentales sont essentielles pour la suite des travaux et permettent d'avancer sur trois problématiques :

- *L'orientation des choix de modélisation :* la base expérimentale livre de nombreuses informations sur le comportement du matériau et donc les modélisations vers lesquelles il faut tendre. Compte tenu des résultats expérimentaux, un modèle simple de type élastoplastique ne sera suffisant, le besoin d'un modèle de comportement élastoviscoplastique s'impose. Le comportement plastique cyclique qui se stabilise très rapidement encourage l'emploi d'un écrouissage de type cinématique. Le phénomène de restauration statique observé aux hautes températures sera également à prendre en compte. En complément, plusieurs régimes pourraient être à considérer pour décrire de manière convenable la viscosité. Au-delà des informations sur le type de modélisation à privilégier, tous les résultats expérimentaux serviront à identifier les paramètres matériaux des modèles de comportement développés.

- *La gestion de l'état métallurgique du matériau :* les différentes caractérisations menées ont mis en évidence un effet certain de l'état métallurgique sur la réponse mécanique. Concernant le comportement au cours du refroidissement post-solidification, une sensibilité notable à l'état métallurgique est observée. Toutefois, les écarts entre les réponses mécaniques associées aux différents états métallurgiques étudiés restent relativement faibles. Concernant l'effet du vieillissement, déjà analysé au chapitre 2 par microdureté, les résultats d'essais montrent un effet du vieillissement, notamment à basse température, y compris entre les nuances V200 et V250, témoignant alors d'un état métallurgique différent. Le traitement thermique étant de 200 heures pour ces éprouvettes, il est alors possible de supposer que l'état de survieillissement n'est pas encore atteint, notamment à 200 °C. La problématique industrielle visant à rendre compte des dérives dimensionnelles de la structure aux temps longs, les efforts se concentreront alors sur le dimensionnement de la structure à l'état survieilli, en prenant donc en référence pour la modélisation du comportement les réponses obtenues pour la condition V250. Concernant la simulation du refroidissement post-solidification, l'histoire thermique ayant un moindre effet sur le comportement mécanique aux plus hautes températures, le choix est fait de considérer le comportement caractérisé sur des éprouvettes NV pour les hautes températures.

- *La définition de la base expérimentale optimale :* Les essais d'écrouissage cyclique ou de traction-relaxation-cycle semblent indispensables de par la richesse des informations qu'ils produisent, en intégrant des phases de traction, compression ou relaxation. Les essais de fluage sont eux complémentaires, en permettant d'accéder aux vitesses de déformation les plus faibles. En revanche, la question de la légitimité des essais de traction-relaxation peut se poser, ces essais apportant peu d'informations supplémentaires. Comme il a été souligné, la réponse du matériau avec des essais Gleeble n'est pas significativement différente de celle des essais de traction simple. Conserver un essai si complexe à mener dans le protocole de caractérisation expérimental peut donc être questionné. De manière plus générale, un seul essai étant réalisé par configuration, une caractérisation de la dispersion du comportement, notamment lié à la nature du procédé de fabrication, pourrait être intéressante.

CHAPITRE 4

COMPORTEMENT MÉCANIQUE

Le développement de modèles de comportement, pour les alliages d'aluminium et plus largement pour les métaux, est une thématique de première importance pour le monde scientifique et industriel. Sans un modèle adapté au matériau et aux sollicitations en jeu, les résultats obtenus par simulation présentent alors un intérêt limité. Toute la complexité réside alors dans le choix du bon formalisme, qui devra faire un compromis entre précision, robustesse et facilité d'utilisation.

Le modèle de comportement doit s'approcher au plus près des observations expérimentales. Pour cela, plusieurs niveaux d'informations sont fournis par les deux chapitres précédents. Premièrement, les essais expérimentaux décrits au chapitre 3, menés pour différents types de sollicitations permettent d'identifier les variétés de comportements macroscopiques à modéliser : élasticité, plasticité, écrouissage, viscosité ou restauration. La base expérimentale constituée permettra ensuite d'identifier les paramètres propres aux différents modèles évalués. Ces observations donnent un premier niveau d'information.

Les différents mécanismes agissants aux petites échelles, détaillés au chapitre 2, offrent un second niveau d'information. En effet, deux mécanismes dissemblables peuvent, dans un matériau soumis à une même sollicitation, entrainer une réponse macroscopique similaire. Néanmoins, ces réponses peuvent rapidement différer dès lors qu'on s'éloigne des conditions d'identification du comportement. Connaître les mécanismes impliqués permet alors de mieux orienter les choix de modélisation et de rendre la réponse au modèle plus robuste, dans le sens où les performances de la modélisation présentent moins de dépendance à la base d'identification.

Ce chapitre a pour objectif la mise en équation des phénomènes observés à travers la formulation d'un modèle de comportement suivi de l'identification des paramètres associés. Pour cette étude, la simulation du procédé demande en outre une description du matériau de l'état liquide jusqu'à l'état solide. L'intérêt de l'étude est porté sur l'introduction de contraintes résiduelles dans la structure. Ainsi, même si le comportement mécanique de l'état liquide peut avoir un effet significatif sur la formation des défauts en cours de solidification, celui-ci est ici considéré comme contribuant au second ordre dans la formation des contraintes résiduelles dans la structure. Les efforts se sont donc essentiellement concentrés sur la description du comportement à l'état solide. La phase de comportement liquide est quant à elle traitée avec un modèle simple associé à des données issues de la littérature.

4.1 Cadre général de la modélisation du comportement mécanique

4.1.1 Différentes approches de modélisation

Si la littérature propose de nombreux modèles avec des gammes de validité associées, des hypothèses ou des approches très différentes, deux grandes familles de modèle de comportement se distinguent :

• Modèles "micro" : ils reposent sur la description de phénomènes physiques aux plus petites échelles. Les variables ou les constantes considérées peuvent alors être la densité de dislocations, la distance inter-précipités ou le vecteur de Burgers. Modéliser l'évolution de ces variables demande alors une connaissance très précise de la microstructure du matériau, des phases en présence et de leurs évolutions. Pour une description complète, ce type de modèle requière de nombreux paramètres, parfois complexes à identifier, accompagné d'un coût de calcul peu compatible avec une application à l'échelle de la structure.

• Modèles "macro" (ou phénoménologiques) : ces modèles se concentrent sur la réponse macroscopique de la structure, en décrivant l'évolution des contraintes et des déformations avec la fonction mathématique qui offrira la meilleure description de la réponse expérimentale. Avec cette approche, le nombre de paramètres ainsi que le nombre d'équations nécessaires est fortement réduit selon les types de sollicitations en jeu, menant à des temps de calcul raisonnables. La principale difficulté de ces modèles réside dans l'identification des paramètres qui peut parfois être hasardeuse, quand aucun lien avec la physique ne peut être fait. Le manque de considération pour les phénomènes physiques peut de plus bien souvent entrainer des difficultés à décrire le comportement du matériau pour des sollicitations qui seraient hors de la base d'identification des paramètres.

Une approche intermédiaire, dite "micro-macro", ou multi-échelle, peut également être proposée. La motivation étant, à partir d'une description des phénomènes à l'échelle microscopique, de procéder à des homogénéisations pour changer d'échelle, jusqu'aux variables macroscopiques. Cette alternative est intéressante mais augmente la complexité mathématique du problème et vient impacter négativement les temps de calcul.

Bien évidemment, la catégorisation de ces différentes approches telle que décrite ici reste sommaire et les frontières sont parfois minces. Étant donné le cadre industriel de ces travaux de recherche, destinés à des bureaux d'études ayant des exigences en termes de temps de calcul et de facilité d'identification, l'option d'un modèle de type "macro" reste privilégiée. Cependant, un modèle phénoménologique, s'il repose sur une description de l'échelle macroscopique, peut s'inspirer des mécanismes physiques sous-jacents aux plus petites échelles pour orienter le choix des fonctions mathématiques décrivant la réponse de la structure.

En effet, si la réponse d'une structure sur une certaine gamme de sollicitation pourra toujours être décrite par une série de polynômes accompagnée d'autant de contraintes que nécessaires, la base physique d'une telle loi empirique est très faible et sa capacité à décrire le comportement du matériau soumis à une sollicitation hors base d'identification sera très limitée. Toutefois, en conservant cette même approche phénoménologique, il est possible de prendre en compte la nature des mécanismes physiques à l'origine de la réponse macroscopique considérée. En privilégiant certaines fonctions mathématiques, dont l'évolution est plus représentative des mécanismes associés, la plage de représentativité de la loi est améliorée en dehors du domaine d'identification.

Cette approche semi-empirique permet ainsi de converger vers un bien meilleur compromis coût de calcul - représentativité. La ligne directrice de ce chapitre sera alors d'intégrer une part de sens physique à des modèles macroscopiques. Avant de faire un état des lieux des modélisations disponibles dans la littérature, le cadre thermodynamique dans lequel ces modélisations s'inscrivent doit toutefois être défini.

4.1.2 Thermodynamique des milieux continus

L'application des principes de la thermodynamique à un matériau solide nécessite l'introduction de certaines hypothèses [118, 13, 119]. En effet, un point matériel, même en l'absence de sollicitations extérieures, peut être considéré dans un état hors équilibre, étant en perpétuelle évolution aux plus petites échelles. Cette difficulté au sens thermodynamique pour quiconque souhaite modéliser un comportement mécanique a alors abouti à l'introduction de l'hypothèse dite de l'état local.

Cette théorie fait ainsi l'hypothèse que l'état thermomécanique, en un point et un instant donné, peut être défini uniquement par la connaissance, à cet instant, de certaines variables ne dépendant que du point considéré indépendamment de son voisinage. Dans ce cadre, l'évolution de ce système ponctuel peut être vue comme une succession d'états d'équilibre, permettant alors la mise en œuvre des principes de la thermodynamique. Pour la description des modélisations qui suivront, la structure étant soumise à de faibles déformations et déplacements au cours de son cycle de vie, l'hypothèse des petites perturbations est également admise.

Les variables permettant de décrire l'état thermomécanique du matériau sont appelées variables d'état, elles englobent deux types de variables : les variables observables et les variables internes. Les premières sont facilement mesurables et ne décrivent que l'état local actuel, sans intégrer de notion d'histoire thermodynamique. Classiquement, deux variables observables se distinguent, directement issues du formalisme propre à la thermomécanique : la température T et la déformation totale $\underline{\underline{\varepsilon}}$. Face à un phénomène réversible, l'état local ne dépend que de ces deux variables. Les secondes permettent de décrire l'état interne de la matière, contrairement aux variables observables, elles sont difficilement mesurables et certaines permettent de prendre en compte l'histoire thermomécanique du point considéré. L'introduction de ces variables permet ainsi la description de phénomènes dissipatifs et irréversibles. Le nombre et la nature de ces variables internes V_i permet alors de décrire plus ou moins finement certains mécanismes.

La première étape de toute modélisation est alors de définir les variables internes nécessaire à la description des mécanismes en jeu. Les lois d'évolution associées à chacune de ces variables internes, permettant de décrire en chaque instant l'état local du point considéré, peuvent ensuite dériver de la définition d'un potentiel thermodynamique associé à des lois complémentaires.

Le potentiel thermodynamique généralement choisi représente l'énergie libre du système considéré. Il s'exprime en fonction des variables d'état précédemment introduites. Pour des raisons de stabilité thermodynamique, il doit être convexe. La seconde étape réside alors dans la description de ce potentiel. Dans le cadre de la thermodynamique propre à la mécanique des milieux continus, le potentiel thermodynamique classiquement utilisé est l'énergie libre de Helmholtz :

$$\Psi = e - T\,s \tag{4.1}$$

avec e la densité d'énergie interne spécifique associée au comportement du matériau considéré et s l'entropie spécifique. Outre les lois de conservation associées à la mécanique des milieux continus, comme la conservation de la masse ou de la quantité de mouvement, le système considéré doit également répondre aux deux grands principes de la thermodynamique afin d'assurer son admissibilité thermodynamique. Le premier principe se traduit par la conservation de l'énergie du système. En l'absence de rayonnement, la forme locale à l'échelle d'un point matériel est définie telle que :

$$\rho \dot{e} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - div(\underline{q}) \tag{4.2}$$

avec ρ la masse volumique, $\underline{\underline{\sigma}}$ le tenseur des contraintes et $\underline{q}$ le flux de chaleur surfacique. Le second principe exprime que le taux de production d'entropie doit toujours être supérieur ou égal au taux de chaleur reçu divisé par la température. La forme locale se traduit alors par :

$$\rho \dot{s} + div\left(\frac{\underline{q}}{T}\right) \geq 0 \tag{4.3}$$

La combinaison du premier et du second principe, couplée à l'expression de l'énergie libre d'Helmholtz conduit alors à l'inégalité de Clausius-Duhem, socle fondamental du cadre thermodynamique des modèles de comportement en mécanique des milieux continus :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \rho(\dot{\Psi} + s\dot{T}) - \frac{\underline{q}}{T} \cdot \underline{\nabla}(T) \geq 0 \tag{4.4}$$

En admettant que la déformation mécanique puisse se décomposer en une partie élastique et une partie inélastique telle que $\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{el} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{in}$, la composante élastique étant supposée indépendante de l'évolution de celle inélastique, l'énergie libre d'Helmholtz peut alors s'exprimer telle que $\Psi = \Psi(\underline{\underline{\varepsilon}}^{el}, T, V_i)$. Les variables d'état étant supposées indépendantes entre elles, le différentiel du potentiel thermodynamique peut alors s'exprimer tel que :

$$\dot{\Psi} = \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{el}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{el} + \frac{\partial \Psi}{\partial V_i} : \dot{V}_i + \frac{\partial \Psi}{\partial T}\dot{T} \tag{4.5}$$

Avec ces nouvelles hypothèses, l'inégalité de Clausius-Duhem peut s'écrire telle que :

$$\left(\underline{\underline{\sigma}} - \rho\frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{el}}\right) : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{el} + \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{in} - \rho\left(s + \frac{\partial \Psi}{\partial T}\right)\dot{T} - \rho\frac{\partial \Psi}{\partial V_i}\dot{V}_i - \frac{\underline{q}}{T} \cdot \underline{\nabla}(T) \geq 0 \tag{4.6}$$

À partir de cette inégalité, en considérant des transformations réversibles particulières, il est alors possible de définir les lois d'état de la thermoélasticité qui en dérivent :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \rho\frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{el}} \qquad\qquad s = -\frac{\partial \Psi}{\partial T} \tag{4.7}$$

Le tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ et l'entropie s font office de forces thermodynamiques. À chaque instant, le potentiel thermodynamique permet donc de décrire le comportement thermoélastique d'un matériau en reliant les variables d'état $\underline{\underline{\varepsilon}}^{el}$ et T aux forces associées $\underline{\underline{\sigma}}$ et s. Toutefois, en l'état, le potentiel ne permet pas de décrire l'évolution des variables internes afin de prendre en compte les phénomènes dissipatifs et irréversibles. L'obtention de lois complémentaires permettant de décrire l'évolution des variables internes passe alors par la définition d'un potentiel dit de dissipation. Dans cet objectif, les forces thermodynamiques Λ_i associées aux variables internes sont définies telles que :

$$\Lambda_i = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_i} \tag{4.8}$$

En reprenant l'inégalité de Clausius-Duhem et en se focalisant sur la partie dissipative, une fois les lois de la thermoélasticité prises en compte, l'inégalité revient alors à un critère de dissipation positive ou nulle :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{in} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_i} \dot{V}_i - \frac{\underline{q}}{T} \cdot \underline{\nabla}(T) \geq 0 \tag{4.9}$$

Cette expression peut être décomposée en une composante de dissipation intrinsèque (comprenant les deux premiers termes) et une composante de dissipation thermique. L'utilisation de la loi de Fourier rendant la composante thermique assurément positive, l'inégalité est alors respectée si la dissipation intrinsèque est positive ou nulle [120].

Certains auteurs [121, 118] proposent un cadre précis permettant la formulation de lois de comportement respectant cette inégalité de manière systématique. En postulant l'existence d'un pseudo-potentiel de dissipation ω, positif, convexe et nul à l'origine, les lois d'évolution complémentaires, répondant à la loi de normalité, peuvent alors s'exprimer telles que :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{\partial \omega}{\partial \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{in}} \qquad \Lambda_i = -\frac{\partial \omega}{\partial \dot{V}_i} \tag{4.10}$$

Il est cependant commun de substituer le pseudo-potentiel de dissipation par sa forme duale, Ω, obtenue par transformée de Legendre-Fenchel. Les lois d'évolution associées s'écrivent telles que :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{in} = \frac{\partial \Omega}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \qquad \dot{V}_i = -\frac{\partial \Omega}{\partial \Lambda_i} \tag{4.11}$$

Si ce pseudo-potentiel Ω est positif, convexe et nul à l'origine, alors la modélisation est thermodynamiquement admissible. Les matériaux dont le comportement vérifie la première équation sont dits "standard". Ceux dont le comportement vérifie également la seconde équation rentrent alors dans le cadre des matériaux standard généralisés.

En somme, le cadre des matériaux standard généralisés s'appuie alors sur la définition de deux potentiels : l'énergie libre Ψ, qui permet l'introduction des lois d'état et la résolution des problèmes réversibles de thermoélasticité, et le potentiel de dissipation Ω, qui permet la gestion des phénomènes dissipatifs. L'enjeu de la modélisation du comportement est alors de judicieusement choisir les variables internes du modèle et de postuler des lois d'évolutions adéquates à la description des mécanismes physiques en présence.

De manière générale, l'observation du comportement des métaux a conduit à mettre en évidence trois types de comportement mécanique élémentaire : l'élasticité, la plasticité et la viscosité. Chacun de ces comportements peut être décrit avec des formalismes assez simples. La combinaison de ces différents comportement élémentaires, assemblés dans un cadre thermodynamique, forme alors un modèle de comportement permettant ainsi de décrire des réponses mécaniques complexes.

4.2 Comportement mécanique élémentaire

4.2.1 Comportement thermoélastique

Physiquement, la thermoélasticité linéaire est un phénomène assez simple. Schématiquement il se traduit par une variation des distances interatomiques. Ce phénomène est complètement réversible et n'entraîne aucune modification permanente du réseau cristallin. La déformation totale peut se décomposer simplement en une partie élastique et une partie thermique :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{el} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} \tag{4.12}$$

De par sa simplicité, l'élasticité linéaire n'a généralement qu'une unique description généralisée par Cauchy telle que :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \mathbf{C} : \underline{\underline{\varepsilon}}^{el} \tag{4.13}$$

Avec $\mathbf{C}$ le tenseur d'ordre 4 généralisé par Cauchy, qui relie linéairement le tenseur des contraintes au tenseur des déformations élastiques. Dans le cas d'un matériau isotrope, la relation se résume alors à la loi de Hooke :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{el} = \frac{1+\nu}{E}\underline{\underline{\sigma}} - \frac{\nu}{E}\mathrm{tr}(\underline{\underline{\sigma}})\underline{\underline{1}} \tag{4.14}$$

Avec E le module de Young et ν le coefficient de Poisson. Certains matériaux peuvent présenter un comportement élastique non linéaire mais il est assez rare d'observer ce phénomène pour des métaux, ces comportements étant plutôt typiques du comportement de matériaux polymères.

La déformation due à la dilatation thermique dépend linéairement de la variation de température :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \underline{\underline{\alpha}}^{th}\Delta T \tag{4.15}$$

Dans le cas classique où la dilatation thermique est isotrope, le coefficient de dilatation thermique $\underline{\underline{\alpha}}^{th}$ s'exprime tel que $\underline{\underline{\alpha}}^{th} = \alpha^{th}\underline{\underline{1}}$.

Pour la partie mécanique, de manière générale les métaux présentent un comportement élastique linéaire jusqu'à atteindre une contrainte équivalente à la limite d'élasticité, qui marque alors le passage dans le domaine plastique ou viscoplastique. Cette notion de seuil est indispensable pour la modélisation mécanique afin de distinguer le régime élastique des régimes inélastiques.

Concernant la gestion des déformations plastiques ou visqueuses, il existe principalement deux courants [122]. Le premier considère que la plasticité et la viscosité sont deux phénomènes bien distincts, la déformation inélastique est alors décomposée en une partie plastique et une partie visqueuse. L'autre considère une déformation viscoplastique unifiée, englobant les deux types de comportement.

La présence de ces deux courants s'explique par des interprétations physiques différentes des mécanismes de déformation aux petites échelles. Aux basses températures ($< 0{,}3\ T_f$), lorsque seule la plasticité est présente, les plans de glissement des dislocations sont activés par des contraintes de

cisaillement. Il est donc naturel d'associer une contrainte seuil au-delà de laquelle les dislocations vont évoluer. En revanche, aux températures plus élevées, l'activation thermique des plans de glissement ainsi que la relaxation parfois totale des contraintes lors d'un essai de relaxation peuvent entrainer une remise en question de la notion de seuil pour l'expression des phénomènes visqueux.

Toutefois, l'évaluation du seuil viscoplastique peut se faire en fonction du comportement plastique mais également du comportement visqueux, notamment pour les plus hautes températures. Une prise en compte de ces deux phénomènes permet alors de se placer dans le cadre de la viscoplasticité unifiée. C'est le choix qui est fait pour la suite de ces travaux.

Finalement, la modélisation du comportement d'un matériau, dans son domaine viscoplastique, repose alors sur la définition de trois points essentiels :

- La fonction seuil, qui délimite la surface de charge du domaine élastique au-delà de laquelle prend place le domaine viscoplastique. La forme de la surface de charge définit également la direction que prendra l'écoulement viscoplastique.
- L'évolution des variables d'écrouissage, qui régissent les dimensions et la position du domaine d'élasticité, permet de décrire la fonction seuil.
- Le multiplicateur viscoplastique, qui définit l'intensité de l'écoulement viscoplastique lorsque le seuil est franchi.

4.2.2 Définition de la fonction de charge

Définir le point de transition entre comportement élastique et viscoplastique est la première étape pour caractériser un matériau. Cependant, expérimentalement, il est difficile de déceler le moment où les premiers mécanismes de viscoplasticité s'enclenchent. Une solution commune est alors de déterminer un seuil de déformation viscoplastique observable, qui marque le passage à un comportement viscoplastique et la fin de la relation linéaire entre contraintes et déformations. Cette valeur de seuil dépend du domaine de déformation visé pour l'application cible. Le seuil de 0.2% est communément utilisé pour la description du comportement monotone des matériaux métalliques. Dans un cas unidimensionnel la limite d'élasticité équivaut alors à la contrainte associée à cette déformation.

En termes de modélisation, le domaine d'élasticité peut alors se définir par l'introduction d'une fonction de charge (ou fonction seuil) f qui dépend du tenseur des contraintes, de la température et des variables d'écrouissage telle que $f = f(\underline{\underline{\sigma}}, T, V_i)$. Cette fonction est définie telle que :

- $f < 0$ correspond au domaine élastique,
- $f = 0$ et $\dot{f} < 0$ traduit une décharge élastique,
- $f = 0$ et $\dot{f} = 0$ indique un écoulement viscoplastique.

L'expression de f peut ensuite varier selon les hypothèses formulées, la fonction peut faire intervenir toutes les composantes du tenseur des contraintes. Dans le cas d'un matériau isotrope, le domaine d'élasticité doit être invariant par changement de repère, la fonction seuil peut alors s'exprimer en fonction des trois invariants du tenseur des contraintes.

Toutefois, pour les métaux, il est généralement admis que la déformation plastique est pilotée par des mécanismes de cisaillement avec une indépendance vis-à-vis de la pression hydrostatique [120].

En admettant cette hypothèse d'incompressibilité plastique, il parait alors plus adapté d'utiliser la partie déviatorique du tenseur des contraintes, définie telle que :

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}\mathrm{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \tag{4.16}$$

Plutôt que d'utiliser les invariants de $\underline{\underline{s}}$, dont le premier invariant est nul par définition, il est plus adapté, afin de pouvoir confronter un critère à des résultats expérimentaux, d'utiliser une fonction seuil homogène à des contraintes. Partant du constat que la plasticité des métaux prend ses origines dans des glissements au niveau du réseau cristallin, gouvernés par les contraintes tangentielles, von Mises introduit une contrainte équivalente, J_2, dont la formulation dérive de l'expression de l'énergie élastique de cisaillement :

$$J_2(\underline{\underline{s}}) = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}}} \tag{4.17}$$

$$\tag{4.18}$$

La fonction de charge de von Mises s'exprime alors telle que [123] :

$$f = J_2(\underline{\underline{s}}) - R_0 \tag{4.19}$$

La fonction de charge de Tresca [124], partant du même constant, se base sur un critère de contrainte tangentielle maximale dans chaque plan principal :

$$f = \mathrm{max_{i,j}}\Big(|\sigma_i - \sigma_j|\Big) - R_0 \tag{4.20}$$

Si ces deux critères offrent de bons résultats, c'est bien souvent le critère de von Mises qui est privilégié en raison de sa facilité d'intégration numérique, sa fonction formant une ellipsoïde régulière, tandis que le critère de Tresca présente des discontinuités de normale à la surface comme illustré figure 4.1.

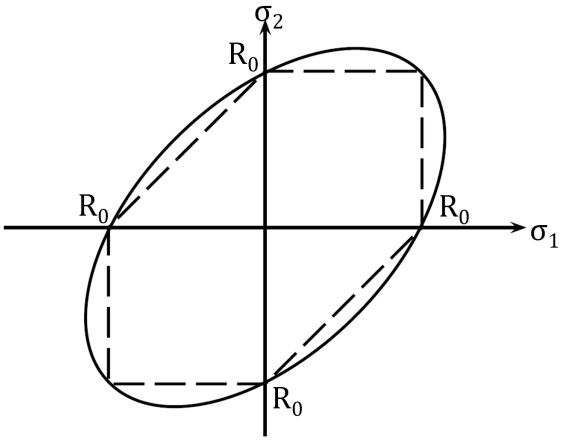


FIGURE 4.1 – Illustration des surfaces de charge pour le critère de von Mises (en trait plein) et de Tresca (en pointillés) [120]

Lors de la sollicitation du matériau, la frontière entre le domaine élastique et plastique est atteinte lorsque la fonction seuil devient nulle. Au-delà, il n'y a plus de relation bi-univoque entre contrainte

et déformation, il faut alors recourir à une méthode incrémentale pour prendre en compte l'histoire du chargement. Dans le cadre thermodynamique défini précédemment, le tenseur des vitesses de déformation viscoplastique évolue selon une loi d'écoulement respectant la loi de normalité associée à un potentiel viscoplastique Ω tel que :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{vp} = \frac{\partial \Omega(f)}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{\partial \Omega}{\partial f}\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{p}\underline{\underline{n}} \tag{4.21}$$

La loi d'écoulement est alors représentée sous la forme d'un multiplicateur viscoplastique $\dot{p}$, représentant l'intensité de l'écoulement viscoplastique, orienté dans la direction normale $\underline{\underline{n}}$ extérieure à la surface seuil au point représentatif de l'état de contrainte. Dans le cas de l'utilisation de la fonction de charge de von Mises, la normale est alors définie telle que :

$$\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{\partial J_2(\underline{\underline{s}})}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2}\frac{\underline{\underline{s}}}{J_2(\underline{\underline{s}})} \tag{4.22}$$

Face aux différentes sollicitations subies par le matériau, son état interne va évoluer et sa limite d'élasticité également, il s'agit du phénomène d'écrouissage au sens de la plasticité. La fonction seuil est donc amenée à évoluer en fonction des chargements vus par le matériau. En termes de modélisation, la prise en compte de ce phénomène implique l'introduction de variables d'écrouissage dont l'évolution peut être décrite par différentes méthodes.

L'évolution de la déformation viscoplastique est quant à elle guidée par le multiplicateur viscoplastique, qui dérive lui-même du potentiel viscoplastique. Il existe également un large éventail de modélisations possibles pour définir ce potentiel qui pilote principalement l'aspect visqueux du comportement.

4.2.3 Comportement plastique

Lorsque la contrainte équivalente atteint la contrainte seuil, la transition vers les déformations plastiques se définit par des premières observations de déformations irréversibles indépendantes du temps. Physiquement, des dislocations vont se propager à partir de sources causant une augmentation de leur densité, puis vont se gêner mutuellement et rencontrer des obstacles de différentes natures gênant ainsi leurs déplacements. L'ensemble de ces phénomènes va finalement résulter en une augmentation de la contrainte nécessaire à leur propagation, provoquant alors un écrouissage du matériau qui peut être de différentes natures.

Comme il a été précisé en amont, la plasticité traitant de phénomènes non visqueux, cette théorie est principalement valable aux basses températures pour les métaux ($< 0{,}3\ T_f$), lorsque les phénomènes visqueux sont encore peu présents. Au-delà de cette limite la plasticité est toujours présente, mais elle est alors couplée à des phénomènes visqueux.

Les modèles de plasticité peuvent reproduire de nombreuses observations expérimentales : écrouissage linéaire, non-linéaire, effet Bauschinger, durcissement ou adoucissement cyclique ainsi que les phénomènes de restauration statique ou dynamique.

L'écrouissage isotrope

Un premier type de comportement plastique peut être représenté par une isotropie de l'écrouissage, c'est-à-dire que la surface de charge évolue uniformément dans toutes les directions avec une origine qui reste fixe, résultant donc en une dilatation (ou une contraction) du domaine d'élasticité [125] comme illustré figure 4.2. Cette formulation permet de modéliser des phénomènes de durcissement ou d'adoucissement cyclique.

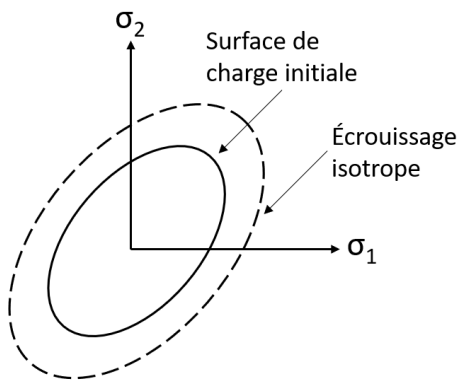


FIGURE 4.2 – Illustration du phénomène d'écrouissage isotrope

Pour représenter l'écrouissage isotrope, une variable scalaire R homogène à une contrainte est introduite, liée à la variable interne p telle que :

$$R = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial p} \tag{4.23}$$

Dans la plupart des modèles, la variable p est classiquement définie par la déformation plastique cumulée :

$$p = \int_0^t \left[\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p(\tau) : \dot{\varepsilon}^p(\tau) \right]^{1/2} d\tau \tag{4.24}$$

C'est cette variable interne qui permet alors de piloter l'évolution de l'écrouissage. Cette variable étant uniquement croissante, elle traduit bien une dilatation (ou contraction) irréversible de la surface de charge. Un premier modèle simple est l'écrouissage isotrope linéaire, définit tel que :

$$R = R_0 + Qp \tag{4.25}$$

Avec R la variable d'écrouissage isotrope, R_0 la limite d'élasticité initiale au sens d'Orowan et Q un paramètre identifiable, qui sera positif pour modéliser un durcissement cyclique ou négatif dans le cas d'un adoucissement. Des évolutions plus complexes peuvent être mises en œuvre pour modéliser un écrouissage non linéaire [120] :

$$R = R_0 + Q(1 - e^{-bp}) \tag{4.26}$$

avec b un second paramètre qui permet de paramétrer la vitesse de durcissement ou d'adoucissement. Sous cette forme, le paramètre Q représente la valeur asymptotique de l'écrouissage. La variation du rayon initial de la surface de charge est donc représentée par la différence $R - R_0$.

L'écrouissage cinématique

Le comportement plastique de certains matériaux ne peuvent pas se décrire par une dilatation de la surface de charge mais plutôt par une translation de celle-ci dans la direction de l'incrément de déformation plastique, illustré figure 4.3, c'est l'écrouissage cinématique. Toutefois, le comportement plastique de certains matériaux nécessite la combinaison de ces deux composantes. L'écrouissage cinématique permet notamment de représenter l'effet Bauschinger, se traduisant par une diminution de la limite d'élasticité antagoniste (de compression pour une phase de traction). Cet effet est observable pour la plupart des métaux, sa prise en compte est donc de première importance, notamment dans le cas de chargements cycliques.

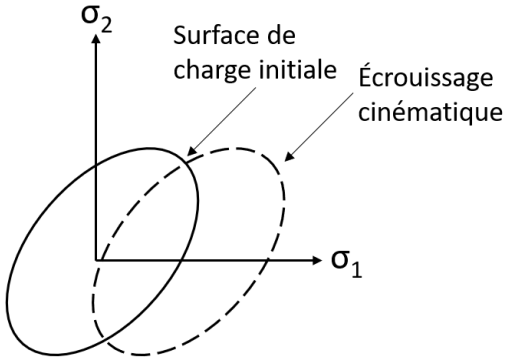


FIGURE 4.3 – Illustration du phénomène d'écrouissage cinématique

Dans ce cas, la déformation plastique cumulée n'est plus adaptée en tant que variable interne pour représenter le comportement. En effet, son caractère croissant ne permet pas de traduire les effets d'un chargement alterné. Pour représenter l'écrouissage cinématique, la variable d'écrouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$ est introduite, liée à la variable interne $\underline{\underline{\alpha}}$ telle que :

$$\underline{\underline{X}} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\alpha}}} \tag{4.27}$$

Le modèle le plus simple est celui proposé par Prager [126], il repose sur une évolution linéaire de la variable d'écrouissage cinématique avec la déformation plastique :

$$\underline{\underline{\dot{X}}} = \frac{2}{3} C \underline{\underline{\dot{\alpha}}} \tag{4.28}$$

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p \tag{4.29}$$

Avec C le module d'écrouissage. Cette modélisation fait donc l'hypothèse d'un phénomène de durcissement linéaire. L'expérience montre cependant qu'une évolution linéaire de l'écrouissage cinématique est généralement peu adaptée pour les métaux. Une solution alternative peut alors être de recourir à la définition de multiples surfaces de charge avec un écrouissage propre à chacune d'elles, c'est l'écrouissage cinématique multi-linéaire. Cette solution améliore grandement la modélisation mais le nombre important de paramètres à identifier rend la solution peu viable.

Une solution alternative est alors de se tourner vers des modèles non-linéaires. Un des modèles les plus utilisés est celui d'Armstrong-Frederick [127], qui, en plus du terme de durcissement, intègre un terme de restauration dynamique à la loi de Prager, rendant son évolution non-linéaire :

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3}C\dot{\underline{\underline{\alpha}}} \tag{4.30}$$

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p - \frac{3D}{2C}\underline{\underline{X}}\dot{p} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p - \dot{p}D\underline{\underline{\alpha}} \tag{4.31}$$

Avec D un second paramètre matériau et $\dot{p}$ le multiplicateur viscoplastique. Dans le cas où D est nul, l'équation se résume alors à la loi de Prager. La variable d'écrouissage $\underline{\underline{\alpha}}$ suit ici une évolution exponentielle, menant à une saturation de l'écrouissage à la valeur C/D [128]. Cette loi permet de décrire de nombreux comportements plastiques cycliques [129]. L'aspect phénoménologique de cette loi, avec une signification physique des paramètres C et D peu évidente, peut parfois manquer de robustesse pour décrire des phénomènes plus complexes comme le rochet cyclique [130, 131].

Au même titre que pour la loi de Prager, un écrouissage cinématique multi-non-linéaire est souvent proposé en superposant plusieurs lois d'écrouissage [132]. De nouveau, sous couvert de la multiplication du nombre de constantes à identifier, particulièrement dans des cas anisothermes, certains essais peuvent être décrits avec précision malgré leur complexité mais sans base physique ni garantie de performance en dehors de la base expérimentale d'identification. Un modèle proposé par Chaboche [133] se base ainsi simplement sur la superposition de plusieurs lois de type Armstrong-Frederick :

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \sum_{i=1}^{N} \dot{\underline{\underline{\alpha}}}_i \tag{4.32}$$

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}}_i = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p - \dot{p}D_i\underline{\underline{\alpha}}_i \tag{4.33}$$

Le modèle d'Ohno et Wang [130] peut également être mentionné, il se définit tel que :

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \sum_{i=1}^{N} \dot{\underline{\underline{\alpha}}}_i \tag{4.34}$$

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}}_i = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p - D_i\underline{\underline{\alpha}}_i \left\langle \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p : \frac{\underline{\underline{\alpha}}_i}{f(\underline{\underline{\alpha}}_i)} \right\rangle H\left(\underline{\underline{\alpha}}_i^2 - \left(\frac{C_i}{D_i}\right)^2\right) \tag{4.35}$$

avec H la fonction d'Heaviside. D'autres propositions basées sur ce modèle ont ensuite vu le jour comme les travaux de McDowell [134] ou de Jiang-Sehitoglu [135].

Des approches différentes existent, comme celle développée par Burlet et Cailletaud [136], qui proposent de modifier la direction du terme de restauration dynamique, la méthode 2M1C (2 Mechanisms, 1 yield Criterion), proposée par Cailletaud et Saï [137] ou encore le modèle de Voyiadjis et Basuroychowdhury [138]. Néanmoins, pour la plupart des métaux et des sollicitations, le modèle d'Armstrong-Frederick est suffisant pour décrire l'écrouissage cinématique. Les modèles plus complexes précédemment cités sont généralement utilisés pour décrire des phénomènes de rochet cyclique [132, 139] non observés dans le cadre de cette étude.

La restauration statique

Certains matériaux, notamment à haute température, peuvent présenter un phénomène de restauration statique. C'est-à-dire que l'écrouissage accumulé lors de sollicitations précédentes est partiellement restauré sous l'unique effet d'un maintien en température. En fonction des structures de

déformation présentes, différents mécanismes de restauration statique ont pu être observés. Dans le cas de structures denses de dislocations, c'est par une interaction intense entre dislocations voisines que la restauration s'opère [140], dans le cas d'obstacles, les interactions sont généralement plus ponctuelles [141]. Ce mécanisme est indépendant de l'activité plastique et ne dépend donc pas de la déformation viscoplastique, il faut alors introduire un terme supplémentaire aux variables d'écrouissage.

Le terme de restauration statique est intégré aux variables d'écrouissage dominantes, s'ajoutant ainsi au terme de durcissement et de restauration dynamique. Dans le cas d'un formalisme inspiré d'Armstrong-Frederick, l'expression de l'écrouissage devient :

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p - \dot{p}D\underline{\underline{\alpha}} - \underline{\underline{\dot{\alpha}}}^{stat} \tag{4.36}$$

Pour ce terme, plusieurs formulations ont été proposées dans la littérature. Deux courants se distinguent : l'un purement phénoménologique [129] et l'autre plus physique [142]. Le terme empirique proposé par Chaboche [129] s'appuie sur la variable $\underline{\underline{X}}$ et comporte deux paramètres ajustables m et M :

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^{stat} = -\frac{3}{2C}\frac{\underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{X}})}\left(\frac{J_2(\underline{\underline{X}})}{M}\right)^m \tag{4.37}$$

Rémy [142] propose une approche physique basée sur la théorie des dislocations [140] avec la prise en compte des phénomènes de multiplication et d'annihilation des dislocations par l'introduction d'une variable interne supplémentaire. Le terme de restauration statique est défini tel que :

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^{stat} = -k\left(b^2\rho\right)^n\underline{\underline{X}} \tag{4.38}$$

avec k un paramètre dépendant de la température, n une constante, b le vecteur de Burgers et ρ une densité de dislocation introduite comme variable interne du modèle associée à une loi d'évolution définie telle que :

$$\dot{\rho} = \frac{M\dot{p}}{b}\left[k_1\sqrt{\rho} - k_2 b\rho\right] - k_3\left[b^2\rho\right]^m\rho \tag{4.39}$$

avec M le facteur de Taylor, m une constante dépendante du mode d'empilement des dislocations, et les facteurs k_i, potentiellement dépendants de la température, permettent de paramétrer l'influence des phénomènes de multiplication des dislocations (k_1), de restauration dynamique (k_2) et de restauration statique (k_3).

Le modèle proposé permet ainsi une description plus fine des phénomènes en jeu, cependant, la modélisation nécessite l'introduction d'une variable interne supplémentaire assortie d'un nombre de paramètres à identifier plus important que pour les termes d'origine empirique.

L'écrouissage combiné

En fonction des observations expérimentales, il peut arriver de devoir recourir à ces deux types de modélisation (isotrope et cinématique) pour reproduire le comportement d'un matériau, l'écrouissage se compose alors d'une partie isotrope et d'une partie cinématique.

En revenant à la définition de la fonction seuil définie à l'équation 4.19, le critère de von Mises, prenant en compte un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique s'exprime alors tel que :

$$f = J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) - R < 0 \tag{4.40}$$

avec pour normale :

$$\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})} \tag{4.41}$$

4.2.4 Comportement visqueux

Si les phénomènes plastiques constituent l'essentiel du comportement inélastique aux basses températures, lorsque le matériau atteint le domaine des moyennes et hautes températures ($> 0,3\ T_f$), une autre composante élémentaire du comportement mécanique apparaît : la viscosité. Tout comportement mécanique dépendant du temps est considéré comme visqueux. Ce comportement peut se manifester de différentes façons. D'une part un comportement visqueux peut s'observer lors d'un chargement dynamique, par une réponse différente du matériau face à un chargement d'amplitude donnée mais appliqué à différentes vitesses. D'autre part une évolution du comportement mécanique face à un chargement constant permet également de l'identifier sous la forme d'une réponse différée de fluage (contrainte constante) ou de relaxation (déformation constante). Les mécanismes qui conduisent à ce type de comportement sont dit thermiquement activés, ce qui explique qu'ils ne soient observés qu'à partir de certaines températures.

Que du fluage ou de la relaxation soit observé, les mécanismes de déformation à l'origine de ces comportements sont les mêmes. Ces deux expériences mènent donc à l'identification des mêmes phénomènes. La complémentarité de ces essais réside principalement dans les gammes de vitesses de déformations parcourues, élevées pour un essai de relaxation et plus basses pour un essai de fluage.

Dans le cadre de cette modélisation, l'aspect visqueux est intégré par la loi d'écoulement et plus spécifiquement par le multiplicateur viscoplastique. Le choix du multiplicateur viscoplastique se fait en fonction des observations expérimentales, et notamment de la relation entre vitesse de déformation viscoplastique et contrainte associée. Lorsqu'une gamme de vitesse de déformation peu étendue est caractérisée (de l'ordre de quelques décades), la loi de Norton [143] est bien souvent suffisante pour décrire l'évolution du multiplicateur viscoplastique :

$$\dot{p} = \left(\frac{\langle f \rangle}{K} \right)^n \tag{4.42}$$

avec K et n deux paramètres matériaux. L'exposant n représente la sensibilité à la contrainte. Il prend généralement des valeurs comprises entre 3 et 5, et peut tendre vers l'unité pour les très hautes températures lorsque le phénomène d'autodiffusion est dominant [60]. Du fait de sa simplicité d'utilisation cette loi est très utilisée quand il s'agit de décrire des comportements visqueux, menant parfois à des exposants n éloignés de cet intervalle théorique.

Pour des gammes de vitesses de déformation plus larges (pouvant aller de 10^{-10} à 10^2 ou plus), et notamment aux vitesses les plus élevées, la loi de Norton peut ne pas être adaptée aux observations expérimentales, les fortes contraintes (supérieures à la limite d'élasticité) entrainant des vitesses de

déformation très élevées. Dans ce domaine, des lois se basant sur une fonction exponentielle plutôt qu'une puissance semblent plus adaptées. Néanmoins, ce formalisme ne permet que de couvrir ce domaine des hautes contraintes. La littérature offre alors des propositions visant à combiner ces deux types de formulation [144]. Ces solutions nécessitent de définir des seuils de transition entre les deux modèles ajoutent de la complexité à la modélisation mais peuvent toutefois se montrer efficaces pour décrire certaines observations expérimentales.

Une solution alternative réside alors dans l'utilisation d'une loi en sinus hyperbolique. En effet, aux fortes contraintes, la fonction se comporte comme une exponentielle et aux faibles contraintes, le développement limité de Taylor au voisinage de zéro permet d'assimiler la fonction à une loi puissance. Cela permet ainsi de s'approcher avec une unique fonction du comportement observé expérimentalement. Une solution est proposée par Sellars et Tegart [145] :

$$\dot{p} = A \sinh\left(\frac{\langle f \rangle}{K}\right)^n \tag{4.43}$$

avec A un paramètre supplémentaire à identifier.

L'ensemble des comportements dissipatifs décrits jusqu'ici sont sensibles aux évolutions de températures et les paramètres ajustables des modèles sont la plupart du temps variables avec cette dernière. Certains des mécanismes sont même thermiquement activés et n'exercent une influence sur le comportement qu'au-delà d'une température seuil. Dans certains cas, lorsque les mécanismes en jeu sont bien identifiés, il est alors possible de décrire explicitement l'influence de la température avec une fonction dédiée. La loi d'Arrhenius est la plus communément utilisée, elle se définit telle que :

$$k(T) = A\ e^{-\frac{Q}{RT}} \tag{4.44}$$

Avec Q une énergie d'activation thermique, R la constante des gaz parfaits et A un paramètre à identifier. Ces paramètres sont bien entendu indépendants de la température (exprimée ici en Kelvin). Cette loi permet de traduire une vitesse de déformation plus élevée avec une augmentation de la température. Ce formalisme peut également être couplée avec des lois de type Norton, obtient alors une équation de la forme :

$$\dot{p} = \left(\frac{\langle f \rangle}{K}\right)^n e^{-\frac{Q}{RT}} \tag{4.45}$$

Lorsque la loi d'Arrhénius est pertinente pour décrire un phénomène thermiquement activé, alors l'énergie d'activation Q est théoriquement indépendante de la température. Dans le cas contraire, il est alors possible que plusieurs mécanismes contrôlent la viscosité. En effet, il existe généralement des domaines de température où un mécanisme domine tandis que des zones de transition subsistent au sein desquelles plusieurs mécanismes peuvent s'exprimer, et perturber l'identification de l'énergie d'activation. Il est alors judicieux d'introduire le nombre nécessaire de termes d'activation (en accord avec le nombre de mécanismes présents), et de les identifier sur les plages où ils sont dominants.

Cette partie a finalement permis de détailler les principales briques élémentaires de comportement que l'on peut observer dans un matériau métallique. L'assemblage de ces briques permet alors, en s'inscrivant dans le cadre thermodynamique détaillé précédemment, de formuler un modèle de comportement utilisable pour des calculs numériques et suffisamment précis pour décrire au mieux les évolutions expérimentales.

4.3 Comportement à l'état solide

Cette section se concentre sur la modélisation du comportement du matériau à l'état solide, c'est-à-dire jusqu'à sa température de solidus. La description du comportement d'un matériau passe par plusieurs étapes : le choix du modèle de comportement, l'identification des paramètres du modèle et si possible une phase de validation du jeu de paramètres identifié sur des essais hors base d'identification. Un modèle de comportement se définit finalement par l'assemblage des différentes briques de comportement élémentaire définis précédemment. Chaboche fût ainsi précurseur dans la proposition de ce type de modélisation [146, 133]. La détermination des différents paramètres du modèle se fait ensuite grâce aux essais mécaniques judicieusement choisis et associés à un protocole d'identification.

Conformément aux conclusions des chapitres 2 et 3, l'identification du comportement portera sur le matériau à l'état vieilli (V250) pour la gamme des températures de service (entre 25 et 250 °C), puis sur le matériau à l'état non vieilli pour les très hautes températures (de 350 à 530 °C).

4.3.1 Modèle de comportement

La littérature propose de nombreuses modélisations pour le comportement des alliages que ce soit à basses ou hautes températures. Les modèles phénoménologiques sont parmi les plus nombreux comme celui de Johnson-Cook [147] largement démocratisé de par sa simplicité, le modèle MTS [148] (Mechanical Threshold Stress), le modèle de Bodner-Partom [149] dont se sont inspirés les modèles Khan-Huang [150] et Khan-Liu [151] ou le modèle proposé par Lin [152].

Des modèles avec une inspiration plus "micro" sont également proposés comme le modèle de Zerilli et Armstrong [153], de Voyadjis [138], de Rusinek et Klepaczko [154] ou de Lin [155]. Pour plus de détails sur ces différentes modélisations les travaux de référence suivants peuvent être consultés [129, 156, 157]

Le comportement des alliages d'aluminium a déjà fait l'objet de nombreuses études au sein du Groupe PSA [4, 37, 35, 158]. Les premières modélisations ont adopté le formalisme du modèle de Chaboche, avec un écrouissage cinématique linéaire [4]. La poursuite de ces travaux a alors abouti à l'utilisation d'un écrouissage cinématique non-linéaire de type Armstrong-Frederick, également utilisé pour la modélisation d'autres métaux, comme la fonte [13]. Des modélisations avec des approches plus physiques ont également été proposées [37] en contrepartie d'une augmentation de la complexité du modèle. Toutefois, l'ensemble de ces travaux s'intéressait d'avantage aux températures de service qu'aux très hautes températures qui pourront alors nécessiter la mise en œuvre d'une modélisation plus complexe en termes de nombre de mécanismes en jeu.

Afin d'assurer une continuité des études réalisées au sein du Groupe PSA, ces travaux s'appuieront sur le formalisme du modèle de Chaboche. C'est un modèle phénoménologique multiaxial obéissant aux principes de la thermodynamique et au formalisme des matériaux standards généralisés [146]. Sa capacité à décrire des comportements complexes avec un nombre de paramètres limités a contribué à sa démocratisation au sein des bureaux d'études industriels. Ce modèle appartient à la classe des modèles unifiés [129], la déformation totale étant alors partitionnée ainsi :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{el} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} \tag{4.46}$$

avec, comme définit précédemment pour le cas isotrope :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{el} = \frac{1+\nu}{E}\underline{\underline{\sigma}} - \frac{\nu}{E}\mathrm{tr}(\underline{\underline{\sigma}})\underline{\underline{1}} \tag{4.47}$$

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \alpha\Delta T\underline{\underline{1}} \tag{4.48}$$

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} = \frac{\partial\Omega}{\partial f}\frac{\partial f}{\partial\underline{\underline{\sigma}}} = \dot{p}n \tag{4.49}$$

Le domaine d'élasticité est défini par la fonction de charge au sens de von Mises :

$$f = J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) - R \tag{4.50}$$

La normale associée s'exprime donc :

$$\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial\underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2}\frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})} \tag{4.51}$$

La loi d'écoulement dérive d'un potentiel viscoplastique décrit par :

$$\Omega(f) = \frac{K}{n+1}\left(\frac{\langle f\rangle}{K}\right)^{n+1} \tag{4.52}$$

Le multiplicateur viscoplastique $\dot{p}$ hérite donc d'une description de type loi de Norton :

$$\dot{p} = \frac{\partial\Omega}{\partial f} = \left(\frac{\langle f\rangle}{K}\right)^{n} \tag{4.53}$$

Le matériau ne présentant pas de durcissement cyclique significatif, une hypothèse simplificatrice est alors introduite, négligeant l'existence d'un écrouissage isotrope. La variable d'écrouissage isotrope se résume alors à une constante égale à la limite d'élasticité :

$$R = R_0 \tag{4.54}$$

L'écrouissage cinématique est piloté par la loi d'Armstrong-Frederick [127] :

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3}C\dot{\underline{\underline{\alpha}}} \tag{4.55}$$

avec

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = -\frac{\partial\Omega}{\partial\underline{\underline{X}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} - \dot{p}\frac{3D}{2C}\underline{\underline{X}} \tag{4.56}$$

Ensuite, toute amélioration du modèle passe de manière générale soit par une modification du potentiel viscoplastique, soit par une modification de l'expression des variables d'écrouissage. Les travaux suivants peuvent être cités pour plus d'approfondissements [120, 129].

Sous cette forme le modèle requiert l'identification de sept paramètres : deux pour l'élasticité (E et ν), un pour la limite d'élasticité (R_0), deux pour la viscosité (K et n) et deux pour l'écrouissage cinématique non linéaire (C et D). Ces variables sont susceptibles de varier avec la température.

Le modèle de Chaboche représente un bon compromis entre description de phénomènes mécaniques complexes et facilité de mise en œuvre numérique. Cette modélisation constituera donc le point de départ de ces travaux pour décrire le comportement de l'alliage. L'étape suivante consiste alors à mener une identification des paramètres du modèle à l'aide de la base expérimentale à disposition.

4.3.2 Identification des paramètres

L'identification des paramètres est réalisée avec l'appui du logiciel de calcul Zset [159, 160] et notamment son module d'optimisation Z-Optim. La méthode d'identification repose classiquement sur la minimisation d'une fonction coût qui évalue, pour chaque jeu de paramètres, la différence entre les données expérimentales et la simulation (voir figure 4.4).

À partir d'un jeu de paramètre initial, l'algorithme d'optimisation va converger vers la solution offrant une minimisation de la fonction coût en appliquant des petites variations à chaque paramètre et en évaluant la qualité du comportement simulé. L'optimisation est interrompue lorsque le résidu est inférieur au critère d'arrêt ou lorsque le nombre d'itérations maximum est atteint.

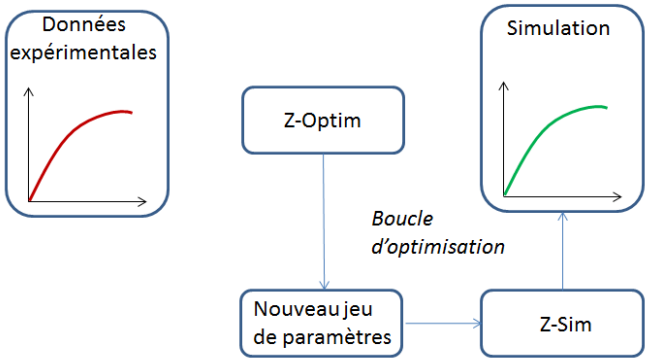


FIGURE 4.4 – Principe d'optimisation des paramètres sur Z-Optim [160]

Dans le cadre de cette étude, la fonction coût repose sur une méthode standard des moindres carrés et l'algorithme d'optimisation utilisé est celui de Levenberg-Marquardt [161, 162]. Cet algorithme couramment utilisé n'est cependant pas sans défauts [45]. Face à un résidu évoluant de manière non monotone dans l'espace des paramètres, l'optimisation peut mener à une convergence vers un minimum local. Dans le cas où plusieurs minimums équivalents co-existent, la solution sera alors dépendante des valeurs initiales des paramètres. Sans a priori sur l'ordre de grandeur des paramètres recherchés, le processus d'optimisation peut alors rapidement devenir fastidieux.

Afin de guider l'optimisation et de contraindre les résultats admissibles, en excluant les valeurs qui n'auraient par exemple pas de sens physique, un intervalle de variation doit être défini pour chaque variable à identifier. Des variables avec des significations physiques et des bornes bien identifiées sont un avantage significatif pour cette étape, l'idéal étant de pouvoir identifier directement la variable à partir des essais expérimentaux, permettant alors de l'exclure du processus d'identification.

Le processus mathématique étant complexe (d'autant plus que le nombre de constante à identifier est important), mener une identification de tous les paramètres en une seule étape conduit généralement à converger vers un minimum local éloigné d'une solution optimale. Une solution

est alors de fractionner l'identification en plusieurs étapes. En isolant une phase de l'essai où un mécanisme est dominant, il est alors plus aisé d'identifier les paramètres associés. Typiquement, les paramètres propres à la viscosité seront identifiés sur une phase de relaxation ou de fluage alors que les paramètres propres à l'écrouissage seront identifiés sur des chargements cycliques.

Une solution alternative en terme d'optimisation, mais plus coûteuse, est d'utiliser un algorithme génétique. Le principe est alors de générer une population de jeux de paramètres, puis à chaque étape, de conserver les meilleurs et de remplacer les moins bons par des nouveaux jeux de paramètres [163, 46]. Cette méthode permet ainsi de s'affranchir du problème de choix des paramètres initiaux mais demande un nombre d'itération plus élevé pour être efficace.

Pour mener la phase d'identification sur un modèle de type Chaboche, la base d'identification se compose des essais d'écrouissage cyclique à basse température et de traction-relaxation-cycle à haute température. Ces essais sont suffisamment riches, comprenant des phases d'élasticité, de plasticité et de viscosité, pour identifier tous les paramètres du modèle. Les essais de fluage et de traction-relaxation permettront ainsi de procéder à l'étape de validation. La première étape du processus d'identification est la définition des valeurs initiales de chaque paramètre et de l'intervalle dans lequel ils peuvent évoluer.

Définition des paramètres initiaux

Le modèle de Chaboche standard comporte sept paramètres : E, ν, K, n, R_0, C et D. Les paramètres E et ν sont identifiés expérimentalement comme détaillé au chapitre 3, ils n'ont donc pas vocation à être optimisés. Pour identifier les cinq autres paramètres, il faut d'abord définir une gamme de variation acceptable afin de réduire le champ des recherches. D'après le retour d'expérience sur ces matériaux, des plages de variation des paramètres peuvent être définies (voir tableau 4.1). Les valeurs initiales des paramètres peuvent ensuite être fixées à la valeur moyenne de l'intervalle défini.

Variable	Min	Max	$\propto T$
n	3	10	$\searrow$
K	20	200	-
R_0	0	150	$\searrow$
C	5 000	65 000	$\searrow$
D	250	2 000	-

Table 4.1 – Plage d'optimisation des paramètres

La sensibilité à la contrainte, n, augmente de concert avec la sensibilité de la vitesse de déformation à la contrainte appliquée. Pour un métal pur, cette sensibilité est évaluée entre 1 et 6 [60]. Elle peut toutefois être un plus élevée pour des alliages à basse température lorsque la plasticité devient dominante.

Le paramètre K n'a pas une évolution monotone, il doit être faible à basse température, lorsque l'effet de la vitesse est faible, mais également à haute température, lorsque la capacité d'écrouissage devient faible, la contrainte visqueuse étant limitée par celle-ci. Des évolutions en cloche sont donc généralement obtenues. Si le paramètre K tend vers zéro le comportement devient insensible à la vitesse de déformation, ce qui est équivalent à un modèle de plasticité instantanée.

La limite d'élasticité initiale R_0 ne peut être, par définition, plus importante que les limites d'élasticité conventionnelles observées sur des essais de traction ou plus importante que les contraintes permettant d'observer un phénomène de fluage ou de relaxation. Le module d'écrouissage C ne peut, pour un métal, être supérieur au module de Young, ce qui offre également une borne supérieure.

Processus d'optimisation

Le processus d'optimisation se fait sur l'essai d'écrouissage cyclique qui permet de mettre à contribution toutes les variables du modèle. Une première estimation des paramètres n, K et R_0 peut se faire sur la première relaxation, lorsque l'écrouissage généré par la première montée est négligeable. En se basant sur la loi de Norton [143] :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{vp} = \left(\frac{\sigma - R}{K}\right)^n = \frac{-\Delta\sigma}{\Delta t\ E} \tag{4.57}$$

$$\ln\left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{vp}\right) = n\ \ln\left(\sigma - R\right) - n\ \ln\left(K\right) \tag{4.58}$$

Le processus d'optimisation est défini comme suit :

1. Optimisation des paramètres liés à la viscosité n, K et R_0 sur la première relaxation de l'essai
2. Optimisation des paramètres liés à l'écrouissage, C et D (n, K et R_0 fixes) sur les boucles stabilisées
3. Optimisation de n, K et R_0 (C et D fixes) sur l'ensemble de l'essai
4. Optimisation de toutes les variables sur l'ensemble de l'essai

Ce processus est valable pour l'identification des paramètres pour une température donnée. Il faut alors réitérer le processus pour toutes les températures. Compte tenu du nombre de paramètres à identifier et de l'absence de loi d'évolution de ces derniers avec la température, les identifications sont menées de façon indépendante pour chaque température. Évidemment, la complexité du modèle pour un essai donné permet de trouver de multiples jeux de paramètres équivalents d'un point de vue mathématique. Cette trop grande liberté peut alors mener à des évolutions parfois chaotiques d'un paramètre en fonction la température. Une telle identification peut ainsi se révéler problématique lors d'un calcul anisotherme ou à une température intermédiaire qui mènerait à des interpolations hasardeuses entre deux températures identifiées.

Une fois les identifications obtenues pour l'ensemble des températures, une dernière étape consiste alors à essayer de converger vers des évolutions monotones des paramètres, qui peut se faire à partir de retour d'expérience sur l'évolution probable d'un paramètre avec la température, comme indiqué dans le tableau 4.1. La phase d'identification, bien qu'aidée par des algorithmes d'optimisation, peut donc se montrer laborieuse, notamment lorsque des jeux de paramètres comportant une évolution monotone avec la température sont désirés.

Phase d'identification

La première phase d'identification pour le modèle de Chaboche s'est donc faite sur les essais d'écrouissage cyclique disponibles pour toute la gamme de température de service, entre 25 et 250 °C pour la condition vieillie 200 heures à 250 °C (V250). De manière générale, obtenir un résultat satisfaisant pour un essai à une température est relativement simple. Un exemple d'identification est présenté figure 4.5.

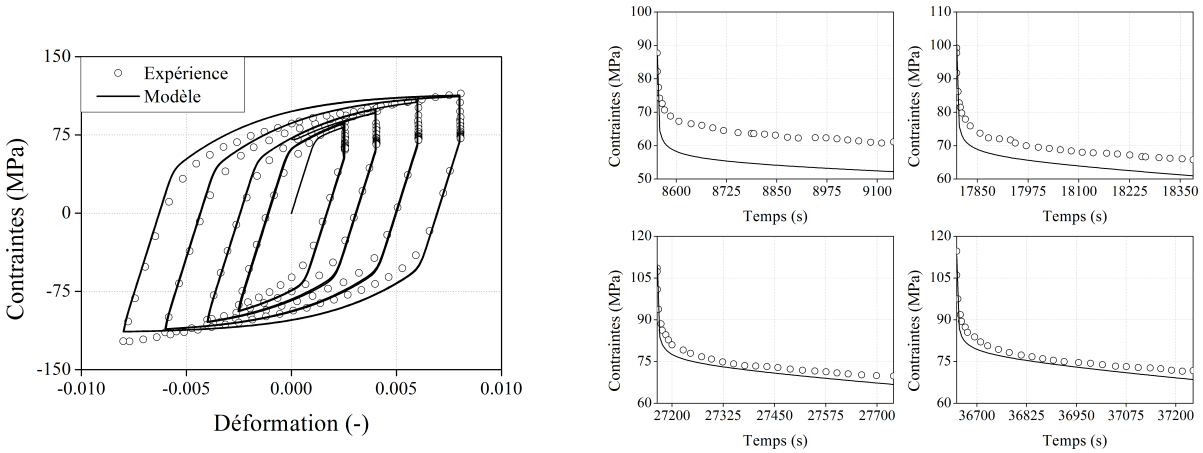


FIGURE 4.5 – Identification sur un essai d'écrouissage cyclique à 200 °C sur une éprouvette V250

Toutefois, les solutions jugées satisfaisantes sont assez nombreuses avec des jeux de paramètres pouvant avoir des valeurs très différentes selon les valeurs initiales choisies pour chaque paramètre. Pour mieux comprendre ces observations, une cartographie du résidu d'optimisation est réalisée pour un essai d'écrouissage cyclique. Pour cela un grand nombre de combinaisons, choisi selon une discrétisation judicieuse dans l'espace possible des paramètres sont simulées, puis le résidu correspondant à la différence au sens des moindres carrés entre la simulation et les données expérimentales est tracé (voir figure 4.6). Les résultats illustrent bien la présence d'une surface optimale et non pas un unique minimum global. Le jeu de paramètres issu du procédé d'optimisation sera donc directement dépendant des valeurs initiales des paramètres fournis en entrée.

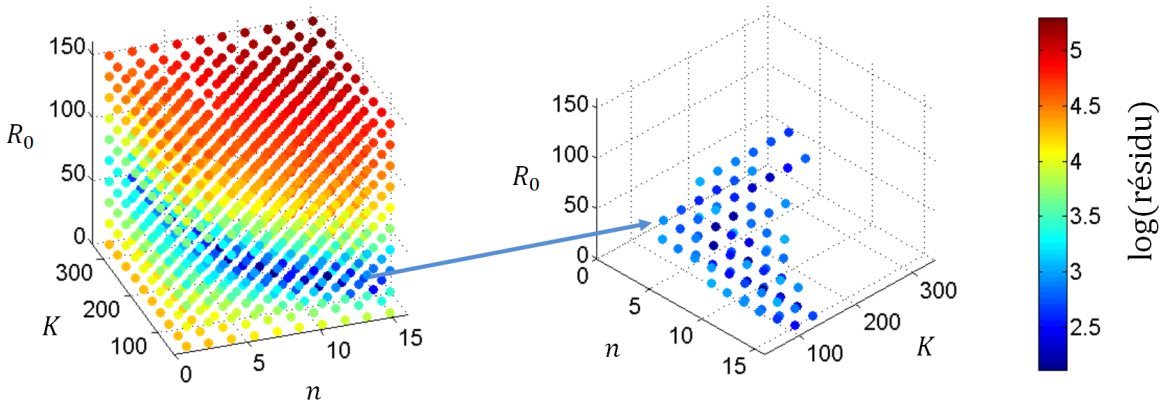


FIGURE 4.6 – Cartographie des résidus de l'identification d'un écrouissage cyclique avec une éprouvette V250 à 200 °C

Il est alors possible d'avoir des identifications avec un résidu équivalent pour des jeux de paramètres extrêmement différents qui transcrivent des réponses mécaniques assez proches qu'il est difficile de départager visuellement et à fortiori de manière automatique. Pour illustrer ces observations, trois jeux de paramètres équivalents du point de vue du résidu sont choisis afin d'observer la réponse du modèle pour des jeux très différents (voir tableau 4.2). Les résultats sont illustrés figure 4.7. Il est difficile, sur un unique essai et à une seule température de guider le choix du jeu de paramètre optimal.

Cas	n	K	R
1	4.6	193	37
2	7.2	112	34
3	11.9	143	1

TABLE 4.2 – Différents jeux de paramètres optimum pour l'identification

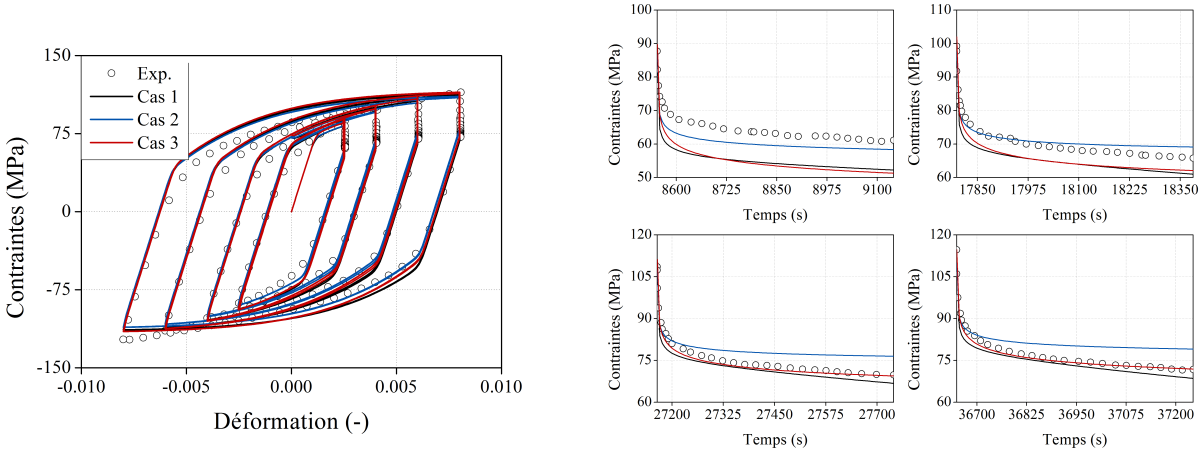


FIGURE 4.7 – Exemple d'identification sur un essai d'écrouissage cyclique avec une éprouvette V250 à 200 °C pour trois jeux de paramètres différents

Face à ces nombreuses solutions l'identification est pensée de manière globale. C'est-à-dire que le choix entre les différents jeux de paramètres optimaux est fait de façon à former des évolutions les plus monotones possibles en fonction de la température. L'identification sur les essais d'écrouissage cyclique pour les éprouvettes V250 mène aux évolutions des paramètres tracés figure 4.8. Les valeurs des paramètres n et R ont été ici contraintes à évoluer de manière linéaire pour réduire l'espace des paramètres admissibles. Les identifications associées pour les éprouvettes V250 sont tracées à la figure 4.9.

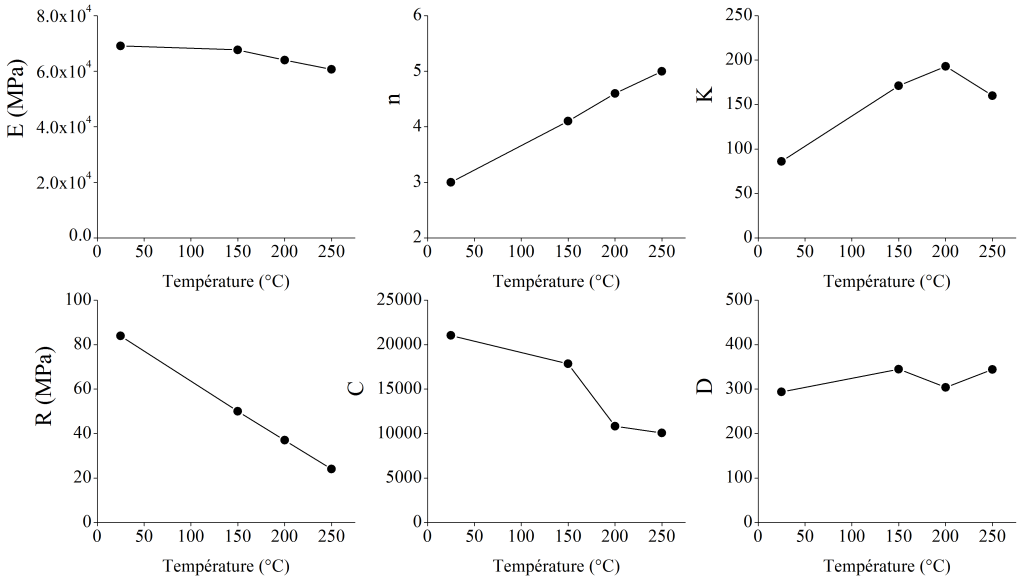
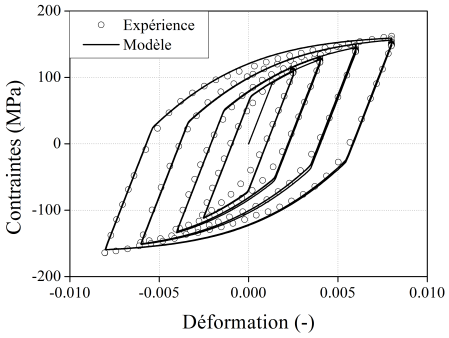
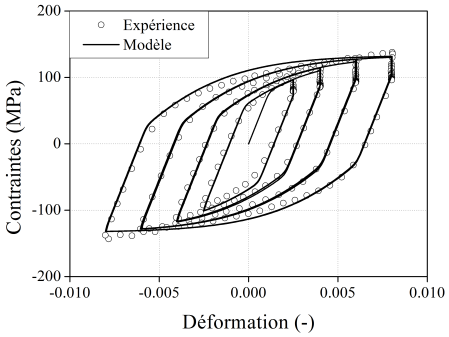


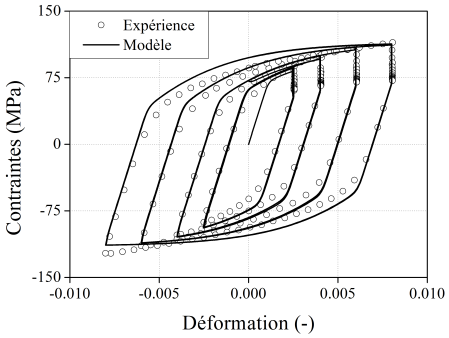
FIGURE 4.8 – Valeur des paramètres en fonction de la température pour l'état V250



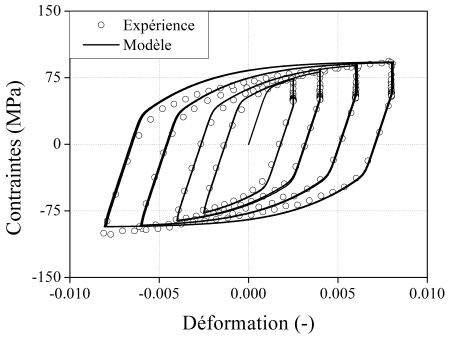
(a) Éprouvette V250 - 25 °C



(b) Éprouvette V250 - 150 °C



(c) Éprouvette V250 - 200 °C



(d) Éprouvette V250 - 250 °C

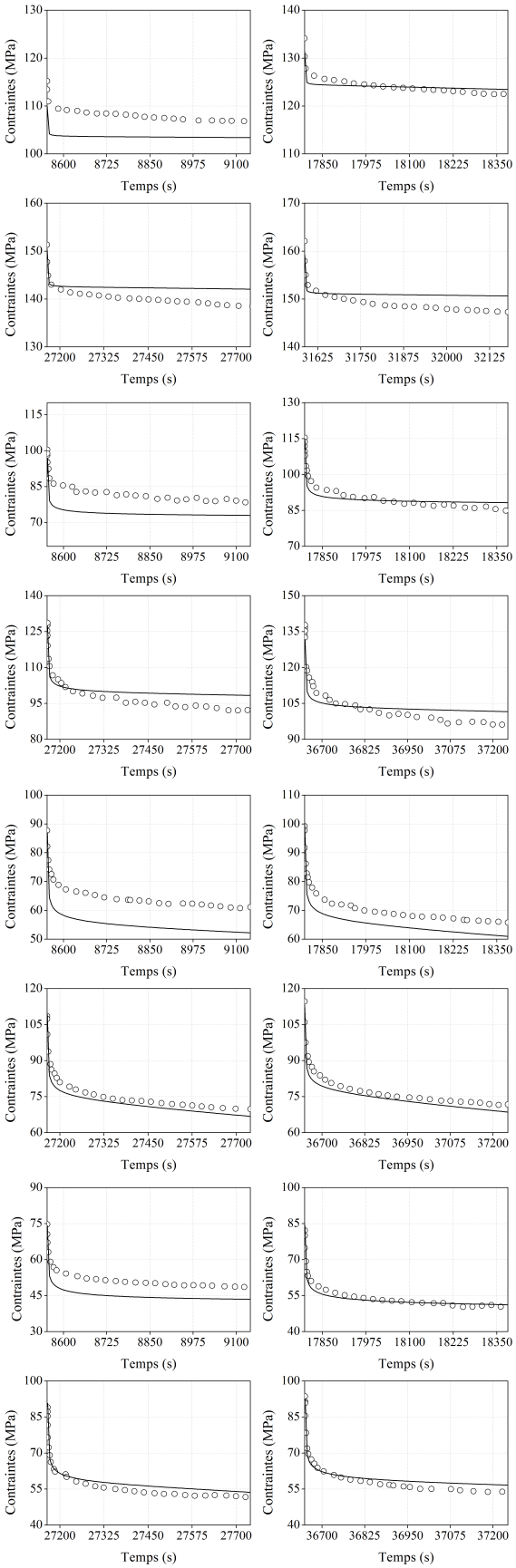


FIGURE 4.9 – Identification du modèle pour une éprouvette V250 entre 25 et 250 °C

Une bonne correspondance globale peut être remarquée entre le modèle et les données expérimentales, autant pour le cycle global que pour les phases de relaxation. Les paramètres identifiés donnent des résultats satisfaisants pour les essais d'écrouissage cyclique, que ça soit au niveau de la description de la réponse contrainte - déformation ou de la description des phases de relaxation dans l'espace contraintes - temps.

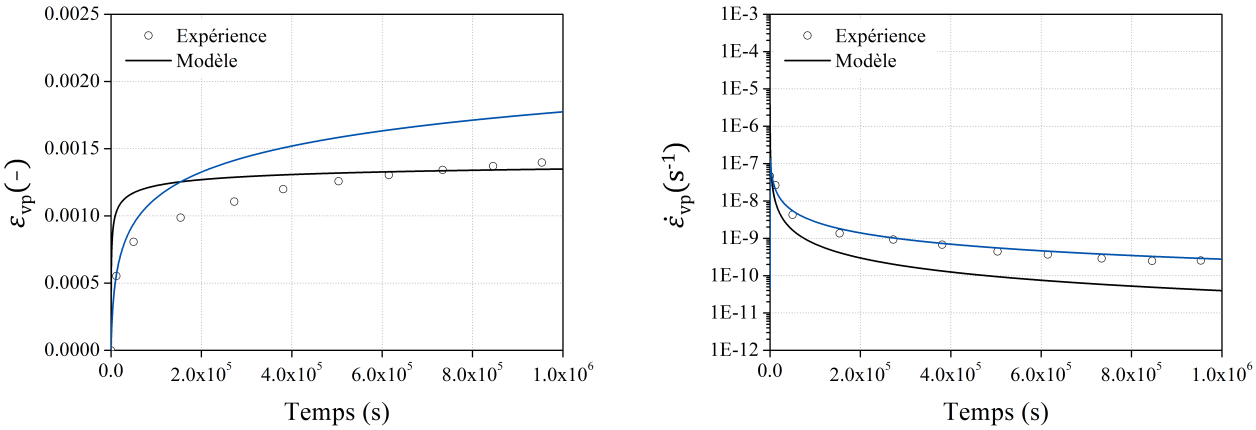
Validation du modèle

Une fois les jeux de paramètres identifiés à l'aide des essais d'écrouissage cyclique, une phase de validation est menée sur les essais de traction-relaxation et de fluage afin d'évaluer la pertinence de l'identification. Si les essais de traction-relaxation sont bien décrit, les essais de fluage sont de manière générale compliqués à décrire avec les jeux de paramètres identifiés. Ce point est bloquant étant donné que la description des déformations aux temps longs est une problématique majeure pour le dimensionnement de la structure. La figure 4.10 illustre la problématique, avec la courbe noire qui correspond à l'identification faite de manière globale avec des évolutions de paramètres cohérentes avec la température.

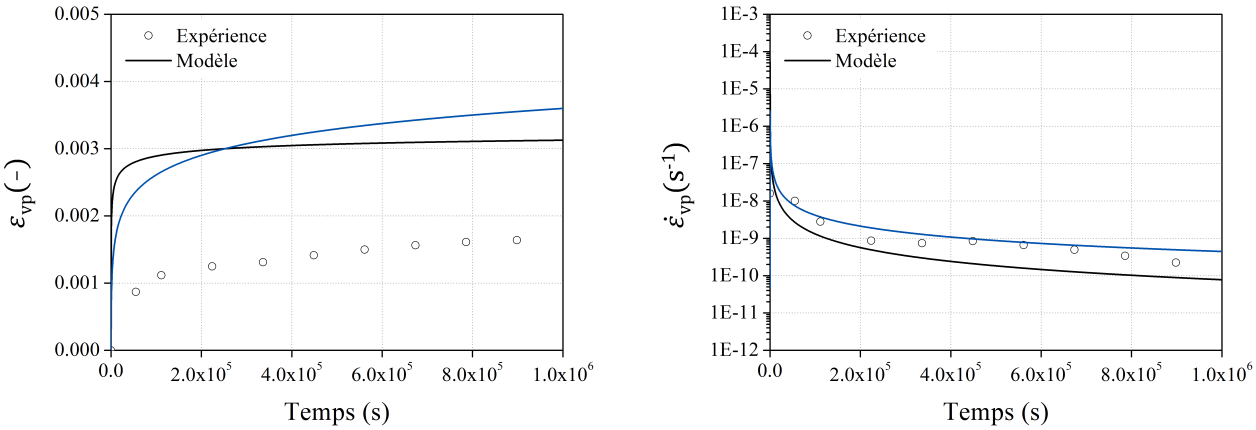
Si cette identification permet une identification satisfaisante pour les phases de relaxation des essais d'écrouissage cyclique, la description des essais de fluage, en dehors de la base d'identification, est mauvaise, y compris en termes de vitesse de déformation viscoplastique qui peut s'avérer être une grandeur plus pertinente à analyser. En effet, quelques précautions sont à prendre quant à l'interprétation des niveaux de déformation viscoplastique lors d'essais de fluage. Les résultats présentés sont le fruit de plusieurs campagnes réalisées par différents prestataires d'essais. Ainsi certaines variations peuvent apparaître du fait de la machine ou de la procédure d'essai utilisée. Sur ce dernier point, des différences ont pu être constatées sur la détermination de la déformation inélastique initiale atteinte à la contrainte cible. Déterminer la déformation inélastique initiale demande une évaluation de la déformation élastique, et donc du module de Young. L'instant de fin de mise en charge, qui se fait généralement par poids morts n'est pas évident à déterminer avec précision. Se concentrer sur l'évolution des vitesses de déformation viscoplastique permet ainsi de se détacher de ces problématiques et d'évaluer la capacité du modèle à décrire l'évolution de la déformation viscoplastique sur un temps long.

Suite à ces observations, en menant une phase d'identification directement avec les essais de fluage à une température fixée (200 °C) et en élargissant les bornes de l'espace des paramètres (avec notamment un paramètre n plus élevé, $n = 12$ dans ce cas), une description correcte des essais de fluage peut être obtenue. Les résultats sont représentés figure 4.10 par la courbe bleue. Une meilleure description des vitesses de déformation peut être observée par rapport à l'identification initiale tout en conservant une identification satisfaisante de l'essai d'écrouissage cyclique et de ses phases de relaxation pour ce nouveau jeu de paramètre à 200 °C.

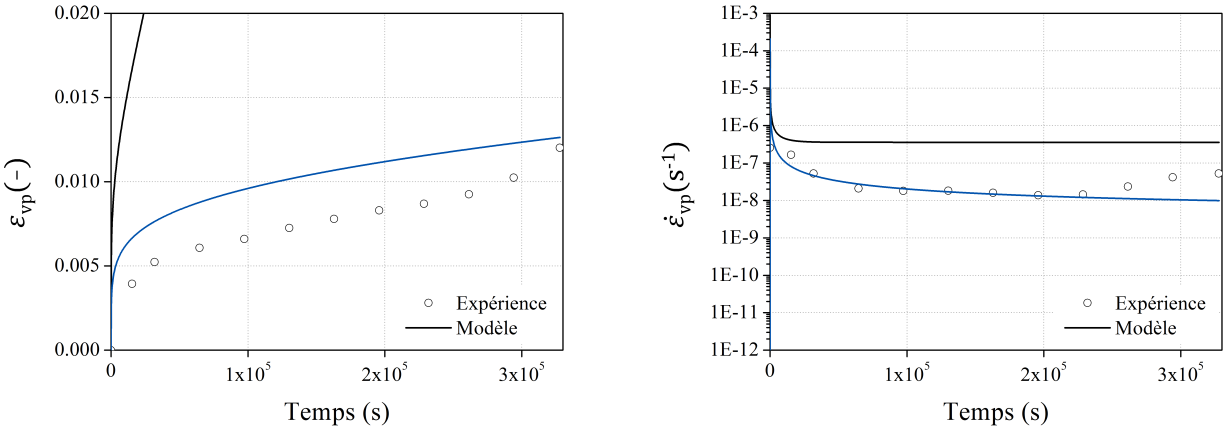
Finalement, il est possible de converger vers une identification satisfaisante pour une température identifiée de manière isolée mais cette solution ne semble pas adaptée aux objectifs de cette étude. D'une part les valeurs identifiées, notamment le paramètre n de sensibilité à la contrainte, s'éloignent fortement des valeurs théoriques. Sans bornes physiques, l'espace des paramètres devient alors bien plus vaste et rend la définition d'un protocole d'identification compliqué. D'autre part, l'abandon de considérations physiques et théoriques pour une identification purement phénoménologique engendre des évolutions de paramètres avec la température sans tendance claire et la robustesse du modèle pour décrire des chargements anisothermes hors base d'identification devient plus incertaine.



(a) Éprouvette V250 - 200°C - 50 MPa



(b) Éprouvette V250 - 200°C - 60 MPa



(c) Éprouvette V250 - 200°C - 80 MPa

FIGURE 4.10 – Simulation des essais de fluage pour une éprouvette V250 à 200 °C pour les jeux de paramètres identifiés de manière globale (courbe noire) et sans considération des autres essais (courbe bleue)

L'identification du modèle de Chaboche pose donc plusieurs problèmes :

- Une phase d'identification laborieuse due à une surface d'optimisation optimale très étendue.
- Un protocole d'identification difficile à définir en raison des jeux de paramètres optimaux présentant des valeurs de paramètres en dehors des valeurs théoriques standards et des évolutions avec la température complexes à paramétrer.
- Les évolutions chaotiques des paramètres avec la température pourront mener à des interpolations douteuses lors de calculs anisothermes.
- La robustesse du modèle et sa capacité à décrire des chargements hors base d'identification sera probablement faible compte-tenu du manque de lien avec les mécanismes physique en jeu lors de l'identification des paramètres.

Ces différents points sont bloquants pour conserver le modèle de comportement sous sa forme actuelle. Il faut noter que l'introduction d'un terme de restauration statique (sous la forme proposée par Chaboche [129]) a également été testée afin d'améliorer la description des essais à haute température. Toutefois, les mêmes problématiques d'identification se posent et cet ajout n'a pas permis de converger vers des jeux de paramètres présentant des valeurs plus proches des valeurs théoriques ou avec des évolutions plus monotones.

Suite à l'analyse de cartographies de résidus pour différents essais à différentes températures, le modèle de Chaboche ne semble pas adapté, en l'état, pour décrire finement le comportement de l'alliage étudié sur de larges gammes de vitesses de déformation et de températures en conservant un protocole d'identification basé sur des données physiques.

De plus, la faible capacité du modèle à décrire des essais de fluage à partir d'une identification menée avec des essais d'écrouissage cyclique peut être problématique dans un contexte industriel où les essais de fluage ne font pas nécessairement partie de la base d'identification, du fait notamment de leur durée.

Ces observations mènent alors vers la recherche d'une modélisation plus proche de la description des phénomènes physiques en jeu en modifiant des termes du modèle. L'objectif est de faciliter la phase d'identification tout en offrant une bonne description des phénomènes viscoplastiques.

4.4 Vers une formulation plus adaptée

Face à la difficulté à décrire le comportement du matériau considéré sur des gammes de vitesse de déformation très larges, une solution alternative a alors été envisagée. Cette démarche s'inscrit dans la continuité des travaux de Rémy [142]. L'objectif est de conserver un modèle relativement simple avec la structure d'un modèle de Chaboche mais en s'inspirant des mécanismes physiques sous-jacents pour formuler les termes du modèle. Le principal inconvénient du modèle de Chaboche, outre la phase d'identification en elle-même, réside dans la difficulté à pouvoir décrire des phénomènes visqueux sur différentes gammes de sollicitations, notamment en relaxation et en fluage. L'axe de recherche s'est alors orienté vers l'amélioration de la formulation de la modélisation en s'inspirant des mécanismes physiques contrôlant la viscoplasticité du matériau. Dans ce domaine Frost et Ashby [60] ont proposé un guide détaillé des mécanismes physiques en jeu.

Cette stratégie a pour but de permettre une meilleure description des réponses en fluage et en relaxation, mais également, par ses fondements théoriques, à faciliter la phase d'identification. Pour cela, le potentiel viscoplastique sera modifié et un terme de restauration statique associé sera introduit.

4.4.1 Mécanismes de déformation et cartes d'Ashby

Frost et Ashby [60] ont travaillé sur l'élastoviscoplasticité des métaux et notamment sur la représentation des différents régimes existants selon la température et la contrainte appliquée.

Aux basses températures ou pour des contraintes élevées, la déformation se fait principalement par glissement des dislocations ce qui correspond à de la plasticité. Avec l'augmentation de la température, de nouveaux mécanismes de déformation apparaissent avec l'amélioration de la mobilité des atomes. La déformation peut alors résulter d'un transport de matière par diffusion aux joints de grains ou au sein même des grains pour des températures encore plus élevées.

Pour des alliages contenants des précipités ou plus généralement des obstacles au glissement, la déformation viscoplastique se fait alors par montée des dislocations. Aux températures intermédiaires, la cinétique de montée est contrôlée par la diffusion au cœur des dislocations [58] et pour les hautes températures, par la diffusion en volume ou en réseau. Pour les très faibles contraintes à haute température, il est commun de distinguer un régime purement diffusionnel qui ne sera cependant pas pris en compte dans ces travaux, les contraintes en jeu étant particulièrement faibles (inférieures au mégapascal), ce régime concerne un très faible volume de la structure et se trouve aussi difficilement accessible expérimentalement sur des essais standards.

À partir de ces observations, Frost et Ashby proposent alors des cartographies des mécanismes de déformation en fonction de la contrainte de cisaillement et de la température, normalisées respectivement par le module de cisaillement et la température de fusion. Une de ces cartes pour un aluminium pur est présenté figure 4.11. Quatre grands domaines peuvent alors être distingués :

- plasticité - glissement,
- viscosité basse température - montée par diffusion au cœur des dislocations,
- viscosité haute température - montée par diffusion en volume,
- diffusion - mécanisme de flux diffusionnel pur.

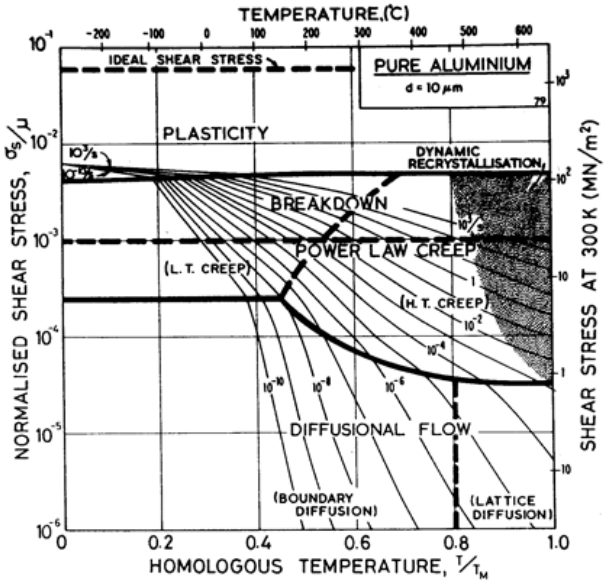


FIGURE 4.11 – Carte des mécanismes de déformation d'Ashby pour un aluminium pur [60]

Des lignes d'isovaleurs de vitesse de déformation sont également représentées, ce qui permet alors rapidement, à partir de la contrainte et de la température d'avoir une idée a priori des vitesses de déformation qui seront en jeu. Cet outil peut être très utile notamment dans des phases amont de conception industrielle. Par exemple, lors d'une phase de dimensionnement d'un carter-cylindres, en connaissant la contrainte et la température locale, il est alors possible d'évaluer l'ordre de grandeur des vitesses de déformation qui seront présentes et donc les potentielles déformées de fûts associées.

4.4.2 Développement du modèle

La formulation d'un nouveau potentiel viscoplastique constitue la première étape du développement du modèle proposé. Il est basé sur les mécanismes physiques qui contrôlent le comportement viscoplastique d'un alliage contenant des obstacles au glissement. Plusieurs auteurs ont pu montrer que pour les températures intermédiaires et plus élevées, la viscosité est contrôlée par des phénomènes de montée des dislocations. Les lois puissance, comme la loi de Norton, décrivent assez bien ces phénomènes avec un exposant dépendant du régime de diffusion prépondérant. Le mouvement des dislocations peut être contrôlé par une diffusion à coeur ($< 0,6\ T_f$) ou par une diffusion en volume ($> 0,6\ T_f$) [60]. Pour ces deux cas de figure, le comportement viscoplastique dérive de l'équation d'Orowan [164] :

$$\dot{\varepsilon}^{vp} \propto \rho_m b \frac{\Delta L}{t} \tag{4.59}$$

avec b la norme du vecteur de burgers, ΔL la distance libre de glissement, t le temps moyen de franchissement de l'obstacle et ρ_m la densité de dislocation mobile.

En considérant un alliage contenant des obstacles significatifs au glissement, la distance libre de glissement peut alors être estimée comme la distance inter-précipités tel que $\Delta L \approx \lambda_{obs}$. Sur ce type d'alliage, la montée des dislocations pilote la vitesse moyenne du déplacement des dislocations [60].

Dans ce cas, le temps moyen du franchissement peut être supposé égal à $t = h_{obs}/v_{climb}$ avec h_{obs} la hauteur de l'obstacle. Il vient alors :

$$\dot{\varepsilon}^{vp} \propto \rho_m b \frac{\lambda_{obs}}{h_{obs}} v_{climb} \tag{4.60}$$

De plus, la vitesse de montée des dislocations peut s'exprimer telle que [165, 166] :

$$v_{climb} \approx \frac{D_{eff}}{b} \left(\frac{\mu \Omega}{kT} \right) \left(\frac{\tau_{eff}}{\mu} \right) \tag{4.61}$$

avec τ_{eff} la contrainte locale normale au plan de glissement, k la constante de Boltzmann, μ le module de cisaillement, Ω le volume atomique et D_{eff} le coefficient de diffusion effectif, défini tel que [167, 168, 169] :

$$D_{eff} \quad = \quad D_c \ f_c + D_v \ f_v \tag{4.62}$$

avec D_c le coefficient de diffusion à cœur, D_v le coefficient de diffusion volumique, f_c et f_v les fractions volumiques associées à chaque type de diffusion. Les coefficients de diffusion répondent à des lois thermiquement activées, et ainsi :

$$D_x \quad = \quad D_{0x} \exp\left(- \frac{Q_x}{RT} \right) \tag{4.63}$$

avec R la constante des gaz parfaits, Q_x l'énergie d'activation associée au type de diffusion et D_{0x} une constante. La fraction volumique associé à la diffusion en cœur de dislocation f_c peut être approchée par [60] :

$$f_c = a_c \ \rho_m \tag{4.64}$$

avec a_c l'aire de la section du cœur de dislocation dans laquelle la diffusion prend place. En revenant à l'équation 4.60, il reste à expliciter le terme de dislocations mobiles. En suivant la proposition faite par Argon [170], la densité de dislocation mobile peut être reliée à la contrainte locale effective τ_{eff} à l'échelle du plan de glissement :

$$\rho_m \quad \propto \quad \left(\frac{\tau_{eff}}{\mu b} \right)^2 \tag{4.65}$$

Les équations décrites précédemment sont valables à l'échelle d'un plan de glissement. La transition vers une échelle macroscopique empêche l'utilisation de τ_{eff} comme grandeur motrice de l'évolution des dislocations. Par analogie avec d'autres modèles [129], la fonction de charge f est choisie comme fonction représentative de l'état de contraintes à l'échelle macroscopique. En supposant que la population d'obstacles est constante sur toute la gamme de température étudiée, le ratio λ_{obs}/h_{obs}, utilisé dans l'équation 4.60 peut ensuite être considéré comme constant. Finalement, en s'inspirant de la physique à l'échelle des plans de glissement, le multiplicateur viscoplastique peut s'exprimer tel que :

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_{0c} \exp\left(- \frac{Q_c}{RT} \right) \left\langle \frac{f(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})}{\mu} \right\rangle^5 + \dot{\varepsilon}_{0v} \exp\left(- \frac{Q_v}{RT} \right) \left\langle \frac{f(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})}{\mu} \right\rangle^3 \tag{4.66}$$

avec $\dot{\varepsilon}_{0c}$ et $\dot{\varepsilon}_{0v}$ deux termes pré-exponentiels indépendants de la température et à identifier. Les énergies d'activation Q_c et Q_v possèdent des valeurs identifiées dans la littérature pour des métaux purs. Ces valeurs fournissent à minima un ordre de grandeur ou une valeur initiale fiable. Avec cette formulation, l'exposant n est quant à lui directement fixé par les hypothèses théoriques considérées. Le nombre de paramètre à identifier diminue d'autant plus que le nombre de températures d'essais est important, ce qui souligne bien l'avantage du recours à des formalismes basés sur la description de phénomènes physiques.

Concernant la modélisation de l'écrouissage, celle-ci étant moins problématique que la modélisation du comportement visqueux, offrant une description satisfaisante du comportement plastique du matériaux, le terme d'écrouissage cinématique non linéaire d'Armstrong-Frederick [127, 171] est conservé. Pour rappel, ce terme s'écrit :

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \frac{2}{3} C \dot{\underline{\underline{\alpha}}} \tag{4.67}$$

avec

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp} - \frac{3D}{2C} \underline{\underline{X}} \dot{p} \tag{4.68}$$

avec C le module d'écrouissage cinématique et D un paramètre à identifier, tous deux dépendants de la température. Les observations expérimentales décrites dans le chapitre 3 ont démontré l'utilité d'introduire un terme de restauration statique dans le modèle. Ce terme peut-être introduit directement dans le terme d'écrouissage cinématique comme dans le modèle de Chaboche tel que [129, 172, 173] :

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp} - \frac{3D}{2C} \underline{\underline{X}} \dot{p} - \dot{\underline{\underline{\alpha}}}^{stat} \tag{4.69}$$

La littérature propose de nombreux modèles pour prendre en compte la restauration statique [174, 175, 129]. Dans la continuité du développement introduit pour la formulation du nouveau potentiel viscoplastique, un terme de restauration statique est proposé en suivant le même cheminement basé sur les mécanismes physiques à l'origine de ce comportement.

Pour les alliages à durcissement structural, contenant des précipités avec une résistance significative, comme détaillé au chapitre 2, l'écrouissage cinématique est directement lié à l'hétérogénéité de la distribution des dislocations. Avec la présence de précipités ou plus généralement d'obstacles, cette hétérogénéité peut prendre la forme d'empilement de dislocations [176], de multipôles ou de boucles d'Orowan [55]. En considérant que la population d'obstacles est stable pendant le chargement, le taux d'annihilation des boucles d'Orowan $\dot{n}^{stat}$, principal responsable du phénomène de restauration statique, peut être considéré comme proportionnel à la vitesse de montée des dislocations et au nombre de dislocations n dans l'empilement :

$$\dot{n}^{stat} \propto n \; v_{climb} \tag{4.70}$$

Étant donné que l'écrouissage cinématique est contrôlé par le nombre de dislocations dans l'empilement, il est alors possible d'exprimer :

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}}^{stat} \propto v_{climb} \; \underline{\underline{\alpha}} \tag{4.71}$$

En suivant un développement similaire à celui présenté pour le potentiel viscoplastique, à l'échelle

macroscopique, en reprenant les équations 4.60 à 4.65, le terme de restauration statique peut alors s'exprimer tel que :

$$\dot{\underline{\underline{\alpha}}}^{stat} = \left[\dot{\varepsilon}_{1c}\exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)\left\langle\frac{J(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu}\right\rangle^3 + \dot{\varepsilon}_{1v}\exp\left(-\frac{Q_v}{RT}\right)\left\langle\frac{J(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu}\right\rangle\right]\underline{\underline{\alpha}} \tag{4.72}$$

L'introduction de ce terme de restauration statique ajoute deux constantes supplémentaires indépendantes de la température : $\dot{\varepsilon}_{1c}$ et $\dot{\varepsilon}_{1v}$. La méthodologie de construction de ce terme permet ainsi d'obtenir une description basée sur des considérations physiques tout en introduisant uniquement deux paramètres supplémentaires à identifier. Cette proposition constitue une alternative au modèle proposé par Rémy [142] comportant un nombre significatif de paramètres dépendants de la température.

Un modèle de comportement complet est alors obtenu et permet de décrire le comportement dans les zones où le mécanisme de montée des dislocations est dominant. Toutefois, le formalisme développé pour les hautes températures ne suffit plus pour décrire les basses températures lorsque le glissement devient le mécanisme dominant. L'ajout d'un terme supplémentaire est ainsi nécessaire pour étendre la validité d'application du modèle.

Prise en compte du phénomène de glissement :

Pour les faibles températures ou les fortes contraintes, outre les termes de diffusion, le phénomène de glissement peut devenir prépondérant, résultant en une modification notable du régime viscoplastique. Ce phénomène a été observé par exemple sur les essais à 150 °C comme illustré figure 4.12. Un changement de pente notable est observé à 110 MPa, traduisant un changement de régime viscoplastique. La prise en compte de cet effet peut se faire par l'introduction d'un terme supplémentaire dans l'expression du multiplicateur viscoplastique. Ce type de formulation a déjà été utilisé dans la littérature avec diverses stratégies, les travaux de Sehitoglu et de Arzt peuvent notamment être cités [43, 177].

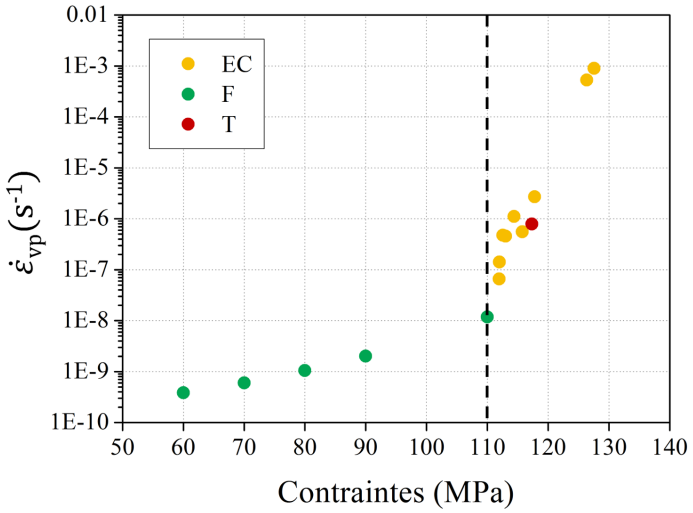


FIGURE 4.12 – Illustration du phénomène de changement de pente à l'approche des fortes contraintes en raison d'une prépondérance du glissement (150 °C).

En s'inspirant de la stratégie proposée par Artz, un coefficient C_g, représentant la proportion de

glissement variant entre 0 et 1, est introduit dans la description du multiplicateur viscoplastique qui prend alors la forme suivante :

$$\dot{p} = \frac{\dot{\varepsilon}_{0c} \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)\left\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \right\rangle^5 + \dot{\varepsilon}_{0v} \exp\left(-\frac{Q_v}{RT}\right)\left\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \right\rangle^3}{1 - C_g} \tag{4.73}$$

Cette méthode empirique permet d'introduire un terme correctif au multiplicateur viscoplastique afin de prendre en compte la prépondérance du glissement aux fortes contraintes. Formulé ainsi, lorsque le glissement n'intervient pas dans l'écoulement, $C_g = 0$ ce qui revient à l'équation initiale. Puis, lorsque le glissement devient prépondérant, C_g tend vers 1 ce qui provoque un changement de pente marqué avec une forte augmentation du multiplicateur viscoplastique. Une expression empirique de C_g est proposée telle que :

$$C_g = 1 - \frac{1 + tanh\left(1 - a\,\frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\sigma_{Orowan}}\right)}{1 + tanh(1)} \tag{4.74}$$

avec a un coefficient qui va paramétrer la vitesse de transition du coefficient C_g entre 0 et 1 et σ_{Orowan} la contrainte au sens d'Orowan, estimée à partir de la limite d'élasticité à température ambiante. Son évolution avec la température est supposée similaire à celle du module de Young, via le module de cisaillement, afin de conserver une cohérence avec le cadre théorique utilisé pour définir le potentiel viscoplastique [60].

La construction de cette fonction est purement empirique, l'objectif étant d'obtenir un terme permettant de simuler l'effet d'un glissement plus marqué aux fortes contraintes et présentant une évolution régulière comme illustré figure 4.13. Toutefois, compte-tenu de la formulation du terme C_g, si de fortes contraintes sont atteintes alors le terme peut se rapprocher de 1 et faire tendre le multiplicateur viscoplastique vers l'infini, ce qui peut être délicat à gérer numériquement.

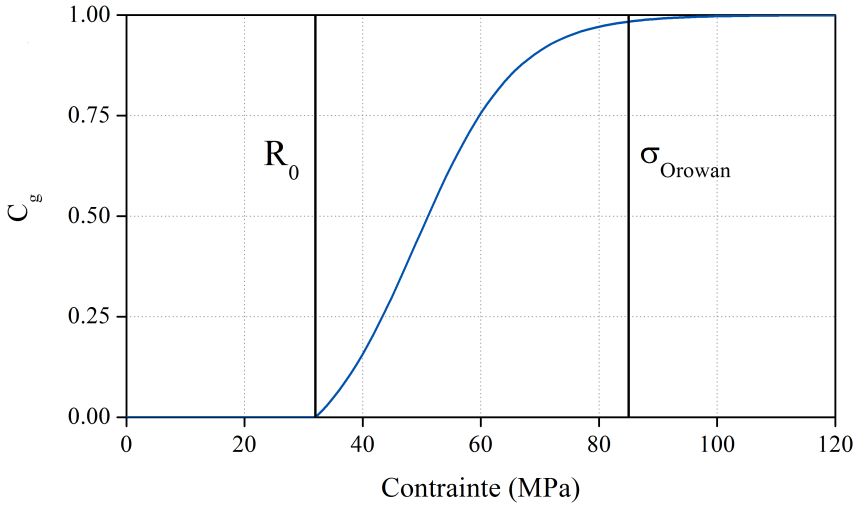


FIGURE 4.13 – Évolution du paramètre C_g en fonction de la contrainte avec a = 5, R_0 = 32 MPa et σ_{Orowan} = 85 MPa (correspondant au cas identifié à 150 °C pour une nuance V250).

Finalement le schéma global du modèle se résume aux équations présentées dans le tableau 4.3.

	Modèle	Paramètres ajustables
Déformation	$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{el} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$	
Loi d'écoulement	$\dot{p} = \big[\dot{\varepsilon}_{0c} \exp\big(-\frac{Q_c}{RT}\big) \big\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \big\rangle^5$	$\dot{\varepsilon}_{0c}$, Q_c, a, R_0
	$+ \dot{\varepsilon}_{0v} \exp\big(-\frac{Q_v}{RT}\big) \big\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \big\rangle^3\big]/(1-C_g)$	$\dot{\varepsilon}_{0v}$, Q_v
Écrouissage cinématique	$\dot{\underline{\underline{\alpha}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} - \frac{3D}{2C}\underline{\underline{X}}\,\dot{p} - \dot{\underline{\underline{\alpha}}}^{stat}$	C, D
Restauration statique	$\dot{\underline{\underline{\alpha}}}^{stat} = \big[\dot{\varepsilon}_{1c} \exp\big(-\frac{Q_c}{RT}\big) \big\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \big\rangle^3$	$\dot{\varepsilon}_{1c}$, $\dot{\varepsilon}_{1v}$
	$+ \dot{\varepsilon}_{1v} \exp\big(-\frac{Q_v}{RT}\big) \big\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \big\rangle\big]\underline{\underline{\alpha}}$	

TABLE 4.3 – Modèle de comportement et ses variables associées

4.4.3 Identification des paramètres

C'est dans cette partie qu'est mis en avant le principal avantage de la formulation basée sur des considérations physiques. Certains paramètres sont directement issus de la théorie ou de mesures expérimentales et ne nécessitent ainsi aucune identification. Par exemple, le paramètre de sensibilité à la contrainte n n'est plus une variable à identifier, il y a uniquement deux termes, avec des exposants ayant pour valeurs 3 et 5, définies par la combinaison des équations de vitesse de montée des dislocations et de densité des dislocations mobiles.

Les termes d'activation d'énergie Q_c et Q_v ont des valeurs identifiées pour l'aluminium pur dans la littérature et ces valeurs sont de par leur nature constantes avec la température. Les termes pré-exponentiels $\dot{\varepsilon}_{0c}$, $\dot{\varepsilon}_{1c}$, $\dot{\varepsilon}_{0v}$ et $\dot{\varepsilon}_{1v}$ n'évoluent pas avec la température en raison de la formulation thermiquement activée, c'est donc une seule identification à faire pour toute la base d'essai.

La limite d'élasticité R_0 est restreinte par les contraintes atteintes lors de phases de relaxation ou par les essais de fluage. Il reste alors les paramètres C et D à identifier pour chaque température. Le module d'écrouissage C ne peut être supérieur au module de Young et le rapport C/D définit la contrainte asymptotique. L'espace des paramètres à investiguer est donc fortement réduit par rapport à celui du modèle de Chaboche. De plus, le modèle étant basé sur des considérations physiques, la probabilité que le jeu de paramètre identifié fonctionne pour des essais hors base d'identification augmente fortement, résultant alors en un processus d'identification plus rapide et plus robuste.

Il est alors intéressant de faire le bilan des variables à identifier entre le modèle de Chaboche incluant un terme de restauration statique et le modèle proposé. Le tableau 4.4 souligne les différentes variables, leur dépendance à la température et le moyen d'identification associé. En admettant une base d'identification avec nb_T températures, le nombre de valeurs à identifier est alors de (5 + 3 x nb_T) pour le modèle proposé et de (7 x nb_T) pour le modèle de Chaboche.

Type de variable	Identification	Modèle proposé	Modèle de Chaboche
Physique ou mesurée	Bibliographie	Q_c, Q_v	-
Indépendant de la temp.	Biblio. & optim.	$\dot{\varepsilon}_{0c}$, $\dot{\varepsilon}_{1c}$, $\dot{\varepsilon}_{0v}$, $\dot{\varepsilon}_{1v}$, a	-
Dépendant de la temp.	Optimisation	R_0, C, D	n, K, R_0, C, D, M, m

TABLE 4.4 – Bilan des différentes variables pour les deux modèles

Pour identifier le comportement de l'alliage sur toute la plage de température, en se basant sur une discrétisation de 10 températures, il faut alors identifier 35 valeurs pour le modèle proposé contre 70 pour le modèle de Chaboche. L'identification se faisant dans un espace de paramètres plus réduit pour le modèle proposé que pour le modèle de Chaboche, l'effort à fournir est alors significativement plus réduit avec cette nouvelle formulation.

Pour les énergies d'activation Q_c et Q_v de l'aluminium pur, plusieurs références existent dans la littérature. Certains auteurs [60] ont choisi l'identification faite par Lundy et Murdock [178]. Dans cette étude l'ensemble des valeurs disponibles dans la littérature est considéré [178, 179, 180, 181], correspondant à une plage restreinte entre 128 et 142 kJ/mol pour Q_v. Une valeur moyenne des identifications disponibles a été choisie, i.e., $Q_v = 135$ kJ/mol. L'identification de Q_c a été faite par Baluffi [169] à une valeur de 82 kJ/mol.

Prendre une valeur identifiée pour l'aluminium pur reste un choix fort qui peut être remis en question pour la description du comportement d'un alliage. Toutefois, aucune donnée n'a été trouvée dans la littérature pour des alliages complexes se rapprochant de celui étudié et les valeurs pour l'aluminium pur semblent convenir pour décrire le comportement visqueux de cet alliage. Le choix est donc fait de conserver ces valeurs, ce qui simplifie la phase d'identification, les termes pré-exponentiels permettant d'ajuster l'identification.

Pour procéder à l'identification, il est possible de tirer profit de la nature des formulations, avec un terme de diffusion en cœur de dislocation prépondérant à basse température et un terme de diffusion en volume plus marqué à haute température. Ainsi, en débutant par des identifications à très hautes températures seul le terme de diffusion en volume est actif, facilitant alors l'identification des termes pré-exponentiels. Il faut noter que les termes pré-exponentiels ont généralement des valeurs absolues très élevées et leur intervalle d'identification peut s'étendre sur plusieurs ordres de grandeur. Une attention particulière doit donc être portée à ces paramètres lors de phase d'optimisation en fonction de l'algorithme d'optimisation utilisé.

Les phases de relaxation aux très hautes températures (> 400 °C) convergent vers une contrainte asymptotique nulle. Le paramètre R_0 et alors de facto nul, facilitant encore l'identification dans cette gamme de température. Le ratio C/D étant déterminé par la valeur asymptotique de la contrainte lors des phases de traction, l'identification se résume alors à l'optimisation du paramètre C pour affiner la forme de l'écrouissage. Le choix a été fait de conserver une valeur de D relativement constante avec la température. En effet, une trop grande variabilité du paramètre D peut causer des problèmes de robustesse lors de calculs anisothermes [182].

Le processus d'identification se fait par température décroissante, jusqu'au moment où une dégradation de la réponse du modèle est observée par rapport à l'expérience, signifiant alors que le terme de diffusion en cœur de dislocation entre en jeu. Il sera alors possible de procéder à son identification, les termes de diffusion à haute température ayant été identifiés et affinés sur les hautes températures. À température ambiante, avec une forte composante de glissement dans le comportement du matériau, la constante a liée au terme de glissement C_g peut être identifiée.

L'identification du modèle repose à nouveau sur les essais d'écrouissage cyclique aux basses températures et de traction-relaxation-cycle aux hautes températures. Les essais de fluages et de traction-relaxation pourront ensuite faire office d'essais de validation de l'identification afin de s'assurer de la capacité du modèle à décrire des chargements en dehors de la base d'identification.

Une fois une première phase d'identification réalisée température par température, une phase d'ajustement a lieu afin d'harmoniser l'évolution des paramètres. Finalement, les paramètres identifiés sur l'ensemble de la gamme de température présentent une évolution raisonnablement monotone avec la température comme présenté figure 4.14. Les évolutions du module de Young et de la contrainte d'Orowan sont théoriques selon le modèle décrit au chapitre 3.

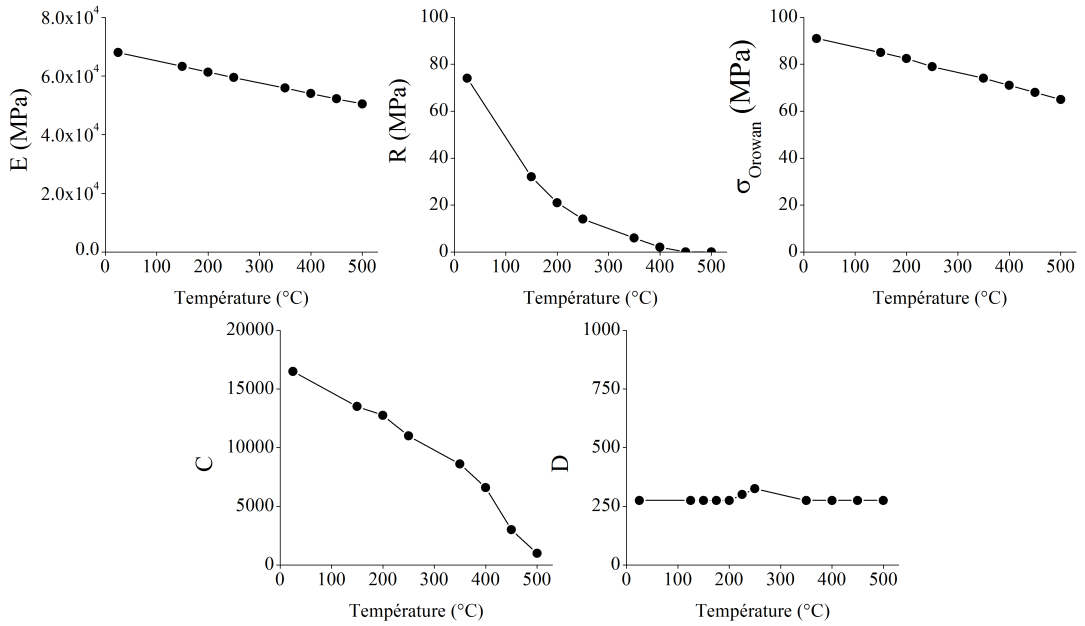


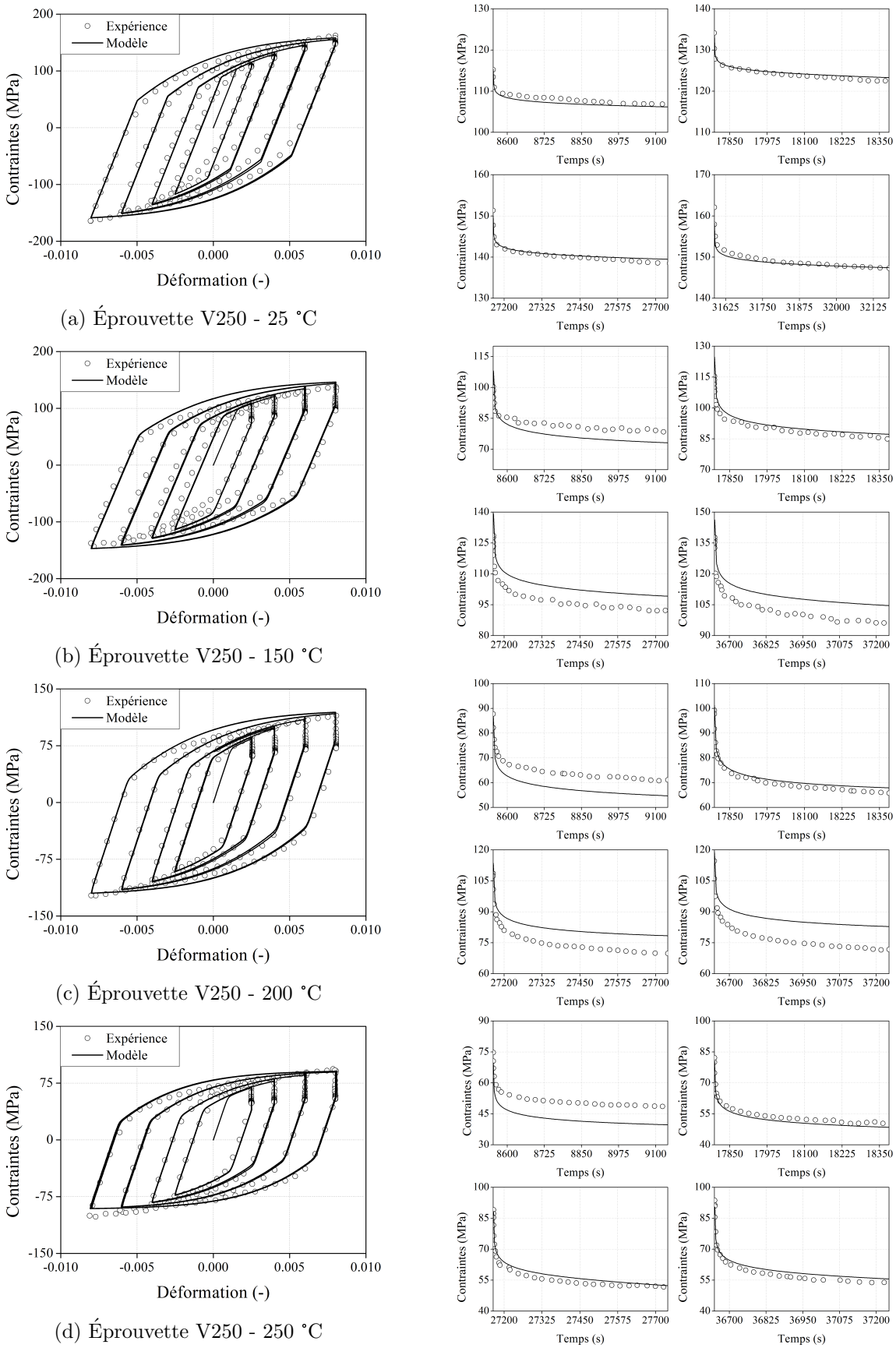
FIGURE 4.14 – Paramètres identifiés pour le modèle développé pour toutes les températures

Les paramètres indépendants de la température ont pour valeur :

- $Q_c = 82$ kJ/mol, $\dot{\varepsilon}_{0c} = 1,7.10^{17}\ s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_{1c} = 6,8.10^{16}\ s^{-1}$.
- $Q_v = 135$ kJ/mol, $\dot{\varepsilon}_{0v} = 2.10^{16}\ s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_{1v} = 5.10^{15}\ s^{-1}$.
- $\sigma_{Orowan}\ (T_{amb}) = 91$ MPa et $a = 5$.

La réponse du modèle avec les paramètres identifiés est maintenant comparée avec les résultats expérimentaux des différents essais à disposition. La figure 4.15 regroupe les résultats obtenus pour les essais d'écrouissage cyclique. Même avec un nombre réduit de paramètres une description satisfaisante de la réponse du matériau est obtenue, aussi bien pour la relation déformation-contrainte que pour la relation temps-contrainte pour les phases de relaxation. La description des phases de relaxations à 200 °C semble moins bonne que les autres. Cette observation peut s'expliquer par la coexistence à cette température des deux mécanismes de déformation rendant la description de la réponse plus complexe.

Concernant les essais de validation pour ces températures intermédiaire, les essais de traction-relaxation sont globalement bien décrits (figure 4.16). Ce résultat pouvait être attendu compte tenu de la similarité, du moins sur la première traction et relaxation, avec les essais d'écrouissage cyclique ayant servi à l'identification. Le décalage sur la description des contraintes au début de l'essai à 125 °C peut être noté. Les contraintes observées sur cet essai étant plus faibles que les contraintes atteintes à 25 et 150 °C sur les essai d'écrouissage cyclique, cet écart peuvent être attribué à une dispersion du matériau. La description des essais à 175 et 225 °C étant de bonne qualité.



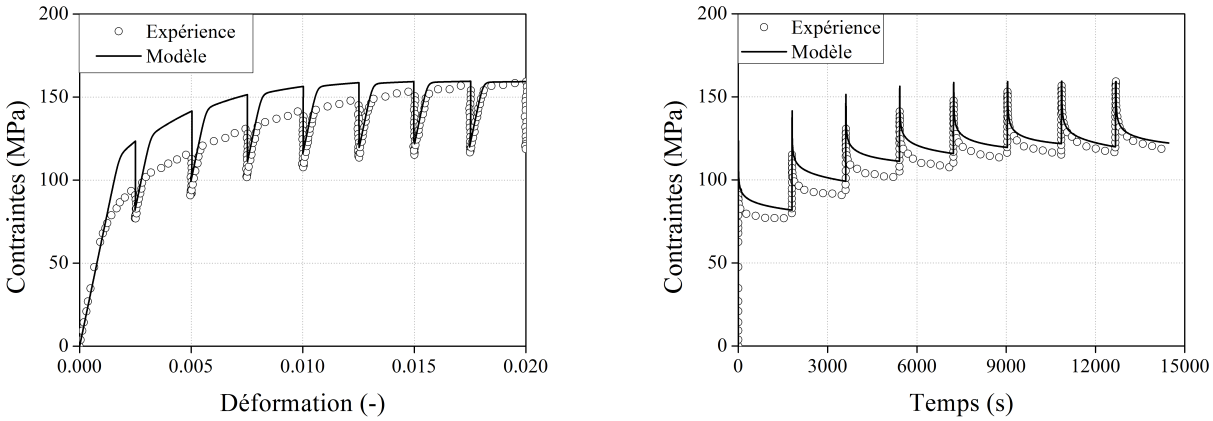
(a) Éprouvette V250 - 25 °C

(b) Éprouvette V250 - 150 °C

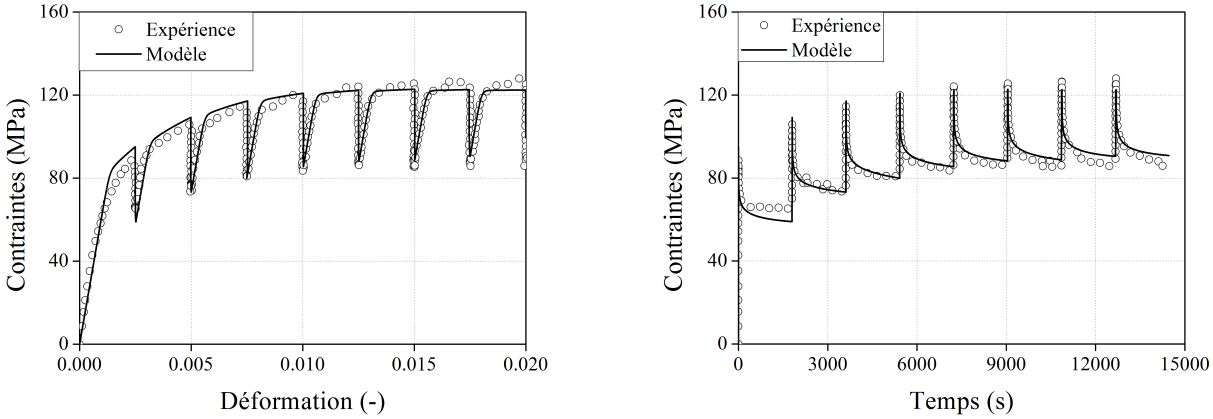
(c) Éprouvette V250 - 200 °C

(d) Éprouvette V250 - 250 °C

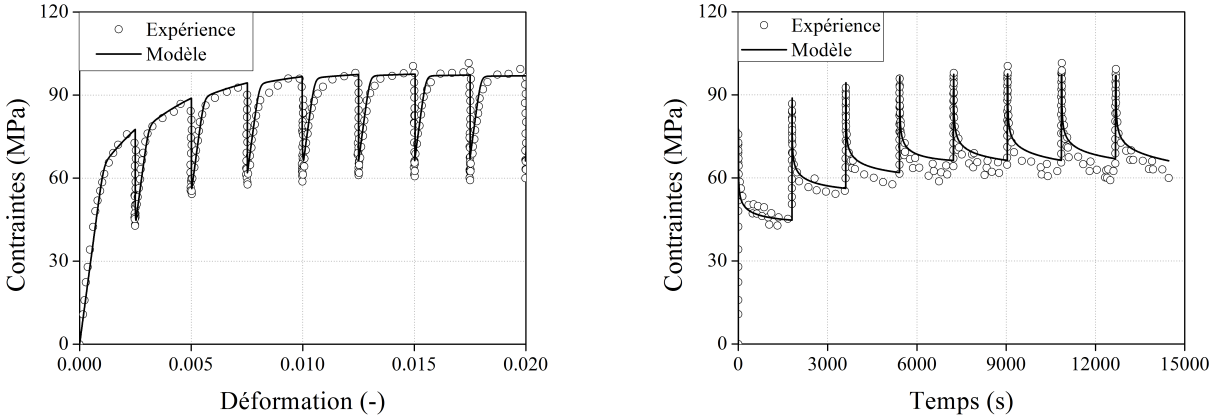
FIGURE 4.15 – Identification du modèle pour une éprouvette V250 entre 25 et 250 °C pour les essais d'écrouissage cyclique



(a) Éprouvette V250 - 125 °C



(b) Éprouvette V250 - 175 °C

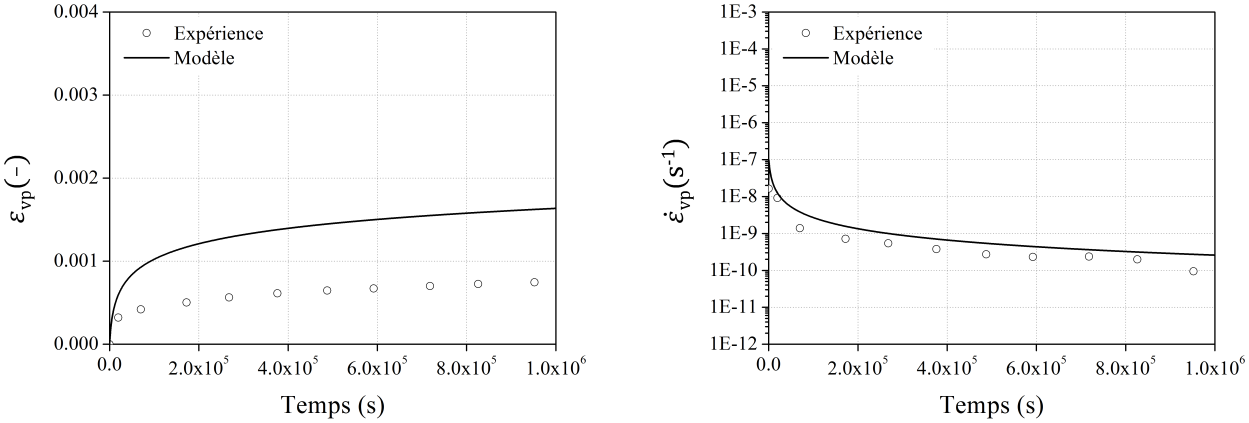


(c) Éprouvette V250 - 225 °C

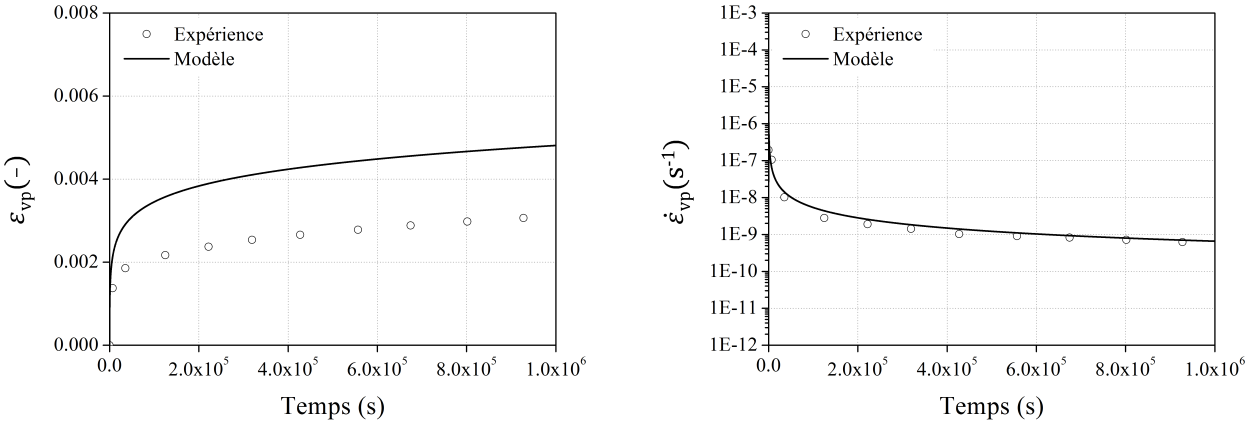
FIGURE 4.16 – Identification du modèle pour une éprouvette V250 entre 125 et 225 °C pour les essais de traction-relaxation

Les figures 4.17, 4.18 et 4.19 montrent la description des essais de fluage, en terme de déformation puis de vitesse de déformation en fonction du temps. Une excellente description des vitesses de déformation viscoplastique sur l'ensemble des températures et des contraintes est observée, le tout sans exposant n de sensibilité à la contrainte à identifier.

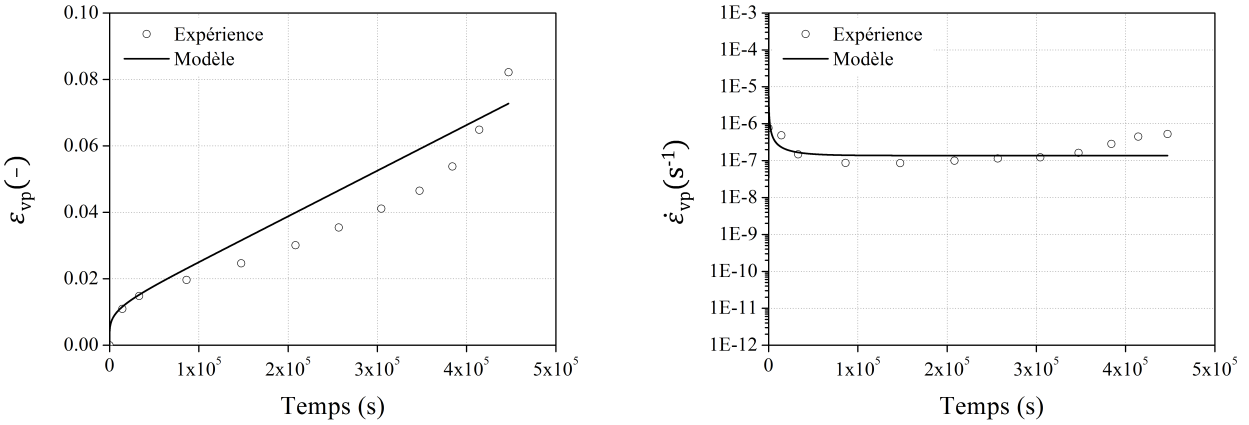
Une bonne description de l'évolution des déformations viscoplastiques est de première importance pour l'évaluation des déformées de fûts qui se créent sur des temps longs.



(a) Éprouvette V250 - 150°C - 60 MPa

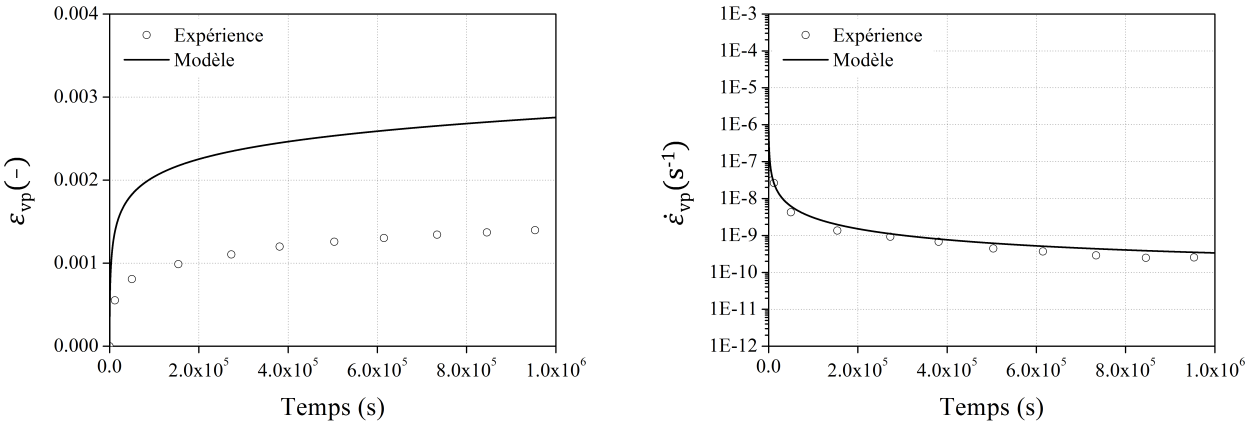


(b) Éprouvette V250 - 150°C - 80 MPa

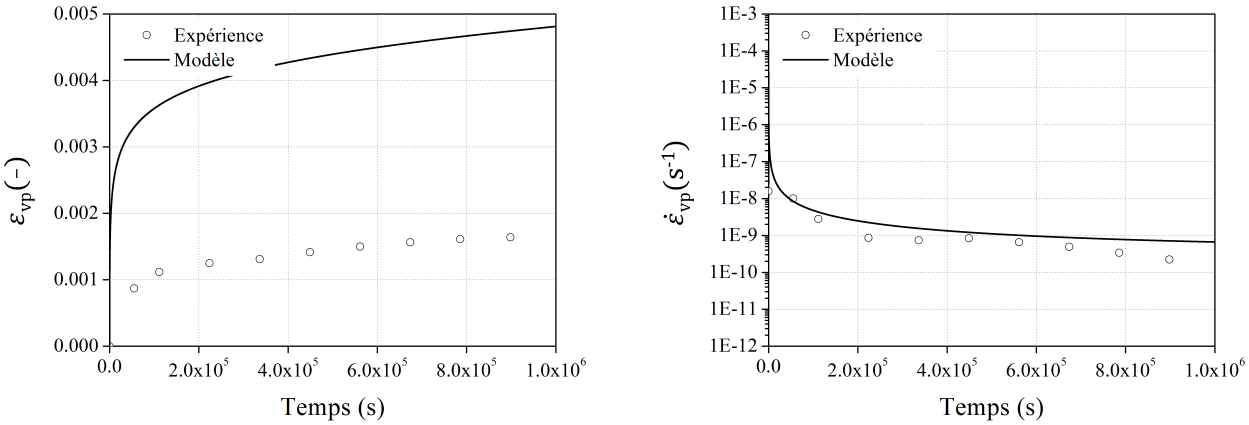


(c) Éprouvette V250 - 150°C - 110 MPa

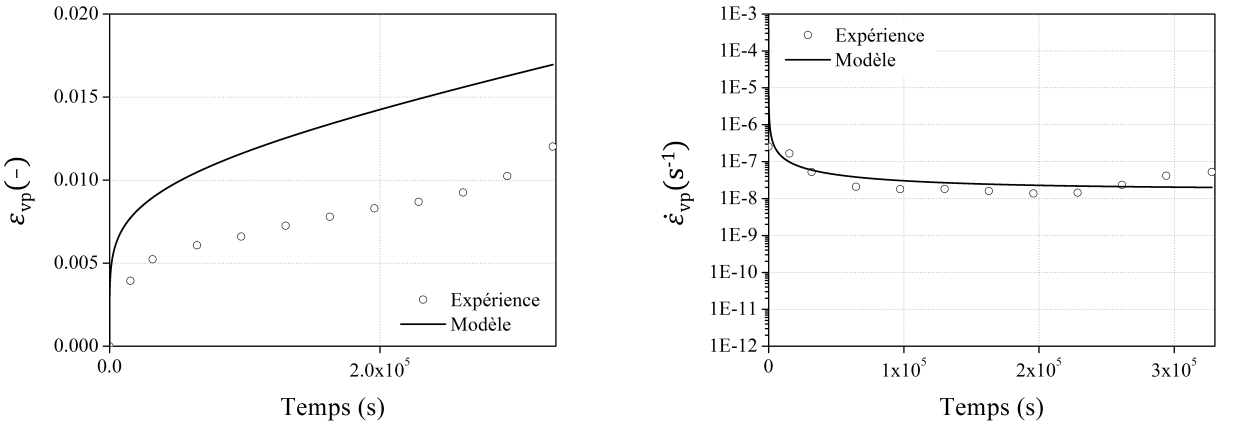
FIGURE 4.17 – Simulation des essais de fluage pour une éprouvette V250 à 150 °C



(a) Éprouvette V250 - 200°C - 50 MPa

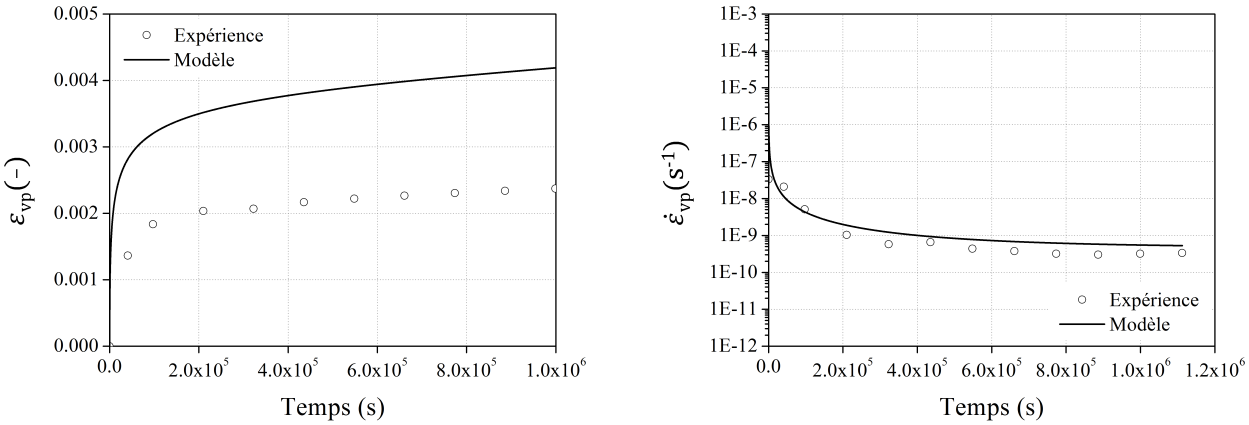


(b) Éprouvette V250 - 200°C - 60 MPa

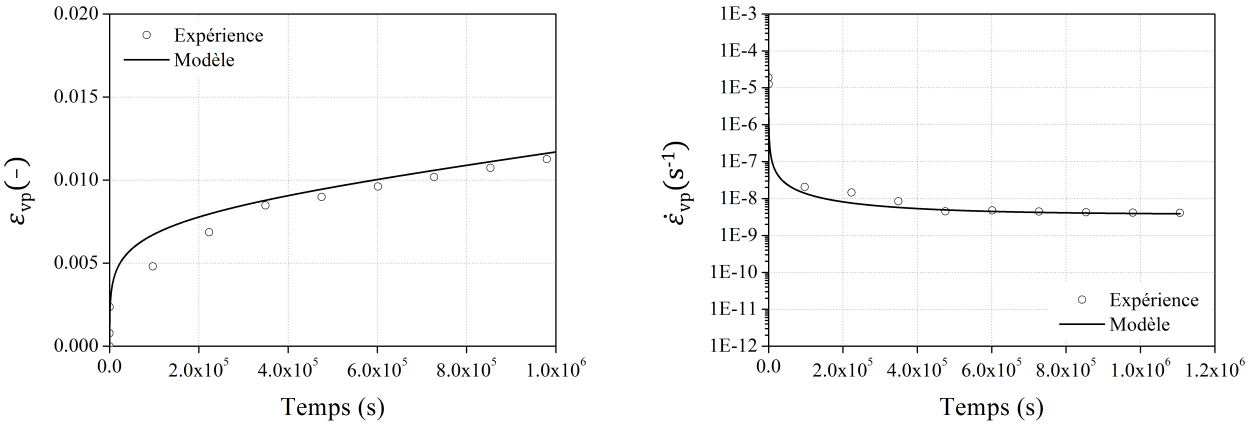


(c) Éprouvette V250 - 200°C - 80 MPa

FIGURE 4.18 – Simulation des essais de fluage pour une éprouvette V250 à 200 °C



(a) Éprouvette V250 - 250°C - 40 MPa



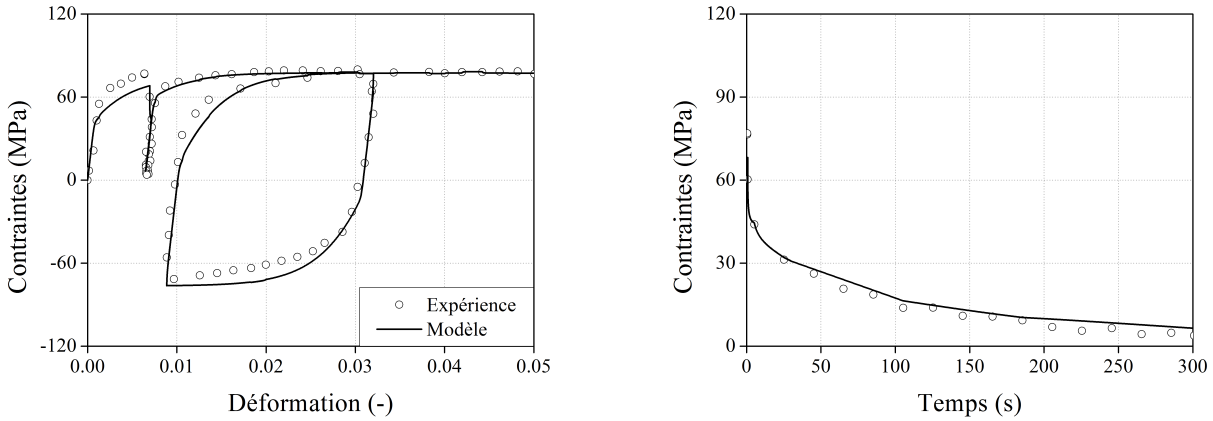
(b) Éprouvette V250 - 250°C - 50 MPa

FIGURE 4.19 – Simulation des essais de fluage pour une éprouvette V250 à 250 °C

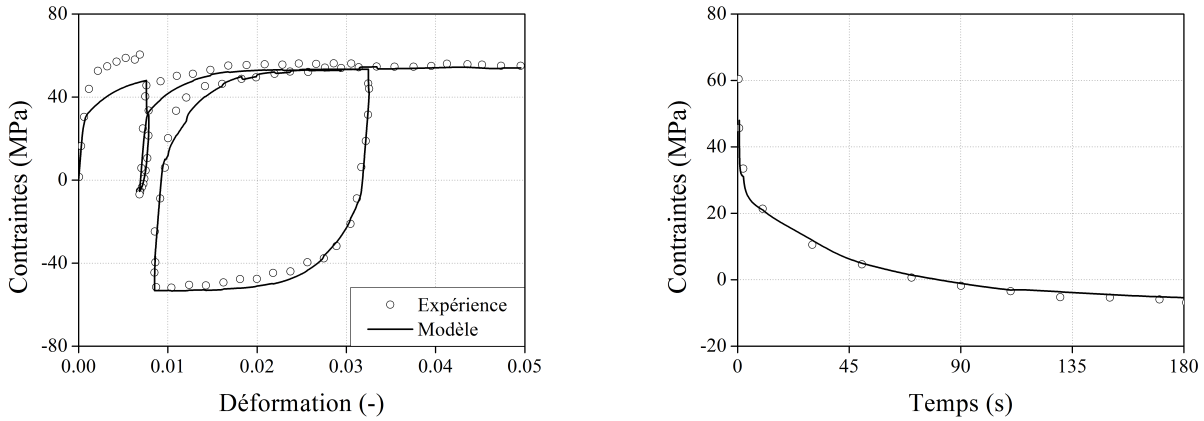
Concernant l'identification pour la gamme des hautes températures, les figures 4.20 et 4.21 regroupent les résultats des essais de traction-relaxation-cycle. Du fait d'un pilotage particulièrement délicat de cet essai, les simulations reposent sur une description complète du trajet de déformation réel. À nouveau la description de la réponse du matériau est très satisfaisante. Il faut souligner l'importance du terme de restauration statique qui permet la bonne description de la phase de traction suivant directement la relaxation au cours de laquelle une restauration statique de l'écrouissage prend place.

Comme décrit dans le tableau 4.5, la part de restauration est significative pour chaque température, avec une valeur moyenne de 85%, atteignant 100% à partir de 400 °C. Le recours au terme de restauration statique semble alors inévitable pour fournir une description précise de la réponse mécanique à ces températures.

En se concentrant sur les phases de relaxation, une excellente corrélation est observée entre le modèle et l'expérience. Les tendances globales sont bien décrites avec une formulation qui n'a pour la partie visqueuse que quatre paramètres ajustables indépendants de la température.



(a) Éprouvette NV - 350°C



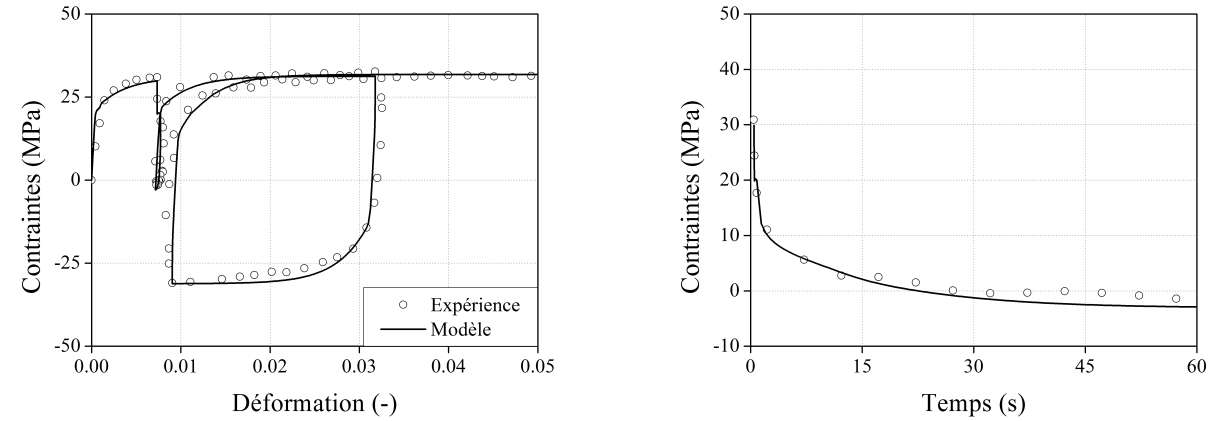
(b) Éprouvette NV - 400°C

FIGURE 4.20 – Identification du modèle pour une éprouvette NV à 350 et 400 °C pour les essais de traction-relaxation-cycle

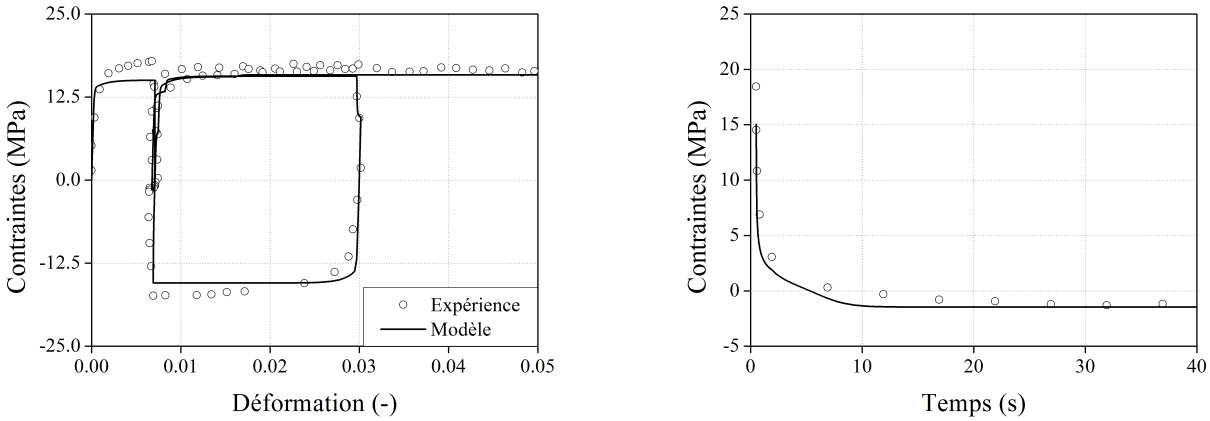
Toutefois, l'écrouissage cinématique n'est pas parfaitement décrit, avec un taux de saturation trop important, notamment dans la phase de compression. Une première explication peut provenir du pilotage de l'essai, qui est délicat à réaliser, ce qui peut également rendre sa reproduction numérique complexe. Ensuite, le modèle proposé conserve le terme classique d'écrouissage cinématique non linéaire d'Armstrong-Frederick, principalement pour sa simplicité.

La description de l'écrouissage cinématique pourrait être améliorée par l'ajout d'autres termes d'écrouissage cinématique [183] ou, comme il a été proposé pour le potentiel viscoplastique, en se basant sur une formulation qui repose sur des considérations physiques [184, 185]. Ces deux méthodes pourraient sensiblement améliorer la description du comportement du matériau, voir simplifier la phase d'identification des paramètres C et D.

Toutefois, la description de l'écrouissage est très satisfaisante en l'état et une amélioration du modèle ne doit pas se faire au détriment de sa simplicité d'identification ou d'utilisation dans le cadre industriel de ces travaux.



(a) Éprouvette NV - 450°C



(b) Éprouvette NV - 500°C

FIGURE 4.21 – Identification du modèle pour une éprouvette NV à 450 et 500 °C pour les essais de traction-relaxation-cycle

Température (°C)	350	400	450	500
Restauration (MPa)	15.7	29.2	12.6	6.5
% de restauration	41%	97%	100%	100%

TABLE 4.5 – Bilan de la part de restauration pendant la phase de relaxation pour les hautes températures

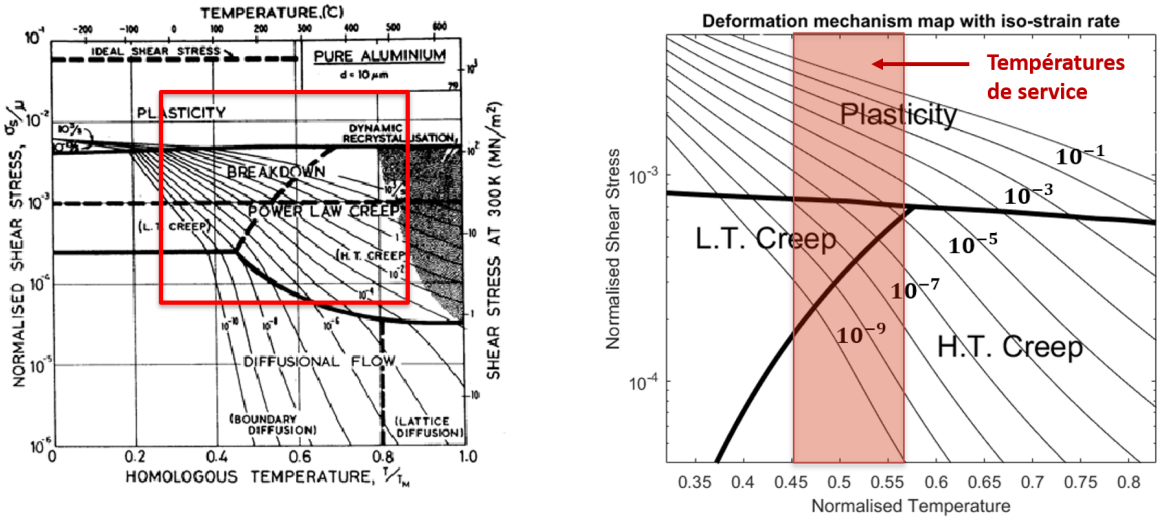
Finalement, la modélisation proposée ainsi que la stratégie d'identification associée permettent une description très satisfaisante pour l'ensemble des essais mécaniques, que ce soit pour des sollicitations de traction, relaxation, fluage ou encore cycliques et ceci sur une large gamme de températures et de vitesses de déformation, le tout avec un nombre réduit de paramètres à identifier. L'aspect prédictif du modèle a également été mis en avant avec une bonne description d'essais hors base d'identification.

Une carte des mécanismes de déformation peut alors être tracée avec le modèle de comportement proposé couplé aux paramètres ajustables identifiés. Afin de couvrir l'espace températures - contraintes

il faut alors simuler des essais à différentes températures qui permettent de balayer plusieurs niveaux de contraintes et de vitesses de déformation. Des essais de traction-relaxation permettent notamment d'accéder à de larges gammes de contraintes et de vitesses de déformation, les essais numériques permettant de maintenir le chargement appliqué pendant des temps très longs. Il est également possible de balayer cet espace avec des essais de fluage, qui nécessitent cependant un nombre de calculs plus important, chaque essai étant rattaché à une unique contrainte, il faut alors discrétiser l'espace des températures et des contraintes.

Pour construire la carte trois domaines sont distingués : plasticité dominante lorsque $C_g > 0.5$, puis viscosité basse ou haute température selon le terme dominant (diffusion à cœur ou en volume). Des isovaleurs sont également tracées pour représenter les différentes vitesses de déformation associées. La carte est présentée figure 4.22.

Il est intéressant de noter que la plage de température vue par la structure durant sa vie en service couvre les trois domaines différents de comportement, ce qui explique la difficulté à bien identifier le comportement du matériau pour de larges gammes de vitesse de déformation pour ces températures.



(a) Al pur [60]

(b) Alliage AlSi9Cu3Mg

FIGURE 4.22 – Carte des mécanismes de déformation d'Ashby (a) pour un aluminium pur et (b) pour l'alliage AlSi9Cu3Mg avec les paramètres identifiés. La zone encadrée en rouge dans (a) correspond au domaine analysé dans (b).

Le modèle ainsi présenté permet de couvrir toute les variétés de comportement sur la plage d'utilisation de la structure en température et en déformation. Le comportement à l'état solide ayant été déterminé, il reste alors à définir le comportement du matériau au-delà de la température de solidus, lorsque son état passe progressivement de solide à liquide afin de pouvoir réaliser les calculs procédé.

4.5 Comportement à l'état liquide et transition liquide-solide

En s'intéressant au procédé d'élaboration, et notamment à la phase de coulée sous pression, l'alliage d'aluminium ne peux plus être considéré comme étant un solide porté à haute température. En effet, au début du procédé l'alliage est sous forme liquide puis après injection dans le moule à température ambiante, l'alliage va se refroidir progressivement jusqu'à solidification. Lors de ce processus, le matériau passe alors par une phase où états liquide et solide coexistent, l'alliage est alors dans un état qualifié de semi-solide (ou pâteux).

Cette phase transitoire, dite de transition liquide-solide, apparait donc dans l'intervalle de température entre le liquidus ($\sim$ 580 °C), lorsque la première particule solide se forme, et le solidus ($\sim$ 530 °C), lorsque la dernière particule de liquide s'est solidifiée. De plus, lors de ce changement de phase, un retrait volumique est observé : le retrait de solidification [186]. Généralement de quelques pourcents de déformation, ce retrait n'est pas négligeable et doit donc être pris en compte.

Compte tenu de la nature du procédé de fabrication et de la géométrie de la structure, de forts gradients de température sont observés au cours du refroidissement de l'alliage dans le moule. Il sera alors possible, à un instant donné, d'observer l'alliage sous forme solide dans les zones fines et proches des parois du moule, ainsi que sous forme semi-solide ou même liquide dans les zones les plus massives et éloignées des parois.

Le modèle de comportement solide développé à la partie précédente est valable de la température ambiante jusqu'aux très hautes températures, proches du solidus. Cependant, dans l'objectif de mener une simulation du procédé de fabrication, avec un alliage sous forme liquide puis sous forme semi-solide, un comportement doit être formulé pour les températures entre 530 et 600 °C, température initiale de l'alliage lors de la coulée sous pression.

Le refroidissement se faisant de manière fortement hétérogène au sein de la structure, phases solide et liquide co-existent dans les premiers instants du procédé. Il est ainsi nécessaire de pouvoir décrire le comportement de l'alliage dans ses différents états afin de pouvoir donner une estimation fiable de la génération des contraintes résiduelles dans la structure au cours du procédé.

Modéliser le comportement du matériau à l'état liquide et semi-solide requière alors la définition de plusieurs éléments : le comportement à l'état liquide, le comportement à l'état semi-solide, les températures de transition entre ces modélisations ainsi que le retrait dû à la solidification [186]. La première étape est alors d'étudier le comportement à l'état liquide-solide pour mieux appréhender les phénomènes en jeu.

4.5.1 Comportement à l'état semi-solide

Lorsque la température diminue sous le liquidus, les premières particules solides commencent alors à se former. L'évolution d'une structure de solidification est constituée de plusieurs étapes (figure 4.23) : la germination, la croissance, la croissance dendritique et la solidification eutectique.

Dahle & Arnberg [187] décomposent la progression de la solidification dans la zone semi-solide en quatre étapes :

- Premier stade : les dendrites se forment de façon isolée dans le liquide et flottent librement. La zone semi-solide n'a alors aucune résistance mécanique en traction. Elle se comporte comme un fluide non newtonien.
- Deuxième stade : la fraction de solide dite de cohérence f_{coh} est atteinte. Les dendrites forment un réseau connecté et peuvent supporter des contraintes mais le liquide continue de circuler aisément dans ce réseau.
- Troisième stade : la perméabilité du squelette solide chute et le liquide ne peut plus s'écouler librement.
- Quatrième stade : la fraction de solide dite de coalescence f_{coa} est atteinte. Des ponts solides sont formés entre les grains, ce qui consolide la structure et isole le liquide. Le comportement du matériau est alors très proche de celui d'un matériau à l'état solide.

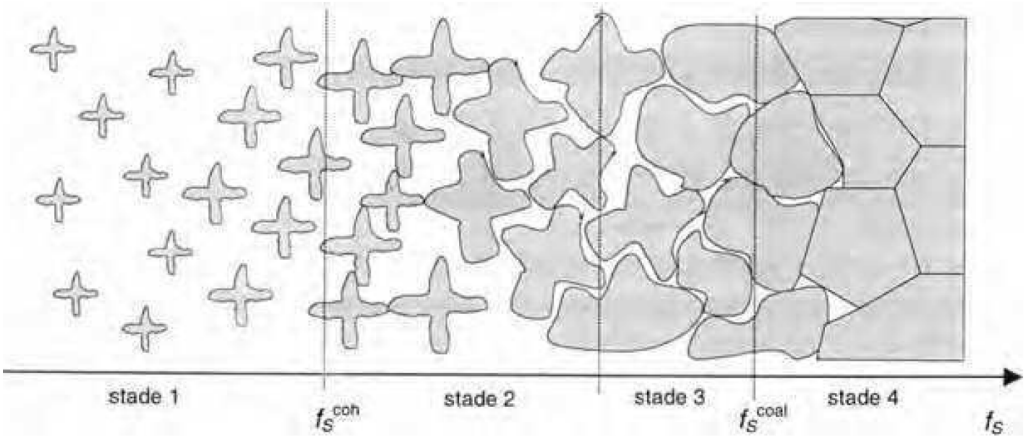


FIGURE 4.23 – Schéma du processus de solidification [187]

La description du comportement sera différente selon l'état local du matériau lors du processus de solidification. Deux types de comportements sont classiquement définis [188] :

• Le comportement de type fluide, utilisé pour de faibles fractions solides, correspondant au stade 1. L'alliage sous forme quasi-liquide est alors assimilé à une suspension de liquide contenant des agglomérats isolés de particules solides. Son comportement se rapproche de celui d'un fluide non newtonien dont la viscosité dépend de la température, la fraction solide, du degré d'agglomération ou de paramètres morphologiques [25].

• Le comportement de type solide, utilisé pour de fortes fractions solides, correspondant aux stades 2 à 4. Dans cette configuration, les agglomérats de particules solides sont assez nombreux pour former un réseau tridimensionnel connecté. Son comportement s'approche alors d'un matériau poreux saturé de liquide visqueux.

Si le matériau peut exprimer un comportement solide, mener des essais standard de type traction à des températures au-delà du solidus est très délicat. Dans ce cas spécifique, des essais de compression semblent plus adaptés à la cohésion encore fragile du squelette solide. Lors d'un essai de compression, une augmentation de la contrainte est généralement observée jusqu'à un pic précédant une chute rapide des contraintes, mettant alors en évidence la décohésion du squelette solide. Dans ce cas, l'écoulement viscoplastique dépend généralement du premier invariant du tenseur des contraintes afin de modéliser une réponse différente en traction et en compression.

La fraction solide f_s apparait donc comme une variable centrale dans la modélisation du comportement à l'état semi-solide. La loi de Scheil [189] est ainsi couramment utilisée pour représenter l'évolution de la fracture solide en fonction de la température. Le logiciel Thermocalc [98] permet de tracer cette évolution pour l'alliage d'aluminium considéré (figure 4.24).

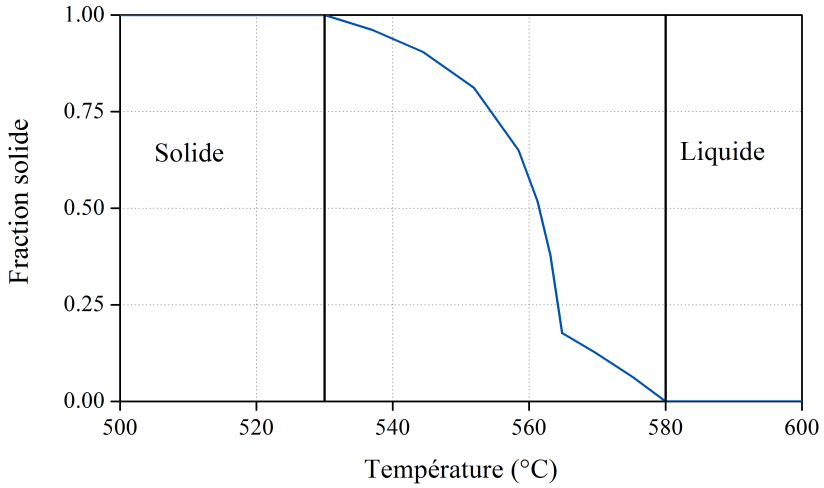


FIGURE 4.24 – Évolution de la fraction solide en fonction de la température d'après les données Thermocalc [98] pour un alliage AlSi9Cu3Mg

Face à un alliage sous forme semi-solide, entre état liquide et solide, deux approches existent en termes de modélisation du comportement. La première consiste à développer un modèle spécifique pour cet état, mais qui est difficilement généralisable pour l'ensemble du domaine de transition, à la fois pour représenter un comportement de type fluide et de type solide. La seconde approche repose sur des méthodes d'homogénéisation. En effet, en disposant du comportement à l'état liquide et à l'état solide, pour modéliser le comportement à l'état semi-solide, il est alors possible d'homogénéiser ces comportements en fonction d'une variable comme la fraction solide.

Concernant le comportement semi-solide aux faibles fractions solides, correspondant au stade 1 décrit précédemment, Bellet [190] propose un formalisme simple en assimilant le comportement du matériau à celui d'un fluide non newtonien généralisé :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} \tag{4.75}$$

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} = \gamma \left(\frac{\sigma_{eq}}{R_0} - 1 \right)^{1/m} \frac{3\ \underline{\underline{s}}}{2\ \sigma_{eq}} \tag{4.76}$$

avec $\gamma = \left(\frac{R_0}{(\sqrt{3})^{m+1} K} \right)^{1/m}$. Le taux de déformation viscoplastique peut être décrit par une loi de Norton standard :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{vp} = A \left(\frac{f}{K} \right)^n \frac{3\ \underline{\underline{s}}}{2\ J} \tag{4.77}$$

avec $n = 1/m$ et A $= \left(\sqrt{3}\right)^{-\frac{m+1}{m}}$.

Pour le comportement semi-solide aux fortes fractions solides, correspondant aux stade 2 à 4, de nombreux modèles spécifiques ont été développés, généralement pour des applications de thixoformage. Le modèle de Ludwig [191], de Benke [192] ou de Giraud [193] peuvent être cités. Dans le modèle de Ludwig la zone semi-solide est considérée comme un milieu poreux viscoplastique compressible saturé en liquide. Deux fractions solides critiques sont distinguées : la fraction solide de cohérence, à partir de laquelle la zone semi-solide commence à démontrer une certaine résistance ($f_s \sim 0.7$), et la fraction solide de coalescence, atteinte lorsque les grains commencent à former des ponts solides ($f_s \sim 0.95$).

La modélisation repose sur un potentiel standard Ω^0 de type Norton, utilisé pour décrire le comportement d'un matériau aux hautes températures.

Le tenseur taux de déformation viscoplastique vaut donc :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{vp} = \dot{\varepsilon}_0 \left(\frac{f}{K}\right)^n \underline{\underline{n}} \tag{4.78}$$

avec $\dot{\varepsilon}_0 = A\, e^{(-\frac{Q}{RT})}$. Cette expression valable pour un matériau solide non poreux peut être adaptée au cas d'un milieu semi-solide. Pour cela, une fonction adoucissante F, représentant l'effet adoucissant des pores saturés en liquide est introduite. Un nouveau potentiel viscoplastique propre à un matériau cohérent abritant des pores saturés en liquide peut alors être formulé [194] :

$$\Omega^1 = \Omega^0 F \tag{4.79}$$

Pour une faible fraction liquide, il existe des fonctions F théoriques découlant des travaux d'homogénéisation de Cocks [195] ayant la forme type :

$$F = A_1 + \left(A_2 X^2 + A_3\right)^{(\frac{n+1}{2})} \tag{4.80}$$

Avec X la triaxialité des contraintes telle que $X = P_s/\sigma_{eq}$ avec P_s la pression hydrostatique.

Les coefficients A_1, A_2 et A_3 sont des fonctions de la fraction solide, dont l'expression pourra varier selon les hypothèses posées [196, 197, 198]. Michel et Suquet [199] proposent une solution également basée sur une méthode d'homogénéisation en admettant une population de pores de taille variable :

$$A_1 = 0 \tag{4.81}$$

$$A_2 = \frac{9}{4}\left(n\,(1-f_s)^{-1/n} - 1\right)^{\frac{-2n}{n+1}} \tag{4.82}$$

$$A_3 = \left(1 + \frac{2}{3}\,(1-f_s)\right) f_s^{\frac{-2n}{n+1}} \tag{4.83}$$

Toutefois, cette description est adaptée pour les très faibles fractions liquides, elle devient rapidement inapplicable dès lors que le matériau s'éloigne trop de l'état solide. Ludwig [191] suggère alors d'introduire une nouvelle variable C décrivant la cohérence du squelette solide lorsque la phase liquide n'est plus confinée dans des pores isolés mais est également présente entre les grains du matériaux, affectant directement sa cohérence. L'expression devient alors :

$$\Omega = \Omega^0 \frac{F}{C^n} \tag{4.84}$$

$$= \frac{\dot{\varepsilon}_0}{(n+1)(CK)^n} \left(A_2 P_s^2 + A_3 \sigma_{eq}^2 \right)^{\frac{n+1}{2}} \tag{4.85}$$

avec C évoluant entre 0 et 1 à l'état semi-solide. C est nul lorsque les dendrites sont totalement libres dans le liquide ($f_s < f_{coh}$), et C vaut 1 dans le cas d'un matériau poreux en totale cohésion ($f_s > f_{coa}$). Différentes équations d'évolution de cette variable peuvent être proposées, mais de manière générale la cohérence apparente du matériau augmente lentement aux basses fractions solides puis fortement lorsque la fraction de cohérence est atteinte.

Concernant la déformation volumique associée au changement de phase, elle est uniquement liée à la variation de densité entre l'alliage liquide et solide : elle n'intervient donc pas dans les équations de comportement du squelette solide même si elle a un effet indirect sur le champ de contrainte homogénéisé puisqu'elle pilote les variations de pression du liquide interstitiel.

La modélisation développée par Ludwig a donné suite à de nombreux développements concernant la déformation d'origine thermique [200], le retrait dû à la solidification [201] ou la variable de cohérence [202, 203]. Ces approches sont intéressantes mais les modélisations développées peuvent avoir plusieurs limites : domaine de validité restreint à une certaine gamme de fraction solide, complexité élevée ou difficulté à identifier les paramètres de manière robuste. Pour éviter d'encombrer le modèle de paramètres supplémentaires à identifier, la solution par méthode d'homogénéisation est privilégiée pour sa simplicité de mise en œuvre.

4.5.2 Méthodes d'homogénéisation

De nombreux travaux ont été réalisés autour des méthodes d'homogénéisation, notamment pour mener des modélisations multi-échelles de matériaux polycristallins hétérogènes. Ces méthodes permettent l'utilisation d'approches micro-mécaniques. Ainsi, au lieu de postuler directement un modèle de comportement macroscopique, à partir de la description de la microstructure et des mécanismes en jeu aux petites échelles, il est possible de remonter au comportement macroscopique par homogénéisation de l'ensemble des phases en présence.

En s'appuyant sur ces travaux, il est possible d'assimiler l'alliage sous forme liquide-solide à un volume élémentaire représentatif (VER) hétérogène composé de différentes phases. Ce VER peut alors être substitué par un milieu homogène équivalent (MHE) par des méthodes d'homogénéisation en fonction du comportement et de la fraction volumique de chaque phase en présence. Une méthode multi-échelles est constituée de trois étapes [119] :

- La représentation : consiste à définir le volume élémentaire représentatif (VER), notamment par la répartition, la morphologie et le comportement de chaque phase considérée comme homogène.
- La localisation (ou transition d'échelle) : consiste à décrire le comportement de chaque phase en fonctions des sollicitations vues par le VER.
- L'homogénéisation : permet, à partir des contraintes et déformations locales du VER, de remonter aux grandeurs macroscopiques d'un milieu homogène équivalent par des méthodes de moyennes des champs locaux.

Le schéma global de cette méthode consiste alors, à partir d'une sollicitation macroscopique sur le VER, à décrire la sollicitation vue par chaque phase (localisation). Ensuite, la connaissance du comportement local de chaque phase permet d'obtenir la grandeur mécanique antagoniste. En connaissant le champ local de chaque phase, il est alors possible de remonter au champ macroscopique par une opération de moyenne (homogénéisation).

De manière générale, les relations de moyenne ont une validité assez étendue, tant que les phases considérées restent homogènes à l'échelle considérée. La difficulté est principalement concentrée dans l'étape de localisation, qui doit exprimer les liens complexes entre le comportement des différentes phases du VER et le comportement macroscopique.

Sachs [204] fut parmi les premiers à s'intéresser au sujet de la transition d'échelle pour les matériaux présentant un comportement non linéaire. Ses travaux reposent sur une hypothèse de proportionnalité entre la contrainte locale et la contrainte macroscopique [119]. Par la suite, Taylor [205, 206] et Batdorf [207] proposèrent des bornes du comportement homogénéisé du matériau. Batdorf suppose l'uniformité des contraintes dans le polycristal (ignorant alors l'accommodation des incompatibilités des déformations) alors que Taylor suppose l'uniformité des déformations plastiques (ignorant l'équilibre des contraintes). À l'instar des bornes de Reuss et de Voigt, des bornes basse et haute sont obtenues pour le comportement du polycristal homogénéisé.

Toutefois, la simplicité de ces modélisations mène à un intervalle de comportements possibles important entre ces deux bornes. Des méthodes plus élaborées, permettant de prendre en compte les contraintes internes du matériau, sont alors venues compléter ces premiers travaux. La plupart d'entre elles reposent sur les travaux d'Eshelby [208], détaillés en annexe C, qui introduisent le concept d'inclusion inhomogène ayant notamment mené aux schémas d'homogénéisation dits auto-cohérents.

Schéma d'homogénéisation auto-cohérent

Classiquement, dans le cas d'un polycristal sollicité dans le domaine élastique, en considérant une microstructure désordonnée composée de grains ayant chacun une orientation propre, chaque grain (ou ensemble de grains partageant la même orientation) peut alors être considéré comme une inclusion qui subit les sollicitations des grains voisins. Dans l'idée de formuler un comportement homogénéisé équivalent, chaque grain peut être considéré comme une inclusion évoluant dans un milieu homogène équivalent (MHE) comme illustré figure 4.25. Une série d'équations de localisation sont alors obtenues et peuvent être moyennées afin d'obtenir un comportement homogène équivalent du matériau considéré. Ces méthodes sont dites auto-cohérentes.

Les relations de moyennes en déformation et en contrainte peuvent s'exprimer telles que :

$$\underline{\underline{E}} = \left\langle \underline{\underline{\varepsilon}}^I \right\rangle \tag{4.86}$$

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \left\langle \underline{\underline{\sigma}}^I \right\rangle \tag{4.87}$$

avec $\underline{\underline{\varepsilon}}^I$ la déformation propre à chaque l'inclusion et $\left\langle \cdot \right\rangle$ l'opérateur de moyenne défini tel que :

$$\left\langle \underline{\underline{x}}^I \right\rangle = \sum_{I=1}^{N} f^I \underline{\underline{x}}^I \tag{4.88}$$

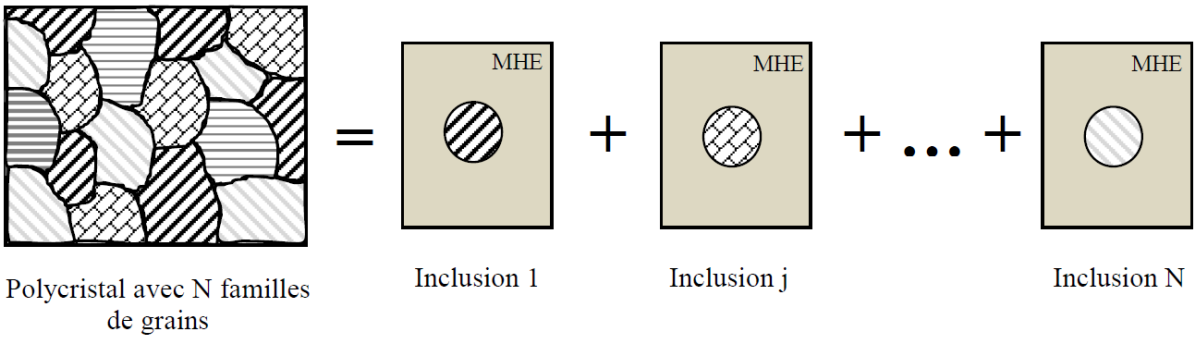


FIGURE 4.25 – Principe du schéma d'homogénéisation auto-cohérent [119]

avec f^I la fraction volumique de chaque inclusion et N le nombre d'inclusions à considérer.

La loi de comportement homogénéisée, dont le tenseur de rigidité $\mathbf{C}$ est l'inconnue, s'exprime telle que $\underline{\underline{\Sigma}} = \mathbf{C} : \underline{\underline{E}}$. Le tenseur de rigidité peut s'exprimer tel que [209] :

$$\mathbf{C} = \left\langle \mathbf{C^I} : \mathbf{A} \right\rangle \tag{4.89}$$

$$= \left\langle \mathbf{C^I} : (\mathbf{C^I} + \mathbf{C}^*)^{-1} : (\mathbf{C} + \mathbf{C}^*) \right\rangle \tag{4.90}$$

Cette équation est appelée équation d'auto-cohérence en raison de sa forme de type $\mathbf{C} = f(\mathbf{C})$. Dans un premier temps, cette famille de modélisation a été développée pour l'élasticité linéaire par Hershey [210] et Kröner [211] avant d'être étendue à des comportements non-linéaires.

Application aux comportements non linéaires

Le problème d'Eshelby a permis de poser les bases pour pouvoir étendre ce genre de modélisation aux problèmes non linéaires. Les premiers modèles se sont notamment intéressés à la modélisation du comportement élastoplastique des métaux.

Le modèle incrémental de Hill [212] s'inspire des travaux d'Eshelby en considérant cette fois-ci des comportements élastoplastiques pour les inclusions et le MHE, il est à l'origine de nombreuses déclinaisons de modèles auto-cohérents. Le modèle de Kröner [213], antérieur à celui de Hill, représente finalement une approximation de ce dernier en considérant des inclusions sphériques ainsi qu'un MHE présentant un comportement élastique isotrope. Ces deux modèles sont détaillés en annexe C.

<u>Modèle sécant de Berveiller-Zaoui</u>

Berveiller et Zaoui [214], en s'appuyant sur les travaux de Kröner, cherchent à améliorer sa proposition en étendant sa validité aux MHE présentant des comportements élastoplastiques isotropes, toujours en considérant des inclusions sphériques. Par l'utilisation de la loi de Hencky-Mises pour décrire l'écoulement plastique de la matrice, les auteurs procèdent à une linéarisation sécante du comportement effectif $\mathbf{L^{eff}}$.

En supposant un comportement plastique incompressible, la loi d'interaction peut alors se formuler telle que :

$$\underline{\underline{\sigma}}^I = \underline{\underline{\Sigma}} + 2\xi\mu(1-\beta)(\underline{\underline{E}}^p - \underline{\underline{\varepsilon}}^{Ip}) \tag{4.91}$$

avec ξ la variable d'accommodation plastique isotrope, qui, dans le cas d'un essai de traction peut être identifiée comme :

$$\xi = \left(1 + \frac{3\mu}{2}\frac{\|\underline{\underline{E}}^p\|_{vm}}{J_2(\underline{\underline{\Sigma}})}\right)^{-1} \tag{4.92}$$

avec $\|E^p\|_{vm}$ la déformation équivalente au sens de von Mises. Dans le cas de l'élasticité pure, cette dernière est nulle et donc $\xi = 1$, ce qui est alors équivalent au modèle de Kröner.

Ce modèle marque une avancée dans le domaine de l'homogénéisation en permettant la prise en compte de comportement élastoplastique du MHE. Néanmoins, son utilisation reste limitée aux chargements monotones et radiaux.

Modèle de Pilvin-Cailletaud (ou modèle en Béta)

Afin de pouvoir étendre le domaine d'utilisation des modèles auto-cohérent à des chargements non monotones, Pilvin et Cailletaud [215, 216] proposent une amélioration de la loi d'interaction de Kröner afin de prendre en compte la nature élastoplastique (ou élastoviscoplastique) des interactions entre les phases. Pour cela, une variable d'accommodation intergranulaire $\underline{\underline{\beta}}^I$ est introduite. La loi d'interaction se résume alors à :

$$\underline{\underline{\sigma}}^I = \underline{\underline{\Sigma}} + 2\mu(1-\beta)(\underline{\underline{B}} - \underline{\underline{\beta}}^I) \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{B}} = \sum_{I=1}^{N} f^I \underline{\underline{\beta}}^I \tag{4.93}$$

La variable d'accommodation $\underline{\underline{\beta}}^I$ est inspirée de la variable d'écrouissage cinématique d'Armstrong-Frederick [127]. Avec l'hypothèse de petites déformations, sa loi d'évolution peut alors s'exprimer telle que :

$$\dot{\underline{\underline{\beta}}}^I = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{Ivp} - D\underline{\underline{\beta}}^I \|\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{Ivp}\|_{vm} \tag{4.94}$$

avec D un paramètre à identifier. Formulée ainsi, ce modèle permet la prise en compte de sollicitations cycliques contrairement au modèle de Berveiller-Zaoui. En revanche, dans le cas d'une accommodation viscoplastique, la loi d'interaction requière alors une formulation implicite.

Bilan sur les modèles auto-cohérents

Cette section a permis la présentation de quelques modèles choisis pour leur simplicité de mise en œuvre avec une complexification croissante permettant de prendre en compte des milieux élastoplastiques. Hormis le modèle de Hill, les modèles de Kröner, Berveiller-Zaoui et Pilvin-Cailletaud sont relativement simples à implémenter numériquement en raison de l'absence de condition d'auto-cohérence en contrainte. Cependant, cette condition d'auto-cohérence est tout de même vérifiée pour

les modèles de Berveiller-Zaoui et de Pilvin-Cailletaud dans le cas de chargements monotones [120]. Le modèle de Kröner ne vérifie pas cette condition en raison de l'hypothèse d'un comportement purement élastique du MHE qui résulte en un comportement trop raide.

Plusieurs auteurs ont ensuite proposé des méthodes afin de prendre en compte le caractère viscoélastique ou viscoplastique des milieux considérés. Deux approches se distinguent pour prendre en compte ces phénomènes : l'approche héréditaire [217, 218, 219, 196], reposant sur la formulation d'un problème élastique équivalent, et l'approche à variable interne (ou à champs translatés) [220, 221, 222], qui propose de décrire la propriété d'hérédité par le biais de variables internes. Cependant, la prise en compte du comportement viscoélastique ou viscoplastique entraine généralement une forte complexification des équations en jeu en raison des interactions viscoplastiques entre chaque hétérogénéité et du caractère différentiel des équations constitutives.

Compte-tenu des objectifs de ces travaux, déployer des efforts importants pour cette partie de la modélisation ne semble pas nécessaire. Dans ce cadre, le modèle de Berveiller-Zaoui semble adapté pour ces travaux. La loi de Pilvin-Cailletaud est certes plus aboutie, mais comporte une étape d'identification qui peut être délicate et un formalisme plus complexe avec l'introduction d'une variable d'accommodation. De plus, la transition liquide-solide se faisant avec une évolution monotone sur un instant bref et unique, la prise en compte de sollicitations cycliques ne semble pas nécessaire.

Pour la suite de ces travaux, afin de proposer une homogénéisation des phases liquides et solides, le modèle de Berveiller-Zaoui est donc retenu en raison de sa simplicité, de sa large utilisation dans la littérature et de l'influence limitée de cette transition sur le comportement de la structure.

4.5.3 Comportement à l'état liquide

Le modèle de comportement à l'état solide ayant été défini, il reste alors à définir le modèle de comportement spécifique à l'état liquide afin de pouvoir mettre en œuvre l'homogénéisation des comportements durant la phase de transition liquide-solide.

À l'état liquide le matériau n'a pas un réseau cohérent, malgré les fortes déformations que pourra subir l'alliage, en l'absence de résistance mécanique et d'écrouissage, aucune contrainte résiduelle significative ne sera générée dans cet état. Si pour l'étude des contraintes résiduelles le comportement à l'état liquide est d'une importance mineure, il est nécessaire de décrire cette phase afin de pouvoir mener le calcul procédé de la coulée jusqu'au refroidissement de la structure.

Toutefois, la description du comportement à l'état liquide demande, pour être menée de manière rigoureuse, l'introduction de méthodes complexes et coûteuses propres à la description des fluides telles que les approches eulériennes ou eulériennes-lagrangiennes. Compte tenu de l'objectif de ces travaux visant l'évaluation des contraintes résiduelles, la valeur ajoutée de telles modélisations semble limitée vis-à-vis des efforts à déployer pour les mettre en œuvre. Opter pour une représentation simplifiée du comportement liquide semble alors suffisant pour modéliser cette phase en considérant que très peu de contraintes seront générées dans cet état.

La stratégie consiste alors à utiliser le modèle proposé par Bellet [190] pour décrire un fluide non newtonien généralisé, représentatif d'un matériau à l'état semi-solide présentant une faible fraction

solide, se rapprochant donc fortement du comportement du matériau à l'état liquide. Le comportement utilisé décrit alors un matériau dans un état dit quasi-liquide.

N'ayant pas de données disponibles pour l'alliage étudié concernant son comportement à l'état liquide, les données utilisées sont issues de la littérature, notamment des travaux de Decultieux [223] qui a identifié le comportement à l'état liquide-solide d'un alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Mg (voir tableau 4.6).

Température (°C)	K	m
530	27	0,18
550	21	0,20
580	0,2	0,20
610	10^{-3}	10^{-3}

TABLE 4.6 – Récapitulatif des valeurs identifiées des paramètres K et m pour un AlSi7Mg [223]

Le formalisme standard utilisé pour résoudre un problème éléments finis nécessite de conserver la partie élastique dans la modélisation. Il faut donc être attentif aux valeurs données au module de Young et à la limite d'élasticité R_0. En effet, même avec un R_0 très faible, les contraintes étant quasi-nulles en phase liquide le seuil plastique n'est pas atteint, ce qui implique la présence de déformation élastique.

Lors du passage liquide vers solide, le module de Young va fortement augmenter, et donc les déformations élastiques présentes qui étaient quasi-nulles vont devenir très importantes et fausser les résultats. La phase liquide ne doit théoriquement pas introduire de déformation élastique. L'exercice demande donc un ajustement fin des paramètres de modélisation pour garder une représentation physique.

4.5.4 Gestion de la transition liquide-solide

Les comportements solide et quasi-liquide ainsi que la méthode d'homogénéisation associée pour décrire le comportement à l'état liquide-solide ont été définis précédemment. Toutefois, des données sont encore manquantes pour obtenir une stratégie de modélisation complète. Premièrement, il faut définir les seuils de transition qui définiront le passage de l'état liquide à l'état liquide-solide et le passage de l'état liquide-solide à l'état solide. Ensuite, il faut également introduire le terme de retrait dû à la solidification dans la modélisation.

<u>Seuils de transition :</u>

Il existe deux stratégies pour définir ces seuils de transition. La première approche est d'utiliser les températures de liquidus et de solidus pour fixer ces limites. Toutefois, cette approche peut s'avérer simpliste face aux différents stades du phénomène de solidification (figure 4.23). En effet, physiquement, avoir une particule solide en suspension dans un milieu liquide, n'offrant aucune cohérence, ne permet pas au matériau d'exprimer un comportement proche de celui à l'état solide.

Au lieu de se baser sur les températures de solidus et liquidus, la seconde approche propose privilégiée dans ces travaux se base sur des fractions solides qui marquent un changement notable de la réponse du matériau. C'est notamment l'approche développée par Ludwig [191] pour construire son modèle.

La transition entre un comportement liquide et un comportement liquide-solide peut alors se définir comme l'instant où la fraction solide est assez importante pour qu'un squelette solide cohérent capable de transmettre des contraintes se soit formé. Cet état correspond à la fraction solide de cohérence f_{coh}. À ce stade, l'alliage peut alors exprimer un comportement élastique, la présence d'un formalisme solide est donc nécessaire. Utiliser la température de liquidus pour faire cette transition impliquerait l'hypothèse d'un comportement élastique dès les premières apparitions de particules solides, ce qui est physiquement contestable.

De même, avoir une particule liquide dans un milieu presque exclusivement à l'état solide ne permet pas au matériau d'exprimer un comportement significativement différent de celui à l'état solide. La fraction solide de coalescence f_{coa} définit ainsi la fraction solide à partir de laquelle le comportement du matériau est assimilé à celui d'un solide.

La transition se fait ainsi non plus en fonction de la température mais en fonction de la fraction solide (figure 4.24) pour les seuils de fraction solide de cohérence et de coalescence. De plus, cette stratégie s'accorde avec l'utilisation d'un modèle quasi-liquide simplifié, adapté à la description du matériau aux faibles fractions solides ($< f_{coh}$).

Pour des alliages métalliques, la fraction de cohérence f_{coh} est évaluée à une valeur de fraction solide oscillant entre 0,60 et 0,70, la fraction de coalescence est elle évaluée entre 0,90 et 0,95 [191, 224, 225, 226].

Dans cette optique, une nouvelle variable f_{comp} est introduite, dite fraction de comportement solide. Cette fraction, évoluant entre 0, pour refléter un comportement assimilé liquide et 1 pour un comportement assimilé solide, servira également à déterminer la contribution des comportements liquide et solide lors de l'homogénéisation.

L'évolution de cette variable en fonction de la fraction solide est construite arbitrairement de façon à représenter un changement de comportement rapide entre la fraction de cohérence et la fraction de coalescence. La variable f_{comp} se définit telle que :

$$f_{comp} = 0,5 + 0,5 \tanh\Big(b\ (f_s - f_{seuil})\Big) \tag{4.95}$$

avec b et f_{seuil} des constantes à déterminer. Pour le cas présent, les valeurs sont fixées à b = 10 et f_{seuil} = 0,75. L'évolution de la fraction de comportement solide en fonction de la fraction solide est présentée figure 4.26, laissant apparaitre la transition de comportement entre la fraction de cohérence et de coalescence.

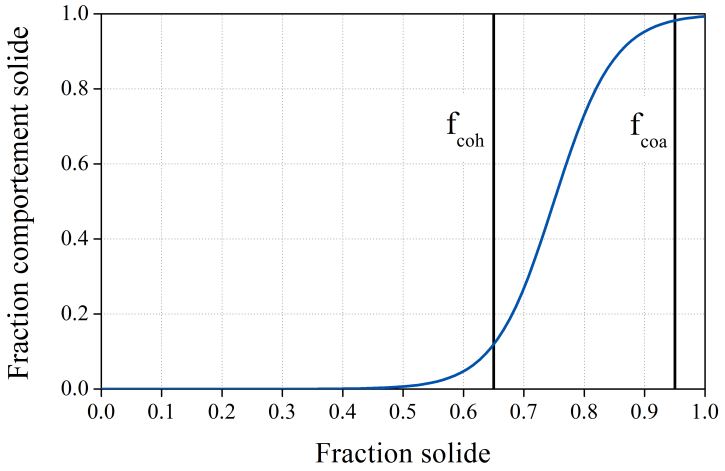


FIGURE 4.26 – Évolution de la fraction de comportement solide en fonction de la fraction solide

La précision de cette fonction a toutefois une importance relative compte tenu de la faible résistance mécanique du matériau à ces températures. Une analyse de sensibilité présentée au chapitre suivant permet de montrer que l'influence est peu significative pour les quantités d'intérêt propres à ces travaux.

Retrait dû à la solidification :

Le retrait observé lors du changement de phase, de l'état liquide à l'état solide, va entrainer une déformation non négligeable du matériau qui doit être prise en compte dans la modélisation. Ce retrait peut être obtenu en mesurant la masse volumique du matériau à l'état solide et à l'état liquide. La différence de masse volumique représente directement la différence de volume observée, et donc le retrait. Plusieurs jeux de données sont disponibles dans la littérature pour des alliages d'aluminium, détaillés dans le tableau 4.7.

Alliage	Retrait de solidification (mm/mm)
AlSi7 [227]	0,04
AlSi7Mg [223]	0,03
A356 [228]	0,025

TABLE 4.7 – Retrait dû à la solidification pour différents alliages d'aluminium

Le retrait dû à la solidification, de l'ordre de quelques pourcents n'est donc pas négligeable. Toutefois, pour l'évaluation de la déformée des fûts, il faut prendre en compte le fait que ces derniers subissent une opération d'usinage après coulée de façon à retrouver une forme parfaitement cylindrique. Ce paramètre pourra alors être ajusté lors de l'étape de validation du modèle avec un calcul sur structure réelle.

Cette déformation de transformation, ε^{tr}, est indépendante de la déformation élastique, viscoplastique ou thermique. Elle peut alors s'incorporer au modèle dans la définition de la déformation totale telle que [186] :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{e} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{tr} \tag{4.96}$$

En supposant que la masse volumique évolue linéairement avec la fraction volumique de solide, conformément à une loi de mélange, sa formulation se définit comme :

$$\rho = f_s \rho_s + f_l \rho_l \tag{4.97}$$

Le taux d'expansion volumique lors de la solidification se définit tel que :

$$\Delta\varepsilon^{tr} = \frac{\rho_l - \rho_s}{\rho_l} \tag{4.98}$$

Ce qui permet d'évaluer la déformation comme :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{tr} = \frac{1}{3}\Delta\varepsilon^{tr}\dot{f}_s\underline{\underline{1}} \tag{4.99}$$

Le terme de retrait est ainsi défini. Cette étape permet de finaliser la stratégie de modélisation globale en détaillant la méthodologie de gestion de la transition liquide-solide centrée sur la fraction de comportement solide comme variable pilote, présenté figure 4.27. Le modèle résultant est ainsi complet et unique sur toute la gamme de température, permettant de mener des simulations de l'état liquide jusqu'à température ambiante. L'étape suivante est alors de quantifier l'influence des différentes variables du modèle sur les quantités d'intérêt du problème à l'échelle de la structure.

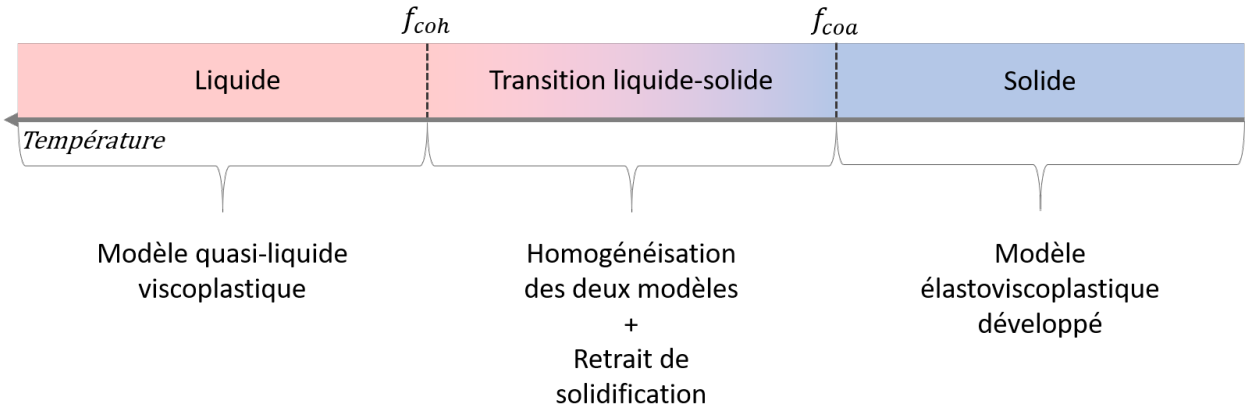


FIGURE 4.27 – Schéma récapitulatif de la stratégie de modélisation sur toute la gamme de température

4.6 Synthèse

Suite à la description de l'alliage d'aluminium et de l'enrichissement de la base expérimentale associée, ce chapitre s'est attaché à décrire la stratégie de modélisation du comportement mise en place. Une attention particulière a été portée sur la description du comportement de l'alliage à l'état solide. En effet, les contraintes résiduelles sont majoritairement générées lors du refroidissement du matériau à l'état solide, lorsque sa tenue mécanique est assez importante pour générer des contraintes.

La construction du modèle proposé résulte de plusieurs étapes :

- *Étude du modèle de Chaboche :* une première approche a été étudiée avec un modèle standard de type Chaboche. La capacité de ce modèle à décrire de nombreux comportements s'est finalement révélée être une contrainte. En effet, les fonctions mathématiques intégrées au modèle permettent de décrire un même essai avec une multitude de jeux de paramètres, résultant en l'existence d'une surface optimale à défaut d'un point optimal lors du processus d'identification. Le manque de considérations physiques mène ainsi à une phase d'identification laborieuse, notamment dans le cas d'une identification globale sur une large plage de températures, avec une robustesse limitée quand il s'agit de décrire des chargements variés.

- *Proposition d'un modèle alternatif :* les difficultés à identifier des jeux de paramètres cohérents permettant de décrire les réponses du matériau en fluage et en relaxation ont conduit au développement d'un potentiel viscoplastique original dérivant de bases physiques ainsi qu'un terme de restauration statique associé. Cette nouvelle formulation, en plus de permettre une description des réponses en fluage et en relaxation du matériau, permet un processus d'identification significativement plus rapide avec un nombre de paramètres à identifier plus faible en raison de la présence de termes ayant des valeurs physiques identifiées et de termes thermiquement activés pour lesquels les paramètres à identifier sont indépendants de la température. Concernant l'effet du vieillissement, compte-tenu de la problématique industrielle portant sur des dérives géométriques aux temps longs au cours de la vie en service de la structure, le vieillissement n'est pas intégré au modèle de comportement qui est directement identifié sur des éprouvettes survieillies.

- *Description de la zone liquide :* les essais mécaniques à haute température ont montré que la résistance mécanique était très faible autour de la température de solidus du matériau. L'importance mineure de la description du comportement de l'alliage à l'état liquide pour la description des contraintes résiduelles conduit à adopter une stratégie simplifiée avec des données issues de la littérature pour un alliage d'aluminium proche à l'état quasi-liquide afin de décrire cette phase.

- *Gestion de la transition liquide-solide :* porté par la volonté de conserver un modèle simple avec un nombre de paramètres minimal, la zone liquide-solide est prise en compte par une homogénéisation des comportements solide et quasi-liquide en fonction de la fraction de comportement solide à l'aide d'un modèle de type Berveiller-Zaoui.

CHAPITRE 5

CALCUL SUR STRUCTURES ET CORRÉLATIONS EXPÉRIMENTALES

Ce dernier chapitre vient clore le développement du modèle de comportement proposé par son application au calcul de structure. Le passage à l'échelle de la structure s'avère souvent être un défi complexe lorsque des modèles de comportement non usuels sont introduits. En effet, des chargements anisothermes multiaxiaux entrent alors en jeu, pouvant entraîner des effets de bord non détectés à l'échelle du point de Gauss. Un chargement anisotherme peut également donner lieu à des réponses mécaniques incohérentes si le processus d'identification n'a pas été rigoureux, avec des évolutions des paramètres avec la température non pertinentes par rapport à la physique.

Ce chapitre se divise en deux étapes distinctes. Une première, introduisant une structure simplifiée, permet de tester l'implémentation numérique du modèle et de procéder à une analyse de sensibilité de ses paramètres ajustables sur un cas complexe. La seconde étape vise une validation sur structure réelle où une comparaison avec des essais instrumentés permet d'estimer les progrès associés à la démarche développée dans cette étude. Dans cet objectif, des mesures sur structure réelle sont ainsi réalisées à différents instants de la phase de vie du carter-cylindres, notamment à différents instants de la chaîne de production. Un essai de validation est également défini afin de confirmer la bonne description de la réponse de la structure face à un chargement proche de celui supporté par le carter-cylindres en service.

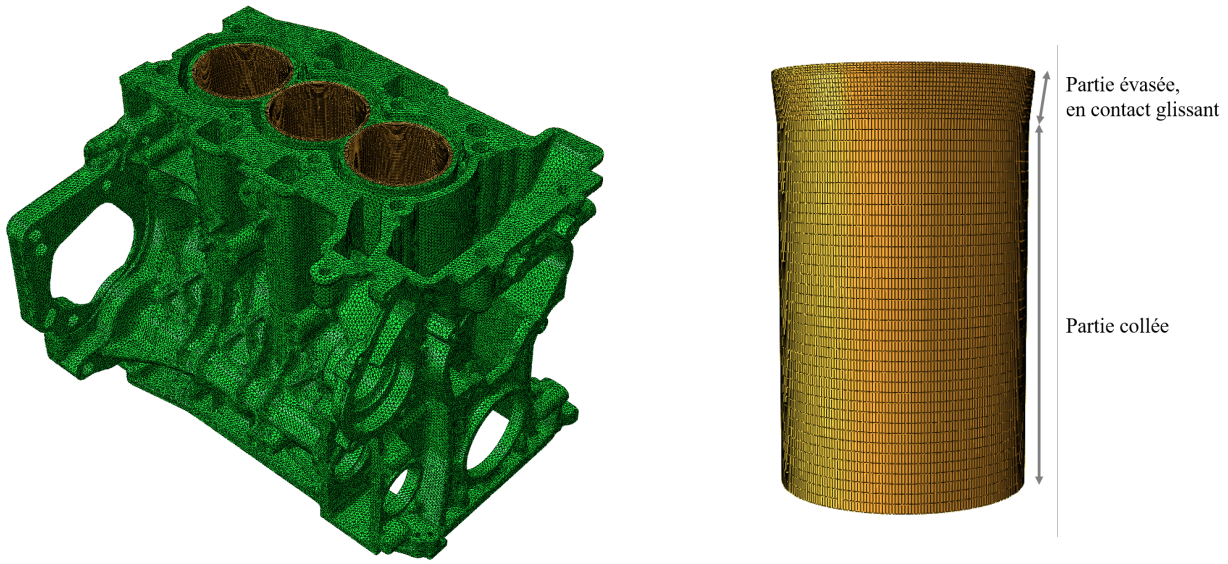
Au niveau numérique, tout débute avec l'intégration numérique du modèle de comportement développé au sein d'Abaqus, solveur éléments-finis utilisé au sein du Groupe PSA. Les simulations sur structure pourront ensuite être menées sur des modèles de carter-cylindres. Toutefois, il est important de souligner que ces modèles sont destinés à une utilisation industrielle et ne sont pas, en l'état, adaptés aux besoins spécifiques de la phase de validation. En effet, les mesures sur structure nécessitent des usinages spécifiques pour pouvoir accéder à certaines parties du carter. Le modèle numérique doit alors être adapté, notamment via un maillage spécifique pour être capable de comparer des état mécaniques équivalents.

Afin de faciliter et guider une possible étape de recalage des paramètres, une analyse de sensibilité sur structure simplifiée est menée en amont afin d'identifier les paramètres du modèle les plus influents sur les déformées de fûts. Cette étude permet également de donner des éléments de discussion quant à la définition de la base expérimentale optimale afin d'identifier les paramètres clés pour la

description du comportement mécanique. Une analyse comparative sera également menée entre le modèle développé et le modèle élastoplastique préexistant afin de mettre en avant l'apport de la modélisation proposée.

5.1 Modèle numérique du carter-cylindres

Les fonctions du carter-cylindres ainsi que les différentes étapes de son cycle de vie ayant été décrites dans le premier chapitre, ces dernières ne seront pas à nouveau détaillées dans cette partie. Le maillage standard utilisé au sein du Groupe PSA est présenté figure 5.1. Les éléments ont une taille caractéristique comprise entre 1 mm au niveau des interfûts et 3 mm sur le reste de la structure, menant à un ensemble d'environ trois millions d'éléments (11 millions de degrés de liberté).



(a) (b)

FIGURE 5.1 – Maillage (a) de la structure complète et (b) d'une chemise en fonte

La structure est composée de deux matériaux différents :

- L'alliage d'aluminium (figure 5.1, couleur verte), qui représente le carter englobant les chemises. Son comportement est modélisé avec le modèle de comportement développé dans ces travaux. Les éléments affectés sont quadratiques (C3D10).
- La fonte (figure 5.1,couleur orange), qui constitue les chemises. Son comportement élastoplastique est repris des données du Groupe PSA. Les éléments affectés sont linéaires (C3D4).

Les deux matériaux ont des propriétés de dilatation thermique identifiées pour toute la gamme de température. Concernant la gestion du contact chemise - carter, la partie basse des chemises est considérée comme solidaire de la structure tandis que la partie haute évasée bénéficie d'un contact glissant (figure 5.1(b)). Toutefois, la pertinence de ce choix de modélisation vis-à-vis des propriétés

de contact réel peut être remis en cause et sera discuté par la suite.

La gestion numérique de l'implémentation de modèles de comportement est de manière générale une problématique importante lorsque des modèles non conventionnels doivent être intégrés à des codes de calcul industriels. C'est alors à l'utilisateur que revient la gestion de la relation entre contraintes et déformations et ainsi la résolution du problème aux dérivées partielles au point de Gauss. Cette étape se déroule sous Abaqus par le biais d'une subroutine UMAT (User Material) programmée en Fortran qui permet d'introduire des modèles de comportement non définis dans le code de calcul. La description du comportement passe par la gestion de l'évolution de paramètres en fonction de la température (E, R_0, C, D...) et d'autres dont l'évolution incrémentale est pilotée par l'historique de l'évolution de la structure ($\underline{\underline{\sigma}}$, $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_{vp}$ et $\underline{\underline{X}}$). C'est le rôle de la UMAT de gérer ces paramètres.

Cependant, écrire une UMAT est un processus fastidieux, nécessitant l'écriture de l'ensemble de l'algorithme de résolution numérique,, ce qui est généralement long, complexe, et potentiellement générateur d'erreurs. Pour faciliter cette étape, le Groupe PSA utilise désormais le générateur de code MFront développé par le CEA et EDF [229], permettant un formalisme allégé et un temps de développement réduit pour générer une UMAT. Cette solution s'appuie notamment sur des méthodes d'intégration reposant sur l'évaluation d'une jacobienne numérique par différences finies [230].

En termes de chargement appliqué, deux calculs sont généralement menés sur le carter-cylindres, le calcul procédé et le calcul de vie en service :

• Le calcul procédé consiste à reproduire les champs de température présents lors du procédé afin de simuler la génération de contraintes internes durant la phase de solidification et de refroidissement. Pour cela, un premier calcul est réalisé sur le logiciel Flow3D en volumes finis. Ce calcul simule le procédé d'un point de vue thermique avec les différents échanges entre l'alliage d'aluminium, les chemises en fonte, le moule et l'air ambiant. À l'issue de ce calcul, un transfert des températures de chaque cellule du maillage volume finis est réalisé vers les nœuds du maillage éléments finis en fonction de la fraction volumique d'alliage d'aluminium ou de fonte de chaque cellule.

Le procédé se compose de plusieurs phases : dépôt des chemises dans le moule (25 secondes avant injection), injection de l'alliage d'aluminium sous forme liquide (0,5 secondes), refroidissement dans le moule (de 0,5 à 22 secondes) puis hors du moule (de 22 à 2600 secondes). À la suite de la phase de refroidissement, le carter-cylindres subit un traitement thermique (5 heures à 200 °C) et une étape d'usinage des chemises en fonte qui est reproduite numériquement de façon simplifiée par suppression de trois couches d'éléments à l'intérieur du fût (environ 3 mm). L'opération d'usinage est illustrée figure 5.2.

• Le calcul de vie en service : la structure est placée en condition de fonctionnement, c'est-à-dire assemblée avec la culasse. L'ensemble est soumis à un essai de validation (dit essai choc thermique) représentant une condition d'utilisation sévère du groupe moto-propulseur composé de phases de démarrage et d'arrêt. Cet essai permet ensuite de vérifier la bonne tenue de la structure en termes de déformées de fûts mais également en termes de tenue à la fatigue thermomécanique. Toutefois, cet essai étant complexe et couteux à réaliser en conditions réelles sur un carter-cylindres instrumenté, un essai de validation alternatif sera défini pour ces travaux.

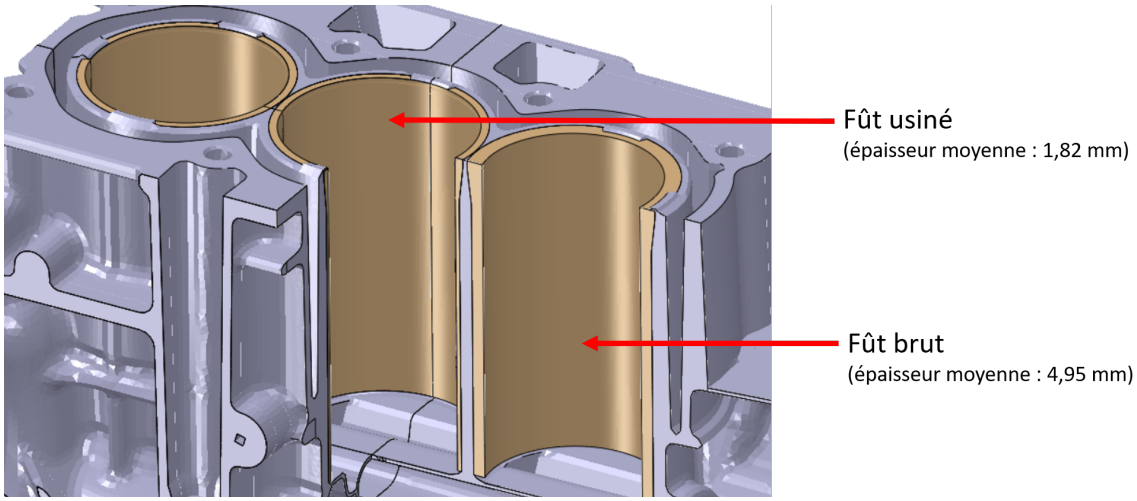


FIGURE 5.2 – Illustration de l'usinage des chemises en fonte

Avant de procéder aux calculs sur structure complète, une première phase d'étude de sensibilité est menée sur une structure simplifiée afin d'identifier les paramètres du modèle de comportement les plus influents sur les déformées de fûts.

5.2 Étude de sensibilité sur une structure simplifiée

Les études de sensibilité apportent une valeur ajoutée indéniable dans le développement d'un modèle de comportement. Cela permet, pour une structure et un chargement, d'analyser la sensibilité de la réponse de la structure face à la variation des paramètres du modèle de comportement. Si à l'échelle du point de Gauss, l'anticipation de la réponse mécanique est prévisible pour un chargement simple, à l'échelle d'une structure soumise à un chargement anisotherme multiaxial l'exercice se complexifie.

Les informations récoltées permettent alors de discerner les paramètres qui présentent une forte ou une faible influence sur une quantité d'intérêt cible. L'étude de sensibilité portera sur trois axes. Tout d'abord il s'agit d'évaluer la sensibilité de la réponse de la structure aux propriétés de la transition liquide solide. Ensuite, l'effet des paramètres matériaux du modèle de comportement solide sera étudié, en vue notamment d'identifier les paramètres matériaux de première influence. L'objectif de cette dernière analyse est double : orienter d'une part de potentielles phases de recalage à l'échelle de la structure et optimiser d'autre part le protocole de caractérisation expérimental en évitant de consacrer trop d'efforts à l'identification de paramètres de faible influence.

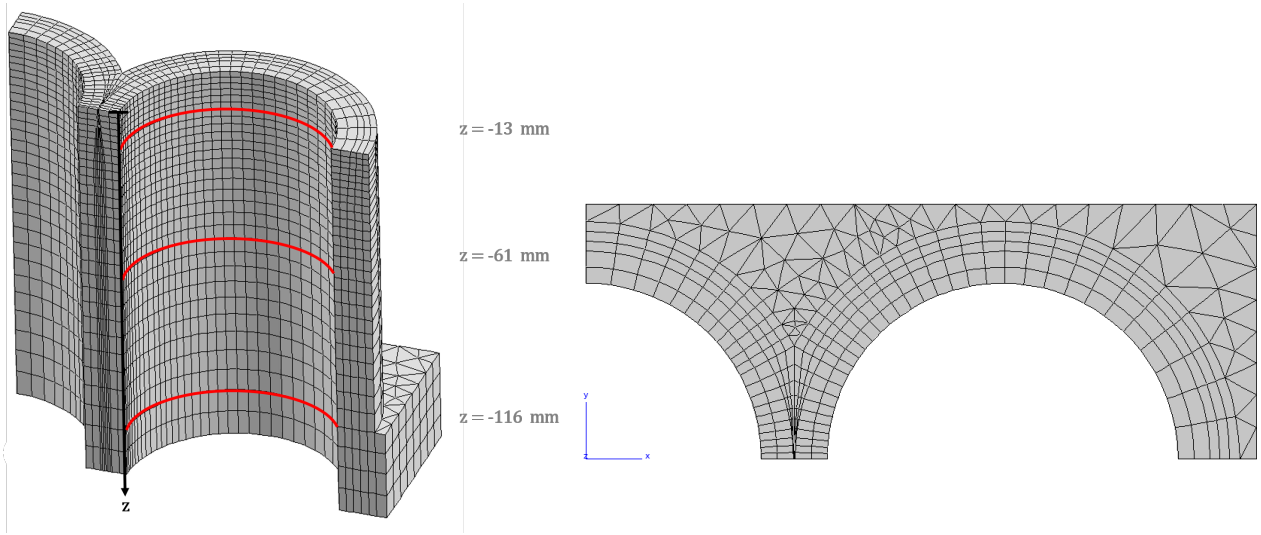
Les études de sensibilité peuvent demander un nombre de calculs important selon la discrétisation ou le nombre de paramètres à étudier. Pour le cas du carter-cylindres, mener une telle étude sur une structure complète comportant des millions de degrés de liberté n'est pas viable compte-tenu des puissances de calcul à disposition. Une alternative est alors de définir une structure simplifiée par rapport à la structure réelle. La problématique de dérive dimensionnelle étant concentrée au voisinage des fûts, l'objectif est de conserver une bonne représentativité de cette zone en se permettant de négliger des éléments de structure lointains ayant une faible influence sur l'état mécanique local.

5.2.1 Définition du problème simplifié

Compte-tenu de la géométrie du carter-cylindres, une première voie de simplification est de poser une double condition de symétrie par rapport aux fûts (figure 5.3(b)). Sur la partie restante, seule la zone d'intérêt est conservée : les chemises en fonte et la partie fûts/interfût, avec une zone plus massive au niveau des paliers de vilebrequin pour représenter l'attache des cylindres à la structure (figure 5.3(a)).

Le maillage associé résulte d'un compromis entre un maillage suffisamment raffiné et le besoin d'un problème de petite taille pour accéder à de faibles temps de calcul. Le maillage obtenu est ainsi 90 fois plus petit que le maillage initial de la structure complète (125 000 d.d.l. contre 11 millions de d.d.l.) menant à des gains en temps de calcul du même ordre. Les modèles de comportement étant développés sur Zset, les études de sensibilité sont également menées sur ce logiciel par souci de simplicité.

Le chargement appliqué à la structure correspond à celui du calcul procédé : les champs thermiques issus du calcul Flow3D sur structure complète sont interpolés sur la structure simplifiée pour les différents pas de temps de la simulation. L'utilisation du chargement propre au procédé de fabrication permet d'évaluer à la fois l'importance du comportement liquide et solide dans la déformée des fûts. Des conditions en déplacement correspondant aux deux plans de symétrie sont introduites.



(a) Structure simplifiée (b) Vue de dessus

FIGURE 5.3 – Structure simplifiée représentant une double symétrie des trois cylindres

La problématique de ces travaux portant sur les déformées de fûts, l'analyse se concentre sur les déformées en discrétisant plusieurs sections circulaires le long des fûts comme illustré en rouge figure 5.3(a). L'étude se concentre sur le demi-fût, qui est reconstitué par symétrie pour former un fût complet. Ensuite, pour chaque section circulaire, il est possible de calculer la composante radiale de la déformée pour tout angle $\theta \in [0 - 360]°$. Cela permet ainsi de quantifier la déformée radiale du fût pour différentes hauteurs et de pouvoir comparer plusieurs configurations. Ces observations se basent sur trois sections circulaires situées à des hauteurs basses (z = -116 mm), moyennes (z = -61 mm) et hautes (z = -13 mm) du fût, la face flamme (supérieure) faisant office d'origine.

Deux grandeurs sont extraites et tracées pour chaque section circulaire : la déformée radiale, permettant d'observer l'aspect du fût déformé, et le rapport entre la déformée radiale du jeu de paramètre testé et la déformée radiale du jeu de paramètre de référence. Ce dernier graphe permet ainsi d'observer quel paramètre a une influence notable sur les déformées de fûts.

5.2.2 Influence des paramètres de transition liquide-solide

Une des premières interrogations lors du développement du modèle portait sur l'importance de la définition du comportement à l'état liquide et de la phase de transition entre les différents états. La caractérisation du comportement dans cette gamme de température présentant des difficultés expérimentales et la modélisation numérique d'un fluide faisant appel à des méthodes de simulation complexe, le développement d'une telle modélisation se doit d'être justifié.

Les mesures par DSC présentées au chapitre 2 ont montré que la température de liquidus est stable avec l'évolution de la vitesse de refroidissement contrairement à la température de solidus. Une étude de sensibilité est donc menée sur cette dernière en évaluant les déformées de fûts pour des températures de solidus de 510 et 550 °C (pour une température de référence de 530 °C). Afin d'avoir des jeux de paramètres ayant une évolution cohérente avec ces nouvelles plages de transition, les valeurs des autres paramètres du modèle sont interpolées de manière à ce que les valeurs

des paramètres au point de solidus restent les mêmes.

Ensuite, la phase de transition liquide-solide est pilotée par l'évolution d'une fraction de comportement solide dépendant de la définition d'une fraction seuil f_{seuil} fixée à 0,75. Des valeurs différentes de la fraction seuil sont donc également étudiées, entre 0,5 et 0,9. L'évolution de la fraction de comportement solide résultante est présentée figure 5.4.

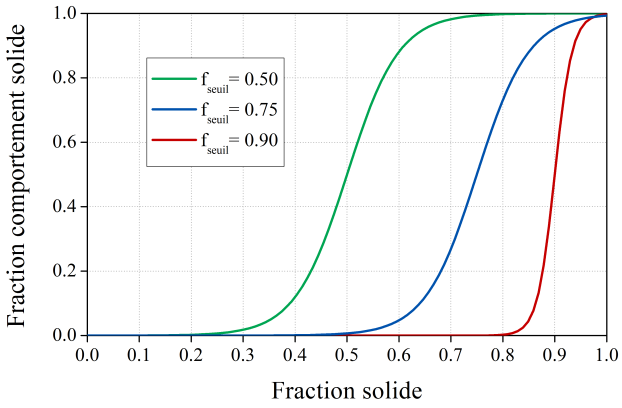


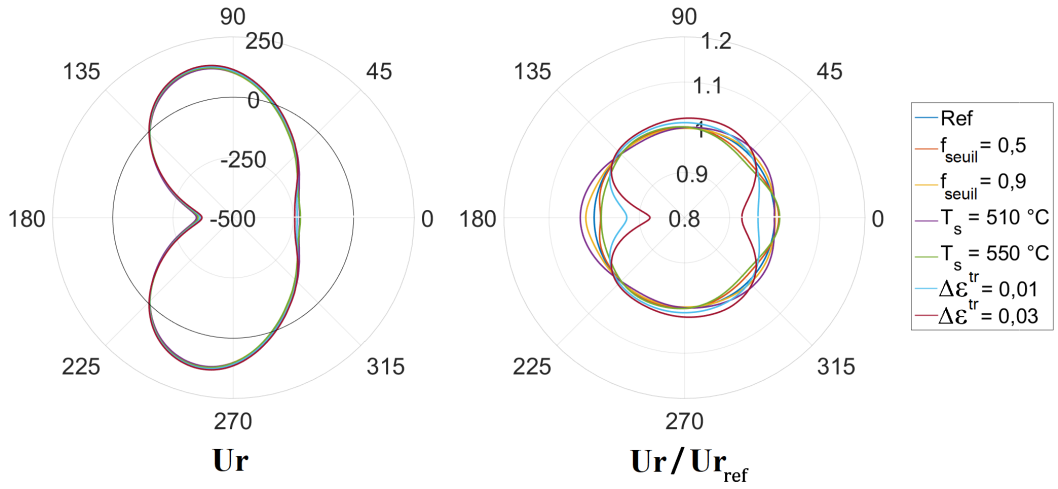
FIGURE 5.4 – Bornes de variations pour la fraction de comportement solide

Une dernière variable à identifier est le retrait dû à la solidification, $\Delta\varepsilon^{tr}$. Les données issues de la bibliographie montrent une dispersion assez importante de ce retrait pour des alliages d'aluminium [227, 223, 228]. Plusieurs valeurs sont donc étudiées entre 0 et 3 % de retrait.

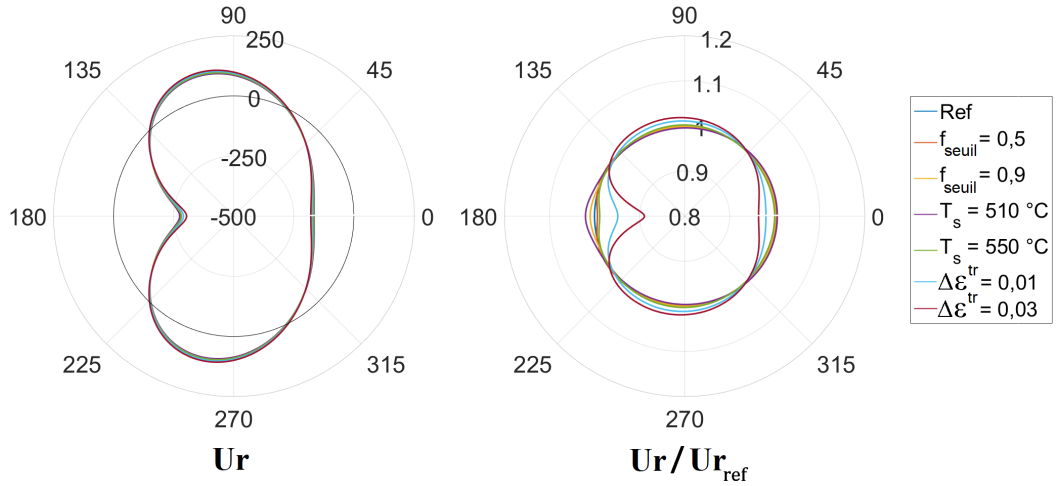
Les résultats de l'étude de sensibilité sont présentés figure 5.5. Le cas référence utilise les paramètres identifiés décrits au chapitre précédent. Afin de simplifier la visualisation de ces données, les déformées radiales pouvant tendre vers zéro et faire diverger le rapport $\mathrm{Ur}/\mathrm{Ur}_{ref}$, une déformée initiale de 500 microns est considérée. Le rapport affiché est donc de $(500 + \mathrm{Ur})/(500 + \mathrm{Ur}_{ref})$.

En analysant les graphes de variation relative au cas de référence, c'est le retrait dû à la solidification, $\Delta\varepsilon^{tr}$, qui a l'impact le plus important sur les déformées pour les parties hautes du fût jugées les plus critiques. À l'inverse, la fraction seuil f_{seuil} est la variable qui a le moins d'influence. Celle-ci modifiant l'instant du passage entre modèle liquide et solide, étant donné que les comportements liquide et solide sont proches avec une faible résistance mécanique aux températures de transition, cette observation est cohérente. La température de solidus T_s a une influence légèrement plus importante mais reste limitée comparée à l'influence du retrait dû à la solidification.

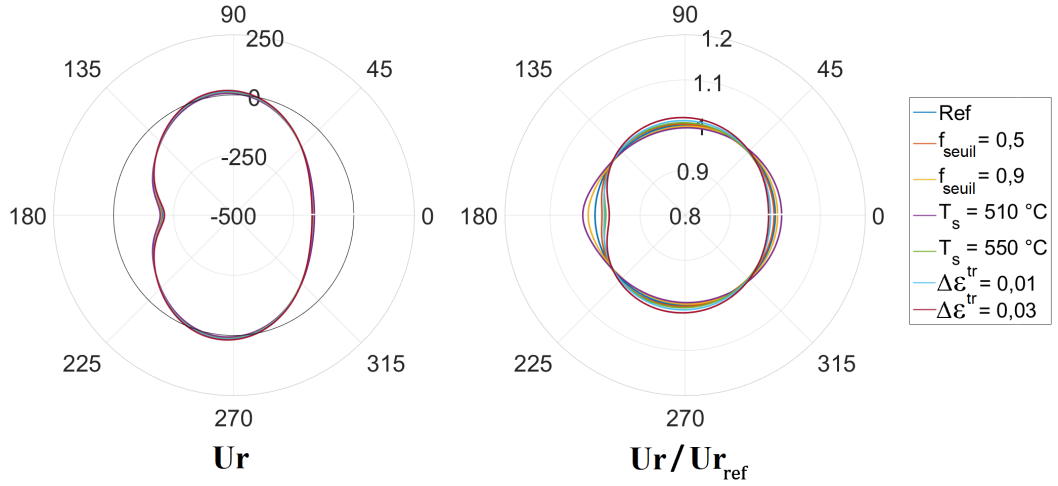
Cette première étude permet de souligner l'importance relative des paramètres de transition liquide-solide dans l'évaluation des déformées de fût. En revanche, la valeur du retrait dû à la solidification, qui n'a pas été caractérisée au cours de ces travaux a une influence notable sur ces dernières.



(a) z = - 13 mm



(b) z = -60 mm



(c) z = -116 mm

FIGURE 5.5 – (1) Déformée radiale en microns et (2) rapport entre le déplacement radial de chaque cas et le déplacement radial du cas référence à différentes hauteurs du fût

5.2.3 Influence des paramètres du modèle de comportement solide

Concernant la loi de comportement de la partie solide, une analyse est également menée sur l'influence de quelques paramètres du modèle de comportement sur les déformées de fûts. Pour cela une étude de sensibilité est menée en faisant varier plusieurs paramètres autour de leur valeur identifiée (chapitres 3 et 4). Les gammes de variations définies sont les suivantes :

- Module de Young E : les bornes supérieures et inférieures sont fixées par rapport à la dispersion expérimentale observée lors des essais expérimentaux comme illustré figure 5.6(a).
- Limite d'élasticité R : de même, les bornes supérieures et inférieures sont fixées par rapport aux observations expérimentales. Les valeurs retenus sont illustrées figure 5.6(b).
- Énergies d'activation Q_c et Q_v : les énergies d'activation sont évaluées pour des valeurs à 90 et 110% des valeurs de référence identifiées. Ces seuils sont fixés par rapport à la dispersion observée dans la littérature [178, 179, 180, 181].

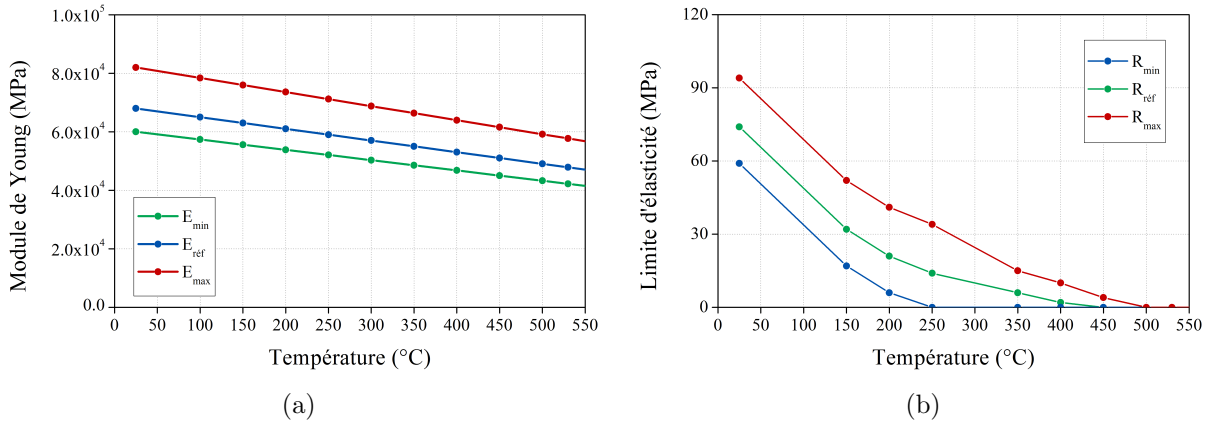
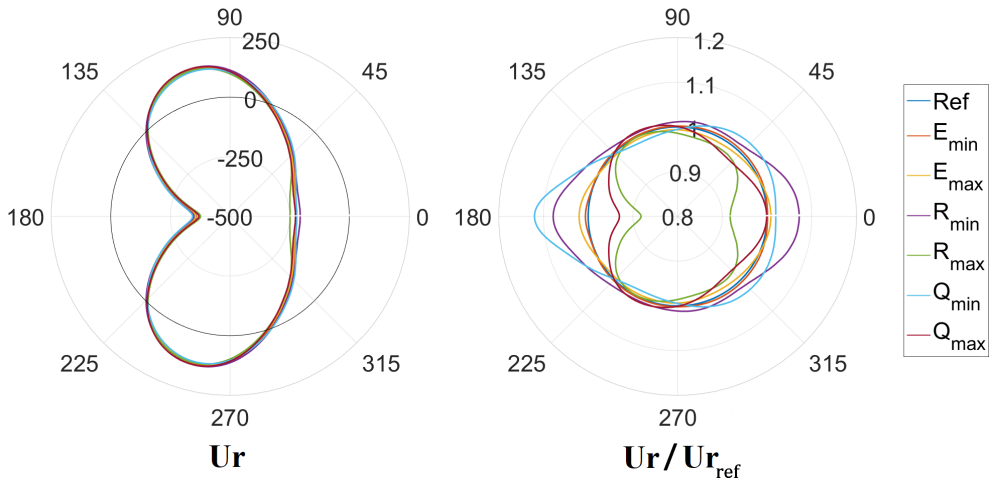


FIGURE 5.6 – Bornes de variations pour (a) le module de Young et (b) la limite d'élasticité

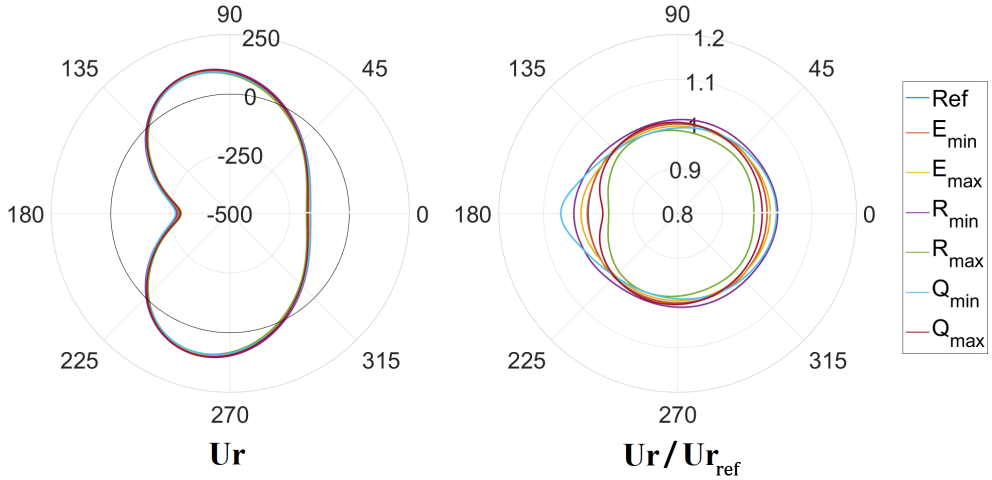
La figure 5.7 permet d'observer l'influence des différentes paramètres du modèle solide sur les déformées de fûts. Pour cette étude, deux paramètres ont un impact significatif sur les déformées, notamment sur la partie haute du fût : la limite d'élasticité R et les énergies d'activation Q_c et Q_v. Le module de Young est le paramètre qui a le moins d'influence sur les déformées radiales. Ce dernier va modifier les déformations élastiques mais ses effets sont plus contenus qu'une variation de la limite d'élasticité ou des propriétés viscoplastiques.

L'influence de la limite d'élasticité est à souligner étant donné sa dépendance au phénomène de durcissement structural comme discuté aux chapitres 2 et 3. Une attention doit donc être portée sur leur bonne évaluation, ce qui passe par une bonne connaissance de l'histoire thermique subit par la structure selon le chargement que l'on souhaite modéliser.

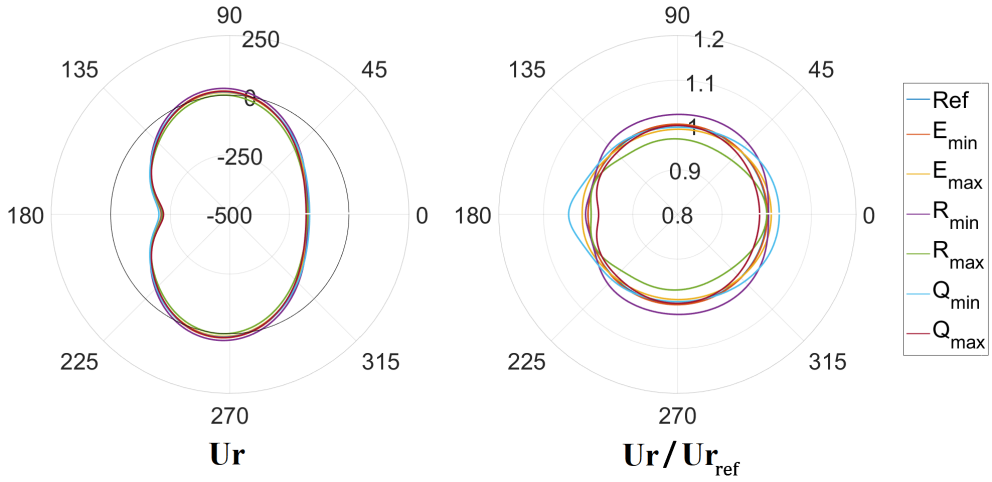
Cette étude de sensibilité a permis de mettre en évidence l'influence prépondérante des paramètres R, Q_c, Q_v et $\Delta\varepsilon_{tr}$. Ces évaluations permettent à la fois de pourvoir cibler les paramètres les plus influents pour la phase de recalage mais soulignent aussi l'importance de la bonne évaluation de certains d'entre eux. En effet, si le retrait dû à la solidification a une influence aussi importante que la limite d'élasticité ou l'énergie d'activation, mener une identification précise de ce paramètre pour l'alliage considéré semble être indispensable pour l'application industrielle.



(a) z = - 13 mm



(b) z = -60 mm



(c) z = -116 mm

FIGURE 5.7 – (1) Déformée radiale en microns et (2) rapport entre le déplacement radial de chaque cas et le déplacement radial du cas référence

5.3 Mesures sur structure instrumentée

Afin de pouvoir procéder à la validation du modèle à l'échelle d'une structure complète, des mesures sur structure réelle instrumentée ont été menées à différents stades de la chaîne de production.

Un premier stade de validation sera mené sur des carter-cylindres dits "Brut", c'est-à-dire dans un état en sortie de moule, après coulée sous pression et refroidissement. Le second stade correspond à l'état final du carter-cylindres en sortie de la chaîne de production, prêt à être monté. Cette étape comprend notamment des opérations de parachèvement (retrait des attaques de coulée et grenaillage de nettoyage), traitement thermique (5 heures à 200 °C) et une phase d'usinage des chemises en fonte afin d'assurer un respect strict des cotes. Toutes ces opérations seront regroupées sous la dénomination "Usinage Groupe PSA". Les carter-cylindres correspondants seront nommés "Usiné".

L'objectif initial étant la simulation de la déformée des fûts en service, un essai de validation sera mené sur un carter-cylindres usiné. Si un essai instrumenté de type 'choc thermique" avec un groupe moto-propulseur complet serait idéal, la mise en place d'un tel essai est complexe et coûteuse. Pour pallier à cette difficulté, un essai de validation alternatif est défini pour constituer le dernier stade de validation.

Cet essai consiste à placer un carter-cylindres usiné dans une étuve à 250 °C pendant 100 heures, ce qui permettra d'observer les phénomènes de relaxation des contraintes. La montée en température se fait progressivement en une heure et la phase de refroidissement prend environ deux heures. La température est contrôlée durant l'essai en différents points de la structure à l'aide de thermocouples. Le lot correspondant est nommé TTV ("Traitement thermique de validation").

Trois états de carter-cylindres analysés sont donc distingués et résumés dans le tableau 5.1, certaines conditions sont doublées afin d'appréhender la dispersion des mesures.

Lot	Nombre	Coulée sous pression	Usinage Groupe PSA	Essai de validation
Brut	2	√		
Usiné	2	√	√	
TTV	1	√	√	√

Table 5.1 – Synthèse des différents carter-cylindres analysés

Réaliser des mesures de déplacement, de déformation ou de contraintes sur une structure réelle, avec des dimensions importantes et une géométrie complexe n'est pas aisé. La stratégie de mesures expérimentales repose sur trois axes :

- Métrologie tridimensionnelle.
- Mesures de contraintes résiduelles par diffraction de rayons X (DRX),
- Caractérisation des déformations induites par un procédé de découpe instrumentée à l'aide de jauges de déformation,

Les mesures de contraintes résiduelles et de déformation sont réalisées dans les laboratoires de l'ENSAM d'Aix en Provence (MSMP) et de Metz (LEM3) qui ont conjointement développé le protocole de mesures associé [231, 232].

La métrologie tridimensionnelle est réalisée dans le service métrologie du Groupe PSA. Cette dernière étant non destructive contrairement aux deux autres moyens de mesure, elle est réalisée en première. Pour le carter-cylindres soumis au traitement thermique de validation, des mesures tridimensionnelles sont faites avant et après l'essai.

5.3.1 Métrologie tridimensionnelle

Un des moyens de vérification industriel standard consiste à réaliser une métrologie tridimensionnelle de la structure. Ce moyen est notamment utilisé par le Groupe PSA pour vérifier la conformité de ses pièces vis-à-vis des normes géométriques. Ce moyen de mesure, à l'aide d'un palpeur qui peut se déplacer dans les trois dimensions, permet de définir les coordonnées géométriques de la surface extérieure de la structure. À chaque fois que le palpeur rencontre un obstacle (la structure), les coordonnées sont enregistrées. Il est alors possible de cartographier la géométrie de la structure. L'incertitude du moyen de mesure est évaluée à 0,002 mm avec un palpeur sphérique de 8 mm de diamètre.

De par leur nature, ces mesures ne peuvent pas être utilisées directement dans une optique de validation. En effet, il n'est pas possible, à partir de ces coordonnées, de remonter à des champs de déplacement ou de déformation. Toutefois, ces mesures permettent d'obtenir des données qualitatives sur l'aspect des déformées de fûts à différents stades du procédé puis après l'essai de validation.

Le protocole existant consiste à enregistrer les coordonnées de plusieurs sections circulaires le long de chaque fût. Pour cela, l'axe d'orientation du fût qui n'est jamais parfaitement rectiligne doit être identifié. Deux sections circulaires, aux deux extrémités (haute et basse) du fût sont donc mesurées, le centre de chaque section circulaire permettant de définir un axe par rapport à la face supérieure du carter. À partir de ces données, il reste alors à procéder aux mesures de géométrie du fût dans le plan perpendiculaire à cet axe à différentes profondeurs. Ces mesures sont réalisées tous les 6 mm pour chaque fût. Le z de référence étant la face supérieure. Un exemple de données issues de ces mesures est illustré figure 5.8. Les coordonnées géométriques associées peuvent ensuite être exprimées dans un repère cylindrique propre à chaque fût.

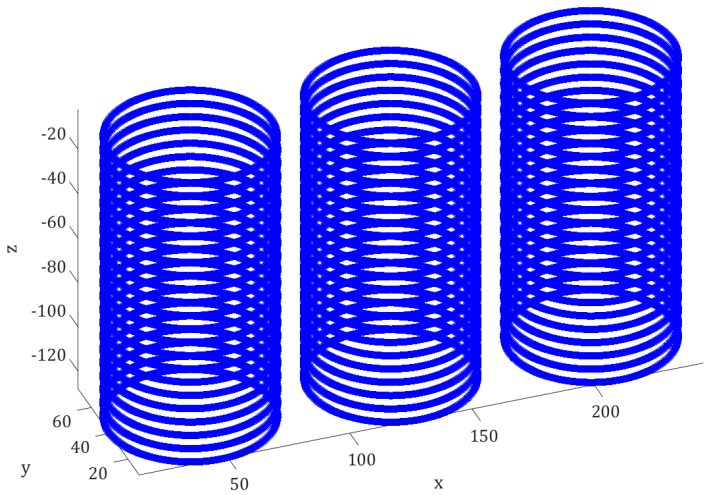


FIGURE 5.8 – Illustration des sections circulaires issues d'une métrologie tridimensionnelle

Ces données permettent ainsi de déterminer des grandeurs comme la circularité d'une section circulaire ou la cylindricité d'un fût, illustré figure 5.9. En considérant les points de mesure associés à une section circulaire, présentant donc un rayon réel variable dû à la déformation des fûts, la circularité correspond à la différence entre deux cercles concentriques théoriques, de rayons r_{min} et r_{max}, encadrant les mesures expérimentales. La cylindricité repose sur le même principe mais à l'échelle du fût, c'est donc la différence de rayons entre deux cylindres coaxiaux théoriques qui est caractérisée.

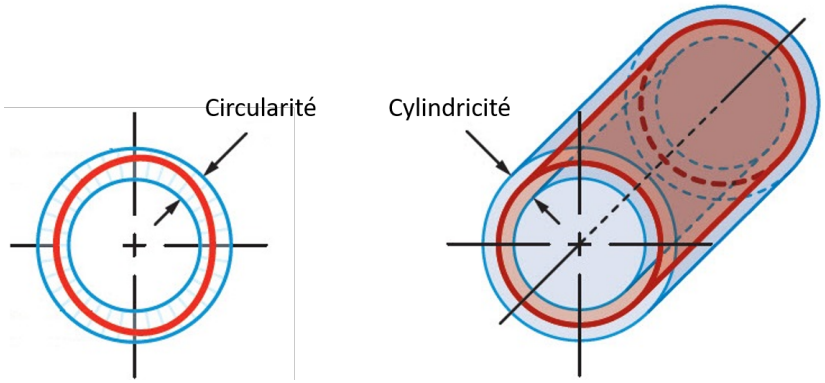


FIGURE 5.9 – Illustration des mesures de circularité et de cylindricité [233]

5.3.2 Déformations et contraintes résiduelles

À la suite de l'étape de métrologie, les carter-cylindres subissent une seconde étape d'analyse, destructive cette fois-ci, avec des mesures de contraintes résiduelles et de déformation couplées à un processus de découpes visant à relâcher les contraintes internes de la structure. Compte-tenu de la problématique à traiter la zone d'étude se concentre naturellement autour des interfûts et le long des fûts comprenant à la fois l'alliage d'aluminium et la partie en fonte (figure 5.10). L'ensemble du protocole d'instrumentation et de mesures est disponible dans les rapports [231, 232].

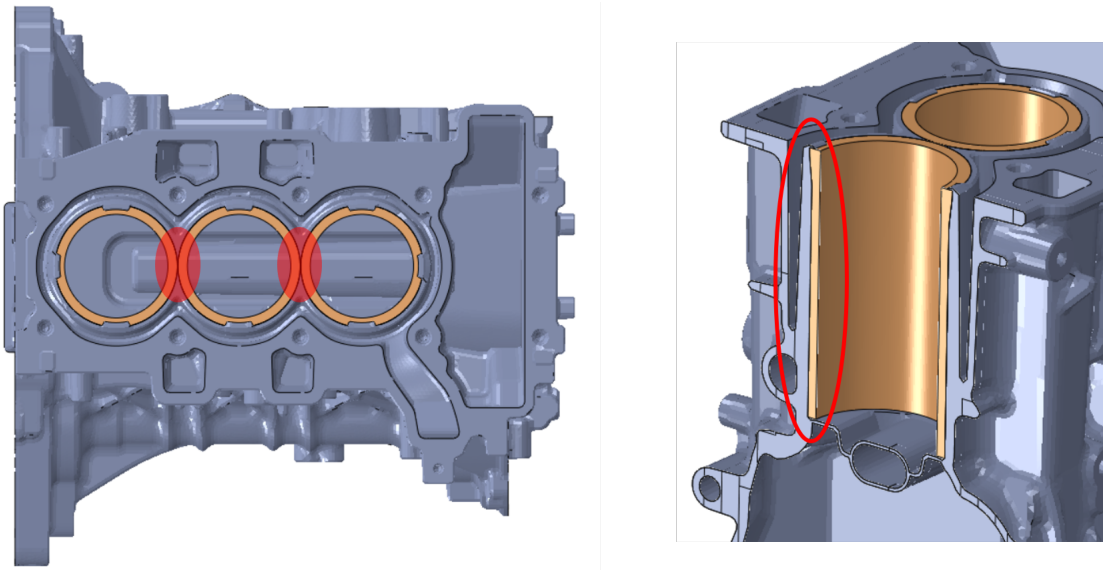


FIGURE 5.10 – Illustration des zones d'intérêts : interfûts à gauche et le long des fûts à droite

Si la zone d'interfût est directement accessible pour procéder à des mesures de contraintes résiduelles, ce n'est pas le cas des faces intérieures et extérieures des fûts. La face extérieure des fûts, en alliage d'aluminium, peut être accessible moyennant une phase d'usinage de la partie massive du carter-cylindres (figure 5.11(b)). La matière enlevée étant éloignée de la zone d'intérêt, il est possible de considérer que cette opération a une influence mineure sur l'état des contraintes mécaniques locales des fûts. Les génératrices extérieures sont alors accessibles pour procéder à des mesures de contraintes résiduelles.

En revanche, la zone intérieure des fûts, en fonte, n'est elle pas accessible sans détériorer significativement l'état mécanique local de la zone d'intérêt. En remplacement des mesures de contraintes résiduelles, des jauges de déformation sont donc placées à l'intérieur des fûts, aux extrémités hautes et basses. Par la suite, les fûts subissent une opération de rainurage sur la face opposée (figure 5.11(c)), permettant une redistribution des contraintes internes. Cette redistribution induit alors une déformation des fûts qui peut être mesurée par les jauges de déformation.

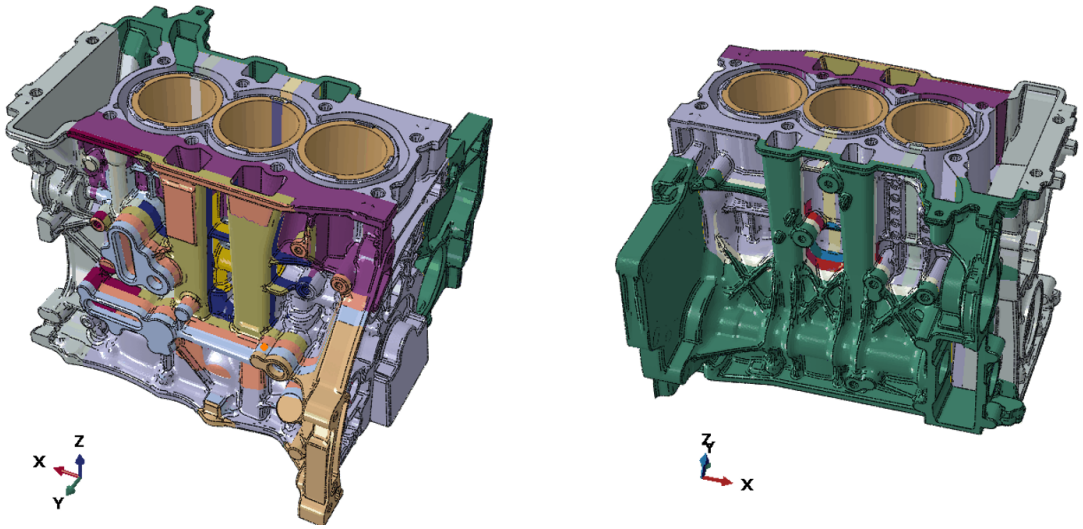
La stratégie de mesure se compose donc de plusieurs phases alternant entre usinage et mesure. Le carter-cylindres est d'abord bridé pour chaque phase d'usinage puis débridé pour la phase de mesure des contraintes résiduelles. Les usinages et découpes subis par le carter sont illustrés figure 5.11. L'enchainement est le suivant :

- Analyse des contraintes résiduelles par DRX à l'interfût, directement accessible,
- Série d'usinages pour dégager les fûts (enregistrement des déformations),
- Analyse des contraintes résiduelles par DRX le long des génératrices extérieures,
- Rainurages des fûts (enregistrement des déformations),
- Analyse des contraintes résiduelles par DRX le long des génératrices extérieures.

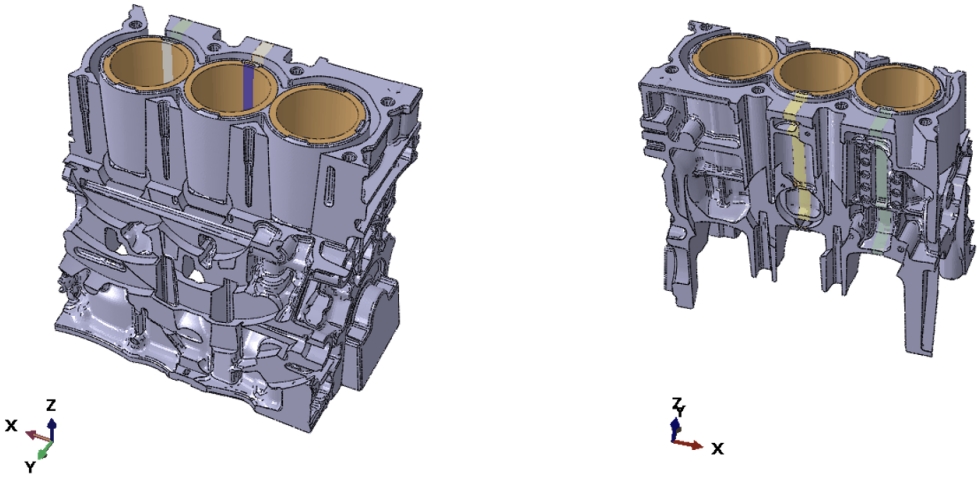
Mesures par diffraction des rayons X

L'ensemble des mesures de contraintes résiduelles présentées est déterminé par diffraction des rayons X selon la norme NF EN 15305 [234] basée sur la méthode des $sin^2\Psi$. Ce procédé permet d'obtenir un tenseur des contraintes moyenné. Les mesures ont été faites à l'aide de deux diffractomètres (SET-X au laboratoire MSMP et PROTO i-XRD au laboratoire LEM3). Les mesures de contraintes résiduelles par DRX se faisant en surface (avec une profondeur d'analyse d'environ 40 μm), une attention particulière doit donc être portée à l'état mécanique local en surface. La zone d'analyse est une surface d'environ 3 mm de diamètre, ce qui est comparable à la taille d'un élément du maillage.

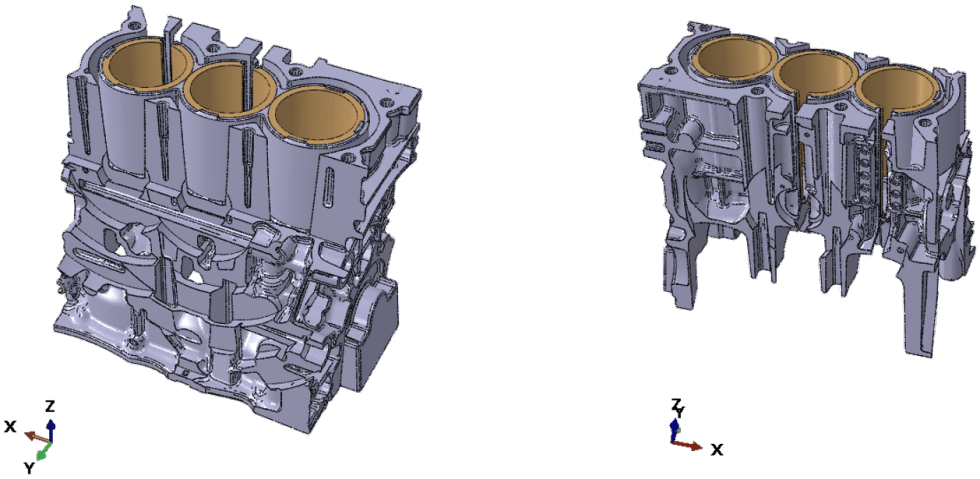
Pour la zone d'interfût trois points de mesure permettant d'accéder aux contraintes présentes dans la zone d'intérêt sont définis, illustré figure 5.12. Les points C1 et C2 sont localisés dans la partie en fonte tandis que le point D est localisé dans l'interfût en alliage d'aluminium. Ces points de mesure sont décalés par rapport à la partie centrale de l'interfût en raison d'une surface minimale nécessaire pour procéder aux mesures. Les contraintes sont mesurées dans des directions quasi-radiale et quasi-circonférentielle par rapport au repère cylindrique des fûts. Ces mesures sont réalisées sur le carter-cylindres sain avant la phase de découpe instrumentée, correspondant à la figure 5.11(a).



(a) Carter-cylindres initial



(b) Carter-cylindres avec les génératrices extérieures dégagées



(c) Carter-cylindres avec les fûts rainurés

FIGURE 5.11 – Illustration du procédé de découpes successives

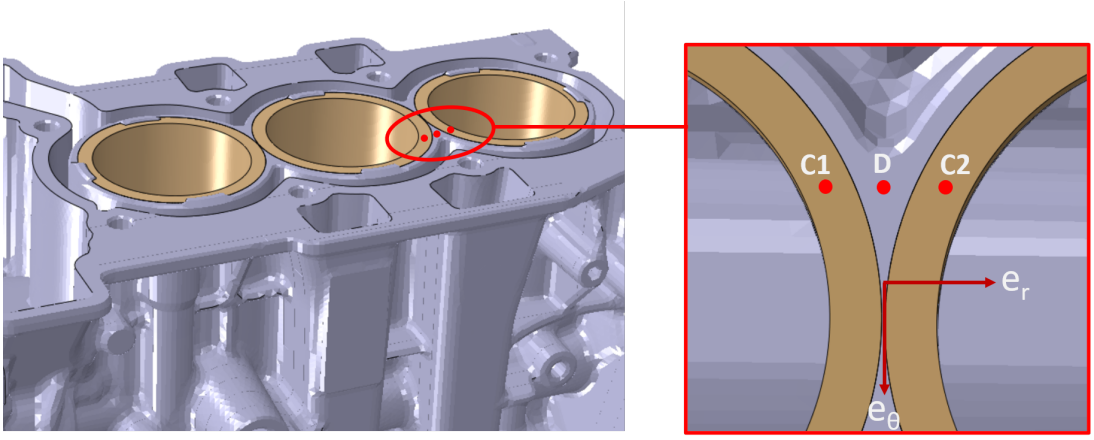


FIGURE 5.12 – Points de mesure à l'interfût : C1, C2 et D

La partie extérieure des fûts est analysée après l'étape de dégagement des génératrices (figure 5.11(b)). Cinq points de mesures sont définis le long des deux génératrices G1 et G2 comme illustré figure 5.13. Les contraintes sont alors évaluées selon les directions circonférentielle et axiale des fûts.

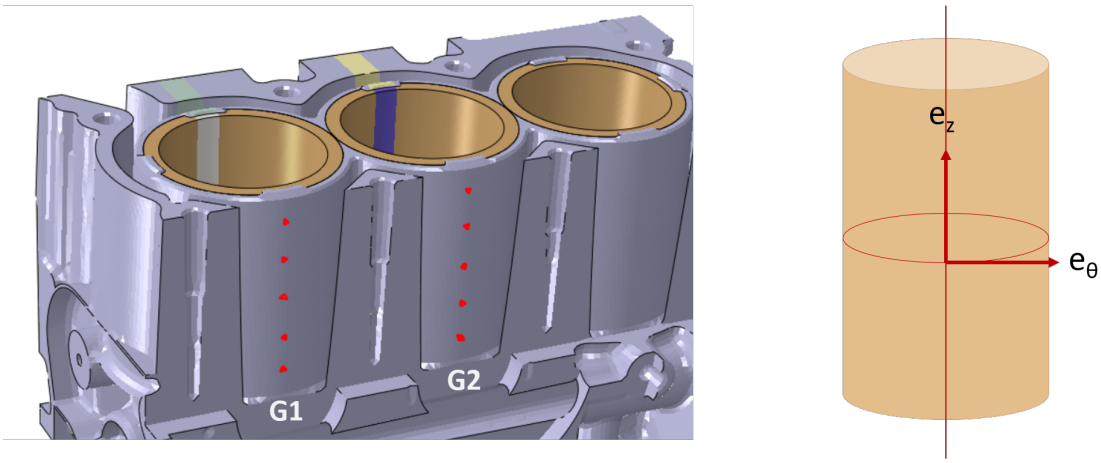


FIGURE 5.13 – Points de mesure le long des génératrices G1 et G2

Extensomètrie

Les mesures de déformations sont réalisées par extensomètrie classique à l'aide de jauges de déformation collées sur le carter qui permettent donc d'accéder aux déformations selon plusieurs directions. Les jauges utilisées sont des rosettes (3 jauges à +/- 45 °) de type CEA-06-125UR-120 de Micro-Measurements (figure 5.14). L'acquisition des données se fait de façon continue au fur et à mesure des découpes successives.

Des jauges de déformation sont ainsi placées aux extrémités hautes et basses des chemises en fonte, sur les faces opposées aux zones de rainurages, du même côté que pour les analyses DRX le long des génératrices G1 et G2. À nouveau, des directions circonférentielle et axiale sont définies pour les mesures de déformation. L'acquisition des données a lieu pour les deux étapes de découpes : dégagement des génératrices puis rainurages des fûts 1 et 2.

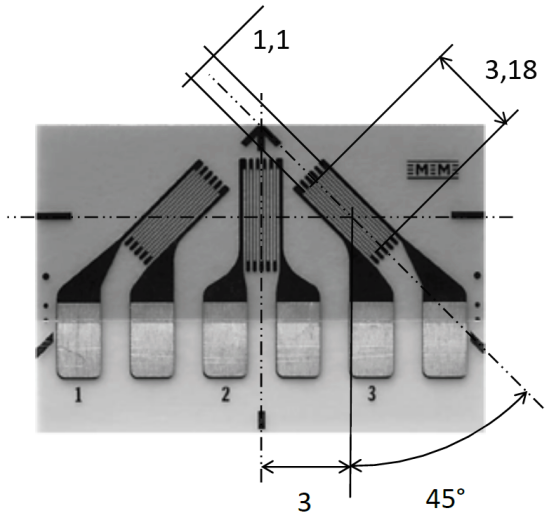


FIGURE 5.14 – Photo des jauges de déformation utilisées

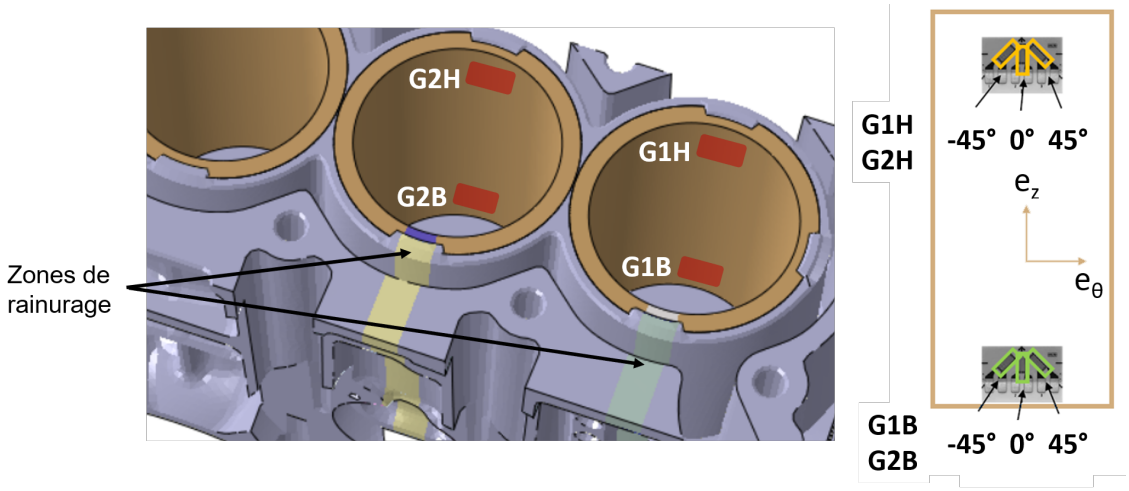


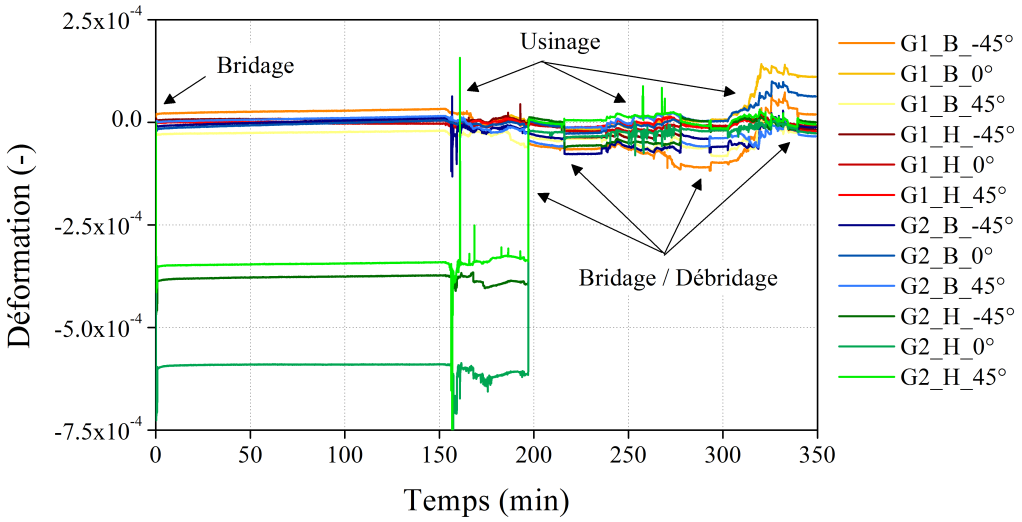
FIGURE 5.15 – Emplacement des jauges de déformation sur les chemises en fonte

5.3.3 Résultats

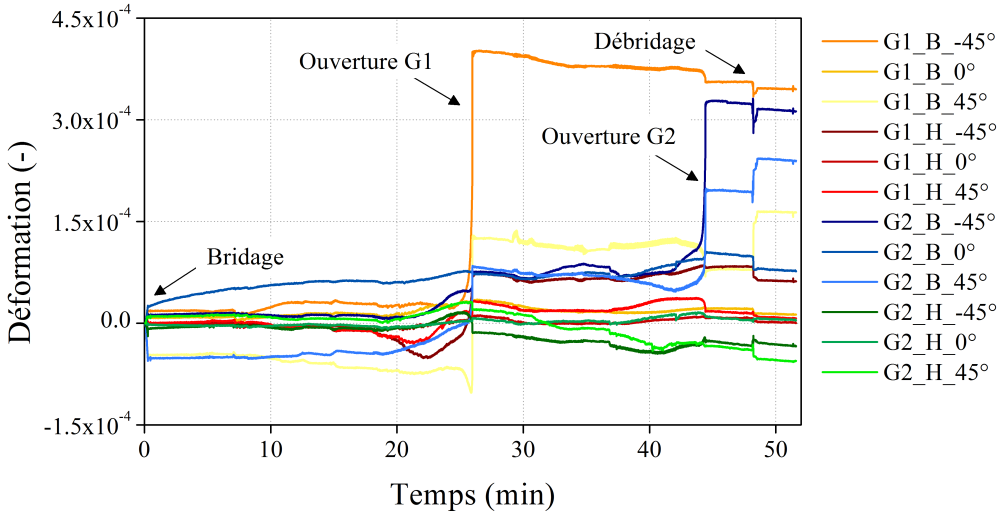
Les résultats présentés dans cette section sont issus des rapports de mesures fournis par les laboratoires de l'ENSAM d'Aix en Provence (MSMP) et de Metz (LEM3) [231, 232].

Déformations

Les jauges de déformation placées sur les chemises en fonte (figure 5.15) enregistrent tout le processus d'usinage des carter-cylindres jusqu'aux rainurages des fûts. La figure 5.16 montre un exemple d'acquisition des déformations par les jauges pour un cas "Usiné". La figure 5.16(a) comprend les premières étapes d'usinages permettant d'arriver aux génératrices dégagées, correspondant à la situation de la figure 5.11(b). La figure 5.16(b) comprend les dernières étapes du procédé de découpe avec l'ouverture des fûts, correspondant à la figure 5.11(c).



(a) Première phase de découpe : usinages pour dégager les génératrices



(b) Seconde phase de découpe : rainurage des fûts

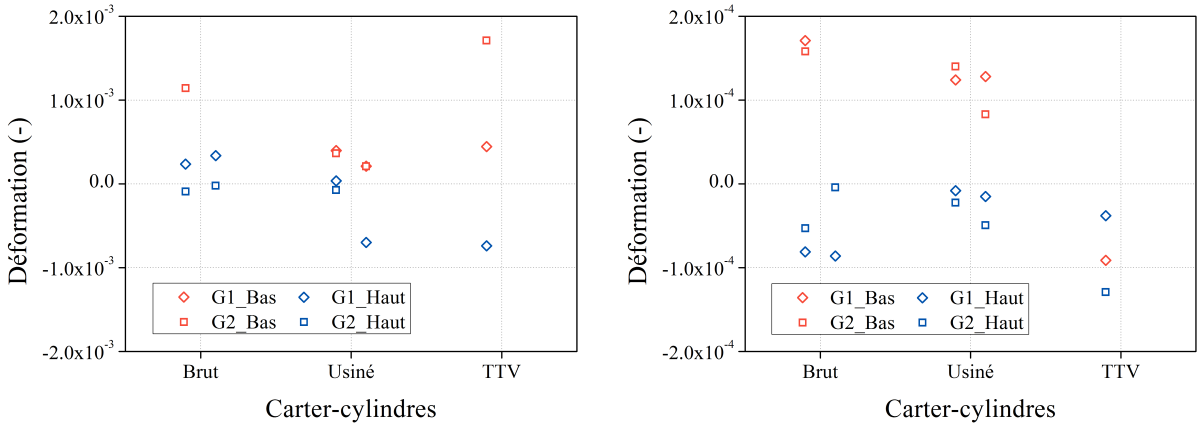
FIGURE 5.16 – Déformations mesurées par les jauges durant le procédé de découpes successives (partie fonte)

Les étapes de bridage et débridage sont marquées par des effets notables en termes de déformation pour les deux phases de découpes. Sur la première phase d'usinage, figure 5.16(a), le bridage entraîne une déformation importante au niveau du point de mesure G2H, avec des déformations mesurées entre $-3,8 \cdot 10^{-4}$ et $-5,9 \cdot 10^{-4}$ quand les autres jauges mesurent des déformations de l'ordre de $1 \cdot 10^{-5}$. Les étapes successives d'usinage sont marquées par des mesures plus bruitées en raison des vibrations induites par le procédé. Lors de la seconde phase d'usinage, figure 5.16(b), le rainurage du premier fût introduit une variation prononcée des déformations mesurées par les jauges G1, notamment celle placée en bas du fût, et de même pour le rainurage du second fût avec les jauges G2.

Les déformations induites par la première phase d'usinage sont marginales. En effet, les variations des déformations enregistrées sont principalement dues aux étapes de rainurages. Cette observation confirme l'hypothèse émise concernant la faible influence de l'étape de dégagement des génératrices sur l'état mécanique local, correspondant à l'état décrit figure 5.11(b).

Au lieu d'observer l'ensemble de l'acquisition au cours du processus d'usinage, l'analyse peut se concentrer sur la variation de déformation mesurée entre le début de l'acquisition et la fin du processus d'usinage. À partir des jauges placées selon différentes orientations, il est possible d'obtenir les déformations circonférentielles et axiales par rapport aux cylindres pour les deux fûts. L'évolution de ces déformations est présentée figure 5.17 pour les différents lots de carter-cylindres testés.

Chaque carter-cylindres permet donc d'avoir pour chaque direction d'analyse quatre mesures en sortie (G1B, G1H, G2B et G2H, figure 5.15). Afin d'améliorer la lisibilité des données expérimentales, les données propres à différents exemplaires d'un même lot sont légèrement décalées sur l'axe des abscisses. Des données sont manquantes pour le lot "Brut", les jauges de déformation ayant été endommagées lors de la phase d'usinage. Pour le lot "TTV", les valeurs de déformation sont très dispersées avec des points situés en dehors des limites du graphe présentant des valeurs peu réalistes qui sont écartées de l'analyse.



(a) Déformation circonférentielle : $\varepsilon_{\theta\theta}$

(b) Déformation axiale : ε_{zz}

FIGURE 5.17 – Déformation circonférentielle et axiale mesurées aux extrémités basses et hautes des génératrices G1 et G2 pour les différents lots étudiés (partie alliage d'aluminium)

De manière globale, les déformations circonférentielles sont plus importantes que les déformations axiales. Les jauges situées en haut des fûts mesurent des déformations proches de zéro ou légèrement négatives tandis que les jauges situées en bas des fûts mesurent des déformations positives. Aucune hiérarchie n'a été constatée entre les génératrices G1 et G2. Une diminution significative des déformations circonférentielles des jauges basses est observée entre les lots de carters bruts et usinés. L'opération d'usinage des chemises introduit une redistribution de l'état de contraintes, notamment circonférentielles.

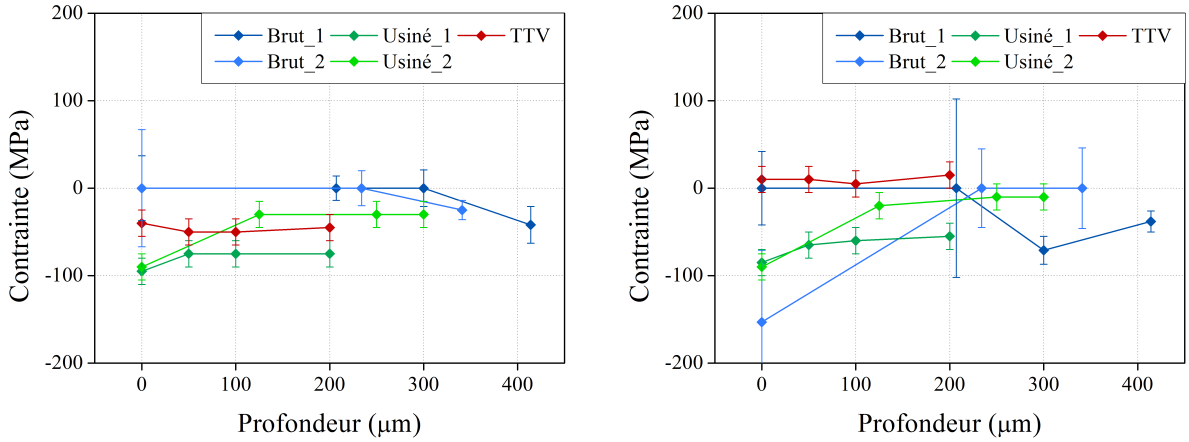
De plus, pour ces mesures de déformation, il est utile de rappeler que les jauges de déformation ne sont pas placées à la même épaisseur de la chemise, cette dernière étant plus fine après usinage (voir figure 5.2), ce qui peut expliquer la différence mesurée. Enfin le lot "Brut" ne disposant que d'une seule jauge de mesure dans la partie basse des fûts ces observations doivent être considérées avec prudence. De même, la dispersion des mesures observée pour le cas "TTV" et le fait qu'un unique exemplaire ait été étudié rend complexe l'interprétation des données.

Mesure de contraintes résiduelles

Les mesures de contraintes résiduelles par diffraction de rayons X permettent d'étudier deux zones spécifiques : la zone d'interfût par les points C1, C2 et D (figure 5.12) ainsi que les génératrices des fûts G1 et G2 (figure 5.13).

Concernant les points C1, C2 et D, les mesures de contraintes résiduelles sont réalisées sous la forme de profil entre la surface et une profondeur de 500 µm. Les différents points de mesure sont obtenus par retrait successif de matière par polissage électrochimique. La phase "Usinage Groupe PSA" comprenant une étape de grenaillage de nettoyage, l'état mécanique local en surface est susceptible d'être différent de l'état mécanique interne de la structure. L'analyse du profil de contraintes résiduelles permet ainsi de distinguer les effets de surface, susceptibles d'être associés au grenaillage, aux effets de volume, plus représentatif des effets de dilatation différentielle intervenant pendant le refroidissement.

Les figures 5.18 et 5.19 présentent les mesures de contraintes résiduelles à plusieurs profondeurs pour les points C1, C2 et D dans la zone d'interfût pour les directions d'analyse quasi-radiale et quasi-circonférentielle (voir figure 5.12). L'incertitude de mesure a pu être évaluée et est représentée par des barres d'erreur. Une forte disparité des contraintes mesurées est observée aux faibles profondeurs (entre 0 et 200 μm) en raison d'effets de surface, au-delà les contraintes mesurées semblent être stabilisées.



(a) Contrainte radiale : σ_{rr}

(b) Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$

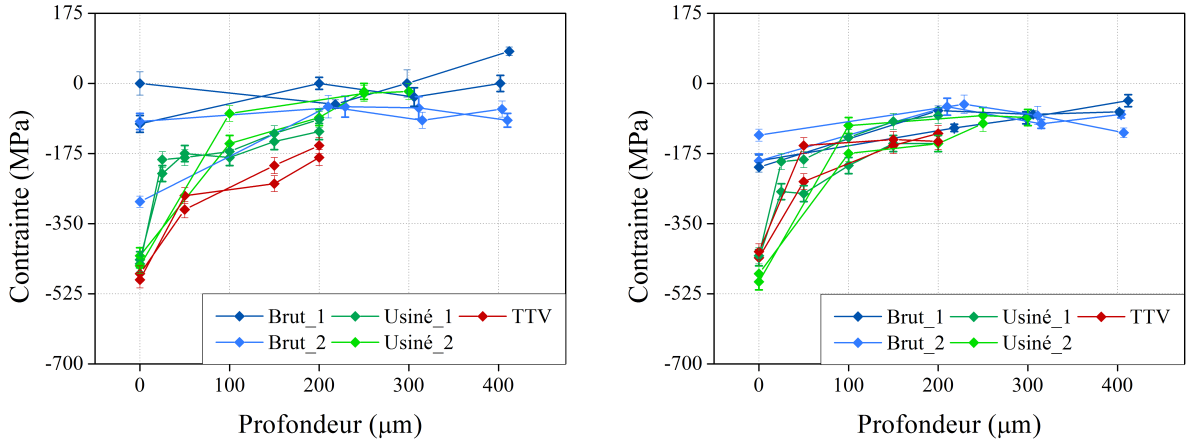
FIGURE 5.18 – Contraintes résiduelles mesurées au point D (partie alliage d'aluminium)

Concernant l'état de contraintes résiduelles de l'alliage d'aluminium au point D, les contraintes radiale et circonférentielle sont globalement négatives avec des valeurs variant entre 0 et -80 MPa. Compte-tenu du niveau des contraintes mesurées, l'incertitude de mesure généralement comprise entre 10 et 40 MPa est significative et rend délicat l'établissement de tendance entre les différents lots de carter-cylindres une fois la zone d'influence du grenaillage dépassée. Toutefois, les lots "Usiné" et "TTV" ont des contraintes radiales négatives plus importantes que le lot "Brut", ce qui s'explique par l'étape de grenaillage qui introduit des contraintes négatives en surface.

En s'intéressant aux contraintes circonférentielles, deux observations sont notables. Premièrement, une forte variabilité de la contrainte circonférentielle peut être notée entre les deux carters bruts par

rapport aux carters usinés et TTV. La contrainte fortement négative en surface du carter "Brut_1" peut être attribuée à un effet ponctuel de surface. Ensuite, un effet de relaxation de contrainte est observé pour le cas "TTV" par rapport aux cas usinés.

Concernant les contraintes résiduelles dans les chemises en fonte aux points C1 et C2, les mêmes constatations sont observées avec des contraintes légèrement négatives (voir figure 5.19). La dispersion des mesures semble toutefois plus contenue que pour celle observée dans l'alliage d'aluminium. À contrario du point D, l'effet de relaxation des contraintes circonférentielles n'est pas observé pour le cas "TTV".



(a) Contrainte radiale : σ_{rr}

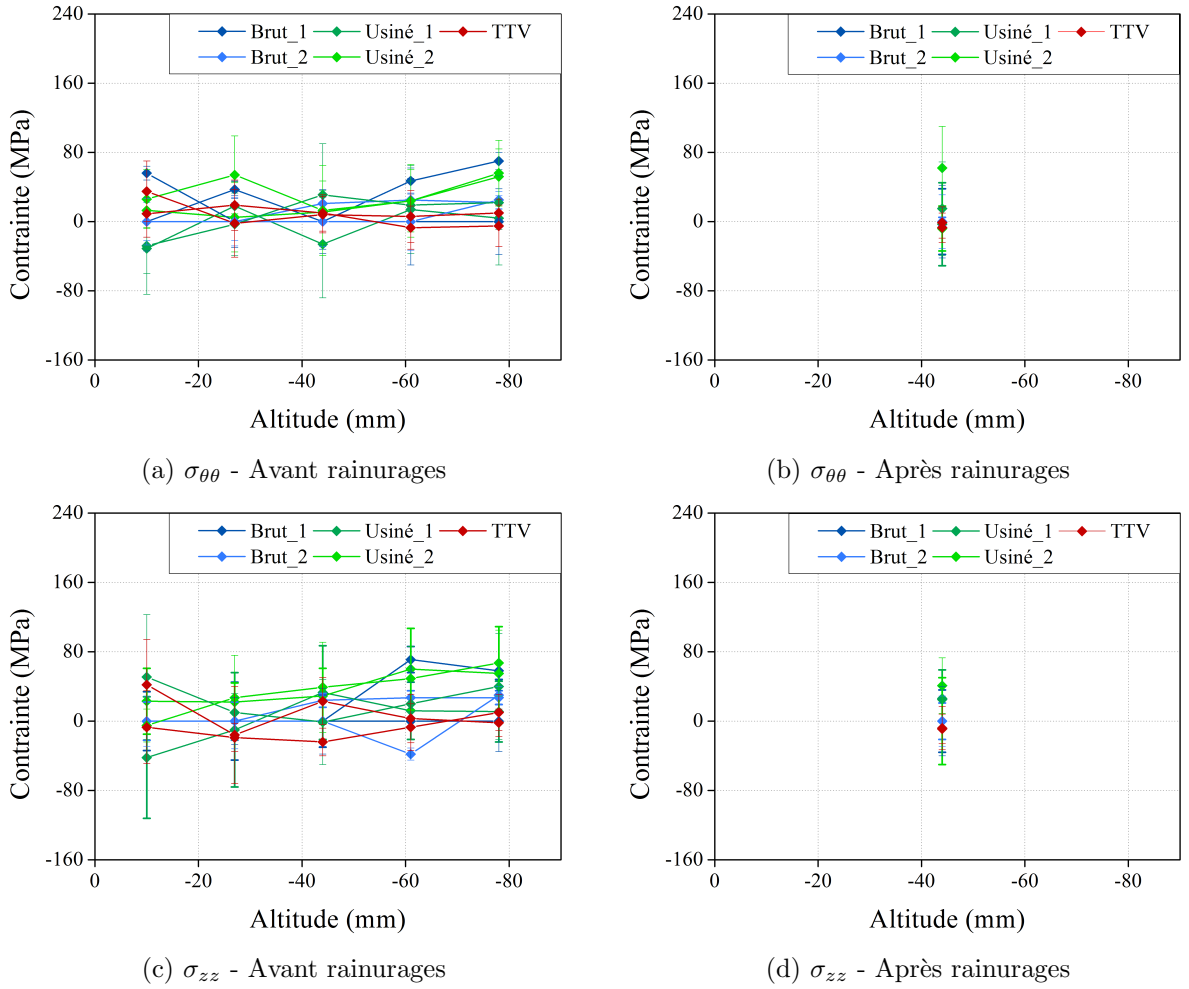
(b) Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$

FIGURE 5.19 – Contraintes résiduelles mesurées aux points C1 et C2 (partie fonte)

Pour la comparaison avec les résultats numériques, afin d'éviter les effets de surface, une valeur moyenne des contraintes mesurées au-delà de 200 μm est retenue pour chaque point étudié. Certains lots ("Usiné_1" et "TTV" par exemple) ont cependant des mesures s'arrêtant à 200 μm. Ne disposant pas de mesures à des profondeurs plus importantes pour évaluer une sortie effective de la zone d'influence de la surface grenaillée, les analyses devront être faites et interprétées avec la plus grande prudence. En effet, la variation des contraintes mesurées peut représenter plusieurs centaines de mégapascals sur une épaisseur inférieure à un demi-millimètre comme observé figure 5.19.

Concernant les mesures le long des génératrices G1 et G2 (voir figure 5.13), une unique mesure est faite à une profondeur de 300 μm, ce qui d'après les précédentes observations, permet d'être hors de la zone d'influence du grenaillage. Les mesures sont faites à différentes altitudes pour chaque fût (par rapport à la face supérieure du carter, comme pour la structure simplifiée). Les mesures sont réalisées avant le rainurage des fûts puis une seconde analyse est menée après le rainurage des fûts, uniquement pour l'altitude intermédiaire z = -44 mm. Les contraintes circonférentielles et axiales sont présentées figure 5.20.

Comme constaté pour les mesures aux points C et D, il est difficile de distinguer des tendances entre les lots "Brut" et "Usiné". Les contraintes sont globalement plus basses dans les parties hautes des fûts, puis augmentent dans les parties basses du fût. Toutefois, concernant le lot "TTV", un effet de relaxation des contraintes semble à nouveau observé. En effet, pour les deux directions d'analyse les contraintes mesurées sont plus faibles que pour les autres lots.



(a) $\sigma_{\theta\theta}$ - Avant rainurages

(b) $\sigma_{\theta\theta}$ - Après rainurages

(c) σ_{zz} - Avant rainurages

(d) σ_{zz} - Après rainurages

FIGURE 5.20 – Contraintes résiduelles mesurées le long des fûts G1 et G2 (partie alliage d'aluminium)

Après rainurage des fûts une légère baisse des contraintes est observée avec des points de mesures qui se concentrent autour d'une contrainte nulle sans que l'effet soit très significatif par rapport aux mesures pré-rainurage. Sans informations à d'autres altitudes et compte-tenu des incertitudes qui demeurent assez élevées il est difficile de distinguer une évolution claire des contraintes entre ces deux états.

5.4 Comparaison calculs - essais

5.4.1 Calcul de structure

Les phases de simulation numérique, dans une optique de validation, sont réalisées pour les différents états étudiés : Brut, Usiné et TTV. Pour chaque cas, le calcul est ensuite suivi de la phase de découpe instrumentée présentée précédemment afin d'obtenir un état mécanique le plus proche possible de l'état mécanique réel lors de la prise de mesure.

• Coulée sous pression : le premier socle commun à tous les cas étudiés porte sur la simulation du procédé de fonderie. Pour cela la mise en donnée est conforme à la description faite en début du chapitre avec une reproduction des champs thermiques vus par la structure lors du procédé qui se compose d'une phase de refroidissement dans le moule puis hors du moule jusqu'à atteindre une température ambiante uniforme.

Pour illustrer ces propos, la figure 5.21(a) montre l'évolution de la température en fonction du temps pour deux points différents de la structure : un point à l'interfût et un second dans une zone massive de la structure. L'évolution est bien différente en début de procédé entre les deux zones. En effet, à l'interfût, dans une zone fine et proche des chemises en fonte à basse température, le refroidissement est très rapide au début du procédé alors que dans le reste de la structure, éloignée des parois du moule, l'inertie thermique de la structure entraine un refroidissement plus lent. Dans un second temps, lors de la sortie du moule, l'inertie thermique de la structure est telle que les zones fines ou proches du moule se réchauffent jusqu'à atteindre une uniformisation de la température dans la structure.

La figure 5.21(b) montre quant à elle l'évolution de la contrainte équivalente de von Mises en fonction de la température. Il est intéressant de noter la faible génération de contraintes aux très hautes températures, notamment dans la zone au-delà du solidus. La majorité des contraintes sont ainsi formées lorsque la structure atteint un état solide.

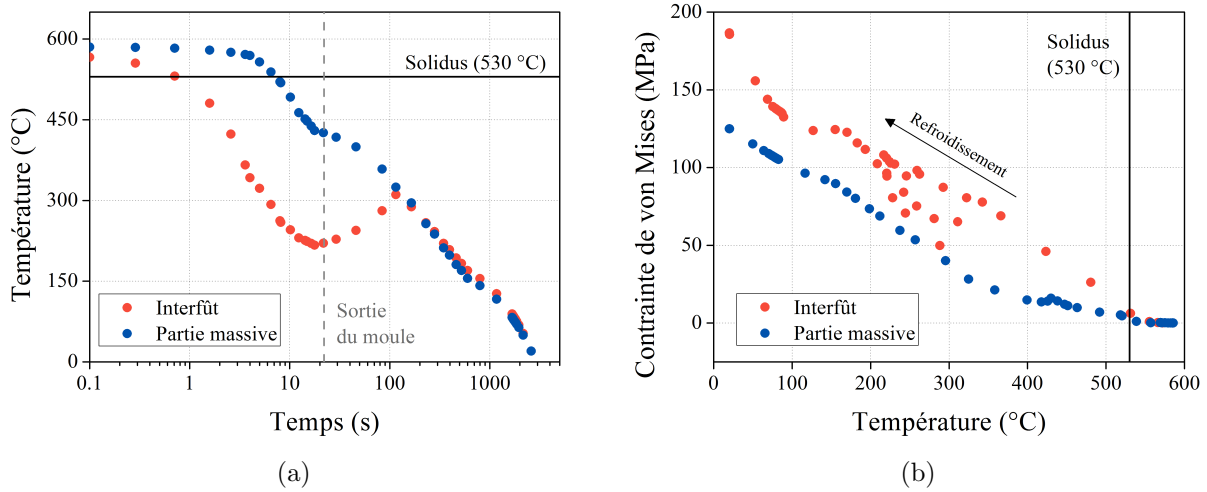


FIGURE 5.21 – Évolution de la température et des contraintes pendants le calcul procédé à l'interfût et dans une partie massive de la structure

• Usinage Groupe PSA : cette phase, menée à partir d'un carter-cylindres brut comporte plusieurs opérations successives : parachèvement, grenaillage de nettoyage, traitement thermique et usinage des chemises en fonte. Les étapes de parachèvement et de grenaillage, mis en œuvre notamment pour assurer le nettoyage des pièces (bavures), ne sont pas prises en compte dans la simulation numérique. En revanche, le traitement thermique et l'opération d'usinage sont modélisés. Le traitement thermique se compose d'un maintien de 5 heures à une température de 200 °C. L'opération d'usinage des chemises, illustrée figure 5.2, dont l'objectif est de s'assurer d'une géométrie répondant aux normes géométriques requise pour assurer le mouvement du piston, est modélisée par suppression des éléments concernés. Le carter-cylindres est alors dans un état dit "Usiné", prêt à être monté sur un groupe motopropulseur.

• Traitement thermique de validation : le chargement de validation est appliqué à un carter-cylindres ayant subi l'étape "Usinage Groupe PSA". Le traitement thermique est réalisé à 250 °C pendant 100 heures, avec une montée en température progressive durant une heure.

• Découpe instrumentée : afin de pouvoir comparer les mesures expérimentales décrites précédemment avec des résultats numériques, il faut que la structure numérique soit dans un état mécanique comparable à la structure instrumentée lors des mesures de contraintes résiduelles. Or, cette dernière subie de nombreuses opérations d'usinage permettant de procéder aux mesures mais qui par le retrait de matière, vont entraîner des redistributions des contraintes dans la structure. Pour obtenir des états mécaniques comparables, les différentes étapes d'usinage sont donc reproduites numériquement de façon simplifiée avec plusieurs étapes successives de suppression d'éléments menant à une structure finale présentée figure 5.11 (c). Le modèle de comportement étant élastoviscoplastique, l'aspect temporel a une influence sur l'évaluation de la réponse de la structure après chaque étape d'usinage. Les opérations se faisant à température ambiante, la viscosité du matériau reste toutefois contenue. Pour s'approcher au plus près du cas réel, un temps approximatif de 250 minutes d'usinage est reproduit, comprenant des temps de repos entre les phases d'usinage et des phases de mesures.

Lors du calcul de structure, quelques difficultés de convergence ont été rencontrées, notamment aux très hautes températures, en raison des valeurs de module de Young utilisées. En effet, afin de conserver une cohérence avec le cadre théorique sur lequel repose le développement du modèle proposé, une évolution théorique du module de Young est utilisée pour les hautes températures, menant à des valeurs bien plus élevées que les modules "apparents" identifiés sur les essais à haute température, avec une limite d'élasticité nulle dès 450 °C (discuté au chapitre 3).

Lors de la résolution du calcul numérique, déterminer la réponse viscoplastique nécessite de recourir à un algorithme de retour radial [235] pour effectuer une correction de l'incrément de contrainte élastique prédit. Cependant, aux hautes températures, avec une limite d'élasticité nulle et un comportement viscoplastique présentant une très faible résistance mécanique, la prédiction élastique de l'incrément de contrainte, faite avec un module de Young très élevé se trouve ainsi largement surévaluée. Selon l'algorithme de Newton-Raphson utilisé, un opérateur tangent mal évalué peut fortement ralentir la convergence du calcul comme illustré figure 5.22.

Une solution est alors de modifier les valeurs des modules de Young aux hautes températures pour se rapprocher des modules "apparents" et accélérer la convergence du calcul. Toutefois, s'il n'y a pas de comportement élastique à ces températures, le module de Young sert à évaluer le module de cisaillement μ, utilisé dans la formulation du potentiel viscoplastique et du terme de restauration statique (voir chapitre 4).

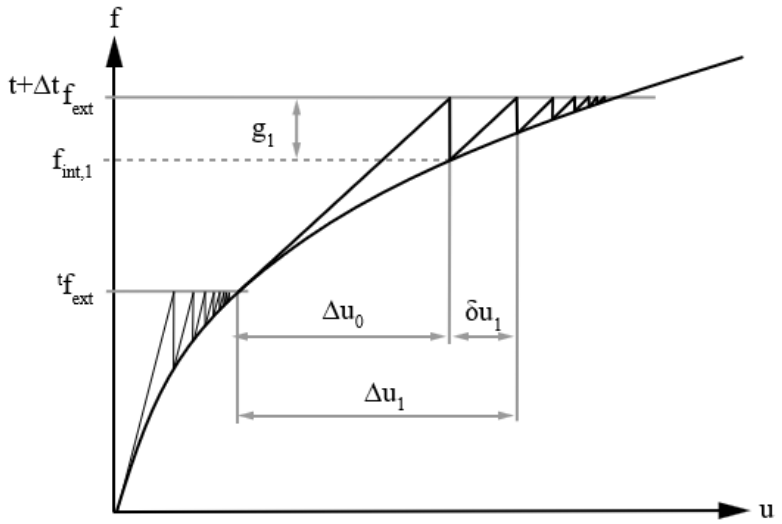


FIGURE 5.22 – Illustration de l'algorithme de Newton-Raphson modifié [236]

Afin de ne pas perturber ces termes, qui reposent sur la valeur théorique du module de cisaillement, une solution alternative consiste à introduire un paramètre représentant le module de cisaillement (dont les valeurs sont inchangées) dans le modèle. Cette solution permet ainsi de pouvoir modifier la valeur du module de Young aux hautes températures, comme décrit tableau 5.2, en améliorant la convergence du calcul sans effet significatif sur la réponse mécanique de la structure.

Température (°C)	450	500	530	580
Module théorique (MPa)	52 250	50 500	49 000	47 000
Module apparent (MPa)	25 000	10 000	1 500	1 000

TABLE 5.2 – Modules de Young apparents utilisés pour les hautes températures

Une seconde difficulté de convergence observée est due à l'introduction du terme représentant la proportion de glissement, principalement actif aux basses températures ou aux fortes contraintes. En effet, comme mentionné au chapitre précédent, le terme $(1-C_g)$ au dénominateur du multiplicateur viscoplastique tend vers zéro aux fortes contraintes, ce qui implique alors un multiplicateur, dont l'équation est rappelée ci-dessous, qui tend vers l'infini.

$$\dot{p} = \frac{\dot{\varepsilon}_{0c} \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)\left\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \right\rangle^5 + \dot{\varepsilon}_{0v} \exp\left(-\frac{Q_v}{RT}\right)\left\langle \frac{f(\underline{\underline{S}}-\underline{\underline{X}})}{\mu} \right\rangle^3}{1-C_g} \tag{5.1}$$

Numériquement, la gestion d'un multiplicateur de grandeur infinie ralentit fortement la convergence du calcul. Afin d'éviter cet effet néfaste, le terme C_g doit donc être borné à une valeur proche de 1 permettant d'avoir un potentiel viscoplastique qui tend vers une valeur importante mais finie. Ce coefficient de transition tend vers 1 aux fortes contraintes, cependant, la stratégie d'identification aux basses températures reposant principalement sur des essais d'écrouissage cyclique dont la déformation maximale imposée est de 0,8%, la gamme des fortes contraintes ($>$ 200 MPa) n'est pas atteinte durant ces essais.

L'identification d'une borne supérieure pour ce paramètre peut être obtenue de plusieurs façons. La première consiste à recaler le calcul de structure avec ce paramètre pour s'approcher des mesures expérimentales, mais ce procédé peut être complexe, surtout lorsque d'autres paramètres doivent également être recalés au cours de la phase de validation. Une alternative consiste alors à introduire des essais de traction simple dans la base d'identification dans le but d'estimer, dans la gamme des fortes contraintes, la borne supérieure du coefficient C_g pour laquelle la réponse n'est pas modifiée.

C'est la seconde méthode qui a été privilégiée ici. La borne minimum du dénominateur $(1 - C_g)$ a été fixée à l'aide d'un essai de traction simple sur une éprouvette V250. La valeur identifiée pour cette borne est de 1.10^{-6}.

5.4.2 Résultats

Dans le cadre de la validation du modèle et au regard des mesures expérimentales à disposition, les différents calculs comportent trois instants notables à analyser :

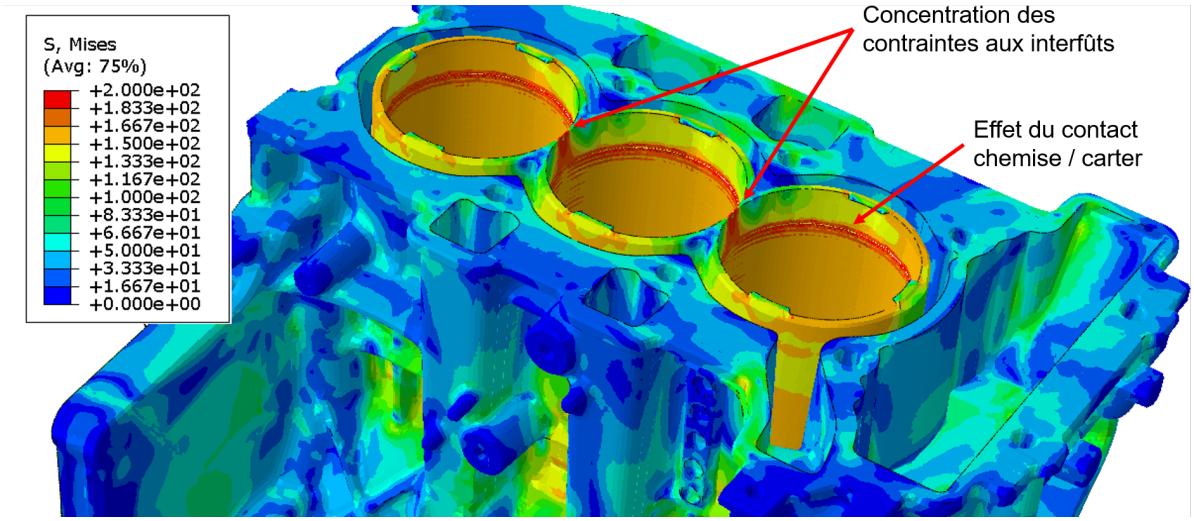
- avant l'étape de découpe instrumentée, lorsque le carter est à l'état brut, usiné ou TTV,
- avant le rainurage des fûts, comportant donc toutes les étapes d'usinage intermédiaires visant le dégagement des génératrices G1 et G2,
- après rainurages des fûts.

L'état de contraintes équivalentes de von Mises pour la structure à ces différents instants est illustré sur la figure 5.23 pour la partie en alliage d'aluminium (hors chemises en fonte). En fin de procédé, les contraintes sont alors principalement concentrées dans les deux zones d'interfûts.

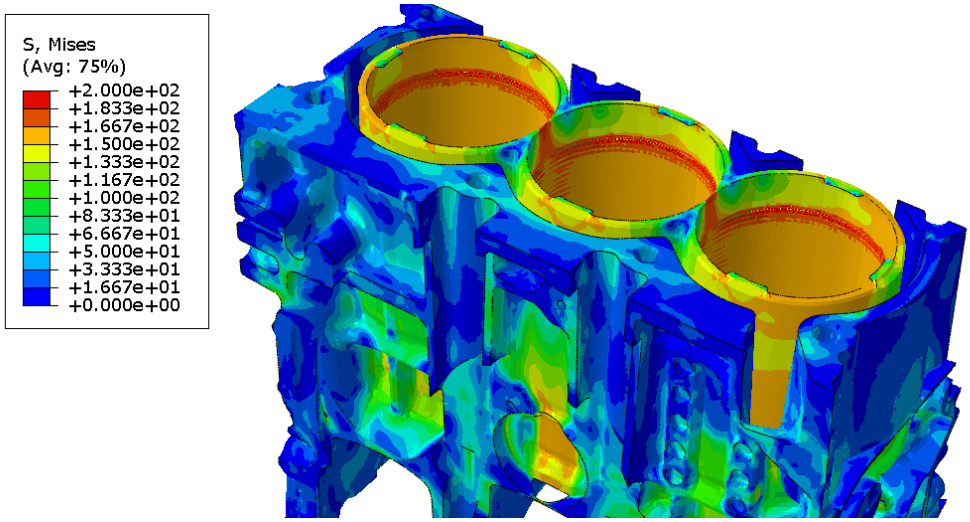
L'état de contraintes du carter-cylindres au niveau des fûts et interfûts avant rainurage des fûts est très proche de l'état avant découpe instrumentée. Les retraits de matière ayant lieu dans des zones éloignées des fûts, cette observation est en accord avec l'analyse des déformations mesurées lors de la première phase d'usinage : la faible influence de cette dernière sur l'état mécanique au voisinage des fûts est confirmée. Ces observations légitiment également a posteriori l'utilisation d'une structure simplifiée pour l'étude du comportement de la structure.

Enfin, la figure 5.23(c) montre la redistribution des contraintes lors du rainurages des deux fûts. Les contraintes diminuent fortement autour des zones de rainurages, ce qui entraine également une chute des contraintes au niveau de la zone d'interfût.

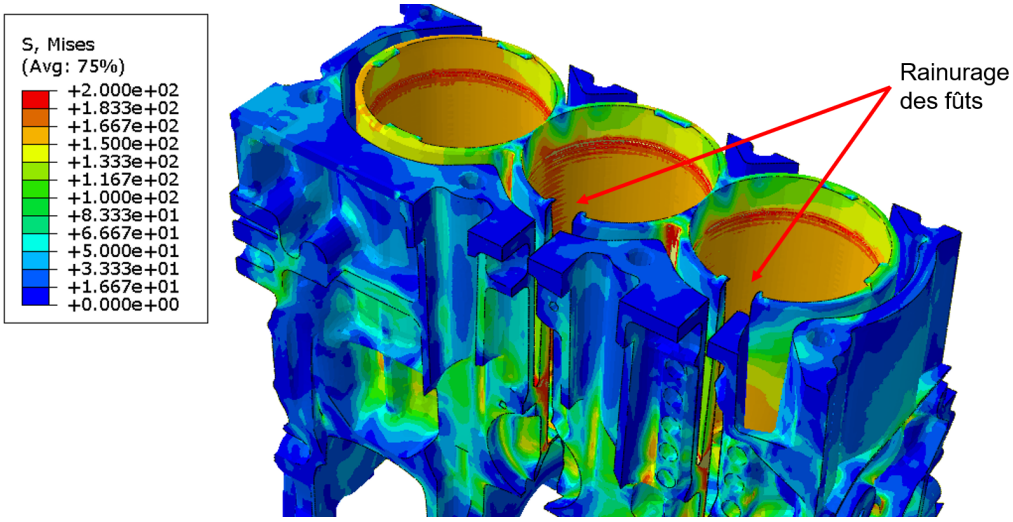
Une zone de surconcentration circonférentielle de contraintes est présente à l'intérieur des fûts, séparant une zone de fortes contraintes dans les zones basses des fûts et de plus faibles contraintes dans les zones hautes, comme illustré figure 5.24. Cet effet est lié à la modélisation du contact entre les chemises en fonte et la structure en alliage d'aluminium. En effet, dans la zone haute des fûts, le contact est glissant, résultant alors en une plus grande liberté de mouvement de la chemise en fonte vis-à-vis du carter en alliage d'aluminium.



(a) Contraintes de von Mises à la fin du procédé d'élaboration



(b) Contraintes de von Mises avant rainurage des fûts



(c) Contraintes de von Mises après rainurage des fûts

FIGURE 5.23 – Visualisation des contraintes de von Mises (a) avant découpe instrumentée, (b) avant rainurage et (c) après rainurage des fûts

Les deux matériaux étant complètement solidaires dans la zone basse des fûts, l'incompatibilité des déformations entre les deux matériaux entraînent alors des niveaux de contraintes élevés.

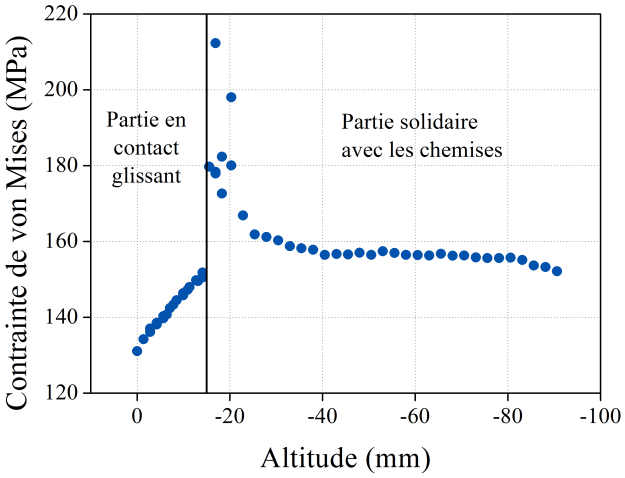
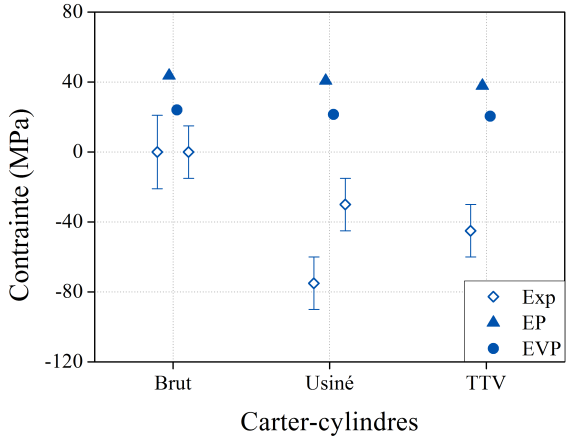


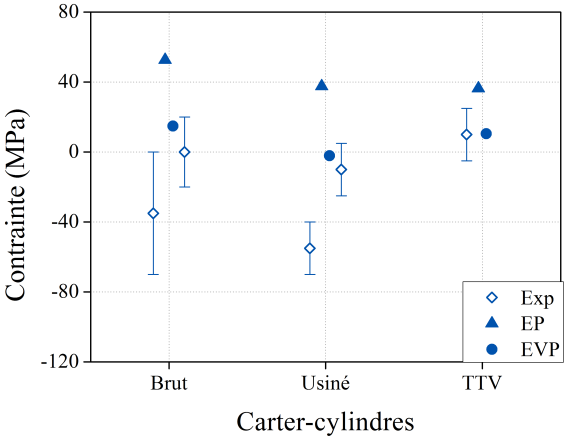
FIGURE 5.24 – Contrainte de von Mises le long de la génératrice G2 (partie alliage d'aluminium, côté intérieur)

5.4.3 Comparaison entre modèles et mesures

La phase de validation porte sur le modèle de comportement élastoviscoplastique développé (nommé EVP), mais intègre également la réponse de la structure avec le modèle élastoplastique actuellement utilisé au sein du Groupe PSA (nommé EP). La figure 5.25 présente les contraintes au point D, situé dans une zone d'interfût en alliage d'aluminium. Dans les deux directions, le modèle EVP décrit une plus faible contrainte mécanique que le modèle EP, ce qui est plus proche des mesures expérimentales. Les contraintes circonférentielles sont bien évaluées par le modèle EVP. Concernant les contraintes radiales, pour les cas "Usiné" et "TTV", la simulation ignorant les effets du grenaillage, importants sur la face supérieure du carter, la différence de signe de la contrainte radiale est cohérente.



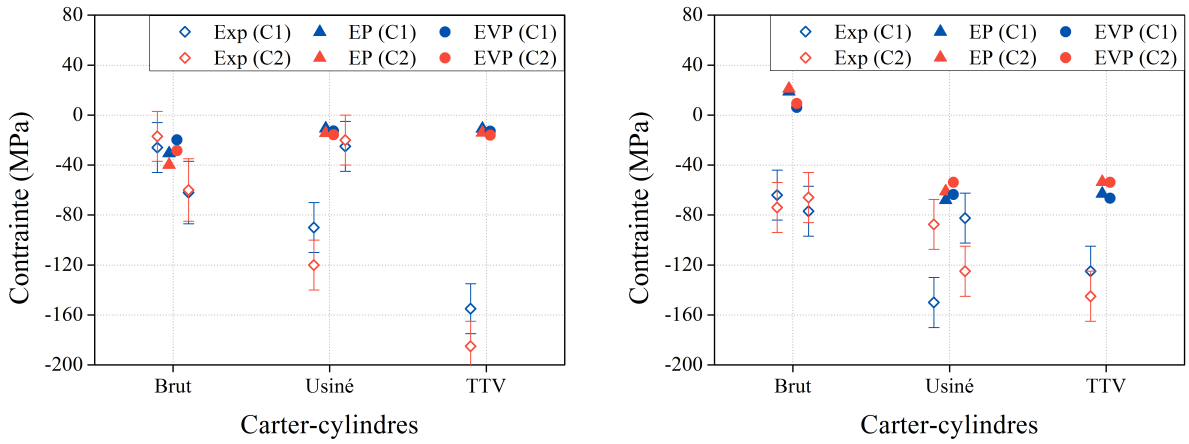
(a) Contrainte radiale : σ_{rr}



(b) Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$

FIGURE 5.25 – Confrontation des modèles EP et EVP avec les mesures expérimentales au point D (partie alliage d'aluminium)

La figure 5.26 présente les résultats aux points C1 et C2 qui se trouvent dans les chemises en fonte. Le comportement mécanique de la fonte étant identique dans les deux modélisations, il est cohérent d'observer une différence peu significative entre les deux modèles. La contrainte radiale semble être bien décrite pour les lots "Brut" et "Usiné_2", la divergence avec les mesures expérimentales "Usiné_1" et "TTV" peut être due à une mesure des contraintes résiduelles faite dans une zone encore sous influence du grenaillage. Concernant la contrainte circonférentielle, elle semble mal évaluée pour le lot brut mais mieux décrite une fois le carter-cylindres usiné.



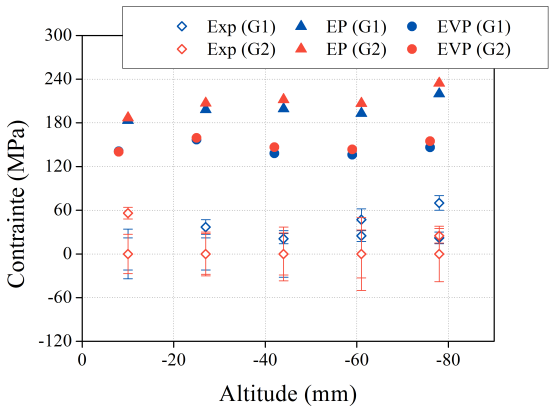
(a) Contrainte radiale : σ_{rr}

(b) Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$

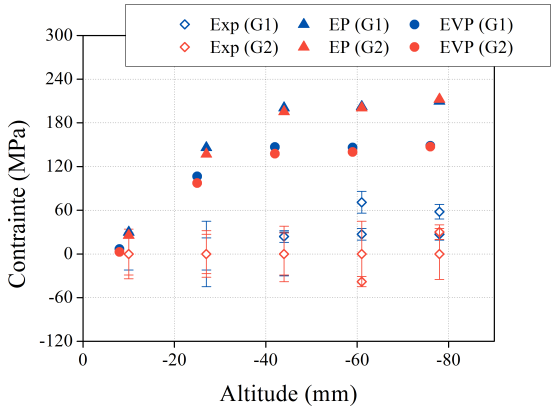
FIGURE 5.26 – Confrontation des modèles EP et EVP avec les mesures expérimentales aux points C1 et C2 (partie fonte)

La figure 5.27 décrit les contraintes observées le long des fûts G1 et G2 dans l'alliage d'aluminium en se concentrant sur la phase avant rainurages. À l'état brut, les deux modèles semblent surévaluer les contraintes présentes. Toutefois, le modèle EVP donne à nouveau une réponse plus proche des mesures, et les tendances générales restent cependant bien décrites. Concernant les cas "Usiné" et "TTV", les simulations donnent à nouveau des résultats plus proches des mesures expérimentales.

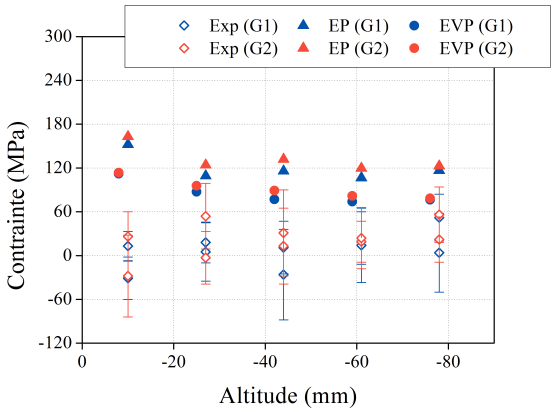
De manière générale, les contraintes, circonférentielles ou axiales, sont surévaluées par la simulation. Ces observations peuvent témoigner d'une mauvaise modélisation du contact entre les chemises en fonte et le carter en alliage d'aluminium. En effet, comme présenté figure 5.23, le contact collé introduit des contraintes importantes dans le fût. Toutefois, l'expérience de découpe de carter-cylindres a montré une adhésion parfois faible des chemises avec le carter. La modélisation actuelle peut donc manquer de réalisme vis-à-vis des propriétés réelles du contact.



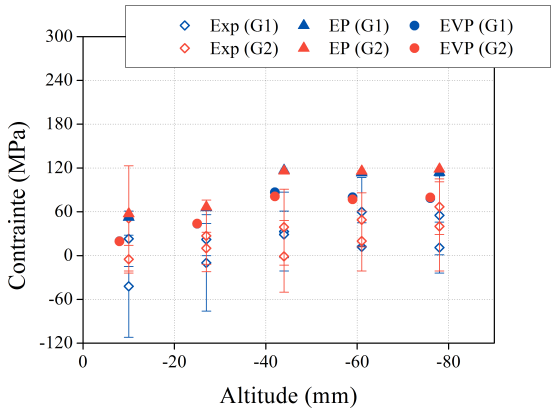
(a) Brut - Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$



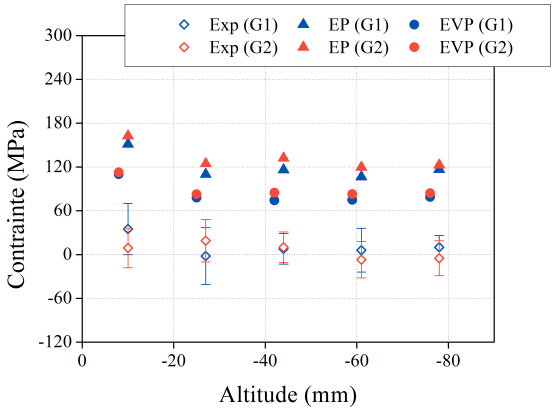
(b) Brut - Contrainte axiale : σ_{zz}



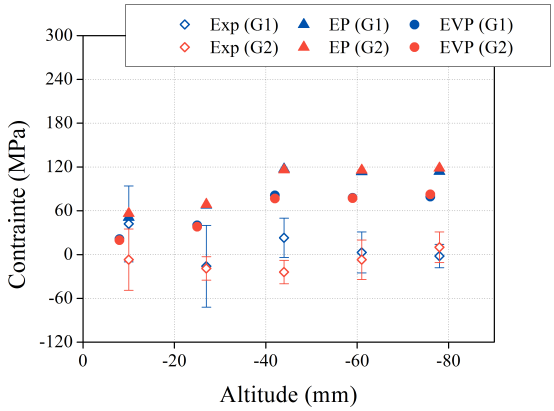
(c) Usiné - Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$



(d) Usiné - Contrainte axiale : σ_{zz}



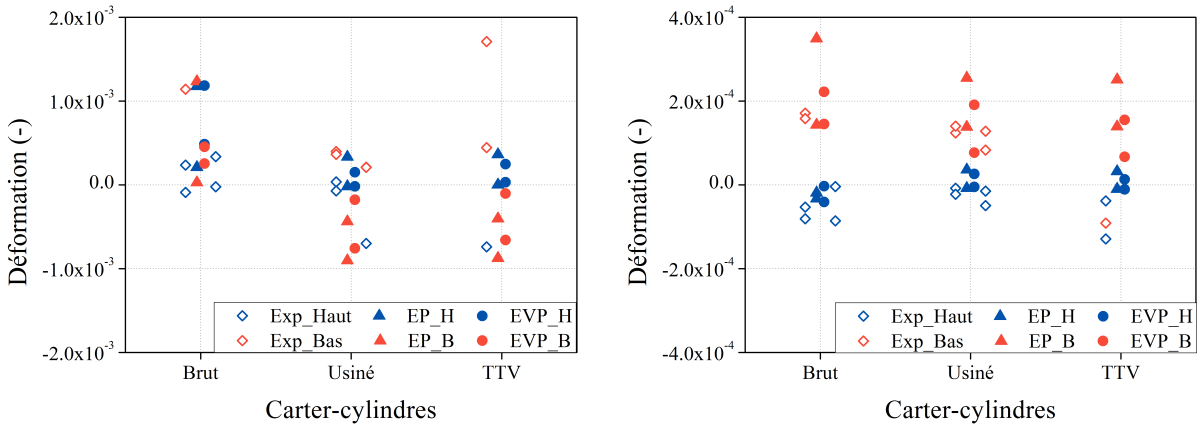
(e) TTV - Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$



(f) TTV - Contrainte axiale : σ_{zz}

FIGURE 5.27 – Confrontation des modèles EP et EVP avec les mesures expérimentales le long des fûts G1 et G2 (partie alliage d'aluminium), avant rainurage des fûts

Les déformations des chemises en fonte sont comparées figure 5.28. Les données sont différenciées uniquement entre les points bas et haut, aucune hiérarchie n'ayant été décelée entre les génératrices G1 et G2. Les déformations évaluées semblent bien estimées pour la direction axiale mais sont plus éloignées pour la partie circonférentielle. La modélisation du contact chemise - carter ayant un rôle très important dans les mesures de déformation du fût la représentation simpliste de l'interaction entre ces deux parties doit être améliorée en vue d'offrir une description plus satisfaisante.



(a) Déformation circonférentielle : $\varepsilon_{\theta\theta}$

(b) Déformation axiale : ε_{zz}

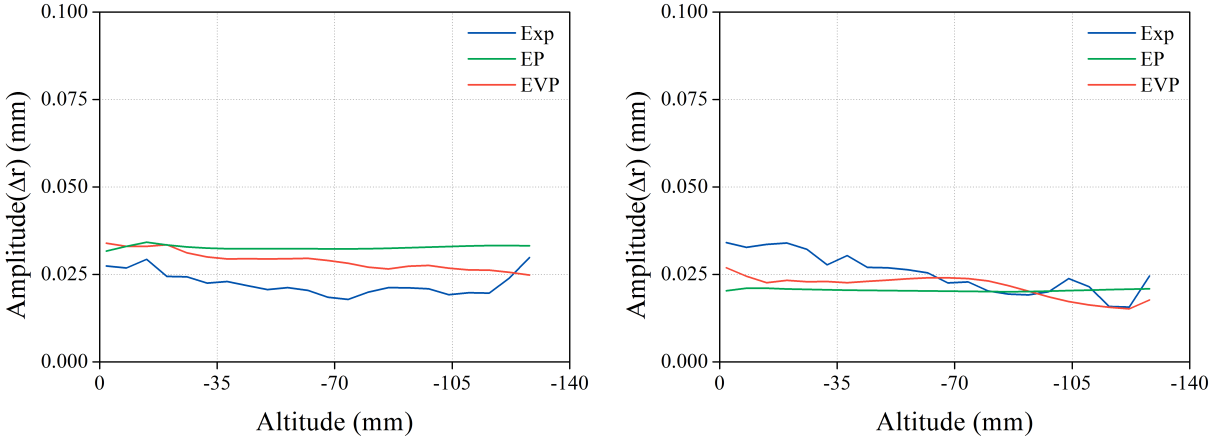
FIGURE 5.28 – Confrontation des modèles EP et EVP avec les mesures expérimentales aux extrémités hautes et basses des génératrices G1 et G2 (partie fonte)

Concernant les données issues de la métrologie, disponibles pour les cas "Usiné" et "TTV", si les résultats ne peuvent être directement comparés à des données de contraintes ou de déformations certaines informations peuvent être extraites et interprétées. L'absence de données pour le cas "Brut" rend difficile l'identification du retrait dû à la solidification, dont l'influence porte notamment sur les déformées de fûts plus que sur la génération de contraintes.

Pour le cas "Usiné", la métrologie permet de questionner la modélisation de l'usinage des chemises en fonte (voir figure 5.2). En pratique, les chemises subissent une opération d'usinage dont l'objectif est l'obtention d'un volume cylindrique parfait permettant de guider le piston et d'assurer une étanchéité optimale. Les circularités mesurées à l'issue de ce procédé sont donc quasi-nulles. La cylindricité moyenne mesurée pour les états "Usiné" est de 4,7 μm (avec une tolérance fixée à 12 μm), proche de l'incertitude de mesure évaluée à 4 μm. Concernant la modélisation, l'usinage des chemises se traduit par la suppression de trois couches d'éléments dans l'épaisseur des chemises. En procédant ainsi, les fûts subissent bien un retrait de matière, mais les surfaces intérieures des fûts conservent une géométrie déformée issue du procédé de fabrication. La cylindricité moyenne des fûts après l'étape d'usinage numérique est de 343 μmn, ce qui est significativement éloigné des observations expérimentales. Ce résultat témoigne de l'importance de la représentation numérique de cette opération d'usinage lorsque l'évaluation des déformées de fûts constitue un objectif principal, les simulations concernant les déformées de fûts n'étant en l'état pas exploitables vis-à-vis des mesures expérimentales.

En admettant que les déformées de fûts sont mal représentées à l'état "Usiné", il est toutefois possible d'évaluer la capacité du modèle à décrire l'évolution de ces déformées pour le cas "TTV". En effet, avec des mesures réalisées avant et après essai de validation, il est possible de se concentrer sur l'évolution de la déformée durant l'essai. Ainsi, en considérant une section circulaire donnée, dont les coordonnées sont exprimées dans le repère cylindrique propre au fût considéré, la métrologie permet d'évaluer, pour tout angle $\theta \in [0{,}360]°$, un rayon r avant et après essai de validation. La variation Δr entre ces deux rayons représente ainsi la variation de la déformée de fût au cours de l'essai "TTV". En s'inspirant de la notion de circularité, l'amplitude de la variation de ce rayon peut être caractérisée pour chaque section circulaire telle que $\text{Amplitude}(\Delta r) = \Delta r_{max} - \Delta r_{min}$. Cela donne donc une grandeur qui permet de caractériser de manière synthétique l'amplitude de la dérive dimensionnelle des fûts lors de l'essai de validation.

Les résultats sont présentés sur la figure 5.29 pour les fûts 1 et 2. Pour les deux fûts, tant en termes de valeurs absolues que de tendance, le modèle EVP décrit mieux les mesures expérimentales que le modèle EP. Le modèle EVP donne ainsi une bonne estimation de l'évolution de la déformée au cours de l'essai de validation qui repose en grande partie sur un maintien à température constante. Il est important de noter que les circularités atteignent des valeurs de l'ordre de 25 μm, ce qui est significatif vis-à-vis des tolérances géométriques définies.



(a) Circularités de dr le long du fût 1

(b) Circularités de dr le long du fût 2

FIGURE 5.29 – Confrontation des modèles EP et EVP avec les mesures expérimentales pour l'évolution de l'Amplitude(Δr) le long des fûts 1 et 2

Le modèle EP ne pouvant rendre compte d'une évolution des déformées au cours de la phase de maintien en température, les variations de déformées au cours de l'essai résultent uniquement des phases de chauffe et de refroidissement. Cependant, la modélisation de dérive dimensionnelle des fûts au cours du temps repose en grande partie sur la capacité à décrire ces phénomènes de fluage-relaxation aux temps longs. Le modèle EVP permet lui une description de l'évolution des déformées au cours du temps comme illustré figure 5.30 avec l'évolution de l'Amplitude(Δr - $\forall z$) calculée pour l'ensemble des sections circulaires, telle la cylindricité, durant la phase de maintien en température à 250 °C pendant 100 heures.

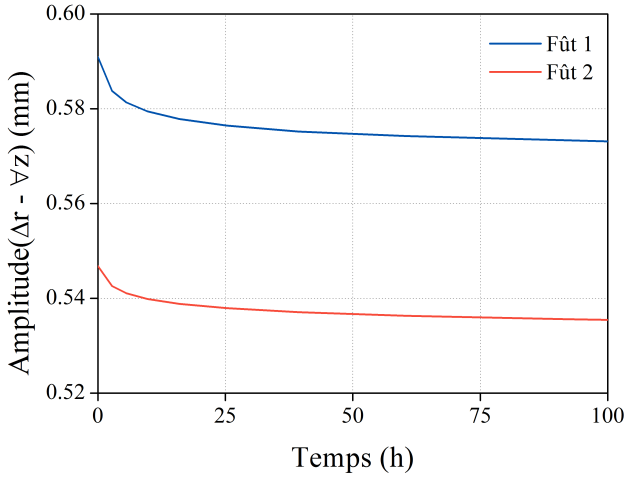


FIGURE 5.30 – Évolution de l'Amplitude(Δr - $\forall z$) pour les fûts 1 et 2 au cours de la phase de maintien à 250 °C pendant 100 heures

Sur l'ensemble des mesures présentées dans cette partie, comportant des mesures de contraintes, de déformations ou de déformées, le modèle développé donne une description satisfaisante de la réponse mécanique de l'alliage d'aluminium et meilleure que le modèle élastoplastique actuellement utilisé. Une bonne description de la réponse a pu être constatée autour de l'interfût (points C1, C2 et D), zone la plus critique dans le dimensionnement du carter-cylindres. En revanche, la réponse décrite le long des fûts (G1 et G2) semble, en l'état, plus éloignée des observations expérimentales.

Une explication pressentie étant la modélisation du contact entre les chemises et le carter, afin de mieux appréhender l'influence de cette interaction, une modélisation alternative est étudiée. Comme mentionné précédemment, les chemises en fonte ne sont pas, dans les faits, parfaitement solidaires avec le carter-cylindres. Ce type de modélisation introduit alors de fortes contraintes en raison de l'incompatibilité des déformations entre la fonte et l'alliage d'aluminium. Un contact glissant sur la majorité de la surface de contact semble alors plus réaliste pour représenter cette interaction. La nouvelle modélisation, comportant une plus grande surface en contact glissant au détriment de la partie complètement solidaire du carter, est représentée figure 5.31.

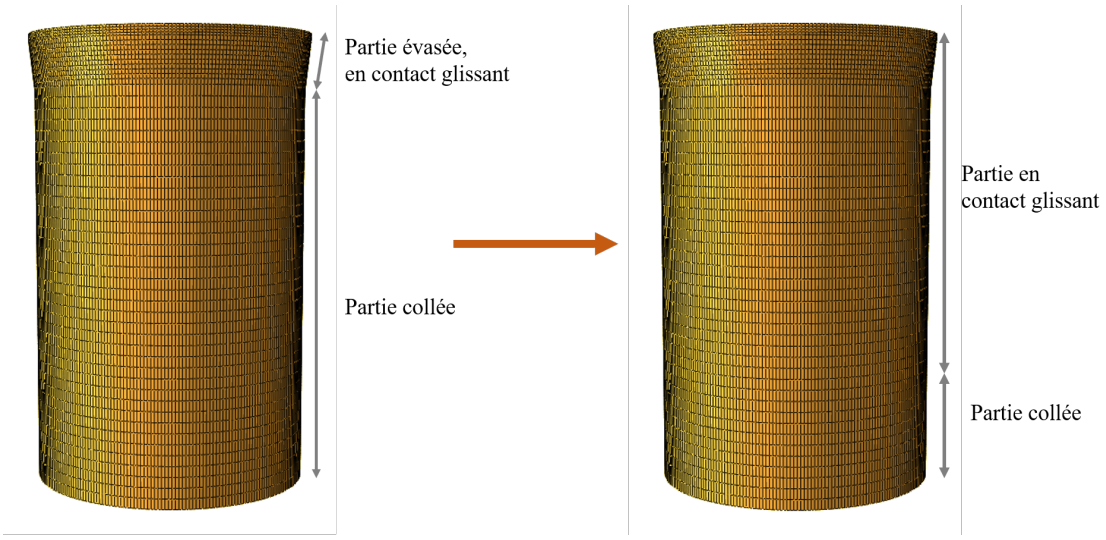
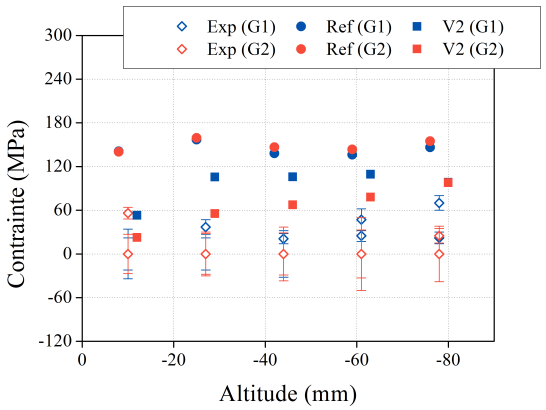


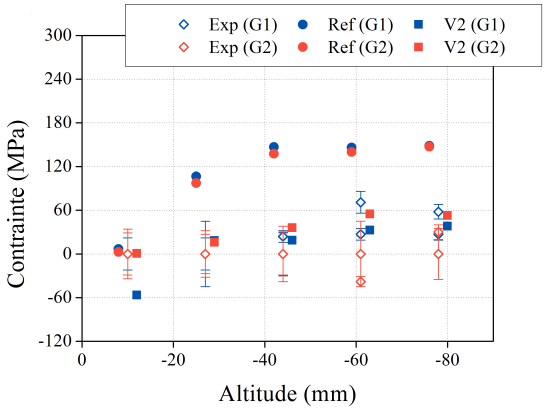
FIGURE 5.31 – Illustration du nouveau contact testé

La figure 5.32 présente les résultats pour les deux modélisations du contact (cas référence et seconde version) avec le modèle EVP pour les contraintes le long des génératrices G1 et G2. La description des contraintes est meilleure pour le cas V2, tant au niveau de la valeur des contraintes qu'au niveau de l'évolution des contraintes dans la hauteur du fût. Une amélioration simple de la modélisation de l'interaction chemises-carter permet ainsi une description très proche des contraintes le long des fûts. Toutefois une légère dégradation des Amplitude(Δr) est observé. Un travail approfondi sur la modélisation du contact devrait ainsi offrir un compromis intéressant.

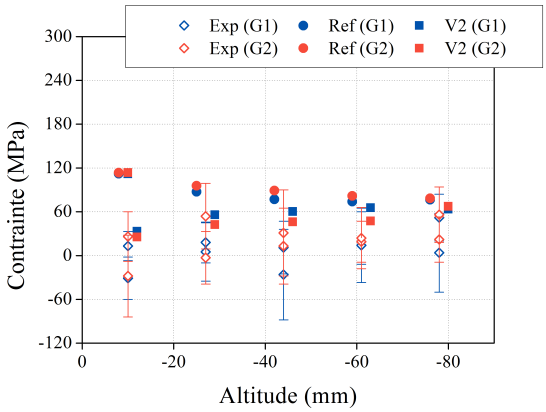
Cet exemple illustre ainsi l'importance de l'interaction chemise - carter dans la formation des contraintes au niveau des fûts. La modélisation de cette interaction constitue ainsi un axe majeur d'amélioration de la description de la réponse mécanique de la structure. Au niveau des mesures à l'interfût, la zone étant déjà en contact glissant dans le cas de référence, la variation des contraintes n'est que peu impactée.



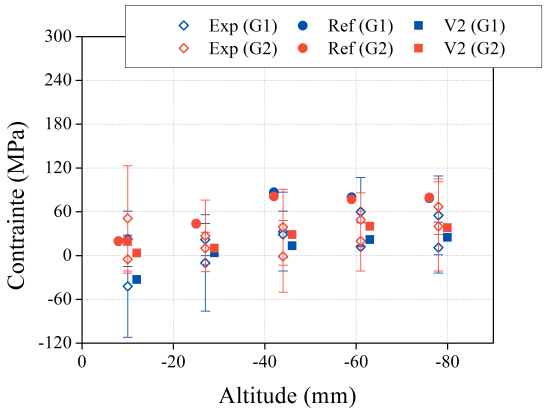
(a) Brut - Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$



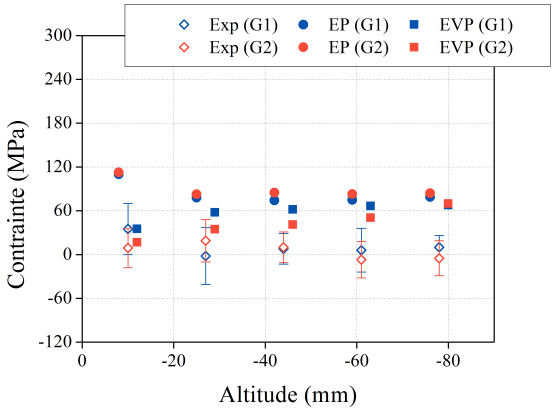
(b) Brut - Contrainte axiale : σ_{zz}



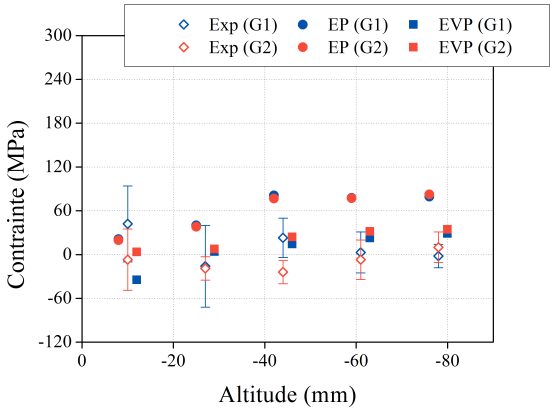
(c) Usiné - Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$



(d) Usiné - Contrainte axiale : σ_{zz}



(e) TTV - Contrainte circonférentielle : $\sigma_{\theta\theta}$



(f) TTV - Contrainte axiale : σ_{zz}

FIGURE 5.32 – Comparaison entre les deux modélisations du contact avec les mesures expérimentales le long des fûts G1 et G2 (partie alliage d'aluminium), avant rainurage des fûts

D'un point de vue industriel, un paramètre important dans le choix d'un modèle, outre sa capacité à bien décrire le comportement, est également le temps de calcul associé qui doit rester adapté à l'échelle de temps du bureau d'étude. Concernant le modèle proposé, pour le calcul procédé, le temps de calcul, d'environ 27 heures sur le cluster du Groupe PSA, est supérieur de seulement 5% par rapport au temps de calcul associé au modèle EP. Ce temps de calcul reste donc tout à fait acceptable pour envisager une utilisation industrielle du modèle de comportement proposé.

5.5 Synthèse

Ce dernier chapitre a permis de mener la transition d'échelle de l'élément de volume à la structure industrielle complexe qu'est le carter-cylindres. En effet, proposer une modélisation permettant de décrire le comportement d'une éprouvette soumise à un chargement isotherme uniaxial n'est pas trivial, mais réussir à décrire la réponse d'une structure, soumise à un chargement anisotherme multiaxial, s'avère être un défi encore plus complexe.

Le passage à l'échelle de la structure est toujours délicat car des problèmes de convergence non détectés à l'échelle du point de Gauss peuvent apparaitre. Les causes sous-jacentes peuvent être purement numériques (comme l'utilisation du module de Young aux hautes températures) ou mettre en lumière des limitations dans les formulations des termes introduits dans le modèle (comme pour le coefficient C_g). De plus, les problématiques liées à la gestion d'une structure composée de plusieurs matériaux, notamment de contact, apparaissent également.

La réponse de la structure associée au modèle proposé a donc été comparée avec des mesures expérimentales mais également avec le modèle élastoplastique utilisé au sein du Groupe PSA. Les travaux présentés dans cette partie ont permis de mettre plusieurs points en avant :

- *L'influence prédominante de certains paramètres :* l'étude de sensibilité menée à l'échelle d'une structure simplifiée permet d'obtenir des informations supplémentaires sur l'importance de certaines variables. La limite d'élasticité et les énergies d'activation sont des paramètres qui influent de façon significative sur la réponse de la structure. Une attention particulière doit donc être portée sur la caractérisation de ces paramètres.

- *La description satisfaisante de la réponse de la structure :* le comportement de la structure décrit avec le jeu de paramètre identifié sur des éprouvettes est de bonne qualité, notamment dans la zone d'interfût, et cela sans avoir eu recours à une phase de recalage. Concernant le profil des fûts, les contraintes simulées se révèlent très proches des observations expérimentales avec une amélioration du contact entre les chemises et le carter.

- *La valeur ajoutée de la modélisation proposée :* la réponse de la structure est, sur toutes les mesures étudiées, mieux décrite par le modèle proposé que par le modèle actuellement utilisé au sein du Groupe PSA, tout en offrant un temps de calcul comparable. L'aspect viscoplastique du modèle permet de décrire l'évolution des dérives dimensionnelles aux temps longs. De plus, il faut rappeler qu'un intérêt majeur du modèle est d'être utilisable sur toute la gamme de température, permettant un transfert de l'état mécanique atteint en fin de procédé vers des calculs visant à simuler des cycles de fonctionnement moteur, ce qui n'était pas possible jusqu'à présent en raison de l'utilisation de deux modélisations distinctes non compatibles.

- *Des points supplémentaires à investiguer :* le passage des petites échelles à la structure complète a soulevé de nombreuses questions. La formulation du coefficient C_g a présenté des effets de bord qu'il serait intéressant d'investiguer pour améliorer la formulation de ce terme et notamment son identification. En termes de modélisation, la représentation de l'usinage des chemises en fonte doit être améliorée si l'évaluation des déformées de fûts est un enjeu majeur. La gestion du contact et le frottement entre les chemises en fonte et la structure en alliage d'aluminium a une influence significative sur l'évaluation des contraintes et doit être investiguée plus finement afin de parfaire la modélisation proposée.

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

La motivation première de cette étude résidait dans le développement d'un modèle de comportement macroscopique permettant de décrire le caractère viscoplastique d'un alliage d'aluminium sur une large gamme de températures et de vitesses de déformation. La qualité de la description de la réponse mécanique de l'alliage joue en effet un rôle prépondérant dans la chaine de dimensionnement. Les problématiques de conception du carter-cylindres ne sont pas ainsi liées à des chargements importants et ponctuels mais plutôt à des chargements faibles, qui, dans un environnement à haute température, entraînent des dérives dimensionnelles de la structure aux temps longs. L'évolution technologique des groupes motopropulseurs ayant mené à des augmentations sensibles des températures au sein de la chambre de combustion, les matériaux, et notamment les alliages d'aluminium, sont ainsi sollicités dans des domaines de plus en plus proches de leurs limites d'utilisation, marqués par une très forte viscosité.

Dans ce cadre, la description du comportement passe par l'introduction d'un modèle de comportement capable de rendre compte de ces phénomènes viscoplastiques. Les dérives dimensionnelles ayant notamment pour origine les contraintes résiduelles générées durant le procédé de fabrication, la modélisation doit alors être capable de décrire la réponse du matériau pour des sollicitations en service, mais également pendant cette phase d'élaboration. L'enjeu est alors de prévenir d'éventuels défauts de conception tout en évitant de trop nombreuses boucles de reconception en tenant compte de l'état mécanique en fin de procédé dans l'analyse de vie en service de la structure. Pour cela, une modélisation unifiée (i.e. capable de décrire le comportement pour le procédé et pour la vie en service) doit être mise en place afin de pouvoir mener un calcul de vie en service à partir de l'état mécanique atteint en fin de procédé.

Toutefois, la problématique de ces travaux ne se résume pas à la mise en place d'un modèle viscoplastique identifié sur toute la gamme de température. En effet, une réflexion est engagée sur la problématique industriel au sens large qui soulève alors de nombreuses questions. La première interrogation portait sur la nécessité de rendre compte du vieillissement thermique, phénomène connu des constructeurs automobiles particulièrement pour les alliages à base d'aluminium. En effet, selon les nuances d'alliages et les étapes du procédé, la résistance mécanique d'un matériau peut être significativement impactée par ce phénomène.

Ensuite, la définition de la base expérimentale optimale n'est pas évidente et constitue une deuxième source de question, notamment quand de multiples phénomènes et conditions d'essais doivent être étudiés de concert. Multiplier les essais ou mettre en œuvre des protocoles expérimentaux parfois

très complexes doit être justifié en termes d'apport à l'identification du comportement. La phase d'identification des paramètres d'un modèle de comportement, et notamment leur évolution avec la température est également un enjeu majeur dans la filière de dimensionnement quand la structure est soumise à des chargements anisothermes.

Enfin, le passage de l'élément de volume à la structure est une problématique soi. Un comportement parfaitement identifié à l'échelle de l'éprouvette sur des essais isothermes n'assure pas nécessairement une bonne description de la réponse à l'échelle de la structure, surtout quand des effets annexes comme la gestion des interactions entre différents matériaux ou parties de la structure doivent être pris en compte.

Quatre objectifs ont donc été définis au début de ces travaux :

- définition des états métallurgiques représentatifs,
- définition de la base expérimentale optimale,
- formulation d'un modèle de comportement adapté,
- validation du modèle à l'échelle de la structure.

Concernant le premier objectif de la thèse, portant notamment sur l'influence du phénomène de durcissement structural, la problématique a été abordée selon trois axes : par une étude des phases en présence, par des mesures locales de microdureté et par des essais mécaniques. L'étude des transformations de phase par la technique de DSC a notamment permis de mettre en avant la présence de phases durcissantes des familles θ et Q dont la précipitation des phases intervient sur une gamme de températures comprises entre 250 et 400 °C. En parallèle, l'analyse du vieillissement a montré une convergence de l'alliage vers un état survieilli. Les essais mécaniques, réalisés pour différentes nuances de vieillissement, ont toutefois mis en avant une différence notable du comportement mécanique de l'alliage aux basses températures ($<$ 200 °C), s'estompant aux plus hautes températures ($>$ 200 °C). Concernant la gamme des très hautes températures ($>$ 250 °C), les essais menés sur machine Gleeble à partir d'un état remis en solution, visant à évaluer l'effet de la vitesse de refroidissement sur le comportement mécanique en cours de trempe, ont montré une faible influence de l'histoire thermique de l'alliage sur la majorité de la gamme de température étudiée. La vitesse de déformation étant alors le facteur contrôlant au premier ordre la réponse mécanique.

L'ensemble de ces éléments permet de proposer une stratégie ad hoc pour tenir compte de l'évolution de l'état métallurgique au cours des différentes étapes composant la vie du carter-cylindres. Concernant l'évaluation des dérives dimensionnelles de la structure, il s'agit d'une évolution au temps longs, amenant à privilégier un état métallurgique stable comme base du comportement. De plus, les variations modérées des propriétés mécaniques observées pour les différentes gammes de vieillissement ne sont pas assez significatives pour justifier l'introduction d'une méthode de prise en compte de l'état de vieillissement local en chaque point de la structure. Ainsi, sur la gamme de températures vue en service (25 à 250 °C), le modèle de comportement est donc identifié pour une seule condition de vieillissement correspondant à un vieillissement de 200 heures à 250 °C. Sur la gamme des températures supérieures ($>$ 250 °C), essentielle pour la modélisation du comportement en cours de trempe, la convergence des comportements mécaniques évoqués précédemment permet de privilégier un choix de commodité, en proposant l'utilisation d'essais menés sur des éprouvettes NV.

Les essais mécaniques réalisés dans le cadre de ces travaux ont permis, dans leur globalité, de compléter la base expérimentale existante. Des essais ont ainsi été menés à différentes vitesses de

déformation, allant de 10^{-2} à $10^{-10}s^{-1}$, à différentes températures, allant de 25 à 530 °C et pour différentes histoires thermiques. Outre les essais de traction simple, la caractérisation du comportement aux plus hautes températures a nécessité la proposition d'un essai original, permettant de caractériser les différents aspects élastoviscoplastiques du comportement tout en tenant compte du caractère fortement visqueux présent à ces températures. Par ailleurs, l'étude du comportement des alliages d'aluminium aux hautes températures ($>$ 350 °C) est peu répandue dans la littérature, ces données constituent donc en elles-mêmes un apport notable.

La base expérimentale ainsi constituée a permis d'orienter la modélisation et les phénomènes à prendre en compte comme l'écrouissage cinématique ou la restauration statique et dynamique. Une première étude a été menée avec des modèles usuellement utilisés au sein du Groupe PSA, comme le modèle de Chaboche. Toutefois, ces modèles phénoménologiques n'ont pas montré une capacité prédictive satisfaisante pour décrire la réponse mécanique du matériau étudié sur les larges gammes de sollicitation attendues. En effet, formaliser une procédure d'identification robuste pour un modèle phénoménologique, offrant de nombreux jeux de paramètres compatibles pour décrire un même essai, s'avère complexe et laborieux. De plus, ces modèles montrent une forte dépendance à la base expérimentale et une faible robustesse quand il s'agit de décrire des chargements hors base d'identification. Afin de faciliter cette phase d'identification, et surtout la capacité du modèle à décrire des réponses mécaniques hors base, une nouvelle modélisation a donc été proposée.

Cette nouvelle formulation, introduisant un potentiel viscoplastique et un terme de restauration statique, se base sur la description des différents régimes de viscoplasticité existants tels que présentés par Frost et Ashby. Ces deux termes se décomposent alors en une partie liée au phénomène de montée des dislocations par diffusion au cœur des dislocations et une partie liée à la diffusion en volume. Un terme supplémentaire, plus phénoménologique, représentant le régime de glissement a également été introduit dans le potentiel viscoplastique.

Ces nouveaux termes, dérivant de la description de phénomènes physiques, apportent un réel avantage au modèle. En effet, certains paramètres introduits, comme les énergies d'activation sont des grandeurs identifiables expérimentalement, et les autres paramètres, comme les termes pré-exponentiels, sont indépendants de la température. Cela résulte alors en un modèle comportant moins de paramètres à identifier que pour un modèle phénoménologique standard, et d'autant plus que les températures à identifier sont nombreuses. De plus, la décomposition en une partie propre à la diffusion au cœur des dislocations, dominante aux basses températures ($< 0{,}6\ T_f$) et en une partie propre à la diffusion en volume, dominante aux hautes températures ($> 0{,}6\ T_f$), facilite la phase d'identification quand des essais à des températures où un phénomène est dominant sont disponibles.

La construction d'une carte des mécanismes de déformation d'Ashby permet alors d'apporter une vue synthétique du modèle qui peut être utilisée à différents niveaux. Au niveau industriel, pouvoir lier rapidement un couple de température-contrainte à un niveau de vitesse de déformation est une information précieuse en phase de conception. En connaissant l'état des contraintes résiduelles en fin de procédé et la cartographie des températures au cours d'un cycle moteur, il est alors possible d'anticiper les zones propices aux dérives dimensionnelles. Au niveau expérimental, cela permet aussi d'optimiser les plans d'expériences. En effet, à l'aide de cette carte, il est alors possible d'intégrer des essais à des températures spécifiques permettant une identification facilitée du phénomène dominant. Typiquement, mener une identification sur une gamme de température entre 150 et 250 °C, avec plusieurs phénomènes coexistant, rend l'identification des termes associés à chaque phénomène plus délicate.

Pour les plus hautes températures, au-delà de la température de solidus, une stratégie de modélisation a également été proposée comportant un modèle dédié au comportement du matériau sous forme liquide, et une méthode d'homogénéisation pour gérer la transition de l'état liquide vers l'état solide. Les études de sensibilités ayant montré une faible influence du comportement aux très hautes températures sur la génération de contraintes résiduelles, les paramètres associés à la partie liquide et liquide-solide sont alors identifiés d'après des données issues de la littérature.

En définitive, le modèle de comportement proposé permet ainsi des gains à plusieurs niveaux : meilleure description de la réponse mécanique, nombre de paramètres à identifier plus faible, processus d'identification facilité et robustesse du modèle à décrire des chargements hors base d'identification.

La phase d'identification a également permis d'avancer sur la définition de la base expérimentale optimale. Les essais d'écrouissage cyclique et de traction-relaxation-cycle sont les deux essais fondamentaux sur lesquels repose l'identification du comportement élastoviscoplastique de l'alliage. Les essais de fluage, permettant d'accéder à de très basses vitesses de déformation, sont complémentaires avec les essais précédents, servent notamment à valider l'identification des phénomènes viscoplastiques. En revanche, les essais de traction-relaxation n'offrent pas d'informations supplémentaires et sont à priori peu utiles. Concernant les essais Gleeble, l'expérience a montré que la valeur ajoutée de ce dispositif complexe était réduite à une plage de température entre 300 et 400°C. La caractérisation avec des éprouvettes standards étant conservative vis-à-vis des éprouvettes remises en solution, le recours à ces moyens expérimentaux est utile mais semble non indispensable compte-tenu des chargements à modéliser. Concernant les nuances de vieillissement étudiées, les essais avec éprouvettes vieillies 200 heures à 200 °C représentant un comportement intermédiaire entre le comportement non vieilli et le comportement vieilli 200 heures à 250 °C, ces essais n'apportent pas d'information essentielle à la caractérisation du matériau.

Une fois le comportement identifié, une phase de validation a été réalisée à l'échelle de la structure. Les données expérimentales reposent sur trois axes : métrologie, mesures de contraintes résiduelles et découpes instrumentées à l'aide de jauges de déformation. Une stratégie de découpe spécifique des carter-cylindres a été mis en place afin de pouvoir accéder à des mesures en différents points de la structure, et notamment dans la zone d'interfût et des fûts, autant pour la partie en alliage d'aluminium que pour les chemises en fonte.

Ce procédé de découpe a été reproduit numériquement afin de pouvoir comparer des états mécaniques équivalents. Le modèle de comportement proposé a montré une bonne description de l'état de contraintes résiduelles à différents points de la structure, et plus proche des observations expérimentales que la réponse associée au modèle élastoplastique actuellement utilisé. Des effets de structures ont également été mis en avant, notamment l'interaction entre les chemises en fonte et le carter, ayant une importance significative sur l'état de contraintes le long des fûts. Une amélioration de la modélisation du contact a été proposée et la réponse mécanique associée s'est avérée être plus cohérente avec les mesures expérimentales. Enfin, en termes de calcul, la simulation du procédé de fabrication met environ 27 heures avec la modélisation proposée (sur le cluster de calcul du Groupe PSA), soit un temps supérieur d'environ 5% par rapport aux temps de calcul associé au modèle élastoplastique. Le temps de calcul reste donc tout à fait acceptable d'un point de vue industriel pour que la modélisation proposée puisse être intégrée aux outils de dimensionnement du Groupe PSA.

D'un point de vue scientifique, ces travaux apportent une base expérimentale riche, tant par la diversité des essais que par la diversité des modes de sollicitations, des gammes de températures et de vitesses de déformation explorés. Un essai original a également été proposé, permettant de caractériser plusieurs aspects du comportement du matériau aux hautes températures. Ensuite, une modélisation originale a été développée, partant d'un modèle phénoménologique, puis en intégrant des termes dérivant de considérations physiques. Cette formulation permet une très bonne description des phénomènes viscoplastiques avec un protocole d'identification simplifié. De plus, une stratégie de modélisation a été proposée pour gérer le comportement du matériau à l'état liquide et durant la transition liquide-solide.

L'étude du comportement du matériau et la modélisation ont ouverts plusieurs perspectives :

- **Approfondissement de l'analyse du phénomène de vieillissement :** si les travaux présentés ont permis de progresser sur la compréhension de l'évolution des phases en présence lors du procédé de fabrication et au cours des vieillissements, une identification par des méthodes d'observation directe pourrait permettre de mieux comprendre les séquences d'évolutions au cours du procédé. Ces informations pourraient alors permettre de statuer sur la représentativité à attendre des essais sur éprouvettes brutes, vieillies ou remises en solution. Mener des essais complémentaires sur des éprouvettes vieillies sur des durées plus importantes (500 heures par exemple) permettrait de s'assurer que le comportement asymptotique survieilli est bien atteint.

- **Amélioration du terme de "glissement" C_g :** ce terme construit de manière phénoménologique a montré quelques limitations lors du passage sur structure. Une réflexion pourrait donc être menée sur la formulation de ce terme et la meilleure façon d'identifier les paramètres associés.

- **Amélioration du terme d'écrouissage cinématique :** le terme d'écrouissage proposé par Armstrong et Frederick n'a pas été modifié dans la modélisation proposée, toutefois, il est envisageable de travailler sur l'introduction d'un terme d'écrouissage qui pourrait également dériver de considérations physiques, permettant alors de simplifier à nouveau le processus d'identification et d'améliorer la description de la réponse mécanique du matériau.

D'un point de vue industriel, la modélisation proposée permet un compromis entre qualité de la description de la réponse mécanique, robustesse de la capacité à décrire des chargements hors base, facilité d'identification et coût de calcul. L'intégration de ce modèle aux outils de dimensionnement du Groupe PSA permet ainsi de prendre en compte l'état mécanique du carter-cylindres à l'état post-procédé, impliquant une amélioration de processus de dimensionnement de la structure, et donc une diminution du temps et des coûts de développement. Les différentes remarques et observations faites concernant la base d'identification peuvent permettre une optimisation de la base expérimentale, menant à la réduction des essais à mener sans que cela impacte négativement l'identification du comportement. La carte des mécanismes de déformation d'Ashby associée au modèle peut être utilisée comme une aide à la conception pour évaluer des ordres de grandeurs de vitesses de déformation.

La phase de validation sur structure a permis de déceler plusieurs perspectives d'amélioration :

- **Étude de l'interaction entre chemises et carter :** les calculs menés pour les deux cas de modélisation du contact entre les chemises et le carter ont montré que cet élément a une importance de premier ordre dans l'évaluation de l'état de contraintes autour des fûts. La modélisation proposée ici a montré une bonne description des contraintes vis-à-vis des observations expérimentales, cependant, une étude plus approfondie sur la prise en compte de ce contact, autant au niveau expérimental que numérique, semble de première importance pour parfaire la modélisation.

- **Prise en compte de l'étape de grenaillage :** la modélisation sous sa forme actuelle n'intègre pas l'étape de grenaillage qui a lieu au cours de l'usinage du carter-cylindres. Toutefois, les mesures de contraintes par DRX sur structure ont montré une influence significative du grenaillage sur l'état de contrainte en surface. La prise en compte de cette étape semble être incontournable si l'objectif est d'évaluer les contraintes pouvant mener à une défaillance du carter-cylindre, l'état de contrainte en surface occupant une place importante dans la propagation de fissure.

- **Amélioration de la modélisation de l'usinage des chemises en fonte :** l'étape d'usinage des chemises est bien prise en compte dans la modélisation actuelle, cependant, si d'un point de vue de la rigidité de la structure, le volume de matière est bien retiré, d'un point de vue des déformées de fûts, la stratégie de modélisation ne permet pas de reproduire la géométrie obtenue post-usinage des chemises. Une méthode de maillage alternative pourrait donc être étudiée. De plus, une meilleure représentation de la géométrie des fûts post-usinage permettrait une comparaison plus aisée avec l'expérimental et pourrait par exemple permettre d'intégrer le paramètre de retrait dû à la solidification qui n'est pas identifiable à partir de données en contraintes.

BIBLIOGRAPHIE

[1] Parlement européen et Conseil de l'Union européenne. Règlement (UE) n ° 333/2014 du Parlement européen et du Conseil du 11 mars 2014. *Journal officiel de l'Union européenne*, 103 :15–21, 2014.

[2] TransportPolicy.net - China : Light-duty : Emissions. `http://www.transportpolicy.net/standard/china-light-duty-emissions`, 2020.

[3] A. Boatas. Diagnostic par estimation de densité conditionnelle. application à la surveillance du convertisseur catalytique d'une automobile. *Thèse de doctorat, Compiègne, UTC*, 2001.

[4] L. Verger. Fatigue thermomécanique d'un alliage d'aluminium. *Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique*, 2002.

[5] A. Lebreche. Potentiel de la combustion partiellement prémélangée pour les moteurs essence. *Thèse de doctorat, Université d'Orléans*, 2015.

[6] F. Delassaux. Modélisation instationnaire de l'aérodynamique externe automobile. *Thèse de doctorat, Paris, CNAM*, 2018.

[7] R. Lomba. Utilisation de la combustion métallique dans les machines thermiques. *Thèse de doctorat, Orléans, Université d'Orleans*, 2016.

[8] W. Bou Nader. Méthodologie de choix et d'optimisation de convertisseurs d'energie pour les applications chaînes de traction automobile. *Thèse de doctorat, Paris, PSL Research University*, 2019.

[9] B. Kabalan. Méthodologie de génération systématique et de conception des chaines de traction de véhicules hybrides. *Thèse de doctorat, Lyon, Université Lyon 1*, 2020.

[10] W.S Miller, L Zhuang, J Bottema, A.J Wittebrood, P [De Smet], A Haszler, and A Vieregge. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering : A*, 280(1) :37 – 49, 2000.

[11] G.S. Cole and A.M. Sherman. Light weight materials for automotive applications. *Materials Characterization*, 35(1) :3 – 9, 1995. Microstructural Characterization of Lightweight Structural Materials Transportation.

[12] J. Heywood. *Internal Combustion Engines Fundamentals*. McGraw-Hill Education, 1988.

[13] F. Szmytka. Nouveaux modèles de comportement élasto-viscoplastique pour des matériaux métalliques. application au dimensionnement de structures automobiles. *Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique*, 2007.

[14] Groupe PSA - offre hybride rechargeable. `http://www.groupe-psa.com/fr/groupe-automobile/innovation/groupe-psa-lelectrification-en-marche`, 2020.

[15] I. Grinberg. *L'aluminium. Un si léger métal.* Gallimard, 2003.

[16] L.F. Mondolfo. *Aluminum Alloys : Structure and Properties.* Elsevier, 1976.

[17] U.S. Geological Survey. *Mineral Commodity Summaries 2020*, 2020.

[18] International Aluminium Institute. *Statistics : Primary Aluminium Production*, Acces April 2020.

[19] U.S. Geological Survey. *Historical statistics for mineral and material commodities in the United States : U.S. Geological Survey Data Series 140*, Acces April 2020.

[20] S. F. Frederick and W. A. Bailey. The relation of ductility to dendrite cell size in a cast Al-Si-Mg alloy. *Trans. Met. Soc. AIME*, 242 :2063–2067, 1968.

[21] S.D. Dumolt, D.E. Laughlin, and J.C. Williams. Formation of a modified β' phase in aluminum alloy 6061. *Scripta Metallurgica*, 18(12) :1347 – 1350, 1984.

[22] C.W. Meyers. Solution heat treatment effects on ultimate tensile strength and uniform elongation in a357 aluminum alloys. *AFS Transactions*, 91 :511–518, 1986.

[23] A. Hor. Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage : caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement. *Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech*, 2011.

[24] P. Despret. Simulation numérique de la solidification avec réduction de modèle PGD appliquée à la fonderie. *Thèse de doctorat, Université de Technologie Compiègne*, 2015.

[25] K. Traidi. Caractérisation et modélisation micromécanique du comportement des alliages métalliques à l'état semi-solide pour la simulation du thixoforgeage des aciers. *Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech*, 2016.

[26] L. Briez. Relations microstructure-propriétés à haute température dans les alliages d'aluminium pour application aéronautique. *Thèse de doctorat, Paris, PSL Research University*, 2018.

[27] V. Huleux. Comparaison des caractéristiques microstructurales et des propriétés en fluage de super alliages monocristallins à base de nickel de différentes générations. *Thèse de doctorat, Paris, PSL Research University*, 2018.

[28] R. Rajkolhe, J.G. Khan, S. Sant, and G. Maharaj. Defects, causes and their remedies in casting process : A review. 2014.

[29] A.C. Street. *The Diecasting Book.* Portcullis, 1977.

[30] I. Guillot, D. Massinon, B. Barlas, and D. Ovono-Ovono. Improved material properties for cast aluminium alloys : From the processes to life prediction modelling. *Materials Science Forum*, 426-432 :327–332, 2003.

[31] Matthew S. Dargusch, G. Dour, N. Schauer, C.M. Dinnis, and G. Savage. The influence of pressure during solidification of high pressure die cast aluminium telecommunications components. *Journal of Materials Processing Technology*, 180(1) :37 – 43, 2006.

[32] D.L McDowell, K Gall, M.F Horstemeyer, and J Fan. Microstructure-based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(1) :49 – 80, 2003.

[33] K. Obiekea, S. Aku, and D. Yawas. Effects of pressure on the mechanical properties and microstructure of die cast aluminum A380 alloy. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2 :248–258, 2014.

[34] A. R. Adamane, L. Arnberg, and E. Fiorese. Influence of injection parameters on the porosity and tensile properties of high-pressure die cast Al-Si alloys : A review. *Inter Metalcast*, 9 :43–53, 2015.

[35] F.X. Hoche. Prise en compte du vieillissement en service dans le dimensionnement en fatigue thermo-mécanique de culasses en alliages d'aluminium. *Thèse de doctorat, Paris, ENSMP*, 2016.

[36] A. Constantinescu, E. Charkaluk, G. Lederer, and L. Verger. A computational approach to thermomechanical fatigue. *International Journal of Fatigue*, 26 :805, 2004.

[37] P. Osmond. Étude du vieillissement des alliages d'aluminium pour culasses diesel et prise en compte dans le dimensionnement. *Thèse de doctorat, Paris, ENSMP*, 2010.

[38] S. Tabibian, E. Charkaluk, A. Constantinescu, F. Szmytka, and A. Oudin. TMF–LCF life assessment of a lost foam casting A319 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 53 :75–81, 2013.

[39] S. Dezecot, V. Maurel, J.Y. Buffiere, F. Szmytka, and A. Koster. 3D characterization and modeling of low cycle fatigue damage mechanisms at high temperature in a cast aluminum alloy. *Acta Materialia*, 123 :24–34, 2017.

[40] D. Godard. Influences de la précipitation sur le comportement thermomécanique lors de la trempe d'un alliage Al-Zn-Mg-Cu. *Thèse de doctorat, Nancy, ENSMN*, 1999.

[41] N. Chobaut. Measurements and modelling of residual stresses during quenching of thick heat treatable aluminium components in relation to their precipitation state. *Thèse de doctorat, Lausanne, EPFL*, 2015.

[42] A. Forre. Étude du comportement et de la fatigue d'un acier inoxydable ferritique en environnement thermomécanique et vibratoire. *Thèse de doctorat, ENSTA ParisTech*, 2015.

[43] H. Sehitoglu, X. Qing, T. Smith, H.J. Maier, and J.A. Allison. Stress-strain response of a cast 319-T6 aluminum under thermomechanical loading. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31A :139–151, 2000.

[44] P. Osmond. Modélisation des déformations de fûts de carter cylindre, : Capacité de modèles à prédire le comportement du matériau sur le domaine de sollicitations spécifique à l'inter-fût de carter cylindre. *Note interne PSA, référence 01563 14 01527 : PLM D05 2014*, 2014.

[45] A. Andrade-Campos, S. Thuillier, P. Pilvin, and F. Teixeira-Dias. On the determination of material parameters for internal variable thermoelastic–viscoplastic constitutive models. *International Journal of Plasticity*, 23 :1349–1379, 2007.

[46] B.M. Chaparro, S. Thuillier, L.F. Menezes, P.Y. Manach, and J.V. Fernandes. Material parameters identification : Gradient-based, genetic and hybrid optimization algorithms. *Computational Materials Science*, 44(2) :339 – 346, 2008.

[47] B. Barlas. Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie. *Thèse de doctorat, Paris, ENSMP*, 2004.

[48] F.R.N. Nabarro. Fifty-year study of the Peierls-Nabarro stress. *Materials Science and Engineering : A*, 234-236 :67 – 76, 1997.

[49] J. Friedel and R. Smoluchowski. Les dislocations. *Physics Today*, 10 :36, 1957.

[50] D. Hull and D.J. Bacon. *Introduction to dislocations*. Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2011.

[51] E.O. Hall. The deformation and ageing of mild steel : Iii discussion of results. *Proceedings of the Physical Society*, 64 :747–753, 1951.

[52] N.J. Petch. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174 :25–28, 1953.

[53] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui. *Mechanical behaviour of materials, Volume I : Elasticity and Plasticity*. Hermes, 1993.

[54] J. Friedel. *Dislocations*. Pergamon Press, 1964.

[55] E. Orowan. Symposium on internal stresses in metals and alloys. *Institute of Metals, London*, 451, 1948.

[56] C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel. Superalloys ii : High temperature materials for aerospace and industrial power. page 615, 1986.

[57] V. Mohles, D. Rönnpagel, and E. Nembach. Simulation of dislocation glide in precipitation hardened materials. *Computational Materials Science*, 16(1) :144 – 150, 1999.

[58] F.R.N. Nabarro. Steady-state diffusional creep. *Philosophical Magazine*, 16(140) :231–237, 1967.

[59] E. Arzt and J. Rösler. The kinetics of dislocation climb over hard particles—ii. effects of an attractive particle-dislocation interaction. *Acta Metallurgica*, 36(4) :1053 – 1060, 1988.

[60] H.J. Frost and M.F. Ashby. *Deformation mechanism maps : the plasticity and creep of metals and ceramics*. Pergamon press, 1982.

[61] W. Ostwald. Studien über die bildung und umwandlung fester körper. *Zeitschrift für physikalische Chemie*, 22U(1) :289–330, 1897.

[62] M. Lifshitz and V. V. Slezov. Kinetics of diffusive decomposition of supersatured solid solutions. *Soviet Physics Jetp*, 35(8) :331–339, 1959.

[63] G. Fribourg. Precipitation and plasticity couplings in a 7xxx aluminium alloy : application to thermomechanical treatments for distortion correction of aerospace component. *Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG*, 2009.

[64] D.A. Porter, K.E. Easterling, and M. Sherif. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. CRC Press, 2009.

[65] R.S. Rana, R. Purohit, and S. Das. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. *International Journal of Scientific and Research Publications*, 2(6) :1–7, 2012.

[66] J.L. Murray and A.J. McAlister. The Al-Si (aluminum-silicon) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 5(1) :74–84, 1984.

[67] Q.G Wang, D Apelian, and D.A Lados. Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. part ii – effect of microstructural constituents. *Journal of Light Metals*, 1(1) :85 – 97, 2001.

[68] M. Brosnan and S. Shivkumar. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of A356 castings. *AFS Transactions*, 109 :727–737, 1996.

[69] D. Massinon and V. Constantin. *Formation métallurgie et défauts de fonderie*. Montupet, 2002.

[70] E. Sarrazin. Modélisation du soudage d'aluminium. *Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique*, 1995.

[71] S.J. Andersen, H.W. Zandbergen, J. Jansen, C. TrÆholt, U. Tundal, and O. Reiso. The crystal structure of the β" phase in al–mg–si alloys. *Acta Materialia*, 46(9) :3283 – 3298, 1998.

[72] Henny Zandbergen, Sigmund Andersen, and J. Jansen. Structure determination of mg5si6 particles in al by dynamic electron diffraction studies. *Science*, 277 :1221–1225, 1997.

[73] R. Vissers, M.A. [van Huis], J. Jansen, H.W. Zandbergen, C.D. Marioara, and S.J. Andersen. The crystal structure of the β' phase in al–mg–si alloys. *Acta Materialia*, 55(11) :3815 – 3823, 2007.

[74] Haonan Chen, Jiangbo Lu, Yi Kong, Kai Li, Tong Yang, Arno Meingast, Mingjun Yang, Qiang Lu, and Yong Du. Atomic scale investigation of the crystal structure and interfaces of the b' precipitate in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, 185 :193 – 203, 2020.

[75] S.J. Andersen, C.D. Marioara, R. Vissers, A. Frøseth, and H.W. Zandbergen. The structural relation between precipitates in al–mg–si alloys, the Al-matrix and diamond silicon, with emphasis on the trigonal phase u1-mgal2si2. *Materials Science and Engineering : A*, 444(1) :157 – 169, 2007.

[76] S.J. Andersen, C.D. Marioara, A. Frøseth, R. Vissers, and H.W. Zandbergen. Crystal structure of the orthorhombic u2-al4mg4si4 precipitate in the al–mg–si alloy system and its relation to the β' and β" phases. *Materials Science and Engineering : A*, 390(1) :127 – 138, 2005.

[77] A. Gaber, M.A. Gaffar, M.S. Mostafa, and E.F. Abo Zeid. Precipitation kinetics of al–1.12 mg2si–0.35 si and al–1.07 mg2si–0.33 cu alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 429(1) :167 – 175, 2007.

[78] G.A. Edwards, K. Stiller, G.L. Dunlop, and M.J. Couper. The precipitation sequence in al–mg–si alloys. *Acta Materialia*, 46(11) :3893 – 3904, 1998.

[79] Erhard Hornbogen. Hundred years of precipitation hardening. *Journal of Light Metals*, 1(2) :127 – 132, 2001.

[80] S.C. Wang, M.J. Starink, and N. Gao. Precipitation hardening in al–cu–mg alloys revisited. *Scripta Materialia*, 54(2) :287 – 291, 2006.

[81] D.J Chakrabarti and David E Laughlin. Phase relations and precipitation in al–mg–si alloys with cu additions. *Progress in Materials Science*, 49(3) :389 – 410, 2004.

[82] C. D. Marioara, S. J. Andersen, T. N. Stene, H. Hasting, J. Walmsley, A. T. J. Van Helvoort, and R. Holmestad. The effect of cu on precipitation in al–mg–si alloys. *Philosophical Magazine*, 87(23) :3385–3413, 2007.

[83] P. Staron, W.V. Vaidya, and M. Koçak. Precipitates in laser beam welded aluminium alloy aa6056 butt joints studied by small-angle neutron scattering. *Materials Science and Engineering : A*, 525(1) :192 – 199, 2009.

[84] K. Matsuda, S. Ikeno, Y. Uetani, and T. Sato. Metastable phases in an Al-Mg-Si alloy containing copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32 :1293–1299, 2001.

[85] C. Wolverton. Crystal structure and stability of complex precipitate phases in al–cu–mg–(si) and al–zn–mg alloys. *Acta Materialia*, 49(16) :3129 – 3142, 2001.

[86] P. Merle, J. Merlin, and F. Fouquet. Consolidation d'un alliage d'aluminium à 4% en poids de cuivre à l'état θ'. relation entre limite élastique et dureté. *Materials Science and Engineering*, 35 :171–174, 1978.

[87] A. Deschamps, T.J. Bastow, F. [de Geuser], A.J. Hill, and C.R. Hutchinson. In situ evaluation of the microstructure evolution during rapid hardening of an al–2.5cu–1.5mg (wt.%) alloy. *Acta Materialia*, 59(8) :2918 – 2927, 2011.

[88] D. Tabor. The hardness and strength of metals. *Journal of the Institute of Metals*, 79 :1, 1951.

[89] G. Mathers. Hardness testing part 1. Technical report, The Welding Institute, 2015.

[90] Document interne PSA. *Aluminum et ses alliages : Alliages de fonderie pour pièces moulées*, 2011.

[91] S. Tabibian. Contribution à la fatigue thermomécanique des alliages d'aluminium de fonderie coulées par procédé à modèle perdu. *Thèse de doctorat, Lille, Ecole Centrale de Lille*, 2011.

[92] E. Merhy. Propagation de fissure sous chargement thermomécanique cyclique anisotherme. *Thèse de doctorat, Palaiseau, Ecole Polytechnique*, 2011.

[93] R. X. Li and al. Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy. *Materials Letters*, 58 :2096–2101, 2004.

[94] S.K. Son and al. Precipitation behavior of an Al-Cu alloy during isothermal aging at low temperatures. *Materials Letters*, 59 :629–632, 2005.

[95] F. Lasagni and al. Precipitation kinetics of si in aluminum alloys. *Materials Science and Engineering A*, 480 :383–391, 2008.

[96] A. Benoit. Développement du soudage mig cmt pour la réparation de pièces aéronautiques. application aux pièces en alliage bas ealuminium 6061. *Thèse de doctorat, Orsay, Université Paris-Sud*, 2012.

[97] C. Calabrese and C. Laird. Cyclic stress—strain response of two-phase alloys part i. microstructures containing particles penetrable by dislocations. *Materials Science and Engineering*, 13(2) :141–157, 1974.

[98] Thermocalc Software. *TCAL5 : TCS Al-based Alloys Database*, Acces April 2019.

[99] M. J. Starink. Analysis of aluminium based alloys by calorimetry : quantitative analysis of reactions and reaction kinetics. *International Materials Reviews*, 49 :191–226, 2004.

[100] L. Finet. Stabilité en composition et en température des phases η et δ dans les superalliages base nickel. *Thèse de doctorat, Paris, PSL Research University*, 2019.

[101] R. Chen, Y. Shi, Q. Xu, and B. Liu. Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of al7si0.3mg0.15fe alloy. *Tansactions of nonferrous metals society of china*, 24 :1645–1652, 2014.

[102] B. Benjunior, A.H. Ahmada, Maarof Mohd. Rashidia, and M.S. Reza. Effect of different cooling rates condition on thermal profile and microstructure of aluminium 6061. *Procedia Engineering*, 184 :298–305, 2017.

[103] D. Lazarus. The variation of the adiabatic elastic constants of kcl, nacl, cuzn, cu, and al with pressure to 10,000 bars. *Physical Review*, 76(4) :545–553, 1949.

[104] A. Savitzky and M. Golay. Smoothing and differentiation of data by simplified least squares procedures. *Analytical Chemistry*, 8 :1627–1639, 1964.

[105] V. Maurel, A. Koster, and L. Rémy. An analysis of thermal gradient impact in thermal–mechanical fatigue testing. *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 33 :473–489, 2009.

[106] J. Teissedre. *Communication interne*. Centre des Matériaux, 2016.

[107] M. Trabelsi. Propagation de fissures en fatigue oligocyclique multiaxiale à haute température pour le superalliage haynes 188. *Thèse de doctorat, Paris, PSL Research University*, 2019.

[108] ISO 204 :2018. *Metallic materials - Uniaxial creep testing in tension - Method of test*, 2018.

[109] B. Voyzelle and J.D. Boyd. High-temperature deformation behaviour of fe3al. *Materials Science and Engineering : A*, 258(1) :243 – 248, 1998.

[110] Y. Dong, C. Zhang, G. Zhao, Y. Guan, A. Gao, and W. Sun. Constitutive equation and processing maps of an al–mg–si aluminum alloy : Determination and application in simulating extrusion process of complex profiles. *Materials & Design*, 92 :983–997, 2016.

[111] Z.C. Sun, H.L. Wu, J. Cao, and Z.K. Yin. Modeling of continuous dynamic recrystallization of Al-Zn-Cu-Mg alloy during hot deformation based on the internal-state-variable (isv) method. *International Journal of Plasticity*, 106 :73 – 87, 2018.

[112] P.M. Sutton. The variation of the elastic constants of crystalline aluminum with temperature between 63 k and 773 k. *Physical Review*, 91(4) :816–821, 1953.

[113] J.B. Wachtman, W.E.. Tefft, D.G. Lam, and C.S. Apstein. Exponential temperature dependence of young's modulus for several oxides. *Physical Review*, 122(6) :1754, 1961.

[114] Y.P. Varshni. Temperature dependence of the elastic constants. *Physical Review B*, 2(10) :3952–3958, 1970.

[115] J.R. Klepaczko. A general approach to rate sensitivity and constitutive modeling of fcc and bcc metals. *Impact Effects of Fast Transient Loading, AA Balkema, Rotterdam*, pages 3–10, 1988.

[116] O.L. Anderson. Derivation of wachtman's equation for the temperature dependence of elastic moduli of oxide compounds. *Physical Review*, 144(2) :553–557, 1966.

[117] A. Rusinek, J.A. Rodriguez-Martinez, J.R. Klepaczko, and R.B. Pecherski. Analysis of thermo-visco-plastic behaviour of six high strength steels. *Materials & Design*, 30(5) :1748–1761, 2009.

[118] P. Germain, P. Suquet, and Q.S. Nguyen. Continuum thermodynamics. *Journal of Applied Mechanics*, 50 :1010–1020, 1983.

[119] J.M. Pipard. Modélisation du comportement élasto-viscoplastique des aciers multiphasés pour la simulation de leur mise en forme. *Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech*, 2012.

[120] J. Besson, G. Cailletau, J.L. Chaboche, and S. Forest. *Mécanique non linéaire des matériaux*. Hermes, 2001.

[121] B. Halphen and Q.S. Nguyen. Sur les matériaux standard généralisés. *Journal de Mécanique*, 14 :39–63, 1975.

[122] E. Charkaluk. Dimensionnement des structures à la fatigue thermomécanique. *Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique*, 1999.

[123] R. V. Mises. Mechanik der festen körper im plastisch-deformablen zustand. *Mathematisch-Physikalische Klasse*, pages 582–5922, 1913.

[124] H.E. Tresca. Sur l'ecoulement des corps solides soumis a de fortes pressions. *Imprimerie de Gauthier-Villars*, 1864.

[125] G.I. Taylor and H. Quinney. The plastic distortion of metals. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 230 :323–362, 1929.

[126] W. Prager. Recent developments in the mathematical theory of plasticity. *Journal of Applied Physics*, 20 :235–241, 1949.

[127] P.J. Armstrong and C.O. Frederick. A mathematical representation of the multiaxial bauschinger effect. *Berkeley Nuclear Laboratories*, 731, 1966.

[128] S. Bari and T. Hassan. Anatomy of coupled constitutive models for ratcheting simulation. *International Journal of Plasticity*, 16(3) :381–409, 2000.

[129] J.L. Chaboche. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity*, 24 :1642–1693, 2008.

[130] N. Ohno and J.D. Wang. Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part i : formulation and basic features for ratchetting behavior. *International Journal of Plasticity*, 9(3) :375 – 390, 1993.

[131] L. Djimli. Analyse du phénomène de rochet : essais et modélisation. *Thèse de doctorat, INSA de Rouen*, 2010.

[132] S. Bari and T. Hassan. An advancement in cyclic plasticity modelingfor multiaxial ratcheting simulation. *International Journal of Plasticity*, 18 :873–894, 2002.

[133] J.L. Chaboche. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International journal of plasticity*, 5(3) :247–302, 1989.

[134] D.L. McDowell. Stress state dependence of cyclic ratchetting behavior of two rail steels. *International Journal of Plasticity*, 11(4) :397–421, 1995.

[135] Y. Jiang and H. Sehitoglu. Modeling of cyclic ratchetting plasticity, part i : development of constitutive relations. *Journal of Applied Mechanics*, 63 :720–725, 1996.

[136] H. Burlet and G. Cailletaud. Modeling of cyclic plasticity in finite element codesr. pages 1157–1164, 1987.

[137] G. Cailletaud and K. Sai. Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms. *International Journal of Plasticity*, 11(8) :991–1005, 1995.

[138] G.Z. Voyiadjis and I.N. Basuroychowdhury. A plasticity model for multiaxial cyclic loading and ratchetting. *Acta Mechanica*, 126(1-4) :19–35, 1998.

[139] L. Taleb and A. Hauet. Multiscale experimental investigations about the cyclic behavior of the 304L SS. *International Journal of Plasticity*, 25(7) :1359–1385, 2009.

[140] F. Prinz, A.S. Argon, and W.C. Moffatt. Recovery of dislocation structures in plastically deformed copper and nickel single crystals. *Acta Metallurgica*, 30(4) :821–830, 1982.

[141] D. Gould, P.B. Hirsch, and F.J. Humphreys. The bauschinger effect, work-hardening and recovery in dispersion-hardened copper crystals. *Philosophical Magazine*, 30(6) :1353–1377, 1974.

[142] L. Remy, F. Szmytka, and L. Bucher. Constitutive models for bcc engineering iron alloys exposed to thermal-mechanical fatigue. *International Journal of Fatigue*, 53 :2–14, 2013.

[143] F. Norton. The creep of steel at high temperatures. *McGraw-Hill - New-York*, 1929.

[144] T.J. Smith, H. Sehitoglu, E. Fleury, and al. Modeling high-temperature stress-strain behavior of cast aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 :133–146, 1999.

[145] C. M. Sellars and W. J. McTegart. On the mechanism of hot deformation. *Acta Metallurgica*, 14 :1136–1138, 1966.

[146] J. Lemaitre and J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 1985.

[147] G.R. Johnson and W.H. Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. *Proceedings 7th International Symposium on Ballistics, The Hague*, pages 541–547, 1983.

[148] P.S. Follansbee and U.F. Kocks. A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable. *Acta Metallurgica*, 36(1) :81 – 93, 1988.

[149] S. R. Bodner and Y. Partom. Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain-hardening materials. *Journal of Applied Mechanics*, 42 :385–389, 1975.

[150] A.S. Khan and Sujian Huang. Experimental and theoretical study of mechanical behavior of 1100 aluminum in the strain rate range 10-^{5} - 10^{4} s-^{1}. *International Journal of Plasticity*, 8(4) :397 – 424, 1992.

[151] A.S. Khan and H. Liu. Variable strain rate sensitivity in an aluminum alloy : Response and constitutive modeling. *International Journal of Plasticity*, 36 :1–14, 2012.

[152] Y.C. Lin, Y. Ding, M.S. Chen, and J. Deng. A new phenomenological constitutive model for hot tensile deformation behaviors of a typical al–cu–mg alloy. *Materials & Design*, 52 :118 – 127, 2013.

[153] F.J. Zerilli and R.W. Armstrong. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, 61(5) :1816–1825, 1987.

[154] A. Rusinek and J.R Klepaczko. Shear testing of a sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress. *International Journal of Plasticity*, 17(1) :87 – 115, 2001.

[155] Y.C. Lin, W.Y. Dong, M. Zhou, D.X. Wen, and D.D. Chen. A unified constitutive model based on dislocation density for an al-zn-mg-cu alloy at time-variant hot deformation conditions. *Materials Science and Engineering : A*, 718 :165 – 172, 2018.

[156] R. Liang and A.S. Khan. A critical review of experimental results and constitutive models for bcc and fcc metals over a wide range of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 15(9) :963 – 980, 1999.

[157] Y.C. Lin and Xiao-Min Chen. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Materials & Design*, 32(4) :1733 – 1759, 2011.

[158] S. Dezecot. Caractérisation et modélisation du rôle des défauts microstructuraux dans la fatigue oligocyclique des alliages d'aluminium de fonderie : application au procédé à modèle perdu. *Thèse de doctorat, INSA Lyon*, 2016.

[159] Jacques Besson, Rodolphe Leriche, Ronald Foerch, and Georges Cailletaud. Object-oriented programming applied to the finite element method part ii. application to material behaviors. *Revue Europeenne des Elements Finis*, 7(5) :567–588, 1998.

[160] Zset software, non-linear material & structure analysis suite. `http://zset-software.com`, 2020.

[161] K. Levenberg. A method for the solution of certain non-linear problems in least squares. *Quarterly of applied mathematics*, 2 :164–168, 1944.

[162] D.W. Marquardt. An algorithm for least-squares estimation of nonlinear parameters. *Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics*, 11 :431–441, 1963.

[163] S. Forrest. Genetic algorithms : principles of natural selection applied to computation. *Science*, 261(5123) :872–878, 1993.

[164] E. Orowan. Problems of plastic gliding. *Proceedings of the Physical Society*, 52 :8, 1940.

[165] H.J. Frost and M.F. Ashby. A second report on deformation mechanism maps. Technical report, Harvard University Cambridge, Division of Engineering and Applied Physics, 1973.

[166] J. P. Hirth and J. Lothe. *The theory of dislocations*. 1982.

[167] E. W. Hart. On the role of dislocations in bulk diffusion. *Acta Metallurgica*, 5 :597, 1957.

[168] S. L. Robinson and O. D. Sherby. Mechanical behavior of polycrystalline tungsten at elevated temperature. *Acta metallurgica*, 17, 1969.

[169] R. W. Baluffi. On measurements of self-diffusion rates along dislocations in f.c.c. metals. *Physica Status Solidi*, 42 :11–34, 1970.

[170] A.S. Argon. Internal stresses arising from the interaction of mobile dislocations. *Scripta Metallurgica*, 4 :1001–1004, 1970.

[171] W. Dettmer and S. Reese. On the theoretical and numerical modelling of armstrong–frederick kinematic hardening in the finite strain regime. *International Journal of Plasticity*, 193 :87–116, 2004.

[172] M.S. Pham, M. Iadicola, A. Creuziger, L. Hu, and A. D. Rollett. Thermally-activated constitutive model including dislocation interactions, aging and recovery for strain path dependence of solid solution strengthened alloys : Application to aa5754-o. *International Journal of Plasticity*, 75 :226–243, 2015.

[173] Y. Li and al. A unified constitutive model for asymmetric tension and compression creep-ageing behaviour of naturally aged al-cu-li alloy. *International Journal of Plasticity*, 89 :130–149, 2017.

[174] A. Miller. An inelastic constitutive model for monotonic, cyclic, and creep deformation : Part ii—application to type 304 stainless steel. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 98(2) :97–105, 1976.

[175] P. Delobelle, P. Robinet, and L. Bochet. Experimental study and phenomenological modelization of ratchet under uniaxial and biaxial loading on an austenitic stainless steel. *International Journal of Plasticity*, 11 :295–330, 1995.

[176] L. Remy and A. Pineau. Twinning and strain-induced fcc → hcp transformation on the mechanical properties of co-ni-cr-mo alloys. *Materials Science and Engineering*, 26(1) :123–132, 1976.

[177] E. Arzt. Creep of dispersion strengthened materials : a critical assessment. *Res Mechanica*, 31(4) :399–453, 1990.

[178] T.S. Lundy and J.F. Murdock. Diffusion of al26 and mn54 in aluminum. *Journal of Applied Physics*, 33(5) :1671–1673, 1962.

[179] J. Spokas and C.P. Slichter. Nuclear relaxation in aluminum. *Physical Review*, 113 :1462, 1959.

[180] T. Federighi. A possible determination of the activation energy for self-diffusion in aluminium. *Philosophical Magazine*, 4 :502–510, 1959.

[181] W. DeSorbo and D. Turnbull. Kinetics of vacancy motion in high-purity aluminum. *Physical Review*, 115 :560–563, 1959.

[182] Georges Cailletaud, Stéphane Quilici, Farida Azzouz, and Jean-Louis Chaboche. A dangerous use of the fading memory term for non linear kinematic models at variable temperature. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 54 :24 – 29, 2015.

[183] J.-L. Chaboche, P. Kanouté, and F. Azzouz. Cyclic inelastic constitutive equations and their impact on the fatigue life predictions. *International Journal of Plasticity*, 35 :44 – 66, 2012.

[184] Fusahito Yoshida. A constitutive model of cyclic plasticity. *International Journal of Plasticity*, 16(3) :359 – 380, 2000.

[185] Fusahito Yoshida, Hiroshi Hamasaki, and Takeshi Uemori. Modeling of anisotropic hardening of sheet metals including description of the bauschinger effect. *International Journal of Plasticity*, 75 :170 – 188, 2015.

[186] M. Bellet and V.D. Fachinotti. Ale method for solidification modelling. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg*, 193 :4355–4381, 1996.

[187] A. K. Dahle and L. Arnberg. The rheological properties of solidifying aluminum foundry alloys. *Journal of The Minerals, Metals and Materials Society*, 48 :34–37, 1996.

[188] M. S. Salleh, M. Z. Omar, J. Syarif, and M. N. Mohammed. An overview of semisolid processing of aluminium alloys. *ISRN Materials Science*, 2013, 2012.

[189] E. Scheil. Bemerkungen zur schichtkristallbildung. *Zeitschrift für Metallkunde*, 34(3) :70–72, 1942.

[190] M. Bellet and All. Thermomechanics of the cooling stage in casting processes : three-dimensional finite element analysis and experimental validation. *Metallurgical And Materials Transactions*, 27B :81–99, 1996.

[191] O. Ludwig, J-M. Drezet, C. L. Martin, and M. Suéry. Rheological behavior of Al-Cu alloys during solidification : Constitutive modeling, experimental identification, and numerical study. *Materials Transactions*, 36A :1525–1535, 2005.

[192] S. Benke, S. Dziallach, G. Laschet, U. Prahl, and W. Bleck. Modeling of the uniaxial tensile and compression behavior of semi-solid A356 alloys. *Computational Materials Science*, 45 :633–637, 2009.

[193] E. Giraud, M. Suéry, and M. Coret. High temperature compression behavior of the solid phase resulting from drained compression of a semi-solid 6061 alloy. *Materials Science and Engineering*, 2012 :37–43, 2012.

[194] A. Zavaliangos and L. Anand. Thermo-elasto-viscoplasticity of isotropic porous metals. *J. Mech. Phys. Solids*, 41 :1087–1118, 1992.

[195] A.C.F. Cocks. Inelastic deformation of porous materials. *J. Mech. Phys. Solids*, 37 :693–715, 1989.

[196] P.Ponte Castañeda. The effective mechanical properties of nonlinear isotropic composites. *J. Mech. Phys. Solids*, 39 :45–71, 1991.

[197] J.M. Duva and P.D. Crow. The densification of powders by power-law creep during hot isostatic pressing. *Acta Metallurgica*, 40 :31–35, 1992.

[198] D.R.S. Talbot and J.R. Willis. Upper and lower bounds for the overall properties of a nonlinear composite dielectric. *Royal Society London*, 447 :365–384, 1992.

[199] J.C. Michel and P. Suquet. The constitutive law of nonlinear viscous and porous materials. *J. Mech. Phys. Solids*, 40 :783–812, 1992.

[200] M. M'Hamdi, A. Mo, and H. G. Fjaer. Tearsim : A two-phase model addressing hot tearing formation during aluminum direct chill casting. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A :3069–3083, 2006.

[201] V. Mathier, S. Vernede, P. Jarry, and M. Rappaz. Two-phase modeling of hot tearing in aluminum alloys : Applications of a semicoupled method. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40A :943–957, 2009.

[202] S. Mihanyar, A. Mo, M. M'Hamdi, and K. Ellingsen. Modeling of de-cohesion and the initiation of hot tearing in coherent mushy zones of metallic alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42A :1887–1895, 2010.

[203] E. Giraud, M. Suéry, and M. Coret. Shear behavior of aa6061 aluminum in the semisolid state under isothermal and nonisothermal conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42A :3370–3377, 2011.

[204] G. Sachs. Zietschrift verein. *Deut Ing*, 72 :734, 1928.

[205] G.I. Taylor. Plastic strain in metals. *Journal of the Institute of Metals*, 62 :307–234, 1938.

[206] T.H. Lin. Analysis of elastic and plastic strains of a fcc crystal. *J. Mech. Phys. Solids*, 5 :143–149, 1957.

[207] S.B. Batdorf and B. Budiansky. A mathematical theory of plasticity based on the concept of slip. Technical report, NACA Technical Note, 1949.

[208] J.D. Eshelby. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proc. R. Soc. Lond. A*, 241 :376–396, 1957.

[209] P. Evrard. Modélisation polycristalline du comportement élastoplastique d'un acier inoxydable austéno-ferritiques. *Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille*, 2008.

[210] A.V. Hershey. The elasticity of an isotropic aggregate of anisotropic cubic crystals. *Journal of Applied Mechanics*, 21 :236–240, 1954.

[211] E. Kröner. Berechnung der elastischen konstanten des vielkristalls aus den konstanten des einskristalls. *Z. Phys.*, 151 :504–518, 1958.

[212] R. Hill. Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals. *J. Mech. Phys. Solids*, 13 :89–101, 1965.

[213] E. Kröner. Zur plastischen verformung des vielkristalls. *Acta Metallurgica*, 9 :155–161, 1961.

[214] M. Berveiller and A. Zaoui. An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *J. Mech. Phys. Solids*, 26 :325–344, 1978.

[215] G. Cailletaud. Une approche micromécanique phénoménologique du comportement inélastique des métaux. *Thèse de doctorat, Université Paris VI*, 1987.

[216] P. Pilvin. Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux. *Thèse de doctorat, Université Paris VI*, 1990.

[217] A. Molinari, G.R. Canova, and S. Ahzi. A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity. *Acta Metallurgica*, 35 :2983–2994, 1987.

[218] R.A. Lebensohn and C.N. Tome. A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals : application to zirconium alloys. *Acta Metallurgica*, 41 :2611–2624, 1993.

[219] R. Masson and A. Zaoui. Self-consistent estimates for the ratedependent elastoplastic behavior of polycrystalline materials. *J. Mech. Phys. Solids*, 47 :1543–1568, 1999.

[220] G.J. Weng. Self-consistent determination of time-dependent behavior of metals. *Journal of Applied Mechanics*, 48 :41–46, 1981.

[221] A. Paquin, S. Berbenni, V. Favier, X. Lemoine, and M. Berveiller. Micromechanical modeling of the elasticviscoplastic behavior of polycrystalline steels. *International Journal of Plasticity*, 17 :1267–1302, 2001.

[222] S. Berbenni. Elastoviscoplasticité des aciers polycristallins : Modélisation micromécanique et physique, applications au comportement dynamique et à l'effet bake-hardening. *Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech*, 2002.

[223] F. Decultieux. Caractérisation du comportement thermomécanique d'alliages de fonderie pendant la solidification. *Thèse de doctorat, Paris, ENSMP*, 1996.

[224] M. Bellet. Modélisation thermomécanique des procédés de déformation plastique et de solidification. *Mémoire de HDR, Université Nice Sophia Antipolis*, 2005.

[225] A. Stangeland, A. Mo, M. M'Hamdi, D. Viano, and C. Davidson. Thermal strain in the mushy zone related to hot tearing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(3) :705–714, 2006.

[226] V.D. Fachinotti, S. Le Corre, N. Triolet, M. Bobadilla, and M. Bellet. Two phase thermomechanical and macrosegregation modelling of binary alloys solidification with emphasis on the secondary cooling stage of steel slab continuous casting processes. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 67(10) :1341–1384, 2006.

[227] O. E. Okorafor. Some considerations of the volume shrinkage of aluminium-silicon alloy castings produced in full moulds. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 27 :463–468, 1986.

[228] S. Santhi. Calculation of shrinkage of sand cast aluminium alloys. *International Journal of Applied Engineering Research*, 13 :8889–8893, 2018.

[229] T. Helfer, B. Michel, J.-M. Proix, M. Salvo, J. Sercombe, and M. Casella. Introducing the open-source mfront code generator : Application to mechanical behaviours and material knowledge management within the pleiades fuel element modelling platform. *Computers & Mathematics with Applications*, 70(5) :994–1023, 2015.

[230] Le générateur de code mfront : écriture de lois de comportement mécanique. `http://tfel.sourceforge.net/documents/mfront/behaviours.pdf`, 2013.

[231] AM Valor. *Analyse des états mécaniques de carter-moteurs, RT/RE/0305027/18/01/00*, 2018.

[232] AM Valor. *Analyse des états mécaniques de carter-moteurs, RT/RE/0305027/18/02/01*, 2018.

[233] GD&T basics : Cylindricity. `http://www.gdandtbasics.com/cylindricity`, 2020.

[234] AFNOR. *NF EN 15305, Essais non-destructifs - Méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X*, 2009.

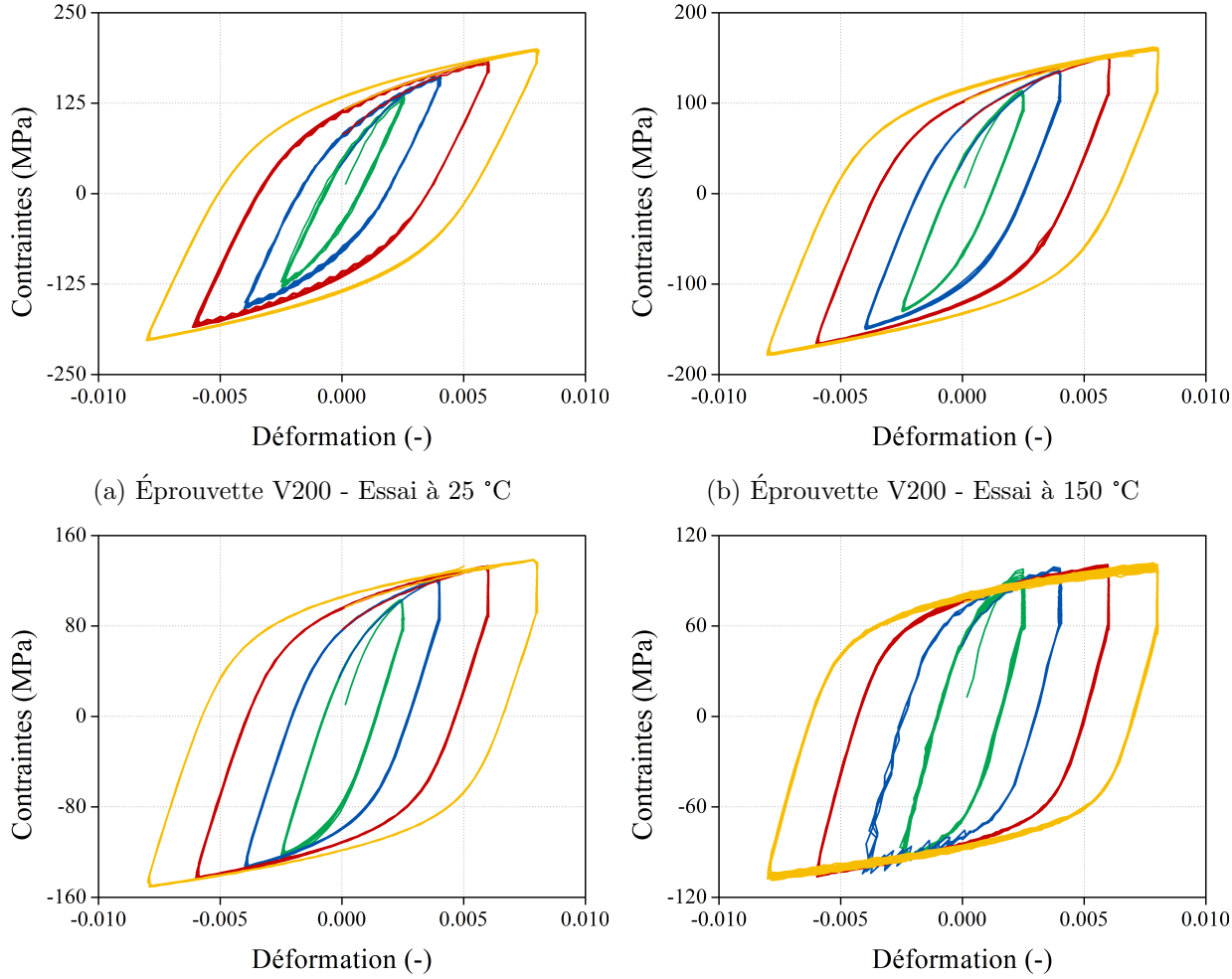
[235] J.C. Simo and T.J.R. Hughes. *Computational inelasticity.* Springer-Verlag, 1998.

[236] DIANA-9.4.3. *User's Manual - Analysis Procedures*, 2010.

ANNEXE A

FIGURES COMPLÉMENTAIRES POUR LES ESSAIS MÉCANIQUES

A.1 Écrouissage cyclique



(a) Éprouvette V200 - Essai à 25 °C

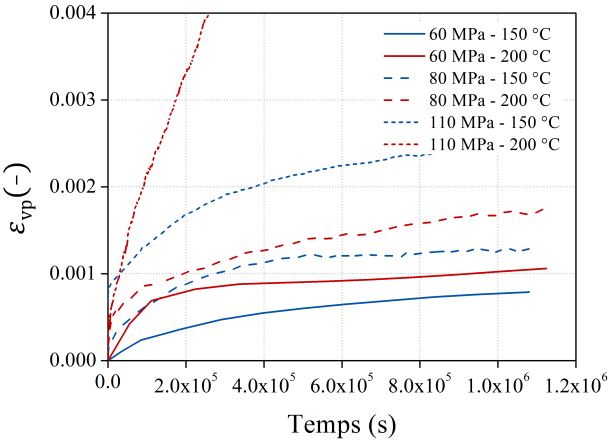
(b) Éprouvette V200 - Essai à 150 °C

(c) Éprouvette V200 - Essai à 200 °C

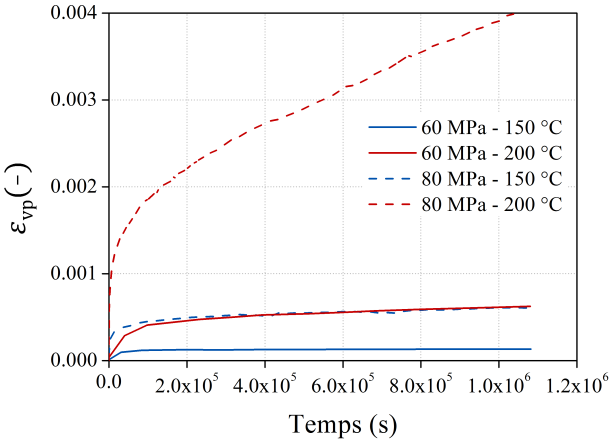
(d) Éprouvette V200 - Essai à 250 °C

FIGURE A.1 – Réponse globale contrainte-déformation pour tous les cycles - Éprouvette V200

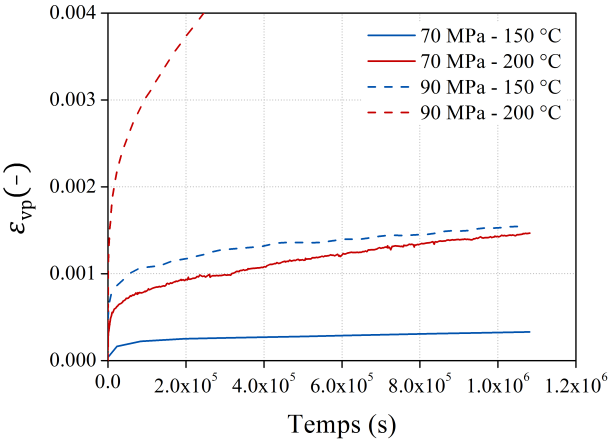
A.2 Fluage



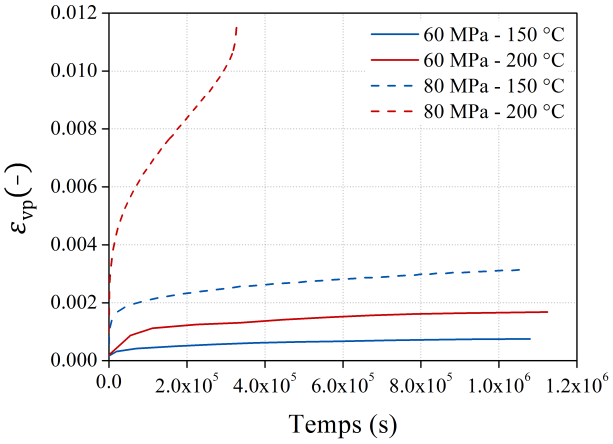
(a) Éprouvette NV - Essais à 150 et 200 °C



(b) Éprouvette V200 - Essais à 150 et 200 °C

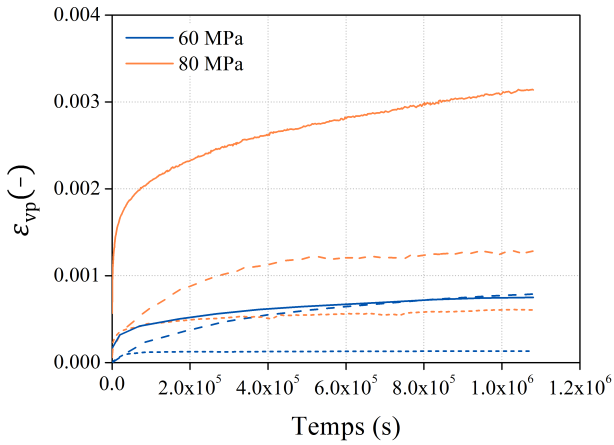


(c) Éprouvette V200 - Essais à 150 et 200 °C

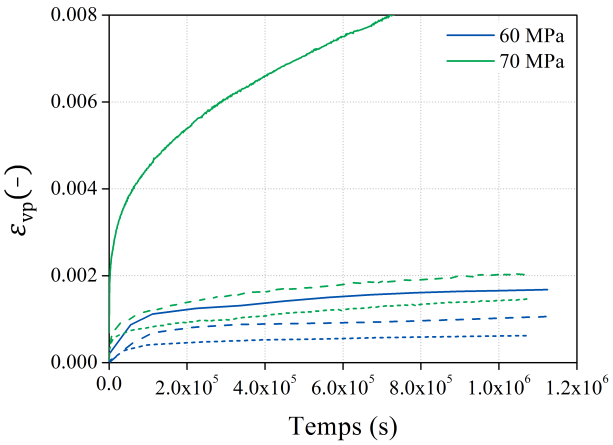


(d) Éprouvette V250 - Essais à 150 et 200 °C

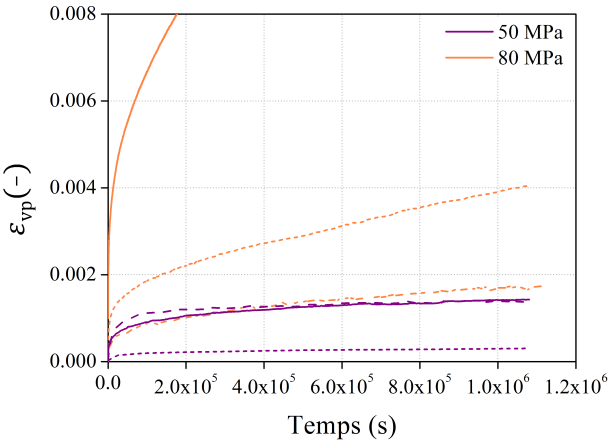
FIGURE A.2 – Effet de la température sur les résultats déformation viscoplastique-temps pour plusieurs nuances de vieillissement



(a) Essais à 150°C - Contraintes de 60 et 80 MPa



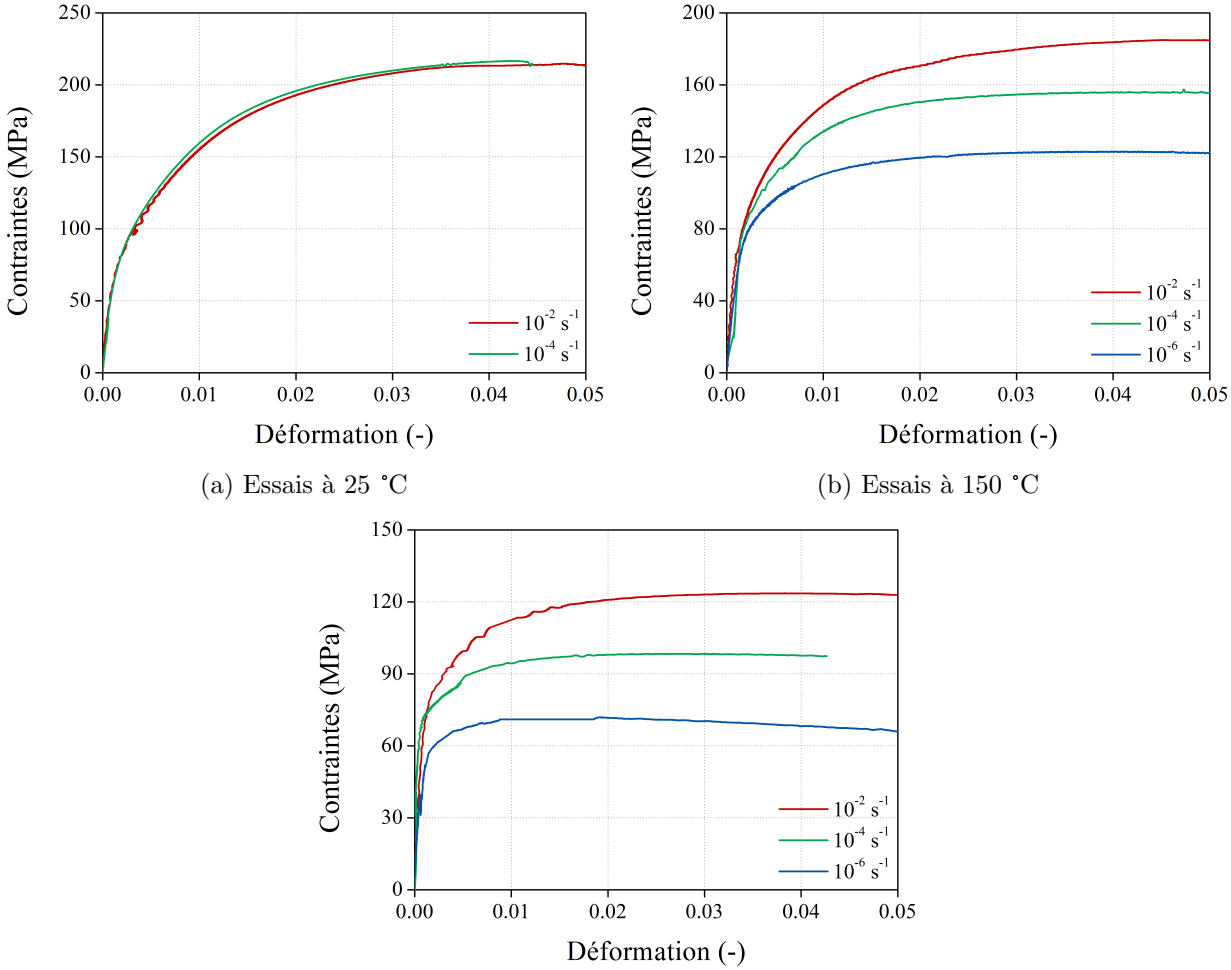
(b) Essais à 200°C - Contraintes de 60 et 70 MPa



(c) Essais à 200°C - Contraintes de 50 et 80 MPa

FIGURE A.3 – Effet du vieillissement sur les résultats déformation viscoplastique-temps pour plusieurs températures et charges (avec NV en ligne pointillée fine, V200 en ligne pointillée large et V250 en ligne pleine)

A.3 Essais de traction



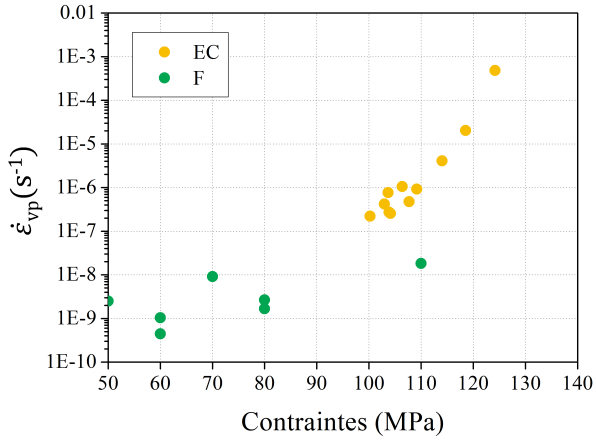
(a) Essais à 25 °C

(b) Essais à 150 °C

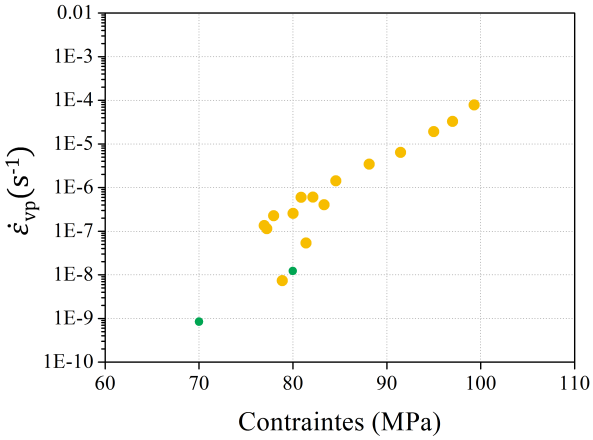
(c) Essais à 250 °C

FIGURE A.4 – Étude de l'effet de la vitesse de déformation sur les résultats contrainte-déformation pour plusieurs températures sur une éprouvette V250

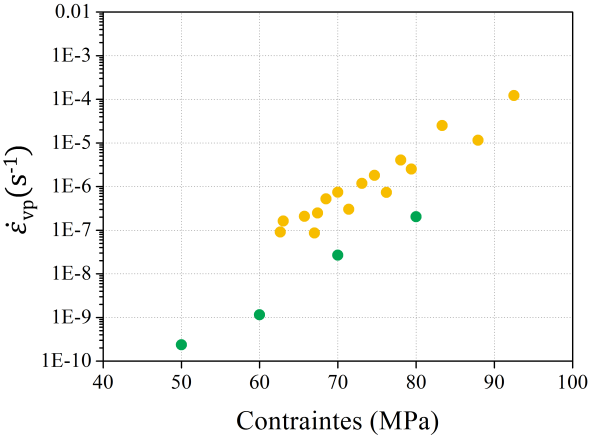
A.4 Graphes vitesse de déformation viscoplastique - contraintes



(a) Éprouvette NV - Essai à 200 °C

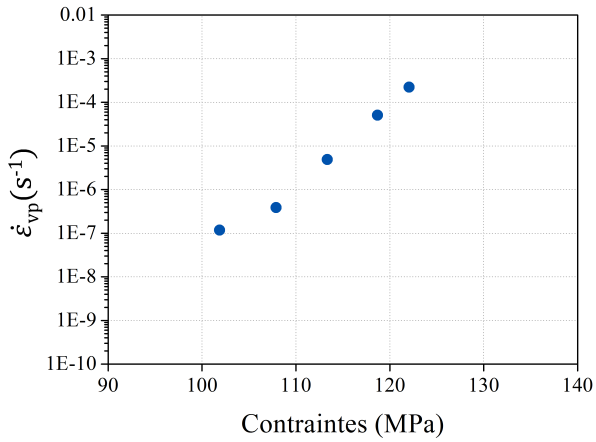


(b) Éprouvette V200 - Essai à 200 °C

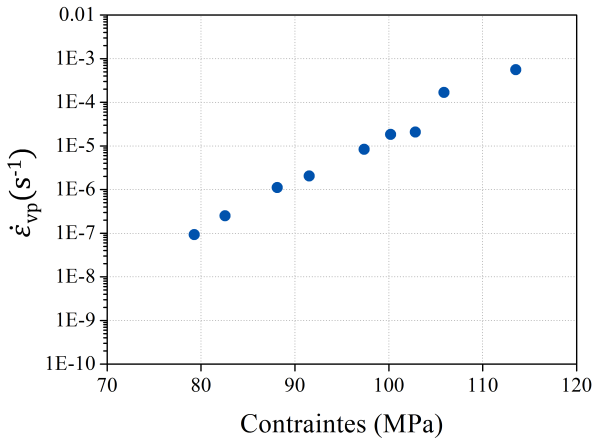


(c) Éprouvette V250 - Essai à 200 °C

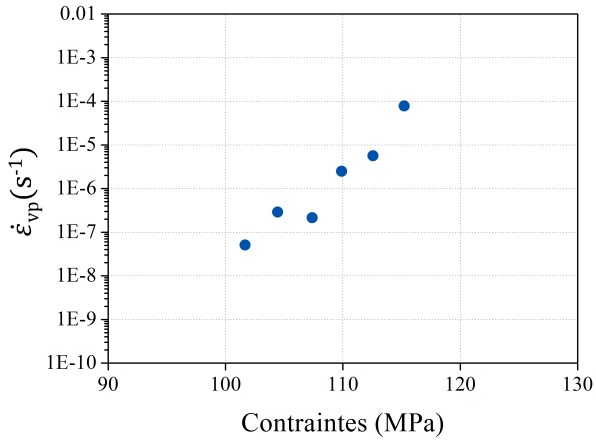
FIGURE A.5 – Graphe vitesse de déformation viscoplastique - contraintes à 200 °C



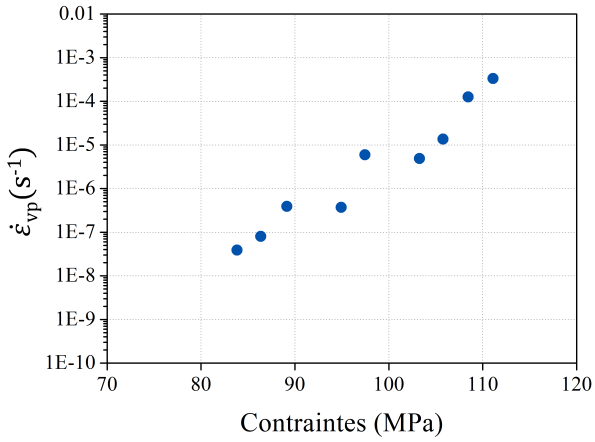
(a) Éprouvette NV - Essai à 175 °C



(b) Éprouvette NV - Essai à 225 °C

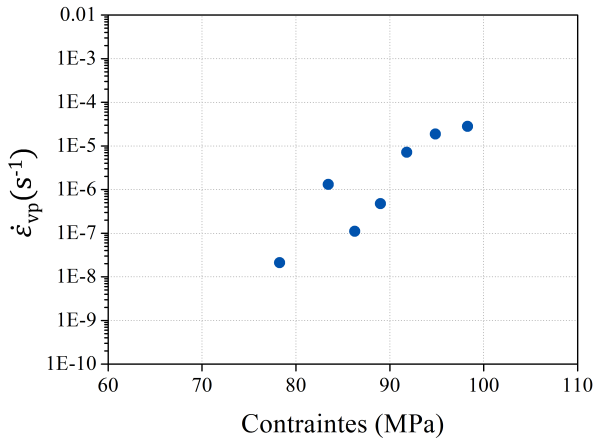


(c) Éprouvette V200 - Essai à 125 °C

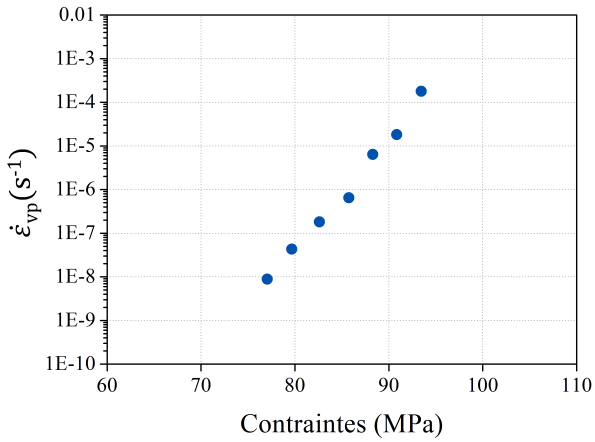


(d) Éprouvette V200 - Essai à 175 °C

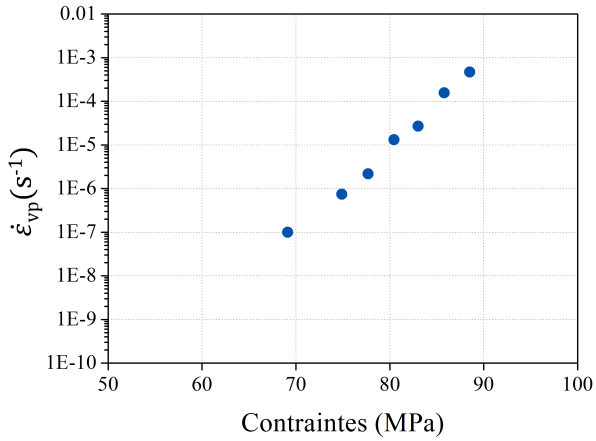
FIGURE A.6 – Graphe vitesse de déformation viscoplastique - contraintes pour les essais de traction-relaxation (1/2)



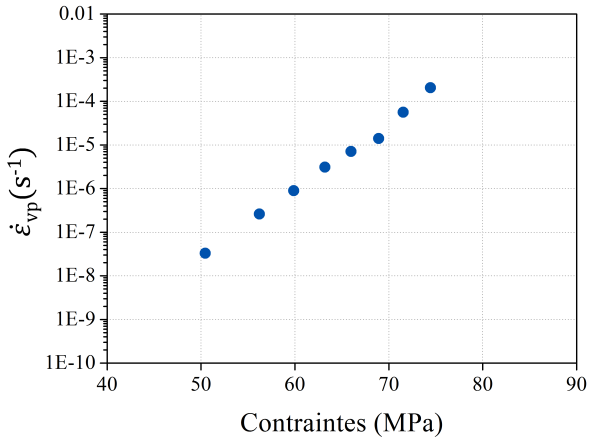
(a) Éprouvette V200 - Essai à 225 °C



(b) Éprouvette V250 - Essai à 125 °C



(c) Éprouvette V250 - Essai à 175 °C



(d) Éprouvette V250 - Essai à 225 °C

FIGURE A.7 – Graphe vitesse de déformation viscoplastique - contraintes pour les essais de traction-relaxation (2/2)

ANNEXE B

ESSAIS DE BRÛLURE

L'essai de brûlure est un essai qui ne vise pas directement à caractériser le comportement du matériau, l'objectif est plutôt d'évaluer une température de brûlure "macroscopique". Le principe est de placer l'éprouvette sous une contrainte constante très faible, puis de chauffer l'éprouvette selon une rampe de température définie. Ainsi une première phase de déformation due uniquement à la dilatation thermique de l'éprouvette prend place, puis lorsqu'une fraction importante de l'éprouvette atteint la limite entre état solide et liquide, la résistance mécanique de l'alliage devenant nulle, une déformation importante jusqu'à rupture a lieu.

Le choix de la contrainte à appliquer n'est pas anodin. Théoriquement, lorsqu'une section de l'éprouvette se trouve dans la zone de transition entre l'état solide et l'état liquide, une contrainte infinitésimale suffit alors à entrainer une déformation de l'alliage. Pour s'approcher de cette température, il faut alors appliquer la contrainte la plus faible possible au matériau, pour ne pas générer une déformation à l'état solide lorsque le matériau montre de faibles propriétés mécaniques à haute température. En revanche, la contrainte appliquée doit être suffisamment importante compte tenu de la précision des moyens d'essais pour pouvoir être pilotée à une valeur constante durant l'essai.

Pour nos essais, la contrainte cible est fixée à 0,5 MPa, soit 10 N compte tenu de la géométrie de nos éprouvettes. 10 N est une charge qui peut être maintenue constante avec les moyens d'essais à disposition, et 0,5 MPa est une contrainte extrêmement faible pour le matériau. Lorsque l'éprouvette présentera une déformation significative pour une charge aussi faible, il semblera alors raisonnable de supposer que la température sera proche de la température de brûlure.

Afin de caractériser une température de brûlure représentative, il faut que la section de l'éprouvette soit à une température relativement homogène, dans le cas contraire, c'est uniquement une section solide plus faible entourée d'une section à l'état semi-solide qui est caractérisée. Pour ces essais, trois vitesses de chauffage sont étudiées : 0,1 - 1 et 10 °C/s.

Pour cet essai, l'intérêt se porte sur le graphe déformation - température, tracé en figure B.1 pour les trois rampes de chauffage. Ces courbes reflètent bien les deux phases de l'essai : une première partie où seule la dilatation thermique intervient, puis la seconde partie, qui débute avec une rupture de pente, signalant une forte augmentation de la déformation, cette fois ci due à la charge appliquée, la résistance mécanique de l'alliage devenant extrêmement faible.

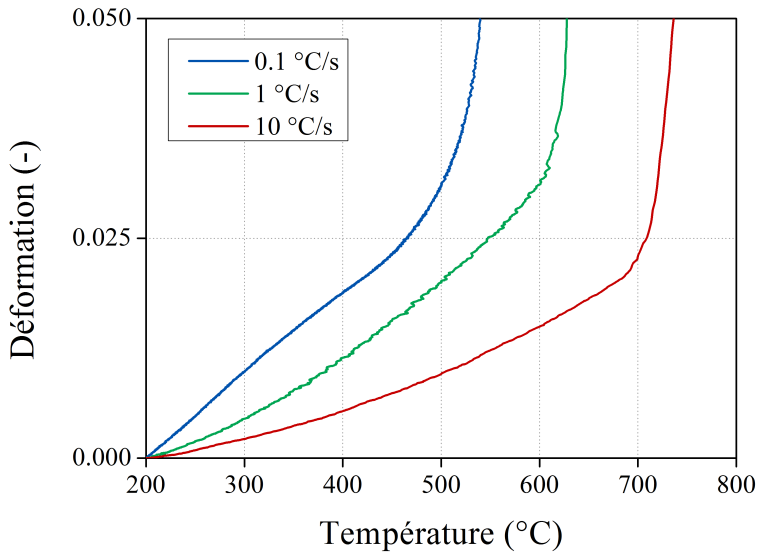


FIGURE B.1 – Effet de la vitesse de chauffage sur l'évolution de la déformation en fonction de la température

Comme attendu, la vitesse de chauffage a une influence notable sur la température de rupture de pente. En effet, si à 0,1 °C/s la température dans l'éprouvette est supposée relativement homogène, à 10 °C/s, un gradient important se forme dans la structure. Les photos présentées figure B.2 montrent l'éprouvette à différents instants de l'essai avec une rampe de 10 °C/s. À 800 °C, mesuré par le thermocouple en surface de l'éprouvette, matériau semble à l'état semi-solide. Il est probable que la tenue de l'éprouvette à la charge appliquée ne tienne qu'à la présence d'une section à l'état solide en cœur d'éprouvette.

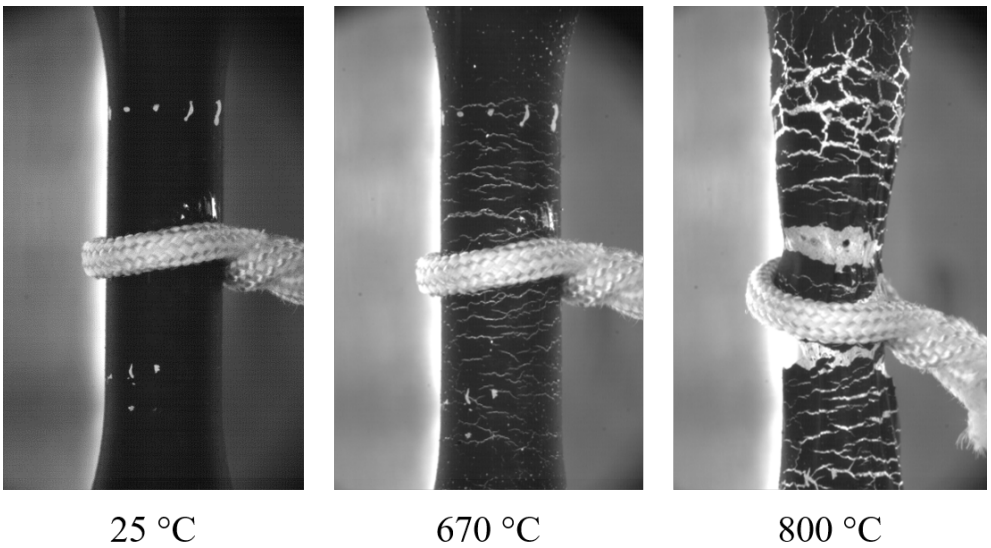


FIGURE B.2 – Photos in situ lors du chauffage à 10 °C/s à différentes stades de l'essai

En se basant sur l'essai le plus lent, il est possible d'évaluer une température de transition autour de 500 °C, ce qui permet de définir une température cible à atteindre pour la caractérisation mécanique de notre alliage dans le domaine des hautes températures.

ANNEXE C

MÉTHODES D'HOMOGÉNÉISATION

C.1 Problème d'Eshelby

Eshelby a posé un problème introduisant le concept d'inclusion inhomogène. Soit une inclusion ellipsoïdale dont le comportement élastique est représenté par le tenseur de rigidité $\mathbf{C^I}$. Cette inclusion évolue dans une matrice de rigidité $\mathbf{C}$, soumise à un champ de déformation $\underline{\underline{E}}$ ou de contrainte $\underline{\underline{\Sigma}}$. Ce problème est alors équivalent à celui considérant un milieu homogène soumis à une déformation libre uniforme $\underline{\underline{\varepsilon}}^L$ en introduisant la relation suivante :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^I = \underline{\underline{E}} + \mathbf{S} : \underline{\underline{\varepsilon}}^L \tag{C.1}$$

avec $\mathbf{S}$ le tenseur d'Eshelby qui permet ainsi de relier la déformation $\underline{\underline{\varepsilon}}^I$ de l'inclusion à la déformation libre. Le tenseur d'Eshelby dépend de la rigidité de la matrice, de la géométrie de l'inclusion et de son orientation.

En considérant un problème d'élasticité linéaire, le problème d'Eshelby permet alors de lier les champs macroscopiques, $\underline{\underline{\Sigma}}$ et $\underline{\underline{E}}$, aux champs locaux, $\underline{\underline{\sigma}}^I$ et $\underline{\underline{\varepsilon}}^I$ par des lois dites d'interaction, définies par :

$$\underline{\underline{\sigma}}^I = \underline{\underline{\Sigma}} + \mathbf{C}^*(\underline{\underline{E}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^I) \tag{C.2}$$

avec $\mathbf{C}^*$ le tenseur d'influence de Hill, défini tel que :

$$\mathbf{C}^* = \mathbf{C} : (\mathbf{S}^{-1} - \mathbf{I}) \tag{C.3}$$

La loi d'interaction peut également s'exprimer en termes de déformation :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^I = (\mathbf{C^I} + \mathbf{C}^*)^{-1} : (\mathbf{C} + \mathbf{C}^*) : \underline{\underline{E}} \tag{C.4}$$

$$= \mathbf{A} : \underline{\underline{E}} \tag{C.5}$$

Avec $\mathbf{A}$ le tenseur de localisation en déformation. De même, le tenseur de localisation en contraintes $\mathbf{B}$ se définit tel que $\underline{\underline{\sigma}}^I = \mathbf{B} : \underline{\underline{\Sigma}}$.

C.2 Modèle de Hill

Le modèle de Hill [212] s'inspire des travaux d'Eshelby en considérant cette fois-ci des comportements élastoplastiques pour les inclusions et le MHE.

Le comportement de chaque inclusion peut alors se traduire par une relation incrémentale telle que :

$$\dot{\underline{\underline{\sigma}}}^I = \mathbf{L^I} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^I \tag{C.6}$$

En négligeant les perturbations au voisinage de l'inclusion, le comportement du MHE peut alors s'écrire :

$$\dot{\underline{\underline{\Sigma}}} = \mathbf{L^{eff}} : \dot{\underline{\underline{E}}} \tag{C.7}$$

Avec $\mathbf{L^I}$ et $\mathbf{L^{eff}}$ les tenseurs des modules tangents élastoplastiques de l'inclusion et de la matrice respectivement.

Par analogie avec le problème d'Eshelby, la loi d'interaction en termes de vitesse peut s'écrire :

$$\dot{\underline{\underline{\sigma}}}^I = \dot{\underline{\underline{\Sigma}}} + \mathbf{L}^* : (\dot{\underline{\underline{E}}} - \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^I) \tag{C.8}$$

avec $\mathbf{L}^* = \mathbf{L^{eff}} : (\mathbf{S}^{-1} - \mathbf{I})$ le tenseur d'influence de Hill. Par analogie avec l'équation d'autocohérence, le tenseur $\mathbf{L^{eff}}$ peut s'exprimer tel que :

$$\mathbf{L^{eff}} \quad = \quad \left\langle \mathbf{L^I} : (\mathbf{L^I} + \mathbf{L}^*)^{-1} : (\mathbf{L^{eff}} + \mathbf{L}^*) \right\rangle \tag{C.9}$$

Toutefois, le formalisme implicite de cette équation peut demander un traitement numérique assez lourd. Plusieurs auteurs ont alors proposé des solutions alternatives plus simple.

Une première simplification du modèle de Hill peut se faire en se restreignant à un domaine d'élasticité homogène et isotrope, décrit par une rigidité $\mathbf{C}$. Les déformations peuvent alors se décomposer en une partie élastique et une partie plastique telle que $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^I = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{Ie} + \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{Ip}$.

La loi d'interaction peut alors s'écrire [209] :

$$\dot{\underline{\underline{\sigma}}}^{Ip} = \dot{\underline{\underline{\Sigma}}} + \left(\mathbf{I} + \mathbf{L}^* : \mathbf{C}^{-1}\right) : \mathbf{L}^* : (\dot{\underline{\underline{E}}}^p - \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{Ip}) \tag{C.10}$$

C.3 Modèle de Kröner

Le modèle de Kröner [213], antérieur à celui de Hill, représente finalement une approximation de ce dernier. Le principe est ici de considérer des inclusions sphériques ainsi qu'un MHE présentant un comportement élastique isotrope.

Dans ce cas, le tenseur d'Eshelby se réduit alors à :

$$\mathbf{S} = \alpha \mathbf{K} + \beta \mathbf{J} \tag{C.11}$$

avec $K_{ijkl} = \frac{1}{3}\delta_{ij}\delta_{kl}$, $\mathbf{I} = \mathbf{I} - \mathbf{K}$ et :

$$\alpha = \frac{3k}{3k + 2\mu} \quad \text{et} \quad \beta = \frac{6(k + 2\mu)}{5(3k + 4\mu)} \tag{C.12}$$

avec k et μ les modules de compressibilité et de cisaillement, communs au MHE et aux inclusions.

Le comportement élastique du MHE s'écrivant :

$$\mathbf{L}^{\mathbf{eff}} = \mathbf{C} = 3k\mathbf{K} + 2\mu\mathbf{J} \tag{C.13}$$

En injectant ce résultat dans la loi d'interaction simplifiée du modèle de Hill, la loi d'interaction peut alors s'écrire :

$$\underline{\underline{\sigma}}^I = \underline{\underline{\Sigma}} + 2\mu(1 - \beta)(\underline{\underline{E}}^p - \underline{\underline{\varepsilon}}^{Ip}) \tag{C.14}$$

Ce premier modèle ouvre une voie intéressante avec une loi d'interaction relativement simple à mettre en œuvre. Cependant, le modèle de Kröner conduit souvent à une estimation trop raide du comportement plastique.

RÉSUMÉ

Le carter-cylindres a de nombreuses fonctions qui résultent en une complexité géométrique certaine, nécessitant une fabrication par coulée sous pression avec insertion préalable des chemises en fonte dans le moule. La rupture du carter-cylindres signifie souvent la ruine du groupe motopropulseur, c'est pourquoi une attention particulière est portée sur la maîtrise du processus de fabrication et de la filière de dimensionnement.

Ces travaux visent à fournir une modélisation robuste et continue du comportement de l'alliage d'aluminium au cours du procédé de fonderie sous pression et en conditions d'utilisation. Il s'agit dans un premier temps de procéder à une analyse des chargements appliqués sur structure ainsi qu'une caractérisation de l'état métallurgique du matériau. Le second temps des travaux porte sur la construction d'une stratégie de caractérisation mécanique pour l'identification du comportement après trempe et en cours de trempe. Ces conditions d'essais "extrêmes" par rapport à la température de fusion de l'aluminium nécessiteront le développement de protocoles expérimentaux originaux.

Enfin une modélisation permettant de prédire la réponse mécanique de la structure est proposée sur la base des données expérimentales recueillies. La modélisation requise devra prendre en compte en particulier les phénomènes de relaxation de contrainte sur une large gamme de température et de vitesse de déformation pour avoir une bonne représentation des déformées issus du procédé et de leur évolution au cours de l'utilisation des pièces. In fine, la modélisation est intégrée aux outils de calculs PSA puis validée par comparaison aux mesures effectuées sur un composant réel instrumenté.

MOTS CLÉS

Alliage d'aluminium, Hautes températures, Viscoplasticité, Caractérisation, Modèle de comportement.

ABSTRACT

The cylinder block has many functions that result in a geometric complexity requiring a die casting process with prior insertion of cast iron sleeves in the mold. Most of the time, cylinder block's failure means the ruin of the powertrain and thus, a special attention is paid to the control of the manufacturing process and the mechanical design protocol. The project aims to provide a robust and continuous modeling of the aluminum alloy behavior during the die casting process and later, under conditions of use.

The first step will be to analyze loadings applied to the structure as well as to characterize the metallurgical state of the material. The second phase of the work will then focus on the development of a mechanical characterization strategy to characterize the behavior during and after quenching. These "extreme" test conditions with respect to the melting temperature of aluminum will require the development of original experimental protocols.

Furthermore, a constitutive model allowing to predict the mechanical response of the structure will be developed on the basis of collected experimental data. The required model must take into account the stress relaxation phenomena over a very wide range of temperature and strain rate. A predictive representation of the deformed shape resulting of manufacturing and evolution during service life must indeed be obtained. Finally, the model will be integrated into the PSA company calculation tools and will be validated by comparison with the measurements made on a real instrumented component.

KEYWORDS

Aluminium Alloy, High Temperature, Viscoplasticity, Characterization, Constitutive model.